HAL
open science

Développement de solutions thermomécaniques répondant au packaging de l'électronique de puissance en environnement aéronautique

Julien Bajolet

To cite this version:

Julien Bajolet. Développement de solutions thermomécaniques répondant au packaging de l'électronique de puissance en environnement aéronautique. Autre. Université de Lorraine, 2015. Français. NNT : 2015LORR0043 . tel-01751573

HAL Id: tel-01751573

https://hal.univ-lorraine.fr/tel-01751573

Submitted on 29 Mar 2018

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.

UNIVERSITÉ DE LORRAINE

AVERTISSEMENT

Ce document est le fruit d'un long travail approuvé par le jury de soutenance et mis à disposition de l'ensemble de la communauté universitaire élargie.

Il est soumis à la propriété intellectuelle de l'auteur. Ceci implique une obligation de citation et de référencement lors de l'utilisation de ce document.

D'autre part, toute contrefaçon, plagiat, reproduction illicite encourt une poursuite pénale.

Contact : ddoc-theses-contact@univ-lorraine.fr

LIENS

Code de la Propriété Intellectuelle. articles L 122. 4
Code de la Propriété Intellectuelle. articles L 335.2- L 335.10
http://www.cfcopies.com/V2/leg/leg_droi.php
http://www.culture.gouv.fr/culture/infos-pratiques/droits/protection.htm

Thèse de doctorat

Pour l'obtention du titre de

Docteur de l'Université de Lorraine

Spécialité : Mécanique et Energétique

Présentée par

Julien Bajolet

Développement de solutions thermomécaniques répondant au packaging de l'électronique de puissance en environnement aéronautique

Thèse soutenue publiquement le 7 janvier 2015 devant le jury composé de :

Moussa NAIT ABDELAZIZ	Professeur des universités (LML)	Rapporteur
Salim BELOUETTAR	Professeur des universités (LIST)	Rapporteur
Sébastien MERCIER	Professeur des universités (LEM3)	Examinateur
Bruno DAMBRINE	Docteur (SAFRAN)	Examinateur
Vincent HIDELOT	Ingénieur (LPS)	Invité
Régis MEURET	Ingénieur (LPS)	Invité
Paul LIPINSKI	Professeur des universités (LaBPS)	Directeur de Thèse
Sylvain PHILIPPON	Maître de conférences (LaBPS)	Co-encadrant de Thèse

Laboratoire de mécanique **B**iomécanique **P**olymères **S**tructure, E.A. 4632

École **N**ationale d'**I**ngénieurs de **M**etz

1 route d'Ars Laquenexy, 57078 Metz Cedex 3, France

A LA MEMOIRE DE MES DEUX GRAND-MERES

« A VAINCRE SANS PERIL, ON TRIOMPHE SANS GLOIRE »

REMERCIEMENTS

Après trois années de thèse, de partage, d'échange et de bons (et moins bons) moments, le temps est venu de remercier les personnes qui m'ont soutenu et aidé avant, pendant et même après ma thèse. Je demande déjà pardon aux personnes que je vais oublier car il y en aura forcément vu toute l'aide et le soutien que j'ai reçu.

Tout d'abord, je souhaiterais remercier les membres du jury pour avoir accepté de rapporter, examiner et présider ma thèse. Je remercie donc mes rapporteurs M. Moussa NAIT ABDELAZIZ et M. Salim BELOUETTAR pour leurs rapports concernant mes travaux, ainsi que mes examinateurs M. Bruno DAMBRINE de SAFRAN et M. Sébastien MERCIER qui a également accepté de présider mon jury. Je remercie M. Régis MEURET de Labinal Power Systems qui assure un suivi à tous les thésards de LPS et qui m'a donné l'opportunité de réaliser mon stage de Master ainsi que ma thèse dans une des sociétés du groupe SAFRAN. Je remercie aussi mon tuteur M. Vincent HIDELOT qui m'a suivi et accompagné pendant deux ans et qui a toujours su se rendre disponible pour répondre à mes différentes questions. Vincent est devenu au fil du temps un ami et je suis très heureux d'avoir eu la chance de travailler avec une personne aussi sympathique et compétente que lui.

Je remercie M. David MULLER, responsable au Pôle Européen de Plasturgie (PEP) pour avoir accepté l'invitation à ma soutenance de thèse et pour me donner la chance de mettre en application l'expérience acquise au cours de ma thèse dans un centre de recherche sur une thématique nouvelle pour moi : la fabrication additive.

Je remercie les deux formidables personnes qui m'ont encadré au cours de ma thèse. Tout d'abord, M. Paul LIPINSKI qui a été un directeur à l'écoute et qui a toujours été là pour m'aider et répondre à mes questions, je remercie ensuite M. Sylvain PHILIPPON pour tous les bons moments de travail (et autres) passés ensemble.

Chez Hispano-Suiza, je tiens à remercier M. Yannick COLLIN qui a été mon tuteur pour la partie mécanique pendant plus d'un an ainsi que M. Jacques SALAT qui m'a suivi sur les problèmes de thermique. Je remercie Nicolas DELALANDRE qui m'a beaucoup aidé sur la problématique thermique des boitiers aussi bien pendant mon master que pendant ma thèse. Je

remercie tous les membres du BE MECA et des autres services avec qui j'ai eu l'occasion de travailler : Brice, Jean-Michel (Castañeros), Denis, Jean-Luc, Rémi G (Remaïe), Rémi P, Brani, Jean-Laurent, Raïs (Caporal), Mathieu, Toni, Houmam, François, Sandrine et les deux meilleurs Manu et Akli. Je remercie aussi mon ami Pinto avec qui je suis allé en pause à chacun de mes déplacements à Villaroche.

J'adresse mes remerciements aux enseignants de l'ENIM pour leur aide au cours des cinq années d'étude où ils m'ont transmis une partie de leur savoir et pour les trois années de thèse où ils ont continué à m'aider : MM. ZILLE, MANSANTI, LEFEBVRE, DEBUISSON, HUYNEN, VIEVILLE, TIDU ainsi que tous les autres. Je remercie également les membres du LEM3 que j'ai régulièrement côtoyé : Roxane et Laurent ainsi que les personnes du laboratoire qui nous ont aidés tous les jours à préparer nos déplacements et autres : Viviane et Marilyne. Je remercie aussi Bernard BOLLE qui nous a malheureusement quittés trop tôt. Je pense souvent à toi et à nos longues discussions sur la moto, la mécanique et tout le reste.

J'adresse un énorme remerciement à mes collègues thésards que j'ai côtoyé pendant ces trois années. Je commence par les plus anciens : Flo, Nico et Potiok qui ont terminé les premiers et ont laissé un grand vide. Ensuite ceux de ma promo et après : Benjamin, Bruno, Wiyao, Victor et Arnaud à qui je souhaite bon courage pour la suite. Et pour finir le noyau dur : le bureau 1B20. Avec les membres fondateurs : Benjamin (HyperBenj, Benjaqus, Benjamill, …) qui m'a prouvé que l'on pouvait détester tout et tout le monde et quand même garder le sourire ; Polo sans qui ma thèse aurait été bien plus compliquée car sans montage d'essai… et Guigui qui m'a prouvé que le nez ne fait pas le moine. Les moments passés à quatre dans notre bureau ont été pour moi les meilleurs de ma thèse et je serai chanceux d'avoir ne serait-ce qu'un seul d'entre vous encore une journée dans mon bureau afin de me rappeler à quel point tout était parfait. Puis je remercie les membres suppléants : Julien (Bryan) qui a partagé mon bureau et que je suis ravi de connaître depuis plus de quatre ans, Mathieu (Velcro, Phoenix, …) qui a su être un représentant des thésards exemplaire lors de l'organisation des manifestations type galette des rois et Poupou qui m'a prouvé que l'on pouvait porter un pantalon jaune sans être ridicule. Je remercie très chaleureusement Alban qui malgré une thématique compliquée dans un laboratoire compliqué a toujours gardé le sourire et a toujours répondu présent en cas de besoin.

Je voudrais ensuite remercier mes amis que j'ai connus lors de mon arrivée à l'ENIM : Geoffrey : notre délégué et Claire, Mike et Flo, John, Zaza, Juanos et Mél, Pierre, Jérôme (mon

héros) et Val, Fœtus et tous les autres. Je suis ravi de pouvoir encore passer du temps avec vous, même si nos chemins se sont séparés. Mais je sais que nous resterons en contact pour nous rappeler tous les bons moments que nous avons passé lors de nos cinq années d'étude qui se sont déroulées dans une ambiance que je n'aurais jamais pensé trouver dans une école après le Bac. Je remercie tous les autres qui n'ont pas fait partie de mon groupe mais avec qui j'ai passé de supers moments : Mitch, Mout, Michèle, Pinto, Maz, Tony, Cactus, Al et les autres.

Je tiens à adresser un énorme merci à ma famille qui a pu en grande partie venir assister à ma soutenance. Mais je remercie tout particulièrement ma maman : Virginie. Comment résumer avec de simples mots ce que ma mère m'a offert ? C'est impossible car depuis ma venue au monde, ma maman m'a aidé, soutenu, encouragé, guidé et poussé pour que je fasse toujours de mon mieux. Je lui dois tout, que ce soit sur le plan personnel ou professionnel. Elle a toujours été là pour m'aider même en rentrant fatiguée du travail, elle m'a offert tout ce que je désirais ou ce dont j'avais besoin. Ma mère m'a offert ma première voiture, mon premier travail, mon premier vélo ainsi que tout son amour. Bref, une personne exceptionnelle avec qui j'ai passé vingt-six merveilleuses années de colocation et je lui serai éternellement reconnaissant. Merci maman.

Je remercie également mes beaux-parents : Régis et Pascale pour être venus à ma soutenance et pour m'avoir hébergé lors de mes déplacements en région parisienne pendant mes trois années de thèse.

Et je garde la meilleure pour la fin, je remercie Julie Meuret, qui partage ma vie depuis bientôt sept ans, pour m'avoir soutenu et encouragé pendant mes études d'ingénieur ainsi que ma thèse. Tous les moments passés ensemble ont été les plus beaux de ma vie et je sais que les prochains le seront encore plus. Après tant d'années à vivre séparés l'un de l'autre, nous allons enfin pouvoir habiter ensemble et construire notre vie à deux. Sans oublier la présence de nos animaux : Catia, Heyton, Nolan, Lenny et Titou (qui nous a malheureusement été enlevé). J'ai hâte de voir ce que l'avenir nous réserve et je sais que ce ne sera que du bonheur. Je t'aime.

Je remercie toutes les personnes que je n'ai pas citées ainsi que tous ceux qui auront fait l'effort de lire cette liste non exhaustive de remerciements jusqu'au bout.

NOMENCLATURE

d^{comp}	Densité d'un composite en kg/m^3
d^{fibre}	Densité du matériau composant les fibres en kg/m^3
$d^{matrice}$	Densité du matériau composant les fibres en kg/m^3
φ^{fibre}	Fraction volumique de fibres
$\varphi^{matrice}$	Fraction volumique de matrice
E	Module de Young en MPa
E_{long}	Module de Young longitudinal en MPa
E_{trans}	Module de Young longitudinal en MPa
G	Module de cisaillement en MPa
ν_{12}	Coefficient de Poisson
α_{long}	Coefficient de dilatation thermique longitudinal en K^{-1}
α_{trans}	Coefficient de dilatation thermique transversal en K^{-1}
$\sigma_{\max}$	Contrainte maximale admissible en traction en MPa
K_{long}	Conductivité thermique longitudinale en W/m/K
K_{trans}	Conductivité thermique transversale en W/m/K
C_p	Chaleur spécifique en J/kg/K
C_{ldm}^{comp}	Matrice de rigidité d'un composite homogénéisé avec la loi des mélanges
λ	Coefficient de Lamé
$C_{carrée}^{comp}$	Matrice de rigidité d'un composite homogénéisé avec une homogénéisation périodique carrée
C_{hexa}^{comp}	Matrice de rigidité d'un composite homogénéisé avec une homogénéisation périodique hexagonale
$\left\{L^{fibre}\right\}$	Tenseur de localisation de la fibre
$\left\{L^{matrice}\right\}$	Tenseur de localisation de la fibre
ε	Déformation

θ	Angle d'orientation des fibres d'un pli dans un composite en °
$[S]$	Matrice de souplesse
c	$\cos\theta$
s	$\sin\theta$
$[Q]$	Matrice de raideur dans le plan global (x,y)
$[Q"]$	Matrice de raideur dans le plan local (X,Y)
$[A]$	Matrice de raideur des efforts en membrane
$[C]$	Matrice de raideur des efforts en flexion
e	Epaisseur du stratifié en mm
X	Contrainte longitudinale maximale admissible d'un pli en MPa
Y	Contrainte transversale maximale admissible d'un pli en MPa
Q	Contrainte maximale admissible en cisaillement d'un pli en MPa
f_i	Fraction volumique d'un volume
v	Ouverture d'un élément cohésif
β_1	Coefficient de déplacement pour la ténacité en mode II
β_2	Coefficient de la ténacité en mode II
G_c	Ténacité d'interface
q	Facteur linéaire / exponentiel
E'	Module primaire
E''	Module secondaire
$\tan\delta$	Facteur de perte

ACRONYMES

RTCA	Radio Technical Commission for Aeronautics
CEM	Compatibilité électromagnétique
EMCU	Emergency Motor Control Unit
EBMA	Electrical Back-up Mechanical Actuator
EBAC	Electrical Braking Actuating Controller
ETRAS	Electrical Thrust Reverser Actuation System
ETRAC	Electrical Thrust Reverser Actuation Controler
TRPU	Thrust Reverser Power Unit
FADEC	Full Authority Digital Engine Control
FML	Fiber Metal Laminate
CMO	Composite à Matrice Organique
CMM	Composite à Matrice Métallique
CMAl	Composites à Matrice Aluminium
CMMg	Composites à Matrice Magnésium
CMTi	Composites à Matrice Titane
UD	Fibres Unidirectionnelles
Carbone HM	Haut Module
Carbone HR	Haut Résistance
CARALL	CARbon Aluminium Laminate
TiGr	Titan Graphite
GLARE	GLAss REinforced
ARALL	ARamid Aluminium Laminate
RBE	Rigib Body Element
DMA	Dynamic Mechanical Analysis
FRF	Fonction de Réponse en Fréquence
DCB	Double Cantilever Beam
LTN	Laboratoire Thermocinétique de Nantes

TABLE DES MATIERES

Introduction **1**

Chapitre 1 Pré-étude technique de boitiers et contexte scientifique **5**

1.1 Contexte technique 5
1.1.1 Analyse de boitiers existants 6
1.1.1.1 Boitier EMCU 7
1.1.1.2 Boitier EBAC 8
1.1.1.3 Boitiers ETRAC et TRPU 9
1.1.1.4 Conclusions sur les bilans de masse des boitiers 11
1.1.2 Recherche des fonctions 13
1.1.3 Critères des fonctions et leurs poids 13
1.1.4 Principaux contributeurs de masse 15
1.2 Contexte scientifique 17
1.2.1 Recherche de solutions 17
1.2.1.1 Les Fiber Metal Laminate (FML) 18
1.2.1.2 Les composites à matrice métallique (CMM) 23
1.2.1.3 Les polymères et composites métallisés 27
1.2.2 Analyse de la valeur 32
1.2.3 Etude des gains potentiels 35
1.2.3.1 Nettoyage de la géométrie 36
1.2.3.2 Maillage des composants du boitier 37
1.2.3.3 Analyse modale 38
1.2.3.4 Résultats de l'analyse modale 39
1.2.3.5 Gains sur les boitiers modifiés 40
1.3 Conclusion 42
1.4 Références 43

Chapitre 2 Modélisation analytique des composites stratifiés 45

2.1 Démarche d'homogénéisation 45
2.2 Homogénéisation d'un pli 46
2.2.1 Pli composé de fibres unidirectionnelles (UD) 46
2.2.1.1 Homogénéisation type loi des mélanges 47
2.2.1.2 Homogénéisation périodique 49
2.2.1.3 Comparaison des différentes homogénéisations 54
2.2.2 Pli composé de tissus 61
2.2.2.1 Homogénéisation d'un pli en composite tissé 61
2.2.2.2 Représentation d'un tissu en simulation numérique 64
2.3 Homogénéisation d'un stratifié composite 66
2.3.1 Propriétés d'un pli 66
2.3.2 Théorie des stratifiés 68
2.3.2.1 Membrane 68
2.3.2.2 Flexion 69
2.3.2.3 Dilatation thermique 69
2.3.2.4 Propriétés thermiques 70
2.3.2.5 Critères de rupture 70
2.4 Choix des stratifiés pour les essais expérimentaux 72
2.5 Conclusion 77
2.6 Références 77

Chapitre 3 Matériaux et méthodes de caractérisation 79

3.1 Introduction 79
3.2 Fabrication des plaques 80
3.2.1 Détails des empilements 80
3.2.1.1 Carall 5-2 tissé 82
3.2.1.2 Carall 5-2 UD 83

3.2.1.3 Glare 5-2 83
3.2.1.4 Carbone + bronze mesh 84
3.2.2 Stratification 85
3.2.3 Découpe des éprouvettes 87
3.2.3.1 Liste des éprouvettes 88
3.2.3.1 Numérotation des éprouvettes 89
3.2.4 Vérification des stratifiés 89
3.3 Essais expérimentaux et simulation numérique 92
3.3.1 Liste des essais 92
3.3.2 Simulation numérique des composites 93
3.3.2.1 Propriétés matériaux 94
3.3.2.2 Gestion des interfaces 95
3.3.3 Détails des essais et simulations correspondantes 98
3.3.3.1 Essai de traction 99
3.3.3.2 Essai de marteau d'impact 103
3.3.3.3 Essai de cisaillement 109
3.3.3.4 Essai de DMA (Dynamic Mechanical Analysis) 118
3.3.3.5 Essai de DCB (Double Cantilever Beam) 121
3.3.3.6 Essai de délaminage dynamique 124
3.3.3.7 Essais de caractérisation thermique 131
3.4 Conclusion 131
3.5 Références 132

Chapitre 4 Propriétés matériaux 135

4.1 Introduction 135
4.2 Carall 5-2 tissé 137
4.2.1 Propriétés statiques 138
4.2.2 Propriétés dynamiques 143
4.2.3 Résumé des propriétés du Carall 5-2 tissé 148
4.3 Carall 5-2 UD 150

4.3.1 Propriétés statiques 151
4.3.2 Propriétés dynamiques 154
4.3.3 Résumé des propriétés du Carall 5-2 UD 159
4.4 Glare 5-2 160
4.4.1 Propriétés statiques 162
4.4.2 Propriétés dynamiques 166
4.4.3 Résumé des propriétés du Glare 5-2 171
4.5 Carbone + Bronze mesh 172
4.5.1 Propriétés statiques 173
4.5.2 Propriétés dynamiques 176
4.5.3 Résumé des propriétés du Carbone + bronze mesh 180
4.6 Comparaison des matériaux 181
4.7 Conclusion **188**

Chapitre 5 Propriétés matériaux 191

5.1 Introduction 191
5.2 Protocole expérimental 192
5.3 Evolution des propriétés dans le temps 197
5.3.1 Carall 5-2 tissé 198
5.3.2 Carall 5-2 UD 203
5.3.3 Glare 5-2 207
5.3.4 Carbone + bronze mesh 212
5.4 Comparaison des matériaux 218
5.5 Conclusion 220
5.6 Références 220

Conclusion 221

Résumé 225

Abstract 227

INTRODUCTION GENERALE

Le domaine aéronautique est actuellement en pleine expansion avec le trafic aérien qui devrait doubler d'ici 2030. Les avions devront donc transporter plus de personnes pour augmenter leur rentabilité. La réduction de masse des avions est devenue un enjeu crucial pour augmenter la masse transportable mais aussi pour baisser la consommation en carburant des aéronefs du fait de l'explosion du prix du pétrole (le prix du baril est passé de 35$ en 2003 à 127$ en 2013). Les fabricants du milieu aéronautique cherchent des solutions pour diminuer la masse de toutes les parties constituants les avions (structure, fuselage, moteurs, …). Les boitiers électroniques embarqués doivent faire partie de l'allègement global des équipements aéronautiques. Il existe plus de trois cent boitiers dans un avion de ligne ; ces boitiers commandent les différents systèmes de l'avion : distribution de l'électricité, contrôle moteur, train d'atterrissage, climatisation, etc. Depuis quelques années, les équipementiers aéronautiques électrifient des systèmes qui étaient essentiellement hydrauliques et pneumatiques et ceci pour des questions de fiabilité, de maintenance et de coût. Les exemples les plus marquants sont les freins électriques du Boeing 787 et les inverseurs de poussée de l'Airbus A380. Le remplacement des systèmes électriques s'inscrit dans le projet de l'avion plus-électrique mené par le groupe SAFRAN depuis plusieurs années. Les avantages de l'avion plus-électrique sont nombreux : l'installation des systèmes est plus simple et rapide, la maintenance des systèmes est facilitée et plus espacée, la fiabilité des systèmes est améliorée, l'utilisation de fluides corrosifs n'est pas nécessaire, ce qui limite le risque de fuite pouvant représenter un danger pour l'intégrité de l'avion, la masse globale du système électrique est inférieure à celle du système équivalent en hydraulique grâce au retrait des filtres, des pompes et des tuyaux. En revanche, l'emploi de systèmes électriques pour des applications nécessitant une puissance importante (commandes de freins ou d'inverseurs de poussée par exemple) oblige à utiliser des modules électroniques de puissance qui génèrent des calories qu'il faut ensuite évacuer ou stocker selon la durée de fonctionnement. Dans le cas des inverseurs de poussée, la durée de déploiement est d'environ trois secondes, par conséquent il n'est pas possible d'évacuer les calories produites par les modules de puissance vers une source froide. Par contre, des boitiers contrôlant les commandes de vol fonctionnent en permanence ; il faut évacuer les calories produites par les contrôleurs vers des sources froides de façon continue. Pour les puces des modules de puissance, la température maximale d'utilisation est d'environ 90°C. Les problèmes thermiques sont à prendre en compte lors de la conception d'un boitier tout comme les sollicitations mécaniques

qui seront imposées. L'environnement où se situent les boitiers implique des choix importants de conception, il existe trois grandes familles d'environnements pour les boitiers. Le premier emplacement, qui est le moins sévère dans un avion, est une armoire ventilée pour boitiers. Dans ces armoires, le refroidissement des boitiers est assuré par une circulation d'air et les efforts mécaniques sont repris par l'armoire elle-même. Le deuxième emplacement est la soute de l'appareil, où la température est celle de l'extérieur de l'avion (pour un avion de ligne volant à 13 000 mètres d'altitude, la température extérieure est d'environ -50°C) mais les sollicitations mécaniques sont plus importantes que dans une armoire. Le dernier emplacement est le plus sévère pour un boitier électronique : l'environnement moteur dans la nacelle du réacteur. La raison pour laquelle les boitiers sont installés dans la nacelle est que le passage des câbles de puissance sur de longues distances au travers des ailes est risqué du fait de la présence du carburant dans ces zones. La haute température du réacteur oblige à refroidir les boitiers pendant leur fonctionnement. De plus, les vibrations engendrées par le réacteur compliquent considérablement l'installation des boitiers dans la nacelle. Il y a enfin la problématique électrique à prendre en compte. Un avion est en moyenne foudroyé deux fois par an, il faut donc s'assurer que l'avion se comporte comme une cage de Faraday afin de laisser passer le courant. Si une partie de l'avion n'est pas conductrice, la haute intensité d'un courant de foudre peut détruire une partie de l'aéronef, ce qui peut avoir des conséquences dramatiques. L'environnement électromagnétique des boitiers représente une menace car il ne faut pas que des signaux venant de l'avion ou du sol perturbent le bon fonctionnement des boitiers. En résumé, la conception d'un boitier électronique est un problème multiphysique qui fait intervenir des problématiques mécaniques, thermiques et électriques tout en étant le plus léger possible.

Le but de cette étude est de proposer des solutions qui répondent aux problèmes multiphysiques énoncés précédemment pour réduire la masse. La première partie de la thèse consiste à définir les contextes technique et scientifique liés aux boitiers électroniques en réalisant une étude de boitiers existants pour choisir les principaux contributeurs de masse afin de réduire de façon significative la masse globale des équipements électroniques embarqués. Le premier chapitre montrera que l'emploi de matériaux composites pour remplacer l'aluminium omniprésent dans les boitiers est la solution qui permettra d'avoir le gain de masse le plus important sans dégrader les performances actuelles des boitiers. Ensuite, dans le deuxième chapitre, une étude analytique permettra de choisir des assemblages de composites parmi l'infinité de possibilités qu'offrent les stratifiés composites en terme de matériaux, d'orientation, de nombre de plis, épaisseurs et nombre de plis. La troisième partie de ce mémoire permettra de comprendre comment fabriquer et caractériser les stratifiés

composites sélectionnés. Des sollicitations statiques, dynamiques à fréquences variables ainsi que des variations de température permettront de mieux connaitre le comportement des stratifiés et de vérifier la pertinence des modèles établis dans le deuxième chapitre. Ensuite, un chapitre détaillera les résultats obtenus lors des différents essais de caractérisation. Ces exploitations permettront de donner des conclusions sur le comportement des composites quant à leur emploi dans des boitiers électroniques. Le dernier chapitre sera consacré à l'étude du vieillissement accéléré des composites en humidité et en température. L'analyse de l'évolution de la masse ainsi que des tests de caractérisation permettront de définir les possibilités d'utilisation de stratifiés composites dans des environnements sévères. Une conclusion générale ainsi que des perspectives termineront ce mémoire.

CHAPITRE 1

PRE-ETUDE TECHNIQUE DE BOITIERS ET CONTEXTE SCIENTIFIQUE

Table des matières

1.1 Contexte technique 5
1.1.1 Analyse de boitiers existants 6
1.1.2 Recherche des fonctions 13
1.1.3 Critères des fonctions et leurs poids 13
1.1.4 Principaux contributeurs de masse 15
1.2 Contexte scientifique 17
1.2.1 Recherche de solutions 17
1.2.2 Analyse de la valeur 32
1.2.3 Etude des gains potentiels 35
1.3 Conclusion 42
1.4 Références 43

1.1 Contexte technique

Tous les équipements utilisés sur des avions de ligne civils ou des avions militaires doivent répondre à des normes en fonction de leur utilité et de leur emplacement dans l'aéronef. En effet, le boitier qui contrôle les systèmes de divertissement des passagers ne répondent pas aux mêmes contraintes que les boitiers qui contrôlent les réacteurs. Afin de comprendre les fonctions devant être remplies par les boitiers électroniques, une analyse fonctionnelle des boitiers doit être réalisée. Le but d'une analyse fonctionnelle est de revenir aux fonctions que doit réaliser un produit pour permettre au bureau d'études d'optimiser la conception et ainsi de répondre au juste besoin. L'expertise du bureau d'étude est nécessaire afin de bénéficier de leur retour d'expérience. Dans le cas des boitiers électroniques en aéronautique, l'objectif est de trouver des matériaux et/ou technologies permettant de réduire la masse des parties mécanique et thermique présentes dans les boitiers. En effet, dans toute cette étude, la masse des équipements électroniques (cartes électroniques équipées, capacités, modules de puissance, …)

sera considérée mais la recherche de diminution de la masse portera uniquement sur les pièces servant à maintenir, protéger et assurer la gestion thermique des composants électroniques. La démarche d'analyse fonctionnelle comporte plusieurs phases ; en premier lieu, un bilan de masse sur des boitiers électroniques existants doit être réalisé afin d'identifier les principaux contributeurs au niveau de leurs masses globales. En utilisant les résultats des bilans de masse, les fonctions que doit remplir un boitier électronique pourront être identifiées. Des critères sont ensuite attribués pour chaque fonction de manière à mieux évaluer les solutions proposées. Après une recherche de solutions innovantes, une analyse de la valeur par fonction doit être réalisée pour identifier les solutions réalisant le mieux cette dernière. Une analyse de la valeur globale, par rapport au boitier, permet d'évaluer les solutions intéressantes d'un point de vue global par rapport au boitier. Pour finir, les solutions les plus prometteuses pour réduire la masse peuvent être expérimentées.

1.1.1 Analyse de boitiers existants

La norme DO160 (Environmental Conditions and test Procedures for Airborne Equipment) approuvée par la RTCA (Radio Technical Commission for Aeronautics) réglemente le fonctionnement des équipements électroniques embarqués. Cette norme est composée de vingt-six sections qui permettent de déterminer les procédures de test en fonction des environnements (RTCA, 2010).

Les sections les plus contraignantes de cette norme concernent les variations de température qui peuvent affaiblir les liaisons entre les différents composants, l'humidité et le brouillard salin qui entrainent de la corrosion, le passage de courant de foudre (lorsque l'avion est frappé par la foudre) et le feu.

L'analyse réalisée dans ce travail permet d'identifier la répartition des masses de boitiers électroniques existants afin de savoir quelles parties des boitiers peuvent être améliorées. La masse totale de chaque boitier a été déterminée en pesant les pièces réelles ou grâce à différents documents (modèles 3D, documents techniques ou boitier réel de démonstration) pour ensuite identifier les parties répondant à des besoins électronique, mécanique et thermique définis comme suit :

- Masse électronique : une carte équipée constituée d'un circuit imprimé nu, de composants et de connecteurs internes, les modules de puissance, les capacités, câbles, busbars, etc

- Masse mécanique : toutes les pièces mécaniques (faces extérieures, supports de cartes, borniers, vis, etc) ainsi que les connecteurs externes
- Masse thermique : partie des pièces mécaniques répondant à un besoin thermique (ailettes, surépaisseurs, déflecteurs, etc)

1.1.1.1 Boitier EMCU

Figure 1.1 Boitier EMCU

Le Boitier EMCU (Emergency Motor Control Unit) du système EBMA (Electrical Back-up Mechanical Actuator) représenté sur la figure 1.1 est le système qui contrôle les trains d'atterrissage de l'Airbus A400M en mode « secours ». L'Airbus A400M étant un avion militaire, les normes de conception sont différentes des boitiers destinés à des applications civiles. La maintenance doit être plus rapide (remplacement des boitiers ou parties de boitiers en moins de quinze minutes), la résistance mécanique des boitiers doit également être plus importante notamment au niveau des chocs ou impacts balistiques. Ce boitier est situé en soute ce qui n'est pas un environnement sévère concernant les sollicitations mécaniques et thermiques.

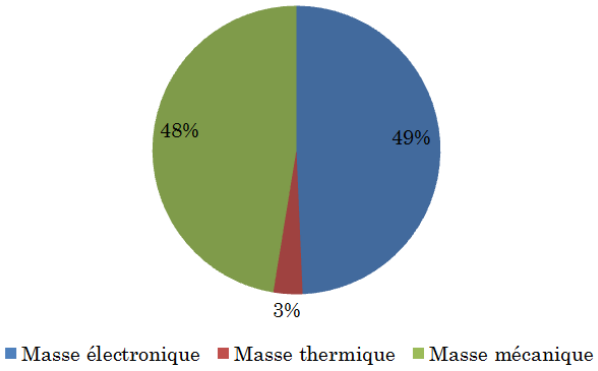


Figure 1.2 Répartition de la masse du boitier EMCU

D'après la figure 1.2, les boitiers placés dans la soute d'un avion militaire présentent un ratio d'environ 50% de masse électronique contre 50% de masse mécanique/thermique. Pour un avion civil, la part de masse mécanique pourrait être légèrement plus faible du fait de contraintes de dimensionnement moins sévères.

1.1.1.2 Boitier EBAC

Figure 1.3 Boitier EBAC

Le Boitier EBAC (Electrical Braking Actuating Controller) représenté sur la figure 1.3 contrôle le système de freinage électrique du Boeing 787 Dreamliner. Le Boeing 787 est un avion de ligne civil, les normes de conception des boitiers électroniques sont majoritairement imposées par la norme DO 160. Ce boitier est situé dans une baie avionique ventilée ce qui n'est pas un environnement sévère concernant les sollicitations mécaniques et thermiques.

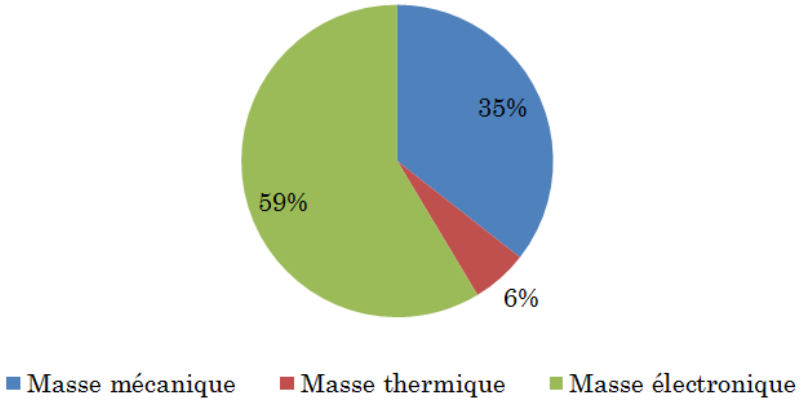


Figure 1.4 Répartition de la masse du boitier EBAC

D'après la figure 1.4, les boitiers placés dans une baie avionique présentent un ratio d'environ 60% de masse électronique contre 40% de masse mécanique/thermique. Ceci s'explique par le

fait que l'armoire qui contient les boitiers supporte la plupart des efforts de vibration. De plus, les baies sont ventilées, ce qui assure la gestion thermique et facilite le refroidissement des boitiers. Le boitier EBAC contrôle le système de freinage mais une partie des cartes fonctionne en continu, la gestion thermique de ce boitier est donc importante. C'est ce qui explique la présence de déflecteurs pour canaliser le flux d'air ventilé sur les parties chaudes, d'ailettes pour augmenter la surface d'échange avec l'air frais ou de surépaisseurs pour contenir l'utilisation des modules de puissance lors du freinage de l'appareil.

1.1.1.3 Boitiers ETRAC et TRPU

Figure 1.5 Boitier ETRAC

Le Boitier ETRAC (Electrical Thrust Reverser Actuation Controler) représenté sur la figure 1.5 est le boitier de contrôle du système ETRAS (Electrical Thrust Reverser Actuation System) qui gère l'ouverture et la fermeture des inverseurs de poussée de l'Airbus A380. Comme le montre la figure 1.6, seuls deux des quatre réacteurs de l'A380 sont équipés d'inverseurs de poussée. Les inverseurs de poussée réalisent un tiers de la puissance de freinage nécessaire à l'arrêt complet d'un avion, le reste du freinage est assuré par les volets sur les ailes et par les freins des trains d'atterrissage. L'Airbus A380 est un avion de ligne civil, les règles de conception des boitiers électroniques sont majoritairement imposées par la norme DO 160. Ce boitier est situé dans la nacelle du réacteur ce qui est un environnement sévère concernant les sollicitations mécaniques et thermiques.

Figure 1.6 Photo d'un inverseur de poussée d'A380 lors d'un atterrissage

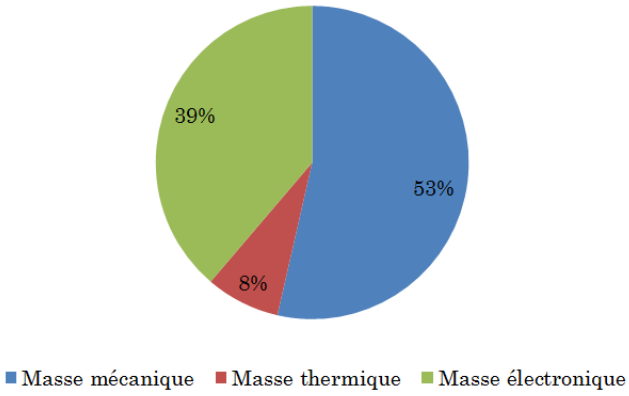


Figure 1.7 Répartition de la masse du boitier ETRAC

D'après la figure 1.7, les boitiers placés en environnement moteur (dans la nacelle) présentent un ratio d'environ 40% de masse électronique contre 60% de masse mécanique/thermique. Ceci s'explique par le fait que les boitiers doivent être protégés des vibrations engendrées par le moteur. De plus la température ambiante est d'environ 85°C et la température maximale des cartes est d'environ 100°C, ce qui implique l'utilisation de dissipateur thermique (épaisseurs importantes d'aluminium) pour augmenter la surface d'échange et faciliter l'évacuation des calories produites par les composants électroniques.

Figure 1.8 Boitier TRPU

Le Boitier TRPU (Thrust Reverser Power Unit) représenté sur la figure 1.8 est le boitier de puissance du système ETRAS (Electrical Thrust Reverser Actuation System) qui gère l'ouverture et la fermeture des inverseurs de poussée de L'Airbus A380.

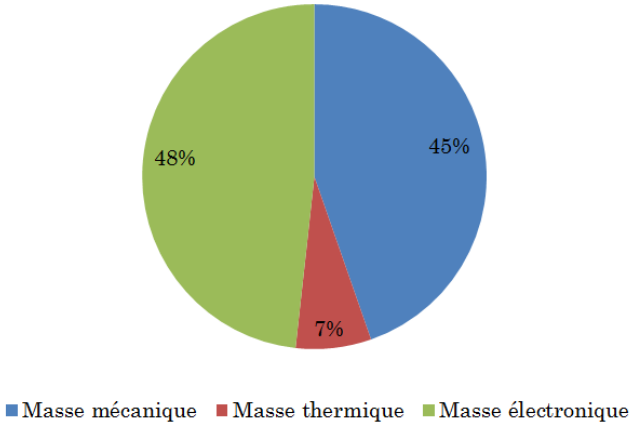


Figure 1.9 Répartition de la masse du boitier TRPU

Les boitiers de puissance comme le TRPU fonctionnent pendant de courtes durées, la gestion thermique est donc assurée par des surépaisseurs d'aluminium sur les pièces où sont fixés les composants électroniques qui vont produire des calories. Comme le montre la figure 1.9, la répartition de la masse est de 48% pour la masse électronique et 52% pour la masse mécanique et thermique.

1.1.1.4 Conclusions sur les bilans de masse des boitiers

L'environnement où est situé un boitier électronique embarqué influe sur sa conception comme le montrent les bilans de masse sur quatre boitiers situés dans des environnements différents

et ayant des fonctions différentes. Plus l'environnement est sévère, plus le pourcentage de masse mécanique et thermique est important. En effet, la masse des composants électroniques ne varie pas en fonction de l'environnement, seules les parties mécaniques et thermiques doivent s'adapter pour répondre aux sollicitations induites par l'environnement extérieur. L'environnement le moins sévère est la baie avionique ventilée où les boitiers sont fixés dans une armoire ventilée qui reprend la plupart des efforts de vibration et qui assure un refroidissement avec un flux d'air frais. Ensuite, la soute est un environnement plus sévère que la baie avionique mais la faible température ambiante (environ -50°C) facilite la gestion thermique. Et pour finir, l'environnement moteur est le plus sévère des environnements étudiés avec des vibrations importantes et une température ambiante élevée (environ 85°C) qui impliquent des conceptions particulières pour répondre aux normes. En effet, la fixation du boitier ne doit jamais céder car la chute d'un boiter dans la nacelle pourrait endommager un réacteur et donc compromettre l'intégrité de l'appareil. Il existe un environnement encore plus sévère que la nacelle pour les boitiers, le réacteur. Les boitiers FADEC (Full Authority Digital Engine Control) contrôlent les réacteurs, leur rôle est donc primordial. Ces boitiers sont fixés sur les réacteurs comme le montre la figure 1.10. Les vibrations ainsi que la gestion thermique en font le boitier le plus complexe d'un avion du fait de la proximité du réacteur. Ces boitiers ne seront pas considérés dans cette étude car les choix de conception des boitiers en environnement moteur sont trop contraignants comparés aux autres environnements.

Figure 1.10 Installation d'un FADEC sur un réacteur

Le paragraphe suivant sera consacré à l'identification des fonctions essentielles que doivent remplir les boitiers quel que soit l'environnement où ils seront installés.

1.1.2 Recherche des fonctions

Pour s'affranchir des solutions technologiques existantes et trouver des nouvelles solutions innovantes répondant au juste besoin, un boîtier électronique doit être considéré en tant que fonctions et non en tant que solutions. Au niveau global, trois fonctions principales ont été identifiées :

- F1 : Fonction « Protéger de l'environnement », cette fonction regroupe trois sous-fonctions qui répondent la norme DO 160 :
    - F11 : Protéger des sollicitations vibratoires
    - F12 : Protéger des agressions extérieures
    - F13 : Protéger des agressions CEM (champs électromagnétiques provenant de l'intérieur ou de l'extérieur du boitier)
- F2 : Fonction « Assurer le refroidissement », cette fonction regroupe trois sous-fonctions représentant les différents modes de refroidissement :
    - F21 : Transporter les calories
    - F22 : Evacuer des calories
    - F23 : Stocker des calories
- F3 : Fonction « Assurer les connections électriques », cette fonction exprime le besoin d'assurer le transport de signaux d'informations ou de puissance dans le boitier et avec l'extérieur du boitier. Cette fonction n'est pas concernée par cette étude.

Après avoir identifié toutes les fonctions que doit remplir un boitier électronique, il faut attribuer des critères à chaque fonction pour évaluer les différentes solutions envisagées de la manière la plus objective possible. Le but est d'obtenir les solutions optimales pour chaque fonction sans perdre de vue l'intégration globale d'un boitier complet.

1.1.3 Critères des fonctions et leurs poids

Dans cette analyse, plusieurs critères sont présents pour chaque fonction avec le coefficient d'importance (ou poids) allant de 1 à 5 indiqué entre parenthèses :

- La densité (5) : le matériau utilisé pour composer les éléments du boitier doit être le plus léger possible, en conservant des propriétés mécaniques suffisantes en fonction de l'application
- L'assemblage (4) : le matériau utilisé doit pouvoir être mis en forme et s'assembler avec les autres composants pour former un boitier

- L'industrialisation (3) : les nouveaux matériaux demandent souvent de nouvelles technologies pour les obtenir et les mettre en forme, il faut donc penser à la manière dont les éléments de boitier vont être fabriqués ainsi qu'à la liste de matériaux autorisés pour la fabrication (compatibilité REACH)
- Le coût (2) : le but de ce critère est de tenir compte du prix des matériaux et de leur mise en œuvre pour évaluer les solutions. Le critère de coût est évalué à moyen terme et à long terme pour tenir compte des évolutions envisagées dans le développement des nouveaux matériaux ainsi que de leur mise en forme et assemblage

Les autres critères sont propres à chaque fonction et permettent d'évaluer la pertinence des solutions à répondre à une fonction précise, les coefficients d'importance des critères sont de 5 car ils conditionnent la réponse à la fonction :

- Fonction « Protéger des sollicitations vibratoires » : le module de Young et l'amortissement du matériau choisi sont prépondérants
- Fonction « Protéger des agressions extérieures » : la ductilité et la capacité à absorber les chocs sont importants
- Fonction « Protéger des agressions CEM » : la conductivité électrique (courant de foudre) et les permittivités électrique et magnétique (blindage HIRF : High Intensity Radiated Fields) permettent d'empêcher les signaux de perturber les composants et circuits du boitier
- Fonction « Transporter les calories » : les conductivités thermiques dans toutes les directions permettent au flux de chaleur de parcourir la structure vers une ou plusieurs sources froides
- Fonction « Evacuer les calories » : le coefficient d'échange avec l'extérieur est déterminant, il dépend de la nature du matériau et de la surface d'échange
- Fonction « Stocker les calories » : la chaleur spécifique du matériau utilisé permet de connaître la capacité de stockage de chaleur d'une pièce de boitier

Tous ces critères vont permettre d'évaluer au mieux les différentes solutions de manière objective et impartiale.

1.1.4 Principaux contributeurs de masse

Pour ne pas se disperser en cherchant des solutions pour diminuer la masse des boitiers, une analyse de la répartition de la masse par fonction a été réalisée. Le but est de travailler sur les plus gros contributeurs de masse pour un boitier. Cette analyse permet d'améliorer la conception de ces pièces en changeant de matériau et en repensant l'intégration et la conception des structures.

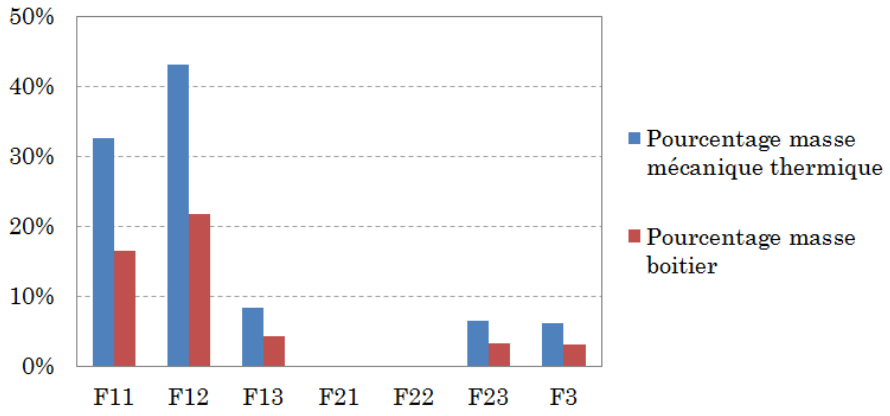


Figure 1.11 Répartition de la masse par fonction : EBMA

Pour le boitier EBMA, la fonction « Protéger de l'environnement » représente 84% de la masse mécanique du boitier. En effet, ce boitier ne demande pas de gestion thermique particulière. Seule une pièce massive en aluminium permet le stockage des calories produites par des transistors.

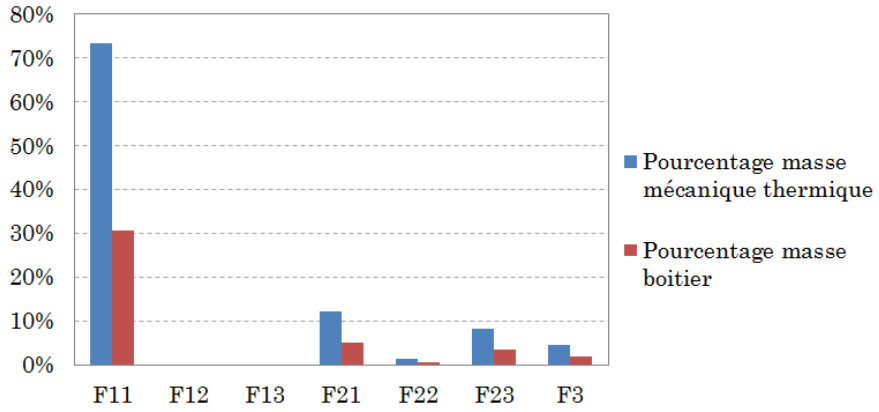


Figure 1.12 Répartition de la masse par fonction : EBAC

Pour le boitier EBAC, la fonction « Protéger de l'environnement » représente 73% de la masse mécanique du boitier. Ce boitier est dans une baie avionique ventilé, il n'y a donc pas de gestion thermique nécessaire.

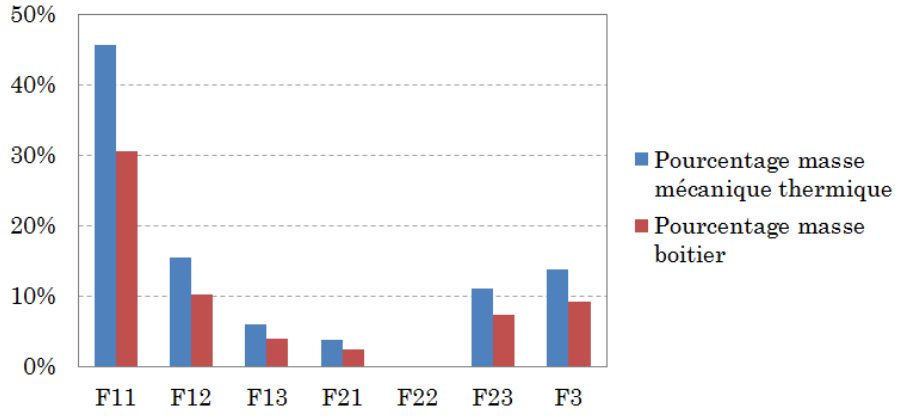


Figure 1.13 Répartition de la masse par fonction : ETRAC

Pour le boitier ETRAC, la fonction « Protéger de l'environnement » représente 67% de la masse mécanique du boitier. Ce boitier est en environnement moteur et il est donc nécessaire d'assurer le refroidissement de certaines pièces. Comme ce boitier ne fonctionne pas de manière continue, des surépaisseurs sont mises en place pour stocker les calories. C'est pourquoi la fonction 23 « Stocker des calories » représente 12% de la masse mécanique.

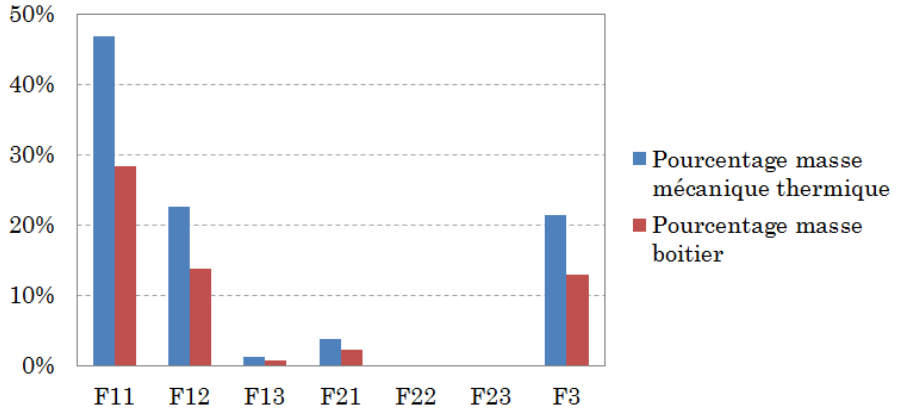


Figure 1.14 Répartition de la masse par fonction : TRPU

Pour le boitier TRPU, la fonction « Protéger de l'environnement » représente 71% de la masse mécanique du boitier. Ce boitier est un boitier de puissance et il ne demande pas de gestion thermique particulière.

La conclusion de ces répartitions de masse par fonction sur quatre boitiers existants est que la fonction « Protéger de l'environnement » est la fonction qui représente le plus gros pourcentage de la masse non électronique d'un boitier. Pour des boitiers en environnement moteur, la part de la fonction « Protéger de l'environnement » est d'environ 70% de la masse mécanique totale du boitier. Mais surtout la fonction F11 « Protéger des sollicitations vibratoires » qui représentent le plus de masse. Il est donc important de trouver des solutions technique pour diminuer la masse nécessaire pour répondre à cette fonction.
Le but de cette étude sera d'améliorer les éléments de protection de façon à avoir un gain de masse optimal. L'intégration boitier sera étudiée pour imaginer de nouvelles méthodes de conception pouvant diminuer la masse des boitiers.

1.2 Contexte scientifique

1.2.1 Recherche de solutions

Au cours d'une analyse fonctionnelle, il est nécessaire de rechercher des solutions répondant au besoin formulé au travers des fonctions énoncées précédemment. Pour répondre aux fonctions d'un boitier en diminuant la masse, une recherche de solutions a été réalisée à partir des critères attribués à chaque fonction. Le but principal étant de trouver des matériaux innovants pouvant être utilisés pour réaliser plusieurs fonctions. Il faut également garantir l'intégration des nouveaux éléments dans un boitier et donc la compatibilité entre les différentes solutions envisagées pour répondre au besoin global.
Au cours de la recherche de fonctions, quatre familles de solutions ont été envisagées :

- Les stratifiés métaux/composites (Fiber Metal Laminate) : cet assemblage innovant de tôles métalliques (aluminium, titane, magnésium, …) et de composites à matrice organique (époxy, PEEK, fibre de verre, carbone, …) permet d'obtenir un matériau à faible densité, avec une bonne résistance au feu et à la fatigue, avec des propriétés mécaniques proches de celles du métal utilisé pour le stratifié
- Les composites à matrice métallique : ce type de composite permet d'améliorer les propriétés mécaniques ou thermiques d'un métal à bas point de fusion (aluminium, cuivre, …) en insérant des fibres type composite ou des particules d'autres métaux tout en conservant une densité proche de celle du matériau d'origine
- Les polymères ou composites métallisés : le but de ces matériaux est d'obtenir à la fois un composant léger grâce à la faible densité des polymères et des composites ainsi que

des surfaces plus résistantes ou une conductivité électrique qui ne sont pas présentes avec des polymères et des composites classiques. Deux solutions sont utilisables : soit métalliser la surface, soit insérer des fibres ou toiles métalliques dans le polymère ou le composite

- Optimisation des montages existants : il est possible d'optimiser et d'améliorer les techniques de conception actuelles en réalisant des modélisations permettant d'identifier les zones les plus sollicitées et ainsi diminuer les épaisseurs et les nervures dans les zones moins sollicitées. Cette partie ne rentre pas dans le cadre de ce travail

Ces différentes solutions ont fait l'objet d'un état de l'art afin de pouvoir évaluer leurs performances vis-à-vis des fonctions à remplir par les boitiers électroniques.

1.2.1.1 Les Fiber Metal Laminate (FML)

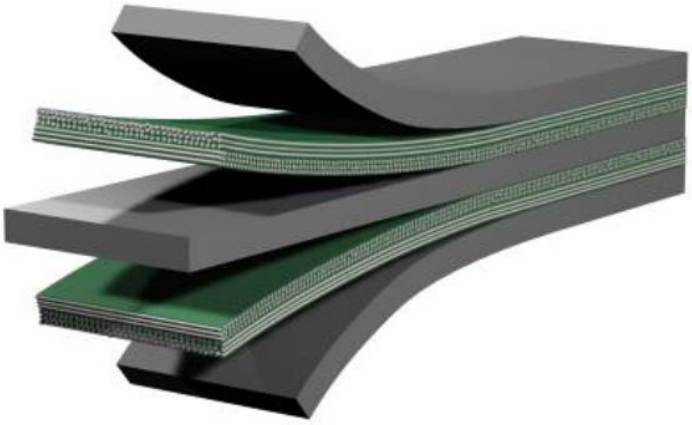


Figure 1.15 Représentation d'un stratifié métal/composites (Beumler, 2009)

Les Fiber Metal Laminate (FML) ou stratifiés métaux/composites consistent en une superposition de plis de composites à matrice organique (CMO) et de tôles métalliques comme le montre le schéma de principe de la figure 1.15. Les FML ont vu le jour dans les années 80 à l'université technique de Delft au Pays-Bas (Sinke, 2008). L'idée de ces matériaux est de combiner les propriétés intéressantes des métaux avec les propriétés des matériaux composites. Le comportement élasto-plastique des FML est dû au métal qui les constituent car les composites à fibres longues ne se déforment pas plastiquement. Les composites montrent un comportement fragile. Pour les composites, la limite d'élasticité est imposée par l'allongement maximal des fibres (entre 4 et 4,5% pour les fibres de verre) tandis que dans la direction

perpendiculaire aux fibres, seule la matrice du composite est sollicitée, l'allongement à rupture est compris entre 6 et 8% pour une matrice époxy. Les limites des FML dépendent de l'adhésion entre les tôles métalliques et les plis composites. Cette interface doit être considérée avec attention lors du dimensionnement des pièces en Fiber Metal Laminate.

La mise en forme d'une pièce en FML dépend essentiellement du nombre de tôles métalliques qui la composent. Le métal ne pouvant pas être mis en forme comme un pli composite (avant la cuisson les CMO sont malléables et épousent facilement les formes d'un moule), il est nécessaire de lui donner la forme finale par déformation plastique (pliage ou emboutissage). Cette déformation peut se faire avant ou après la cuisson du composite. Le fait de mettre en forme les tôles avant la polymérisation de la matrice du composite permet d'éviter de déformer plastiquement des composites ce qui peut entrainer la création de fissures dans la matrice, des ruptures dans les fibres ou des délaminages entre les plis. En revanche, la déformation post-cuisson permet de réaliser des pièces non démoulables avec des composites (voir figure 1.16). Il n'est cependant pas possible d'emboutir des stratifiés FML avec plus de trois couches de métal du fait de la raideur trop importante. La mise en forme d'un FML dépend également de la taille de la pièce et surtout de son rayon de courbure. Pour des pièces de grandes dimensions avec un faible rayon de courbure comme des parties de fuselage, il n'est pas nécessaire d'emboutir les tôles car leur poids propre suffit à les plaquer contre le moule, comme le montre la figure 1.22.

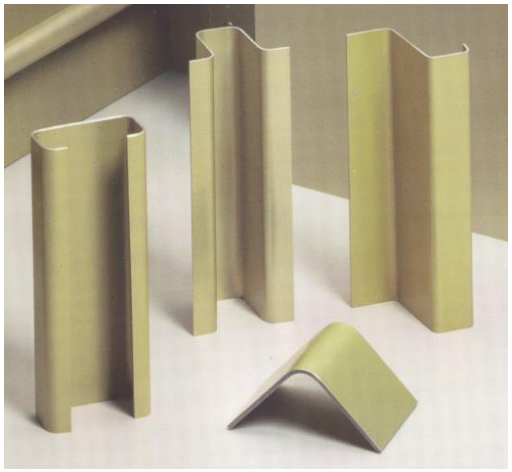


Figure 1.16 Pièces en FML embouties après cuisson (Sinke, 2008)

La figure1.17 montre une classification des stratifiés métaux composites en fonction du métal et des constituants qui les composent.

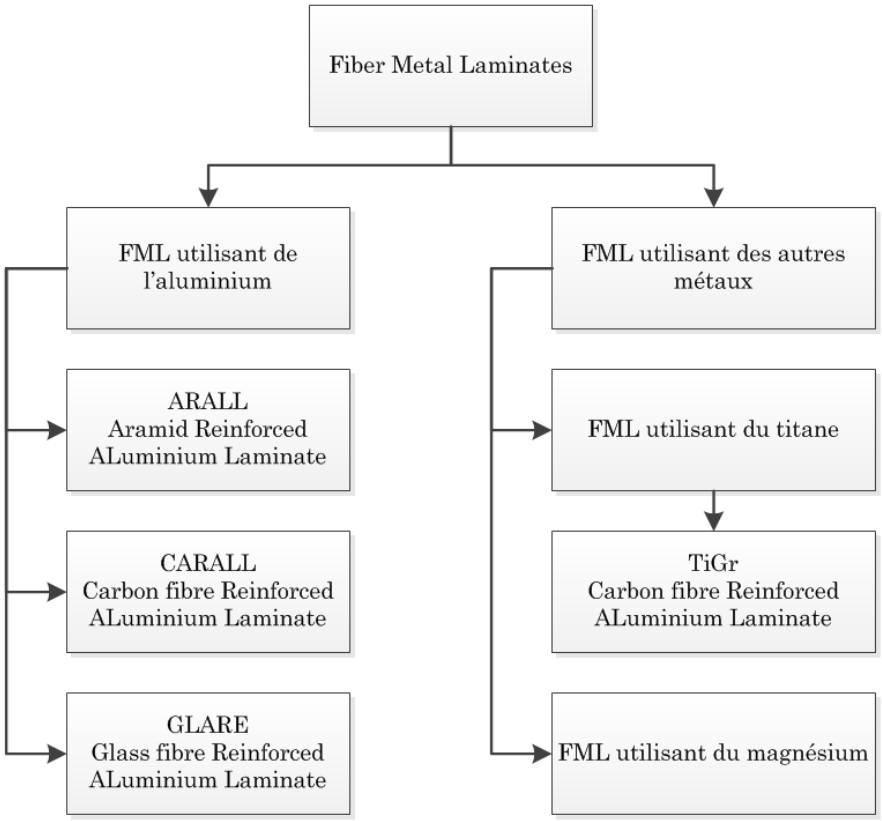


Figure 1.17 Classification des FML (Sinmazçelik, Avcu, Bora, & Çoban, 2011)

L'adaptabilité des composites stratifiés est d'un grand intérêt car il est possible d'avoir une pièce qui répond à plusieurs besoins sans assemblage. La figure 1.18 donne un exemple de changement d'épaisseur d'une pièce en FML. Cette augmentation d'épaisseur peut permettre de renforcer un point d'assemblage par exemple. Il est donc possible de répondre de façon locale au juste besoin sans recourir à des assemblages. Cela permet de diminuer le nombre de pièces et donc la gestion des approvisionnements et de diminuer les temps de fabrication des produits.

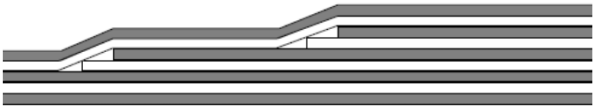


Figure 1.18 Passage d'un FML de 3 couches de métal à 5 (Sinke, 2008)

En aéronautique, le mode de sollicitations mécaniques principal des équipements électroniques est la fatigue. En effet, les boitiers doivent protéger les composants électroniques des vibrations générées par la structure de l'avion. Ces vibrations varient en fonction de l'environnement où se situe le boiter. Les composites présentent une très bonne résistance à la fatigue comparés aux métaux. Le métal constituant le stratifié se fissure donc avant le composite. La présence de

CMO dans le composite permet de créer un « pont » pour les efforts lorsque le métal constituant le FML a cédé comme le montre le schéma sur la figure 1.19. La vitesse de propagation d'une fissure sous chargement cyclique dans un Glare (FML constitué de tôles d'aluminium et de plis en fibres de verre) est divisée par 10 comparée à un aluminium monolithique (Beumler, 2009). Il sera donc possible de détecter des défauts dans les pièces sans que l'intégrité de la structure soit mise en danger ce qui facilite la planification des opérations de maintenance.

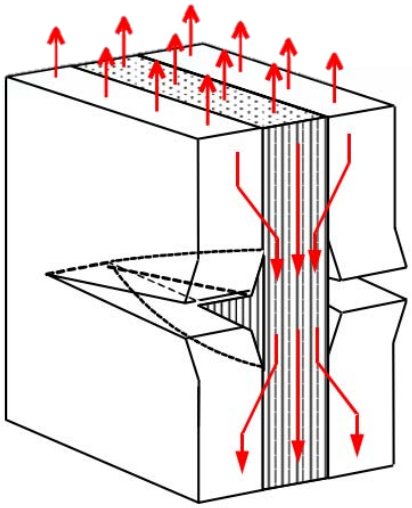


Figure 1.19 Chemin des efforts après endommagement du métal dans un FML (Beumler, 2009)

Des configurations de FML ont été mises en place en fonction des propriétés qu'elles privilégient (fatigue, impact, cisaillement, …). Ces configurations sont présentées sur la figure 1.20 pour le Glare.

Classe	Sous-classe	Nuance aluminium	Epaisseur du métal (mm)	Epaisseur des plis (mm)	Orientation des plis (°)	Caractéristiques
GLARE 1	-	7475-T761	0.3-0.4	0.266	0/0	Fatigue, raideur, limite d'élasticité
GLARE 2	GLARE 2A	2024-T3	0.2-0.5	0.266	0/0	Fatigue, raideur
	GLARE 2B	2024-T3	0.2-0.5	0.266	90/90	Fatigue, raideur
GLARE 3	-	2024-T3	0.2-0.5	0.266	0/90	Fatigue, impact
GLARE 4	GLARE 4A	2024-T3	0.2-0.5	0.266	0/90/0	Fatigue, raideur dans la direction 0°
	GLARE 4B	2024-T3	0.2-0.5	0.266	90/0/90	Fatigue, raideur dans la direction 90°
GLARE 5	-	2024-T3	0.2-0.5	0.266	0/90/90/0	Impact, cisaillement, propriétés hors-plan
GLARE 6	GLARE 6A	2024-T3	0.2-0.5	0.266	+45/-45	Cisaillement, propriétés hors-plan
	GLARE 6B	2024-T3	0.2-0.5	0.266	-45/+45	Cisaillement, propriétés hors-plan

Figure 1.20 Différentes configurations de Glare (Yang, 2008)

Deux exemples de configuration sont présentés sur la figure 1.21. Les configurations 5 et 4 sont détaillées avec deux ou trois couches de métal.

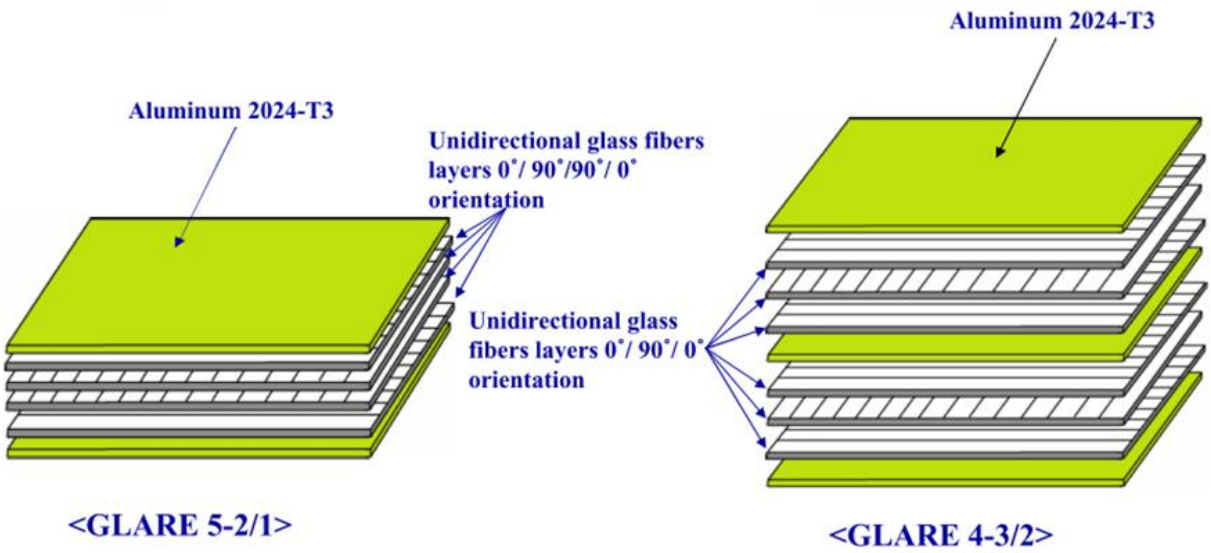


Figure 1.21 Exemples de configurations de Glare (Yang, 2008)

Le premier FML utilisé à l'échelle industrielle sur un avion de ligne est le Glare développé et certifié par Airbus. Le Glare est un stratifié composé de plis de fibre de verre et de tôles d'aluminium de faible épaisseur. Le Glare a été certifié sous réserve de 6 propriétés importantes et caractéristiques du matériau (Beumler, 2009) :

- Ductilité : le matériau doit pouvoir absorber une certaine quantité d'énergie avec des contraintes résiduelles évolutives et prédictives. Sachant que la ductilité dépend surtout de l'aluminium utilisé pour les tôles dans le composite stratifié
- Oxydation : le stratifié doit être aussi sensible à la corrosion que le métal utilisé pour le fabriquer
- Sensibilité à la fatigue : identique ou meilleure que celle de l'aluminium
- Conductivité électrique : identique à celle de l'aluminium
- Usinage : conditions quasi-similaires à celles de l'aluminium
- Impact des trous percés et des endommagements : l'influence de l'environnement est limitée à la diffusion dans les tissus préimprégnés

Afin de pouvoir certifier des pièces en FML pour le domaine aéronautique civil, une procédure de fabrication et de contrôle des pièces doit être mise en place. Le fait de devoir certifier chaque configuration de FML explique pourquoi le nombre de configurations de Glare a été limité. La mise en forme d'un stratifié métal/composite se déroule en plusieurs étapes (Beumler, 2009) :

- Découpe des tôles de métal à la forme souhaitée
- Emboutissage des tôles (si les tôles sont mises en forme avant cuisson)

- Traitement chimique pour protéger les tôles de la corrosion et de l'environnement en général car les tôles sont systématiquement placées en peau du stratifié
- Stratification (voir figure 1.22) : superposition des couches de composites et des tôles de métal prédécoupées et mise sous vide du stratifié
- Cuisson en autoclave : l'autoclave permet d'imposer une pression et une température
- Inspection des défauts : par technique acoustique ou rayon-X
- Découpage par usinage ou par jet d'eau du stratifié avec fixation des pièces d'assemblage (inserts de vissage, rivets, …)
- Finition de la pièce : protection des parties exposées du stratifié, ébavurage des parties potentiellement dangereuses

Figure 1.22 Stratification d'une partie de fuselage d'A380 en Glare (Beumler, 2009)

1.2.1.2 Les composites à matrice métallique (CMM)

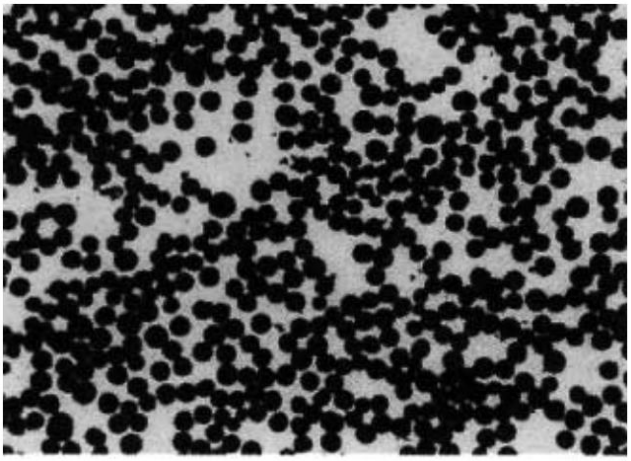


Figure 1.23 Microstructure d'un composite à matrice aluminium à renforts continu unidirectionnel (Dermarkar, 2006)

Les composites à matrice métallique ou CMM sont des assemblages de métaux à bas point de fusion (aluminium, cuivre, …) et de renforts. Les renforts peuvent être sous forme continue ou discontinue. Il existe également des composites métalliques multicouches ou stratifiés métaux (Price, Jiang, Kulin, & Vecchio, 2011) réalisés en superposant des tôles de différents métaux. Les familles de CMM dépendent du métal qui constitue la matrice :

- CMAl : composites à matrice aluminium
- CMMg : composites à matrice magnésium
- CMTi : composites à matrice titane

Les différents renforts des CMM sont illustrés sur la figure 1.24. Les deux principales catégories de renfort sont les fibres discontinues et continues.

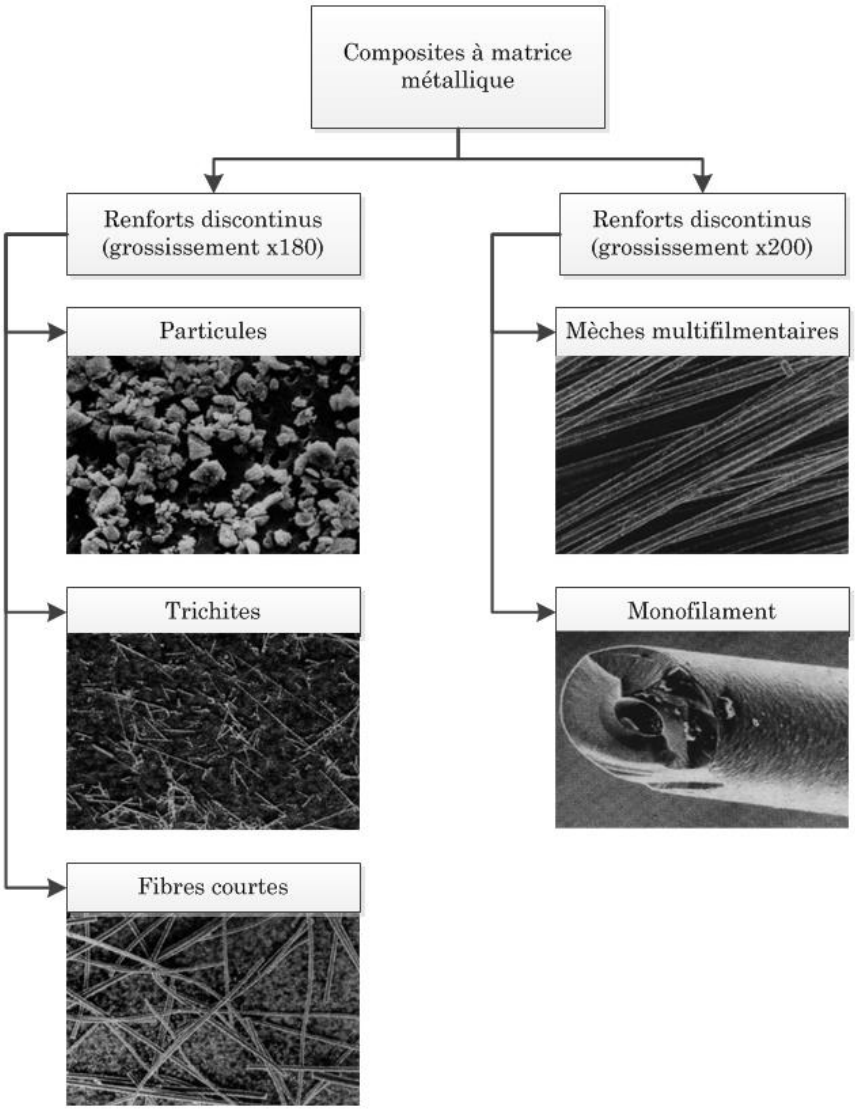


Figure 1.24 Classification des renforts des Composites à Matrice Métallique (Dermarkar, 2006)

La dénomination des renforts discontinus dépend essentiellement de leur rapport longueur/diamètre. Les particules peuvent être composées de différentes céramiques comme le carbure de silicium (SiC), le carbure de titane (TiC), le carbure de bore (B_4C) ou l'alumine (Al_2O_3) avec des diamètres de particules allant de 5 à 50 µm. Le rapport l/d (longueur/diamètre) des particules est compris entre 0.2 et 1. Les fractions volumiques généralement employées varient entre 10 et 50 %. Les trichites sont des fibres discontinues monocristallines, elles sont principalement élaborées à partir de carbure de silicium (SiC) ou de dioxyde de titane (TiO_2). Le diamètre des trichites varie de 0.1 à 0.5 µm et leur longueur de 20 à 100 µm. La fraction volumique de trichite dans un CMM est comprise entre 15 et 25 %. Enfin, les fibres courtes sont essentiellement faites d'alumine (Al_2O_3). Leur concentration dans un CMM est comprise entre 5 et 25 %. Le diamètre des fibres courtes varie de 3 à 5 µm et leur longueur de 100 à 600 µm. Le choix des céramiques pour réaliser ces composites s'explique par leur haut module de Young (de 300 à 500 GPa).

La dénomination des renforts continus dépend également du diamètre des fibres. Les mèches multifilamentaires peuvent être réalisées à partir de carbure de silicium (SiC), d'alumine (Al_2O_3), de carbone HM (Haut Module) ou HR (Haute résistance) ou d'acier. Ces renforts se présentent sous la forme de mèches de 300 à 10 000 filaments unitaires. Les mèches en céramique sont obtenues par pyrolyse et les mèches métalliques par cotréfilage. Le diamètre des filaments varie de 5 à 20 µm. La manipulation aisée de ces mèches permet de les utiliser sous forme de tissus, de nappes ou de préformes tridimensionnelles. Les monofilaments présentent un diamètre de 100 à 300 µm. Du fait de leur rigidité élevée, il est difficile de les mettre en forme. En choisissant des matériaux souples, il est tout de même possible de les tisser.

Une troisième catégorie de renforcement est obtenue lorsque des renforts discontinus et continus sont utilisés dans le même composite. Ce type de renfort hybride est le plus souvent un mélange de mèches multifilamentaires et de particules d'alumine. Les particules permettent de maintenir écartés les filaments de la mèche au cours de la fabrication du composite afin d'assurer un enrobage de chaque mèche et d'éviter le clustering (amas de fibres localisés).

Le renfort permet d'améliorer les propriétés d'un métal de base en diminuant la taille de grain grâce à la présence des renforts. Ce qui crée également des contraintes internes du fait de la différence du coefficient de dilatation thermique entre la matrice et le renfort lors de l'élaboration. Il faut donc choisir le renfort en fonction des besoins. Pour un gain de performances mécaniques (module de Young, résistance à la rupture,…) de façon isotrope, il faudra privilégier les renforts discontinus qui ne créent pas de direction privilégiée dans le

composite. Au contraire, les renforts continus, du fait de leur rapport longueur/diamètre élevé (supérieur à 10 000), créent une direction privilégiée. L'emploi de tissu formé à partir de mèches continues dans un CMM permet de limiter l'anisotropie dans le plan du tissu mais pas dans la direction hors-plan du composite.

La mise en forme des composites à matrice métallique dépend du compromis coût/performance souhaité. Il est possible d'utiliser des semi-produits CMM à renforts discontinus qui sont fabriqués sous forme de lingots avec des procédés classiques de métallurgie. L'usinage de ces semi-produits doit être réalisé avec des outils adaptés car les propriétés du CMM sont différentes de celles du métal de base (notamment la dureté et le module élastique). Les propriétés du CMM sont dans ce cas isotropes. Les pièces en CMM sur mesure fabriquées par moulage- forgeage ou par infusion permettent de localiser les zones de renforts et ainsi créer des zones plus résistantes ou des directions préférentielles. Le but étant de s'adapter au juste besoin pour répondre au mieux au cahier des charges de la pièce.

Le choix des renforts dépend des propriétés recherchées. Si les propriétés mécaniques du métal de base doivent être améliorées les particules de céramique permettent d'augmenter le module de Young, la limite élastique et la dureté. Pour augmenter la conductivité thermique, l'utilisation de fibres de carbone est recommandée et il est possible de privilégier une direction en plaçant les mèches de façon unidirectionnelle. La figure 1.25 montre un exemple de boitier électronique d'encapsulation de circuits intégrés fabriqué en CMM. Cette version permet un allègement de 400% par rapport à la solution initiale en bi-métaux (semelle en cuivre et cadre en acier). Ce gain s'explique par l'emploi d'aluminium chargé pour augmenter la conductivité thermique et le module de Young. Le composite à matrice aluminium permet d'améliorer la conductivité thermique pour remplacer le cuivre et d'augmenter le module de Young pour remplacer l'acier. La pièce finale est donc constituée d'un seul matériau car aucun assemblage n'est nécessaire.

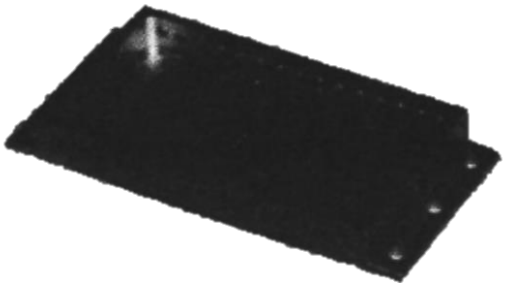


Figure 1.25 Boitier électronique en CMAl (Dermarkar, 2006)

1.2.1.3 Les polymères et composites métallisés

La résistivité des polymères se situe entre 10^{15} et 10^{17} ohm, ce sont donc des isolants électriques. C'est également le cas pour les composites à matrice organique car la matrice qui entoure chaque fibre est isolante. La conductivité électrique dans des polymères peut être recherchée pour différentes raisons : l'effet antistatique, la dissipation de charges électrostatiques (courant de foudre) ou le blindage électromagnétique (protection des ondes émises par des systèmes électromagnétiques proches du boitier).

Il est possible de rendre un polymère conducteur de différentes façons : en ajoutant des additifs non permanents dans le compound de base, en utilisant des charges qui abaissent la résistivité superficielle de façon permanente ou en utilisant des polymères intrinsèquement conducteurs. Les additifs non permanents ne sont pas une solution viable pour une application dans les boitiers électroniques. Les charges utilisées pour rendre les polymères conducteurs peuvent être :

- les compounds de noir de carbone : simple, économique mais oblige à atteindre le taux de percolation dans le polymère pour assurer la conductivité électrique

Figure 1.26 Noir de carbone

- les fibres métalliques dans une matrice polymère : elles peuvent assurer les fonctions de dissipation (0,5 à 1 % en volume de fibres d'acier) ou de blindage électromagnétique (1 à 2 % en volume de fibres d'acier) équivalentes à une métallisation. Les fibres métalliques en acier inoxydable sont abrasives pour les outils de mise en forme (extrudeuse par exemple)

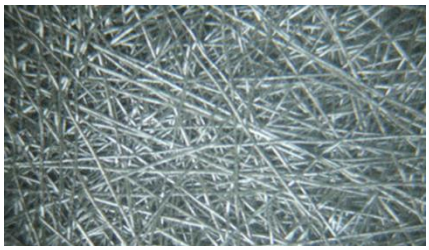


Figure 1.27 Fibres métalliques en acier inoxydable

- les nanotubes de carbone pour certains thermoplastiques (principalement PP, PA, PBT, PC) : inférieur à 5%, ils n'influencent pas la fluidité, les propriétés mécaniques ou la mise en œuvre du polymère de base et ils permettent d'obtenir une conductivité en surface uniforme

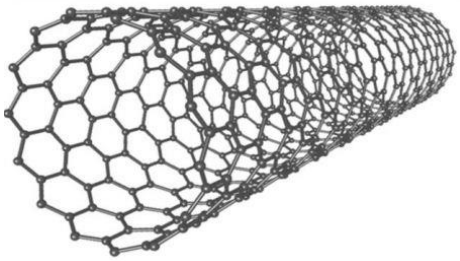


Figure 1.28 Nanotube de carbone

- le graphène qui est un semi-métal pas encore produit à l'échelle industrielle mais qui reste un matériau très prometteur de par ses propriétés

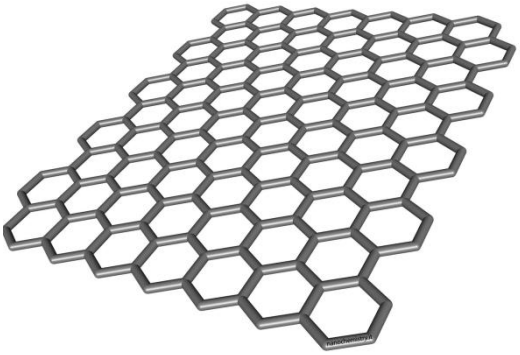


Figure 1.29 Graphène

Il existe plusieurs polymères intrinsèquement conducteurs (les polyacéthylènes, les polyanilines, les polypyrroles et les polythiophènes) car ils possèdent des chaînes macromoléculaires constituées d'une alternance de simples et doubles liaisons. Dans leur forme conductrice, ils sont dopés : présence d'anions dans le polymère qui entraînent la circulation

d'électrons le long des chaînes macromoléculaires. Comme le montre la figure 1.30, les polymères atteignent rarement la conductivité des métaux mais ils permettent une large gamme d'applications en tant que semi-conducteurs.

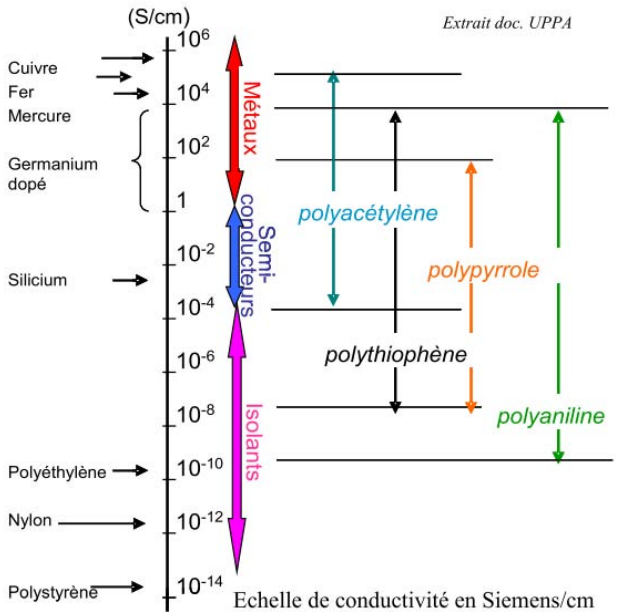


Figure 1.30 Comparaison de la conductivité électrique des polymères intrinsèquement conducteurs (Appert, 2007)

La présence de chaînes macromoléculaires dans les polymères constituées d'une alternance de simples et doubles liaisons dans les polymères les rend rigide, insoluble et infusible. Ceci peut poser des problèmes de mise en œuvre. En effet, le fait de rendre la mise en forme d'un de ces polymères plus facile impacte directement la conductivité électrique. Ces matériaux ne sont pas utilisables à l'heure actuelle pour des applications de boitier électronique en environnement aéronautique.

Une autre méthode pour rendre un polymère ou un composite conducteur est la métallisation chimique, électrolytique ou par pulvérisation. La métallisation consiste à créer un film de 10 à 50 µm sur la surface de la pièce pour assurer une conductivité électrique superficielle. La méthode de métallisation dépend du matériau de base (polymère ou composite à matrice organique). Pour les polymères, les métallisations chimique et électrolytique sont les plus adaptées. Le choix entre ces deux types de métallisation dépend des tolérances géométriques souhaitées (voir figure 1.31). La métallisation chimique permet d'obtenir une couche uniforme sur toute la pièce tandis que la métallisation électrolytique ne permet pas d'obtenir un film homogène. De plus, la forme de la pièce influe directement sur la métallisation électrolytique, ce qui pose des problèmes de conception. L'ABS est le polymère le plus répandu pour les

applications de métallisation car il ne nécessite pas d'abrasion mécanique pour faciliter l'accroche du film métallique.

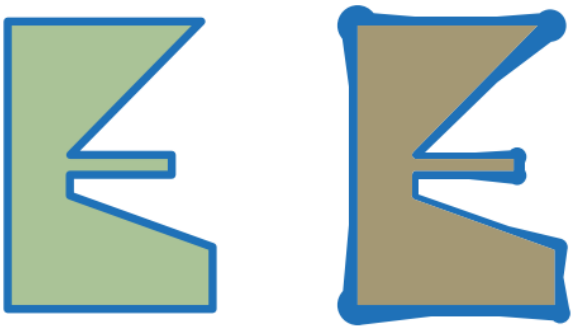


Figure 1.31 Métallisation chimique (gauche) et électrolytique (droite) d'une pièce en polymère (Pommier & Dalbin, 2007)

La métallisation par pulvérisation consiste à projeter le métal sous forme de gouttelettes sur un matériau de base. Le procédé de pulvérisation peut se réaliser à chaud ou à froid (voir figure 1.32). La pulvérisation à chaud a l'avantage de former une couche homogène et uniforme la surface de la pièce mais la température élevée (environ 260°C) peut endommager la pièce à métalliser. Au contraire, la métallisation à froid qui utilise la pulvérisation de gouttelettes par haute pression ou par pulsation électromagnétique permet d'assurer une conductivité électrique superficielle sans endommager le matériau de base.

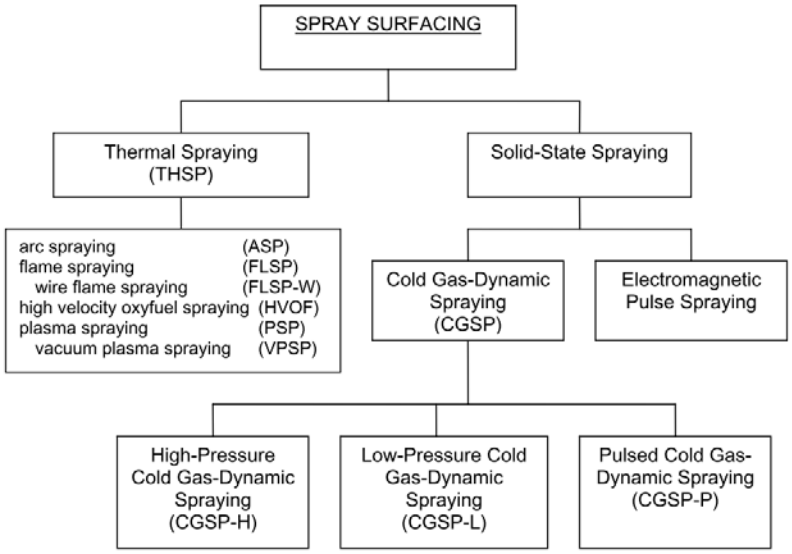


Figure 1.32 Différents procédés de métallisation par pulvérisation (www.supersonicspray.com, 2007)

La métallisation de composites stratifiés peut se réaliser à chaud malgré le fait que la température de transition vitreuse de la matrice soit inférieure à la température du métal en fusion lors de la pulvérisation. La couche de métal obtenue après métallisation est d'environ 130 µm (voir figure 1.33).

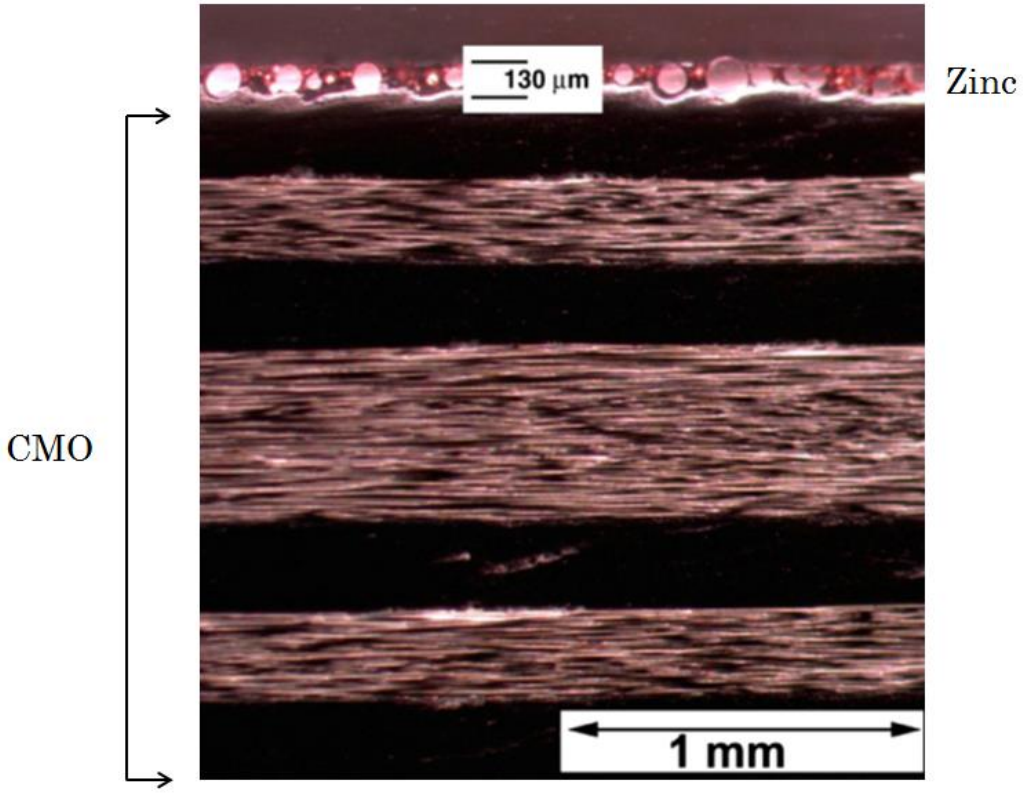


Figure 1.33 Métallisation d'un stratifié carbone/époxy (Robitaille, Yandouzi, Hind, & Jodoin, 2009)

Une autre méthode pour métalliser un composite stratifié est l'emploi de tissus métalliques. Ces tissus permettent, une fois placés en peau d'un composite de diminuer grandement la résistivité surfacique de la structure notamment pour protéger les structures d'agressions électromagnétiques. Il est possible d'utiliser différents matériaux pour fabriquer un tissu métallique : acier inoxydable, aluminium, cuivre ou bronze en fonction de l'application. Le matériau qui présente le meilleur compromis densité / conductivité électrique / coût est le bronze. L'utilisation de bronze mesh (tissu en bronze) en aéronautique a été validée par la certification du Boeing 787 Dreamliner avec un fuselage en stratifié composite recouvert de bronze mesh pour les problèmes de passage de courant de foudre et de protection contre les agressions électromagnétiques.

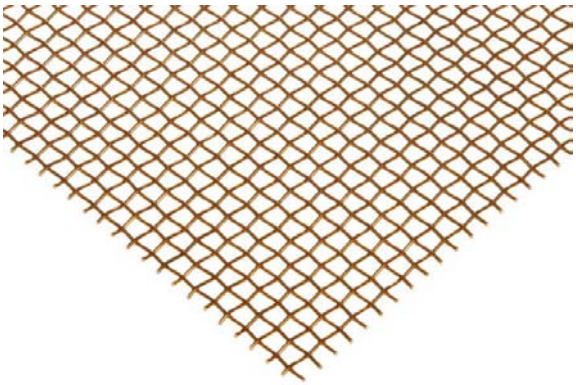


Figure 1.34 Exemple de bronze mesh

1.2.2 Analyse de la valeur

Une fois les critères des fonctions devant être remplis par les boitiers électroniques définis, une analyse de la valeur des solutions identifiées pour chaque fonction peut être réalisée. L'analyse de la valeur consiste à noter les solutions pour chaque critère, la note est ensuite pondérée par le coefficient exprimant l'importance du critère. Les notes varient de 1 à 5. 5 étant la meilleure note et 1 étant une note éliminatoire car l'un des critères n'est pas respecté. Au final, un classement des solutions est obtenu pour chaque fonction. Une analyse de la valeur globale est réalisée de manière à identifier quelles seront les solutions les plus pertinentes pour la réalisation d'un prototype de boitier optimisé. Les 4 familles des solutions envisagées sont :

- Solution 1 : Fibre Metal Laminate, stratifiés métaux/composites
- Solution 2 : Composites à matrice métallique (aluminium)
- Solution 3 : Polymères ou composites métallisés
- Solution 4 : Optimisation des montages existants

Protéger des sollicitations vibratoires					
Critère	Coefficient	1	2	3	4
Module de Young	5	3	5	2	3
Amortissement	5	3	3	3	3
Densité	5	4	2	5	1
Assemblage	4	3	4	3	4
Industrialisation	3	3	2	2	4
Coût	2	4	2	4	3

Total	24	79	76	76	69

Cette analyse indique que les FML peuvent apporter une bonne protection contre les vibrations des aéronefs notamment grâce à une raideur spécifique (raideur/densité) intéressante. Les CMM et polymères métallisés sont également de bons candidats. L'optimisation des assemblages ne permettra d'obtenir un gain de masse significatif.

Protéger des agressions extérieures					
Critère	Coefficient	1	2	3	4
Ductilité	5	5	2	4	3
Absorption chocs	5	3	2	2	3
Densité	5	4	2	5	1
Assemblage	4	3	4	3	4
Industrialisation	3	3	2	3	4
Coût	2	4	2	4	3
Total	24	89	56	84	69

Les stratifiés métaux/composites sont très adaptés pour protéger les composants électroniques des agressions extérieures. Ceci est dû à leur ductilité intéressante comparée aux métaux.

Protéger des agressions électriques extérieures					
Critère	Coefficient	1	2	3	4
Conductivité électrique	5	4	4	5	4
Permittivité	5	4	4	5	4
Densité	5	4	2	5	1
Assemblage	4	3	4	3	4
Industrialisation	3	3	2	2	4
Coût	2	4	2	4	3
Total	24	89	76	101	79

La protection des agressions électriques demande essentiellement d'avoir une structure avec une bonne conductivité électrique ainsi qu'une permittivité élevée. Avec une faible densité, les polymères conducteurs sont les plus adaptés.

Transporter des calories					
Critère	Coefficient	1	2	3	4
Conductivité thermique	5	3	5	1	4
Densité	5	4	2	5	1
Assemblage	4	3	4	3	4
Industrialisation	3	3	2	2	4
Coût	2	4	2	4	3
Total	19	64	61	56	59

La conductivité thermique est primordiale pour transporter les calories et les composites à matrice métallique permettent d'obtenir des conductivités thermiques élevées avec l'utilisation de renforts en carbone par exemple.

Evacuer des calories					
Critère	Coefficient	1	2	3	4
Coefficient d'échange	5	3	3	2	3
Densité	5	4	2	5	1
Assemblage	4	3	4	3	4
Industrialisation	3	3	2	2	4
Coût	2	4	2	4	3
Total	19	64	51	61	54

L'évacuation des calories est améliorée par l'augmentation de la surface d'échange avec la source froide. Il faut donc que le matériau puisse être mis en forme avec des systèmes de spreader thermique (ailettes par exemple).

Stocker des calories					
Critère	Coefficient	1	2	3	4
Chaleur spécifique	5	4	4	2	3
Densité	5	4	2	5	1
Assemblage	4	3	4	3	4
Industrialisation	3	3	2	2	4
Coût	2	4	2	4	3

Total	19	69	56	61	54

Le stockage des calories est important pour des boitiers avec un fonctionnement discontinu qui ne comporte de système de refroidissement. La chaleur spécifique permet d'emmagasiner les calories dans la structure puis de les évacuer lors de l'arrêt du fonctionnement.

En conclusion, une solution intéressante pour diminuer la masse de la structure des boitiers électroniques est l'emploi de stratifiés métaux / composites. Ces matériaux permettent d'avoir des propriétés mécaniques et thermiques intéressantes avec une densité et des possibilités d'industrialisation consentant d'envisager leur utilisation pour les futurs boitiers électroniques.

1.2.3 Etude des gains potentiels

Avant de caractériser des nouveaux matériaux, il est important d'avoir une estimation des gains potentiels. Pour estimer ces gains, des simulations numériques ont été réalisées. La sollicitation principale des boitiers est la vibration. Des analyses modales permettent de connaître les fréquences propres d'un boitier afin d'éviter que ces fréquences soient proches de fréquences de fonctionnement. L'analyse modale permet de mettre deux propriétés en avant : la masse (et par conséquent la densité) ainsi que la raideur du matériau utilisé. Les simulations ont été réalisées sur les quatre boitiers étudiés précédemment (EMCU, EBAC, ETRAC et TRPU).

Tout d'abord, les simulations préliminaires réalisées lors de la conception des boitiers ont permis de calibrer les modèles, ensuite l'aluminium a été remplacé par du composite pour certaines pièces du boitier. Les comparaisons sont donc faites à géométrie égale et la masse ainsi que les fréquences propres sont comparées à la version originale des boitiers tout en aluminium. La modélisation se déroule en plusieurs étapes : nettoyage de la géométrie pour retirer les composants qui ne seront pas dans la simulation, maillage des différentes pièces composant le boitier, analyse modale pour déterminer les trente premières fréquences propres du boitier et analyse des résultats pour comparer les fréquences propres obtenues. La démarche de simulation va être détaillée pour le boitier de contrôle de l'inverseur de poussée de l'A380 : ETRAC (voir figure 1.35).

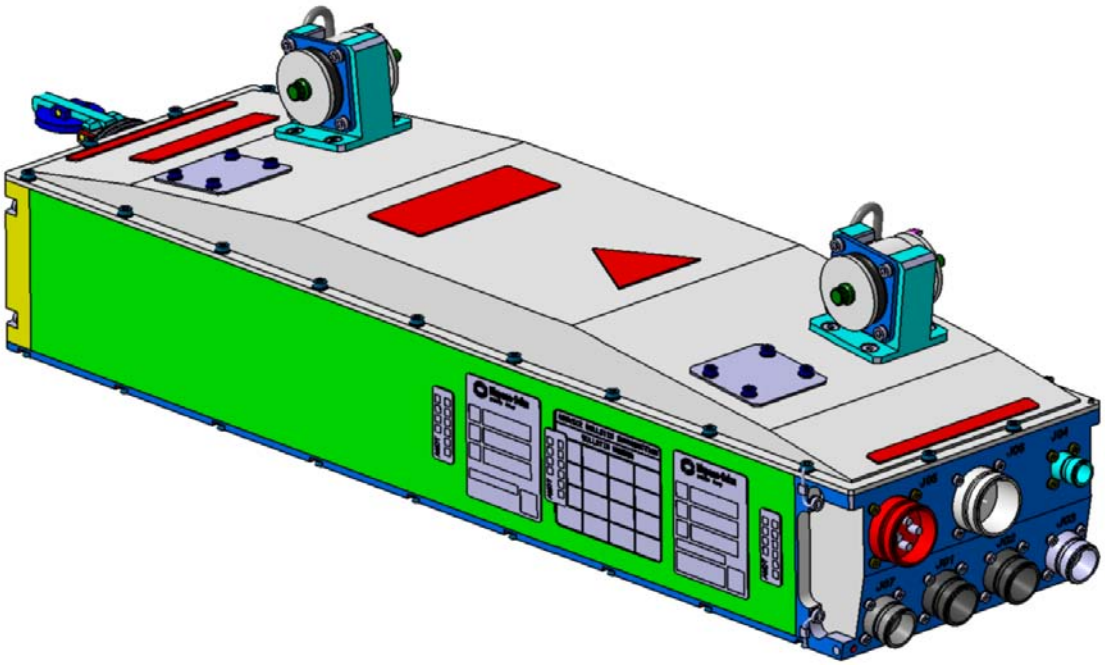


Figure 1.35 Géométrie initiale du boitier ETRAC

1.2.3.1 Nettoyage de la géométrie

La première étape de la modélisation consiste à simplifier la géométrie du boitier (voir figure 1.36). En effet, seuls les composants jouant un rôle « mécanique » (maintien en position, protection) sont étudiés. Toutes les vis de fixation ont été retirées et seront représentées avec des contacts entre les différentes pièces. Les amortisseurs seront simulés par des ressorts avec une raideur et un amortissement. Les cartes électroniques sont fabriquées en FR-4 (Flame Resistant 4) qui est une résine époxy chargée en fibres de verre avec des fils de cuivre pour assurer les connexions électriques entre les composants. Les cartes doivent impérativement être simulées car ce sont des pièces plus souples que la structure en aluminium. Les cartes vont donc avoir des modes propres qu'il faudra considérer lors du dimensionnement des supports de carte et du boitier en général. Les composants électroniques tels que les connecteurs, les capacités ou les modules de puissance ne seront pas maillés. Ces composants électroniques sont majoritairement composés d'acier et seule leur masse est importante dans une analyse modale car les modes propres des composants électroniques seront plus élevés que ceux des cartes ou de la structure du boitier. Le câblage ne sera pas maillé car il s'agit d'éléments souples qui n'ont pas d'intérêt face aux autres composants lorsque que l'on recherche les fréquences propres.

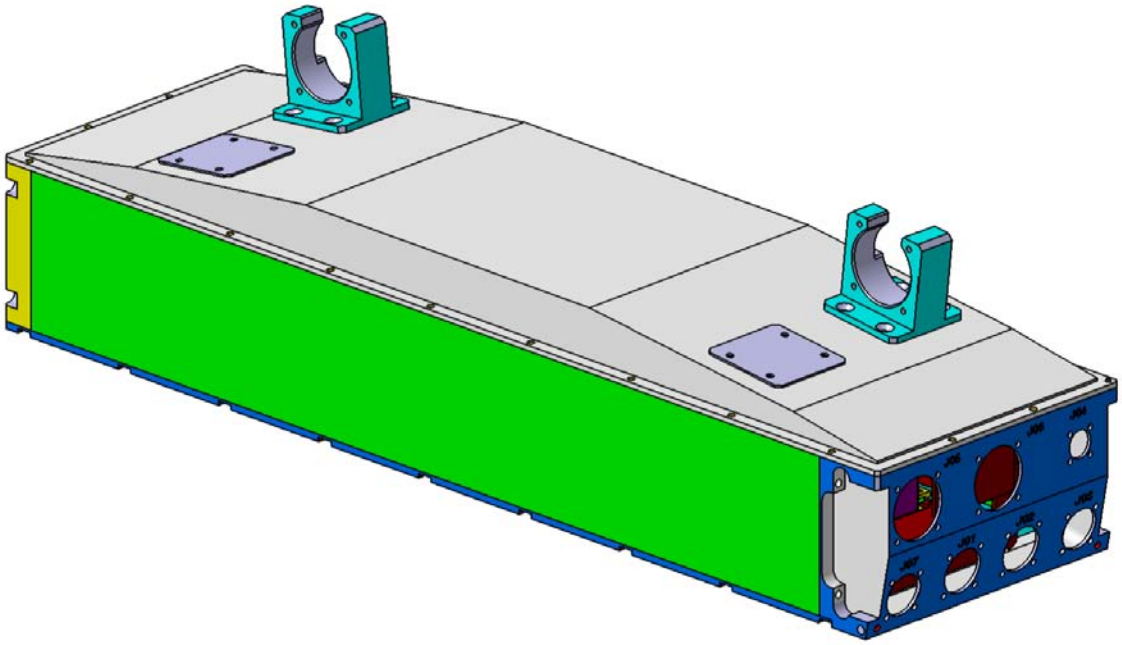


Figure 1.36 Géométrie du boitier ETRAC pour la modélisation

1.2.3.2 Maillage des composants du boitier

Le logiciel utilisé pour le maillage est Hypermesh fourni par la société Altair. Après importation de la géométrie au format .igs, la peau des pièces est maillée en s'assurant qu'il n'y a pas un ratio de taille supérieur à 10 entre les éléments les plus petits et les plus grands. Le maillage 3D est ensuite réalisé en automatique à partir du maillage surfacique. Les éléments utilisés sont des tetras 4 linéaires en 3D et des triangles 3 linéaires pour les éléments surfaciques. Il n'y a pas de continuité de maillage entre les différentes pièces car la gestion des différents contacts se fera dans le logiciel de modélisation numérique. Le maillage 3D des différentes pièces de l'ETRAC est visible sur la figure 1.37.

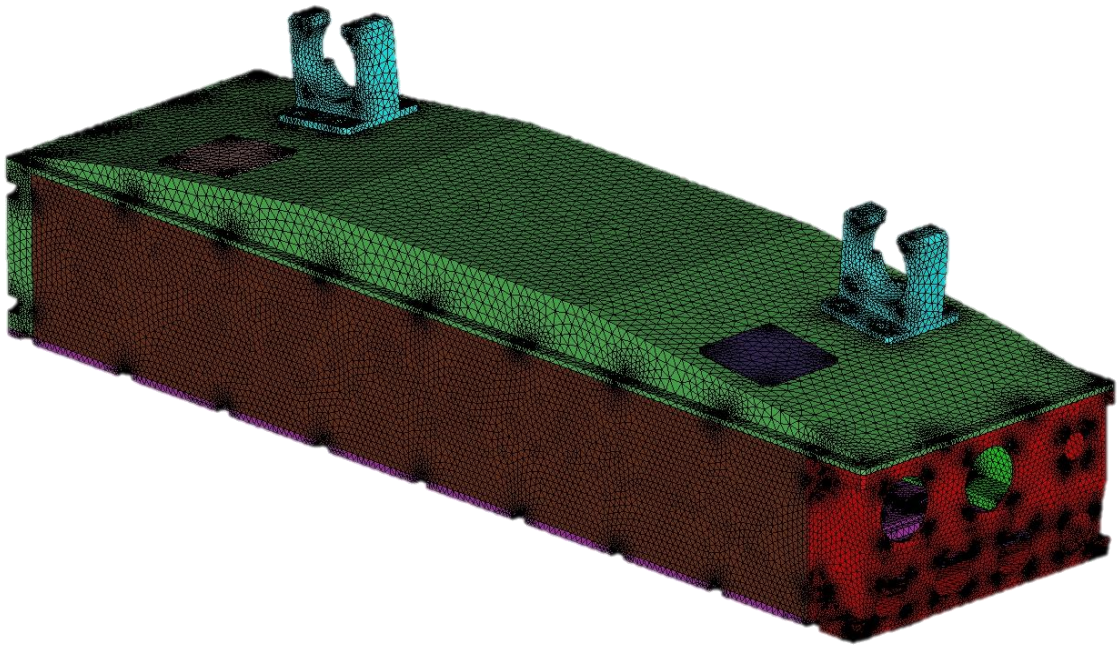


Figure 1.37 Maillage du boitier ETRAC

1.2.3.3 Analyse modale

Une fois le maillage réalisé, le logiciel Marc Mentat fourni par la société MSC Software permet d'importer le maillage pour ensuite créer le modèle. Les amortisseurs, les connecteurs ainsi que les différents modules de puissances sont représentés par leur masse et leur centre de gravité avec un nœud. Des liens rigides RBE2 (Rigib Body Element) permettent de représenter la fixation des composants. Des éléments « ressorts (ou Springs) » permettent de représenter les amortisseurs avec une raideur et un amortissement équivalents. Les densités des cartes sont calculées par leur masse et le volume du circuit imprimé sans composant ; les composants n'étant pas simulés dans les modèles d'analyse modale. Chaque carte possède ses propres propriétés matériaux, du fait de la densité qui doit être adaptée à chaque carte. Néanmoins les modules et coefficient de poisson sont identiques pour toutes les cartes. La position des centres de gravités et masses des composants électriques, des amortisseurs ainsi que des connecteurs est déterminée grâce au modèle CAO de chaque boitier.

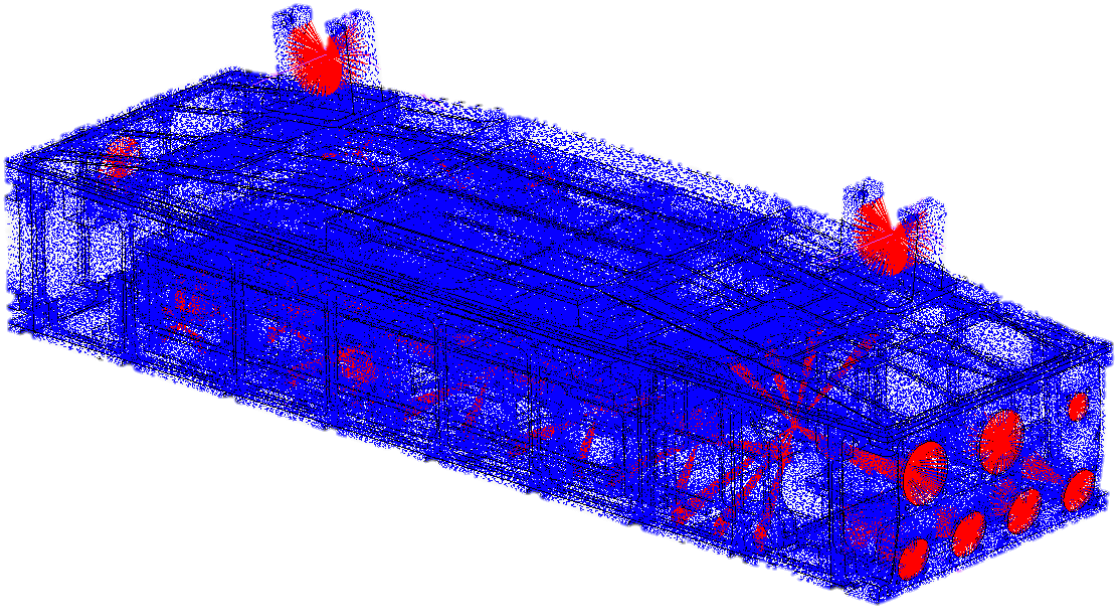


Figure 1.38 Modèle d'analyse modale du boitier ETRAC

1.2.3.4 Résultats de l'analyse modale

L'analyse modale des boitiers permet d'obtenir les fréquences et les valeurs propres. Pour les boitiers avec amortisseurs (pour les environnements avec un niveau vibratoire important), les six premiers modes correspondent aux modes d'ensemble (trois translations et trois rotations). Ces modes d'ensemble ne dépendent que de la masse globale du boitier et de la raideur de l'amortisseur. Il est donc possible d'estimer la valeur du premier mode propre en connaissant la masse du boitier. Les déplacements et déformations obtenus lors des simulations sont normalisés. Voici un exemple des dix premiers modes propres du boitier ETRAC.

Pièces en mouvement	Fréquences propres (Hz)
Mode d'ensemble	30.0
	33.4
	36.1
	44.9
	46.3
	65.6
Support cartes	296.2
Carte LPS	385.5
Ensemble	438.6

Carte MCSM	485.5
Busbar	503.3
Support amortisseur	587.2
Carte LPS	600.9
PLS support Control	624.7
Busbar	644.8

Les résultats obtenus ont été comparés avec les modélisations réalisées lors de la conception des boitiers. Ces simulations avaient été sous-traitées à la société RETEC. Le but est de valider les nouvelles simulations pour s'assurer que les résultats sont cohérents (moins de 3% d'écart pour les trente premiers modes propres).

1.2.3.5 Gains sur les boitiers modifiés

L'objectif est de comparer les fréquences de cartes entre la version initiale du boitier en aluminium et la version modifiée comportant certaines pièces en composite. Les points intéressants sont l'évolution de la masse du boitier ainsi que les fréquences propres pour les cartes électroniques. La première fréquence propre de chaque carte sera donc comparée entre la version initiale des boitiers et la version modifiée en composite. Pour la comparaison, la géométrie des boitiers n'est pas modifiée, la conception n'étant pas adaptée à des structures en composite, les gains potentiels sont faussés. En effet, pour les boitiers de l'inverseur de poussée de l'A380 (ETRAC et TRPU) la structure principale est constituée de 6 faces usinées. Une telle conception en matériaux composites n'est pas envisageable car il faudrait fabriquer un moule pour chaque pièce ce qui représenterait un coût trop important étant donné le nombre de boitiers à fournir chaque année. La seule façon d'obtenir un boitier plus léger en composites est d'intégrer le maximum de fonctions dans une pièce. La forme d'une pièce composite étant « gratuite » (le prix du moule ne varie que très peu lorsque les formes de la pièce à fabriquer se compliquent), il est nécessaire de concevoir des pièces intégrant le maximum de fonctions (assemblage de plusieurs pièces, raidisseurs, fixations avec inserts, spreader thermique, …).

Les comparaisons des fréquences propres de cartes permettront de montrer l'intérêt de remplacer les structures en aluminium existantes par des structures en composite afin de diminuer la masse.

Le tableau suivant montre une comparaison des fréquences du premier mode propre de certains composants. Les modes propres du modèle modifié en stratifié composite sont toujours plus élevés que ceux du modèle initial. Les cartes présentent des fréquences de résonnance plus

élevées ce qui est le plus important. En effet, les cartes sont les composants les plus souples du boitier et ce sont les cartes qui contrôlent les actionneurs de l'avion, il faut donc s'assurer que les cartes sont bien protégées.

Comparaison des premiers modes de certains composants			
Composant	Original	Modifié	Ecart
Carte LPS	385.5	432.3	12%
Carte MCSM	485.5	945.0	95%
Carte PLS	905.1	931.3	3%
Control monitor	649.9	655.0	1%
Carte interco	734.9	800.3	9%
Busbar	503.3	655.0	30%
Ensemble	438.6	579.9	32%

L'amélioration la plus marquante dans les simulations est l'augmentation de 32% de la fréquence propre du mode d'ensemble du boitier où toute la structure du boiter entre en résonnance (voir figures 1.39 et 1.40). Ce mode a particulièrement dangereux car toute la structure mécanique du boitier entre en résonnance ce qui peut endommager les composants électroniques fixés dans le boitier. Les cartes fixées sur les parois (carte interco par exemple) sont particulièrement exposées.

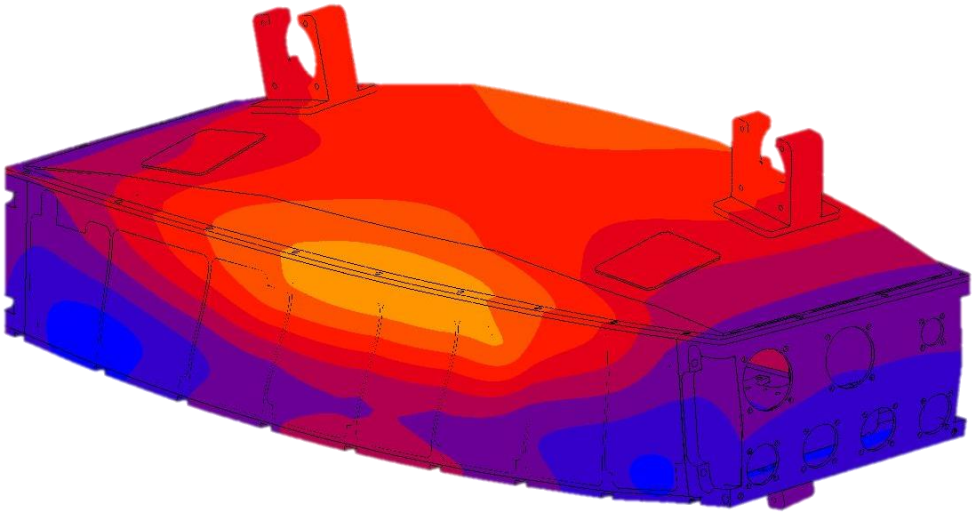


Figure 1.39 Visualisation du déplacement du mode d'ensemble du boitier initial : 439Hz

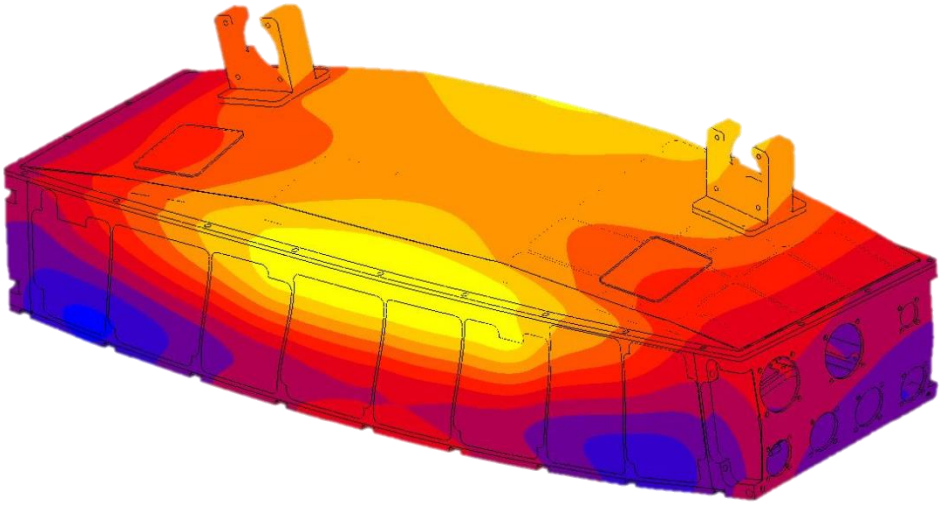


Figure 1.40 Visualisation du déplacement du mode d'ensemble du boitier modifié : 580Hz

L'utilisation de stratifiés métaux/composites pour remplacer l'aluminium dans les boitiers est une bonne alternative d'après les simulations. Les modes propres sont plus élevés et la masse globale est plus faible.

1.3 Conclusion

L'étude de boitiers électroniques existants a permis de comprendre l'impact de l'environnement sur la conception et la répartition de la masse entre les parties électroniques et mécaniques. Les fonctions devant être remplies par les boitiers ne varient en fonction de l'environnement mais la répartition des masses par fonction change. Finalement, pour obtenir une diminution de masse significative, il faut travailler sur la fonction « Protéger de l'environnement ». En effet, cette fonction représente le plus gros pourcentage de la masse non électronique d'un boitier (jusqu'à 70% pour un boitier en environnement moteur). Un gain de masse sur cette fonction aura un impact important sur la masse globale d'un boiter.

Un état de l'art et une recherche bibliographique ont permis d'identifier des solutions technologiques pour remplacer les solutions actuelles en aluminium. La solution qui permettrait de diminuer la masse de façon significative est l'utilisation de stratifiés composites. Pour assurer la conductivité électrique nécessaire au bon fonctionnement des boitiers, il est possible d'utiliser des stratifiés métaux composites (FML) avec des tôles métalliques en peau ou des grillages en bronze. Une étude des gains potentiels en utilisant des stratifiés a été réalisée avec des analyses modales sur les boitiers existants. Certaines pièces en aluminium sans contraintes thermiques particulières ont été remplacées par des stratifiés composites dans les

modélisations d'analyse modale. Le gain de masse peut être clairement identifié grâce aux densités respectives de l'aluminium et du stratifié car la géométrie des pièces n'a pas été modifiée. Le résultat des simulations montre une augmentation des fréquences des boitiers du fait de la raideur des stratifiés supérieure à celle de l'aluminium et une masse des pièces diminuée. Pour faire un choix dans l'infinité de possibilité qu'offrent les stratifiés composites, des modèles analytiques vont être mis en place pour comparer les performances thermomécaniques des différentes configurations de stratifiés.

1.4 Références

Appert, D. (2007). Quand les polymères conduisent le courant. In *Journée de l'innovation*.

Beumler, T. (2009). *Fiber Metal Laminate Structures - from Laboratory to Application*.

Dermarkar, S. (2006). Matériaux composites à matrice métallique. In *Techniques de l'ingénieur*.

Pommier, N., & Dalbin, S. (2007). Métallisation des plastiques Préparation par voie chimique. In *Techniques de l'ingénieur*.

Price, R. D., Jiang, F., Kulin, R. M., & Vecchio, K. S. (2011). Effects of ductile phase volume fraction on the mechanical properties of Ti–Al3Ti metal-intermetallic laminate (MIL) composites. *Materials Science and Engineering: A*, *528*(7-8), 3134–3146. doi:10.1016/j.msea.2010.12.087

Robitaille, F., Yandouzi, M., Hind, S., & Jodoin, B. (2009). Metallic coating of aerospace carbon/epoxy composites by the pulsed gas dynamic spraying process. *Surface and Coatings Technology*, *203*(19), 2954–2960. doi:10.1016/j.surfcoat.2009.03.011

RTCA. (2010). DO-160G. Retrieved from http://www.rtca.org/

Sinke, J. (2008). *MANUFACTURING PRINCIPLES FOR FIBER METAL LAMINATES*.

Sinmazçelik, T., Avcu, E., Bora, M. Ö., & Çoban, O. (2011). A review: Fibre metal laminates, background, bonding types and applied test methods. *Materials & Design*, *32*(7), 3671–3685. doi:10.1016/j.matdes.2011.03.011

www.supersonicspray.com. (2007). *Cold Gas-Dynamic Spray Glossary*.

Yang, J.-M. (2008). *Damage Tolerance and Durability of Fiber - Metal Laminates for Aircraft Structures.*

CHAPITRE 2

MODELISATION ANALYTIQUE DES COMPOSITES STRATIFIES

Table des matières

2.1 Démarche d'homogénéisation 45
2.2 Homogénéisation d'un pli 46
2.2.1 Pli composé de fibres unidirectionnelles (UD) 46
2.2.2 Pli composé de tissus 61
2.3 Homogénéisation d'un stratifié composite 66
2.3.1 Propriétés d'un pli 66
2.3.2 Théorie des stratifiés 68
2.4 Choix des stratifiés pour les essais expérimentaux 72
2.5 Conclusion 77
2.6 Références 77

2.1 Démarche d'homogénéisation

L'homogénéisation d'un composite permet de connaître ses caractéristiques globales (mécaniques, thermiques, etc…) à partir des éléments qui le composent. Chaque phase constitutive joue un rôle dans le composite, les propriétés influent sur le comportement final mais la fraction volumique ainsi que l'arrangement de chaque phase influent tout autant. Dans cette étude, le but de l'homogénéisation est de faire un choix de stratifié parmi l'infinité d'arrangements possibles (nombre de plis, matériaux, orientations, épaisseurs, …). Les critères de choix seront uniquement les propriétés mécaniques et thermiques, en effet les autres propriétés (électriques, acoustiques, …) ne seront pas utilisées pour choisir un stratifié.

Dans le cas d'une pièce de structure en composite stratifié, il est nécessaire de commencer par déterminer les propriétés d'un pli composé d'un mélange de fibres et de résine. Une fois les propriétés du pli connues, il faut constituer l'assemblage des plis appelé « stratification » avec des caractéristiques particulières pour chaque pli : orientation, matériaux utilisés, épaisseur et bien sûr le nombre de plis. Le comportement des interfaces situées entre chaque pli doit

également être étudié car les gradients de contrainte et de déformation peuvent être importants entre deux plis d'orientation différente. Lorsque les propriétés macroscopiques du stratifié sont connues, il est possible de les appliquer à une pièce de structure afin de prévoir son comportement en fonctionnement. Cette démarche est schématisée sur la figure 2.1.

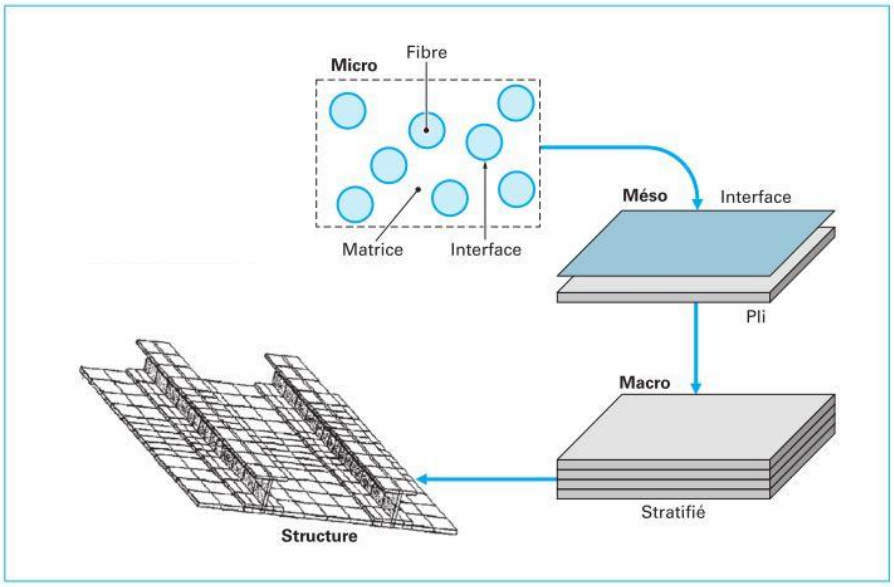


Figure 2.1 Transitions d'échelles dans un composite (Chevalier, 2012)

2.2 Homogénéisation d'un pli

La première étape de la démarche d'homogénéisation est de déterminer les propriétés d'un assemblage fibres/matrice à partir des propriétés, de la fraction volumique et de l'arrangement de chaque phase.

2.2.1 Pli composé de fibres unidirectionnelles (UD)

Les Fiber Metal Laminate (FML) ou stratifiés métaux/composites principalement utilisés à ce jour sont réalisés avec des composites à fibres unidirectionnelles. Ce choix a été conditionné par le fait que les FML sont utilisés sur des pièces de structure (fuselage A380 par exemple) avec des rayons de courbure très important. Ceci permet de mettre en forme les couches de métal plus simplement sans passer pour une étape d'emboutissage pour préformer les tôles. Les fibres UD permettent d'obtenir un stratifié avec un rapport raideur / masse volumique plus important

que les fibres tissées (Vlot & Gunnink, 2001). L'homogénéisation d'un composite UD permettra de prédire les propriétés équivalentes du mélange matrice / fibres.

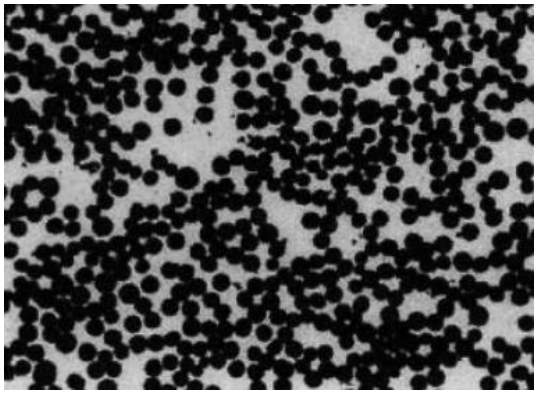


Figure 2.2 Fibres UD de carbone dans un composite (Dermarkar, 2006)

2.2.1.1 Homogénéisation type loi des mélanges

Dans le cas d'une loi des mélanges, seule la proportion de renforts dans la matrice est considérée, la répartition dans l'espace n'est donc pas prise en compte. Selon la propriété du composite à homogénéiser, il faut choisir un assemblage en parallèle ou en série. Dans le cas du module de Young longitudinal (dans la direction des fibres) d'un mélange composé d'une matrice et de fibres UD, un assemblage parallèle est le plus adapté par contre pour le module de Young transversal (perpendiculaire à la direction des fibres) un assemblage en série est préconisé. Il est ainsi possible de trouver les propriétés mécaniques et thermiques à partir des propriétés de la matrice et des fibres (Gay, 2005).

Densité : $$d^{comp} = \varphi^{fibre} d^{fibre} + \varphi^{matrice} d^{matrice} \tag{2.1}$$

Module de Young :

Longitudinal : $$E_{long}^{comp} = \varphi^{fibre} E_{long}^{fibre} + \varphi^{matrice} E^{matrice} \tag{2.2}$$

Transversal : $$\frac{1}{E_{trans}^{comp}} = \frac{\varphi^{fibre}}{E_{trans}^{fibre}} + \frac{\varphi^{matrice}}{E^{matrice}} \qquad E_{trans}^{comp} = \frac{\varphi^{fibre} E^{matrice} + \varphi^{matrice} E_{trans}^{fibre}}{E_{trans}^{fibre} E^{matrice}} \tag{2.3}$$

Module de cisaillement : $$G^{comp} = \frac{G^{matrice}}{\varphi^{matrice} + \frac{G^{matrice}}{G^{fibre}}\varphi^{fibre}} \quad (2.4)$$

Coefficient de poisson : $$\nu_{12}^{comp} = \varphi^{fibre}\nu_{12}^{fibre} + \varphi^{matrice}\nu_{12}^{matrice} \quad (2.5)$$

Coefficients de dilatation thermique :

Longitudinal : $$\alpha_{long}^{comp} = \frac{\varphi^{fibre}\alpha^{fibre}E_{long}^{fibre} + \varphi^{matrice}\alpha^{matrice}E^{matrice}}{\varphi^{fibre}E_{long}^{fibre} + \varphi^{matrice}E^{matrice}} \quad (2.6)$$

Transversal : $$\alpha_{trans}^{comp} = \varphi^{fibre}\alpha^{fibre} + \varphi^{matrice}\alpha^{matrice} + \frac{\nu_{12}^{fibre}E^{matrice} + \nu_{12}^{matrice}E^{fibre}}{\frac{E^{fibre}}{\varphi^{matrice}} + \frac{E^{matrice}}{\varphi^{fibre}}}(E^{fibre} - \alpha^{fibre}) \quad (2.7)$$

Contraintes maximales admissibles en traction : $$\sigma_{\max}^{comp} = \sigma_{\max}^{fibre}(\varphi^{fibre} + \varphi^{matrice}\frac{E^{matrice}}{E_{long}^{fibre}}) \quad (2.8)$$

Conductivités thermiques :

Longitudinale : $$K_{long}^{comp} = \varphi^{fibre}K^{fibre} + \varphi^{matrice}K^{matrice} \quad (2.9)$$

Transversale : $$\frac{1}{K_{trans}^{comp}} = \frac{\varphi^{fibre}}{K^{fibre}} + \frac{\varphi^{matrice}}{K^{matrice}}$$
$$K_{trans}^{comp} = \frac{\varphi^{fibre}K^{matrice} + \varphi^{matrice}K^{fibre}}{K^{fibre}K^{matrice}} \quad (2.10)$$

Chaleur spécifique : $$C_p^{comp} = \frac{\varphi^{fibre}d^{fibre}C_p^{fibre} + \varphi^{matrice}d^{matrice}C_p^{matrice}}{\varphi^{fibre}d^{fibre} + \varphi^{matrice}d^{matrice}} \quad (2.11)$$

CHOIX DE LA FIBRE ET DE LA RESINE	Fibres	Matrice	Composite
	CARBONE HR	EPOXYDE	
Volume (%)	60%	40%	
Densité (kg/m³)	1 750	1 200	1 530
Module d'Young longitudinal (MPa)	230 000	4 500	139 800
Module d'Young transversal (MPa)	15 000		7 759
Module de cisaillement (MPa)	50 000	1 600	3 817
Coefficient de poisson	0.3	0.4	0.34
Coefficient de dilatation thermique longitudinal	0.002	1.1	0.016

(10^{-6}/K)			
Coefficient de dilatation thermique transversal (10^{-6}/K)			0.612
Contrainte à rupture en traction longitudinale (MPa)	3200	130	1 945
Conductivité thermique longitudinal (W/m/K)	200	0.2	120.1
Conductivité thermique transversal (W/m/K)			0.50
Chaleur spécifique (J/kg/K)	800	1000	863

L'application de ces formules et données permet, par exemple, de calculer la matrice de rigidité C_{ldm}^{comp} d'un composite UD carbone HR/époxy avec 60% de fibres à l'équation (2.12).

$$C_{ldm}^{comp} = \begin{bmatrix} 140703 & 2655 & 0 \\ 2655 & 7809 & 0 \\ 0 & 0 & 3817 \end{bmatrix} \tag{2.12}$$

2.2.1.2 Homogénéisation périodique

L'homogénéisation périodique fait intervenir les propriétés et la fraction volumique des composants ainsi qu'un tenseur de localisation permettant de représenter la répartition des inclusions dans la matrice. Dans le cas d'un composite à fibres UD, deux motifs périodiques sont utilisés : le carré et l'hexagone.

Le motif d'homogénéisation carré d'un composite à fibres UD est présenté à la figure 2.3. Cet arrangement régulier est assez éloigné d'un arrangement « réel » comme le montre la figure 2.2.

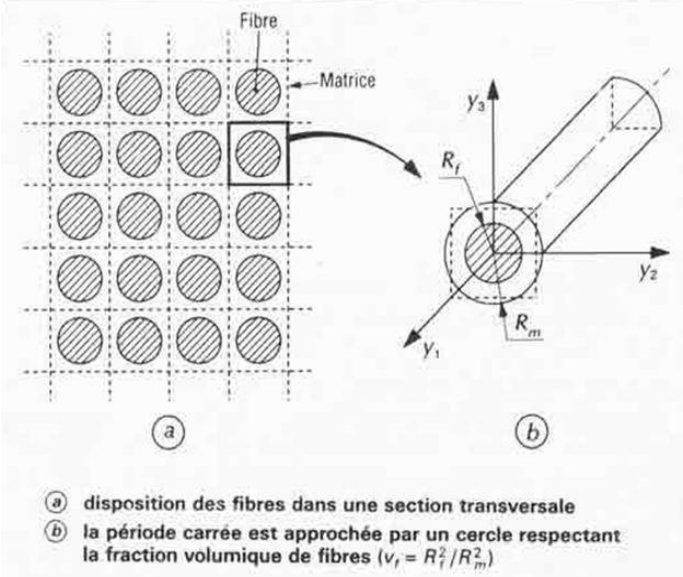


Figure 2.3 Volume élémentaire représentatif d'un composite à renforts unidirectionnels répartis en réseau carré (Chevalier, 2012)

Pour obtenir la matrice de rigidité C_{ij}^{comp} il faut utiliser les coefficients de Lamé λ ainsi que les modules de cisaillement G de la fibre et de la matrice. Ces modules sont calculés à partir du module de Young E et du coefficient de Poisson ν :

$$G = \frac{E}{2(1+\nu)}$$
$$\lambda = \frac{\nu E}{(1-2\nu)(1+\nu)} \tag{2.13}$$

Matrice de rigidité :

$$C_{ij} = \begin{bmatrix} C_{11} & C_{12} & C_{13} \\ C_{21} & C_{22} & C_{23} \\ C_{31} & C_{32} & C_{33} \end{bmatrix} \tag{2.14}$$

Calcul des composantes de la matrice de raideur :

$$C_{11}^{comp} = \left(\lambda^{matrice} + 2G^{matrice}\right) + \left(\lambda^{fibre} + 2G^{fibre} - \lambda^{matrice} - 2G^{matrice}\right)\varphi^{fibre} - \frac{\left(\lambda^{fibre} - \lambda^{matrice}\right)^2 \left(1 - \varphi^{fibre}\right)\varphi^{fibre}}{P}$$

$$C_{22}^{comp} = C_{33}^{comp} = \left(\lambda^{matrice} + 2G^{matrice}\right)\left[\frac{G^{matrice} + G^{fibre} + \lambda^{fibre}}{P} + \frac{\left(G^{fibre} - G^{matrice}\right)\lambda^{fibre}}{Q}\right]$$

$$C_{44}^{comp} = G^{matrice}\left[1 + \frac{\left(G^{fibre} - G^{matrice}\right)\varphi^{fibre}}{G^{fibre} - \left(G^{fibre} - G^{matrice}\right)\varphi^{fibre^{1/Q}}}\right]$$

$$C_{55}^{comp} = C_{66}^{comp} = G^{matrice}\left[\frac{\left(G^{matrice} + G^{fibre}\right) + \left(G^{fibre} - G^{matrice}\right)\varphi^{fibre}}{\left(G^{matrice} + G^{fibre}\right) - \left(G^{fibre} - G^{matrice}\right)\varphi^{fibre}}\right]$$

$$C_{12}^{comp} = C_{13}^{comp} = \lambda^{matrice} + \frac{\left(\lambda^{fibre} - \lambda^{matrice}\right)\left(2G^{matrice} + \lambda^{matrice}\right)\varphi^{fibre}}{P}$$

$$C_{23}^{comp} = \lambda^{matrice} + \left(\lambda^{matrice} + 2G^{matrice}\right)\left[\frac{G^{fibre} + \lambda^{fibre} - G^{matrice} - \lambda^{matrice}}{P} - \frac{G^{fibre} - G^{matrice}}{Q}\right]\varphi^{fibre}$$

$$P = \left(\lambda^{fibre} + G^{fibre} + G^{matrice}\right) - \left(G^{fibre} - \lambda^{fibre} - G^{matrice} - \lambda^{matrice}\right)\varphi^{fibre}$$

$$Q = \left(G^{fibre} + G^{matrice} + \lambda^{matrice}\right) - \left(G^{fibre} - G^{matrice}\right)\varphi^{fibre^{q}}$$

$$q = \frac{\lambda^{matrice} + 2G^{matrice}}{G^{matrice}} \tag{2.15}$$

La matrice de rigidité $C_{carrée}^{comp}$ obtenue pour un composite UD carbone HR/époxy avec 60% de fibres est présentée à l'équation (2.16). Encore une fois, la matrice de raideur du composite homogénéisé est symétrique.

$$C_{carrée}^{comp} = \begin{bmatrix} 173924 & 9427 & 0 \\ 9427 & 14251 & 0 \\ 0 & 0 & 11239 \end{bmatrix} \tag{2.16}$$

Le motif d'homogénéisation hexagonal d'un composite à fibres UD est présenté à la figure 2.4. Cet arrangement régulier est assez proche d'un arrangement « réel » présenté à la figure 2.2.

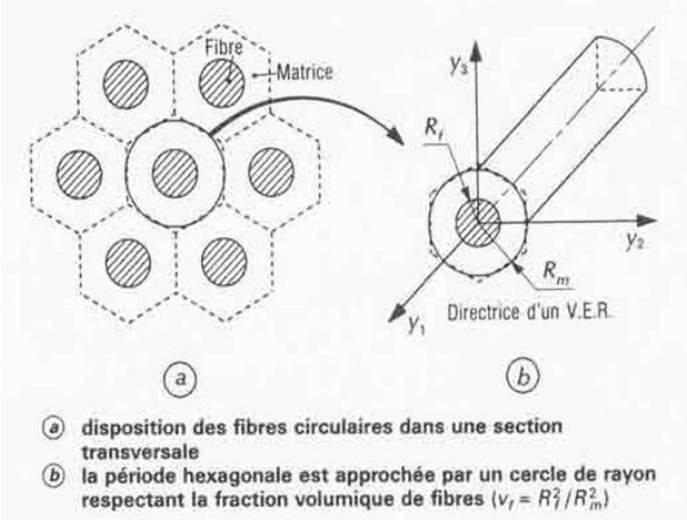


Figure 2.4 Volume élémentaire représentatif d'un composite à renforts unidirectionnels répartis en réseau carré (Chevalier, 2012)

$$\left\{C_{hexa}^{comp}\right\} = \varphi^{fibre}\left\{C^{fibre}\right\}\left\{L^{fibre}\right\} + \varphi^{matrice}\left\{C^{matrice}\right\}\left\{L^{matrice}\right\} \tag{2.17}$$

Les tenseurs de localisation $\left\{L^{fibre}\right\}$ et $\left\{L^{matrice}\right\}$ permettent de représenter la répartition hexagonale des fibres dans la matrice.

$$\{L\} = \begin{bmatrix} L_{11} & 0 & 0 & 0 & 0 & 0 \\ L_{21} & L_{22} & L_{23} & 0 & 0 & 0 \\ L_{31} & L_{11} & L_{33} & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & L_{44} & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & L_{55} & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & L_{66} \end{bmatrix} \tag{2.18}$$

Tenseur de localisation de la fibre :

$$
\begin{aligned}
L_{11}^{fibre} &= 1 \\
L_{21}^{fibre} &= L_{31}^{fibre} = c_1 \\
L_{22}^{fibre} &= L_{33}^{fibre} = \frac{c_0 - \left(2e_2 + 3f_2\right)}{2} \\
L_{23}^{fibre} &= L_{32}^{fibre} = \frac{c_0 + \left(2e_2 + 3f_2\right)}{2} \\
L_{44}^{fibre} &= L_{22}^{matrice} - L_{23}^{fibre} \\
L_{55}^{fibre} &= L_{66}^{fibre} = \frac{1 + \varphi^{fibre}}{\varphi^{fibre}\left(1 + \varphi^{fibre} + Q_5\varphi^{matrice}\right)}
\end{aligned}
\tag{2.19}
$$

Tenseur de localisation de la matrice :

$$
\begin{aligned}
L_{11}^{matrice} &= 1 \\
L_{21}^{matrice} &= L_{31}^{matrice} = a_1 \\
L_{22}^{matrice} &= L_{33}^{matrice} = \frac{a_0 - 2a_2 + 3c_2\left(1 + \varphi^{fibre}\right)}{2} \\
L_{23}^{matrice} &= L_{32}^{matrice} = \frac{a_0 + 2a_2 + 3c_2\left(1 + \varphi^{fibre}\right)}{2} \\
L_{44}^{matrice} &= L_{22}^{matrice} - L_{23}^{matrice} \\
L_{55}^{matrice} &= L_{66}^{matrice} = \frac{1}{1 + \varphi^{fibre} + Q_5\varphi^{matrice}}
\end{aligned}
\tag{2.20}
$$

Calculs intermédiaires :

$$
\begin{aligned}
a_0 &= \frac{C_{22}^{fibre} + C_{22}^{matrice} + C_{23}^{fibre} - C_{23}^{matrice}}{\Delta_0} \\
c_0 &= \frac{2C_{22}^{matrice}}{\Delta_0} \\
a_1 &= \frac{\varphi^{fibre}\left(C_{12}^{fibre} - C_{12}^{matrice}\right)}{\Delta_0} \\
c_1 &= \frac{-\varphi^{matrice}\left(C_{12}^{fibre} - C_{12}^{matrice}\right)}{\Delta_0}
\end{aligned}
\tag{2.21}
$$

$$
\begin{gathered}
\Delta_0 = \left(1+\varphi^{fibre}\right)C_{22}^{matrice} + \varphi^{matrice}\left(C_{22}^{fibre} + C_{23}^{fibre} - C_{23}^{matrice}\right) \\
a_2 = \frac{\left(1+Q_4K_1\right)X_3 + 3\left(1+K_1\right)X_2Q_4\varphi^{fibre2}(1-\varphi^{fibre})}{2\Delta_2} \\
c_2 = \frac{-\left(2Q_4-1\right)(1-\varphi^{fibre})\varphi^{fibre}\left(Q_4+K_2\right)}{2\Delta_2} \\
e_2 = \frac{\left(1+K_1\right)\left[X_3 + 3\varphi^{fibre^2}(1-\varphi^{fibre})X_2\right]}{2.\Delta_2} \\
f_2 = \frac{-2\varphi^{fibre2}\left(1+K_1\right)(1-\varphi^{fibre})\left(Q_4-1\right)}{2\Delta_2} \\
X_3 = K_1\left(Q_4+K_2\right) - \varphi^{fibre2}\left(3-4\varphi^{fibre}\right)\left(K_2-Q_4K_1\right) \\
X_2 = Q_4 + K_2 + Q_4K_1 - 1 \\
K_1 = \frac{3C_{22}^{matrice} - C_{23}^{matrice}}{C_{22}^{matrice} + C_{23}^{matrice}} \\
K_2 = \frac{3C_{22}^{fibre} - C_{23}^{fibre}}{C_{22}^{fibre} + C_{23}^{fibre}} \\
Q_5 = \frac{C_{55}^{fibre}}{C_{55}^{matrice}} \\
Q_4 = \frac{C_{44}^{fibre}}{C_{44}^{matrice}} \\
\Delta_2 = \varphi^{fibre}Q_4\left(1+K_1\right)\left\{3\left(1-\varphi^{fibre}\right)\left[Q_4 + K_2\varphi^{fibre2}\left(K_2-Q_4K_1\right)\right] + 3\varphi^{fibre2}\left(1-\varphi^{fibre}\right)K_1K_2 - 3\varphi^{fibre}\left(1-\varphi^{fibre}\right)\left(1+\varphi^{fibre}K_1\right)X_2 + K_1X_3\right\} \\
-\left(1+Q_4K_1\right)\left\{\left(1+\varphi^{fibre}K_1\right)X_3 + 3\varphi^{fibre}\left(1-\varphi^{fibre}\right)\left[Q_4 + K_2 + K_1\varphi^{fibre2}\left(K_2-Q_4K_1\right)\right]\right\}
\end{gathered}
\tag{2.22}
$$

La matrice de rigidité obtenue pour un composite UD carbone HR/époxy avec 60% de fibres est la suivante :

$$
C_{hexa}^{comp} = \begin{bmatrix} 140891 & 3129 & 0 \\ 3129 & 6929 & 0 \\ 0 & 0 & 5719 \end{bmatrix} \tag{2.23}
$$

2.2.1.3 Comparaison des différentes homogénéisations

Dans le but de valider les homogénéisations de composites UD, des simulations numériques ont été réalisées. Ces simulations permettent de choisir quel type d'homogénéisation doit être retenue pour être inclue dans le modèle de stratifié.

La première étape de la simulation numérique est d'obtenir une géométrie représentative d'un composite UD. Le diamètre nominal d'une fibre UD est de 6,5 µm et la fraction volumique de fibre recherchée de 60%. Une macro-commande Excel a donc été conçue afin de placer les fibres de façon aléatoire dans un volume prédéfini. Le choix du volume est déterminé par le nombre de fibres souhaitées (50), le diamètre des fibres (6,5 µm) et la fraction volumique souhaitée (60%). La difficulté est de placer les fibres dans le volume sans que les fibres interfèrent entre

elles ou avec les frontières du volume. Si une fibre entre en contact avec une autre fibre ou avec les limites du volume, le maillage ne sera pas réalisé correctement du fait de la présence d'éléments à zéro volume et les simulations ne pourront pas converger. En théorie, il est impossible d'obtenir la fraction de fibres recherchée car cela induit un contact entre certaines fibres. Pour un objectif de 60% en fraction volumique de fibres, il est possible avec ce programme, d'obtenir jusqu'à 55% de fraction volumique de fibres. La figure 2.5 présente l'algorithme utilisé dans la macro afin de créer la géométrie.

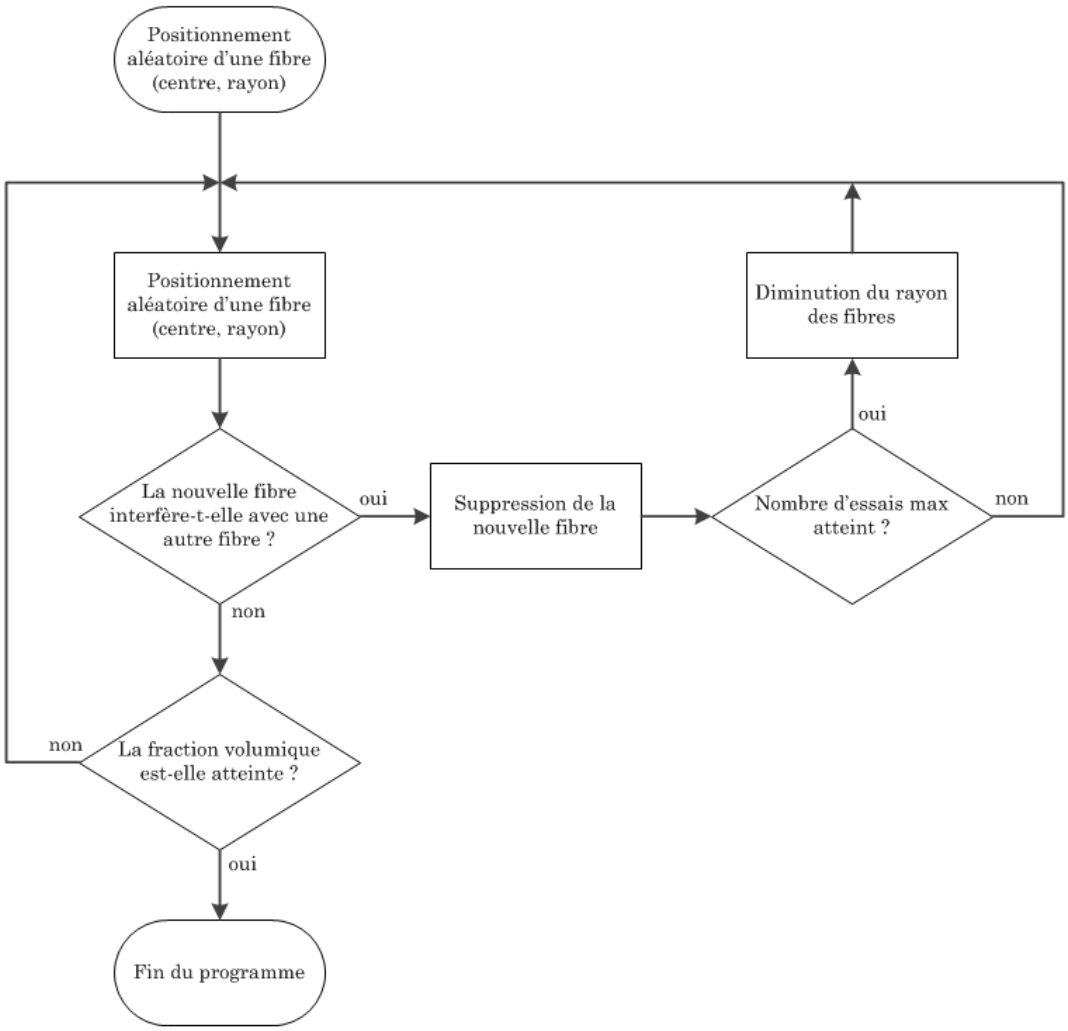


Figure 2.5 Algorithme de création de la géométrie des fibres UD

Le résultat du programme est une liste de coordonnées des centres des fibres (voir figure 2.6) avec les diamètres associés à chaque fibre.

Pourcentage de fibres réel 54.438%

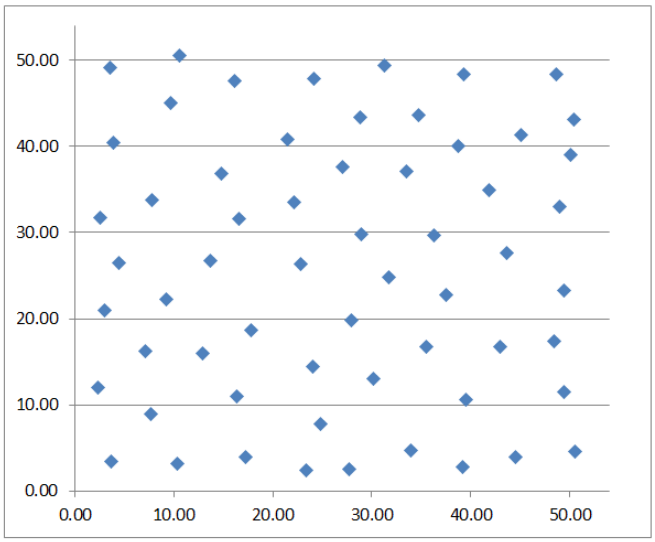


Figure 2.6 Résultat du placement aléatoire des fibres

Une fois la géométrie du composite obtenue, Il faut importer les coordonnées des centres ainsi que les diamètres dans un logiciel de maillage (voir figure 2.7).

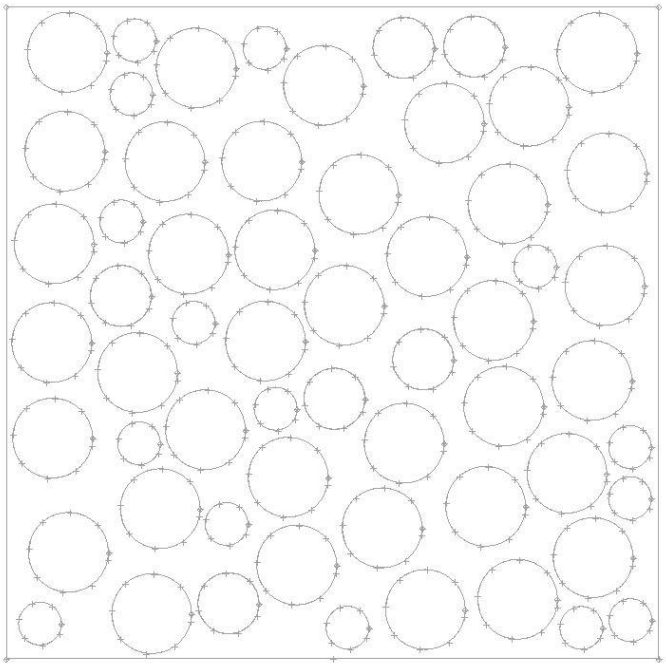


Figure 2.7 Importation des positions et diamètres des fibres dans Hypermesh

Il faut ensuite réaliser un maillage 2D (voir figure 2.8) de la section de fibres + matrice. Le choix des éléments triangles 3 s'explique par la proximité de certaines fibres, en effet en choisissant des éléments quad 4, il y aurait eu moins d'éléments mais le maillage n'aurait pas

pu se réaliser correctement lorsque les fibres étaient proches. L'extrusion du maillage 2D permet d'obtenir un modèle 3D (voir figure 2.9). Le but du modèle 3D est de pouvoir réaliser des simulations de traction dans les trois directions pour obtenir un module de Young équivalent dans le sens longitudinal (direction des fibres) et dans les sens transversaux (perpendiculaire à la direction des fibres).

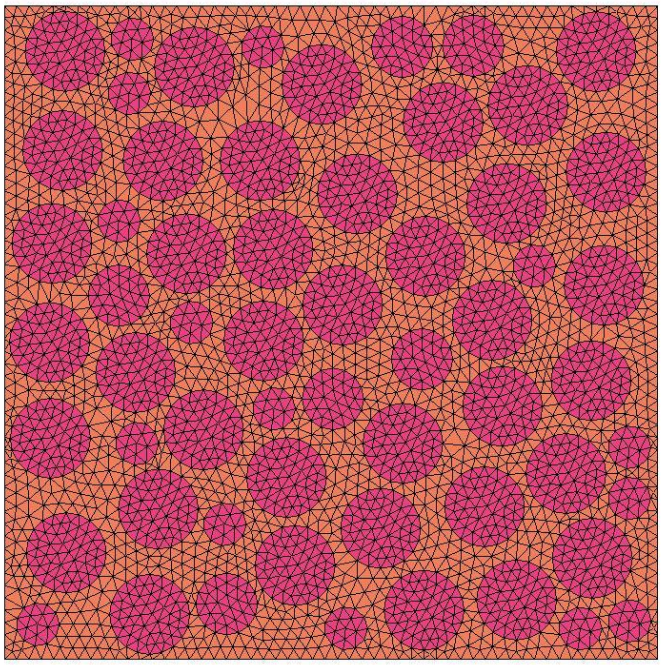


Figure 2.8 Maillage 2D des fibres et de la résine

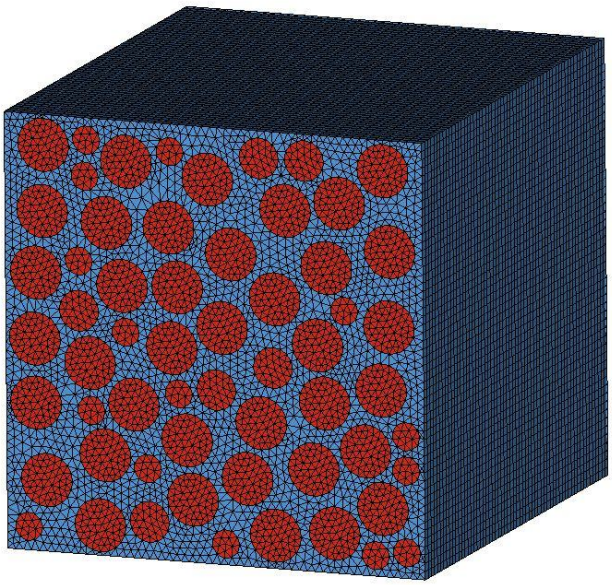


Figure 2.9 Maillage 3D des fibres et de la résine : extrusion du maillage 2D

Le maillage obtenu est constitué de 424 440 éléments penta6 linéaires et de 222 284 nœuds. Pour des simulations de traction en élasticité, les éléments linéaires donnent les mêmes résultats que des éléments quadratiques mais en utilisant moins de nœuds, les calculs sont donc réalisés plus rapidement. L'interface entre les fibres et la matrice est considérée parfaite, les nœuds sont confondus et inséparables.

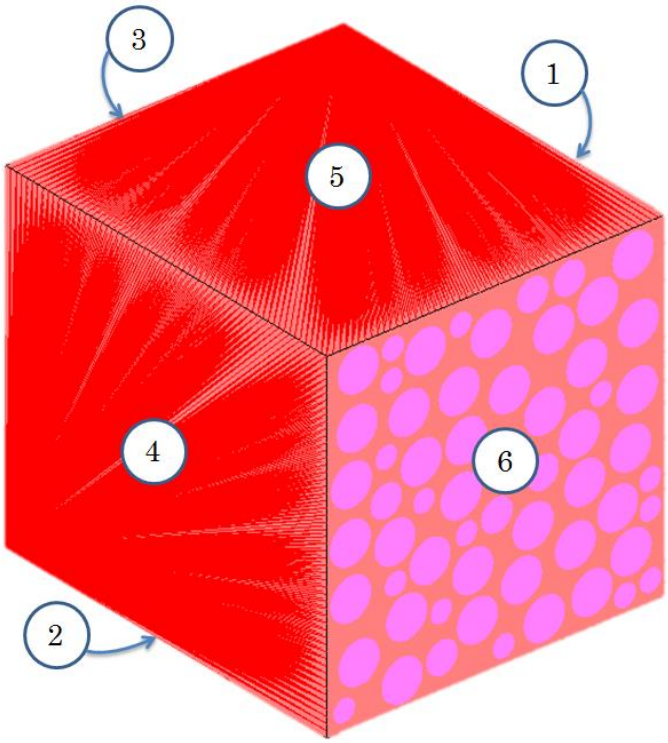


Figure 2.10 Conditions aux limites sur le VER pour la traction longitudinale

La figure 2.10 montre le modèle de traction d'un VER. Les faces 1, 2 et 3 ont respectivement les déplacements sur x, y et z bloqués. Des « nodal ties » sont appliqués sur les faces 4 et 5 pour garantir la planéité de ces surfaces. La planéité est due à la condition de périodicité du VER, en effet, les faces peuvent se déplacer mais elles doivent rester planes, c'est pourquoi, il n'est pas possible d'utiliser une condition aux limites. La condition aux limites de traction est appliquée par un déplacement des nœuds de la face 6.

La somme des efforts de traction F_i sur les nœuds de la face 3, opposée au déplacement, et la section S du VER permettent de connaître la contrainte macroscopique dans le VER. Le déplacement imposé donne la déformation ε de l'ensemble du VER. Le module élastique E du mélange fibres / matrice peut ensuite être calculé avec les équations (2.24).

$$\sigma = \frac{\sum_{noeuds} F_i}{S}$$
$$\varepsilon = \frac{\Delta L}{L} \qquad (2.24)$$
$$E = \frac{\sigma}{\varepsilon}$$

La simulation dans le sens longitudinal (voir figure 2.11) montre que pour un composite unidirectionnel, les fibres supportent toutes la contrainte du fait de leur raideur élevée comparée à celle de la matrice.

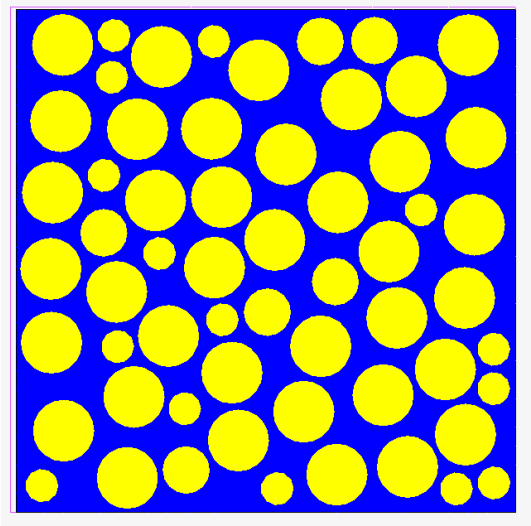


Figure 2.11 Représentation de la contrainte de Von Mises lors d'une traction longitudinale dans le sens des fibres

Les simulations dans les directions transversales (voir figure 2.12) montrent que la matrice et les fibres sont sollicitées. La raideur du mélange est donc plus faible dans ces directions du fait de la raideur de la matrice plus faible que celle des fibres.

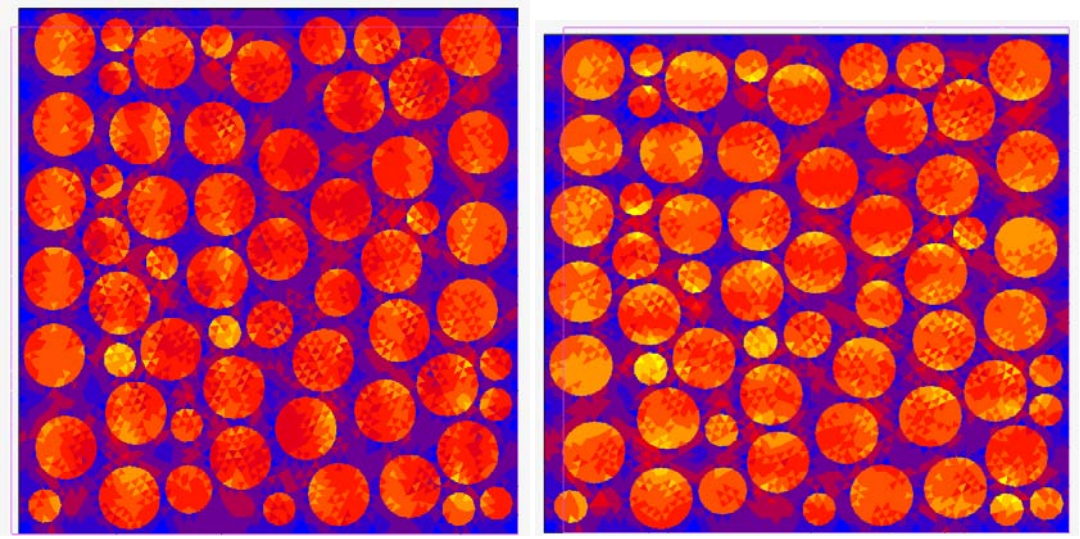


Figure 2.12 Représentation de la contrainte de Von Mises lors d'une traction transversale dans deux directions différentes

La comparaison des modules pour un composite UD carbone HR/époxy avec 60% de fibres calculés avec les différentes méthodes est donnée dans le tableau suivant :

Module en MPa	Loi des mélanges	Périodique carrée	Périodique hexagonale	Numérique	Expérimental
Longitudinal	139 800	172 808	139 987	130 841	132 000
Transversal	7 759	14 160	6 885	9 781	10 000
Cisaillement	3 817	11 239	5 719	-	5 000

Les modules obtenus avec les essais de traction numérique correspondent (moins de 2% de différence) aux valeurs d'essais expérimentaux (Gay, 2005). L'homogénéisation périodique carrée surestime tous les modules, elle ne peut donc pas être utilisée pour représenter le comportement d'un pli composé de fibres unidirectionnelles. La loi des mélanges et l'homogénéisation périodique hexagonale donne des résultats très proches. Les modules de Young longitudinal et transversal sont mieux évalués par la loi des mélanges mais le module de cisaillement ainsi que le C_{12} sont mieux estimés par l'homogénéisation périodique hexagonale. Or, les pièces composites qui sont destinées à être utilisées sur des boitiers électroniques ne travailleront quasiment pas en traction/compression. Il a donc été décidé d'utiliser l'homogénéisation périodique hexagonale pour calculer les propriétés effectives d'un pli composé d'une matrice et de fibres UD. Les données d'entrée nécessaires sont la fraction

volumique de fibres ainsi que les matrices de rigidité des matériaux composant les fibres et de la matrice.

2.2.2 Pli composé de tissus

Les composites tissés présentent de nombreux avantages par rapport aux UD. Ils sont plus simples à mettre en œuvre. En effet, le tissage permet de maintenir les fibres en place plus facilement lors de la stratification contrairement aux fibres UD qui ont tendance à se désolidariser lors de la stratification dans des moules à formes complexes. Les tissés présentent également l'avantage d'avoir des raideurs longitudinale et transversale très proches contrairement aux fibres UD. Cette raideur équivalente dans les deux directions du tissage permet d'éviter le flambement des plaques stratifiés lors de la polymérisation d'un stratifié non équilibré.

2.2.2.1 Homogénéisation d'un pli en composite tissé

La géométrie d'un tissu est réalisée avec un objectif de 60% de taux volumique de fibres. L'épaisseur de matrice ne doit être trop faible pour permettre le maillage.

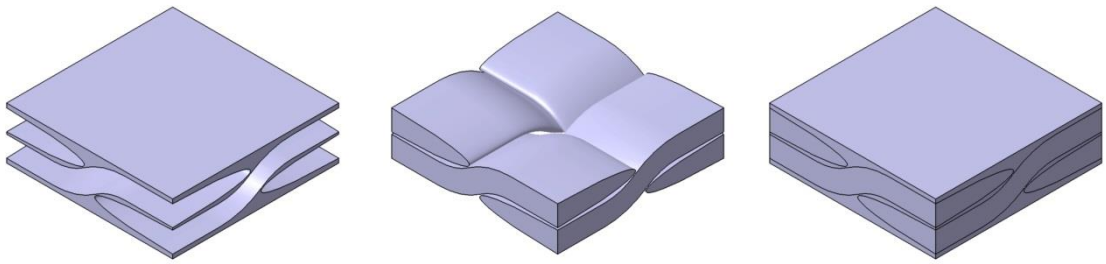


Figure 2.13 Représentation d'un VER (assemblage de la matrice et des fibres) pour un tissu composite

Le maillage obtenu est constitué de 69 473 éléments tétraèdre 4 linéaires et de 14 472 nœuds. Pour des simulations en élasticité, les éléments linéaires donnent les mêmes résultats que des éléments quadratiques mais en utilisant moins de nœuds, les calculs sont donc réalisés plus rapidement. L'interface entre les fibres et la matrice est considérée parfaite, les nœuds sont confondus et inséparables.

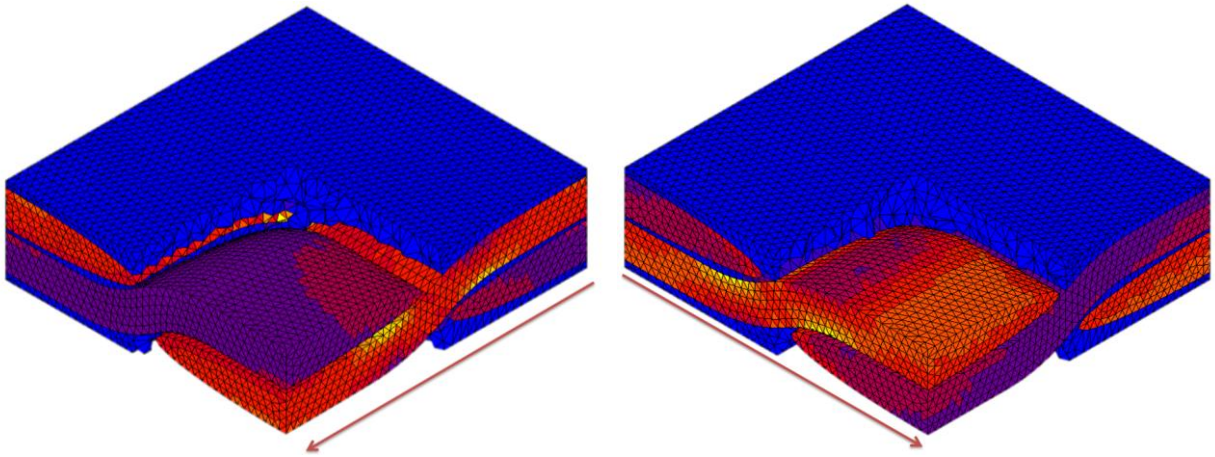


Figure 2.14 Représentation de la contrainte de Von Mises lors d'une traction d'un VER tissé dans deux directions différentes du plan

Les modules calculés en simulation numérique sont 102 773 MPa et 102 794 MPa. Pour un tissu, les modules longitudinal et transversal sont quasiment identiques. Ces valeurs serviront de comparaison à l'homogénéisation analytique du tissu.

Seule la géométrie 2D a été considérée dans l'homogénéisation analytique afin de simplifier la géométrie complexe du tissé. La création du VER nécessite plusieurs dimensions afin de gérer une intersection éventuelle des fibres. Lors de la mise en forme, les fibres prennent une forme d'ellipse. Voici les paramètres utilisés :

- L : longueur de l'ellipse
- l : largeur de l'ellipse
- d : dimension du VER
- ept : épaisseur du tissage
- epm : épaisseur de matrice
- α : angle du tissage

L'épaisseur de matrice permet de contrôler le taux volumique de fibre dans le VER, l'objectif étant d'avoir environ 50% de volume de fibres dans le VER.

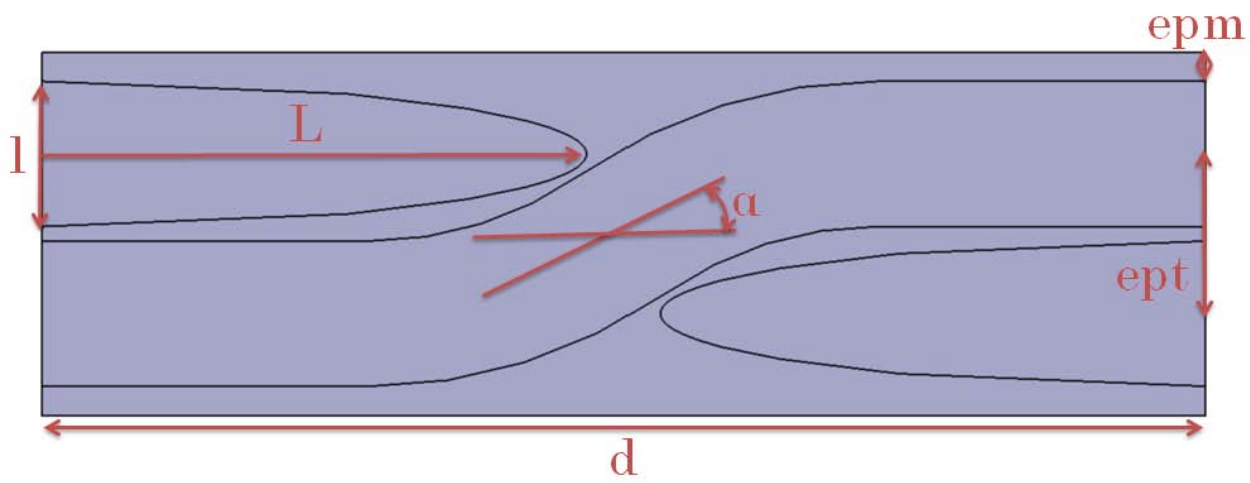


Figure 2.15 Paramètres dimensionnels d'un VER de tissu

Pour calculer le module macroscopique du composite, le VER est découpé en trois volumes distincts pour ensuite réaliser une homogénéisation en série du module de Young dans la direction des fibres. Les trois volumes sont représentés sur la figure 2.16 :

- 1 = 1A+1B : constitué exclusivement de matrice
- 2 = 2A+2B : constitué d'un assemblage matrice/fibres en parallèle
- 3 : constitué exclusivement de fibres

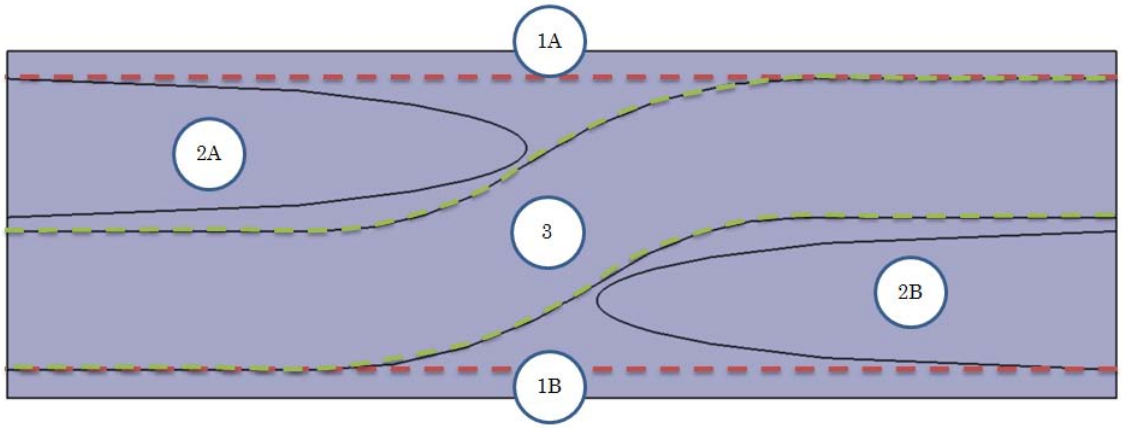


Figure 2.16 Découpage du VER en trois volumes

Les fractions volumiques et les modules de chaque volume sont calculés en utilisant les propriétés de la matrice et de la fibre ainsi que les fractions volumiques f_i de chaque volume.

Epaisseur du VER : $H = 2epm + ept + l$ (2.25)

Propriétés du volume 1 : $$f_1 = \frac{2epm}{H} \qquad E_1 = E^{matrice} \tag{2.26}$$

Propriétés du volume 2 :

$$f_2 = \frac{ept}{H}$$

$$\frac{1}{E_2} = \frac{f_2^{fibre}}{E^{fibre}} + \frac{f_2^{matrice}}{E^{matrice}}$$

$$E_2 = \frac{E^{fibre}E^{matrice}}{f_2^{fibre}E^{matrice} + f_2^{matrice}E^{fibre}} \tag{2.27}$$

$$f_2^{fibre} = \frac{\pi.L.l}{d.ept}$$

$$f_2^{matrice} = 1 - f_2^{fibre}$$

$$E_2 = \frac{E^{fibre}E^{matrice}}{f_2^{fibre}E^{matrice} + (1 - f_2^{fibre})E^{fibre}}$$

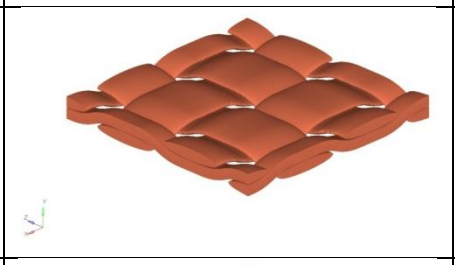
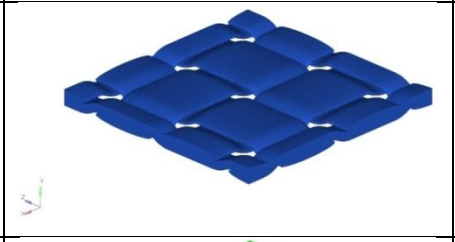
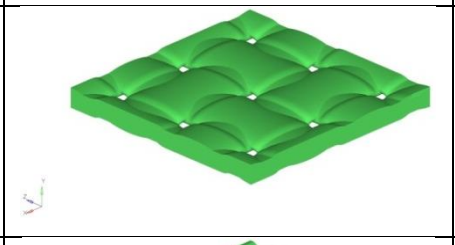
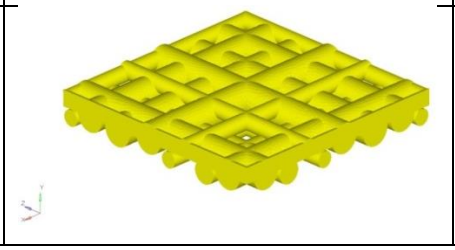
Propriétés du volume 3 : $$f_3 = 1 - f_1 - f_2 \qquad E_3 = E^{matrice} \tag{2.28}$$

Module équivalent du composite : $$E_{comp} = f_1E_1 + f_2E_2 + f_3E_3 \tag{2.29}$$

Le module obtenu analytiquement est de 98 480 MPa soit 4% d'écart avec le modèle numérique. Cette homogénéisation sera donc utilisée pour donner les modules de plis en composite tissé dans la théorie des stratifiés.

2.2.2.2 Représentation d'un tissu en simulation numérique

Pour réaliser des simulations de stratifiés en numérique, il peut être intéressant de mailler l'ensemble fibre/matrice afin de visualiser la répartition de contrainte dans la fibre et dans la résine. Le maillage d'un tissu est compliqué car il n'y a jamais de contact entre les différentes fibres ce qui implique la présence de couches minces de matrice entre chaque fibre et cela nécessite un maillage très fin. Pour ne pas avoir à mailler très finement un volume, différentes représentations de tissu existent. Il faut définir quelle représentation donne les résultats les plus proches d'un tissu « réel » avec de la matrice entre chaque fibre. Voici la liste des configurations testées :

Configuration	Illustration	Contact entre les fibres	Fraction volumique de fibres	Module macro (MPa)	Ecart
Tissu séparé		non	48%	74 610	-
Tissu		Léger contact	49%	83 813	12%
Tissu mêlé		Intersection des fibres	43%	102 196	37%
UD superposé		non	42%	73 749	1%
UD mêlé		Intersection des fibres	61%	136 298	83%

La configuration qui donne la meilleure évaluation du module est la superposition de fibres UD. Toutes les autres configurations surestiment le module du fait d'une raideur plus importante des renforts dans la matrice. Les fibres UD ont l'avantage d'être simples à mailler avec un nombre d'éléments inférieur aux autres configurations. Par la suite, la simulation d'un stratifié avec un tissu se fera avec une superposition de fibres unidirectionnelles.

2.3 Homogénéisation d'un stratifié composite

Une fois que les propriétés d'un pli (UD ou tissé) sont déterminées, il est nécessaire de connaître les propriétés d'un stratifié composé d'un assemblage de plis. Les paramètres d'un stratifié composites sont les suivants : le nombre, les matériaux, l'orientation et l'épaisseur des plis.

2.3.1 Propriétés d'un pli

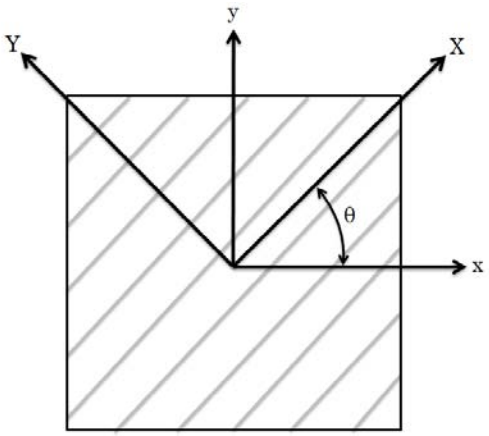


Figure 2.17 Orientation d'un pli composite

Les propriétés thermomécaniques d'un pli sont utilisées afin de calculer la matrice de rigidité. Les propriétés effectives d'un pli permettent de calculer sa matrice de rigidité dans le repère du pli défini par l'orientation des fibres. Le pli est considéré orthotrope (BARRAU & GUEDRA DEGEORGES, 2005), la matrice de rigidité $[Q"]$ est donc symétrique et les coefficients C_{13} et C_{23} sont nuls. Ceci est valable dans le repère d'orthotropie (X,Y) ou repère local. La matrice de rigidité $[Q]$ du pli dans le repère global (x,y) est calculée en connaissant la matrice de rigidité $[Q"]$ ainsi que l'angle θ correspondant à l'angle entre la direction des fibres et le repère global.

Matrice de souplesse d'un pli : $[S]=\begin{bmatrix} S_{11} & S_{12} & S_{13} \\ S_{21} & S_{22} & S_{23} \\ S_{31} & S_{32} & S_{33} \end{bmatrix}$ (2.30)

Relation contrainte/déformation : $\{\varepsilon\}_{XY}=[S]\{\sigma\}_{XY}$ (2.31)

Matrice de raideur d'un pli dans le plan local :

$$[Q''] = \begin{bmatrix} \beta E_x & \beta \nu_{yx} E_x & 0 \\ \beta \nu_{xy} E_y & \beta E_y & 0 \\ 0 & 0 & G_{xy} \end{bmatrix} \qquad (2.32)$$

$$\beta = \frac{1}{1 - \nu_{xy}\nu_{yx}}$$

$$\frac{\nu_{xy}}{E_x} = \frac{\nu_{yx}}{E_y}$$

Tenseurs de changement de base global/local :

$$\{\sigma\}_{xy} = [P_\sigma]\{\sigma\}_{XY} \qquad (2.33)$$

$$\{\varepsilon\}_{XY} = [P_\varepsilon]\{\varepsilon\}_{xy}$$

$$c = \cos\theta$$

$$s = \sin\theta$$

$$[P_\sigma] = \begin{bmatrix} c^2 & s^2 & -2cs \\ s^2 & c^2 & 2cs \\ cs & -cs & c^2 - s^2 \end{bmatrix} \qquad (2.34)$$

$$[P_\varepsilon] = \begin{bmatrix} c^2 & s^2 & cs \\ s^2 & c^2 & -cs \\ -2cs & 2cs & c^2 - s^2 \end{bmatrix}$$

Relations contrainte/déformation en global et en local :

$$\{\sigma\}_{xy} = [Q]\{\varepsilon\}_{xy} \qquad (2.35)$$

$$\{\sigma\}_{XY} = [Q'']\{\varepsilon\}_{XY}$$

Calculs de la matrice rigidité d'un pli dans le repère global :

$$\{\sigma\}_{XY} = [Q'']\{\varepsilon\}_{XY}$$

$$[P_\sigma]^{-1}\{\sigma\}_{xy} = [Q''][P_\varepsilon]\{\varepsilon\}_{xy}$$

$$\{\sigma\}_{xy} = [P_\sigma][Q''][P_\varepsilon]\{\varepsilon\}_{xy}$$

$$\{\sigma\}_{xy} = [Q]\{\varepsilon\}_{xy}$$

$$[Q] = [P_\sigma][Q''][P_\varepsilon] \qquad (2.36)$$

$$[Q] = \begin{bmatrix} Q_{11} & Q_{12} & Q_{13} \\ Q_{21} & Q_{22} & Q_{23} \\ Q_{23} & Q_{32} & Q_{33} \end{bmatrix}$$

$$[Q''] = \begin{bmatrix} Q''_{11} & Q''_{12} & 0 \\ Q''_{21} & Q''_{22} & 0 \\ 0 & 0 & Q''_{33} \end{bmatrix}$$

$$\begin{Bmatrix} Q_{11} \\ Q_{22} \\ Q_{12} \\ Q_{33} \\ Q_{13} \\ Q_{23} \end{Bmatrix} = \begin{bmatrix} c^4 & s^4 & 2s^2c^2 & 4s^2c^2 \\ s^4 & c^4 & 2s^2c^2 & 4s^2c^2 \\ s^2c^2 & s^2c^2 & c^4 + s^4 & -4s^2c^2 \\ s^2c^2 & s^2c^2 & -2s^2c^2 & \left(s^2 - c^2\right)^2 \\ sc^3 & -s^3c & s^3c - sc^3 & 2sc\left(s^2 - c^2\right) \\ s^3c & -sc^3 & sc^3 - s^3c & 2sc\left(c^2 - s^2\right) \end{bmatrix} \begin{Bmatrix} Q''_{11} \\ Q''_{22} \\ Q''_{12} \\ Q''_{33} \end{Bmatrix} \qquad (2.37)$$

La matrice de rigidité d'un pli dans le repère globale est donc calculée à partir de la matrice de rigidité dans le repère locale et de l'angle d'orientation du pli.

2.3.2 Théorie des stratifiés

Dans un stratifié composite, chaque pli se comporte différemment en fonction de son orientation, son épaisseur ou du matériau qui le compose. Une fois les matrices de rigidité de tous les plis dans le plan global (x,y) connues, il est possible de calculer les matrices de rigidité globale du stratifié. La matrice de rigidité globale est décomposée en plusieurs parties :

- A : efforts en membrane
- B : efforts de flexion/membrane. Si le stratifié présente une symétrie miroir, le comportement en membrane est indépendant du comportement en flexion les efforts en membrane n'engendreront pas de déformations en flexion et vice versa, la matrice B sera donc nulle. Pour faciliter l'homogénéisation, tous les stratifiés étudiés présenteront une symétrie miroir qui peut se situer entre deux plis ou dans un pli
- C : efforts de flexion
- α : efforts dus aux dilatations thermiques différentielles des plis

$$\begin{Bmatrix} N_x \\ N_y \\ T_{xy} \\ M_y \\ -M_x \\ -M_{xy} \end{Bmatrix} = \left[\begin{array}{ccc|ccc} & & & & & \\ & A & & & B & \\ & & & & & \\ \cdots & \cdots & \cdots & \cdots & \cdots & \cdots \\ & & & & & \\ & B & & & C & \\ & & & & & \end{array}\right] \begin{Bmatrix} \varepsilon_{ox} \\ \varepsilon_{oy} \\ \gamma_{oxy} \\ -\partial^2 w_o / \partial x^2 \\ -\partial^2 w_o / \partial y^2 \\ -2\partial^2 w_o / \partial x \partial y \end{Bmatrix} - \Delta T \begin{Bmatrix} \langle \alpha E h \rangle_x \\ \langle \alpha E h \rangle_y \\ \langle \alpha E h \rangle_{xy} \\ \langle \alpha E h^2 \rangle_x \\ \langle \alpha E h^2 \rangle_y \\ \langle \alpha E h^2 \rangle_{xy} \end{Bmatrix} \tag{2.38}$$

$$\begin{Bmatrix} N_x \\ N_y \\ T_{xy} \\ M_y \\ -M_x \\ -M_{xy} \end{Bmatrix} = \left[\begin{array}{ccc|ccc} & & & & & \\ & A & & & 0 & \\ & & & & & \\ \cdots & \cdots & \cdots & \cdots & \cdots & \cdots \\ & & & & & \\ & 0 & & & C & \\ & & & & & \end{array}\right] \begin{Bmatrix} \varepsilon_{ox} \\ \varepsilon_{oy} \\ \gamma_{oxy} \\ -\partial^2 w_o / \partial x^2 \\ -\partial^2 w_o / \partial y^2 \\ -2\partial^2 w_o / \partial x \partial y \end{Bmatrix} - \Delta T \begin{Bmatrix} \langle \alpha E h \rangle_x \\ \langle \alpha E h \rangle_y \\ \langle \alpha E h \rangle_{xy} \\ \langle \alpha E h^2 \rangle_x \\ \langle \alpha E h^2 \rangle_y \\ \langle \alpha E h^2 \rangle_{xy} \end{Bmatrix}$$

2.3.2.1 Membrane

La matrice de rigidité $[A]$ des efforts en membrane (traction, compression et cisaillement) est calculée en considérant les matrices de rigidités Q_{ij}^k de chaque pli ainsi que leurs épaisseurs respectives e^k. Ici, l'ordre d'empilement n'a pas d'importance.

$$\begin{Bmatrix} N_x \\ N_y \\ T_{xy} \end{Bmatrix} = \begin{bmatrix} A_{11} & A_{12} & A_{13} \\ A_{21} & A_{22} & A_{23} \\ A_{31} & A_{32} & A_{33} \end{bmatrix} \begin{Bmatrix} \varepsilon_{0x} \\ \varepsilon_{0y} \\ \gamma_{0xy} \end{Bmatrix} \tag{2.39}$$

$$\begin{Bmatrix} N_x \\ N_y \\ T_{xy} \end{Bmatrix} = \begin{bmatrix} A_{11} & A_{12} & 0 \\ A_{21} & A_{22} & 0 \\ 0 & 0 & A_{33} \end{bmatrix} \begin{Bmatrix} \varepsilon_{0x} \\ \varepsilon_{0y} \\ \gamma_{0xy} \end{Bmatrix}$$

$$A_{ij} = A_{ji} = \sum_{k=1^{er}\,pli}^{n^{ième}\,pli} Q_{ij}^k e^k \tag{2.40}$$

2.3.2.2 Flexion

La matrice de rigidité $[C]$ des efforts en flexion est calculée en considérant les matrices de rigidités Q_{ij}^k de chaque pli ainsi que la distance entre le pli et la ligne de symétrie miroire du stratifié. Ici, l'ordre d'empilement a une grande importance.

$$\begin{Bmatrix} M_y \\ -M_x \\ -M_{xy} \end{Bmatrix} = \begin{bmatrix} C_{11} & C_{12} & C_{13} \\ C_{21} & C_{22} & C_{23} \\ C_{31} & C_{32} & C_{33} \end{bmatrix} \begin{Bmatrix} -\partial^2 w_o / \partial x^2 \\ -\partial^2 w_o / \partial y^2 \\ -2\partial^2 w_o / \partial x \partial y \end{Bmatrix}$$

$$C_{ij} = \sum_{k=1^{er}\,pli}^{n^{ième}\,pli} Q_{ij}^k \frac{\left(z_k^3 - z_{k-1}^3\right)}{3} \tag{2.41}$$

2.3.2.3 Dilatation thermique

Pour les efforts dus aux dilatations thermiques, il est nécessaire de calculer une matrice de rigidité thermique pour connaître les contraintes engendrées par une différence de température.

$$\begin{aligned} \langle \alpha E h \rangle_x &= \sum_k \overline{\alpha E}_1^k e_k \\ \langle \alpha E h \rangle_y &= \sum_k \overline{\alpha E}_2^k e_k \\ \langle \alpha E h \rangle_{xy} &= \sum_k \overline{\alpha E}_3^k e_k \\ \langle \alpha E h^2 \rangle_x &= \sum_k \overline{\alpha E}_1^k \frac{\left(z_k^2 - z_{k-1}^2\right)}{2} \\ \langle \alpha E h^2 \rangle_y &= \sum_k \overline{\alpha E}_2^k \frac{\left(z_k^2 - z_{k-1}^2\right)}{2} \\ \langle \alpha E h^2 \rangle_{xy} &= \sum_k \overline{\alpha E}_3^k \frac{\left(z_k^2 - z_{k-1}^2\right)}{2} \end{aligned} \tag{2.42}$$

2.3.2.4 Propriétés thermiques

L'épaisseur de stratifié est calculée en additionnant les épaisseurs de chaque pli.

$$e = \sum_{k=1^{er}\,pli}^{n^{ième}pli} e^k \tag{2.43}$$

La conductivité thermique longitudinale K_{long}^{comp} est obtenue avec un modèle en série, tout comme la chaleur spécifique C_p^{comp} et la densité d^{comp}. La conductivité thermique transversale K_{trans}^{comp} est obtenue avec un modèle en parallèle.

$$K_{long}^{comp} = \frac{1}{e}\sum_{k=1^{er}\,pli}^{n^{ième}pli} K_{long}^k e^k \tag{2.44}$$

$$K_{trans}^{comp} = \frac{e}{\sum_{k=1^{er}\,pli}^{n^{ième}pli} \frac{e^k}{K_{trans}^k}} \tag{2.45}$$

$$C_p^{comp} = \frac{1}{e}\sum_{k=1^{er}\,pli}^{n^{ième}pli} C_p^k e^k \tag{2.46}$$

$$d^{comp} = \frac{1}{e}\sum_{k=1^{er}\,pli}^{n^{ième}pli} d^k e^k \tag{2.47}$$

2.3.2.5 Critères de rupture

Une fois toutes les propriétés du stratifié définies, il est possible d'appliquer des contraintes. Avec l'équation *2.23,* les déformations macroscopiques du stratifié peuvent être identifiées. Une méthode de localisation permet de trouver les déformations de chaque pli. En connaissant la matrice de rigidité d'un pli ainsi que ces déformations, il est possible d'obtenir les contraintes dans le pli. L'utilisation d'un critère de rupture donne une indication sur le taux de charge du pli. Pour les plis orthotropes d'un composite, le critère de Hill est préconisé (BARRAU & GUEDRA DEGEORGES, 2005; Gay, 2005). Il faut donc connaître les contraintes à ruptures en traction/compression dans le sens des fibres (longitudinal), dans le sens transverse. Pour un composite UD, les valeurs de contrainte maximale en traction et compression sont très différentes. Dans le sens des fibres, la contrainte en traction et plus importante que la contrainte en compression (20% pour le carbone, 50% pour la fibre de verre et 75% pour le

kevlar). Ceci s'explique par le risque de flambage des fibres (Gay, 2005). Par contre, dans le sens transverse, les plis peuvent être moins sollicités en traction qu'en compression, la contrainte maximale admissible est donc plus importante en compression qu'en traction (50% pour le carbone, 70% pour la fibre de verre et le kevlar). Le signe de la contrainte σ_x et σ_y indique s'il faut utiliser la contrainte maximale admissible (X et Y) en traction ou en compression. La contrainte maximale admissible en cisaillement doit également être connue pour appliquer correctement le critère de Hill.

$$\left(\frac{\sigma_x}{X}\right)^2 + \left(\frac{\sigma_y}{Y}\right)^2 - \frac{\sigma_x \sigma_y}{X^2} + \left(\frac{\tau_{xy}}{Q}\right)^2 < 1 \tag{2.48}$$

En appliquant le critère à l'ensemble des plis, il est possible d'identifier quels sont les plis les plus sollicités dans le stratifié. La valeur de critère choisie pour le stratifié est celle du pli présentant la valeur de critère la plus importante. Si un seul des plis du stratifié dépasse la valeur établie par le critère (supérieure à 1), l'intégrité du composite est compromise et la stratification initiale n'existe plus. Toutes les propriétés calculées précédemment ne sont plus valables. L'application des contraintes longitudinales et transversales étant linéaires, il est possible de trouver directement la contrainte maximale admissible du stratifié grâce à l'équation (2.49).

$$\sigma_{\max} = \frac{\sigma_{imposé}}{\sqrt{\left(\frac{\sigma_x}{X}\right)^2 + \left(\frac{\sigma_y}{Y}\right)^2 - \frac{\sigma_x \sigma_y}{X^2} + \left(\frac{\tau_{xy}}{Q}\right)^2}} \tag{2.49}$$

Dans un stratifié composite, les interfaces entre chaque pli constituent la partie la plus faible. En effet, l'interface n'est constituée que de matrice (sauf dans le cas des tissus tissés 3D ou des stratifiés cousus qui ne seront pas étudiés ici) et elle subit des contraintes différentielles dues aux plis supérieur et inférieur lorsque ceux-ci ne sont pas orientés dans la même direction. La considération des interfaces se fait essentiellement de façon énergétique : la quantité d'énergie nécessaire pour séparer deux plis. Dans la théorie de stratifié, il est impossible de considérer l'énergie de séparation des plis car ce modèle se base exclusivement sur l'élasticité. Les plis ne peuvent donc pas se séparer car les propriétés calculées ne seraient plus valables. Pour contourner le problème, la différence de contrainte entre les plis supérieurs et inférieurs de chaque interface a été calculée avec l'équation (2.50). Il est ensuite possible de considérer l'interface comme un pli du stratifié avec une épaisseur faible.

$$\begin{aligned} \sigma_x &= \left|\sigma_x^k - \sigma_x^{k-1}\right| \\ \sigma_y &= \left|\sigma_y^k - \sigma_y^{k-1}\right| \\ \tau_{xy} &= \left|\tau_{xy}^k - \tau_{xy}^{k-1}\right| \end{aligned} \tag{2.50}$$

Le critère de Hill peut être appliqué aux interfaces en utilisant les contraintes maximales à ruptures de la matrice. En considérant, l'état de contrainte des interfaces, il s'avère que dans certains états de contraintes (essentiellement en flexion) les plis ne dépassent pas le critère de rupture mais par contre les interfaces dépassent le critère. Ceci s'explique par la différence importante de contrainte dans des interfaces entre deux plis d'orientation différente (0°/90° par exemple).

2.4 Choix des stratifiés pour les essais expérimentaux

A l'aide de la théorie des stratifiés et d'un programme Excel, les propriétés de stratifiés FML usuels ont été obtenues. Les FML choisis pour cette comparaison sont : CARALL (CARbon Aluminium Laminate), TiGr (Titan Graphite), GLARE (GLAss REinforced) et ARALL (ARamid Aluminium Laminate). Le nombre de couches de métal est limité à trois car au-delà, la mise en forme du stratifié peut poser des problèmes du fait de la raideur importante de l'ensemble avant cuisson. Les configurations retenues pour les comparaisons sont listées dans le tableau suivant. La configuration 1 n'est pas étudiée car elle est identique à la configuration 2 avec une nuance d'aluminium différente.

Configuration	épaisseur couches métal (mm)	Orientations des tissus	épaisseur plis composite (mm)
2	0.2-0.5	Unidirectionnel (0°)	0.25
3	0.2-0.5	0°/90° (50%/50%)	0.25
4	0.2-0.5	0°/90°/0° (67%/33%)	0.375
5	0.2-0.5	0°/90°/90°/0° (50%/50%)	0.5
6	0.2-0.5	+45°/-45° (50%/50%)	0.25

L'un des paramètres important est l'épaisseur des couches de métal, les propriétés de chaque configuration ont été étudiées en faisant varier la couche de métal de 0.2 à 0.5 mm avec un pas 0.1 mm. Il est difficile de trouver des tôles métalliques de moins de 0.2 mm d'épaisseur sur de

grandes dimensions. Des tôles d'épaisseur supérieure à 0.5 mm sont difficiles à mettre en forme pour épouser les formes d'un moule.

Les critères de comparaison pour chaque stratifié sont les suivants :

- E_x : Module de Young longitudinal en MPa
- E_y : Module de Young transversal en MPa
- G_{xy} : Module de de cisaillement en MPa
- N_{max} : Contrainte maximale admissible en traction en MPa
- τ_{max} : Contrainte maximale admissible en cisaillement en MPa
- d : Densité en kg/m^3
- e : Epaisseur totale en mm
- K_{longx} : Conductivité thermique longitudinale dans le plan en W/m/K
- K_{longy} : Conductivité thermique transversale dans le plan en W/m/K
- K_{trans} : Conductivité thermique hors plan en W/m/K
- C_p : Chaleur spécifique en J/kg/K

Afin d'avoir un point de comparaison, toutes les valeurs ont été adimensionnées par rapport à celles de l'aluminium qui est la référence de cette étude.

d	E_x	E_y	G_{xy}	N_{max}	τ_{max}	K_{longx}	K_{longy}	K_{trans}	C_p
2 770	75 000	75 000	29 000	450	225	140	140	140	900

Une fois les propriétés de chaque stratifié adimensionnées, trois indicateurs de performance ont été mis en place :

- $perfo^{méca}$: Indicateur sur les propriétés mécaniques du stratifié
- $perfo^{therm}$: Indicateur sur les propriétés thermiques du stratifié
- $perfo$: Indicateur sur les propriétés thermomécaniques du stratifié

Des poids sont affectés à chaque propriété, ce qui permet de pondérer l'impact d'une propriété par rapport aux autres. Par exemple, si la structure en composite présente un besoin uniquement mécanique (pour réaliser un capot par exemple), les poids associés aux propriétés thermiques peuvent être diminués. Dans le cas où la stratifié a une fonction de stockage de

chaleur, le poids C^{C_p} qui pondère la propriété de chaleur spécifique devra être augmenté. Le but de cette étude est de trouver un matériau polyvalent répondant à des sollicitations mécaniques mais aussi thermiques, c'est pourquoi tous les poids sont à un.

Les graphiques de $perfo^{méca}$, $perfo^{therm}$ et $perfo^{\text{adim}}$ ci-après permettent de comparer les différentes familles de FML par rapport à leurs propriétés. Les graphiques suivants présentent les quatre familles de FML avec leurs cinq différentes configurations. La différence entre les stratifiés avec deux ou trois couches de métal étant faible, ces deux configurations ont le même marqueur. Le point central représente la moyenne entre les couches de métal de 0.2 mm et 0.5 mm. Les barres représentent le maximum et le minimum en fonction de l'épaisseur des couches de métal.

$$perfo^{méca} = C^{E_x} E_x^{\text{adim}} + C^{E_y} E_y^{\text{adim}} + C^{G_{xy}} G_{xy}^{\text{adim}} + C^{N_{max}} N_{max}^{\text{adim}} + C^{\tau_{max}} \tau_{maxx}^{\text{adim}} \tag{2.51}$$

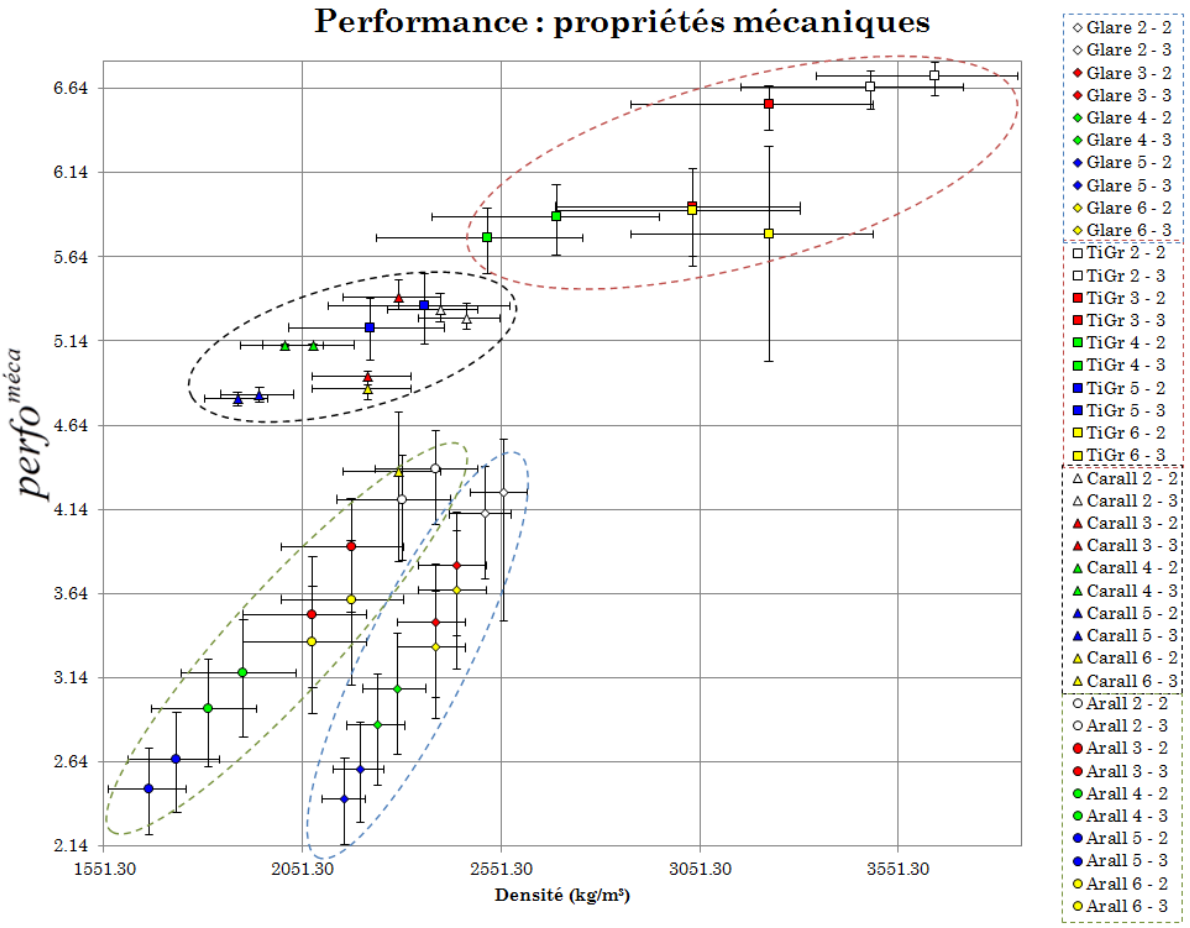


Figure 2.18 Comparaison de la performance mécanique des stratifiés FML

Sur le graphique 2.18 de comparaison de la $perfo^{méca}$, les quatre familles de FML étudiées présentent des propriétés différentes. Le TiGr offre les propriétés mécaniques les plus élevées mais la densité est également élevée. Le CARALL quant à lui présente de bonnes propriétés mécaniques tout en ayant une densité équivalente à celle du GLARE et du ARALL, ce qui améliore les propriétés spécifiques (propriétés/densité).

$$perfo^{therm} = C^{K_{longx}} K_{longx}^{\text{adim}} + C^{K_{longy}} K_{longy}^{\text{adim}} + C^{K_{trans}} K_{trans}^{\text{adim}} + C^{C_p} C_p^{\text{adim}} \tag{2.52}$$

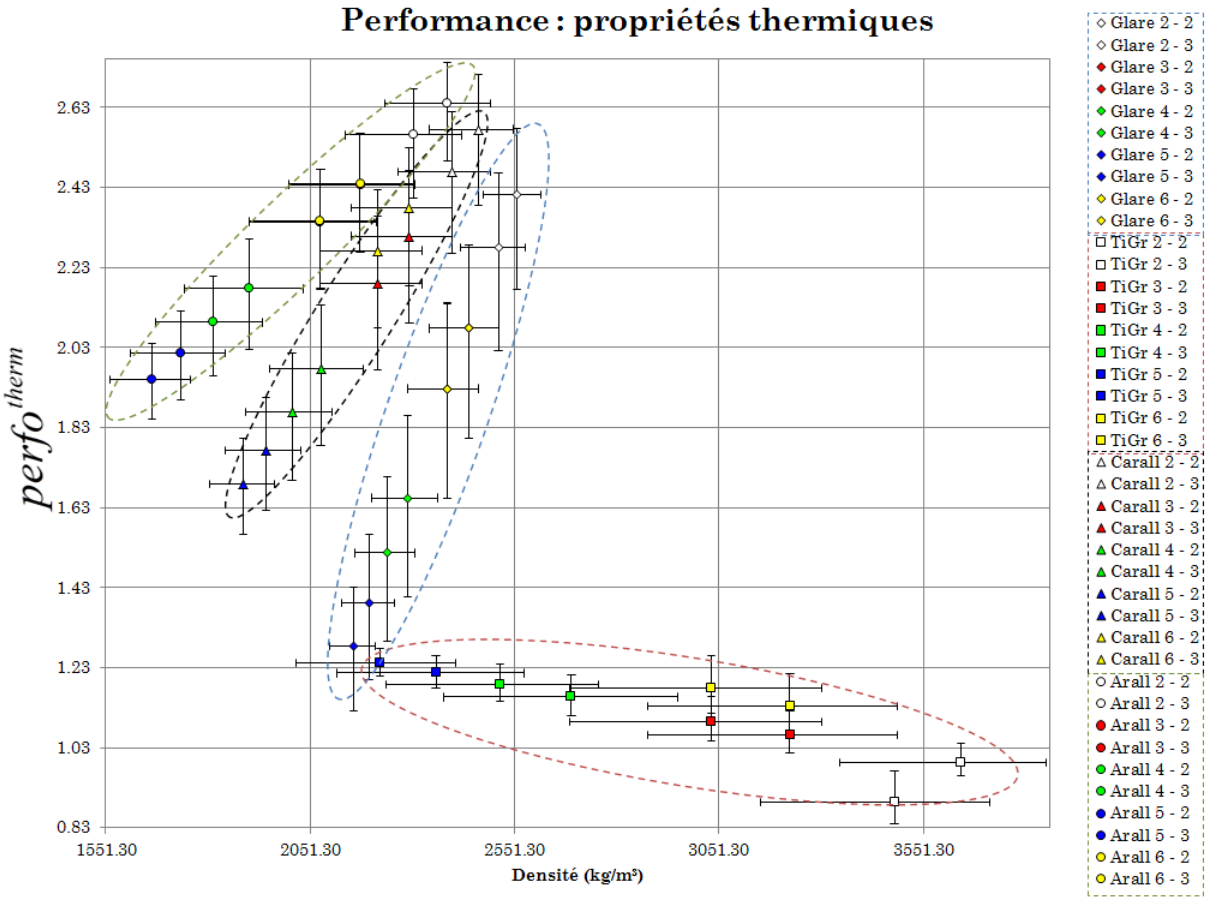


Figure 2.19 Comparaison de la performance thermique des stratifiés FML

Dans le graphique 2.19 de comparaison de la $perfo^{therm}$, les quatre familles de FML étudiées montrent une évolution en fonction de la densité. Contrairement aux performances mécaniques, le TiGr présente ici les propriétés les plus faibles, du fait des faibles conductivités thermiques du carbone et du titane. De plus, plus la densité du TiGr est élevée, plus les

propriétés thermiques sont faibles. Le ARALL possède de bonnes propriétés thermiques notamment grâce à la chaleur spécifique élevée du kevlar.

L'indice de performance globale (somme de la $perfo^{méca}$ et de la $perfo^{therm}$) donne une bonne indication des performances mécaniques et thermiques d'un stratifié. Mais le but est d'obtenir un stratifié avec des propriétés intéressantes et une densité la plus faible possible. C'est pourquoi, l'indice *perfo* est divisé par la densité, ce qui donne un indicateur $perfo^{adim}$ de performance par rapport à la densité du stratifié.

$$perfo = perfo^{méca} + perfo^{therm}$$
$$perfo^{adim} = \frac{perfo}{d} \tag{2.53}$$

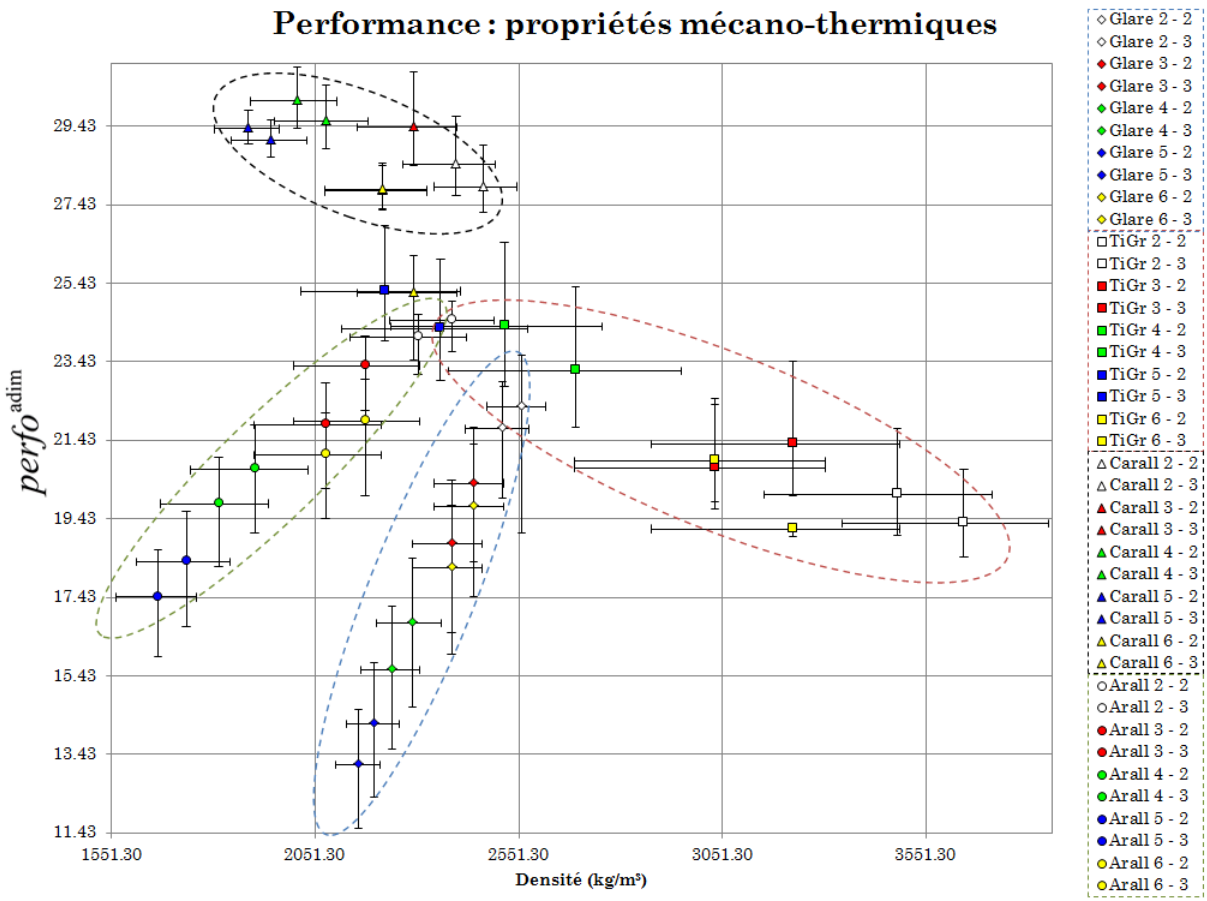


Figure 2.20 Comparaison de la performance globale des stratifiés FML

Dans le graphique 2.20 de comparaison de la $perfo^{adim}$, le CARALL est clairement supérieur aux autre matériaux. Le CARALL représente ici le compromis recherché : les performances

mécaniques et thermiques sont les meilleures et la densité est dans les plus faibles. C'est donc logiquement que l'étude va se tourner essentiellement vers ce matériau.

2.5 Conclusion

Une fois la solution de remplacement de l'aluminium par des matériaux composites choisie dans notre étude, il a fallu décider quels assemblages étaient les plus prometteurs pour les applications de boitier électronique. Une démarche d'homogénéisation a été mise en place de façon à pouvoir faire un choix parmi les stratifiés métaux/composites existant. La première étape a consisté à déterminer les propriétés d'un pli avec des fibres UD ou tissés. Les propriétés des plis sont ensuite utilisées pour alimenter un modèle de stratifié qui donne les propriétés macroscopiques d'un stratifié composite. Un programme Excel permet d'exploiter le modèle de stratifié et de déterminer les propriétés effectives d'un grand nombre de composites. Des critères ont été définis afin de comparer les propriétés des 4 grandes familles de FML. Au final, les stratifiés retenus pour les essais expérimentaux sont :

- Le CARALL 5-2 : assemblage de plis de carbone à 0°/90° équilibrés et de deux couches d'aluminium de 0.2 mm d'épaisseur en peau. Ce matériau sera étudié avec des fibres UD et du tissu
- Le GLARE 5-2 : assemblage de plis de fibre de verre à 0°/90° équilibrés et de deux couches d'aluminium de 0.2 mm d'épaisseur en peau. Ce matériau n'est pas le plus performant ni celui qui présente la densité la plus faible mais c'est le seul FML industrialisé dans le domaine aéronautique
- Le Carbone + bronze mesh : assemblage de plis de carbone à 0°/90°/45° avec un grillage en bronze sur une des peaux pour assurer une conductivité électrique suffisante

Les essais expérimentaux permettront de connaître les propriétés de ces stratifiés, ce qui permettra de valider les modèles analytiques et de définir quels sont les assemblages les plus intéressants pour le domaine de l'électronique embarqué en aéronautique.

2.6 Références

BARRAU, J.-J., & GUEDRA DEGEORGES, D. (2005). Structures en matériaux composites. In *Techniques de l'ingénieur*.

Chevalier, Y. (2012). Micromécanique des composites. Prévisions en élasticité, en viscoélasticité et à la rupture. In *Techniques de l'ingénieur*.

Dermarkar, S. (2006). Matériaux composites à matrice métallique. In *Techniques de l'ingénieur*.

Gay, D. (2005). *Matériaux composites*. Lavoisier.

Vlot, A., & Gunnink, J. W. (2001). *Fibre Metal Laminates: An Introduction*.

CHAPITRE 3

MATERIAUX ET METHODES DE CARACTERISATION

Table des matières

3.1 Introduction 79
3.2 Fabrication des plaques 80
3.2.1 Détails des empilements 80
3.2.2 Stratification 85
3.2.3 Découpe des éprouvettes 87
3.2.4 Vérification des stratifiés 89
3.3 Essais expérimentaux et simulation numérique 92
3.3.1 Liste des essais 92
3.3.2 Simulation numérique des composites 93
3.3.3 Détails des essais et simulations correspondantes 98
3.4 Conclusion 131
3.5 Références 132

3.1 Introduction

Après avoir identifié les stratifiés métaux / composites ou FML (Fiber Metal Laminate) prometteurs pour le remplacement de l'aluminium omniprésent dans les boitiers électroniques en environnement aéronautique, l'étude a été consacrée à l'élaboration des plaques composites, à leur découpe puis aux essais de caractérisation de ces nouveaux matériaux encore peu connus. Les contraintes des boitiers électroniques étant multiphysiques, il était nécessaire de considérer les problématiques mécanique, thermique et CEM afin de trouver des candidats valables pour remplacer l'aluminium omniprésent dans les boitiers actuels. Les essais de caractérisation ont plusieurs objectifs. Le premier est de valider les modèles analytiques de stratifié mis en place pour évaluer rapidement les performances des stratifiés composites, le deuxième est de comparer les performances de ces matériaux lors de tests classiques pour les composites et le troisième est d'alimenter des modèles numériques qui permettront d'optimiser les pièces conçues à partir de stratifiés composites et d'évaluer les performances de structures

composées de FML en évitant l'utilisation d'un trop grand nombre de prototypes de validation et la certification.

3.2 Fabrication des plaques

Les premières modélisations de stratifié ont permis d'identifier quatre empilements prometteurs qui offrent un compromis performance / densité / coût intéressant. Les quatre empilements sélectionnés pour les tests expérimentaux sont :

- Carall 5-2 tissé : assemblage d'aluminium et de tissus préimprégnés de carbone
- Carall 5-2 UD : assemblage d'aluminium et de fibres unidirectionnelles préimprégnées de carbone
- Glare 5-2 : assemblage d'aluminium et de tissus préimprégnés de fibre de verre
- Carbone + bronze mesh : assemblage de tissus préimprégnés de carbone et d'un bronze mesh sur une face pour la conductivité électrique

Pour chaque matériau, deux plaques de 1 000mm x 500 mm ont été réalisées. Deux plaques ont été usinées pour la découpe d'éprouvettes et les deux autres n'ont pas été découpées pour avoir la possibilité de réaliser des essais supplémentaires, notamment les essais de caractérisation thermique. Une amorce de rupture entre deux plis a également été placée pour réaliser des essais de délaminage différents des normes existantes. La société DJP (www.djp.fr) basée à Vitry-sur-Seine a été retenue pour la fabrication des plaques. Le choix de ce fournisseur a été induit par le fait qu'ils avaient déjà travaillé sur des projets de R&T avec Hispano-Suiza et que leurs délais de fabrication correspondaient au planning de la thèse. Le fait qu'ils se trouvent à Vitry-sur-Seine a permis de les rencontrer à plusieurs reprises pour préparer au mieux la fabrication et la découpe des éprouvettes.

3.2.1 Détails des empilements

Une fois les matériaux identifiés, il faut réaliser les empilements. L'un des inconvénients des FML est que la résine ne peut pas « traverser » les plis de métal et du fait de la présence de couches de métal en peau (indispensables à la conductivité électrique). Le fait que la résine puisse être chassée du stratifié sur les bords des plaques et pas au centre entraîne une variation d'épaisseur. En effet, la cuisson du stratifié composite est réalisé sous vide de façon à plaquer les plis entre eux ce qui a pour effet de chasser de la résine hors du stratifié et ainsi augmenter le taux volumique de fibres (TVF) dans le stratifié.

L'une des solutions envisagées pour remédier au problème d'écoulement de la résine au travers des couches de métal est de réaliser des perçages dans les tôles métalliques avant la stratification de façon à laisser des passages pour l'écoulement de la résine au travers des couches de métal. Cette solution de perçage permettrait également de réaliser une interface métal / composite plus résistante par la présence de ponts de résine dans le métal.

Pour les FML Carall (assemblage de carbone et d'aluminium), il existe un problème de corrosion galvanique entre les deux matériaux. En effet, le potentiel galvanique de l'aluminium est très éloigné de celui du carbone, il est donc nécessaire d'isoler électriquement l'aluminium et le carbone lors de la stratification. La résine époxy ne suffit pas pour assurer une isolation électrique suffisante, c'est pourquoi deux plis de tissu de fibres de verre sont intercalés entre l'aluminium et le carbone. En plaçant deux plis (0° et 45°) de tissu fibre de verre de 0.1 mm d'épaisseur, il est possible d'isoler de façon efficace l'aluminium et le carbone sans trop affecter les propriétés mécaniques ou la densité globale du stratifié.

Pour les éprouvettes destinées aux essais de délaminage, il est nécessaire d'avoir une amorce de fissure entre deux plis du stratifié afin de pouvoir propager cette fissure et ainsi mesurer la ténacité de l'interface. Pour assurer cette amorce, un tissu de délaminage est inséré dans le stratifié entre les deux plis qui constitue l'interface à caractériser. Dans les tableaux des empilements, un trait gras représente la présence de ces tissus de délaminage. Le délaminage entre l'aluminium et la fibre de verre permettra de tester l'interface métal / composite tandis que l'interface carbone / carbone (ou fibres de verre / fibres de verre) permettra de caractériser la ténacité de l'interface sans considérer la présence d'aluminium et cette ténacité pourra également être utilisée pour des composites stratifiés sans métaux.

Pour diminuer le coût des éprouvettes, les tissus choisis pour la fabrication des plaques sont des tissus couramment utilisés sans besoin d'approvisionnement dans la société DJP. Ceci a également permis de diminuer les temps de fabrication. Tous les tissus ne sont pas certifiés pour une utilisation aéronautique sur des avions de ligne mais les tissus choisis permettront de vérifier les modélisations et de comparer les différents assemblages. Les matériaux utilisés pour la fabrication des plaques sont les suivants :

- Aluminium (clinquant) : série 1050a de 0.2 mm d'épaisseur
- Carbone tissé : M10R 42% 200T2 CHS-3K Twill 2x2 200 g/m² fourni par HEXCEL
- Carbone UD : CTE 23 / TR50 / R368-1 230 g/m² fourni par SAFRAN Structil
- Verre tissé : 1454 / 50%759 105 g/m² fourni par HEXCEL (certifié)
- Bronze mesh : toile de blindage en bronze BG 80/80 fourni par Gantois Industries

Le but étant de comparer les stratifiés entre eux, la volonté était d'avoir des stratifiés avec des épaisseurs aussi proches que possible (environ 2 mm : ce qui correspond l'épaisseur moyenne des pièces en aluminium dans les boitiers existants) en conservant une symétrie miroir dans le stratifié. Les tableaux suivants présentent les différents empilements pour les stratifiés avec le matériau, l'orientation et l'épaisseur de chaque pli. Les épaisseurs ont été mesurées et seront également vérifiées par tomographie.

3.2.1.1 Carall 5-2 tissé

Le CARALL tissé (tissu de carbone et aluminium) est constitué de tissus préimprégnés de carbone et de tôles d'aluminium. L'isolation électrique entre l'aluminium et le carbone du fait du couple galvanique est réalisée avec deux plis de tissu préimprégnés de verre de faible épaisseur. Le plan de symétrie se trouve entre deux plis.

Carall 5-2 tissé				
Matériaux	Nombre plis	Orientation	Epaisseur (mm)	Epaisseur cumulée (mm)
alu	1	/	0.2	0.2
verre	2	0°	0.09	0.29
		45°	0.09	0.38
carbone	6	90°	0.23	0.61
		0°	0.23	0.84
		90°	0.23	1.07
		90°	0.23	1.3
		0°	0.23	1.53
		90°	0.23	1.76
verre	2	45°	0.09	1.85
		0°	0.09	1.94
alu	1	/	0.2	2.14
Epaisseur totale (mm)			2.14	

3.2.1.2 Carall 5-2 UD

Le CARALL UD (fibres UD de carbone et aluminium) est constitué de fibres UD préimprégnés de carbone et de tôles d'aluminium. L'isolation électrique entre l'aluminium et le carbone du fait du couple galvanique est réalisée avec deux plis de tissu préimprégnés de verre de faible épaisseur. Le plan de symétrie se trouve dans un pli car il y a un nombre impair de plis.

Carall 5-2 UD				
Matériaux	Nombre plis	Orientation	Epaisseur (mm)	Epaisseur cumulée (mm)
alu	1	/	0.2	0.2
verre	2	0°	0.09	0.29
		45°	0.09	0.38
carbone	5	0°	0.25	0.63
		90°	0.25	0.88
		0°	0.25	1.13
		90°	0.25	1.38
		0°	0.25	1.63
verre	2	45°	0.09	1.72
		0°	0.09	1.81
alu	1	/	0.2	2.01
Epaisseur totale (mm)			2.01	

3.2.1.3 Glare 5-2

Le GLARE (tissu de verre et aluminium) est constitué de tissus préimprégnés de verre et de tôles d'aluminium. Ce stratifié ne présente pas de problème de corrosion galvanique. Le plan de symétrie se trouve entre deux plis.

Glare 5-2 tissé				
Matériaux	Nombre plis	Orientation	Epaisseur (mm)	Epaisseur cumulée (mm)
alu	1	/	0.2	0.2
verre	18	90°	0.12	0.32
		0°	0.12	0.44
		90°	0.12	0.56
		0°	0.12	0.68
		90°	0.12	0.8
		0°	0.12	0.92
		90°	0.12	1.04
		0°	0.12	1.16
		90°	0.12	1.28
		90°	0.12	1.4
		0°	0.12	1.52
		90°	0.12	1.64
		0°	0.12	1.76
		90°	0.12	1.88
		0°	0.12	2
		90°	0.12	2.12
		0°	0.12	2.24
		90°	0.12	2.36
alu	1	/	0.2	2.56
Epaisseur totale (mm)			2.56	

3.2.1.4 Carbone + bronze mesh

Le bronze « mesh » permet d'assurer une conductivité électrique en peau nécessaire pour une continuité électrique ainsi qu'un blindage CEM. L'impact du bronze mesh sur les propriétés mécaniques et thermiques est quasi-nul du fait du très faible grammage choisi (80 g / m²) et du placement en peau du stratifié. Le plan de symétrie se trouve dans un pli car il y a un nombre impair de plis.

Carbone tissé + bronze mesh				
Matériaux	Nombre plis	Orientation	Epaisseur (mm)	Epaisseur cumulée (mm)
bronze mesh	1	/	/	/
carbone	9	0°	0.2	0.2
		90°	0.2	0.4
		0°	0.2	0.6
		45°	0.2	0.8
		-45°	0.2	1
		45°	0.2	1.2
		0°	0.2	1.4
		90°	0.2	1.6
		0°	0.2	1.8
Epaisseur totale (mm)			1.8	

3.2.2 Stratification

Pour réaliser les stratifiés, l'utilisation de plis de composite préimprégnés impliquent un cycle de cuisson par autoclave. La résine est de classe 120° ce qui veut dire que la transition vitreuse de la résine est à environ 120°C. Cette propriété sera vérifiée lors des essais de DMA (Dynamic Mechanical Analysis). Pendant la cuisson, un film étanche assure le vide et donc le plaquage des plis entre eux et contre le moule. Le cycle de cuisson appliqué aux stratifiés est une cuisson à l'autoclave à 120°C avec 3.5 bars de pression pendant 1h30. Les quatre plaques ont été fabriquées en deux plaques de 1 000mm x 500mm. L'empilement de chaque plaque est le suivant (voir figure 3.1):

- Moule : une plaque en acier dégraissée dans notre cas
- Stratifié : ensemble de plis avec les orientations définies à l'avance et les tissus de délaminage placés aux interfaces que l'on souhaite caractériser (essais de délaminage)
- Tissu délaminage : pour absorber l'excédent de résine, il est retiré du stratifié à la fin de la cuisson, ce qui permet de limiter le pourcentage de résine dans le stratifié
- Tissu micro perforé : pour plaquer les plis avec le vide et laisser passer la résine
- Tissu absorbant : pour absorber le surplus résiduel de résine
- Film étanche : pour assurer le vide

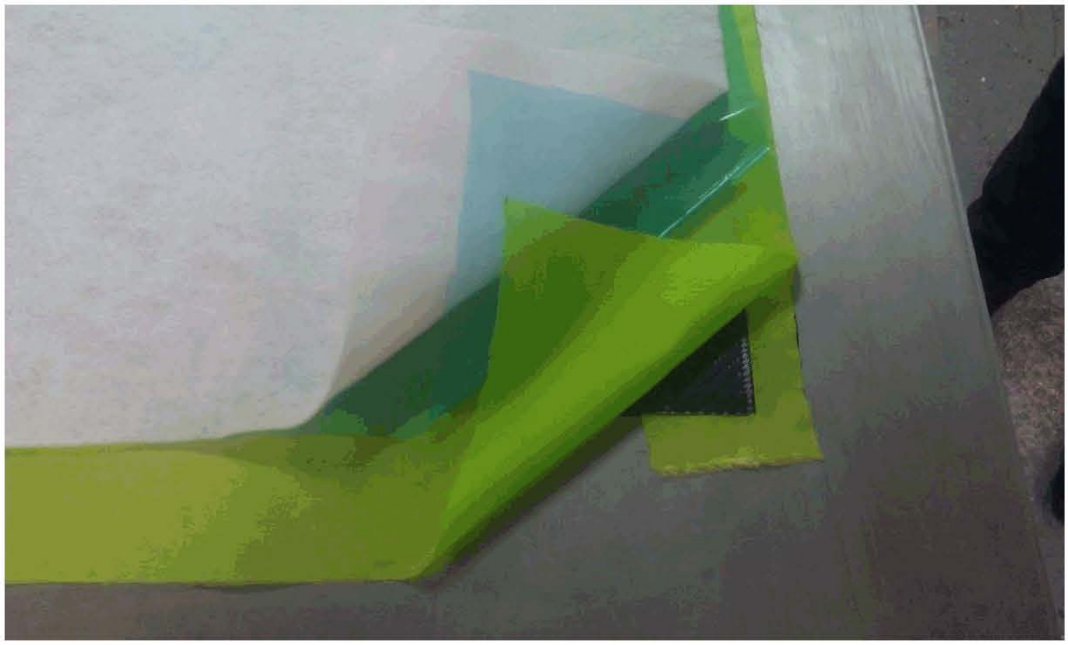


Figure 3.1 Fabrication du stratifié avec les différentes couches

L'ensemble est ensuite mis sous vide (voir figure 3.2) pour « plaquer » les plis et chasser la résine pour augmenter le taux volumique de fibres. Le vide est maintenu pendant la cuisson dans l'autoclave.

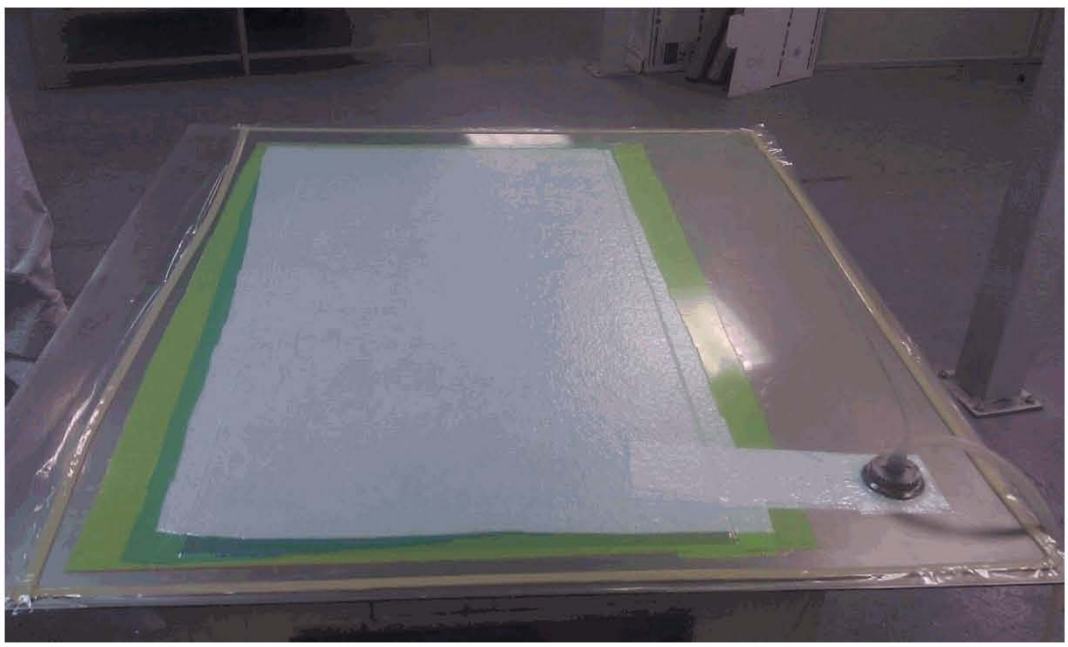


Figure 3.2 Assemblage avant passage à l'autoclave

3.2.3 Découpe des éprouvettes

La découpe des éprouvettes a été réalisée par usinage avec des fraises adaptées aux composites (voir figure 3.3). Les conditions de coupe pendant l'usinage étaient les suivantes : vitesse de coupe : 8 000 tr/min, vitesse d'avance : 1.5 m/min. Une fraise de 2 mm de diamètre a été choisie pour réaliser les découpes.

Figure 3.3 Fraise deux tailles adaptée à l'usinage des composites

Le plan de découpe des éprouvettes dans les plaques est présenté sur la figure 3.4. Le plan présente les deux plaques servant à la découpe des éprouvettes et les deux plaques sans découpe pour des essais complémentaires.

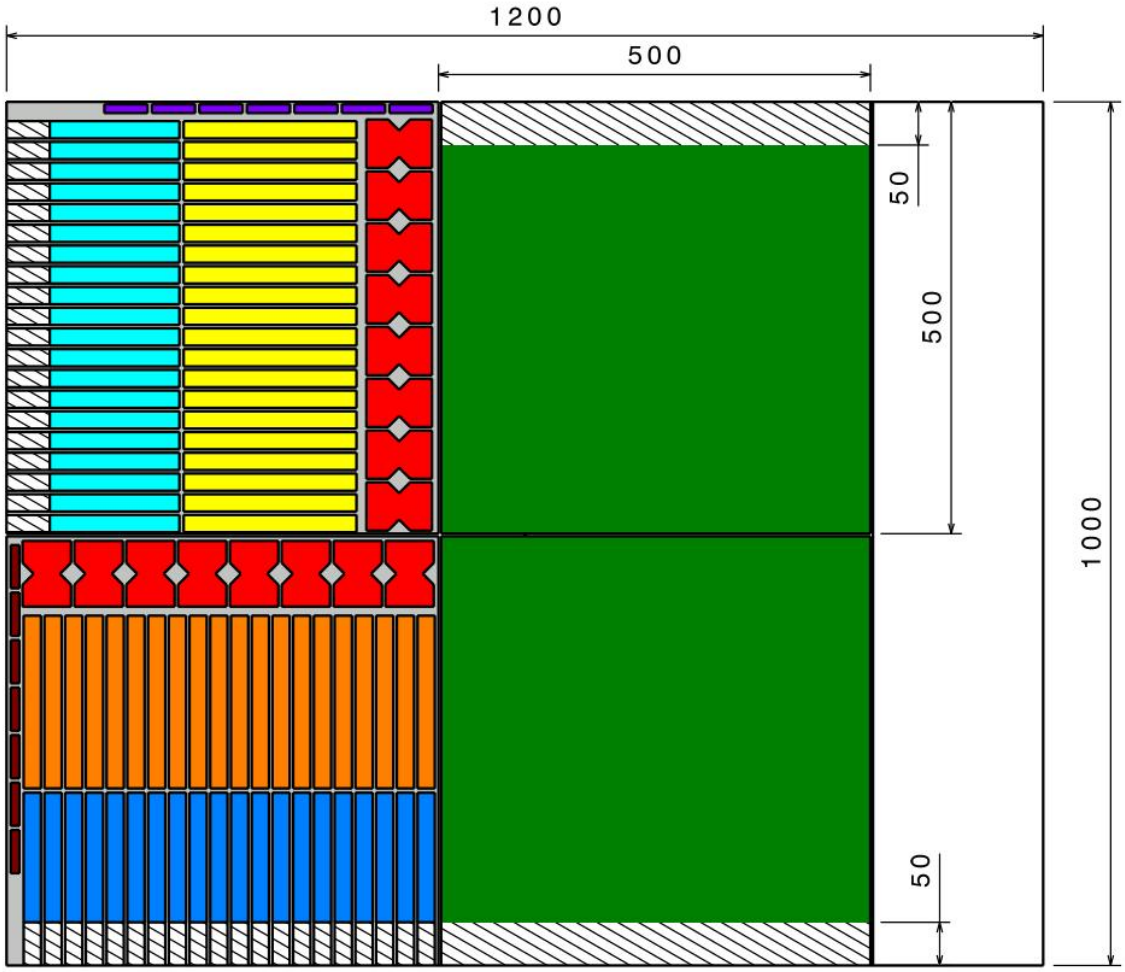


Figure 3.4 Plan de découpe des éprouvettes dans les plaques

3.2.3.1 Liste des éprouvettes

Voici la liste des éprouvettes en fonction des essais envisagés :

Eprouvette	Orientation	Illustration	Dimensions
Cisaillement			76 x 56 mm²
Traction	Longitudinale		200 x 20 mm²
	Transversale		200 x 20 mm²
DMA	Longitudinale		50 x 10 mm²
	Transversale		50 x 10 mm²
Délaminage	Alu / carbone		200 x 20 mm² (délaminage sur 50mm)
	Carbone / carbone		
Plaque vierge (avec amorce de délaminage)	-		500 x 500 mm² (délaminage sur 50mm)

3.2.3.1 Numérotation des éprouvettes

La numérotation des éprouvettes permet de connaître la position initiale de chaque éprouvette dans la plaque. Lors des découpes, il y a plus d'éprouvettes que nécessaire, ceci permet d'écarter les éprouvettes se trouvant sur les bords de plaques pour les utiliser lors d'essais préliminaires de validation. Chaque essai étant réalisé trois fois (pour la répétabilité), la position des trois éprouvettes sur la plaque est éloignée. Ce qui permet de vérifier que les propriétés sont les mêmes quelle que soit la position de l'éprouvette sur la plaque.

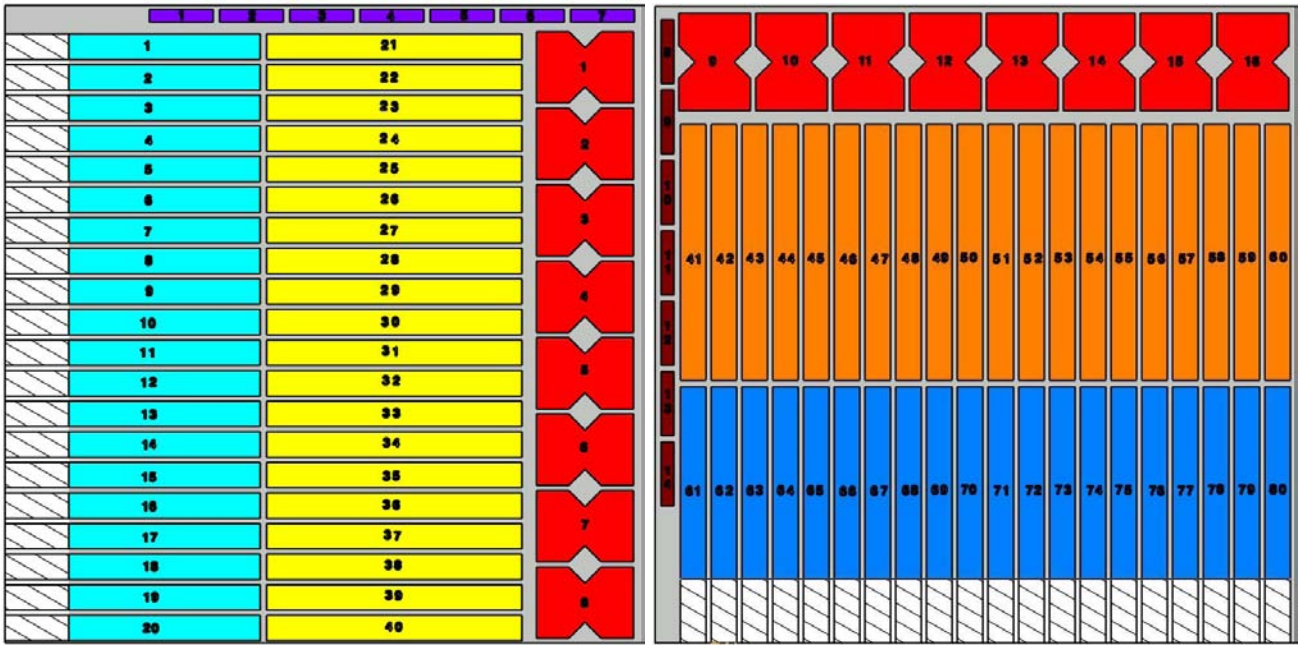


Figure 3.5 Numérotation des éprouvettes longitudinales (gauche) et transversales (droite)

3.2.4 Vérification des stratifiés

Après la fabrication des plaques, des tomographies ont été réalisées pour vérifier les empilements : le nombre de plis, leurs orientations ainsi que les dimensions des fibres UD et des tissus. L'épaisseur des plis est quant à elle, difficile à mesurer clairement car les plis ne présentent pas une épaisseur constante, seule l'épaisseur du stratifié est constante. Les figures 3.6, 3.7 et 3.8 présentent les différents matériaux utilisés dans les stratifiés. Les dimensions obtenues lors des tomographies ont permis d'alimenter les modèles analytiques afin de définir les géométries des plis pour les homogénéisations.

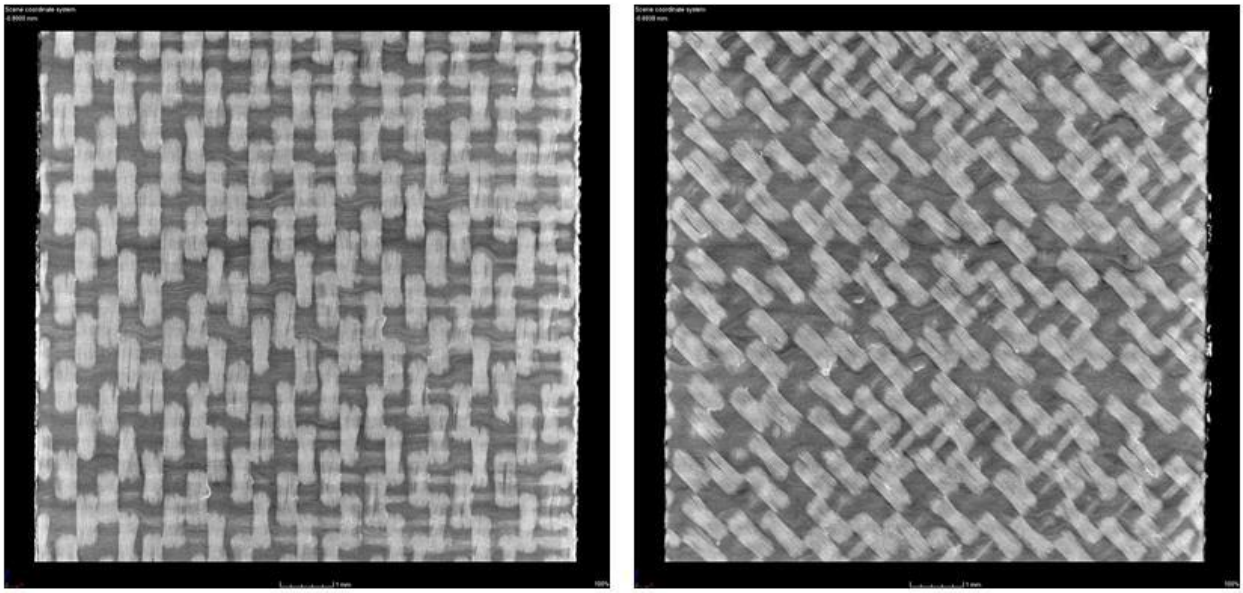


Figure 3.6 Tissu de verre 0° (gauche) et 45° (droite)

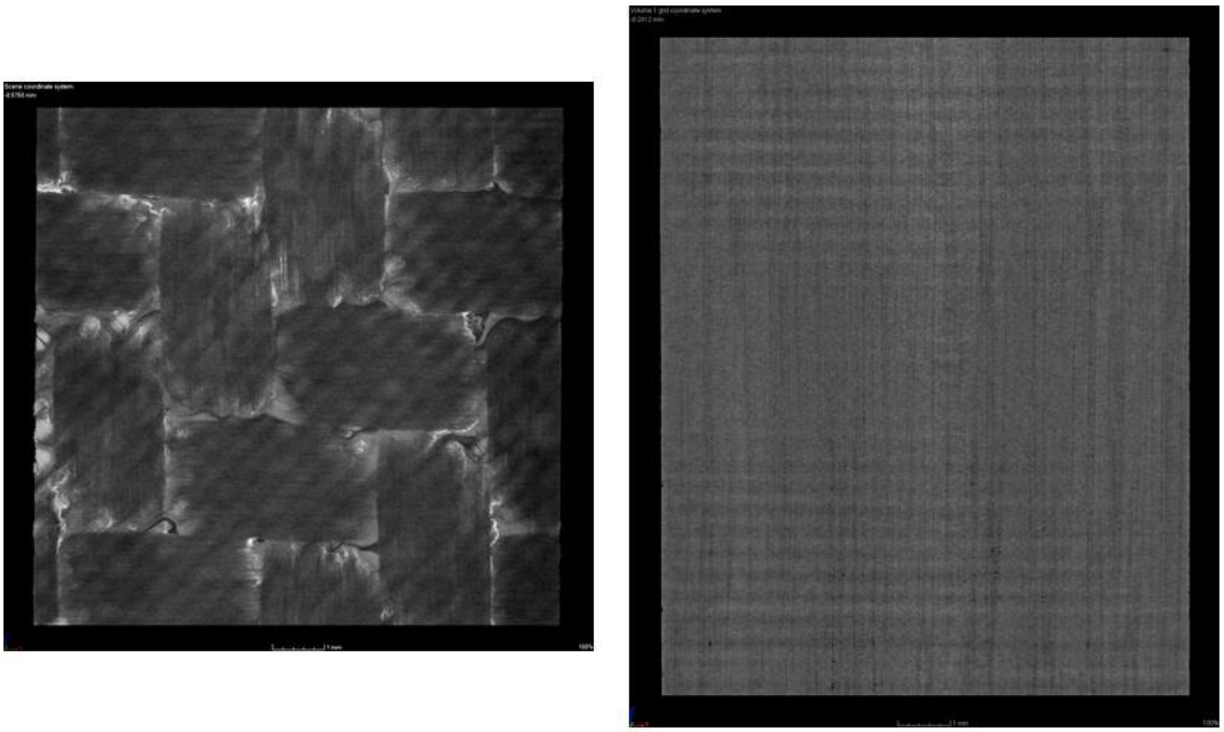


Figure 3.7 Tissu de carbone (gauche) et fibres UD de carbone (droite)

Les tissus de verre et de carbone présentent des dimensions de tissage très différentes, c'est pourquoi il a été impossible de reconstituer un VER en éléments finis.

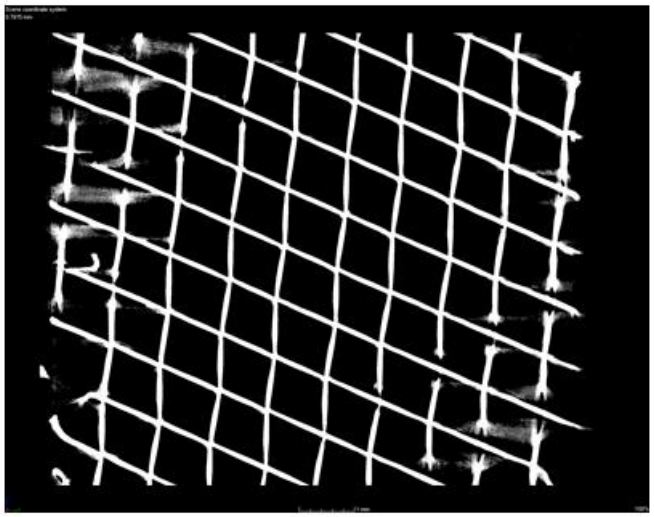


Figure 3.8 Bronze mesh

L'épaisseur et la masse de toutes les éprouvettes (14 éprouvettes de DMA, 16 éprouvettes de cisaillement, 80 éprouvettes de traction / délaminage soit 110 éprouvettes par matériau et 440 au total) des quatre composites stratifiés ont été mesurées pour déterminer la masse volumique moyenne de chaque matériau. La figure 3.9 présente les masses volumiques moyennes pour chaque catégorie d'éprouvette et la moyenne globale pour chaque matériau. Cette densité sera utilisée dans les essais de caractérisation des propriétés thermiques et aussi pour comparer les rapports performance / densité (propriétés spécifiques) de chaque matériau.

Carall 5-2 tissé		
Cisaillement	1762.55	kg/m^3
DMA	1779.84	kg/m^3
Traction	1746.07	kg/m^3
Moyenne	1752.76	kg/m^3

Carall 5-2 UD		
Cisaillement	1745.81	kg/m^3
DMA	1756.88	kg/m^3
Traction	1752.75	kg/m^3
Moyenne	1752.26	kg/m^3

Glare 5-2		
Cisaillement	1889.14	kg/m^3
DMA	1869.26	kg/m^3
Traction	1885.70	kg/m^3
Moyenne	1884.11	kg/m^3

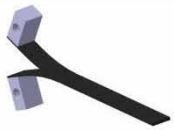
Carbone + bronze mesh		
Cisaillement	1514.54	kg/m^3
DMA	1532.53	kg/m^3
Traction	1515.10	kg/m^3
Moyenne	1517.24	kg/m^3

Figure 3.9 Masses volumiques des stratifiés

3.3 Essais expérimentaux et simulation numérique

Les essais expérimentaux ont pour but d'évaluer les caractéristiques de chaque matériau. Plusieurs essais permettront d'obtenir les mêmes propriétés (exemple : essai de traction et marteau d'impact qui permettent de calculer le module de Young macroscopique des éprouvettes), ce qui permettra de choisir quels sont les tests de caractérisation les plus adaptés pour de futurs essais.

3.3.1 Liste des essais

Essai	Dimensions de l'éprouvette (mm)	Température	Résultats attendus	Normes	Illustration
Traction	200 x 20	T ambiante	Module de Young	ASTM D3039	
Marteau d'impact	200 x 20	T ambiante	Réponse en fréquence		
Cisaillement	76 x 56	T ambiante	Module de cisaillement	ASTM D7078	
DMA	50 x 10	-150°C à 200°C	Propriétés viscoélastiques	ASTM D4065-90	
DCB	200 x 20 (délaminée sur 50mm)	T ambiante	Ténacité d'une interface en mode I	ASTM D5528-01	

Délaminage dynamique sur coin	200 x 20 (délaminée sur 50mm)	T ambiante	Ténacité d'une interface en dynamique		

3.3.2 Simulation numérique des composites

Les simulations numériques par éléments finis permettent de prédire le comportement de structures. Dans le cas des composites, la modélisation permet de prévoir les performances d'un composant en agissant sur la stratification d'un composite. Il est possible de faire varier l'épaisseur, l'orientation ou le matériau des plis qui constituent le stratifié pour visualiser la sensibilité sur la pièce d'étude. La suite de cette partie va présenter les propriétés des matériaux utilisées pour les simulations et comment dimensionner des composites stratifiés grâce aux modélisations par éléments finis.

Le logiciel éléments finis utilisés pour les simulations numérique est MARC Mentat fourni par MSC Software. Ce logiciel est parfaitement adapté pour gérer les problèmes non-linéaires et les contacts qui correspondent aux problématiques des composites. Pour simuler un stratifié composites en éléments finis, il existe deux possibilités : mailler chaque pli ou mailler la pièce entière en composite et affecter des propriétés géométriques et des matériaux pour représenter les propriétés du composite. Les deux méthodes ont leurs avantages et inconvénients, le fait de mailler chaque pli permet de visualiser directement les contraintes dans chaque pli et les contraintes aux interfaces de chaque pli mais il est difficile de simuler une pièce complexe avec cette méthode car en maillant chaque pli, il faut un très grand nombre d'éléments pour réaliser une simulation. Cette méthode sera principalement utilisée pour visualiser des problématiques précises comme les dilatations thermiques différentielles aux interfaces ou le calcul de conductivité thermique équivalente. La méthode de maillage d'une pièce et l'affectation des propriétés composites simplifie le maillage et le calcul. Cependant il faut utiliser des éléments spécifiques (quad à quatre ou huit nœuds en 2D et des éléments hexa à huit ou vingt nœuds en 3D) pour avoir la possibilité d'affecter des propriétés composites. Il est ensuite possible de visualiser des contraintes pour chaque pli mais il sera impossible de visualiser directement les contraintes aux interfaces car il n'y aura pas de nœud placé aux interfaces entre chaque pli.

3.3.2.1 Propriétés matériaux

Les matériaux composites stratifiés sont une superposition de plis formés à partir de plusieurs matériaux. En simulation numérique, il est possible de remplacer l'ensemble de plis par une structure globale à laquelle des propriétés de stratifiés sont appliquées. Il faut pour cela renseigner les propriétés des matériaux qui composent le stratifié dans le logiciel.

<table>
<tr><th></th><th>Aluminium</th><th>Carbone tissé</th><th>Carbone UD</th><th>Verre tissé</th></tr>
<tr><td>Densité (kg/m^3)</td><td>2 700</td><td>1 450</td><td>1 530</td><td>2 080</td></tr>
<tr><td rowspan="2">Modules de Young (MPa)</td><td rowspan="2">69 000</td><td>48 000</td><td>105 000</td><td>30 000</td></tr>
<tr><td>48 000</td><td>6 500</td><td>30 000</td></tr>
<tr><td>Coefficient de Poisson</td><td>0.33</td><td>0.045</td><td>0.25</td><td>0.13</td></tr>
<tr><td>Cisaillement (MPa)</td><td></td><td>4 000</td><td>4 200</td><td>2 850</td></tr>
<tr><td rowspan="3">Coefficients de dilatation thermique (K^{-1})</td><td rowspan="3">2.36E-05</td><td rowspan="3">5.00E-07</td><td>-1.20E-06</td><td rowspan="3">6.00E-06</td></tr>
<tr><td>3.40E-05</td></tr>
<tr><td>3.40E-05</td></tr>
<tr><td>Limite élastique (MPa)</td><td>20</td><td>/</td><td>/</td><td>/</td></tr>
<tr><td rowspan="3">Conductivités thermique (W/m/K)</td><td rowspan="3">231</td><td>4</td><td>4.2</td><td>0.35</td></tr>
<tr><td>4</td><td>0.7</td><td>0.28</td></tr>
<tr><td>0.7</td><td>0.7</td><td>0.28</td></tr>
<tr><td>Chaleur spécifique (J/kg/K)</td><td>945</td><td>840</td><td>840</td><td>850</td></tr>
</table>

L'étape suivante consiste à réaliser la stratification des différents plis dans les propriétés matériaux du composite. Il faut renseigner, le matériau, l'orientation et l'épaisseur de chaque pli. La figure 3.10 montre la stratification du Carall 5-2 tissé avec l'assemblage des différents plis.

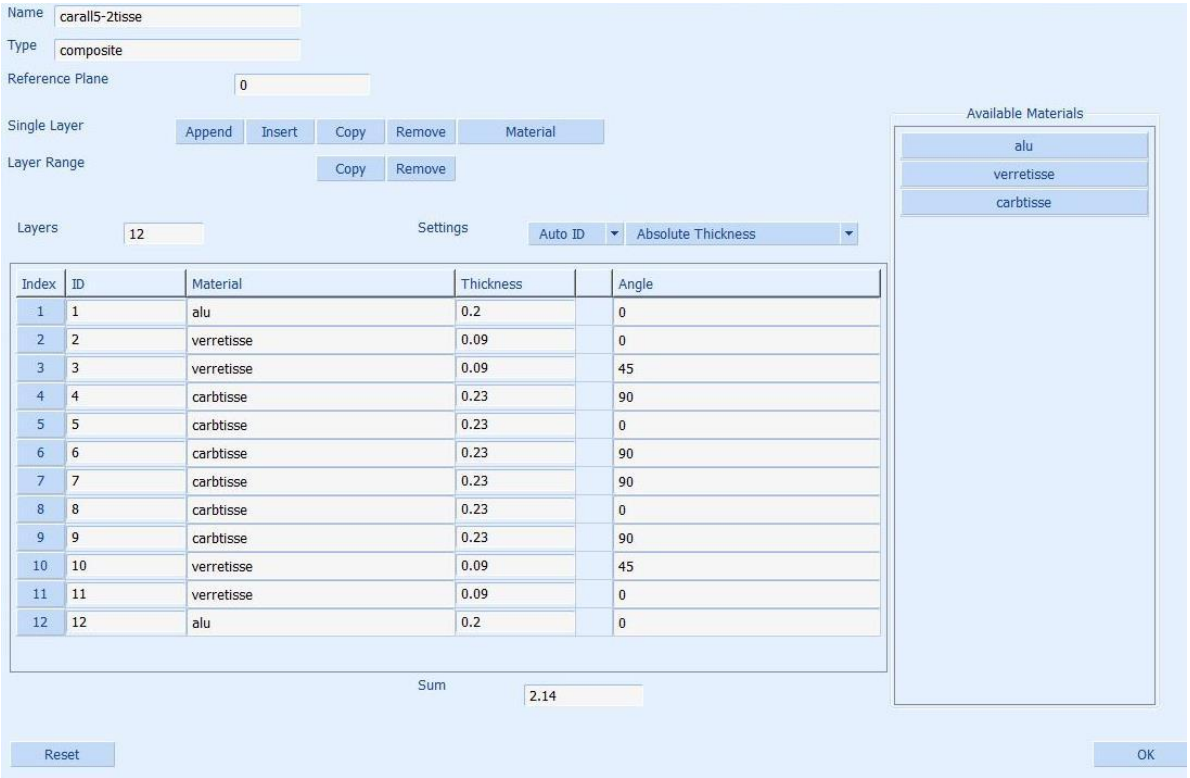


Figure 3.10 Représentation du Carall 5-2 tissé dans le logiciel MARC Mentat

3.3.2.2 Gestion des interfaces

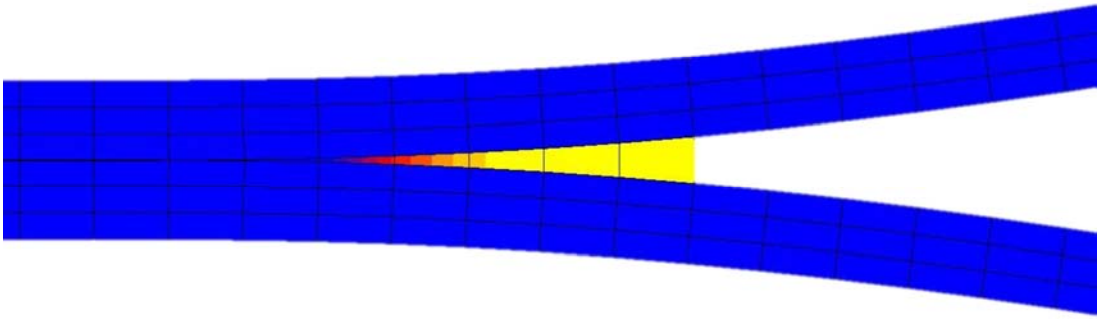


Figure 3.11 Représentation en éléments finis de la cohésion sur l'interface entre deux plis

La simulation des interfaces (pour les essais de délaminage par exemple) se fait à l'aide d'éléments d'interface (quad à quatre ou huit nœuds en 2D et des éléments hexa à huit ou vingt nœuds en 3D). Il est possible d'utiliser différents modèles pour simuler la raideur et la rupture d'un élément d'interface : le modèle bilinéaire, le modèle exponentiel ou le modèle linéaire exponentiel. Ces trois modèles font intervenir la raideur t des éléments d'interface en fonction du déplacement effectif d'ouverture v. Le déplacement effectif d'ouverture est calculé à partir du déplacement relatif entre les surfaces normales à la direction d'ouverture. Le déplacement

v_n correspond à l'ouverture normale de l'élément cohésif et les déplacements v_s et v_t correspondent aux déplacements tangentiels.

$$v = \sqrt{v_n^2 + v_s^2 + v_t^2} \tag{3.1}$$

Les éléments cohésifs sont collapsés à l'état initial (leur épaisseur dans la direction de stratification est quasi nulle) et lorsqu'ils seront sollicités, ils adopteront un comportement élastique dans un premier temps, puis une fois un déplacement critique v_c atteint, ils adopteront un comportement irréversible. Ils seront ensuite supprimés après un déplacement maximal v_m atteint.

Il existe trois différents modes de délaminage pour les composites stratifiés qui dépendent de la façon dont les deux sous-stratifiés sont sollicités (voir figure 3.12) :

- Mode I : mode de traction des peaux
- Mode II : mode de cisaillement plan
- Mode III : mode de cisaillement anti-plan (ce mode n'est pas considéré car trop rare)

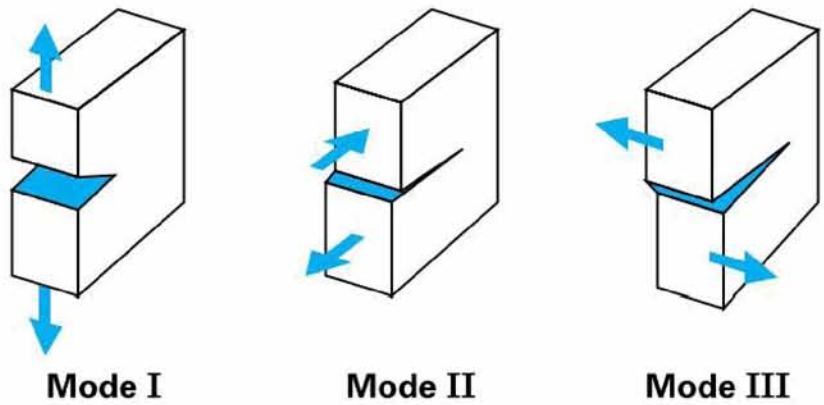


Figure 3.12 Différents modes de délaminage (Krawczak, 2003)

La ténacité représente la résistance de l'interface, elle s'exprime en J/m² et représente l'aire sous la courbe raideur / déplacement. La ténacité varie en fonction des modes de délaminage. Ceci s'explique par le fait que l'interface est constituée de matrice (généralement de l'époxy) qui présente un comportement en cisaillement plus fragile qu'en traction. Pour tenir compte de cette différence, les modèles numériques permettent de considérer un écart soit avec un coefficient β_1 qui correspond au rapport entre la ténacité en cisaillement (mode II) et la ténacité en traction (mode I). L'autre façon de considérer la différence de ténacité entre les modes I et II est le coefficient β_2 qui pondère la ténacité du mode I. Le coefficient β_1 est

implanté dans l'équation du déplacement effectif d'ouverture comme le montre l'équation (3.2). Le coefficient β_2 est implanté dans l'équation de la ténacité comme le montre l'équation (3.3).

$$v = \sqrt{v_n^2 + \beta_1^2 v_s^2 + \beta_1^2 v_t^2} \tag{3.2}$$

$$G_c^{\text{mode II}} = \beta_2 G_c^{\text{mode I}} \tag{3.3}$$

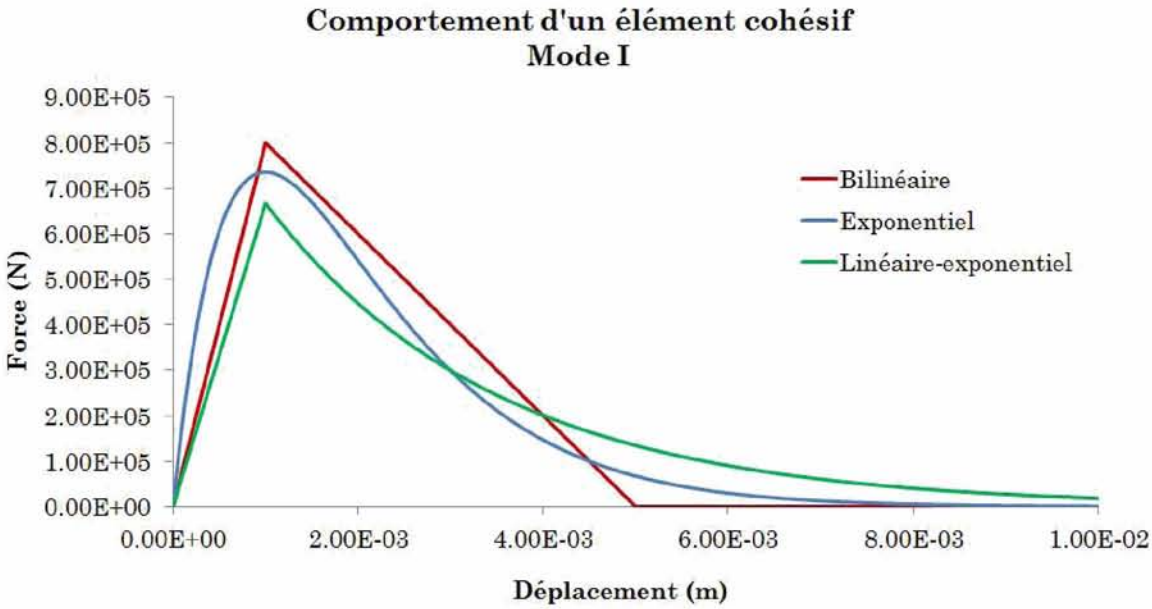


Figure 3.13 Différents modèles de délaminage avec la même ténacité et les mêmes déplacements critiques

Comme l'illustre la figure 3.13, chaque modèle montre un comportement différent même en choisissant la ténacité et la même valeur de déplacement critique :

- Loi bilinéaire : la raideur évolue de manière linéaire avant et après le déplacement critique, les valeurs de déplacement critique et déplacement maximal sont rentrées par l'utilisateur, il y a donc trois paramètres dans ce modèle

$$\text{Si } 0 \le v \le v_c \text{ alors } t = \frac{2G_c}{v_m}\frac{v}{v_c} \tag{3.4}$$

$$\text{Si } v_c \le v \le v_m \text{ alors } t = \frac{2G_c}{v_m}\left(\frac{v_m - v}{v_m - v_c}\right) \tag{3.5}$$

$$\text{Si } v > v_m \text{ alors } t = 0 \tag{3.6}$$

$$t_c = \frac{2G_c}{v_m} \tag{3.7}$$

- Loi exponentielle : la raideur évolue de manière exponentielle avant et après le déplacement critique, la valeur de déplacement critique est rentrée par l'utilisateur, il y a donc deux paramètres dans ce modèle

$$t = G_c \frac{v}{v_c^2} e^{-\frac{v}{v_c}} \tag{3.8}$$

$$t_c = \frac{G_c}{ev_c} \tag{3.9}$$

- Loi linéaire-exponentielle : la raideur évolue de manière linéaire avant le déplacement critique et de manière exponentielle après, la valeur de déplacement critique est rentrée par l'utilisateur et le facteur q permet de changer la proportion entre aire linéaire (avant déplacement critique) et aire exponentielle (après déplacement critique) il y a donc 3 paramètres dans ce modèle

$$\text{Si } 0 \le v \le v_c \text{ alors } t = \frac{2qG_c}{v_c(q+2)} \frac{v}{v_c} \tag{3.10}$$

$$\text{Si } v > v_c \text{ alors } t = \frac{2qG_c}{v_c(q+2)} e^{q\left(1-\frac{v}{v_c}\right)} \tag{3.11}$$

$$t_c = \frac{2qG_c}{v_c(q+2)} \tag{3.12}$$

La loi choisie pour les simulations numériques est le modèle d'interface linéaire-exponentiel car il permet de changer la raideur des éléments en conservant les propriétés de ténacité et de déplacement critique d'ouverture à l'aide du facteur de décroissance exponentielle q.

3.3.3 Détails des essais et simulations correspondantes

Voici la liste des essais pour chaque matériau, le premier chiffre indique le matériau concerné par l'essai :

- 1 : Carall 5-2 tissé
- 2 : Carall 5-2 UD
- 3 : Glare 5-2
- 4 : Carbone + bronze mesh

Essai	Réf	Type	Orientation / interface	Température
1	X.T.L.A	Traction	Longitudinale	Ambiante
2	X.T.T.A	Traction	Transversale	Ambiante
3	X.M.L.A	Marteau impact	Longitudinale	Ambiante
4	X.M.T.A	Marteau impact	Transversale	Ambiante
5	X.C.L.A	Cisaillement	Longitudinale	Ambiante
6	X.C.T.A	Cisaillement	Transversale	Ambiante
7	X.DMA.L	DMA flexion	Longitudinale	-150°C à 200°C
8	X.DMA.T	DMA flexion	Transversale	-150°C à 200°C
9	X.DCB.CC	Délaminage DCB	Carbone / carbone	Ambiante
10	X.DD.CC	Délaminage dynamique	Carbone / carbone	Ambiante

Pour les schémas des simulations numériques, les conditions aux limites de déplacement seront indiquées par des flèches bleues. Toutes les lignes rouges représentent les liens rigides (RBE2) permettant d'appliquer des conditions aux limites à un ensemble de nœuds plus simplement.

3.3.3.1 Essai de traction

La norme suivie pour cet essai est la norme ASTM D3039. Cet essai consiste à tirer sur l'éprouvette jusqu'à rupture avec une machine de traction afin d'obtenir la force en fonction du déplacement de la traverse. En connaissant la section de l'éprouvette, il est alors possible de calculer la contrainte s'exerçant dans l'éprouvette. La déformation peut être déduite du déplacement de la traverse ou mesurée par un extensiomètre (avec ou sans contact) ou encore à l'aide des jauges de déformation. Pour les essais de traction, un extensiomètre à contact sera utilisé. Avec la courbe contrainte / déformation obtenue, il est possible de calculer un module de Young macroscopique du matériau et une contrainte maximale admissible en traction. Les essais seront réalisés sur des éprouvettes longitudinales et transversales pour connaître les deux modules de Young dans le plan des stratifiés. Des talons de 50 mm sont collés sur les

éprouvettes au niveau des mors de fixation. Ces talons permettent de serrer l'éprouvette dans les mors sans l'endommager (création de délaminage dû à une pression trop importante des mors sur l'éprouvette). Comme les talons représentent l'interface entre les mors et l'éprouvette, il est nécessaire que leur positionnement soit précis. Pour cela, un montage permettant de placer les talons sur les éprouvettes lors du collage a été réalisé (voir figure 3.14).

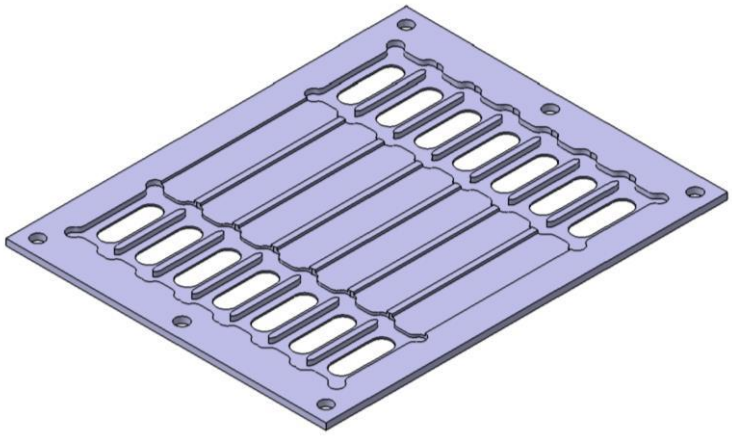


Figure 3.14 Dispositif de collage des talons

La figure 3.15 schématise la séquence de collage des talons. Le dispositif a été usiné de façon à bloquer les talons dans les emplacements prévus. L'épaisseur des poches (1) usinées dans le montage permet d'assurer le contact entre l'éprouvette et les talons. Les trous oblongs permettent « d'extraire » les éprouvettes encollées du montage. Les talons sont ensuite placés (2) dans leurs emplacements puis recouverts de colle bi-composant. Les éprouvettes sont placées au-dessus des talons (3) avec une masse (non représentée sur la figure) pour assurer un bon contact. Une fois, la colle sèche, il faut recommencer l'opération sur les éprouvettes (4).

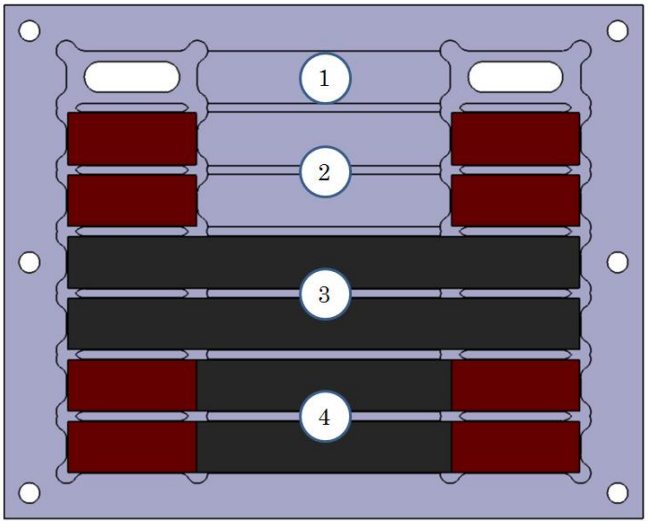


Figure 3.15 Dispositif de collage des talons

La machine utilisée pour les essais de traction est une Zwick Z250 avec une cellule de charge allant jusqu'à 250 kN. La machine est équipée d'un extensiomètre à contact unidirectionnel qui donne la déformation au cours de l'essai. Les mors hydrauliques permettent d'appliquer une fore de serrage allant jusqu'à 300 kN. Il est possible de renseigner les dimensions de l'éprouvette (surtout la section de l'éprouvette) dans le logiciel afin de calculer la contrainte macroscopique. Le résultat est donc une courbe contrainte / déformation qui est post-traitée avec une macro-commande Excel. Les composites stratifiés en CMO ne présentent pas de plasticité macroscopique. La courbe contrainte / déformation est une droite avec la pente qui dépend du module de Young du matériau. Les éprouvettes en FML et surtout le Glare présentent un changement de pente sur la courbe contrainte / déformation qui pourrait être considéré comme une limite d'élasticité. Ce changement de pente provient de l'aluminium qui présente un comportement élasto-plastique. Pour chaque éprouvette, les résultats sont les contraintes et déformations à la limite élastique et à rupture ainsi que le module élastique et le module sécant seront calculés.

La simulation d'un essai de traction peut être abordée de deux manières différentes. Il est possible de simuler un essai de traction sur un VER (Volume Élémentaire Représentatif) qui permet de récupérer facilement le module équivalent d'un stratifié (voir figures 3.16 et 3.17). Cette méthode donne directement les résultats de contraintes et de déformations pour chaque pli et surtout pour les interfaces. Mais la simulation sur VER ne permet pas de représenter la striction ou la rupture de l'éprouvette.

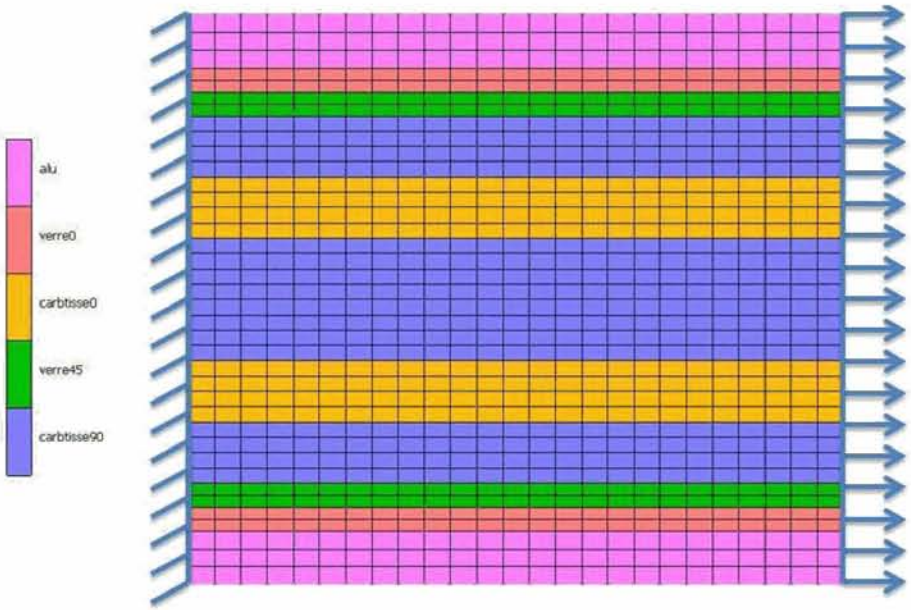


Figure 3.16 Modèle EF de la traction d'un VER de Carall 5-2

La figure 3.17 montre les contraintes de Von Mises sur un VER en Carall 5-2 tissé lors d'une simulation élastique de traction uniaxiale. L'aluminium en peau du stratifié présente un module supérieur aux plis composites qui composent le stratifié ce qui explique la contrainte supérieur dans l'aluminium. Les plis en carbone au cœur du stratifié sont contraints de façon homogène car les plis présentent un module équivalent dans les directions longitudinale et transversale. Quant aux plis en fibre de verre, ils sont les moins sollicités car leur module est le plus faible.

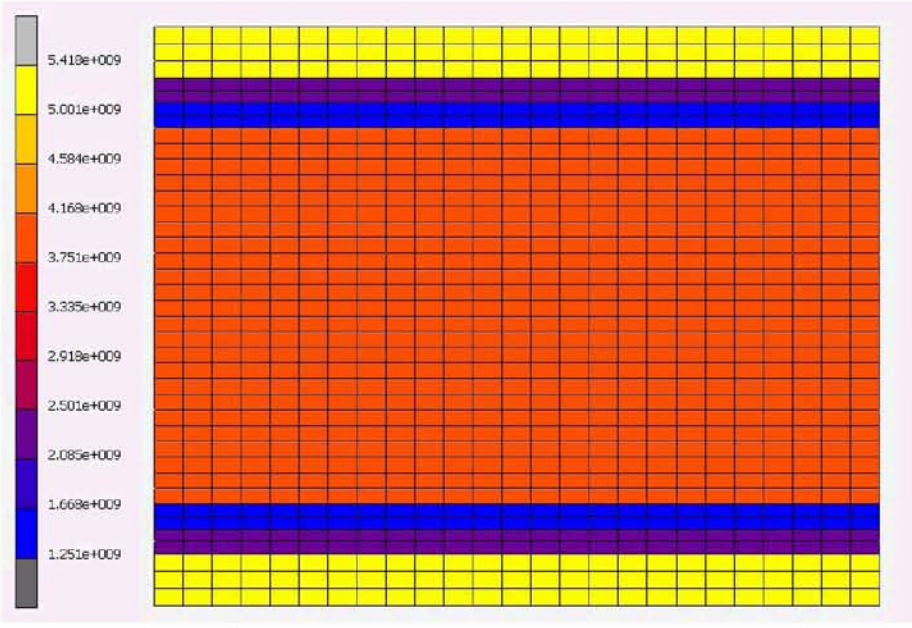


Figure 3.17 Représentation de la contrainte de Von Mises (en Pa) lors de la traction uniaxiale d'un VER de Carall 5-2

3.3.3.2 Essai de marteau d'impact

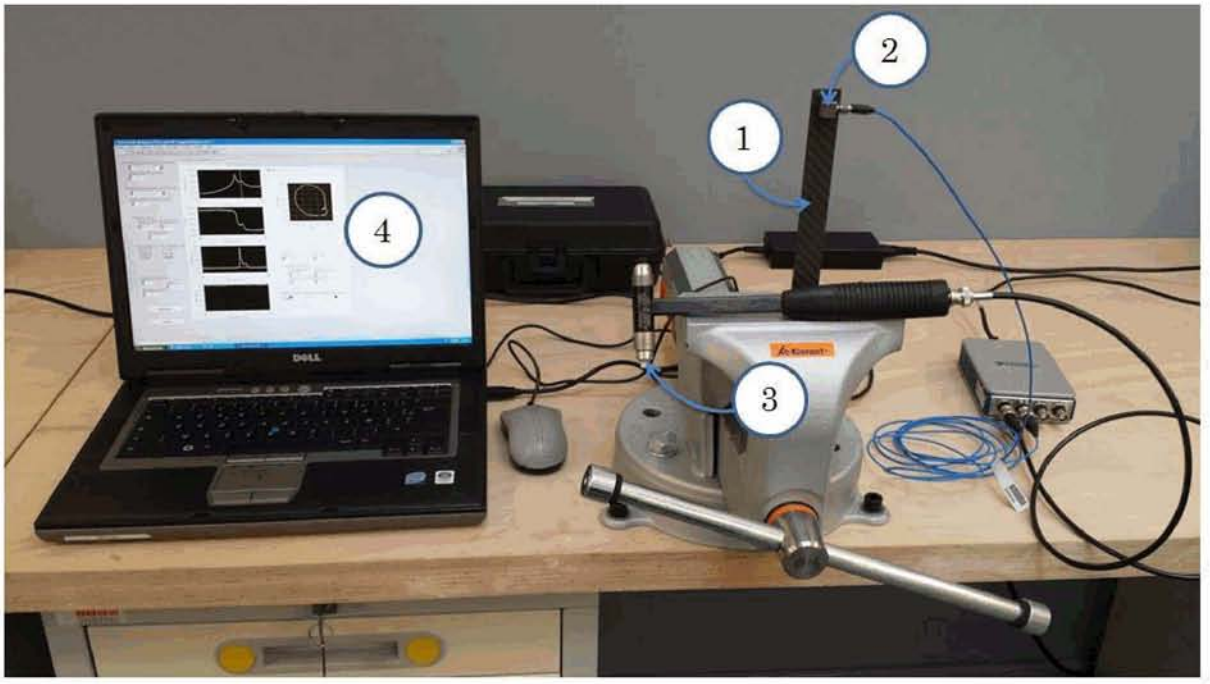


Figure 3.18 Montage de marteau d'impact

Cet essai consiste à impacter une éprouvette encastrée avec un marteau instrumenté. Cet essai n'est pas normé pour des composites. Le choix de réaliser des essais de marteau d'impact sur des éprouvettes encastré-libre et non libre-libre s'explique par la faible masse des éprouvettes (entre 10 et 20 grammes selon le matériau). Lors des essais avec éprouvettes libre-libre, les mouvements de l'éprouvette se confondent avec les vibrations propres de l'éprouvette, il est donc impossible de définir précisément les fréquences propres de la structure. Le montage est illustré sur la figure 3.18. L'éprouvette (1) est serrée dans un étau en s'assurant de la longueur en porte-à-faux et de la perpendicularité entre l'éprouvette et l'étau. Un accéléromètre (2) unidirectionnel (PCB 352A21) est placé à l'extrémité libre de l'éprouvette. L'accéléromètre doit avoir une masse qui ne modifie pas significativement le comportement de l'éprouvette en vibration. L'appareil utilisé dans cette étude avait masse de 0.6 gr. Un marteau d'impact (3) équipé d'une cellule de charge de haute précision (PCB 086C01) donne les informations sur le temps et la force d'impact. Les signaux de l'accéléromètre et du marteau d'impact sont transmis à un boitier d'acquisition National Instruments et transférés vers un modèle LabVIEW (4). Le modèle LabVIEW calcule la fonction de réponse en fréquence (FRF) de l'éprouvette avec ses parties réelles et imaginaires, ainsi que le diagramme de Niquist. Les signaux bruts du marteau et de l'accéléromètre peuvent également être récupérés pour éventuellement réaliser d'autres exploitations des signaux. Le logiciel permet de réaliser plusieurs impacts sur la même

éprouvette pour s'assurer que les modes de résonnance et surtout d'anti-résonnance observés existent réellement et ne sont pas dus au placement de l'accéléromètre sur l'éprouvette. Le calcul de la cohérence permet de valider la répétabilité des impacts en fonction des fréquences. Les modes d'anti-résonnance posent des problèmes de cohérence car le mouvement est supposé nul, ce qui pose des problèmes de cohérence au cours des différents impacts sur la même éprouvette. Pour faciliter l'exploitation des résultats et la comparaison des différents matériaux, le placement de l'éprouvette dans l'étau ainsi que le placement de l'accéléromètre sur l'éprouvette et l'emplacement d'impact du marteau doivent être les mêmes pour chaque essai. Ces emplacements sont marqués sur les éprouvettes à l'aide d'un patron. Lors de l'impact entre le marteau et l'éprouvette, il est important de limiter le rebond du marteau sur l'éprouvette car si le marteau vient à frapper l'éprouvette à plusieurs reprises, le signal de l'accéléromètre sera faussé. Pour réaliser des impacts propres sur les éprouvettes en composites stratifiés, il faut un embout qui permet d'avoir l'interaction la plus rapide possible sans marquer les éprouvettes. En effet l'embout du marteau ne doit pas être trop rigide pour éviter de marquer l'éprouvette et donc de dissiper une partie de l'énergie d'impact en déformation plastique. Par contre, l'embout ne peut pas être trop tendre car sa déformation absorbera une partie de l'énergie d'impact, la partie restante peut s'avérer insuffisante pour faire vibrer l'éprouvette à des fréquences élevées. Les embouts disponibles sont montrés sur la figure 3.19. L'embout (1) est en caoutchouc, c'est l'embout le plus tendre ; l'embout (2) est en téflon qui est un compromis entre rigidité et souplesse et l'embout (3) est en acier, c'est l'embout le plus dur.

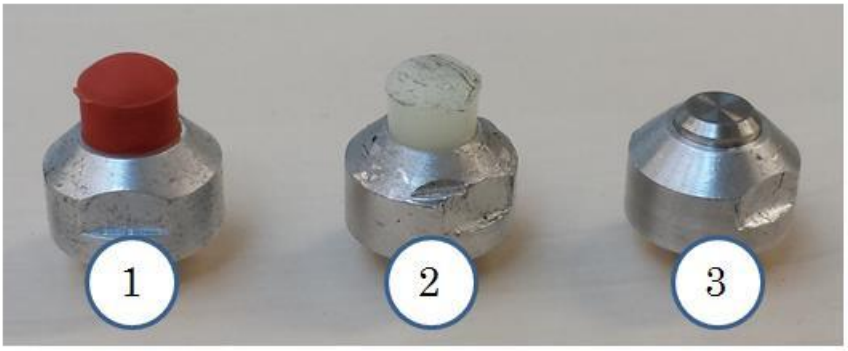


Figure 3.19 Différents embouts pour le marteau d'impact

Pour choisir quel embout utiliser pour la caractérisation des éprouvettes en composites stratifiés, des essais de calibration ont été réalisés avec chaque embout sur la même éprouvette. Il est ainsi facile de comparer les signaux d'efforts du marteau et la FRF obtenue dans chaque configuration.

Comme il a été spécifié plus haut, il est important d'avoir l'interaction la plus rapide possible afin de se rapprocher d'un signal de type delta Dirac qui correspond à la théorie de calcul de la FRF. Le graphique présentant le temps d'interaction sur la figure 3.20 montre que l'embout en caoutchouc est trop tendre pour les composites car l'effort d'impact est très faible comparé aux deux autres embouts. Ce manque d'effort entrant s'observe également sur les graphiques de spectre d'efforts et sur la comparaison des FRF. Sur le graphique de comparaison des spectres, le signal de l'embout en caoutchouc est fortement bruité car l'effort d'impact n'est pas assez important. Sur la comparaison des FRF, l'embout en caoutchouc montre une apparition du bruit à partir de 250 Hz mais les modes de résonnance sont quand même visibles. L'embout en caoutchouc ne peut donc pas être utilisé pour les éprouvettes en stratifié composites. Les embouts en téflon et en acier présentent des signaux proches avec des faibles temps d'interaction (inférieurs à 4 ms) et des efforts suffisants pour visualiser des FRF claires (sans trop de bruit) jusqu'à 2 000 Hz. L'inconvénient de l'embout en acier est qu'il marque l'aluminium en peau des éprouvettes en composites / métaux. L'embout en téflon sera donc utilisé pour réaliser les essais de marteau d'impact sur les stratifiés composites.

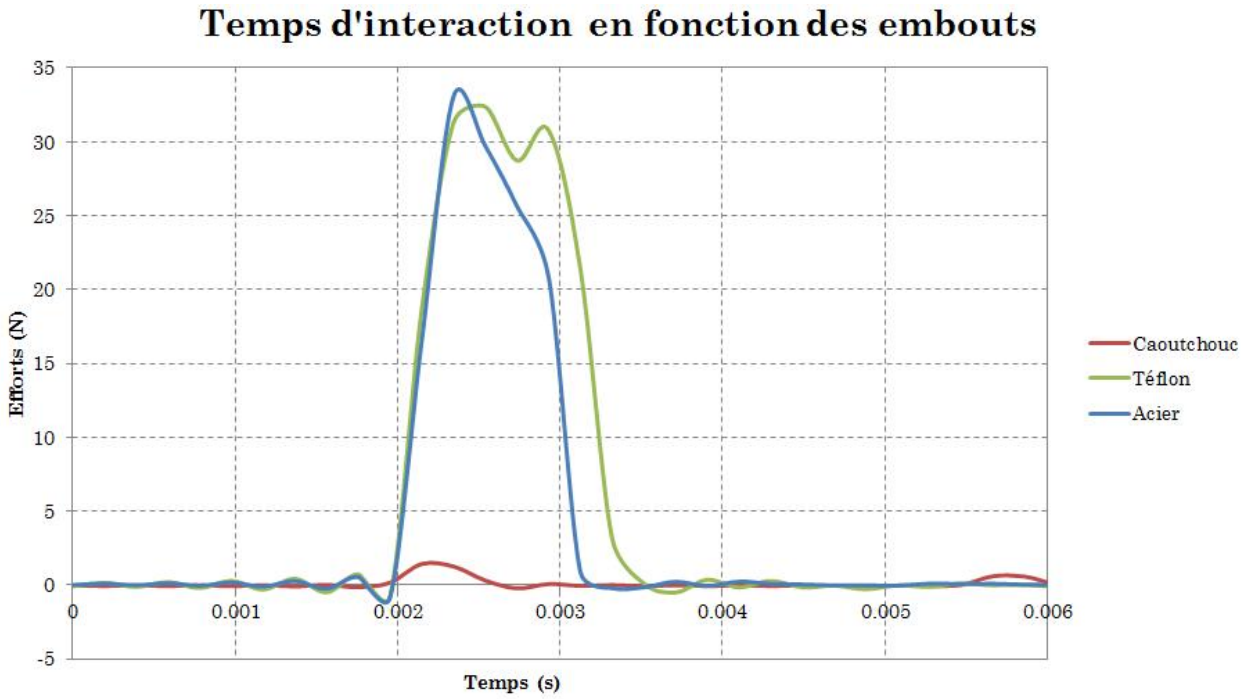


Figure 3.20 Comparaison du temps d'interaction en fonction des embouts

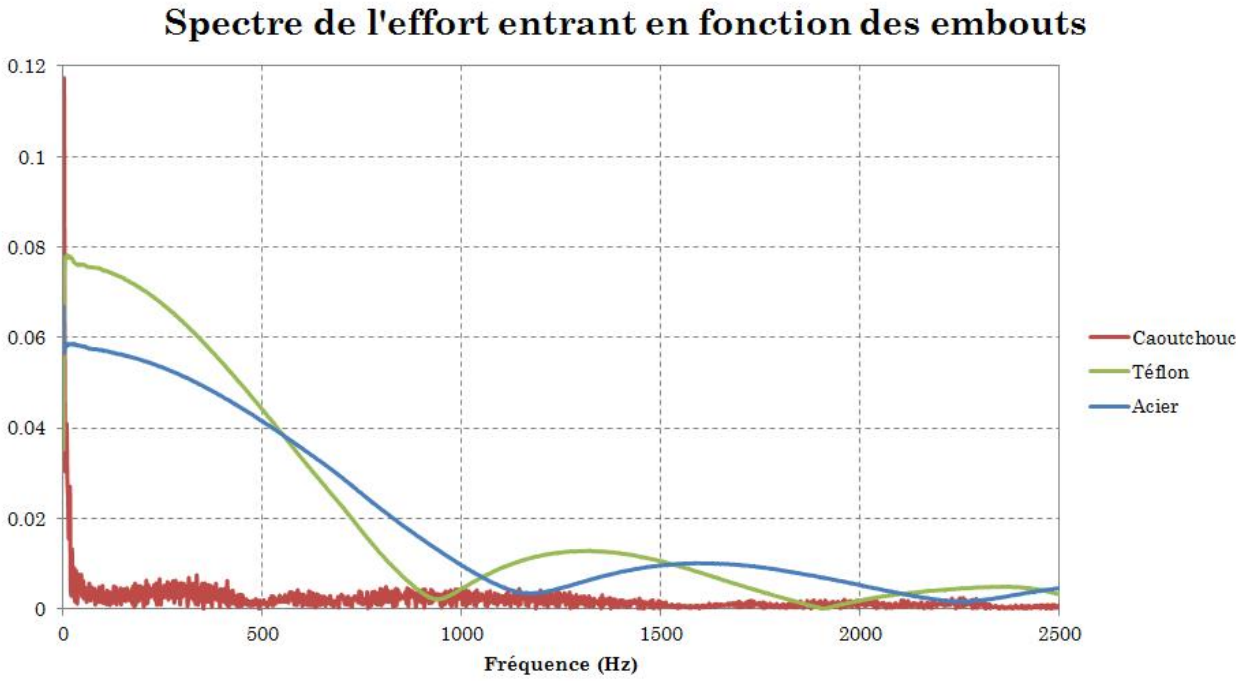


Figure 3.21 Comparaison du spectre de l'effort en fonction des embouts

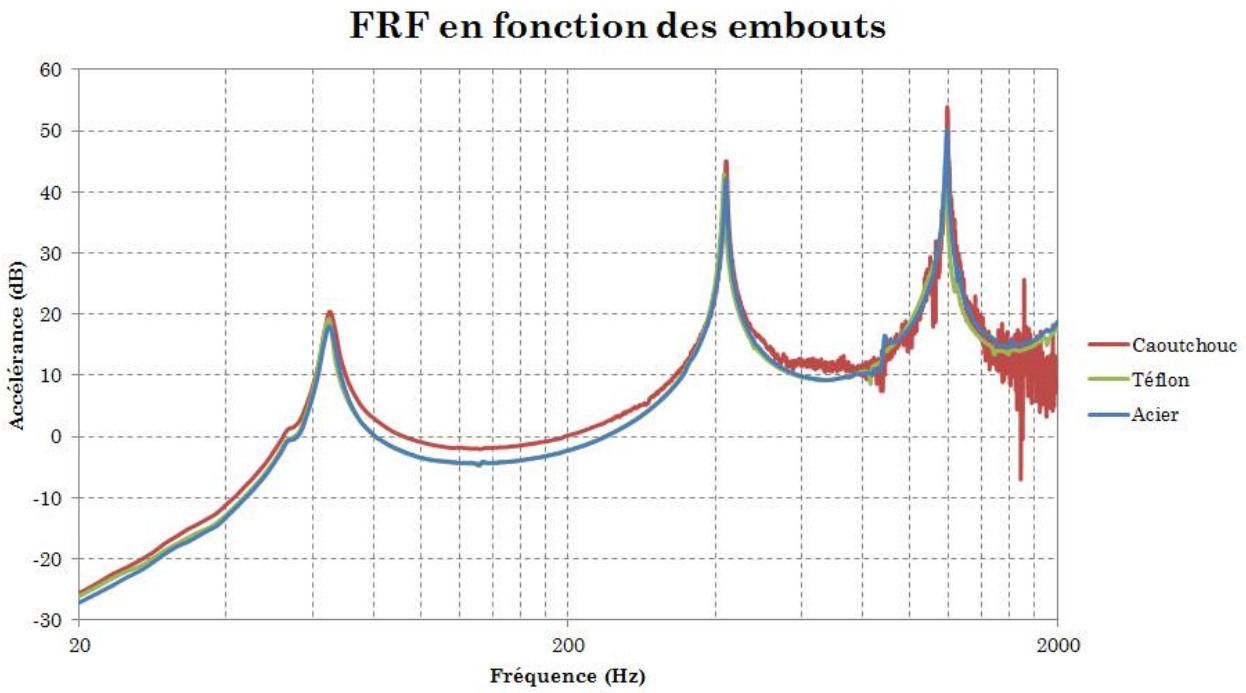


Figure 3.22 Comparaison des FRF en fonction des embouts

Une fois l'embout choisi, les essais ont été réalisés pour chaque matériau sur des éprouvettes identiques à celles des essais de traction (200 x 20 mm) dans les directions longitudinale et transversale. Trois éprouvettes ont été testées pour chaque configuration afin de pouvoir

réaliser des moyennes sur les propriétés calculées. Chaque essai donne une FRF de l'éprouvette testée. La FRF montre trois modes de résonnances par éprouvette, la première étape de post-traitement des essais consiste à identifier les fréquences propres de chaque éprouvette. Cette recherche des fréquences propres et réalisée à l'aide d'une macro-commande Excel. Il faut ensuite être sûr que les fréquences propres identifiées ont été les mêmes durant les différents impacts du marteau, la cohérence doit donc être égale à 1. Le calcul du facteur de perte représentant l'amortissement de la structure est également obtenu à partir des courbes de FRF. Il est possible d'utiliser la méthode des « -3 dB ». Cette méthode de calcul du facteur de perte consiste à diviser l'écart en fréquences de la FRF 3 dB sous le pic de résonnance par la fréquence de résonnance. La méthode est représentée sur la figure 3.23. Pour cela, une interpolation linéaire est réalisée entre les points (1,2 et 3,4) qui entourent la valeur d'accélérance moins les 3 dB. Ces deux interpolations permettent de calculer les fréquences correspondant à la valeur d'accélérance moins 3 dB avec l'équation des droites.

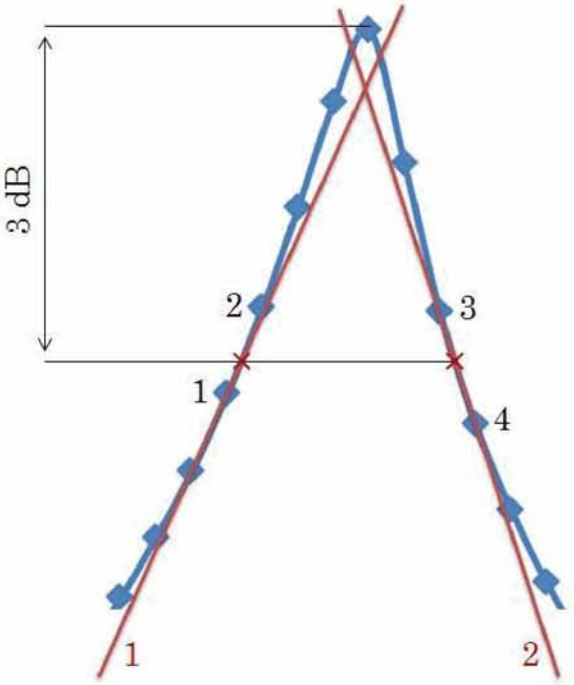


Figure 3.23 Méthode de calcul du facteur de perte

Les fréquences propres permettent ensuite de calculer les modules de Young macroscopiques de chaque éprouvette. Pour connaître le module, il est nécessaire d'utiliser des modèles analytiques. Les modèles les plus répandus sont les modèles de poutre à l'équation (3.13) et de plaque à l'équation (3.14) qui permettent d'obtenir le module E en fonction des dimensions de l'éprouvette (longueur : L pour le modèle de poutre et a pour le modèle de plaque, largeur : b et

épaisseur : h), de la masse volumique du matériau ρ qui compose l'éprouvette et des fréquences propres ω_n obtenues sur la FRF. Les coefficients A_n et B_n varient en fonction du mode propre, pour le premier mode de flexion sollicité lors de cet essai : $A_n = 3.516$ et $B_n = 1$.

Modèle de vibration d'une poutre : $\omega_n = \frac{A_n}{L^2}\sqrt{\frac{EI}{\rho S}}$ avec $I = \frac{bh^3}{12}$ et $S = bh$ (3.13)

Modèle de vibration d'une plaque : $\omega_n = B_n\sqrt{\frac{Eh^2}{\rho a^4}}$ (3.14)

Les éprouvettes utilisées pour les essais de marteau d'impact sont initialement des éprouvettes de traction. Le ratio largeur / épaisseur des éprouvettes est plus proche d'une plaque que d'une poutre, le modèle de plaque sera donc privilégier pour calculer les modules des éprouvettes. Chaque mode de résonnance permet de calculer le module (en faisant varier les coefficients A_n et B_n des modèles) mais pour obtenir le meilleur résultat possible, seul le premier mode de résonnance est utilisé car les fréquences sont inférieures à 100 Hz et les signaux d'accélérance ne présentent pas de bruit en dessous de 500 Hz. De plus le premier mode est un mode de flexion simple parfaitement adapté au positionnement de l'accéléromètre unidirectionnel à l'extrémité libre de l'éprouvette.

Une analyse modale permet d'extraire les modes de résonances d'une structure. Il faut appliquer les conditions aux limites d'encastrement à la base de l'éprouvette (l'encastrement est représenté par les flèches roses sur la figure 3.24) ainsi que le placement de l'accéléromètre. Un nœud est placé au centre de gravité de l'accéléromètre et est ensuite relié à l'éprouvette par des RBE2. Il est important de considérer la masse de l'accéléromètre et son positionnement du fait de la faible masse en porte-à-faux de l'éprouvette comprise entre 10 et 15 grammes selon le matériau. Les simulations d'analyse modale ont été réalisées en 3D.

Figure 3.24 Modèle EF de l'essai de marteau d'impact

Les trois premières formes propres en flexion d'une éprouvette en Carall 5-2 tissé sont représentées avec leur déplacement normalisé sur la figure 3.25. Les fréquences propres respectives de chaque mode sont inscrites au-dessus des éprouvettes.

Figure 3.25 Résultats de l'analyse modale avec les trois premières formes propres en flexion

3.3.3.3 Essai de cisaillement

Cet essai suivant la norme ASTM D7078 consiste à tirer sur une éprouvette composite avec un profil V-notch (entaille en V) comme le montre la figure 3.26. Les entailles de l'éprouvette permettent de privilégier le cisaillement dans une section précise de l'éprouvette.

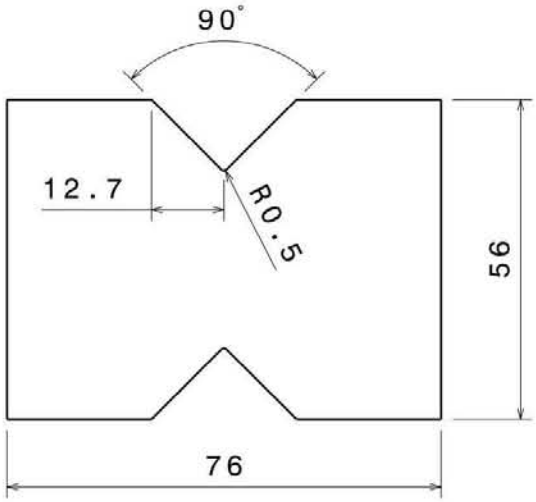


Figure 3.26 Eprouvette de cisaillement V-notch

Cet essai est adapté à la caractérisation du comportement en cisaillement des composites stratifiés. Les composites stratifiés présentent un comportement orthotrope du fait de la stratification et les modules en traction / compression sont différents du module de cisaillement G_{12}. L'essai de cisaillement V-notch permet de mesurer le module de cisaillement dans le plan de l'éprouvette. Pour un stratifié présentant une symétrie miroir dans ces plis, les modules G_{12} et G_{21} sont égaux. La figure 3.27 de la norme (ASTM, 2005) montre quelles sont les orientations d'un stratifié pour pouvoir mesurer les six différents modules de cisaillement. Les modules G_{12} et G_{21} sont dans le plan et l'épaisseur du stratifié ne pose pas de problème particulier pour réaliser la mesure. Par contre, pour la mesure des modules hors plan d'un composite, il faut réaliser des stratifiés plus épais pour avoir les bonnes dimensions d'éprouvette. La fabrication impose de réaliser des découpes complexes sur la tranche du stratifié qui peuvent engendrer des délaminages. Pour les composites, le module de cisaillement le plus important est le module G_{12} car un composite stratifié est sollicité dans son plan et très rarement hors-plan. Il n'est donc pas nécessaire de mesurer les modules de cisaillement hors-plan dans cette étude.

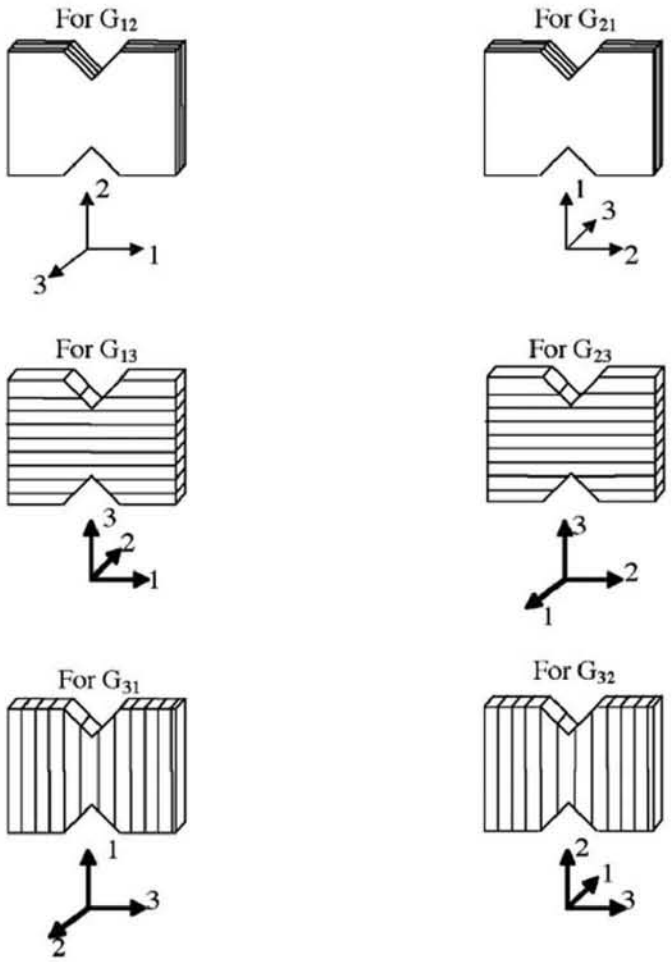


Figure 3.27 Orientations d'un stratifié pour les mesures des modules de cisaillement (ASTM, 2005)

Le montage d'essai a été réalisé dans le laboratoire en utilisant les recommandations de la norme. La figure 3.28 montre un schéma du dispositif de cisaillement adapté à une machine de traction Instron 5585H. Les efforts de traction sur les mors varient en fonction des matériaux. La présence de plis orientés à 45° renforce de manière très importante la raideur en cisaillement dans le plan, il faut donc adapter la cellule de charge de l'essai au matériau.

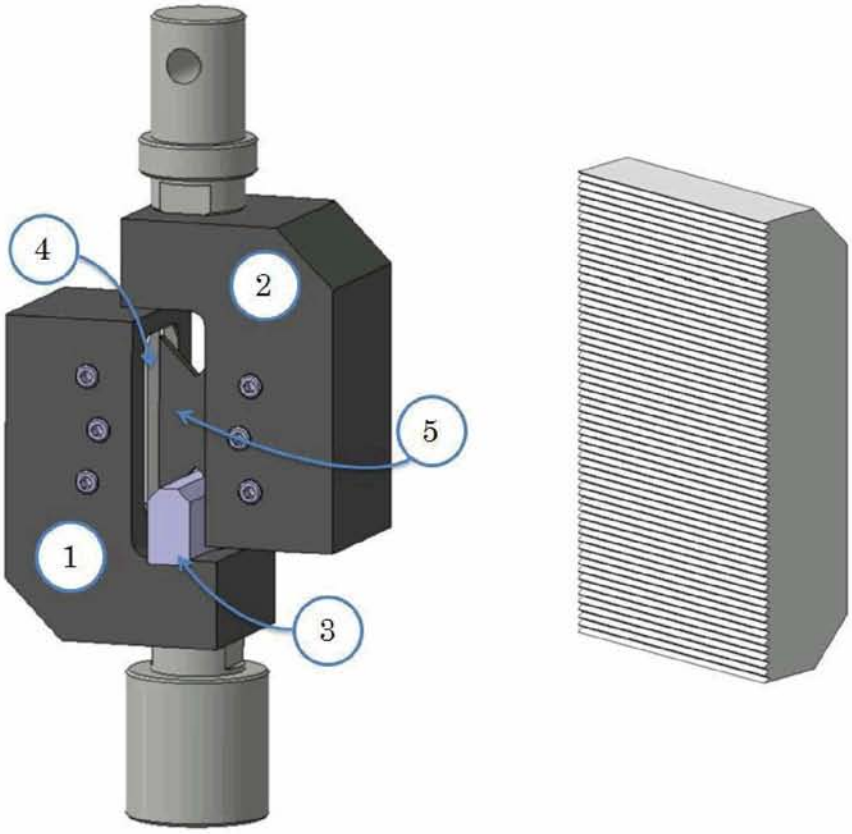


Figure 3.28 Montage de cisaillement V-notch et présentation des mors

Sur la figure 3.28, l'éprouvette (5) est serrée dans les mors (4) par l'intermédiaire de six vis de pression. La chape inférieure (1) est encastrée et la chape supérieure (2) se déplace avec la traverse de la machine au cours de l'essai. Le dessous de la chape supérieure présente une rainure pour pouvoir insérer l'éprouvette dans les mors. La cale de positionnement (3) est insérée dans une rainure de la chape inférieure. Cette cale permet de placer l'éprouvette avant l'essai et permet de répéter les essais plus simplement. Les mors, également présentés sur la figure 3.28 sont moletés pour favoriser l'accroche dans l'éprouvette et limiter le glissement de celle-ci. Le couple de serrage des vis de pression doit être précis car si les vis ne sont pas assez serrées, l'éprouvette va se mettre à tourner dans les mors ce qui invalidera l'essai et si jamais, les vis sont trop serrées, les mors peuvent détériorer l'éprouvette et créer des amorces de rupture.

Matériau	Vitesse de déplacement de la traverse	Couple de serrage des vis de pression	Cellule de charge
Carall 5-2 tissé	2 mm / min	25 Nm	10 kN
Carall 5-2 UD	2 mm / min	25 Nm	10 kN
Glare 5-2	2 mm / min	25 Nm	10 kN
Carbone + BM	2 mm / min	45 Nm	100 kN

Le couple de serrage des vis de pression est plus important pour le carbone + BM car le matériau comporte des plis orientés à 45° (dans la direction de cisaillement). De plus, l'aluminium en peau des stratifiés FML se mate lors du serrage des mors. Or le carbone + BM ne comporte pas d'aluminium en peau, il faut donc augmenter le couple de serrage des vis pour éviter le glissement des éprouvettes dans les mors.

La machine de traction permet d'obtenir une courbe force / déplacement au cours de l'essai. Pour calculer le module de cisaillement, il est nécessaire de connaître la déformation en cisaillement de la surface entre les entailles. Il est possible de coller des jauges de déformation sur les éprouvettes mais les déformations en cisaillement sont souvent supérieures à 5% lors des essais de cisaillement V-notch. Les jauges disponibles au laboratoire saturent à partir de 3% de déformation. Il a donc fallu trouver une solution pour connaître la déformation en cisaillement de l'éprouvette jusqu'à la rupture. La modélisation numérique de l'essai de cisaillement peut permettre de déterminer les déformations. Pour cela, un modèle numérique de l'essai de cisaillement a été mis en place. Le modèle numérique est présenté à la figure 3.29. Seule l'éprouvette est modélisée en considérant des éléments rigides sur les deux côtés de l'éprouvette. Le fait de ne pas modéliser le montage permet de diminuer considérablement les temps de calcul et de simplifier les conditions aux limites de l'éprouvette sans avoir à gérer le contact entre les mors et l'éprouvette. De plus, la raideur du montage sera considéré dans le traitement des résultats obtenus en numérique. Le but de la modélisation numérique est de tracer une courbe de « déplacement de la traverse / déformation en cisaillement » de la zone cisaillée. Cette courbe ne dépend pas des propriétés matériaux dans le repère d'orthotropie du stratifié. La fonction affine déplacement / déformation permet de connaître la déformation en cisaillement en fonction du déplacement de la traverse.

L'éprouvette est simulée par les plis en CMO représentés en 3D et l'aluminium en peau en 2D (voir figure 3.29). Ceci permet de supprimer les effets de bord dans l'aluminium et visualiser les contraintes et déformations dans les plis composites.

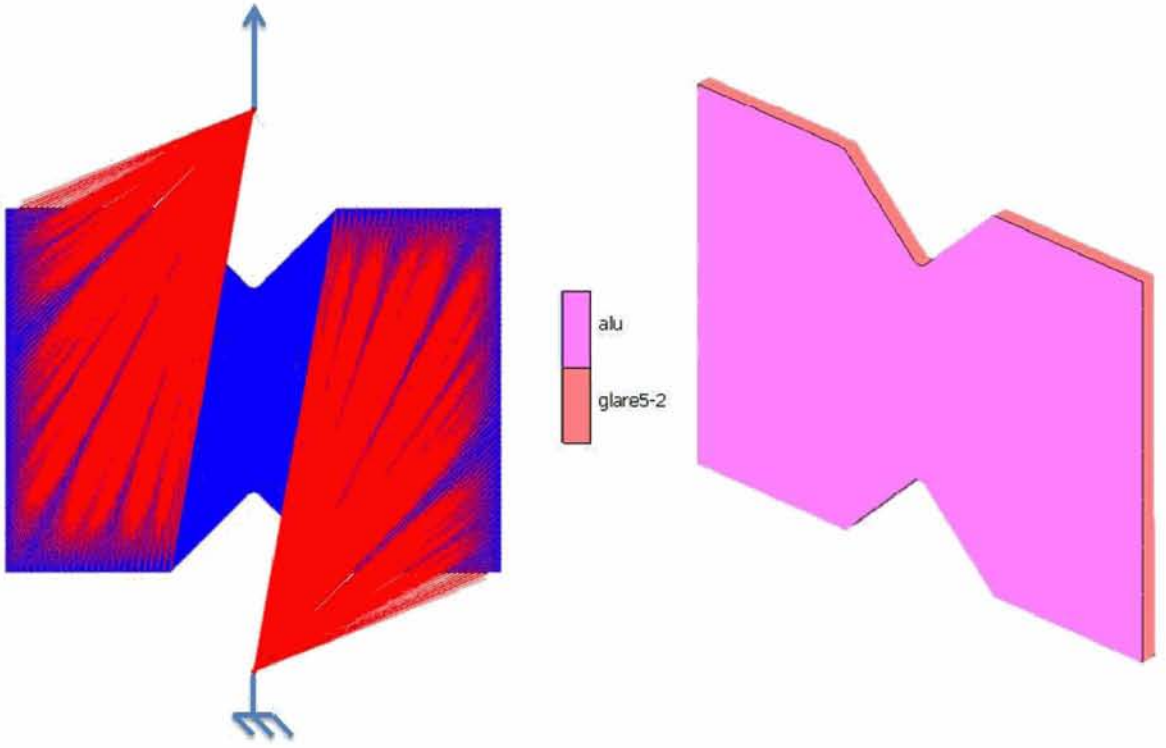


Figure 3.29 Modèle EF de l'essai de cisaillement avec la représentation des matériaux pour une éprouvette en Glare

La figure 3.30 représente un exemple de la déformation en cisaillement de l'éprouvette au cours de l'essai. Les zones d'appui des mords ne subissent pas de déformation en cisaillement tandis que les entailles concentrent le cisaillement dans la partie centrale de l'éprouvette.

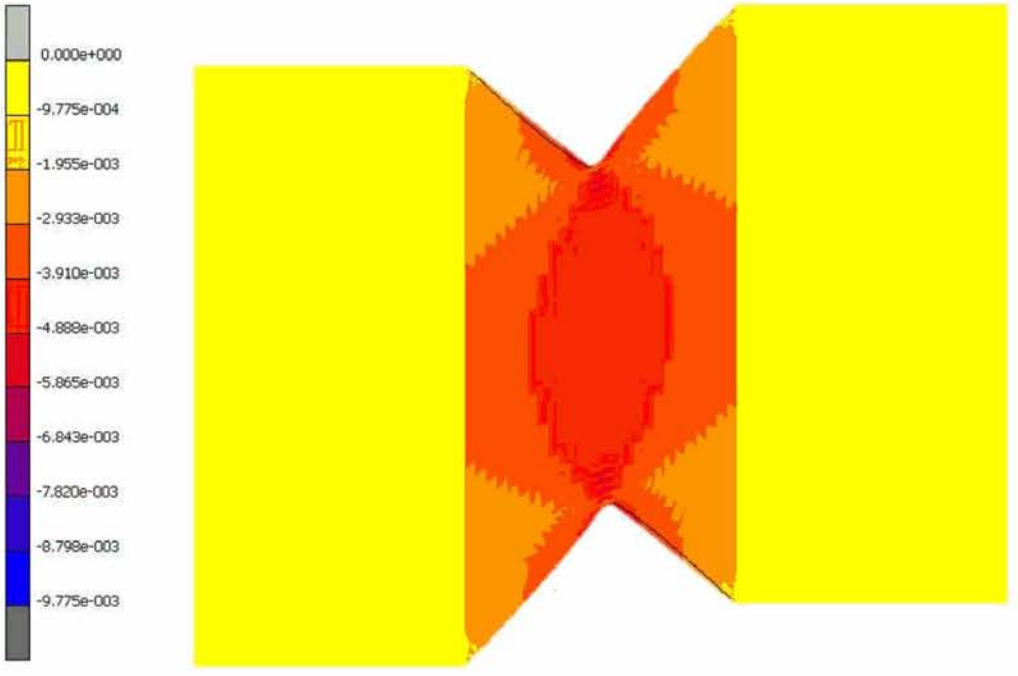


Figure 3.30 Représentation de la déformation en cisaillement pour une éprouvette en Glare

Le calcul de la déformation se fait dans la zone surlignée de la figure 3.31 (52 éléments). Un script Python a été programmé pour récupérer une valeur moyenne de déformation de la zone choisie en fonction du déplacement de la traverse. Ceci permet de connaître les coefficients de la courbe affine « déplacement de la traverse / déformation en cisaillement » (voir figure 3.32).

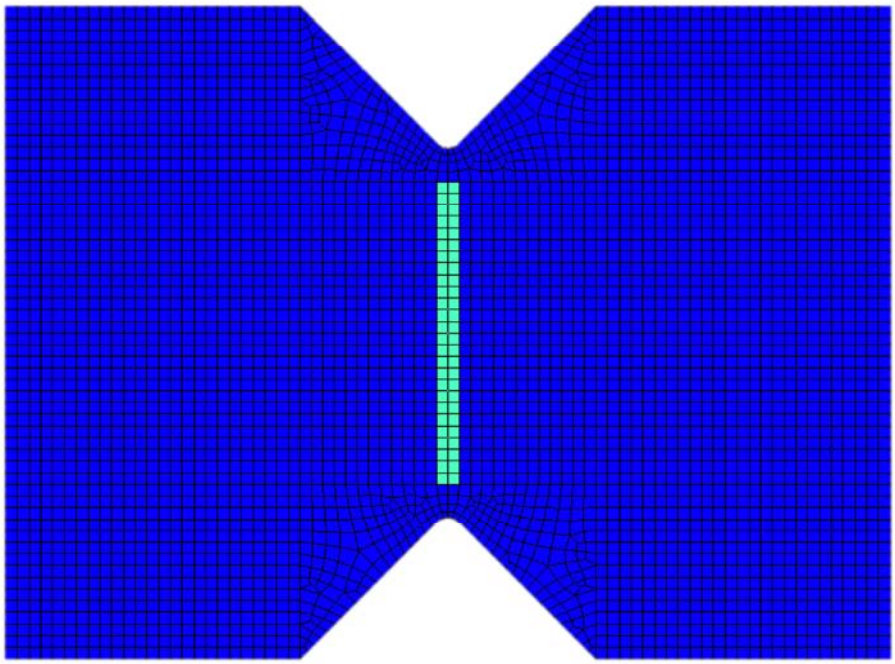


Figure 3.31 Zone servant au calcul de la déformation en cisaillement

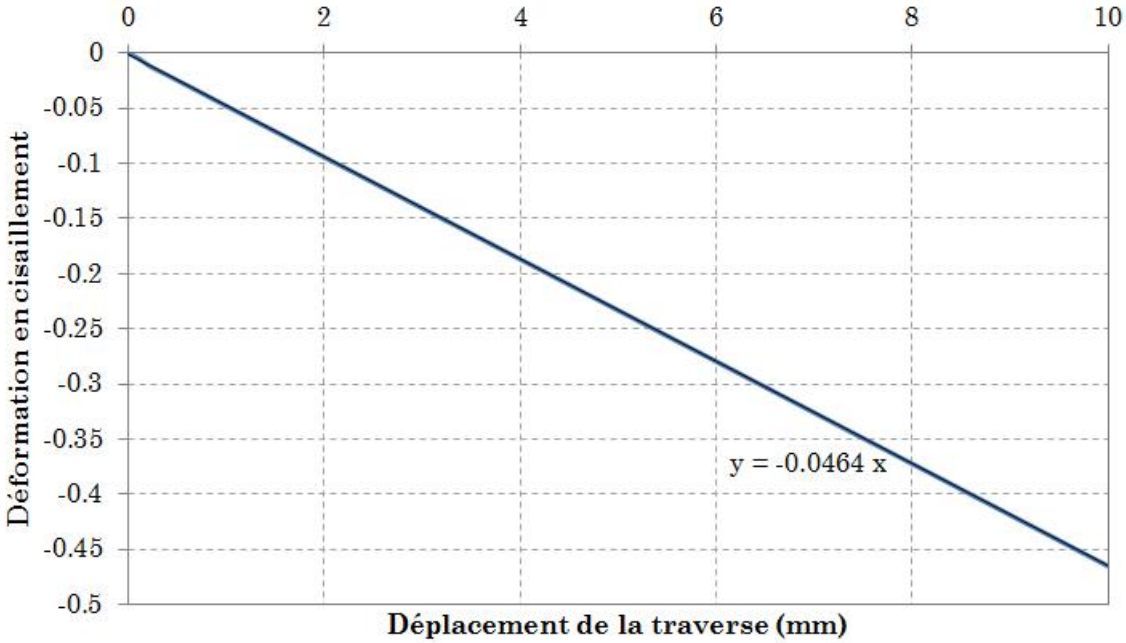


Figure 3.32 Courbe « déplacement de la traverse / déformation en cisaillement » pour une éprouvette longitudinale en Glare

Pour valider la courbe déplacement de la traverse / déformation en cisaillement, un essai de cisaillement a été réalisé en utilisant un système d'acquisition vidéo et un logiciel d'extensiométrie optique. Le logiciel permet de suivre le déplacement d'un moucheti (motif peint sur la pièce avant l'essai visible sur la figure 3.33). Il faut ensuite analyser les images et mesurer les déformations de l'éprouvette au cours de l'essai. Le coefficient directeur de la droite déplacement / déformation présente un écart de moins de 4% avec celui de la courbe obtenue numériquement ce qui permet de valider la méthode numérique pour obtenir la déformation de l'éprouvette au cours de l'essai. Par exemple, pour une éprouvette longitudinale en Glare, le coefficient directeur de la droite « déplacement de la traverse / déformation en cisaillement » était de 0.0464 avec la simulation numérique et avec la corrélation d'images, le coefficient est de 0.0477. Ce qui permet de valider la méthode de calcul de la déformation au cours de l'essai de cisaillement.

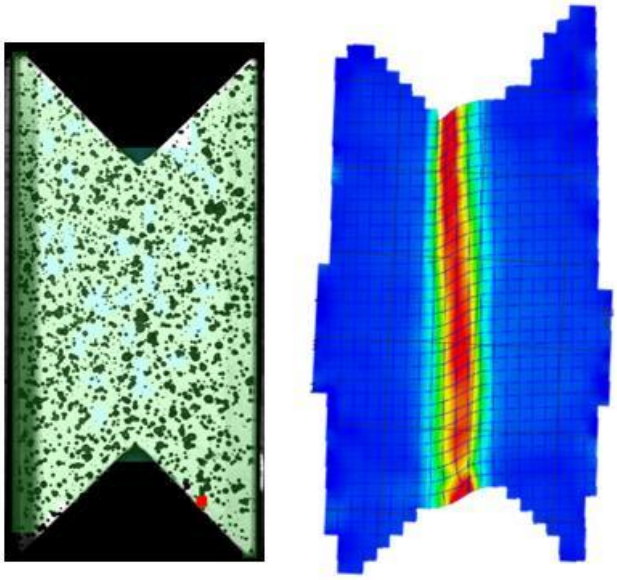


Figure 3.33 Extensiométrie avec moucheti lors de l'essai de cisaillement

La force mesurée au cours de l'essai expérimental fait intervenir la déformation de l'éprouvette ainsi que la déformation du montage d'essai. Pour compenser la raideur surestimée de l'éprouvette obtenue en numérique du fait de l'absence du montage d'essai dans la simulation, une simulation de traction du montage a été réalisée. La modélisation du montage expérimentale permettra de calculer la raideur de l'assemblage pour pouvoir adapter la raideur de l'éprouvette. La figure 3.34 représente le modèle numérique du montage de l'essai de cisaillement. Les vis de fixation de la machine sont remplacées par des cylindres en acier de même longueur et l'éprouvette est remplacée par des liens rigides entre la partie supérieure de la chape inférieure et la partie inférieure de la chape supérieure. Les vis de pression sont

également remplacées par des liens rigides. La raideur du montage est calculée en considérant la force sur le déplacement. Il est ensuite possible de considérer l'impact du montage en rajoutant la raideur du montage à la raideur de l'éprouvette en numérique.

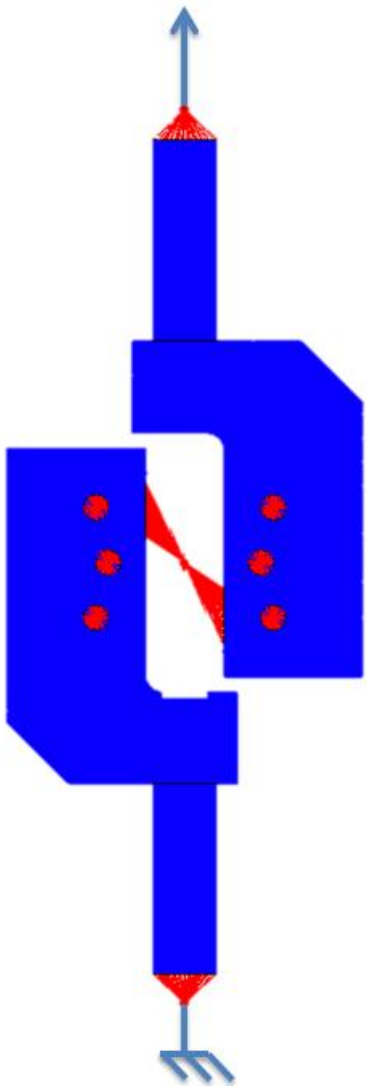


Figure 3.34 Modèle numérique du montage d'essai de cisaillement

Il est donc possible d'obtenir la courbe de déplacement de la traverse / force de réaction lors de l'essai expérimental. Puis la déformation de l'éprouvette en cisaillement est obtenue à l'aide du modèle numérique et la contrainte est calculée en connaissant la section cisaillée de l'éprouvette. L'essai de cisaillement permet au final d'obtenir le module de cisaillement ainsi que la contrainte à rupture de chaque éprouvette. Les essais sont réalisés sur des éprouvettes longitudinales et transversales.

3.3.3.4 Essai de DMA (Dynamic Mechanical Analysis)

Figure 3.35 Représentation de l'essai de l'essai de flexion trois points de la DMA

L'essai de DMA (Dynamic Mechanical Analysis) suivant la norme ASTM D4065-90 permet d'obtenir les propriétés viscoélastiques d'un matériau en fonction de la fréquence de sollicitation et la température. La machine de DMA peut être utilisée avec plusieurs montages (traction, torsion, flexion, …). Dans cette étude le montage de flexion a été utilisé. Le montage de flexion et l'éprouvette (voir figure 3.35) sont placés dans une enceinte thermique permettant de faire varier la température lors des essais de -160°C (température de l'azote liquide) jusqu'à 600°C. Pour les composites stratifiés utilisés en aéronautique, la plage d'étude sera -150°C à 200°C. Cette plage de température pour les essais permet de mettre en évidence un phénomène de rotation des chaînes aromatiques secondaires (~ -130°C) appelé Pi-flip (ou $\pi-$flip). Cette rotation entraîne une modification irréversible des chaînes moléculaires composant la résine qui peut affecter les propriétés du composite à température ambiante. La température de transition vitreuse de l'époxy choisie pour réaliser les éprouvettes est proche de 120°C et il est nécessaire d'observer la chute de module dans son intégralité (jusqu'au plateau caoutchoutique), c'est pourquoi, la température des essais ira jusqu'à 200°C. Une fois la transition vitreuse passée, la résine va se ramollir ce qui va entraîner un changement de forme de l'éprouvette (dilatation due à la température plus élevée que la température de cuisson), les dimensions renseignées initialement pour calculer le moment quadratique de l'éprouvette ne seront plus vraies ce qui va entrainer la divergence des mesures. Le choix des fréquences de sollicitations peut varier entre 0.001 Hz et 100Hz, pour les applications de boitiers électroniques en environnement aéronautique, les fréquences sont dans le domaine dynamique

(supérieures à 1Hz). Lors de l'essai, la température dans l'enceinte évolue de manière croissante et les fréquences d'essai sont appliquées les unes après les autres, ce qui implique que les températures de mesure ne seront pas strictement identiques pour toutes les fréquences. Néanmoins, il est possible de mesurer jusqu'à quatre fréquences sans trop de problème de divergence. Au final, le choix s'est donc porté sur 4 fréquences lors des essais : 2 Hz, 5 Hz, 25 Hz et 50 Hz. La fréquence et la température ont des effets opposés sur la réponse d'un polymère lors des essais DMA. En effet, l'augmentation de la fréquence (vitesse de déformation) provoque une rigidification de la matière, ce qui équivaut à une baisse de la température. L'évolution de la température pendant l'essai est présentée sur la figure 3.36. Dans un premier temps, la température descend jusqu'à -150 °C à 4 K/min puis marque un palier pendant 5 minutes avant de démarrer l'essai avec la température qui va monter jusqu'à 200 °C à 4 K/min. Le palier de stabilisation de cinq minutes a été validé après une simulation numérique de l'évolution de la température de l'éprouvette au cours de l'essai. La conductivité thermique de l'éprouvette a été considérée comme isotrope est égale à la conductivité thermique de l'époxy soit 0.34 W /m/K.

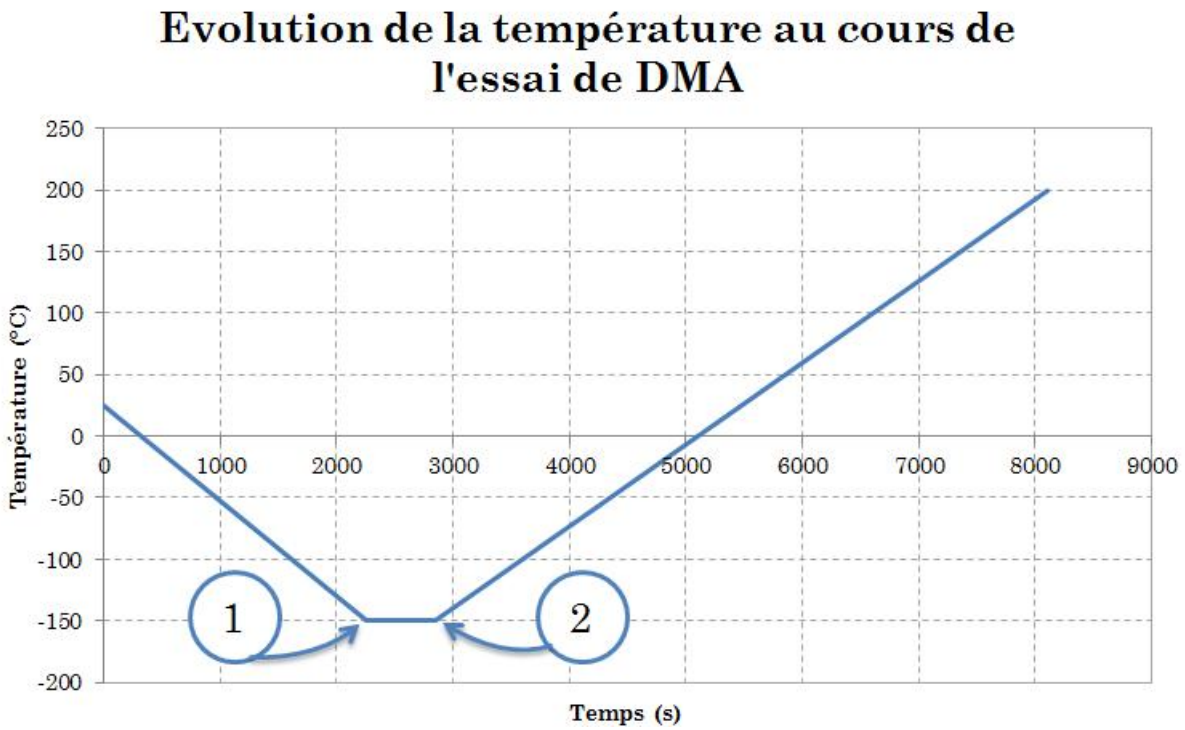


Figure 3.36 Evolution de la température lors de l'essai de DMA

Les instants (1) et (2) représentent respectivement le début et la fin du palier de stabilisation. La figure 3.37 montre les résultats de la simulation numérique de l'évolution de la température de l'éprouvette au cours de l'essai. L'instant (1) de la simulation montre une différence de

température (environ 2°C) entre le cœur de l'éprouvette et les frontières. Tandis que l'instant après le délai de cinq minutes de stabilisation montre une homogénéité parfaite de la température dans l'éprouvette. Ceci valide le délai du palier de stabilisation avant de débuter les mesures de modules et de facteur de perte en fonction de différentes fréquences.

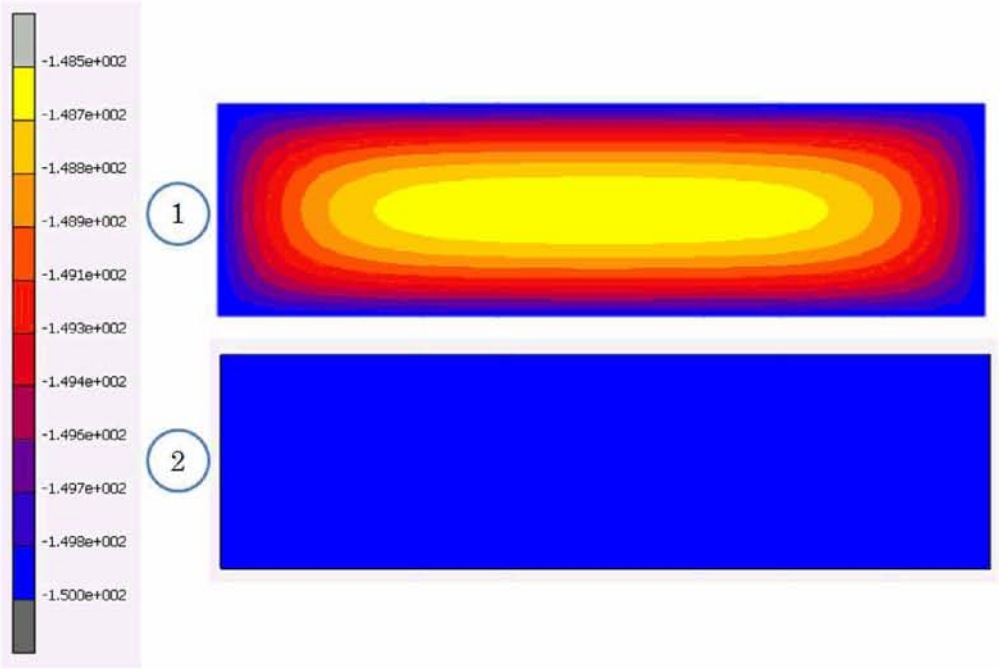


Figure 3.37 Représentation de la température (en °C) avant et après la stabilisation de la température à -150°C pendant 5 minutes

L'essai de DMA permet d'obtenir le module de conservation E', le module de perte E'' et le facteur de perte (ou d'amortissement) $\tan\delta$. Ces paramètres sont obtenus pour chaque fréquence de mesure et en fonction de la température d'essai. Le pic qui apparaît sur le module de perte E'' permet de connaître la température de transition vitreuse du matériau.

3.3.3.5 Essai de DCB (Double Cantilever Beam)

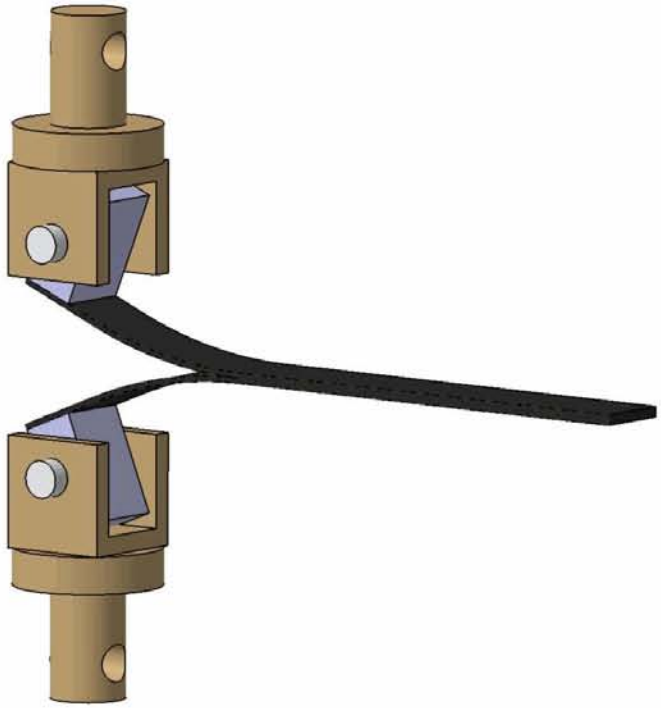


Figure 3.38 Montage de DCB

L'interface des stratifiés est la partie la plus fragile d'un composite car c'est un film de résine (2 µm d'épaisseur environ) qui subit des contraintes différentielles induites par les plis supérieur et inférieur de l'interface. Il est donc important de caractériser la ténacité des interfaces d'un composite, c'est-à-dire l'énergie nécessaire pour délaminer un stratifié composite. L'essai de DCB (Double Cantilever Beam) suivant la norme ASTM D5528-01 consiste à mettre en contrainte l'interface d'une éprouvette préalablement délaminée sur une courte longueur. La traction se fait dans le sens de l'épaisseur du stratifié (Mode I). Il est ainsi possible de propager le délaminage et de mesurer les efforts nécessaires afin d'en déduire l'énergie nécessaire pour rompre la cohésion entre deux plis, le G_{1c}. Il est nécessaire de coller des supports de traction sur les éprouvettes. Ces supports permettent de transmettre le mouvement de la machine de traction à l'éprouvette. La rotation des supports est libre ce qui maintient l'interface en traction. Les éprouvettes et les supports sont sablés puis dégraissés avant d'être collés pour favoriser l'accroche de la colle époxy bi-composant. La machine de traction est une Instron 5585H équipée d'une cellule de charge de 1 kN. En effet, les efforts de délaminage en mode I pour des stratifiés composites sont en général inférieur à 100 N. La vitesse de déplacement de la traverse définie par la norme lors de l'essai est de 5 mm/min. Trois éprouvettes sont utilisées pour chaque interface. Les deux demi-peaux du stratifié ont tendance à se mettre en traction

lors de l'essai, la ténacité mesurée peut donc évoluer au cours de l'essai. Les trois essais de répétabilité ont été réalisés avec trois longueurs de déplacement de la traverse différentes : 100, 150 et 200 mm. La moyenne des ténacités mesurées permettra d'avoir une valeur correspondant à l'interface délaminée quelle que soit la longueur de propagation du délaminage.

La figure 3.39 issue de la norme prEN 6033 (Schneider, 1995) montre la méthode de calcul de la ténacité de l'interface d'un composite stratifié. La courbe donnée par la machine de traction est une courbe indiquant la force en fonction du déplacement de la traverse. Sur la figure 3.39, le point D1 est le point d'amorçage et le point D2 est le point de fin d'essai. L'aire sous la courbe représente l'énergie nécessaire pour délaminer et déformer l'éprouvette. Pour ne pas considérer la partie de l'énergie correspondant à la déformation réversible de l'éprouvette mais seulement l'énergie nécessaire au délaminage, l'aire sous la droite reliant le point D2 au point initial est retiré. L'aire A correspond donc uniquement à l'énergie nécessaire au délaminage. Une fois l'énergie nécessaire calculée, il faut connaître la surface délaminée au cours de l'essai. La longueur du délaminage de l'interface est mesurée avant et après l'essai, ce qui donne la longueur délaminée au cours de l'essai a. La surface est ensuite calculée avec la largeur de l'éprouvette w.

$$G_{1c} = \frac{A}{a.w} \tag{3.15}$$

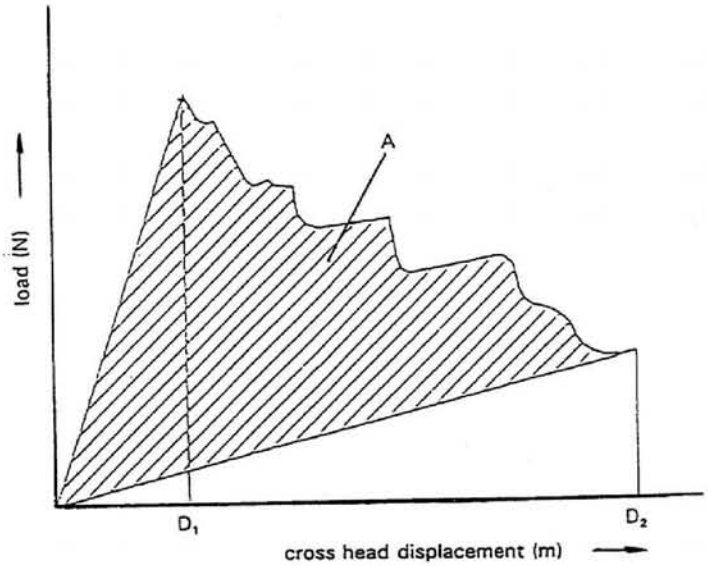


Figure 3.39 Méthode de calcul de la ténacité à partir d'un essai DCB (Schneider, 1995)

La simulation numérique de l'essai de délaminage permet de représenter le comportement des éprouvettes et des interfaces. Une fois les modèles numériques de délaminage calibrés, il est

possible de réaliser des simulations sur des pièces de structure complète. Le but étant de s'assurer que le stratifié constituant la pièce ne sera pas endommagé lors d'impacts légers (typiquement une chute d'outil sur une pièce de structure). Le délaminage ayant lieu entre les plis, il n'est pas visible et il affecte de façon importante les propriétés du stratifié dans la zone de délaminage. Le modèle de simulation numérique présenté sur la figure 3.40 est un modèle 2D. Le choix de la modélisation permet de diminuer les temps de calcul et de supprimer les effets de bord lors de la destruction des éléments d'interface pendant la propagation du délaminage. Les deux demi-stratifiés autour de l'interface à délaminer sont mis en place de la même façon que la figure 3.41. Le modèle d'interface utilisé en numérique est le modèle linéaire-exponentiel permettant de gérer la raideur de l'interface tout en conservant la ténacité de l'interface, voir équation (3.10).

Figure 3.40 Modèle EF de l'essai de DCB

La figure 3.41 montre le comportement de l'interface au cours de a simulation. Il est important de choisir une taille d'éléments qui permette de ne pas avoir un seul élément d'interface en contrainte car le comportement de l'interface dépendrait beaucoup du maillage. La figure 3.41 présente bien le comportement de l'interface avec plusieurs éléments d'interface qui commencent à subir des dommages. Chaque élément fait 1 mm de long et il y a trois éléments dans l'épaisseur de chaque demi-stratifié. Une fois le déplacement d'ouverture critique atteint, les éléments seront détruits et n'influenceront plus la raideur de l'interface. La simulation numérique permet de retrouver une courbe force / déplacement mais également une longueur de propagation de délaminage.

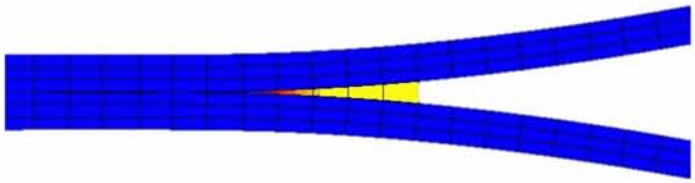


Figure 3.41 Zoom sur les résultats EF de DCB (dommage de l'interface)

3.3.3.6 Essai de délaminage dynamique

Les interfaces des composites étant uniquement composées de résine, la sollicitation dynamique de l'interface entraîne un comportement différent de celui observé lors des essais quasi-statiques (Kusaka et al., 1998; Sohn & Hu, 1995; Tsai, Guo, & Sun, 2001; Wosu, Hui, & Dutta, 2005). Il faut donc trouver un moyen de solliciter l'interface de façon dynamique, c'est-à-dire en ayant une vitesse importante de déplacement des peaux autour de l'interface à tester. L'une des solutions est de réaliser l'essai de DCB (essai expliqué précédemment) avec une machine de traction dynamique mais il y a deux inconvénients majeurs. Premièrement, il sera difficile de connaître la longueur délaminée au cours de l'essai car les essais dynamiques se font classiquement jusqu'à rupture. Deuxièmement, l'adhésion des supports sur l'éprouvette va poser des problèmes lors des sollicitations dynamiques. Il faut donc trouver une autre façon de solliciter une interface. Kusaka et al. ont développé un montage expérimental de délaminage dynamique sur barres d'Hopkinson (voir figure 3.42). La sollicitation de l'interface se fait grâce à la propagation d'ondes dans les barres. L'éprouvette est placée sur un coin qui va écarter les deux demi-stratifiés. La vitesse de propagation est de plusieurs dizaines de m / s ce qui est très rapide par rapport aux sollicitations réelles que subiront les matériaux. Une autre solution a été recherchée en gardant l'idée du coin pour propager le délaminage.

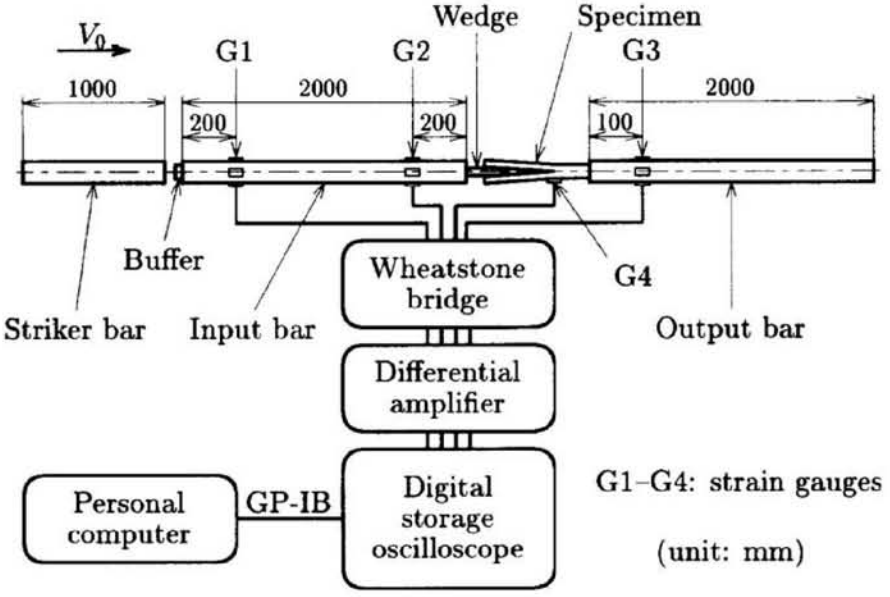


Figure 3.42 Montage de délaminage dynamique sur barres d'Hopkinson (Kusaka et al., 1998)

L'essai de délaminage dynamique développé par Kusaka et al. utilise le déplacement d'un coin pour propager le délaminage d'une éprouvette en composite stratifié. La longueur des

éprouvettes dans cet essai est de 50 mm avec une amorce de délaminage de 40mm (Kusaka et al., 1998). Or, la longueur des éprouvettes de délaminage dans cette étude de comparaison de FML est de 200 mm avec une amorce de délaminage de 50 mm, le but étant d'observé la propagation du délaminage en non uniquement l'amorce de celui-ci. Le porte-à-faux entre le point d'amorce du délaminage et l'encastrement de l'éprouvette est donc important (150 mm) et des problèmes de flambage de l'éprouvette peuvent intervenir et fausser les résultats. C'est pouquoi, pour limiter le flambage, il est nécessaire de réaliser un maintien latéral de l'éprouvette. Le fait de mettre en mouvement le coin servant au délaminage ainsi qu'un système évitant le flambage pose de gros problèmes de conception. Ce maintien ne doit pas être trop proche du coin, pour ne pas « gêner » l'amorce et la propagation du délaminage. Mais si le maintien est trop éloigné du coin, un flambage peut intervenir. Le choix s'est donc porté sur une mise en mouvement de l'éprouvette avec le coin de délaminage et le maintien pour empêcher le flambage fixes. La mise en mouvement de l'éprouvette sera réalisée par l'impact d'un bélier.

La figure 3.43 montre le montage réalisé. Un bélier (1) est fixé par l'intermédiaire de câbles à un portique réglable (2). Le portique peut être réglé en hauteur pour modifier l'énergie d'impact et dans le sens de l'éprouvette afin de placer le bélier en face de l'éprouvette. L'énergie d'impact vient de la chute du bélier. Une butée (non représentée sur la figure) permet de lâcher le bélier de façon répétitive pour avoir un impact constant du bélier sur l'éprouvette. Une cellule de charge est placée au bout du bélier afin de mesurer l'évolution de l'effort d'impact au cours du délaminage. Le montage de support de l'éprouvette (3) est présenté à la figure 3.44. L'éprouvette (4) est placée sur le coin (5). Le coin est en liaison glissière dans la plaque de fixation de base. Une cellule de charge (6) permet de mesurer l'évolution de l'effort sur le coin. Des guides (7) permettent à l'éprouvette de ne pas tourner au cours de son déplacement. Un matériau amortissant est placé sur les guides en cas de choc du bélier sur le montage. Un oscilloscope est utilisé pour enregistrer les signaux d'efforts des deux cellules de charge. Une caméra rapide réalise une vidéo de l'interaction. Des graduations placées sur la tranche de l'éprouvette permettent de connaître la vitesse de délaminage au cours de l'essai ainsi que la longueur délaminée lors de l'essai.

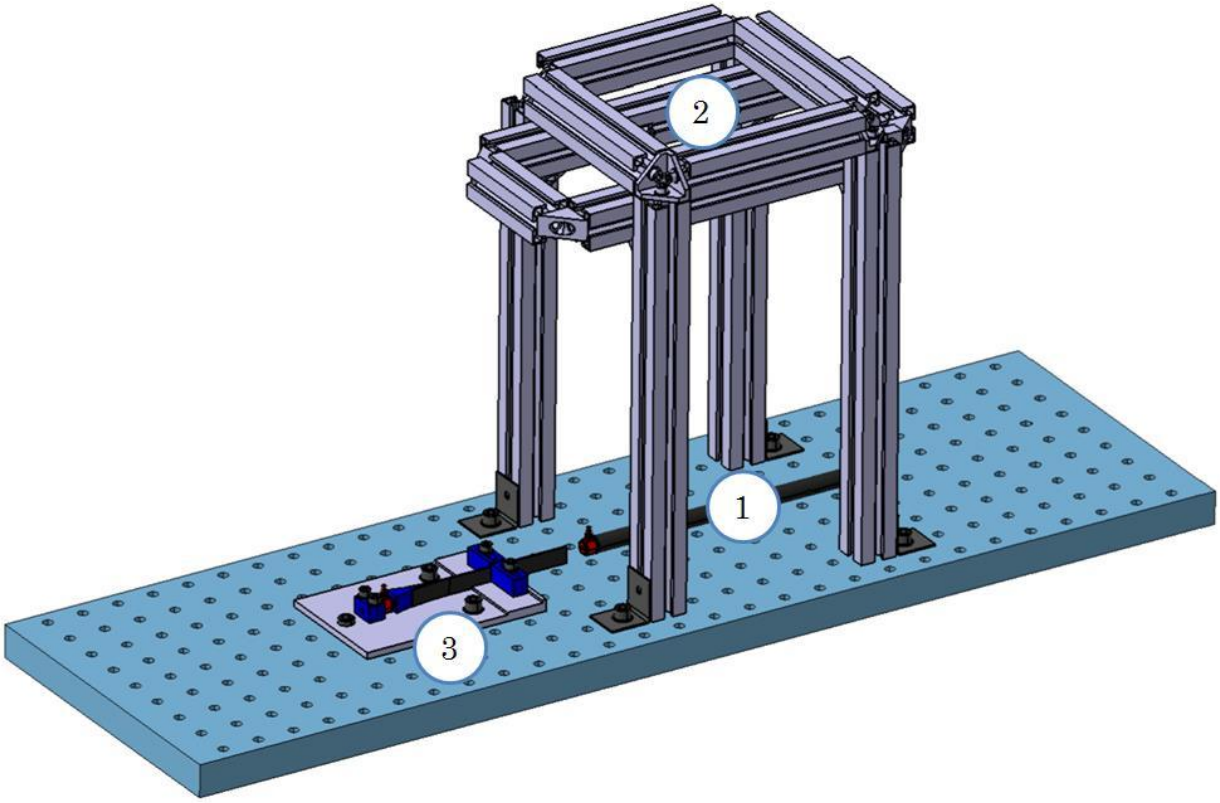


Figure 3.43 Montage de délaminage dynamique (ensemble)

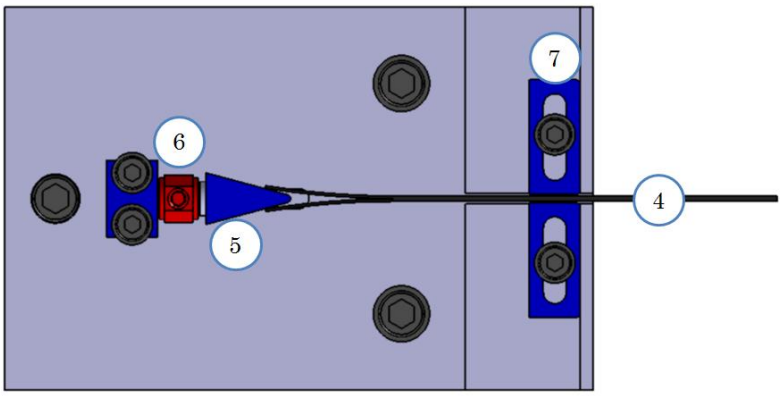


Figure 3.44 Montage de délaminage dynamique (éprouvette et coin)

Avant le début des essais de caractérisation, des tests ont été réalisés pour valider la conception du montage : forme du coin (triangle ou cercle), énergie d'impact (hauteur de lâché du bélier), lubrification du montage pour limiter le frottement lors du déplacement de l'éprouvette dans le montage.

Les tests préliminaires ont montré que le coin en forme de cercle permettait de limiter la zone de contact entre l'éprouvette et le coin à deux points (voir figure 3.45), ce qui facilite la compréhension du phénomène de délaminage. En effet, avec un coin de forme triangle (voir figure 3.46) la surface de contact entre l'éprouvette et le coin est inconnue. De plus, il y a un

impact plus important des efforts de frottement. L'inconvénient majeur du coin en forme ronde est l'écartement plus important de l'interface qui entraine un porte-à-faux des demi-stratifiés autour de l'interface délaminée. Ce porte-à-faux laisse les demi-stratifiés libres et des vibrations des ceux-ci ont été observés. Le coin en triangle a donc été privilégié afin d'améliorer le guidage des éprouvettes au cours de la propagation du délaminage.

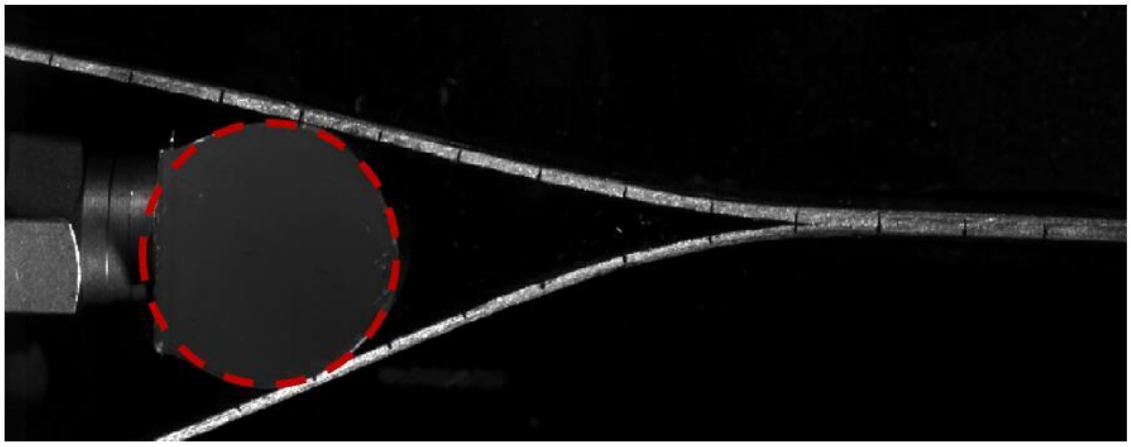


Figure 3.45 Délaminage dynamique avec un coin de forme ronde (tirets rouges)

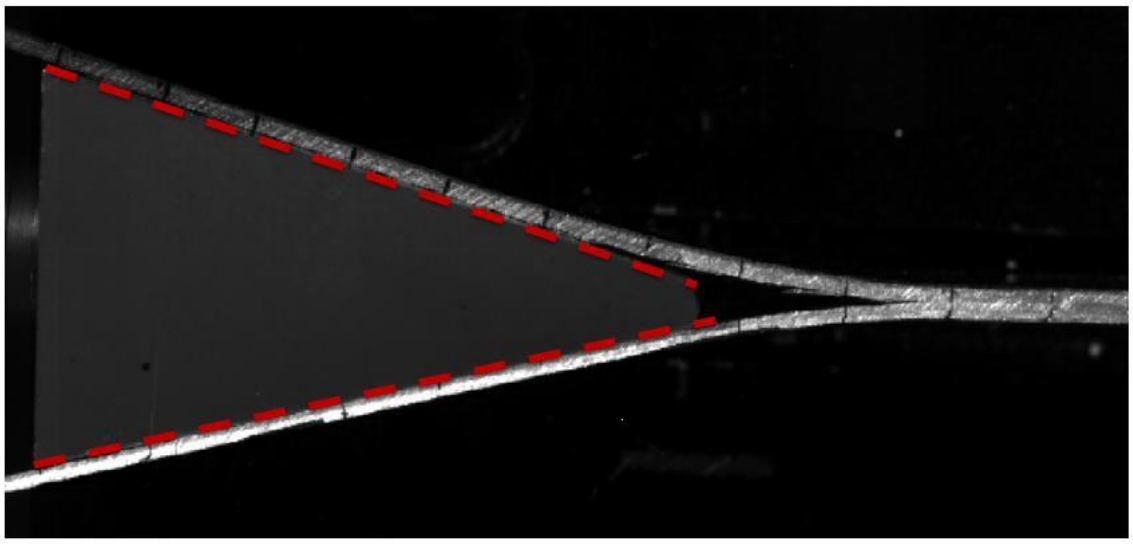


Figure 3.46 Délaminage dynamique avec un coin de forme triangle (tirets rouges)

Pour définir l'énergie nécessaire pour propager le délaminage dans les stratifiés de l'étude, les valeurs de G_{1c} calculées lors des essais DCB ont été utilisées. Pour propager le délaminage d'un éprouvette en Carall 5-2 tissé sur 25 mm, il faut environ 1.5 J. La hauteur du bélier de lâcher du bélier a été fixée à 193 mm ce qui permet de générer une énergie d'impact d'environ 1.51 J avec le bélier de 800 gr. Lors des essais préliminaires, cette énergie a été validée par le fait que le bélier n'est jamais entré en contact avec le montage quel que soit le stratifié. Ce qui veut dire

que toute l'énergie cinétique du bélier a été dissipée par le mouvement et le délaminage des éprouvettes.

La lubrification du coin et du montage pour diminuer le frottement n'a pas montré une baisse significative des valeurs d'efforts. Par contre, le fait de lubrifier posait des problèmes de mise en place de l'éprouvette sur le coin, car elles avaient tendance à glisser hors du coin. La lubrification n'a donc pas été retenue pour les essais.

Enfin, la distance entre le coin et les guides de l'éprouvette a fait l'objet d'une simulation numérique de flambage (voir figure 3.47). Le but était de maintenir l'éprouvette pour éviter le flambage de celle-ci sans que les guides « gênent » le délaminage. Les simulations ont montré que le flambage de l'éprouvette pourrait se produire à partir d'une force de compression de 406 N lorsque la distance entre le coin et les guides est de 70 mm (voir figure 3.48). Cette force est au-dessus des valeurs de délaminage des essais de DCB (environ 40 N), le flambage des éprouvettes ne posera donc pas problème lors des essais de délaminage dynamique grâce à ces maintiens.

Figure 3.47 Modèle EF de flambage de l'éprouvette de délaminage dynamique

Figure 3.48 Forme du premier mode de flambage de l'éprouvette de délaminage dynamique

Le traitement des essais de délaminage dynamique se fait en différentes étapes. Tout d'abord, il faut analyser les vidéos prises lors de l'essai qui permettent de connaître la longueur délaminée au cours de chaque essai et l'instant de début et de fin de délaminage. Avec la longueur et le temps de délaminage, il est possible de définir une vitesse de délaminage lors de chaque essai. La connaissance des instants de début et de fin de délaminage permet d'analyser les signaux d'efforts pour en déduire une force moyenne de délaminage. Le graphique suivant montre un exemple du traitement des signaux pour le Carall 5-2 tissé.

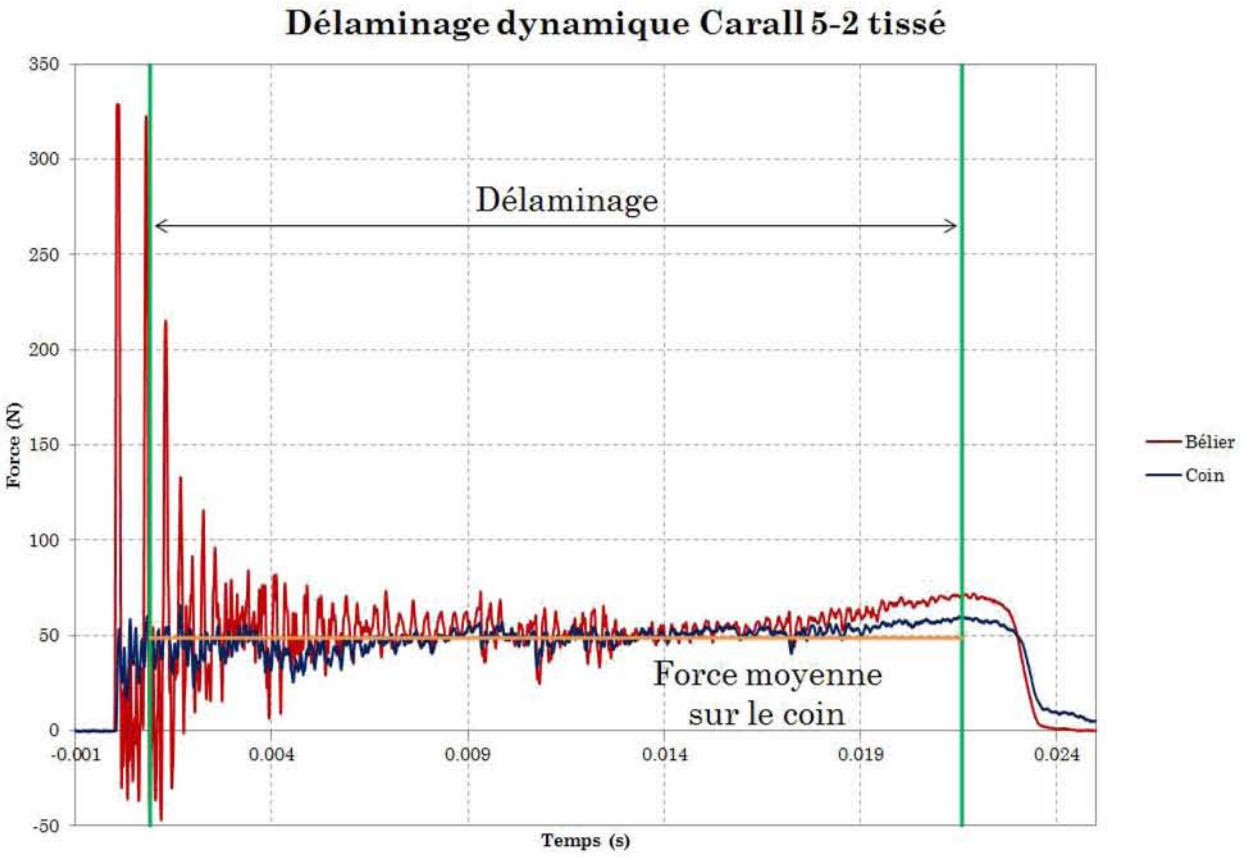


Figure 3.49 Exemple de signaux obtenus lors d'un essai de délaminage dynamique sur une éprouvette en Carall 5-2 tissé

Lors des essais de délaminage dynamique, les signaux des cellules de charges placés sur le bélier ainsi que sur le coin permettent de connaître l'évolution des efforts au cours du temps. L'utilisation de la caméra rapide permet de visualiser les interactions entre le bélier et l'éprouvette ainsi qu'entre le coin et l'éprouvette. Le signal de la cellule de charge placée sur le bélier servait à trigger l'enregistrement des signaux ainsi que la caméra. En utilisant un logiciel de synchronisation (DIADEM fourni par National Instruments), il est possible de visualiser l'évolution des efforts d'interaction avec les images (voir figure 3.50). Grâce à cette synchronisation, il est possible de mesurer une chute de charge pour chaque délaminage successif. Les graduations sur l'éprouvette permettent également de calculer une valeur de ténacité pour chaque délaminage. La synchronisation ne pouvant être automatisée, il n'a pas été possible de réaliser ces comparaisons pour tous les essais.

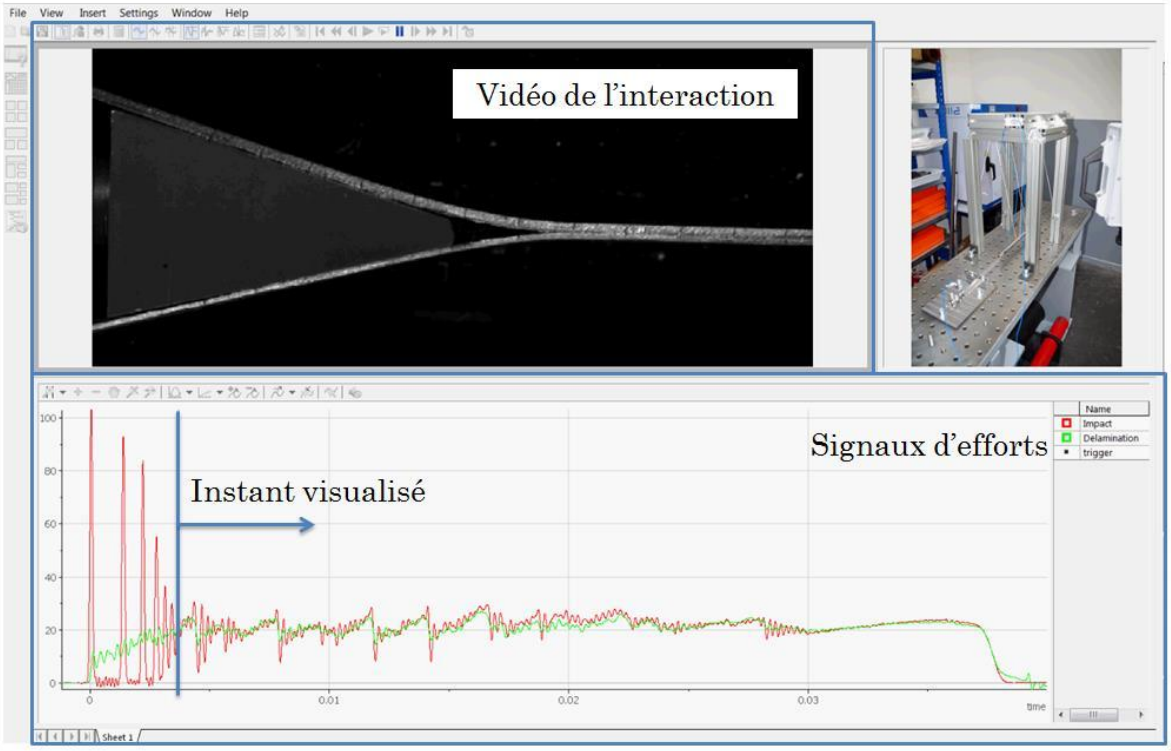


Figure 3.50 Synchronisation des signaux d'efforts et de la vidéo

Les signaux d'impact du bélier sur l'éprouvette présentent de nombreux pics. L'interaction entre le bélier et l'éprouvette a donc été filmée (voir figure 3**Erreur ! Source du renvoi ntrouvable.**) lors d'un impact afin de voir si les pics étaient dus à des impacts répétés du bélier sur l'éprouvette ou à des phénomènes de « blocage » de l'éprouvette lors de son déplacement. La vidéo a clairement montré que les pics au début de l'essai étaient dus à des impacts successifs du bélier sur l'éprouvette jusqu'à ce que l'éprouvette et le bélier atteignent une vitesse stationnaire à laquelle le délaminage se propage entre les demi-stratifiés jusqu'à ce que toute l'énergie cinétique du bélier soit dissipée.

Figure 3.51 Visualisation de l'interaction entre le bélier et l'éprouvette

3.3.3.7 Essais de caractérisation thermique

Les essais de caractérisation thermique (conductivités thermique et chaleur spécifique) ont été sous-traités au LTN (Laboratoire Thermocinétique de Nantes). Ce laboratoire est spécialisé dans les caractérisations thermiques et est notamment équipé pour mesurer des conductivités thermiques anisotropes telles que les conductivités des composites stratifiés. Les mesures permettront d'avoir des valeurs de conductivité thermique dans l'épaisseur des stratifiés à 25°C et 120°C par la méthode de plaque chaude gardée. Les éprouvettes sont des carrés de 15 mm de côté découpés dans une plaque de stratifiée (voir figure 3.52).

Figure 3.52 Eprouvettes de mesures de conductivité thermique plaque chaude gardée (de gauche à droite : Carall 5-2 tissé, Carall 5-2 UD, Glare et Carbone + BM)

La conductivité thermique dans le plan sera quant à elle mesurée par la méthode BT25 (basse température). Les éprouvettes sont des cylindres de 25 mm de diamètre formés à partir de rectangles découpés dans une plaque de stratifiée (voir figure 3.53).

Figure 3.53 Eprouvettes de mesures de conductivité thermique BT25 (de gauche à droite : Carall 5-2 tissé, Carall 5-2 UD, Glare et Carbone + BM)

3.4 Conclusion

Les plaques en composite stratifiés ont été fabriquées en utilisant les assemblages choisis grâce aux modélisations analytiques. La découpe des éprouvettes a été réalisée par usinage pour

éviter tout problème de délaminage et pour obtenir des éprouvettes identiques pour tous les matériaux. La liste des essais à réaliser a été définie de façon à déterminer les propriétés des stratifiés intéressantes pour les applications de structures des boitiers électroniques en environnement. La simulation numérique du comportement des stratifiés sera validée en comparant les données obtenues grâce aux résultats expérimentaux avec les résultats des modélisations. Les données d'entrée des modèles (modules élastique, comportement des interfaces, ...) pourront être validées grâce aux essais. Mais les modélisations pourront également aider au dépouillement et à la compréhension du comportement des stratifiés lors des essais expérimentaux. Le but de tous ces essais est de déterminer l'ensemble des propriétés basiques (modules de Young, contraintes maximales à rupture en traction et en cisaillement, module de cisaillement, facteur de perte et propriétés thermiques) de composites FML (Fiber Metal Laminate) afin de comparer ces propriétés à celles de l'aluminium et de choisir quelles sont les applications des FML dans les boitiers électroniques. Mis à part les essais de DMA et de délaminage dynamique qui sont des essais faisant intervenir les propriétés dynamiques des composites, tous les essais seront simulés et comparés avec les essais expérimentaux dans le prochain chapitre.

3.5 Références

ASTM. D7078 - Shear Properties of Composite Materials by V-Notched Rail Shear Method (2005).

Krawczak, P. (2003). Essais des plastiques renforcés. *Techniques de L'ingénieur*.

Kusaka, T., Hojo, M., Mai, Y., Kurokawa, T., Nojima, T., & Ochiaib, S. (1998). Rate dependence of mode I fracture behaviour in CARBON-FIBRE / EPOXY COMPOSITE LAMINATES IN. *Composites Science and Technology*, *58*, 591–602.

Lafarie-Frenot, M. C., Rouquié, S., Ho, N. Q., & Bellenger, V. (2006). Comparison of damage development in C / epoxy laminates during isothermal ageing or thermal cycling. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, *37*(4), 662–671. doi:10.1016 / j.compositesa.2005.05.002

Schneider, K. Aerospace series Carbon fibre reinforced plastics Test method Determination of interlaminar fracture toughness energy Mode I - G1c (1995).

Sohn, M.-S., & Hu, X.-Z. (1995). Comparative study of dynamic and static delamination behaviour of carbon fibre / epoxy composite laminates. *Composites*, *26*(12), 849–858. doi:10.1016 / 0010-4361(95)90878-4

Tsai, J. L., Guo, C., & Sun, C. T. (2001). Dynamic delamination fracture toughness in unidirectional polymeric composites. *Composites Science and Technology*, *61*, 87–94.

VERDU, J. (2000). Action de l ' eau sur les plastiques. *Techniques de L'ingénieur*.

Wosu, S. N., Hui, D., & Dutta, P. K. (2005). Dynamic mixed-mode I / II delamination fracture and energy release rate of unidirectional graphite / epoxy composites. *Engineering Fracture Mechanics*, *72*(10), 1531–1558. doi:10.1016 / j.engfracmech.2004.08.008

CHAPITRE 4

PROPRIETES STATIQUES, DYNAMIQUES ET DIFFEREES DES STRATIFIES COMPOSITES

Table des matières

4.1 Introduction 135
4.2 Carall 5-2 tissé 137
4.2.1 Propriétés statiques 138
4.2.2 Propriétés dynamiques 143
4.2.3 Résumé des propriétés du Carall 5-2 tissé 148
4.3 Carall 5-2 UD 150
4.3.1 Propriétés statiques 151
4.3.2 Propriétés dynamiques 154
4.3.3 Résumé des propriétés du Carall 5-2 UD 159
4.4 Glare 5-2 160
4.4.1 Propriétés statiques 162
4.4.2 Propriétés dynamiques 166
4.4.3 Résumé des propriétés du Glare 5-2 171
4.5 Carbone + Bronze mesh 172
4.5.1 Propriétés statiques 173
4.5.2 Propriétés dynamiques 176
4.5.3 Résumé des propriétés du Carbone + bronze mesh 180
4.6 Comparaison des matériaux 181
4.7 Conclusion 188

4.1 Introduction

Après avoir réalisé les essais expérimentaux, les propriétés des stratifiés ont été calculées. Le but est donc de comparer les différentes performances des quatre stratifiés étudiés afin de définir quelles sont les applications envisageables pour chacun de ces nouveaux matériaux. Dans ce chapitre, les propriétés de chaque matériau seront présentées indépendamment dans

un premier temps. Tout d'abord, la stratification sera représentée pour chaque matériau, ce qui permet de comprendre de comportement en fonction des plis. Ensuite, les résultats des essais statiques (essais de traction, de cisaillement et de DCB) seront présentés. L'exploitation de ces essais permet de connaître les propriétés statiques : module de Young, contrainte à rupture, module de cisaillement et ténacité de l'interface. Pour les essais de cisaillement, les essais ont été réalisés sur des éprouvettes longitudinales et transversales. Or, en théorie, les modules de ces éprouvettes sont censés être équivalent, la différence entre les éprouvettes est donc pas aussi importante que pour les autres essais. Ensuite, lors des essais de délaminage quasi-statique en mode I (DCB), les éprouvettes en stratifiés métaux composites ont présenté un comportement différent des stratifiés en composite à matrice organiques « classiques ». En effet, l'aluminium présent en peau des FML a montré un comportement élasto-plastique. Lors des essais de délaminage en mode I, la sollicitation en flexion des peaux a engendré des déformations plastiques permanentes dans les stratifiés. Cette déformation plastique vient donc s'ajouter aux déformations élastiques des peaux et à la propagation du délaminage. Les signaux d'efforts utilisés pour calculer la ténacité des interfaces ne représentent pas uniquement le comportement des interfaces testées mais une combinaison des comportements des peaux et des interfaces. Les calculs de ténacité réalisés sur les éprouvettes en FML surestiment les valeurs réelles de ténacité des interfaces, les valeurs présentées dans les tableaux récapitulatifs sont donc faussées. Puis, les résultats des essais avec sollicitations dynamiques (marteau d'impact, DMA et délaminage dynamique) donneront les propriétés dynamiques : module de Young dynamique, température de transition vitreuse et ténacité de l'interface en dynamique. L'essai de DMA permet d'obtenir des propriétés d'un matériau à différentes fréquences en fonction de la température. La fréquence de calibration de l'appareil étant de 5 Hz, la présentation des résultats d'essai se fera pour la fréquence de 5 Hz. Néanmoins les résultats des fréquences de 2 Hz, 25 Hz et 50 Hz ont été utilisés pour définir des valeurs moyennes pour la transition vitreuse. Lors de certains essais de DMA, un pic est apparu sur les courbes des modules primaire et secondaire une fois la température de transition vitreuse dépassée. Ce pic a été observé sur certaines éprouvettes en Carall tissé et UD. Une fois l'essai achevé, l'étude de ces éprouvettes a permis d'observer des délaminages entre l'aluminium et les composites à matrice organique des stratifiés à l'extrémité des éprouvettes. Ces délaminages s'expliquent par la combinaison des efforts de flexion et de la température dans l'enceinte supérieure à la température de transition vitreuse de la matrice. Les courbes présentant un délaminage et donc un pic sur les modules et l'amortissement n'ont pas été exploitées après cette variation non conventionnelle. En effet, le délaminage entraîne

une modification importante des propriétés qui ne doit pas être pris en compte dans le dimensionnement des structures en composites stratifiés. Les essais de délaminage dynamique se sont déroulés en deux temps. Tout d'abord, un premier impact du bélier sur l'éprouvette a permis de mesurer un effort de délaminage mais a surtout permis de « plaquer » l'éprouvette contre le coin. Lors d'un second impact, l'éprouvette sera immédiatement mise en contrainte pour le délaminage. Ce sont donc les signaux du second essai qui sont représentés sur les graphiques, ce qui permet de visualiser l'évolution des efforts pendant la propagation du délaminage. Un tableau présente ensuite des moyennes calculées à partir des différents essais de premier et de second impact appelé respectivement 1er essai et 2ème essai. Toutes les propriétés mesurées lors des essais expérimentaux seront résumées dans un tableau récapitulatif pour chaque matériau. Puis des comparaisons entre les différentes configurations seront réalisées.

4.2 Carall 5-2 tissé

Le CARALL tissé est constitué de tissus préimprégnés de carbone et de tôles d'aluminium. L'isolation électrique entre l'aluminium et le carbone du fait du couple galvanique est réalisée avec deux plis de tissus préimprégnés de verre de faible épaisseur. Le plan de symétrie se trouve entre ces deux plis. Le tableau suivant rappelle les plis qui composent ce stratifié.

Carall 5-2 tissé				
Matériaux	Nombre plis	Orientation	Epaisseur (mm)	Epaisseur cumulée (mm)
alu	1	/	0.2	0.2
verre	2	0°	0.09	0.29
		45°	0.09	0.38
carbone	6	90°	0.23	0.61
		0°	0.23	0.84
		90°	0.23	1.07
		90°	0.23	1.3
		0°	0.23	1.53
		90°	0.23	1.76
verre	2	45°	0.09	1.85
		0°	0.09	1.94

alu	1	/	0.2	2.14
Epaisseur totale			2.14	

4.2.1 Propriétés statiques

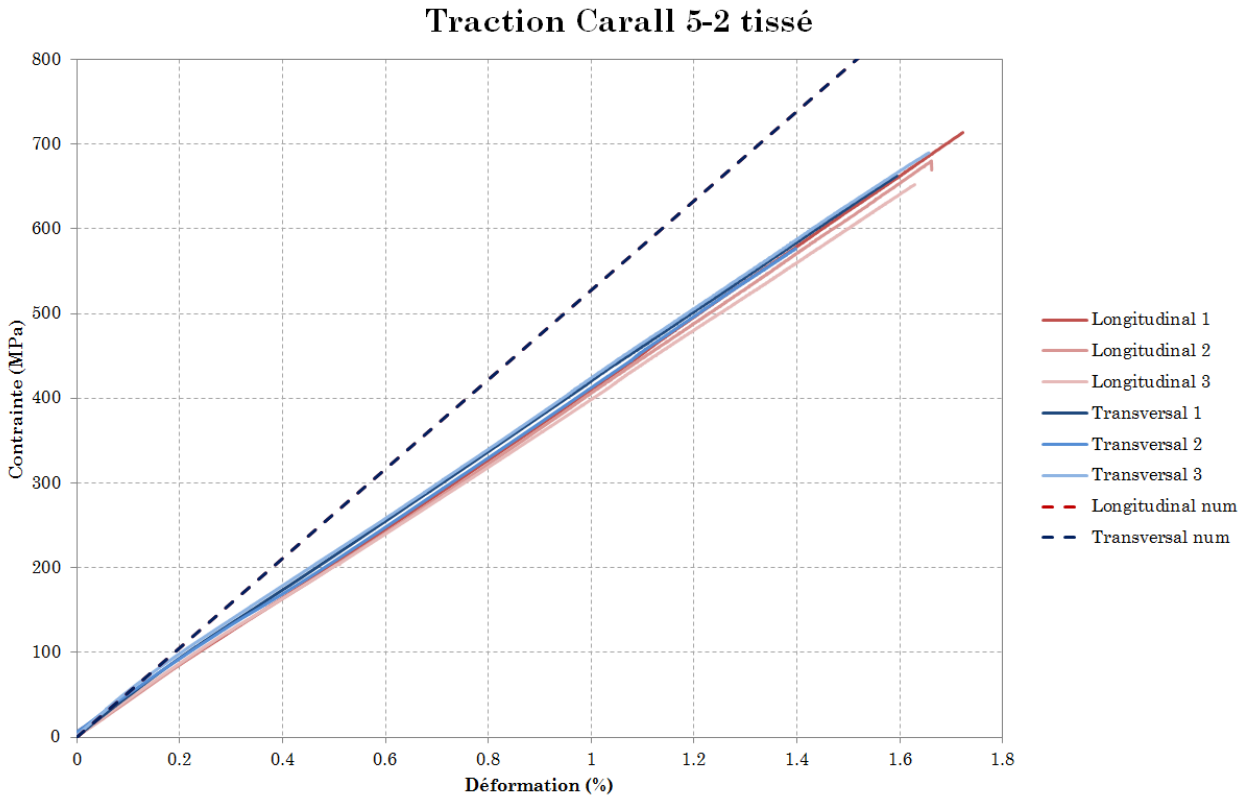


Figure 4.1 Essais de traction du Carall 5-2 tissé

Les courbes des essais de traction montrent clairement l'avantage des plis en tissus : les comportements du stratifié en traction dans les directions longitudinale et transversale sont équivalents. Les modules de Young ainsi que les contraintes à rupture sont très proches pour toutes les éprouvettes. La simulation numérique de traction élastique sur VER (voir chapitre 3) globalement surestime le module de Young de ce stratifié. Cependant, les courbes des essais de traction montrent deux parties distinctes. La première partie lorsque l'aluminium en peau n'a pas atteint sa limite élastique et la deuxième partie lorsque l'aluminium c'écoule plastiquement. La limite élastique de l'aluminium utilisé est de 20 MPa, ce qui est très faible comparée aux contraintes subies par les éprouvettes lors des essais de traction. Or, la simulation numérique montre une bonne concordance sur le début de l'essai mais diverge ensuite. Cet écart s'explique par le fait que l'aluminium a atteint sa limite élastique et par

conséquent la contrainte en peau n'évolue plus ce qui modifie le comportement global du stratifié. Les simulations donnent des résultats identiques pour les directions longitudinale et transversale car le module de Young est identique pour les sens de chaîne et de trame pour le tissu de carbone.

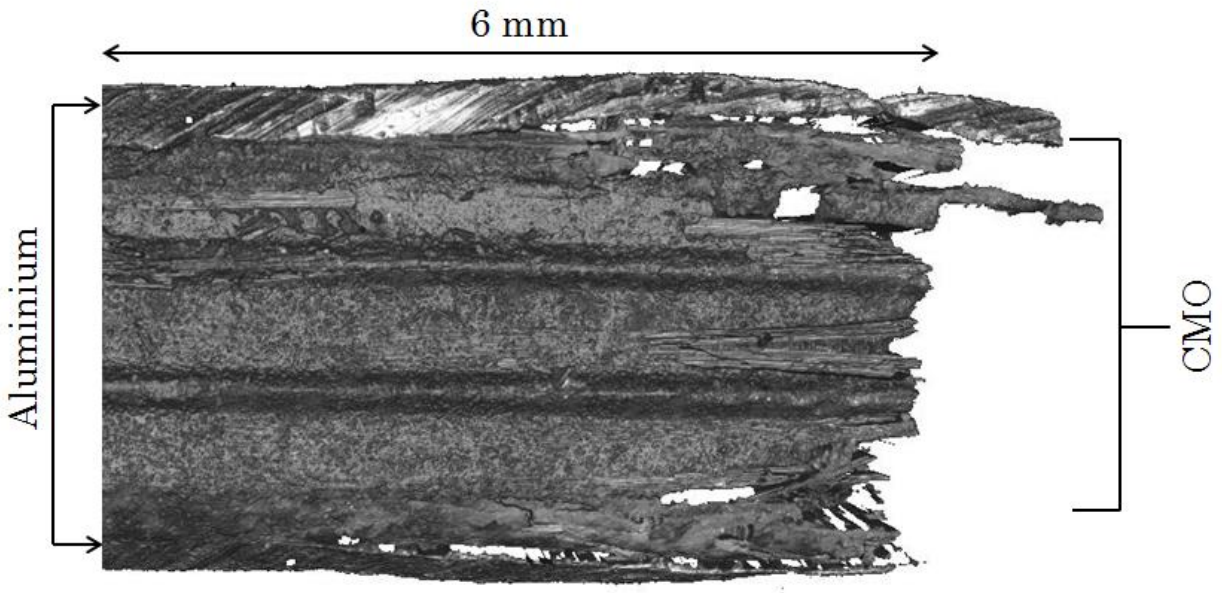


Figure 4.2 Eprouvette de traction post mortem de Carall 5-2 tissé

La fracture en traction des éprouvettes se réalise de façon homogène (dans tous les plis en même temps). Les plis de carbone et de verre cassent au même instant que l'aluminium. Ce qui valide l'accroche entre l'aluminium et les plis en CMO, seuls quelques délaminages entre l'aluminium et les plis en fibre de verre peuvent être observés sur les éprouvettes post-mortem (voir zones blanches sur la figure 4.2). Ce comportement en fissure est intéressant car il se rapproche du comportement d'un métal. La prédiction de la limite à rupture d'une pièce en Carall 5-2 tissé est donc facilitée car il n'y a qu'une seule limite à rupture à prédire et non limite par matériaux qui constituent le stratifié. De plus, du fait du faible coefficient de Poisson des tissus de carbone (0.045), aucune diminution de section (striction) n'est apparue sur les éprouvettes avant la rupture de celles-ci.

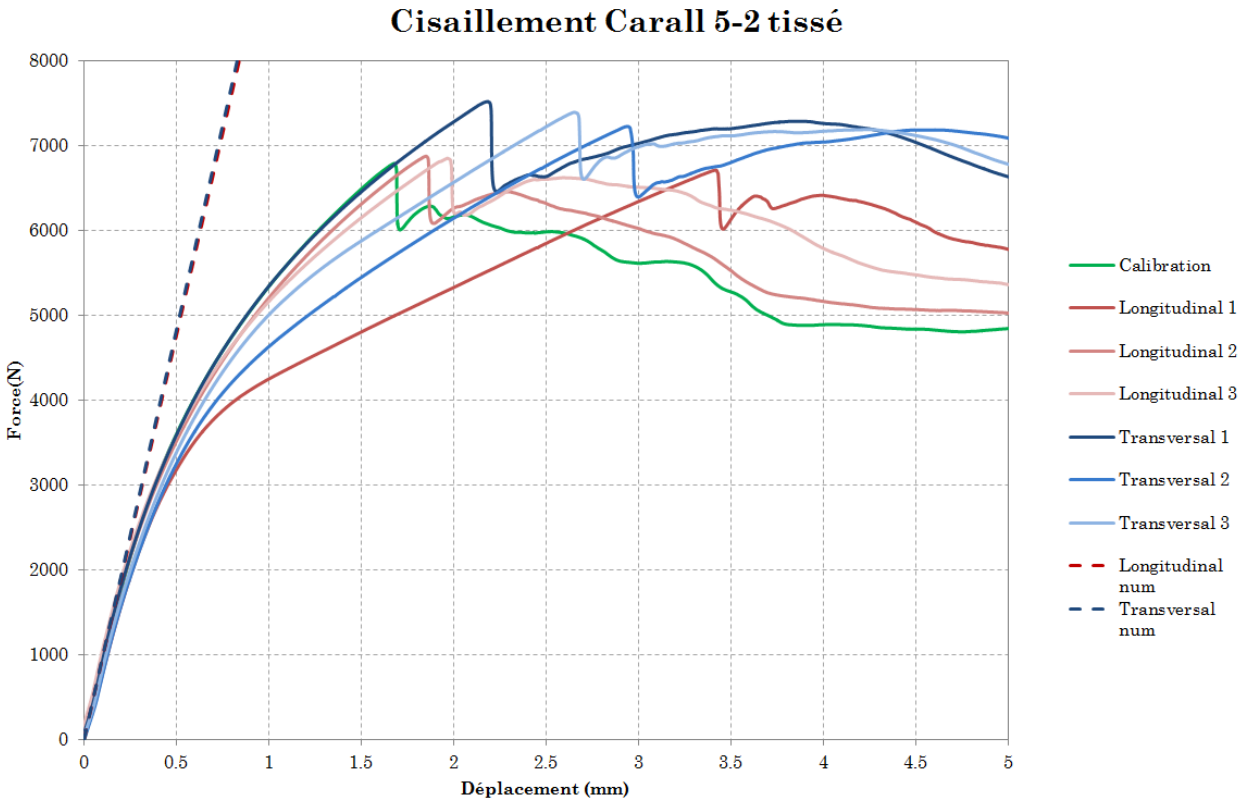


Figure 4.3 Essais de cisaillement du Carall 5-2 tissé

Les essais de cisaillement V-notch permettent de déterminer le module de cisaillement des stratifiés ainsi que leur contrainte maximale admissible en cisaillement. L'essai dépend essentiellement de « l'accroche » des mors sur les éprouvettes. Sur le graphique, la courbe correspondant à l'éprouvette « Longitudinal 1 » montre un glissement relatif entre les mors. Ce glissement est visible grâce à un changement brutal de la pente de la courbe. Toutefois, la première partie de l'essai, permettant de calculer le module de cisaillement, n'a pas été affectée par ce glissement. De plus, la force à la rupture (et donc la contrainte) est équivalente aux autres éprouvettes. Il est donc possible de conclure que même en cas de glissement, chaque essai permet de récupérer des données exploitables, sauf si le glissement apparaît dès le début de l'essai.

Les courbes d'essai présentent une partie initiale linéaire à partir de laquelle le module de cisaillement est calculé. La deuxième partie des courbes présente une diminution progressive de pente qui s'apparente à une réponse élasto-plastique de l'éprouvette. La matrice des stratifiés est en époxy et ce matériau présente un comportement élasto-plastique qui pourrait influer sur le comportement des stratifiés en cisaillement. Or les essais de traction ont montré que les éprouvettes en Carall 5-2 tissé ne présentaient pas de zone plastique. Cette modification de pente s'explique par le fait que la matière subit de grandes rotations dans la

zone cisaillée pendant l'essai. Ces rotations ont pour effet de changer l'orientation des fibres dans les différents plis du stratifié. Cette réorientation influe sur le module est donc sur la pente de la courbe d'essai. De plus, l'éprouvette entière a tendance à tourner lors de l'essai ce qui a pour effet encore une fois de modifier l'alignement des fibres dans la zone cisaillée. Ces phénomènes de rotation et d'alignement des plis ne sont pas pris en compte dans la simulation numérique ce qui explique l'allure des courbes force/déplacement en numérique.

L'essai de cisaillement est exploitable jusqu'à la rupture d'un des plis indiquée par la baisse brutale de la force. Au-delà, de cette rupture, des délaminages apparaissent dans l'éprouvette et son comportement s'en trouve modifié. De plus, la contrainte de cisaillement se transforme peu à peu en traction lorsque l'éprouvette tourne dans les mors du fait de l'affaiblissement dû à la rupture d'un ou plusieurs plis. Le comportement post-rupture de l'éprouvette est imposé par les peaux en aluminium qui gardent une certaine raideur même lorsque les plis en CMO ont atteint leur limite (voir figure 4.4). Ce comportement est intéressant car même an cas de sollicitations en cisaillement trop importantes pour le stratifié, l'aluminium permet de garder une certaine cohésion et donc d'empêcher la destruction totale d'une structure en stratifié métaux/composites.

Figure 4.4 Eprouvette de cisaillement post-mortem en Carall 5-2 tissé

Les éprouvettes longitudinales et transversales présentent un écart dans leur comportement. Si la partie « élastique » est similaire, la contrainte à rupture est supérieure pour les éprouvettes transversales. Cet écart peut s'expliquer par le fait qu'il y a plus de plis à 90° qu'à 0° dans le Carall 5-2 tissé de l'étude.

Lors des essais, les éprouvettes de Carall 5-2 tissé présentent des délaminages au niveau des tôles d'aluminium placées en peau des éprouvettes. Les interfaces sont essentiellement constituées de matrice et la limite à rupture en cisaillement d'un polymère et plus que la limite

à rupture en traction. Il est donc important de connaître les sollicitations appliquées aux structures en composite stratifié pour s'assurer de la bonne tenue des interfaces.

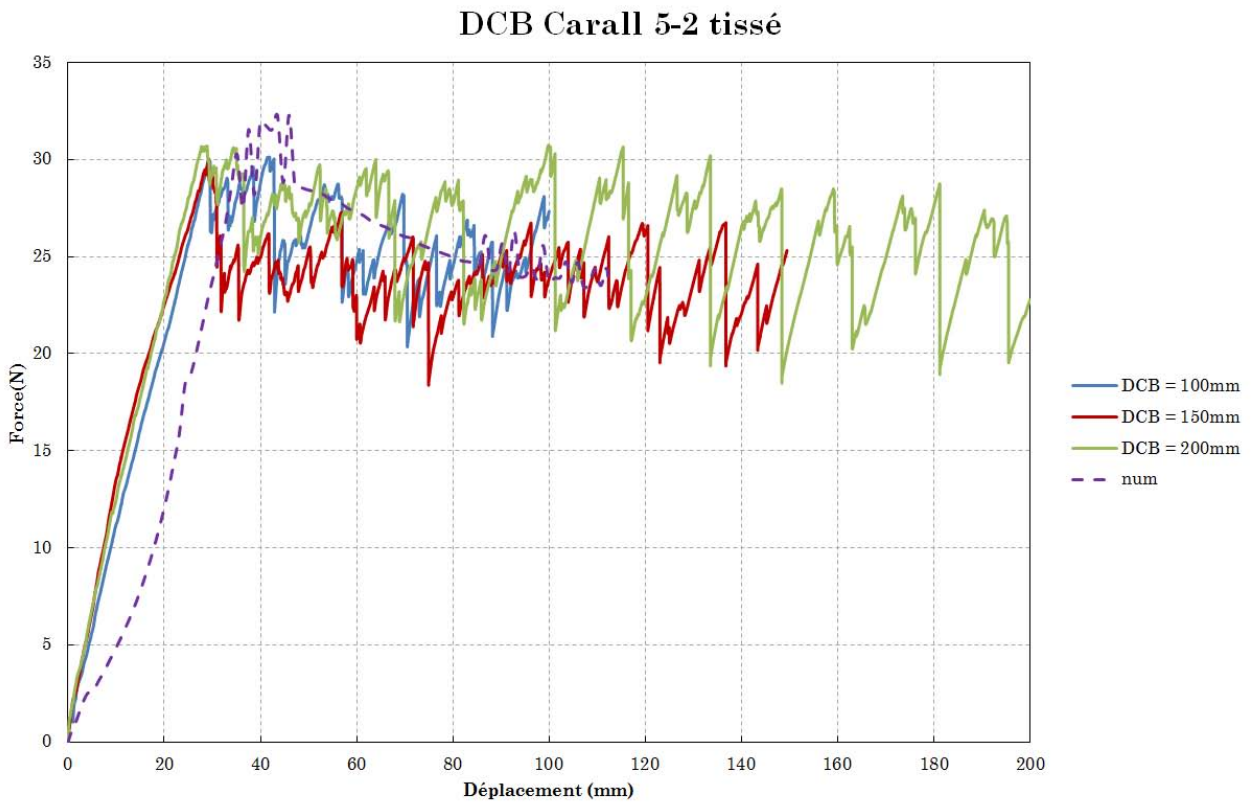


Figure 4.5 Essais de DCB du Carall 5-2 tissé

L'essai de DCB permet de mesurer la ténacité de l'interface entre deux plis d'un stratifié composite. Pour le Carall 5-2 tissé, c'est l'interface entre deux plis à 90° sur le plan de symétrie du stratifié qui a été testée. Les courbes obtenues lors des essais présentent un comportement typique pour un stratifié composite. La première partie de l'essai indique la raideur de l'interface et des demi-stratifiés, puis à partir du déplacement critique d'ouverture (ou Critcial Opening Displacement COD) la fissure se propage entre les plis. La propagation lors de l'essai n'est pas continue. Une succession de délaminage rapide explique les « dents de scie » visibles sur les courbes. Lorsque l'énergie élastique emmagasinée dans les plis est supérieure à l'énergie de délaminage, la fissure se propage de façon dynamique entre ces plis. Les courbes présentent une certaine « asymptote » lors de la propagation du délaminage. En effet, pour ce matériau, la force nécessaire à la propagation du délaminage semble se stabiliser aux alentours de 25N. D'ordinaire, lors des essais de DCB sur des stratifiés composites, la force chute lors de la propagation. Ceci s'explique par le fait que la raideur en flexion des demi-stratifiés diminue au fur et à mesure du délaminage car leur longueur augmente. Ce phénomène de stabilisation

peut s'expliquer par la présence de l'aluminium en peau du stratifié. Lors des essais, la limite élastique de l'aluminium est dépassée, les peaux du stratifié sont donc plastifiées. Ce passage dans le domaine plastique a pour effet de stabiliser l'effort nécessaire au délaminage. En effet, une fois la limite plastique atteinte, la contrainte (et donc la force) n'évolue plus dans l'aluminium.

La simulation numérique du délaminage n'offre pas une parfaite concordance. La raideur des demi-stratifiés est sous-estimée avant le début du délaminage. Cette raideur plus faible que la raideur réelle est certainement due à l'aluminium qui se trouve en peau. Dans ce stratifié, l'aluminium représente une fraction d'environ 20%. Le comportement élasto-plastique de l'aluminium peut donc modifier la raideur globale du stratifié une fois la limite élastique atteinte. Les conditions aux limites peuvent également expliquer la différence de raideur observée au démarrage de l'essai. Néanmoins, la simulation offre une bonne corrélation pour l'amorçage et la propagation du délaminage, ce qui est important pour le dimensionnement des structures.

4.2.2 Propriétés dynamiques

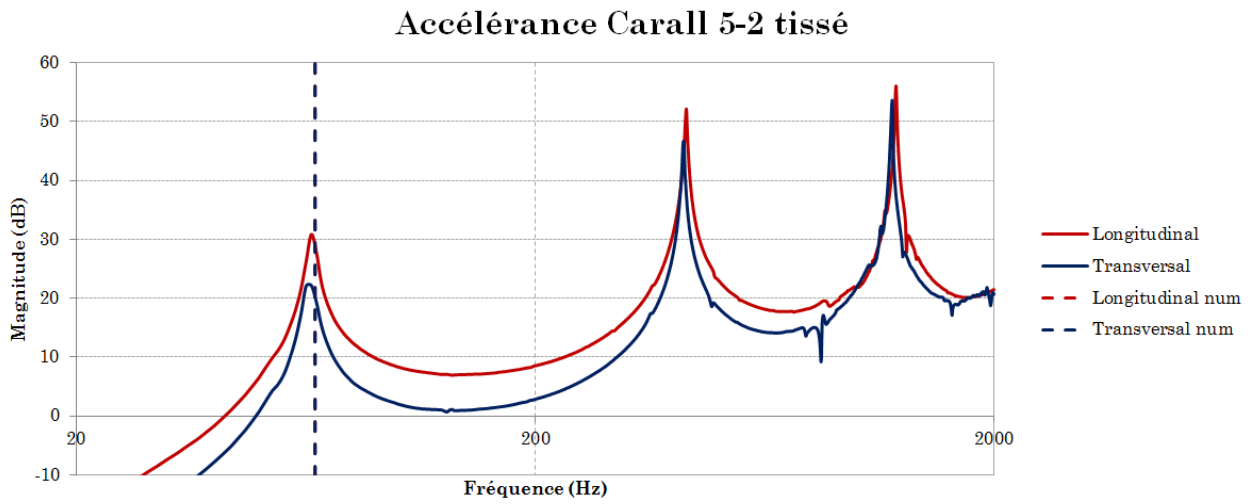


Figure 4.6 Essais de marteau d'impact du Carall 5-2 tissé

Les essais de marteau d'impact ont pour but de déterminer le module de Young des stratifiés en utilisant leur comportement vibratoire. Les courbes montrent clairement les trois premières fréquences propres des éprouvettes mais seule la première fréquence a été utilisée pour déterminer le module. Ce choix s'explique par le fait que la cohérence (la répétabilité de l'essai) est meilleure pour des basses fréquences. Les courbes montrent des oscillations à partir de 500 Hz du fait du manque d'énergie lors de l'impact pour solliciter des fréquences élevées. Il est

donc possible de moyenner les modules calculés par méthode inverse. L'amortissement mesuré au premier mode propre avec la méthode des -3 dB est de 5% pour les éprouvettes longitudinales et 6% pour les éprouvettes transversales. Les simulations numériques d'analyse modale permettent d'obtenir une bonne concordance avec les essais expérimentaux. Les simulations donnent des résultats identiques pour les directions longitudinale et transversale car le module de Young est identique pour la chaîne et la trame du tissu de carbone.

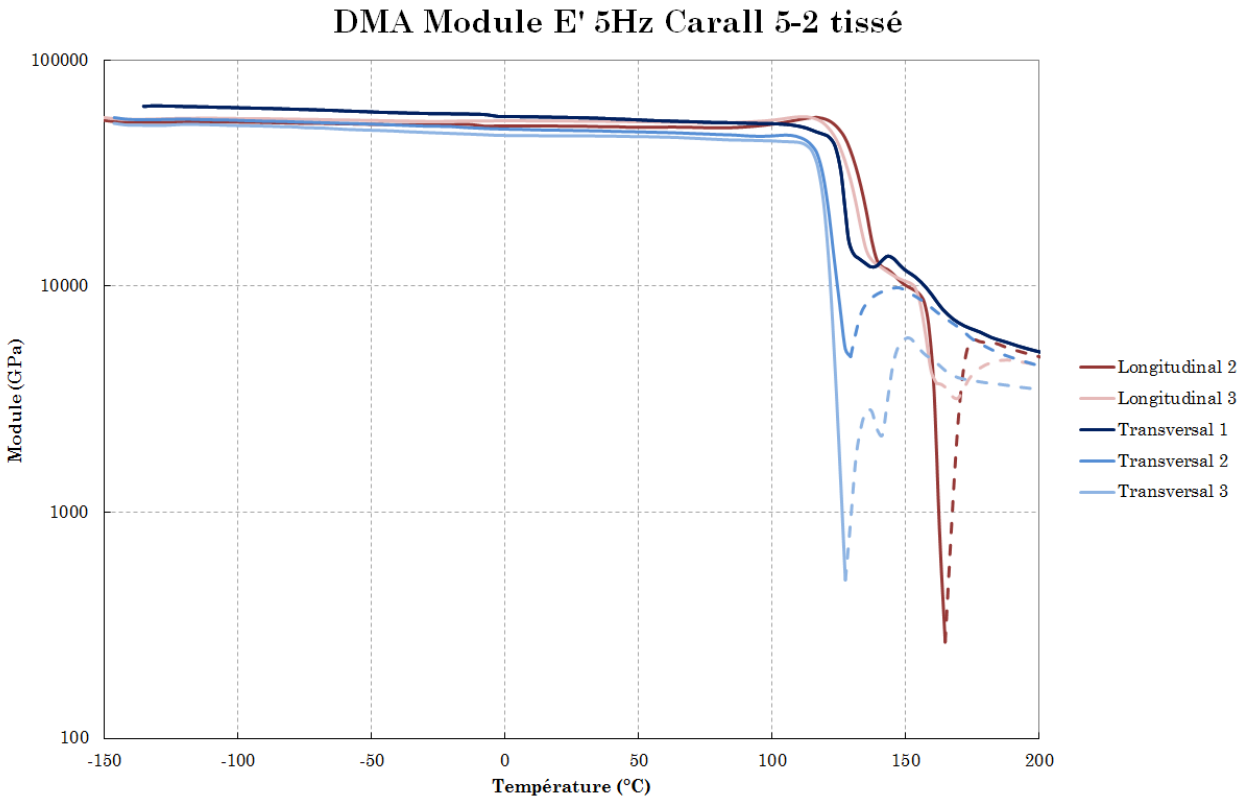


Figure 4.7 Module E' du Carall 5-2 tissé

Les courbes présentant l'évolution du module primaire E' permettent de s'assurer que le module du Carall 5-2 tissé n'évoluera quasiment pas sur la plage de température « utile » de -50°C à 100°C. En effet, avant la température de transition vitreuse du stratifié, son comportement (E', E", tan d) est très stable. Cette information est importante car elle permet d'affirmer qu'une structure en Carall 5-2 tissé se comportera de façon identique quelle que soit la température ce qui facilite le dimensionnement et la conception des pièces. Certaines éprouvettes (notamment « longitudinal 2 » et « transversal 3 ») présentent une chute brutale du module après la température de transition vitreuse. Les analyses post-mortem de ces éprouvettes montraient un délaminage de l'aluminium aux extrémités des échantillons. L'aluminium et les plis en CMO présentent des coefficients de dilatation thermique différents. L'élévation de température lors de l'essai génère alors des contraintes de cisaillement aux

différentes interfaces du composite. Si ces contraintes de cisaillement dépassent la contrainte maximale admissible de la matrice en cisaillement, un délaminage peut apparaître. De plus, une fois la température de transition vitreuse dépassée, la matrice se détériore de façon importante impliquant une chute de ses propriétés mécaniques effectives. Aussi, l'essai de DMA est réalisé avec un chargement en flexion trois points qui génèrent des contraintes de cisaillement dans les interfaces du stratifié. En résumé, les dilatations différentielles entre l'aluminium et la fibre de verre couplées au chargement en flexion de l'éprouvette et à la température supérieure à la température de transition vitreuse de la résine permettent d'expliquer ce phénomène de délaminage. Cependant, le délaminage n'apparaît qu'après la transition vitreuse, ce qui consent d'affirmer qu'une structure en Carall 5-2 tissé ne présentera pas de délaminage dans la plage d'utilisation normale des boitiers. Les éprouvettes présentant un délaminage n'ont pas été étudiées après le pic de délaminage une fois la température de transition vitreuse dépassée.

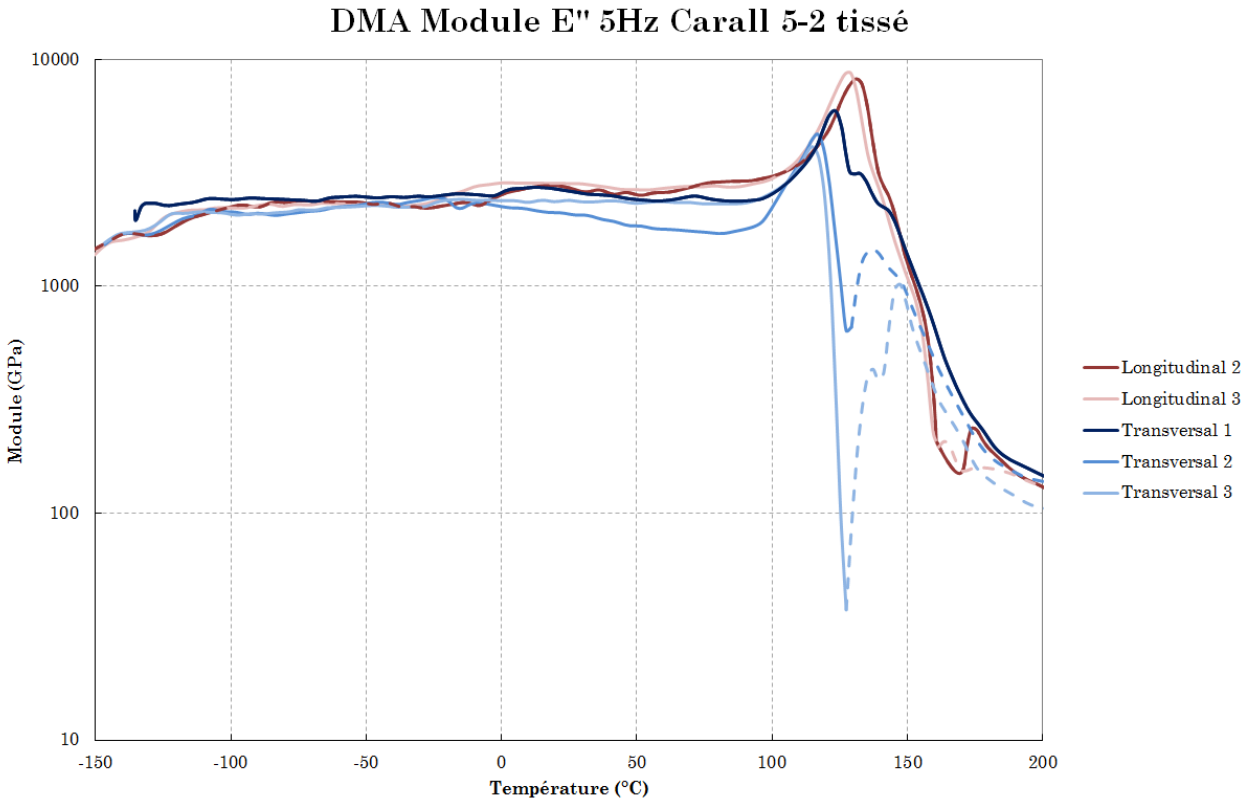


Figure 4.8 Module E" du Carall 5-2 tissé

Comme pour les courbes de module primaire, les éprouvettes présentant un délaminage n'ont pas été étudiées après le pic de délaminage une fois la température de transition vitreuse dépassée. C'est pourquoi les courbes ne sont plus en trait plein après le pic. Ceci est également valable pour les courbes d'amortissement.

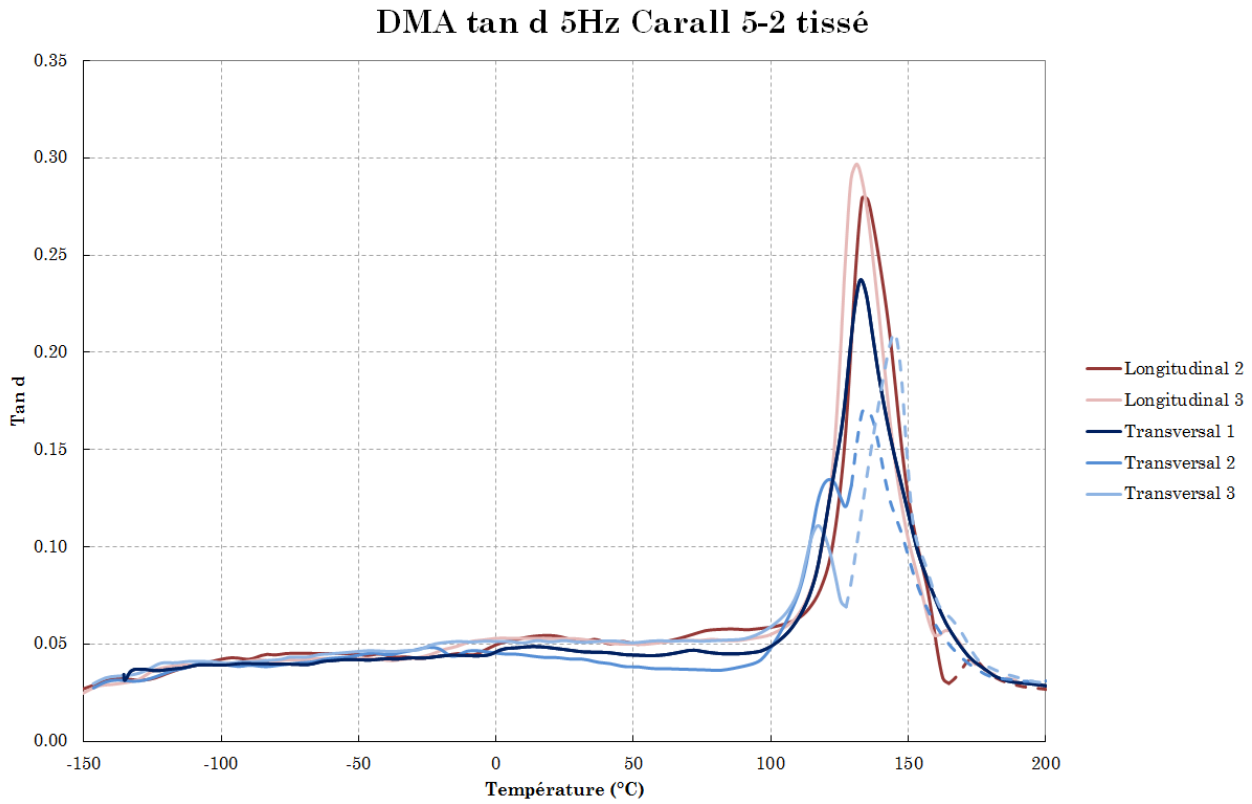


Figure 4.9 Facteur de perte du Carall 5-2 tissé

Le tan δ indique l'amortissement (ou facteur de perte) des éprouvettes en fonction de la température. Les valeurs d'amortissement sont d'environ 5% avant la température de transition vitreuse ce qui correspond à l'amortissement calculé lors des essais de marteau d'impact. Lorsque la température d'essai atteint la température de transition vitreuse, la matrice se dégrade rapidement et les dimensions de l'éprouvette changent brutalement. C'est ce qui explique le pic de tan δ qui est en fait une divergence du système de mesure.

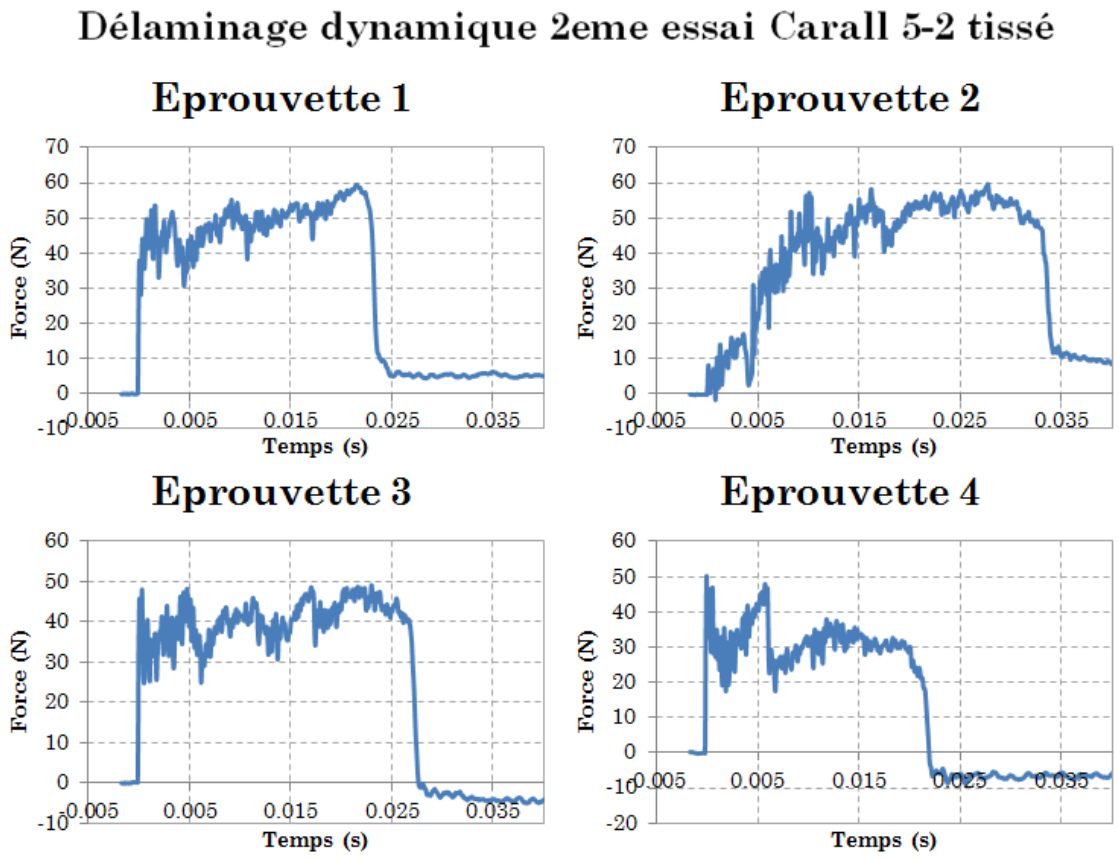


Figure 4.10 Essais de délaminage dynamique du Carall 5-2 tissé

Essai	Longueur délaminée (mm)	Temps délaminage (s)	Vitesse délaminage (m/s)	G1c (J/m²)	Force (N)	Energie (J)
1er essai	21.35	0.023	0.938	3546.7	39.98	1.053
2ème essai	20.81	0.022	0.938	3639.1	43.75	1.061

Pour le Carall 5-2 tissé, il n'y a beaucoup de différences entre les valeurs de ténacité lors du premier impact et lors du second. Seule la force moyenne pendant la propagation du délaminage montre une différence d'environ 10%. Ce qui implique que la force nécessaire à la propagation du délaminage est supérieure à la force nécessaire à l'amorçage du délaminage lors de sollicitations dynamiques. L'énergie (aire sous la courbe force/déplacement de l'essai) est équivalente pour les deux impacts. Mais l'énergie initiale du bélier est d'environ 1.5 J, ce qui veut dire qu'un tiers de l'énergie a été dissipée pour mettre en mouvement l'éprouvette, déformer les demi-stratifiés autour de l'interface à délaminer et vaincre les efforts de frottements entre l'éprouvette et le coin ainsi que l'éprouvette et le montage.

4.2.3 Résumé des propriétés du Carall 5-2 tissé

Lors des essais, les différentes propriétés du stratifié ont été mesurées directement ou calculées à partir des essais. La dernière colonne présente les prévisions du modèle analytique de stratifié.

Carall 5-2 tissé				
Propriétés	direction	moyenne	écart-type	prévisions analytiques
Densité (kg/m3)	-	1 752.8	-	1 789.0
Module de Young essais de traction (MPa)	longitudinal	40 803.7	705.0	46 807.0
	transversal	41 498.1	182.9	46 807.0
Contrainte à rupture en traction (MPa)	longitudinal	682.0	30.7	1 440.0
	transversal	643.1	58.8	1 440.0
Module de Young marteau impact (MPa)	longitudinal	37 177.1	192.4	-
	transversal	36 047.9	2 340.5	-
Amortissement au premier mode propre (%)	longitudinal	5.0%	0.7%	-
	transversal	6.4%	0.6%	-
Module de cisaillement (MPa)	longitudinal	2 525.3	198.1	5 805.0
	transversal	2 425.8	139.1	5 805.0
Contrainte à rupture en cisaillement (MPa)	longitudinal	105.5	0.2	94.3
	transversal	113.9	3.1	94.3
G1c (J/m²)	DCB	2 529.1	191.6	-
	dynamique	3 592.9	65.3	-
Transition vitreuse (°C)	longitudinal	128.2	4.0	-
	transversal	117.0	1.4	-
Conductivité thermique (W/m/K)	plan (32°C)	34.28	-	36.42
	hors-plan (25°C)	0.578	-	1.32
	hors-plan (120°C)	0.589	-	1.32

Le Fiber Metal Laminate Carall 5-2 tissé présente des propriétés très intéressantes. Ces modules élastiques et sa densité sont proches d'un stratifié en carbone « standard ». Le comportement de ce matériau varie peu en fonction de la vitesse de sollicitations : les modules obtenus lors des essais de traction et des essais de marteau d'impact sont proches contrairement aux valeurs de ténacité calculées à partir DCB et de délaminage dynamique. En effet, la ténacité mesurée lors de sollicitations dynamiques et environ 30% plus importante que la ténacité mesurée lors d'essais quasi-statiques. Lors des essais de délaminage, c'est le comportement de l'interface uniquement composée de matrice (résine époxy) qui est sollicitée. La matrice présente donc une variation importante de ces propriétés en fonction de la vitesse de sollicitation. Le stratifié se comporte de façon équivalente dans les directions longitudinale

et transversale, ce qui facilite le dimensionnement des structures. Le fait d'utiliser du tissu plutôt que des UD pour réaliser un stratifié permet d'avoir un taux volumique constant quelle que soit la forme de la pièce. En effet, si une structure présente des angles vifs, un tissu gardera sa cohésion en épousant la forme du moule contrairement à des fibres unidirectionnelles qui risquent de se séparer et donc de créer des amas de résine. La propriété la plus intéressante de ce stratifié est sa conductivité thermique dans le plan. Un stratifié en carbone présente une conductivité thermique dans le plan de l'ordre de 3 W/m/K. Or le Carall 5-2 tissé, grâce à l'emploi d'aluminium en peau du stratifié, possède une conductivité plus de dix fois supérieure. Cette conductivité dans le plan permet de pouvoir utilisé ce stratifié pour des structures avec un besoin de gestion thermique car les calories peuvent être transportées par ce matériau. Néanmoins, la conductivité dans l'épaisseur est faible (environ 0.5 W/m/K), notamment à cause de la présence de plis en fibre de verre entre l'aluminium et le carbone. Mais, il est possible d'améliorer la conductivité hors-plan d'un stratifié par l'emploi de ponts thermiques (trous métallisés, rivets en cuivre, métallisations locales, …) dans l'épaisseur du stratifié.

La connaissance des propriétés spécifiques (propriétés / densité) est importante car elle permet de comparer facilement les matériaux pour des sollicitations vibratoires en faisant intervenir la raideur et la densité d'un matériau. Les propriétés spécifiques de ce matériau (environ 23 pour le module de Young) sont proches de celles de l'aluminium (environ 25 pour le module de Young). Or, le tissu de carbone (haute résistance et non haut module) et l'aluminium (série 1000 et non 6000) utilisés dans ce stratifié ne présentent pas de très bonnes propriétés mécaniques. Il est donc certain qu'en utilisant un aluminium et un tissu de carbone de qualité aéronautique pour réaliser de ce type de stratifié, les propriétés seront encore plus intéressantes pour la fabrication de structures en composites stratifiés.

Les modèles analytiques développés dans cette étude pour sélectionner les matériaux testés ont légèrement surestimé les propriétés finales du Carall 5-2 tissé au niveau des modules élastiques et des contraintes à ruptures. Cet écart est encore une fois dû aux matériaux utilisés pour la fabrication de ce stratifié. En revanche, les conductivités thermiques estimées par le modèle analytique sont proches de la réalité. Cette validation est importante car le choix des matériaux à tester dans cette étude a été fait grâce aux prévisions des propriétés matériaux fournies par le modèle analytique de stratifié.

4.3 Carall 5-2 UD

Le CARALL UD (fibres UD de carbone et aluminium) est constitué de fibres UD préimprégnés de carbone et de tôles d'aluminium. L'isolation électrique entre l'aluminium et le carbone du fait du couple galvanique est réalisée avec deux plis de tissus préimprégnés de verre de faible épaisseur. Le plan de symétrie se trouve au centre d'un pli car il y a un nombre impair de plis.

Carall 5-2 UD				
Matériaux	Nombre plis	Orientation	Epaisseur (mm)	Epaisseur cumulée (mm)
alu	1	/	0.2	0.2
verre	2	0°	0.09	0.29
		45°	0.09	0.38
carbone	5	0°	0.25	0.63
		90°	0.25	0.88
		0°	0.25	1.13
		90°	0.25	1.38
		0°	0.25	1.63
verre	2	45°	0.09	1.72
		0°	0.09	1.81
alu	1	/	0.2	2.01
Epaisseur totale (mm)			2.01	

4.3.1 Propriétés statiques

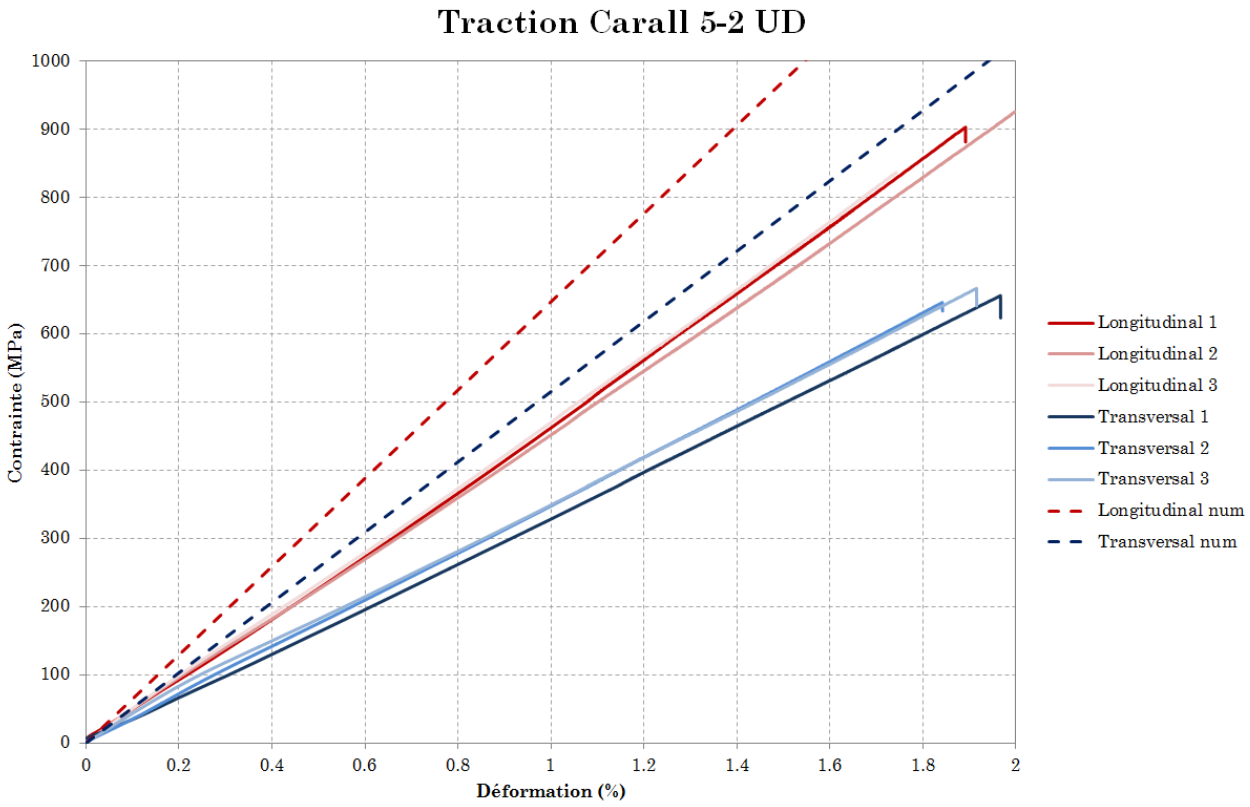


Figure 4.11 Essais de traction du Carall 5-2 UD

Les stratifiés composés de plis unidirectionnels présentent une différence de comportement entre les directions longitudinale et transversale. En effet, dans la direction transversale, les fibres de renforts ne sont quasiment pas sollicitées (voir Chapitre 2). La matrice possède une raideur plus faible que les fibres ce qui a pour effet de baisser significativement le module. Le Carall 5-2 UD n'est pas un stratifié équilibré car il possède plus de plis à 0° qu'à 90°. Ceci a pour effet d'offrir une raideur supérieure dans la direction longitudinale. La contrainte maximale admissible en traction n'est pas la même dans les deux directions, toutefois, l'allongement maximal à rupture est similaire, ce qui montre que les fibres UD ont un allongement maximal d'environ 1.9% à rupture. La rupture des éprouvettes est homogène dans tout le stratifié et aucune striction n'a été constatée sur les éprouvettes post-mortem. Le coefficient de Poisson des stratifiés composites étant très faible (inférieur à 0.05), aucune diminution de section n'apparaît avec la rupture de l'éprouvette.

Les simulations numériques de traction élastique sur VER surestiment le module de ces éprouvettes. Mais encore une fois, le comportement élasto-plastique de l'aluminium en peau des

éprouvettes modifie le comportement global du stratifié une fois la limite d'élasticité de l'aluminium (20 MPa) atteinte.

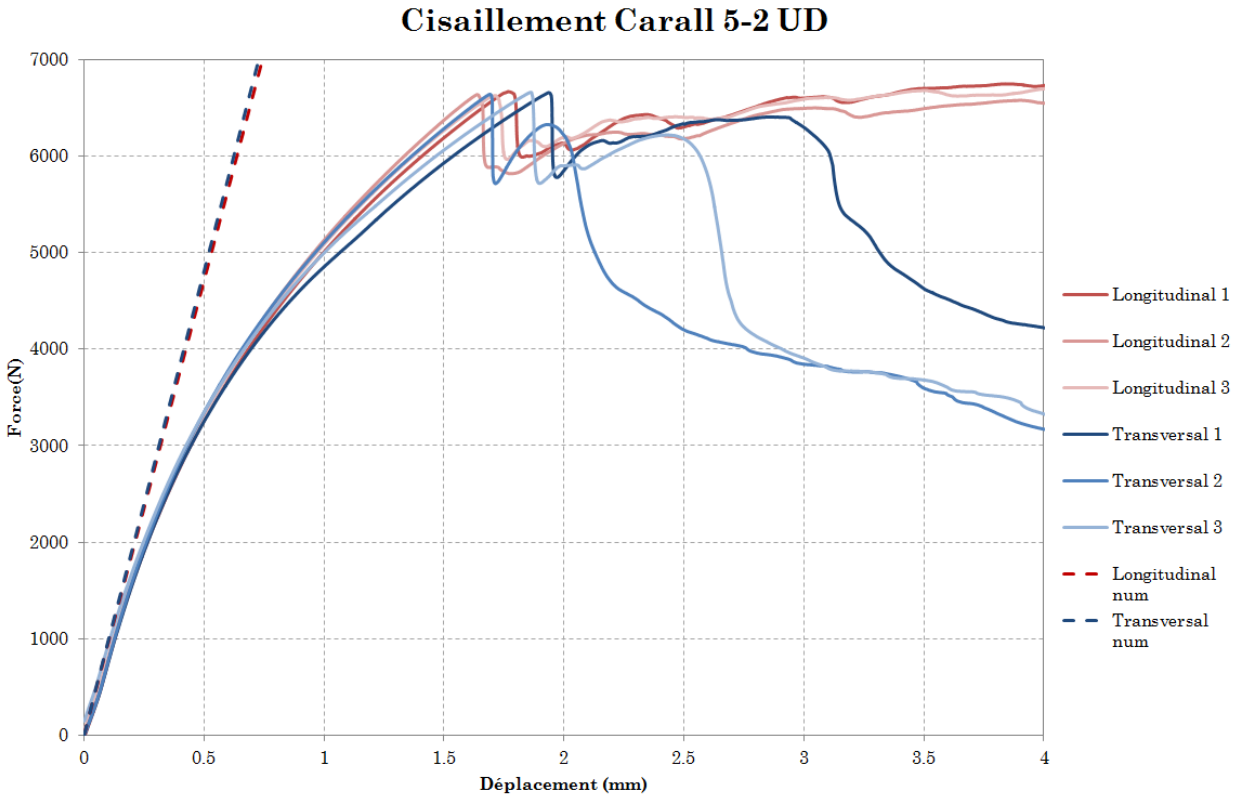


Figure 4.12 Essais de cisaillement du Carall 5-2 UD

Le comportement en cisaillement du Carall 5-2 UD est très proche dans les deux directions. La contrainte maximale à rupture en cisaillement est très proche pour toutes les éprouvettes. Ceci indique que le comportement en cisaillement des UD est équivalent dans les deux directions. La seule différence notable entre les directions longitudinale et transversale et le comportement post-rupture des éprouvettes. La norme des essais de cisaillement ASTM D7078 ne recommande pas d'analyser les signaux d'effort une fois la rupture atteinte du fait de la rotation de l'éprouvette et donc du réalignement des fibres. Toutefois, les éprouvettes longitudinales continuent à maintenir une force malgré la rupture de plusieurs plis dans le stratifié tandis que les éprouvettes transversales montrent une baisse importante de la raideur en cisaillement après la rupture.

Figure 4.13 Eprouvette de cisaillement post-mortem en Carall 5-2 UD

La simulation numérique offre une bonne corrélation avec les essais expérimentaux dans la première partie des essais. Car lorsque les éprouvettes commencent à tourner dans les mors, le changement d'orientation des fibres entraîne une baisse du module de cisaillement. Or, ce phénomène de réorientation des fibres n'est pas pris en compte dans les simulations numériques.

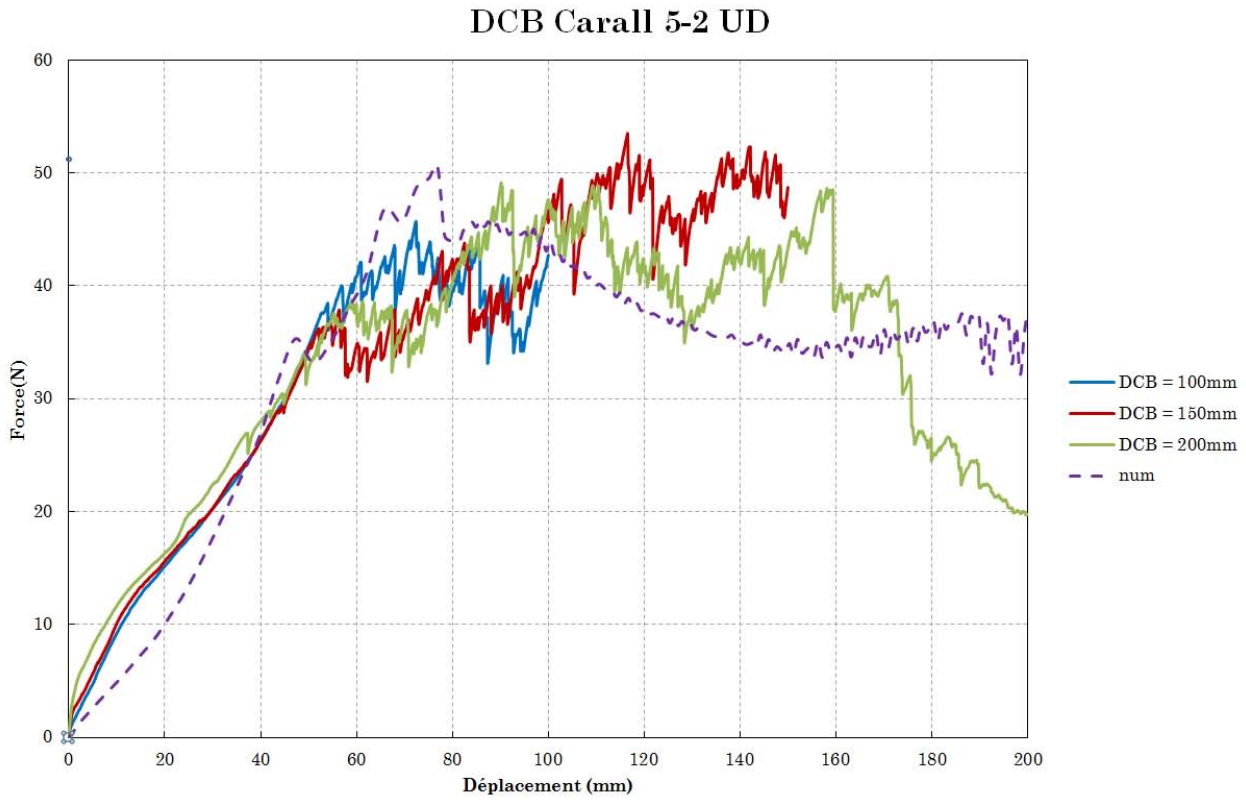


Figure 4.14 Essais de DCB du Carall 5-2 UD

Le comportement du Carall 5-2 UD en DCB est très différent des autres stratifiés. Les plis UD présentent une raideur en flexion bien plus faible que les tissus. Dans les tissus l'enchevêtrement des fibres dans les sens de chaîne et de trame permet de raidir la structure lors des sollicitations en flexion. Pour les UD, les fibres sont droites et n'offrent pas de résistance à la flexion, comme lors des sollicitations en traction transversale, c'est la matrice qui apporte la majeure partie de la raideur du stratifié. La faible raideur des peaux autour de l'interface a pour effet de placer les demi-stratifiés en traction. L'essai DCB est donc une combinaison du comportement de l'interface et du comportement du stratifié en traction. Le fait que les demi-stratifiés autour de l'interface à délaminer ne soient pas identiques peut également poser des problèmes pour le traitement des essais car l'énergie emmagasinée dans les peaux n'est pas la même. Lorsque le délaminage commence (après 50mm de déplacement environ), la charge continue à augmenter ce qui va à l'encontre du comportement d'un stratifié composite « classique ». Le passage des peaux en traction couplé à la plasticité de l'aluminium explique le fait que la charge continue à augmenter au cours de l'essai au lieu de diminuer. L'inconvénient est que le calcul de la ténacité de l'interface va être surestimé car les énergies de déformation et d'allongement des peaux seront prises en compte dans le calcul.

La simulation numérique permet tout de même de représenter correctement le comportement du Carall 5-2 UD avant le début du délaminage. La valeur de ténacité déterminée lors des essais étant surestimée, la simulation n'offre pas une bonne approche lors de la propagation du délaminage. Néanmoins, le plus important est de pouvoir simuler l'amorçage du délaminage pour dimensionner une structure. La simulation de la propagation est seulement utile pour planifier les inspections des structures en composite.

4.3.2 Propriétés dynamiques

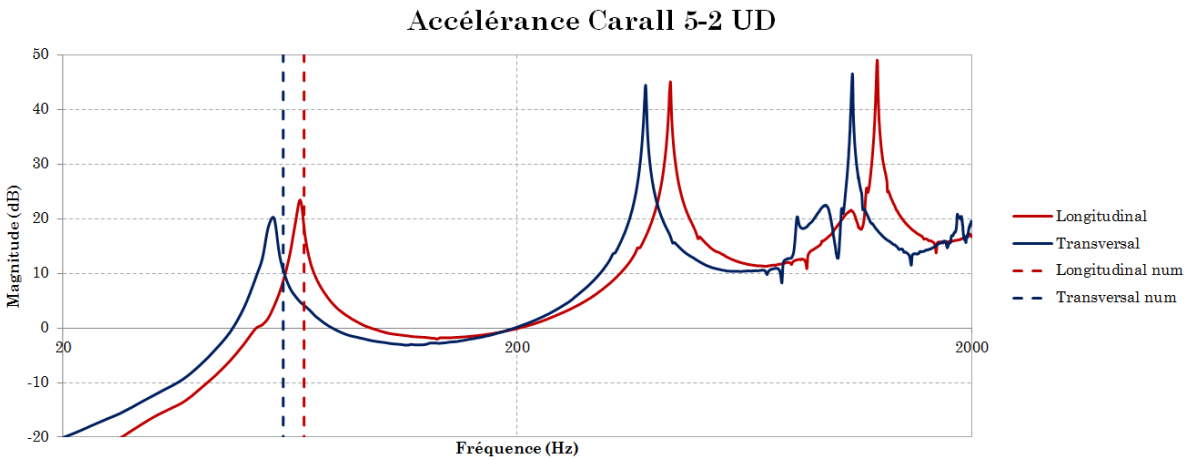


Figure 4.15 Essais de marteau d'impact du Carall 5-2 UD

Les essais de marteau impact confirment que le comportement du Carall 5-2 UD est différent selon les directions de sollicitations. Même l'amortissement du matériau n'est pas le même : 4.5% pour les éprouvettes longitudinales et 3.5% pour les éprouvettes transversales.
La simulation numérique des essais de marteau d'impact permet d'obtenir une bonne concordance avec les essais expérimentaux. Ceci permettra de réaliser des analyses modales sur des structures en stratifié avec des valeurs de modes propres cohérentes avec la réalité.

Comme pour le Carall 5-2 tissé, les essais de DMA permettent de vérifier que les propriétés du stratifié Carall 5-2 UD n'évolueront pas en fonction de la température (en restant dans la plage utile de fonctionnement). Le module primaire E' des éprouvettes longitudinales est plus élevé que celui des éprouvettes transversales. Ce qui valide les conclusions des essais précédents sur le Carall 5-2 UD. L'éprouvette « transversal 1 » présente un pic après la transition vitreuse de la matrice. Tout comme le Carall 5-2 tissé, ce pic correspond certainement à l'apparition d'un délaminage entre l'aluminium en peau et le tissu de fibres de verre servant à l'isolation électrique. Les autres éprouvettes transversales montrent également des baisses rapides du module après la température de transition vitreuse. Le comportement des éprouvettes transversales est différent de celui des éprouvettes longitudinales après la transition vitreuse.

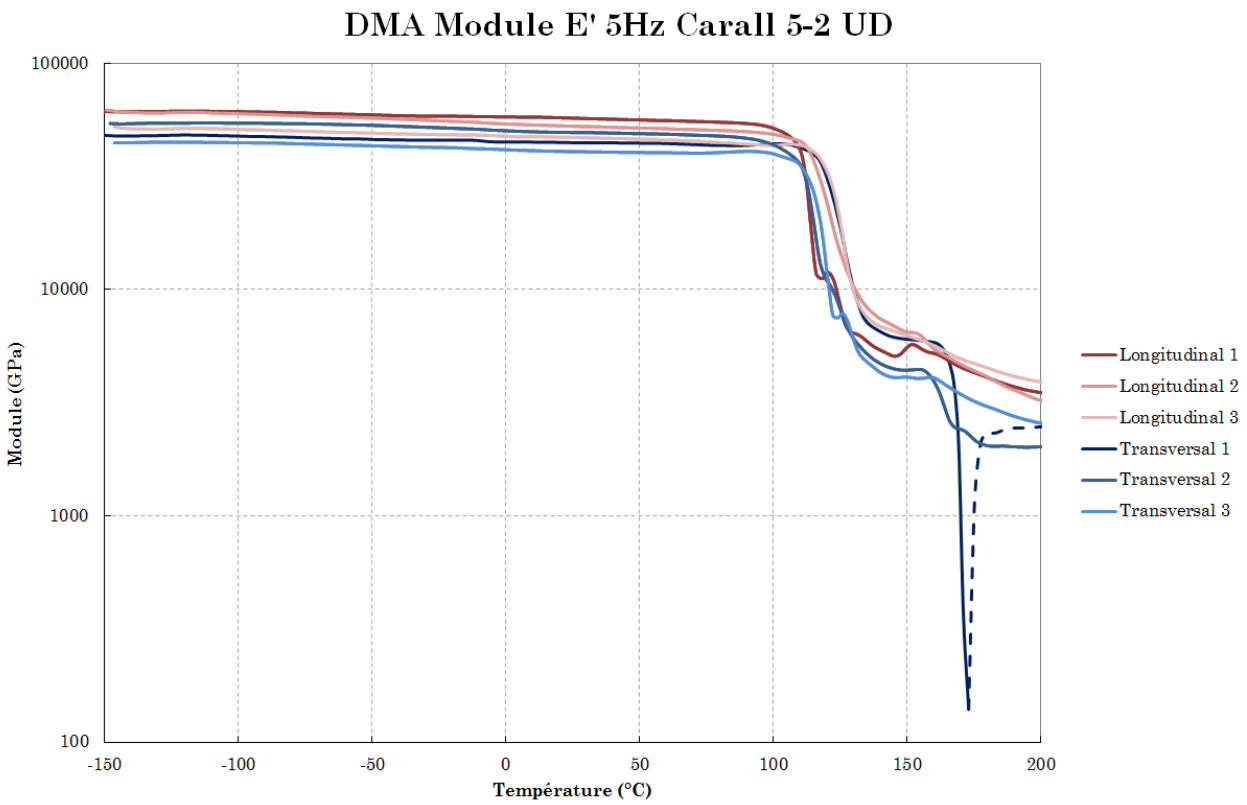


Figure 4.16 Module E' du Carall 5-2 UD

L'éprouvette « Transversal 1 » présente un pic dû à un délaminage. De la même façon que les éprouvettes en Carall tissé, les courbes de modules primaire et secondaire ainsi que les courbes de facteur de perte n'ont pas été étudié une fois ce pic atteint.

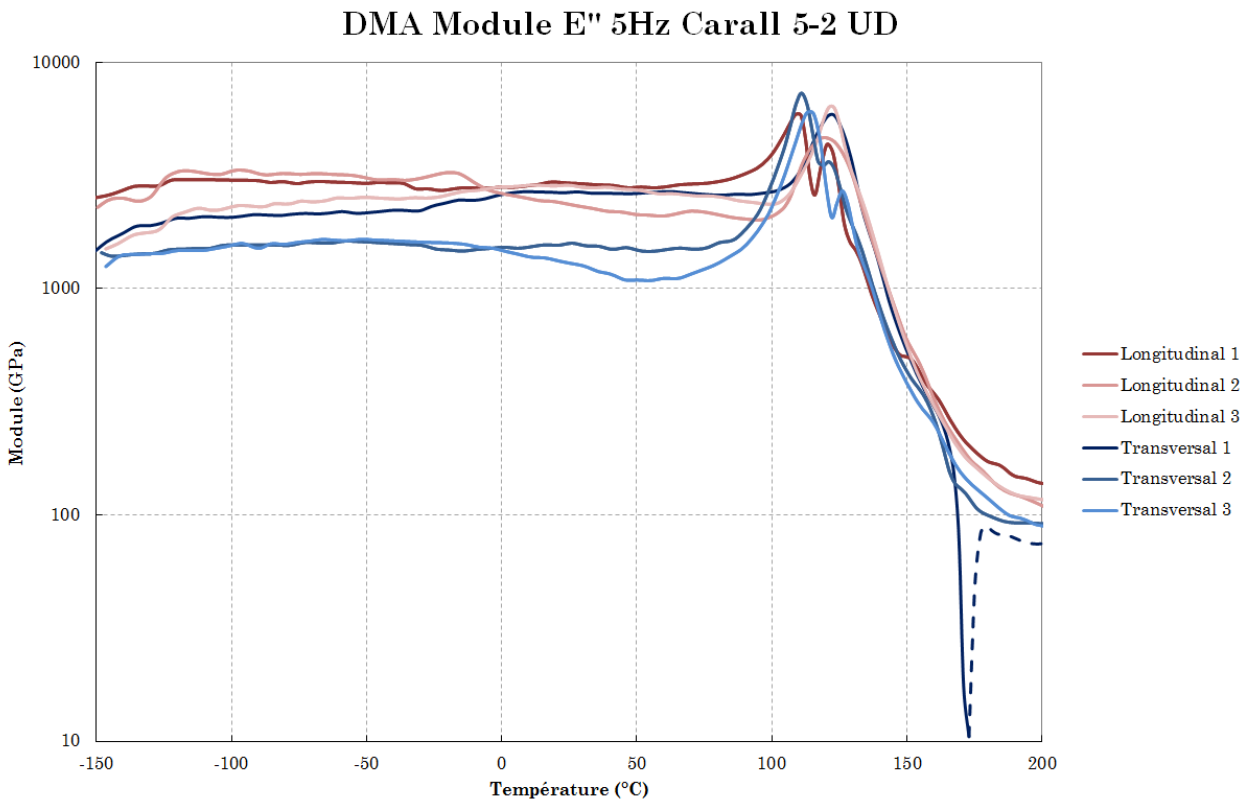


Figure 4.17 Module E" du Carall 5-2 UD

Les valeurs de facteur de perte obtenues avec les essais de marteau d'impact sont de 4.5% pour les éprouvettes longitudinales et 3.5% pour les éprouvettes transversales. Les mesures de tan δ lors des essais de DMA confirment cet ordre de grandeur.

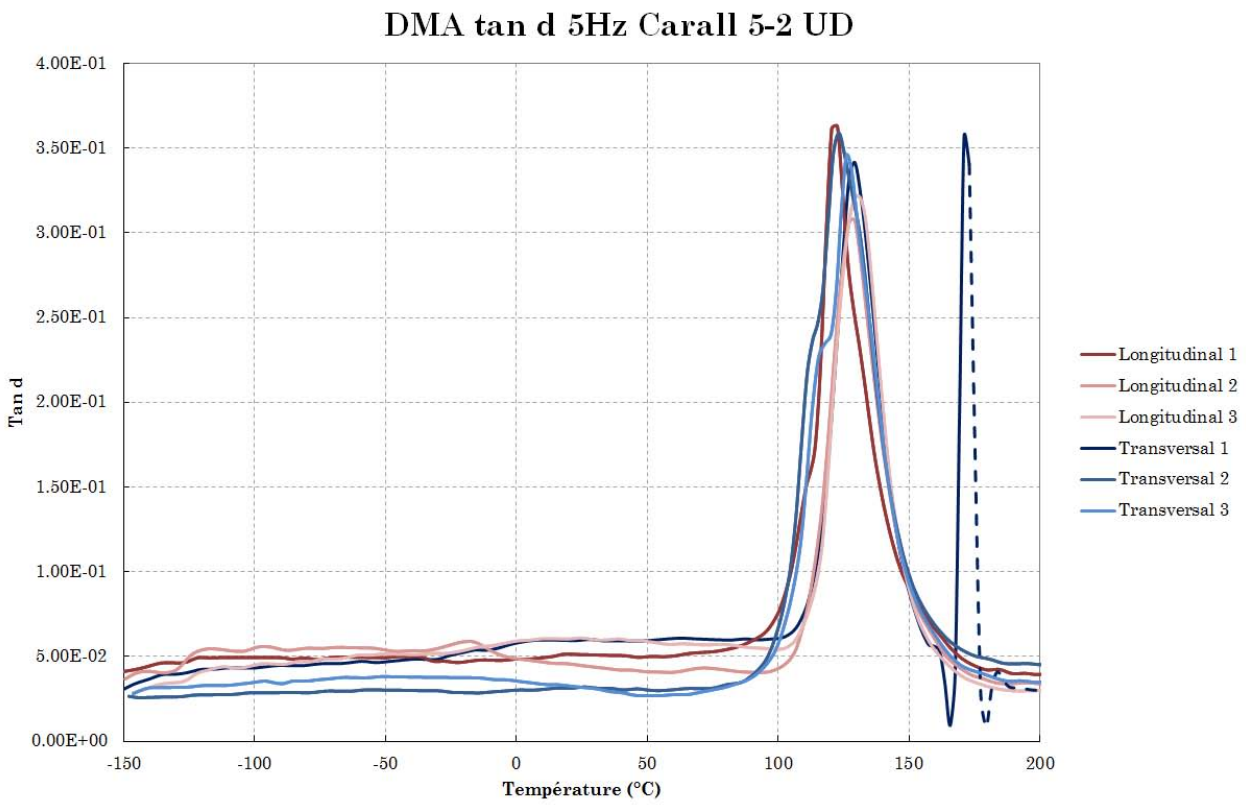


Figure 4.18 Facteur de perte du Carall 5-2 UD

Les valeurs de facteur de perte obtenues en DMA correspondent aux valeurs obtenues en marteau d'impact. Le « pic » de la courbe « transversal 1 » après la transition vitreuse est présente également sur le graphique de tan δ. Ce pic est uniquement dû à la divergence du calcul d'amortissement.

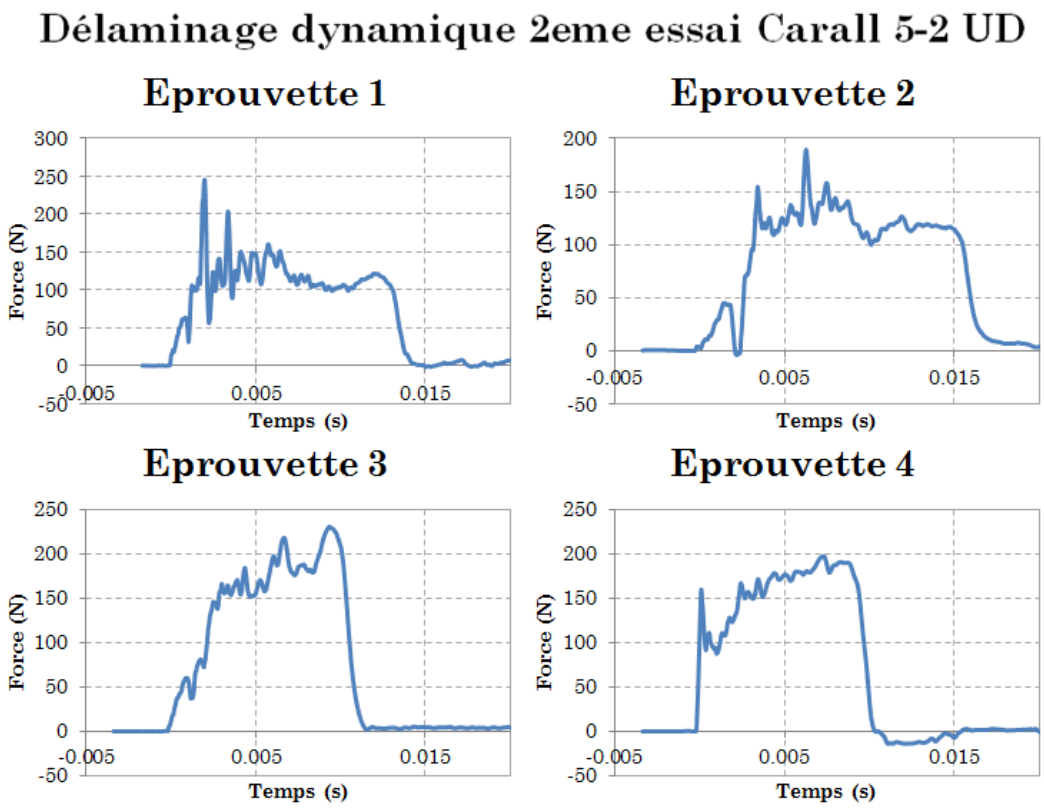


Figure 4.19 Essais de délaminage dynamique du Carall 5-2 UD

Essai	Longueur délaminée (mm)	Temps délaminage (s)	Vitesse délaminage (m/s)	G1c (J/m²)	Force (N)	Energie (J)
1er essai	9.30	0.011	0.860	8146.20	100.64	1.58
2eme essai	9.46	0.010	0.984	8001.51	140.70	1.57

Pour le Carall 5-2 UD, il y a des différences entre les valeurs de ténacité lors du premier impact et lors du second. La longueur de propagation du délaminage est plus importante pour le second impact. Mais, la force moyenne pendant la propagation du délaminage montre une différence d'environ 40%. Ce qui implique que la force nécessaire à la propagation du délaminage est supérieure à la force nécessaire à l'amorçage du délaminage lors de sollicitations dynamiques comme pour le Carall 5-2 tissé. Mais le fait de réaliser un deuxième impact permet de dissiper toute l'énergie du bélier pour le délaminage contrairement au premier impact qui dissipe de l'énergie pour « placer » l'éprouvette. L'énergie (aire sous la courbe force/déplacement de l'essai) est équivalente pour les deux impacts. Mais l'énergie initiale du bélier est d'environ 1.5 J, ce qui veut dire que la totalité des efforts est utilisée pour le délaminage, ceci s'explique par le fait que les éprouvettes en Carall 5-2 UD se délaminent sur une faible distance (inférieure à 10 mm) car la force et donc l'énergie nécessaire au délaminage

est plus importante. L'éprouvette se déplace sur une distance plus faible, il y a donc moins de frottement et les demi-stratifiés présentent une déformation moins importante. De plus, le Carall 5-2 UD possède une raideur en flexion plus faible que les autres stratifiés, l'énergie dissipée pour la déformation des demi-stratifiés est donc plus faible.

4.3.3 Résumé des propriétés du Carall 5-2 UD

Lors des essais, les différentes propriétés du stratifié ont été mesurées directement ou calculées à partir des courbes.

Carall 5-2 UD				
Propriétés	direction	moyenne	écart-type	prévisions analytiques
Densité (kg/m3)	-	1 752.3	-	1 824.0
Module de Young essais de traction (MPa)	longitudinal	47 328.6	902.8	60 693.0
	transversal	34 393.9	926.3	40 157.0
Contrainte à rupture en traction (MPa)	longitudinal	888.0	46.1	1 300.0
	transversal	656.0	10.3	625.0
Module de Young marteau impact (MPa)	longitudinal	40 051.2	362.5	-
	transversal	32 097.6	594.4	-
Amortissement au premier mode propre (%)	longitudinal	4.5%	1.8%	-
	transversal	3.5%	0.9%	-
Module de cisaillement (MPa)	longitudinal	2 304.8	136.5	3 851.0
	transversal	2 201.3	43.3	3 851.0
Contrainte à rupture en cisaillement (MPa)	longitudinal	99.1	0.9	208.6
	transversal	97.2	0.6	208.6
G1c (J/m²)	DCB	3 606.0	186.6	-
	dynamique	8 073.9	102.3	-
Transition vitreuse (°C)	longitudinal	118.0	7.7	-
	transversal	117.8	5.9	-
Conductivité thermique (W/m/K)	plan (32°C)	36.75	-	34.71
	hors-plan (25°C)	0.573	-	1.37
	hors-plan (120°C)	0.574	-	1.37

Le Fiber Metal Laminate Carall 5-2 UD présente des propriétés intéressantes, mais le comportement du stratifié n'est pas le même dans les directions longitudinale et transversale. Cette anisotropie est un comportement typique des stratifiés non équilibrés utilisant des fibres unidirectionnelles. Avec un stratifié équilibré (pourcentages de fibres à 0° et 90° équivalents), les propriétés sont équivalentes dans les directions longitudinale et transversale. Toutefois, la raideur en flexion des stratifiés utilisant des UD est toujours inférieure à celle d'un stratifié

équivalent composé de tissus. Cet écart s'explique par l'effet du tissage des fibres qui entraîne une augmentation de la raideur hors-plan du pli. Toutefois, cette différence de comportement en raideur en flexion pour les applications de boitier électronique. Le Carall 5-2 UD montre une différence de comportement selon la vitesse de sollicitation. En effet, le module d'élasticité mesuré lors des essais de marteau d'impact est près de 15% plus faible que le module mesuré lors des essais de traction. Même cet écart n'est pas aussi important dans la direction transversale. La matrice est plus sollicitée lors des essais transversaux ce qui indique que la matrice époxy utilisée présente une faible sensibilité aux vitesses de déformations. Les modules de cisaillement mesurés pour le Carall 5-2 UD sont très proches de ceux obtenus pour le Carall 5-2 tissé. Cette similitude montre que le tissu ne rigidifie pas un composite stratifié dans la direction de cisaillement. Les valeurs de ténacité d'interface sont bien plus importantes lors de sollicitations dynamiques mais les valeurs de ténacité mesurées pour cette interface entourée de plis UD sont très certainement faussées par le comportement des demi-stratifiés. Pour mesurer cette ténacité de façon plus précise, il faudrait fabriquer un stratifié plus raide en flexion tout en conservant les plis autour de l'interface à caractériser. Quant à la densité, elle est identique à celle du Carall 5-2 tissé. Ce composite est intéressant pour les applications de boitier car il permet d'obtenir une rigidité supérieure qu'un stratifié composé de tissu mais uniquement dans la direction longitudinale pour une densité équivalente. Car dans la direction transversale, le stratifié montre une raideur inférieure à celle d'un tissé. La conductivité thermique dans le plan permet d'utiliser le Carall 5-2 UD pour des éléments de structure nécessitant un besoin de gestion thermique.

Comme pour le Carall 5-2 tissé, les composites préimprégnés ainsi que l'aluminium utilisés pour fabriquer le Carall 5-2 UD ne sont pas de qualité aéronautique. Ce choix de matériaux présentant des propriétés inférieures cause un écart entre les prévisions analytiques et les propriétés mesurées lors des essais expérimentaux. Néanmoins, comme pour le Carall 5-2 tissé, la conductivité thermique du stratifié dans le plan est très proche de la valeur prévue

4.4 Glare 5-2

Le GLARE (tissu de verre et aluminium) est constitué de tissus préimprégnés de verre et de tôles d'aluminium. Ce stratifié ne présente pas de problème de corrosion galvanique. Le plan de symétrie se trouve entre deux plis.

Glare 5-2 tissé				
Matériaux	Nombre plis	Orientation	Epaisseur (mm)	Epaisseur cumulée (mm)
alu	1	/	0.2	0.2
verre	18	90°	0.12	0.32
		0°	0.12	0.44
		90°	0.12	0.56
		0°	0.12	0.68
		90°	0.12	0.8
		0°	0.12	0.92
		90°	0.12	1.04
		0°	0.12	1.16
		90°	0.12	1.28
		90°	0.12	1.4
		0°	0.12	1.52
		90°	0.12	1.64
		0°	0.12	1.76
		90°	0.12	1.88
		0°	0.12	2
		90°	0.12	2.12
		0°	0.12	2.24
		90°	0.12	2.36
alu	1	/	0.2	2.56
Epaisseur totale			2.56	

4.4.1 Propriétés statiques

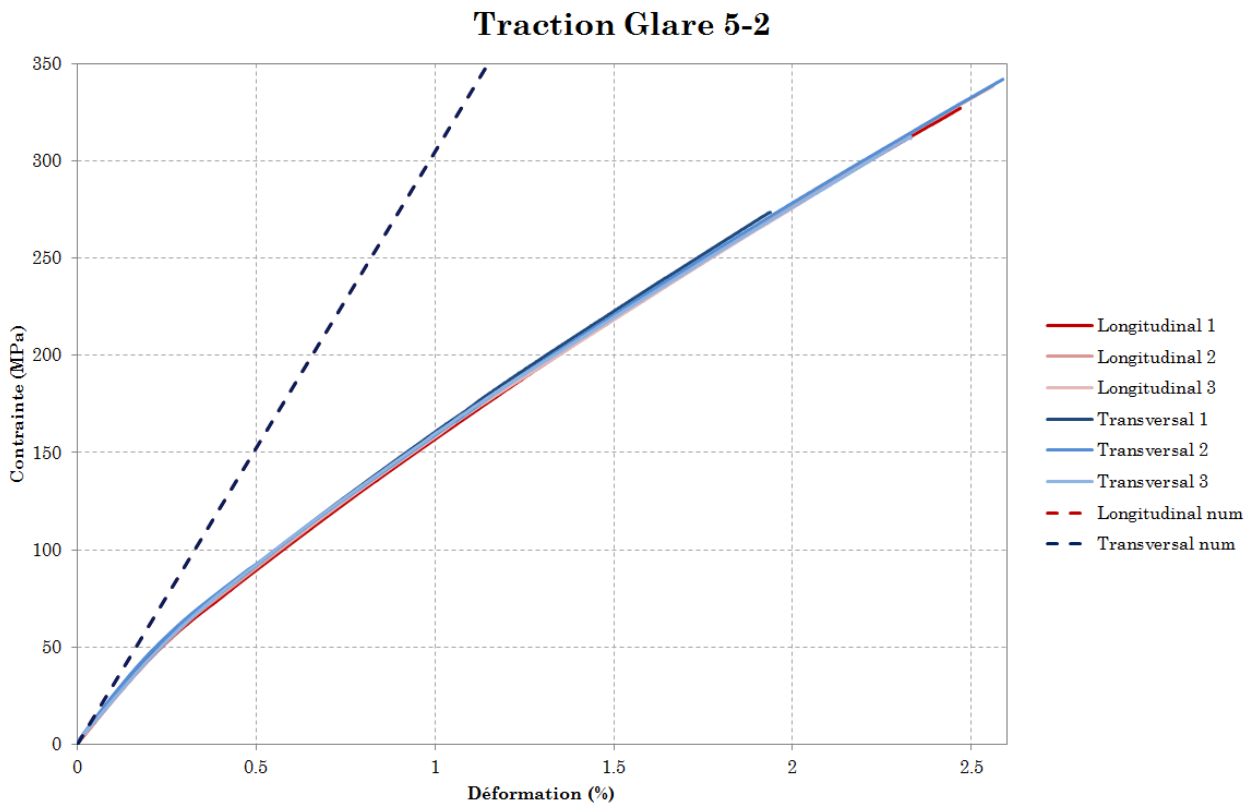


Figure 4.20 Essais de traction du Glare 5-2

Les courbes des essais de traction sur les éprouvettes en Glare de la figure 4.20 montrent clairement un comportement élasto-plastique de ce matériau. Le matériau se comporte de façon élastique (pente de la courbe droite) jusqu'à la limite d'élasticité de l'aluminium (entre 20 et 40 MPa). Après le changement de pente le Glare se comporte comme un stratifié composite classique, c'est-à-dire, avec un module quasi-constant jusqu'à la rupture. La différence entre le module macroscopique du matériau au début et le module « plastique » est bien plus importante que pour les éprouvettes en Carall tissé ou UD. Ceci s'explique par le fait que les propriétés mécaniques du tissu de verre sont inférieures à celles tu tissu de carbone (modules longitudinal et transversal 30% plus faible). L'aluminium, qui dans ce stratifié ne représente qu'une fraction volumique d'environ 16%, influence de façon plus importante le comportement du stratifié. En effet, les modules de l'aluminium et du carbone, respectivement 69 000 MPa et 48 000 MPa sont plus proches. Le fait que la contrainte macroscopique dans l'éprouvette de traction dépasse la limite élastique a moins d'incidence dans un stratifié carbone/aluminium que dans un stratifié verre/aluminium. Les comportements des éprouvettes longitudinales et transversales sont très proches aussi bien au niveau des modules mesurés que des contraintes à rupture. Le

fait de conserver des propriétés identiques dans les deux directions lors des simulations se justifie par le comportement similaire des tissus composites.

Les simulations numériques n'offrent pas une bonne corrélation avec les essais de traction car le changement de pente dû à la plasticité n'a pas été pris en compte dans la modélisation de traction élastique sur VER. Si une meilleure corrélation est nécessaire, il faudra ajuster le module de l'aluminium pour retrouver la pente « post-plasticité » du module macroscopique du matériau. Sinon, pour des analyses modales, la prise en compte du comportement élasto-plastique n'est pas nécessaire.

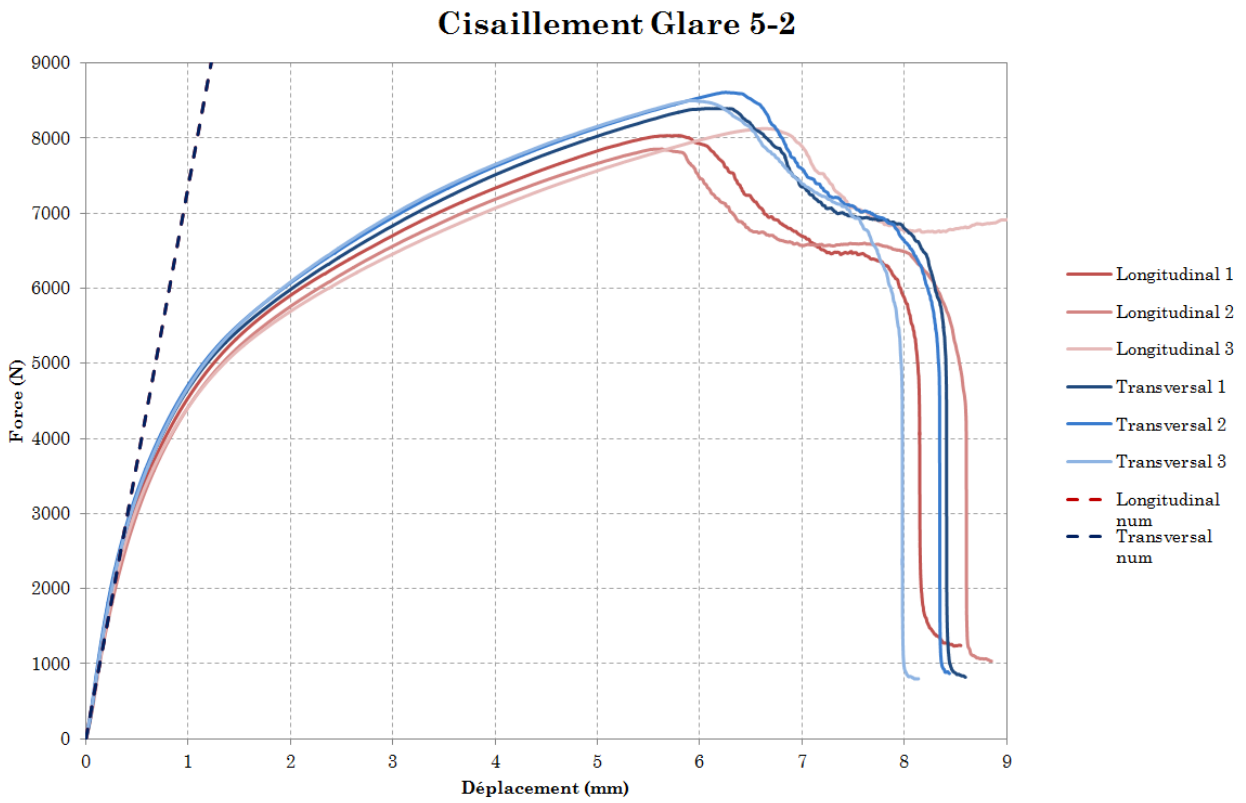


Figure 4.21 Essais de cisaillement du Glare 5-2

Le comportement du Glare lors des essais de cisaillement est très différent du comportement observé lors des essais de cisaillement des éprouvettes en Carall aussi bien sur l'allure des courbes d'essais (voir figure 4.21) que sur le mode de rupture des éprouvettes (voir figure 4.22). Les courbes d'essais de cisaillement du Glare ressemblent plus aux courbes d'essais d'un métal avec une rupture qui se fait dans l'ensemble des plis et qui se propage. D'ordinaire, lors des essais de cisaillement, les composites stratifiés « classiques » présentent des ruptures successives des plis avec des chutes brutales de la contrainte lors de l'essai. Ce comportement de rupture successive se retrouve pour les éprouvettes en Carall ou Carbone + bronze mesh. De

plus, le Glare semble montrer, comme lors des essais de traction, un comportement élasto-plastique. La pente des courbes reste stable une fois la limite d'élasticité en cisaillement dépassée (entre 60 et 70 MPa soit entre 5 000 et 6 000 N de force de traction) et ce jusqu'à l'apparition des fissures. Ceci s'explique encore une fois par la présence de l'aluminium. La simulation numérique offre une bonne corrélation avec les essais expérimentaux dans la première partie des essais. Car lorsque les éprouvettes commencent à tourner dans les mors, le changement d'orientation des fibres entraîne une baisse du module de cisaillement. Or, ce phénomène n'est pas pris en compte dans les simulations numériques.

Figure 4.22 Eprouvette de cisaillement post-mortem en Glare 5-2

Le faciès de rupture des éprouvettes de cisaillement du Glare (voir figure 4.22) est complètement différent de ceux observés sur les éprouvettes en Carall. En fait, la rupture se réalise dans l'ensemble des plis au même instant, ce qui correspond au comportement macroscopique d'un métal. Malgré le serrage des mors sur les éprouvettes, les fissures ont la possibilité de se propager dans la partie maintenue de l'éprouvette. Cette observation permet de confirmer le bon serrage des vis de pression car aucun glissement n'est apparu sur les courbes d'essais et aucune amorce de rupture ne s'est formée dans le stratifié. Si une amorce de rupture (délaminage dû au serrage trop important des mors) était apparue, la propagation de la fissure aurait été orientée par cet endommagement.

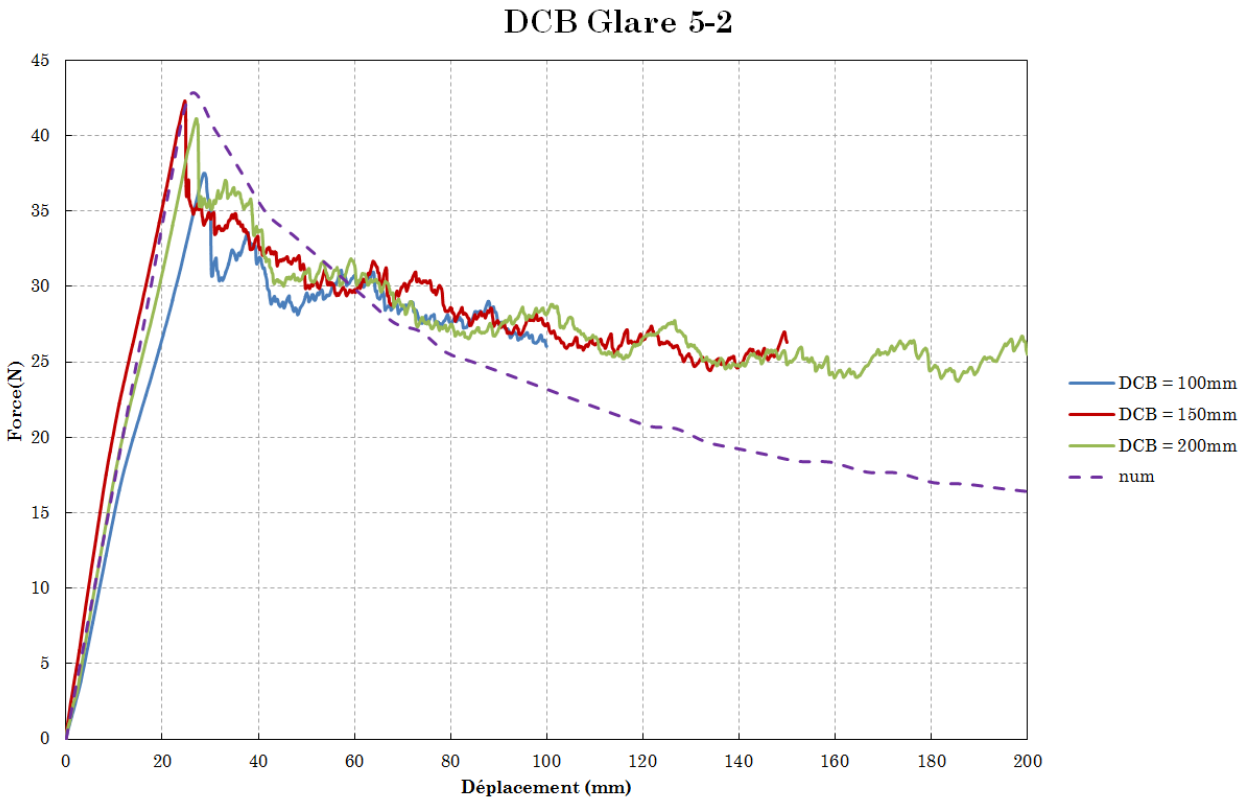


Figure 4.23 Essais de DCB du Glare 5-2

La simulation numérique de l'essai de délaminage offre une très bonne concordance pour l'amorçage du délaminage ainsi que pour la raideur des demi-stratifiés. Mais la simulation ne représente pas très fidèlement la propagation du délaminage. Cet écart s'explique d'une part par la chute importante de la force lors de l'amorçage du délaminage qui n'est pas prise en compte dans la simulation et d'autre part par le comportement élasto-plastique de l'aluminium qui, comme pour le Carall 5-2 tissé, ralentie la baisse du module équivalent des demi-stratifiés.

4.4.2 Propriétés dynamiques

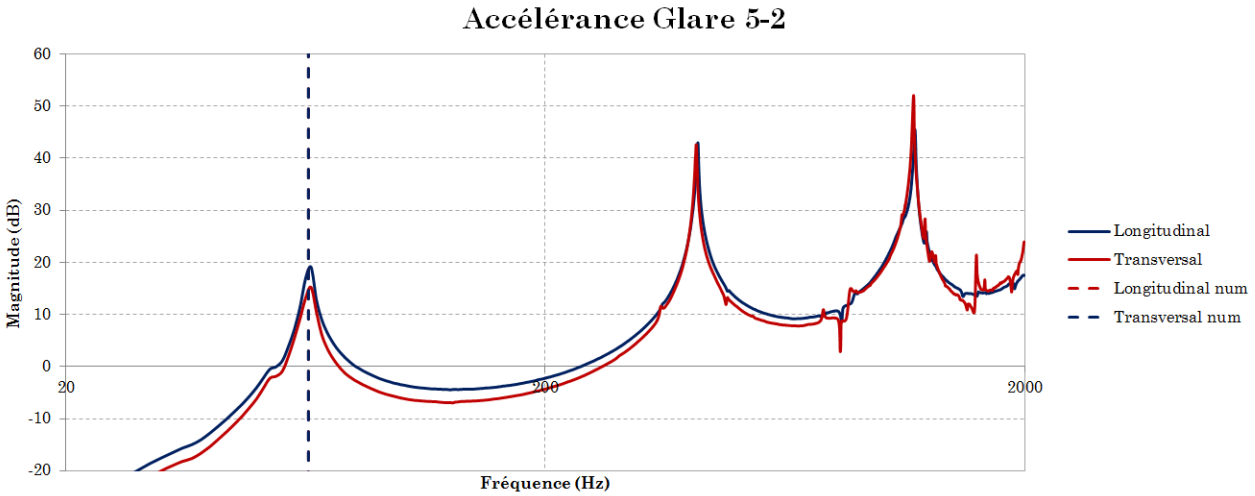


Figure 4.24 Essais de marteau d'impact du Glare 5-2

L'analyse modale permettant d'obtenir les modes propres du Glare offre une très bonne concordance. Ce qui confirme le fait que le comportement élasto-plastique de l'aluminium n'a pas besoin d'être pris en compte lors des analyses modales. Sachant que les analyses modales sont les simulations principales pour le dimensionnement des boitiers électroniques. Encore une fois pour ce matériau, les éprouvettes longitudinales et transversales présentent des comportements similaires. L'amortissement calculé à partir de ces essais est d'environ 4% pour les éprouvettes longitudinales et transversales.

L'essai de DMA permet d'obtenir des propriétés d'un matériau à différentes fréquences en fonction de la température. La fréquence de calibration de l'appareil étant de 5 Hz, la présentation des résultats d'essai se fera pour la fréquence de 5 Hz. Néanmoins les résultats des fréquences de 2 Hz, 25 Hz et 50 Hz ont été utilisés pour définir des valeurs moyennes pour la transition vitreuse.

Contrairement aux éprouvettes en Carall, les éprouvettes de DMA en Glare n'ont présenté aucun signe de délaminage au cours des essais. Les coefficients de dilatation thermique de l'aluminium et des tissus de verre étant plus proches que ceux de l'aluminium et des tissus de carbone, les interfaces sont moins sollicités lors des variations de température. La stabilité du module primaire E' n'est pas parfaite (voir figure 4.25), ce qui indique des variations du module en fonction de la température avec une variation d'environ 30% entre les modules mesurés à -100°C et à 100°C contre moins de 2% pour les stratifiés en Carall. Il sera donc très important de considérer ces écarts de module lors du dimensionnement des structures.

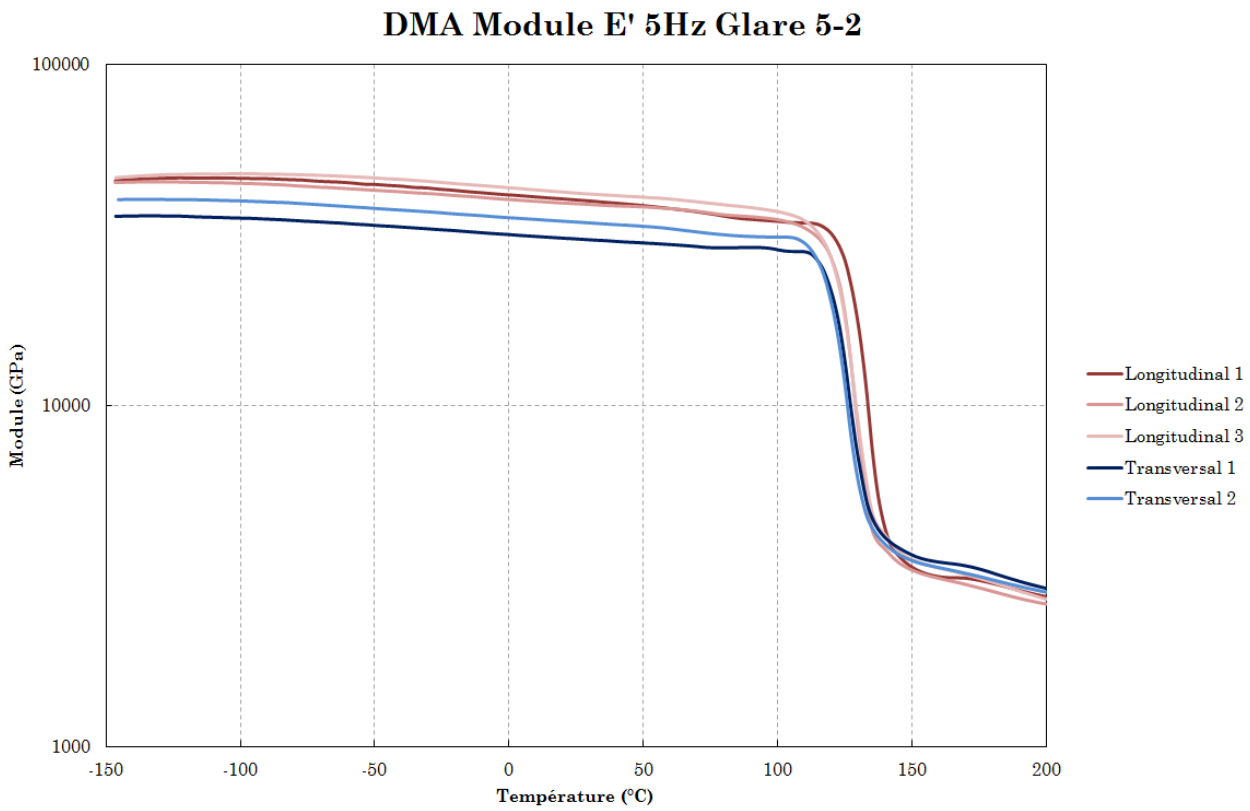


Figure 4.25 Module E' du Glare 5-2

Sur les figures 4.25 et 4.26, les modules des éprouvettes longitudinales sont plus importants que ceux des éprouvettes transversales lors des essais de DMA. Les sollicitations en flexion trois points lors des essais de DMA appliquent des contraintes différentes aux stratifiés ce qui peut expliquer cette différence de comportement qui n'a pas été constatée lors des essais de traction et de cisaillement.

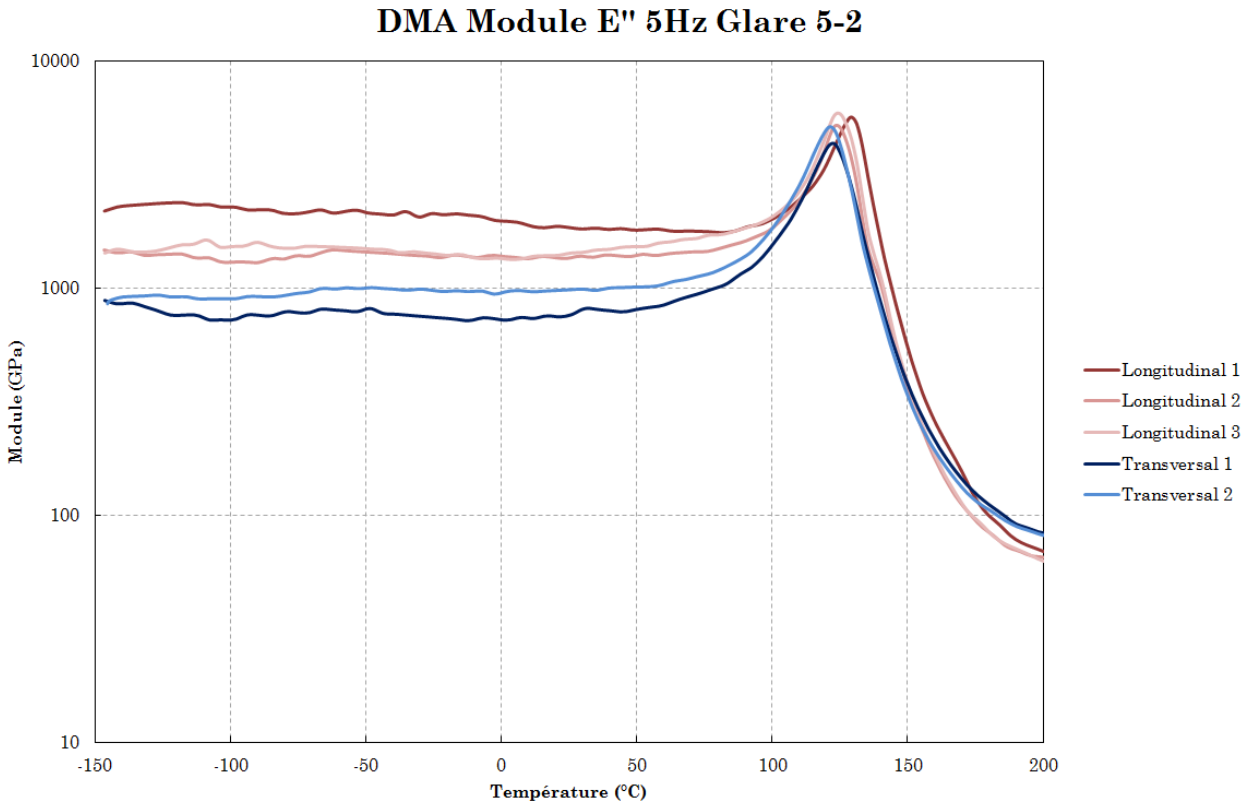


Figure 4.26 Module E" du Glare 5-2

Comme pour le module primaire E', le module secondaire E" mesuré lors des essais de DMA montre une différence entre les éprouvettes longitudinales et transversales. Toutefois, le pic du module E" représentant la température de transition vitreuse est proche pour toutes les éprouvettes.

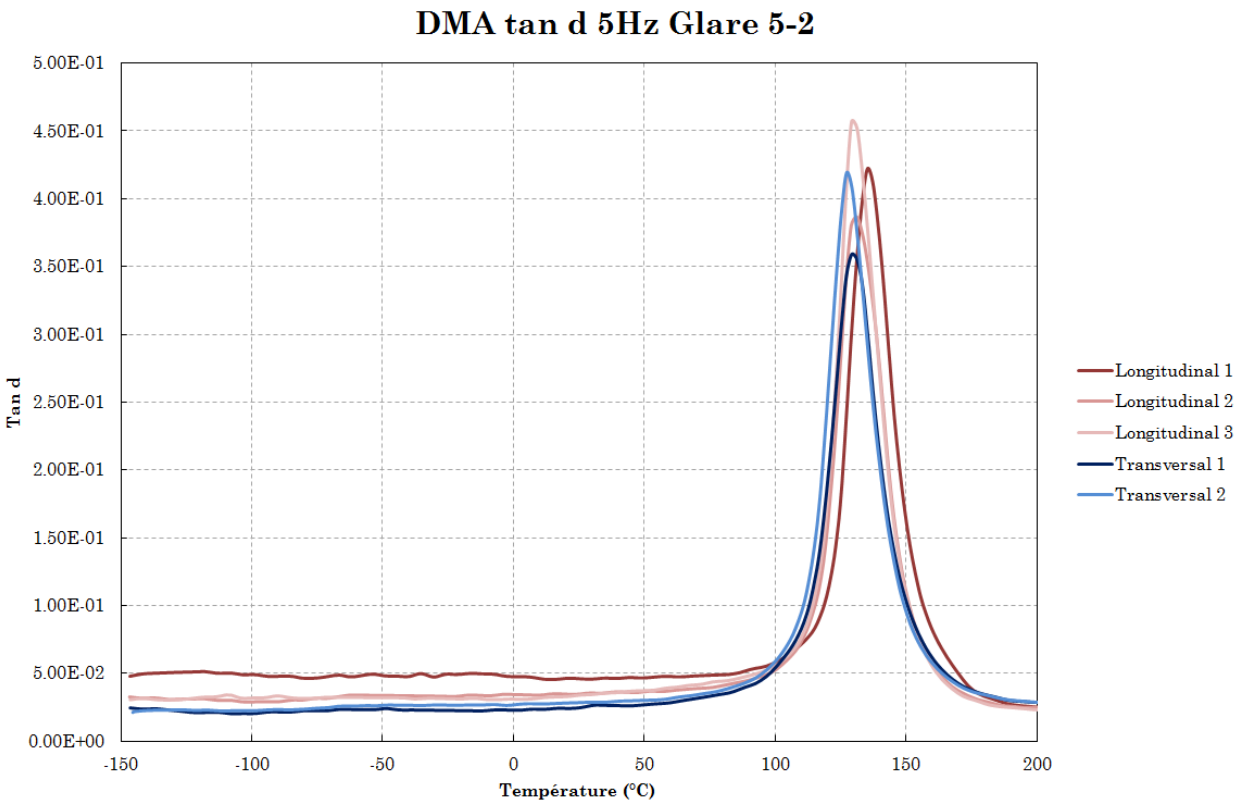


Figure 4.27 Facteur de perte du Glare 5-2

Le facteur de perte du Glare lors des essais de DMA est dans le même ordre de grandeur que les valeurs calculées lors des essais de marteau d'impact, soit environ 4%.

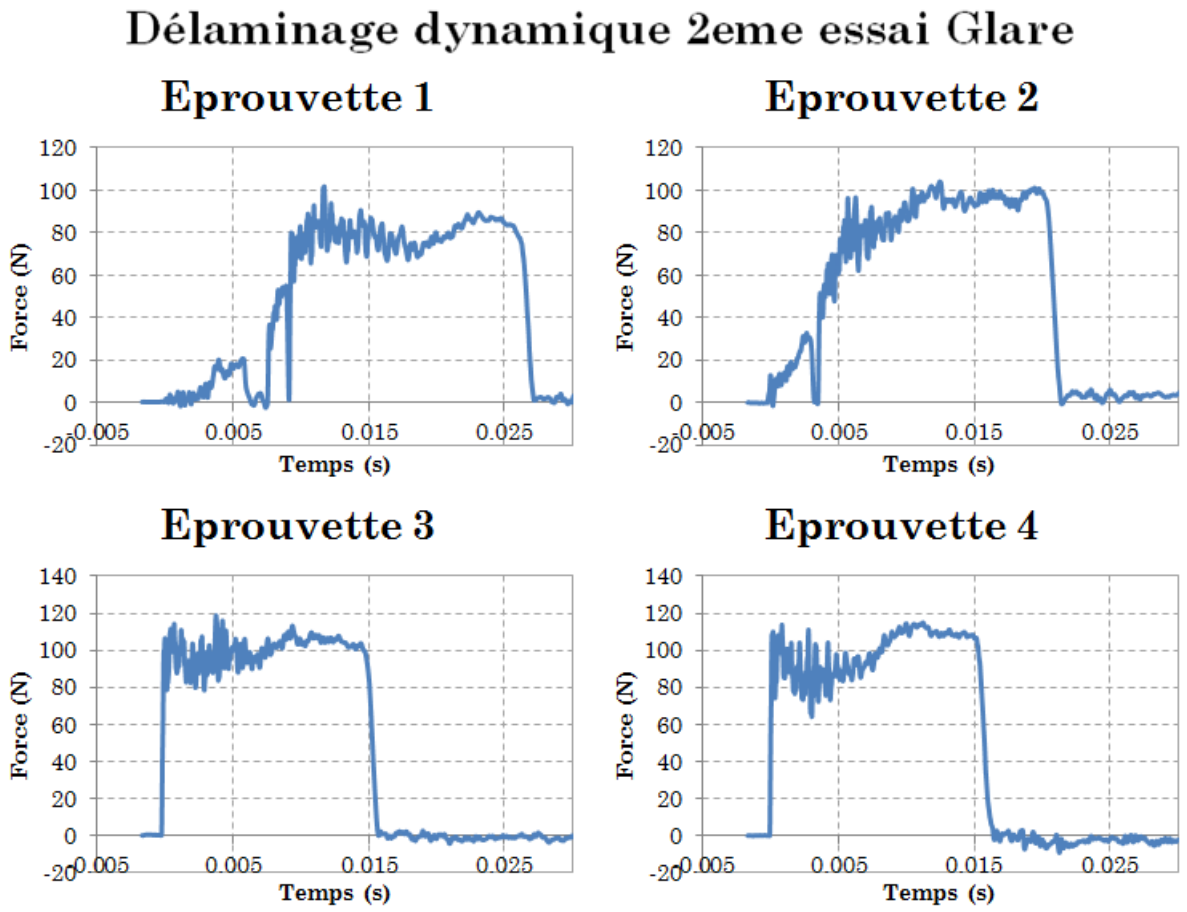


Figure 4.28 Essais de délaminage dynamique du Glare 5-2

Essai	Longueur délaminée (mm)	Temps délaminage (s)	Vitesse délaminage (m/s)	G1c (J/m²)	Force (N)	Energie (J)
1er essai	13.61	0.015	0.934	5565.80	91.1	1.60
2eme essai	13.72	0.015	0.952	5521.72	90.8	1.56

Pour le Glare, il y a peu de différences entre les valeurs de ténacité lors du premier impact et lors du second. Les valeurs d'efforts moyens et de ténacité sont quasi-identiques pour toutes les éprouvettes. Comme lors des essais DCB, le Glare présente un comportement stable. Cette différence de comportement par rapport aux stratifiés s'explique certainement par l'épaisseur plus importante des éprouvettes en Glare et par le fait que les fibres de verre présentent des propriétés bien plus faibles que le carbone constituant les autres stratifiés. Le comportement du Glare est donc principalement établi par le comportement de l'aluminium qui le constitue.

4.4.3 Résumé des propriétés du Glare 5-2

Lors des essais, les différentes propriétés du stratifié ont été mesurées directement ou calculées à partir des essais.

Glare 5-2				
Propriétés	direction	moyenne	écart-type	prévisions analytiques
Densité (kg/m3)	-	1 884.1	-	1 952.0
Module de Young essais de traction (MPa)	longitudinal	22 643.9	622.9	33 293.0
	transversal	24 259.4	1 232.3	33 293.0
Contrainte à rupture en traction (MPa)	longitudinal	322.7	18.7	165.0
	transversal	309.5	34.3	165.0
Module de Young marteau impact (MPa)	longitudinal	31 233.1	0.0	-
	transversal	31 071.4	375.3	-
Amortissement au premier mode propre (%)	longitudinal	3.8%	0.7%	-
	transversal	4.2%	1.4%	-
Module de cisaillement (MPa)	longitudinal	1 863.9	87.9	2 828.0
	transversal	2 010.3	19.6	2 828.0
Contrainte à rupture en cisaillement (MPa)	longitudinal	101.0	2.1	103.7
	transversal	107.5	0.8	103.7
G1c (J/m²)	DCB	2 750.6	65.7	-
	dynamique	5 543.8	31.2	-
Transition vitreuse (°C)	longitudinal	128.5	1.9	-
	transversal	124.5	1.0	-
Conductivité thermique (W/m/K)	plan (32°C)	35.34	-	28.39
	hors-plan (25°C)	0.414	-	0.33
	hors-plan (120°C)	0.413	-	0.33

Le Glare 5-2 est un FML constitué de fibres de verre et d'aluminium contrairement aux autres stratifiés qui comportent tous des plis en carbone. Son épaisseur est également plus importante que les autres stratifiés (2.5 mm). Il est donc normal que le Glare présente un comportement très différent des autres stratifiés. La densité est la plus importante, ce qui s'explique par l'épaisseur importante (plus de plis que dans les autres stratifiés) ainsi que par la densité du verre plus importante que celle du carbone. Le comportement du stratifié est très proche dans les directions longitudinal et transversal car l'utilisation de tissus permet d'obtenir ce type de comportement. La différence majeure entre le Glare et les autres stratifiés est sa sensibilité aux vitesses de déformations. En effet, les modules obtenus lors des essais de traction sont inférieurs d'environ 30% par rapport aux modules obtenus lors des essais d'impact. De plus, les prévisions analytiques sont plus proches des propriétés dynamiques que des propriétés quasi-statiques. Encore une fois, le comportement du Glare est défini par l'aluminium. Les valeurs de

ténacité sont également bien plus importantes en dynamique, ce qui correspond aux variations du module d'élasticité énoncé précédemment. La conductivité thermique dans le plan est proche des Carall tissé et UD. Ce qui montre que l'emploi d'aluminium en peau d'un stratifié permet d'améliorer la conductivité thermique dans le plan et ce quel que soit le stratifié (tissé ou UD, carbone ou verre, …). Les prévisions des modèles analytiques concernant les conductivités thermiques sont correctes.

4.5 Carbone + Bronze mesh

Le bronze « mesh » permet d'assurer une conductivité électrique en peau nécessaire pour une continuité électrique ainsi qu'un blindage CEM. L'impact du bronze mesh sur les propriétés mécaniques et thermiques est quasi-nul du fait du très faible grammage choisi (80 g/m²) et du placement en peau du stratifié. Le plan de symétrie se trouve dans un pli car il y a un nombre impair de plis.

Carbone tissé + bronze mesh				
Matériaux	Nombre plis	Orientation	Epaisseur (mm)	Epaisseur cumulée (mm)
bronze mesh	1	/	/	/
carbone	9	0°	0.2	0.2
		90°	0.2	0.4
		0°	0.2	0.6
		45°	0.2	0.8
		-45°	0.2	1
		45°	0.2	1.2
		0°	0.2	1.4
		90°	0.2	1.6
		0°	0.2	1.8
Epaisseur totale			1.8	

4.5.1 Propriétés statiques

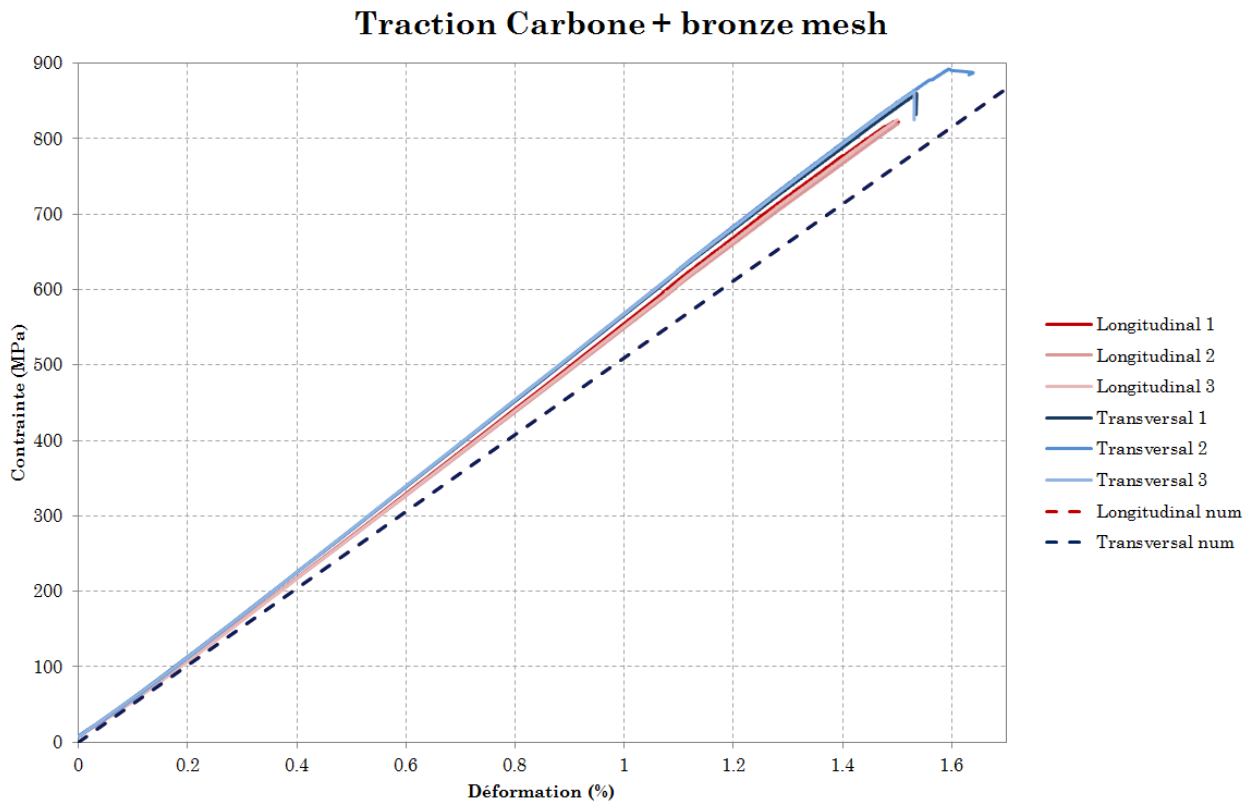


Figure 4.29 Essais de traction du Carbone + BM

Les stratifiés en Carbone + BM ne comportent pas de métaux (hormis le bronze mesh qui ne modifie pas les propriétés du stratifié), le comportement de ce matériau est donc celui d'un stratifié composite « classique ». La figure 4.29 montre les courbes des essais de traction. Lors de ces essais, les éprouvettes ont montré un comportement purement élastique, aucun changement de pente n'est visible sur les courbes. Une fois la contrainte maximale admissible atteinte, les plis orientés à 0° et 90° qui sont les plus sollicités cèdent mais pas les plis orientés à 45°. En effet, après la rupture des éprouvettes, les plis orientés à 45° (au cœur de ces stratifiés) n'ont pas atteints leur limite à rupture. Même si la rupture n'a pas eu lieu dans l'ensemble des plis, les stratifiés ne sont plus utilisables car les propriétés mécaniques sont fortement diminuées après la rupture des plis en peau.

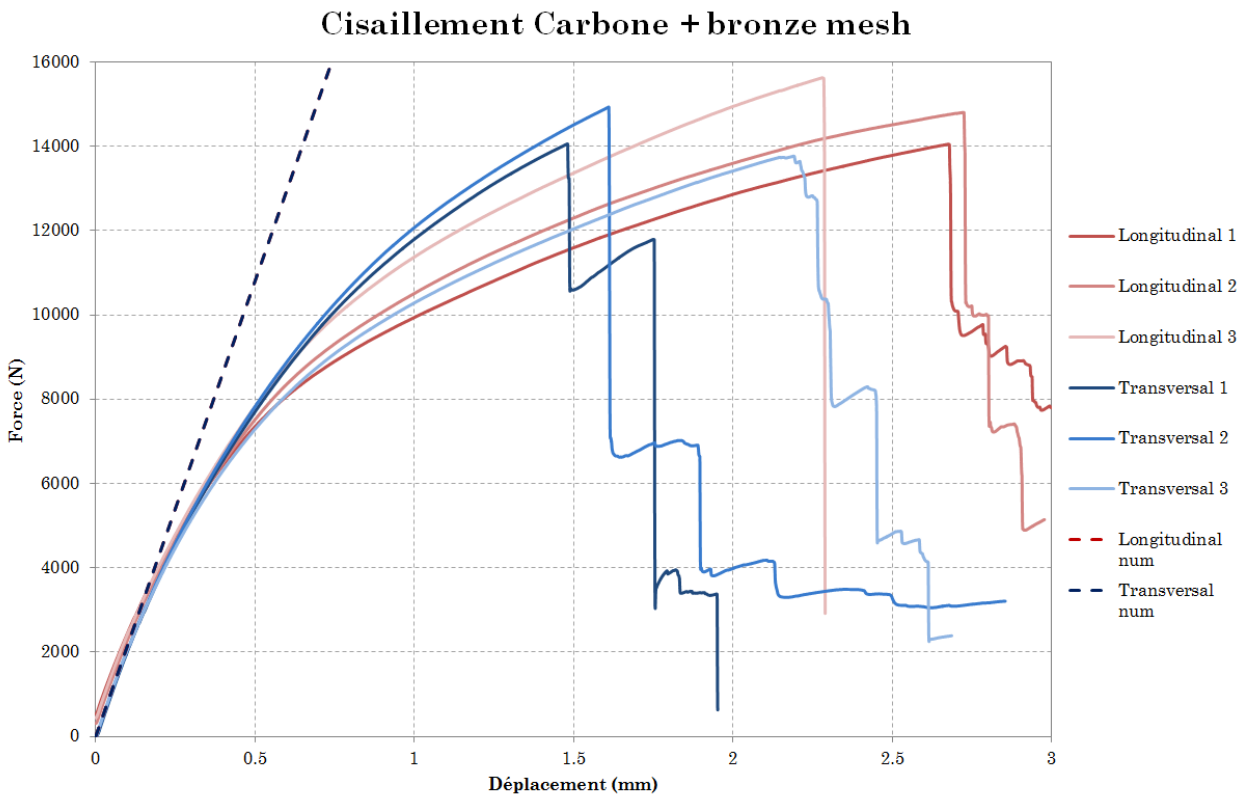


Figure 4.30 Essais de cisaillement du Carbone + BM

Le carbone + BM présente des ruptures successives lors des essais de cisaillement. En effet, comme le montre les courbes de la figure 4.30, les plis les plus sollicités en cisaillement sont les plis orientés à 45°, ce sont donc ces plis qui atteignent la limite à rupture en premier. Ensuite, ce sont les plis orientés à 0° et à 90° qui vont atteindre leur limite à rupture. La prévision de la destruction totale du matériau est donc plus complexe que pour un métal qui ne présente qu'une seule limite à rupture et non une suite de ruptures successives. Les éprouvettes longitudinales et transversales présentent une différence de comportement, notamment au niveau de l'allongement maximal à rupture. Mais il est difficile de considérer l'allongement à rupture car les éprouvettes en carbone + BM avaient une forte tendance à glisser dans les mors. Malgré un couple de serrage des vis de pression presque que deux fois plus important que pour les FML, l'accroche des mors dans le carbone n'est pas parfaite. Mais, même si les éprouvettes présentent un glissement, il est possible de valider la force maximale à rupture et donc la contrainte. Les simulations numériques offrent une bonne concordance au début des courbes d'essais mais, comme pour les autres matériaux, la rotation des plis n'a pas été prise en compte dans les modèles.

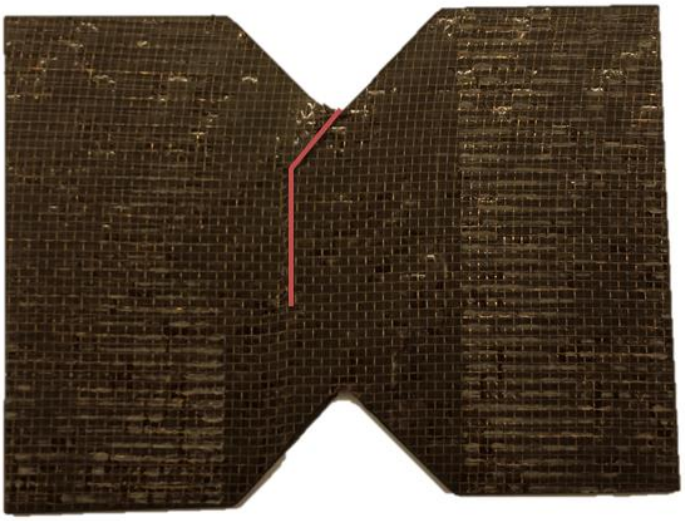


Figure 4.31 Eprouvette de cisaillement post-mortem en Carbone + BM

La fissure dans les éprouvettes de cisaillement en carbone + BM est représentée par une ligne rouge sur la figure 4.31. Mais cette fissure n'apparaît pas dans l'ensemble des plis au même instant du fait des ruptures successives des plis composant le stratifié. La figure 4.31 montre également les marques des mors avec un glissement identifiable par les marques blanches dues au cisaillement de la matrice lors du glissement relatif entre les mors et l'éprouvette.

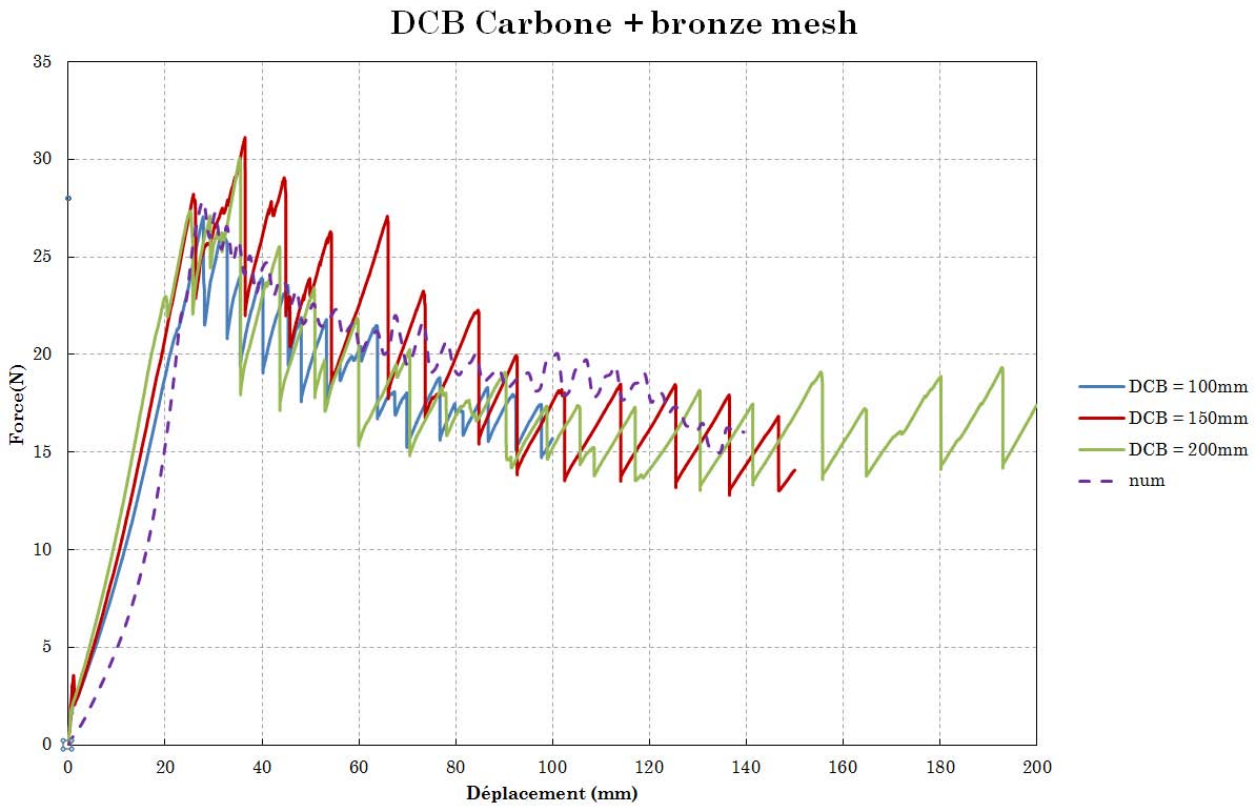


Figure 4.32 Essais de DCB du Carbone + BM

Les essais de délaminage sont très bien représentés par la modélisation numérique aussi bien au niveau du point d'amorçage du délaminage que de la propagation la fissure le long de l'interface. En effet, l'absence du comportement élasto-plastique de l'aluminium facilite la simulation purement élastique du stratifié composite.

4.5.2 Propriétés dynamiques

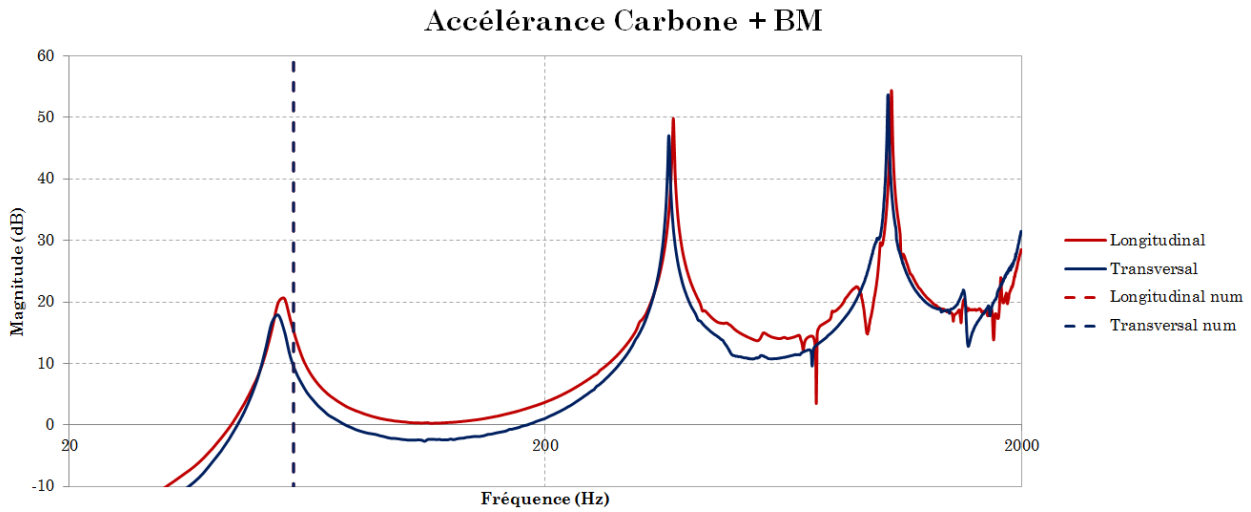


Figure 4.33 Essais de marteau d'impact du Carbone + BM

Les éprouvettes longitudinales et transversales présentent des comportements similaires lors des essais dynamiques. L'amortissement calculé pour les éprouvettes longitudinales et transversales est d'environ 7%. Les simulations d'analyse modale surestiment légèrement le module macroscopique du Carbone + BM.

Pour le carbone + bronze mesh, seuls deux essais sur des éprouvettes longitudinales ont été réalisés à cause d'un manque d'azote liquide pour les autres essais. Toutefois les autres matériaux composés de carbone ont montré des comportements équivalents dans les directions longitudinale et transversale.

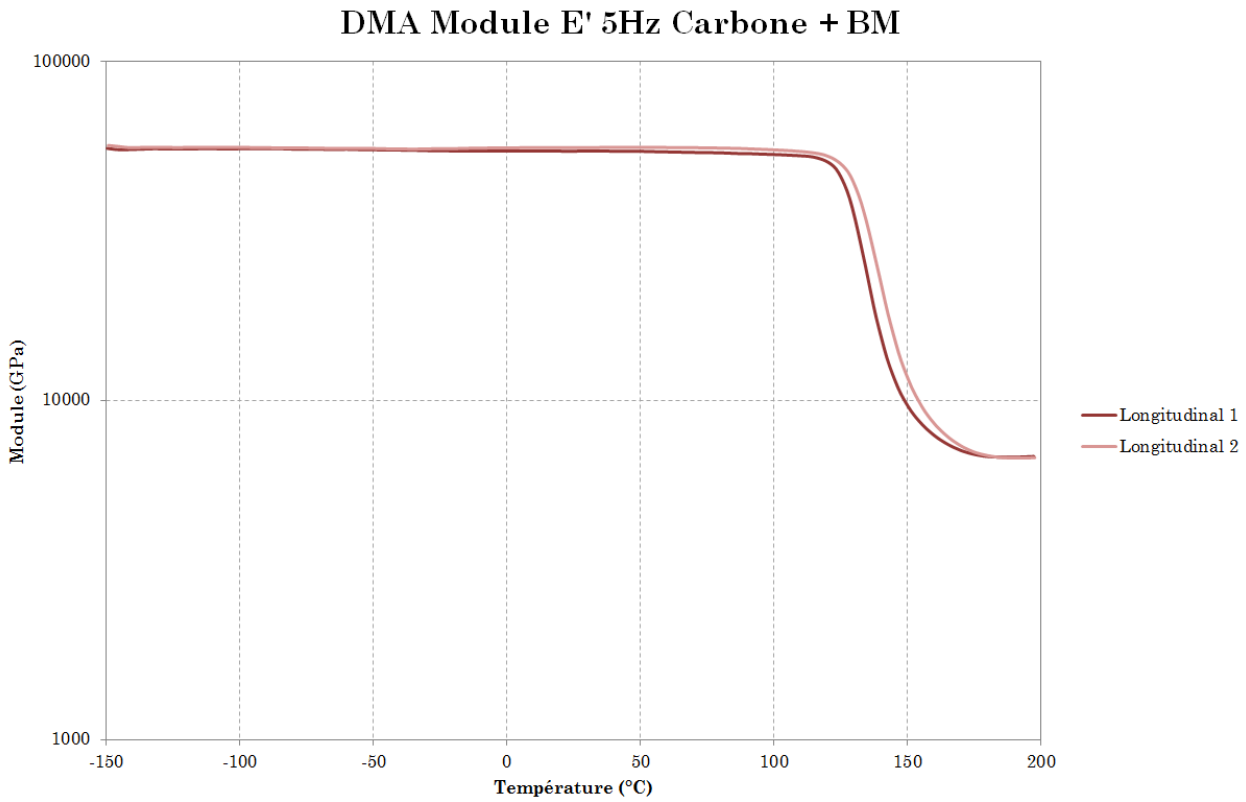


Figure 4.34 Module E' du Carbone + BM

Le module primaire E' du carbone + bronze mesh présente une très bonne stabilité de son module en fonction de la température. De plus, le module est équivalent pour les deux essais une fois la transition vitreuse dépassée. Ce comportement stable en fonction de la température facilite le dimensionnement des structures. De plus, aucun délaminage n'est apparu sur les éprouvettes.

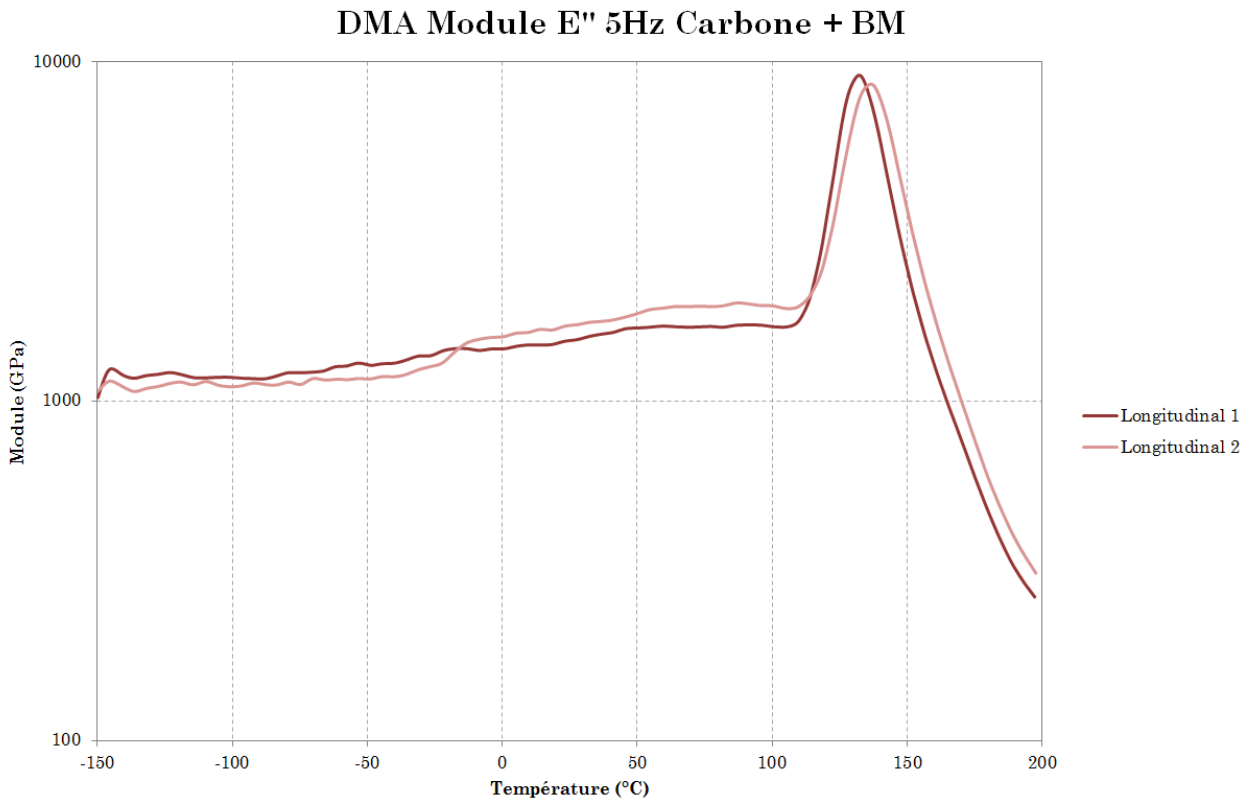


Figure 4.35 Module E" du Carbone + BM

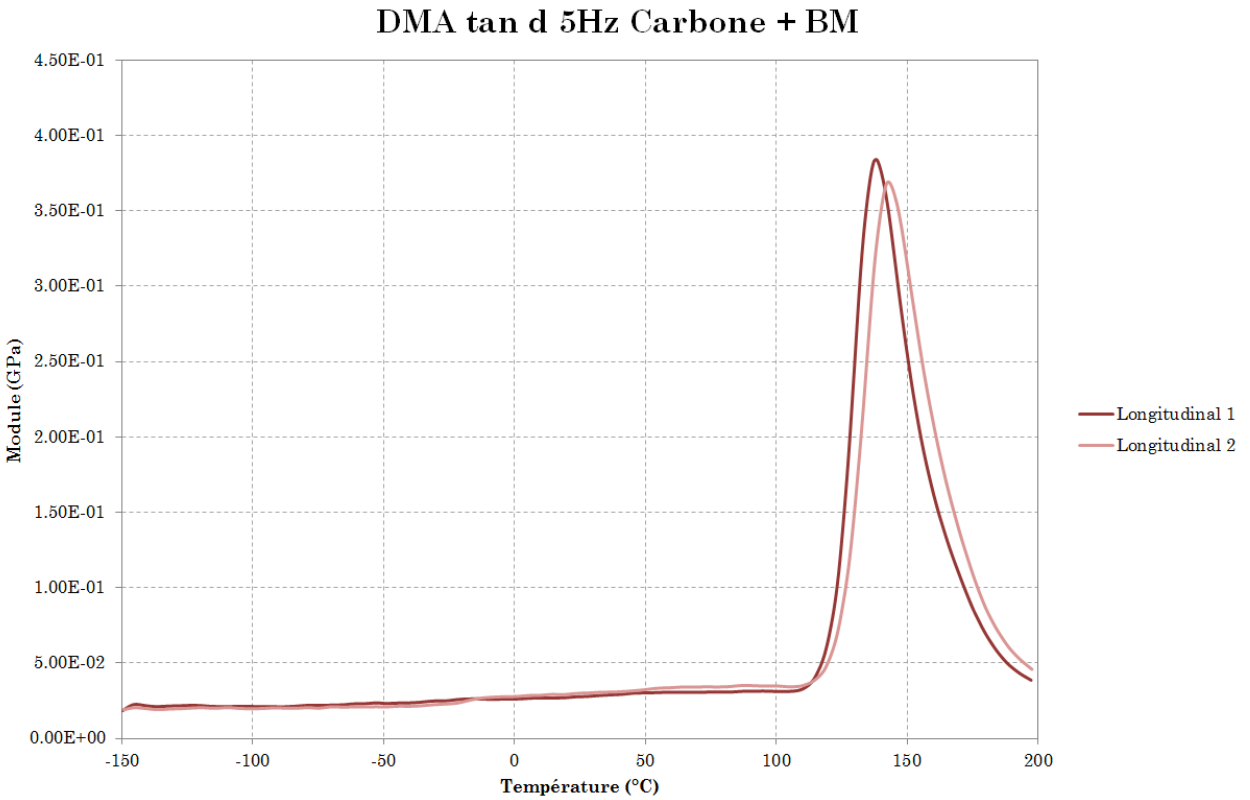


Figure 4.36 Facteur de perte du Carbone + BM

L'amortissement mesuré lors des essais de marteau d'impact était d'environ 7% tandis que le facteur de perte obtenu lors des essais de DMA est plutôt de l'ordre de 2.5%. Cette différence est difficile à s'expliquer car c'est le seul matériau qui montre des facteurs de perte différents. La variation du facteur de perte du carbone + BM en fonction de la température peut certainement expliquer ce phénomène.

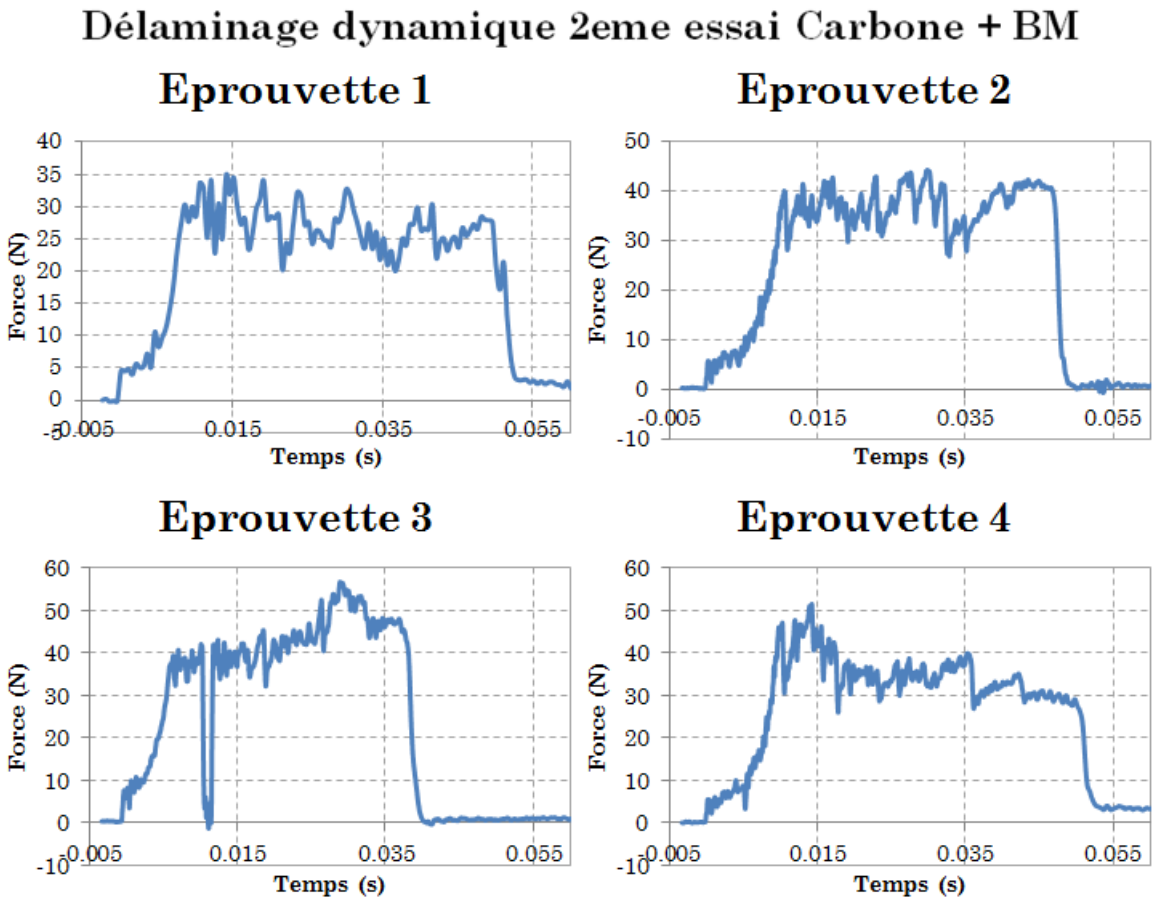


Figure 4.37 Essais de délaminage dynamique du Carbone + BM

Essai	Longueur délaminée (mm)	Temps délaminage (s)	Vitesse délaminage (m/s)	G1c (J/m²)	Force (N)	Energie (J)
1er essai	32.99	0.036	0.925	2302.51	35.7	1.22
2eme essai	34.23	0.034	1.019	2229.28	35.5	1.48

Pour le Carbone + bronze mesh, il y a peu de différences entre les valeurs de ténacité lors du premier impact et lors du second. Les valeurs d'efforts moyens et de ténacité sont quasi-identiques pour toutes les éprouvettes. Comme lors des essais DCB, le carbone + BM présente le comportement typique d'un stratifié composite. Contrairement aux autres matériaux, l'aire sous la courbe, représentant l'énergie est plus importante lors du second impact que lors du

premier. Mais la force moyenne lors du délaminage est quasi-identique. Ce qui prouve que lors du premier impact, l'éprouvette se déplace plus que lors du second impact et il y a donc plus d'énergie dissipée pour mettre en mouvement l'éprouvette et pour vaincre les efforts de frottements qui s'opposent au mouvement. Cette différence de comportement par rapport aux autres stratifiés s'explique certainement par l'absence d'aluminium en peau du stratifié. En effet, le comportement élasto-plastique de l'aluminium et des métaux en général modifie le comportement global des Fiber Metal Laminates (FML).

4.5.3 Résumé des propriétés du Carbone + bronze mesh

Lors des essais, les différentes propriétés du stratifié ont été mesurées directement ou calculées à partir des essais.

Carbone + BM				
Propriétés	direction	moyenne	écart-type	prévisions analytiques
Densité (kg/m3)	-	1 517.2	-	1 450.0
Module de Young essais de traction (MPa)	longitudinal	54 603.8	465.4	42 486.0
	transversal	56 067.9	234.2	42 486.0
Contrainte à rupture en traction (MPa)	longitudinal	822.5	2.8	931.0
	transversal	871.6	17.9	931.0
Module de Young marteau impact (MPa)	longitudinal	36 632.4	1320.5	-
	transversal	35 527.7	1476.2	-
Amortissement au premier mode propre (%)	longitudinal	6.9%	0.2%	-
	transversal	7.7%	0.6%	-
Module de cisaillement (MPa)	longitudinal	9 910.2	528.1	8 533.0
	transversal	8 371.4	204.8	8 533.0
Contrainte à rupture en cisaillement (MPa)	longitudinal	262.1	10.3	277.0
	transversal	260.6	10.7	277.0
G1c (J/m²)	DCB	1 717.4	21.1	-
	dynamique	2 265.9	51.8	-
Transition vitreuse (°C)	longitudinal	134.2	2.5	-
	transversal	-	-	-
Conductivité thermique (W/m/K)	plan (32°C)	2.98	-	4.78
	hors-plan (25°C)	0.681	-	1.2
	hors-plan (120°C)	0.705	-	1.2

Le carbone + bronze mesh se différencie des autres matériaux de cette étude par l'absence d'aluminium en peau du stratifié. La conductivité électrique nécessaire au bon fonctionnement des pièces constituant un boitier électronique est assurée par un grillage en bronze placé en

peau. Ce grillage ne modifie pas le comportement du stratifié du fait de son faible grammage et son placement en peau. La densité tout comme les propriétés mécaniques en font le matériau de cette étude avec les propriétés spécifiques les plus élevées (le module spécifique est d'environ 36.5 contre 25 pour l'aluminium). Mais les conductivités thermiques de ce matériau sont très basses (conductivité thermique dans le plan inférieure à 3 W/m/K). Ce qui démontre l'efficacité de l'aluminium en peau des FML. En effet, avec une conductivité thermique aussi faible, il n'est pas possible d'utiliser ce stratifié pour réaliser des pièces avec un besoin thermique. Néanmoins, les propriétés mécaniques sont très intéressantes, ce matériau doit donc être réservé à des fonctions purement mécaniques telles que du capotage par exemple. Les prévisions des modèles analytiques sous-estiment les performances du stratifié, ce qui veut dire que les propriétés du tissu de carbone sont correctes voir meilleures par rapport aux prévisions. Par contre, l'aluminium (série 1050a) utilisé pour la fabrication des FML Carall et Glare présente des propriétés très éloignées de ce qui avait été envisagé.

4.6 Comparaison des matériaux

Les différents matériaux vont maintenant être comparés les uns avec les autres de façon à pouvoir définir quel matériau utiliser en fonction des applications et des sollicitations globales des structures. Les graphiques de comparaison ont été réalisés en utilisant une courbe longitudinale et une courbe transversale de chaque matériau afin d'alléger les graphiques.

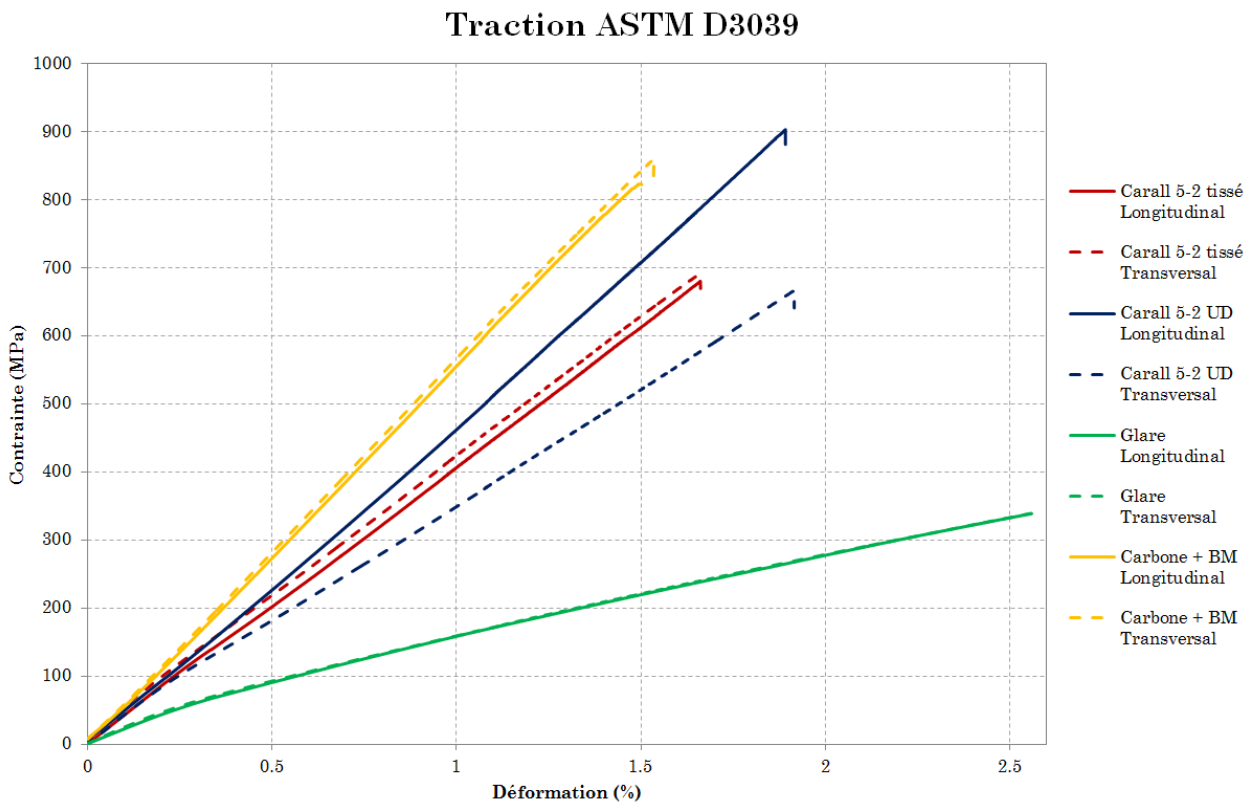


Figure 4.38 Comparaison des essais de traction

Les essais de traction présentés à la figure 4.38 montrent les différences entre les matériaux. Tout d'abord, les essais du Carall 5-2 tissé et du Carall 5-2 UD montrent clairement le compromis des tissus comparés aux fibres unidirectionnelles. En effet, les UD offrent une raideur et une contrainte maximale admissible supérieure au tissu en traction, mais seulement dans la direction longitudinale (dans le sens principal des fibres). Car la raideur ainsi que la contrainte maximale admissible sont bien plus faibles pour la direction transversale. C'est pourquoi le choix d'utiliser des UD doit être justifié par une sollicitation uniaxiale de la structure. Dans le cas d'une pièce en stratifié soumise à des efforts multiaxiaux, il vaut mieux privilégier l'emploi de tissus.

Le Glare montre un module inférieur aux autres matériaux ainsi qu'un changement de pente dû au comportement élasto-plastique de l'aluminium en peau. Quant au carbone + bronze mesh, il présente la raideur la plus importante au cours de l'essai. Même si la raideur du carbone + BM correspond aux raideurs des Carall au début de l'essai, lorsque l'aluminium commence à s'écouler plastiquement, la raideur globale des Carall diminue. Ce qui montre que l'absence de métal dans le composite permet d'avoir une raideur plus importante mais l'allongement à rupture est plus faible.

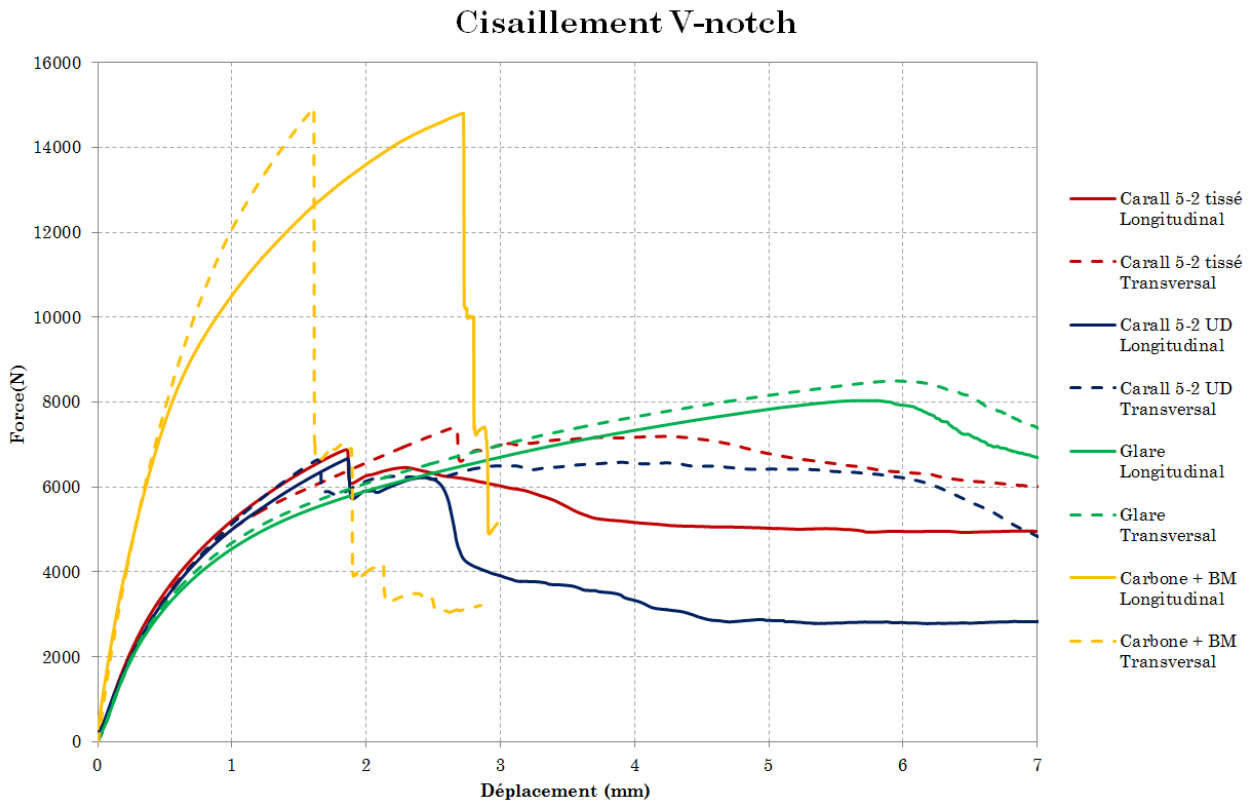


Figure 4.39 Comparaison des essais de cisaillement

Les essais de cisaillement présentés sur la figure 4.39 montrent des comportements différents pour chaque stratifié. Le carbone + bronze mesh montre, lors des essais de cisaillement, une raideur ainsi qu'une contrainte maximale admissible bien supérieure à celles des autres matériaux. Ceci s'explique par l'emploi de plis à 45° dans le stratifié car ces plis sont sollicités en traction lors des essais de cisaillement. La première rupture dans le carbone + BM se réalise dans les plis orientés à 45° et la seconde rupture a lieu dans les plis à 0°/90°. Le Glare présente un comportement très différent des autres stratifiés car il n'y aucune chute brutale de la force au cours de l'essai de cisaillement. Ce comportement « équivalent » à celui d'un métal est dû au fait que tous les plis cassent au même instant et que les fissures se propagent dans toute l'épaisseur du stratifié. Tandis que pour les autres stratifiés, les plis en composite cassent de façon successive en fonction de leur orientation. L'emploi du même tissu de carbone dans le Carall 5-2 tissé et le carbone + BM se retrouve avec une rupture très similaire entre les courbes « Carbone + BM transversal » et « Carall 5-2 tissé longitudinal » de la figure 4.39. Les Carall 5-2 tissé et UD montrent des comportements similaires aussi bien en raideur que pour les contraintes maximales admissibles en cisaillement. Si la structure à fabriquer en composites doit travailler en cisaillement, il sera important d'inclure des plis orientés à 45° dans le stratifié afin d'obtenir une raideur bien supérieur sans augmenter la masse ou le volume de la pièce.

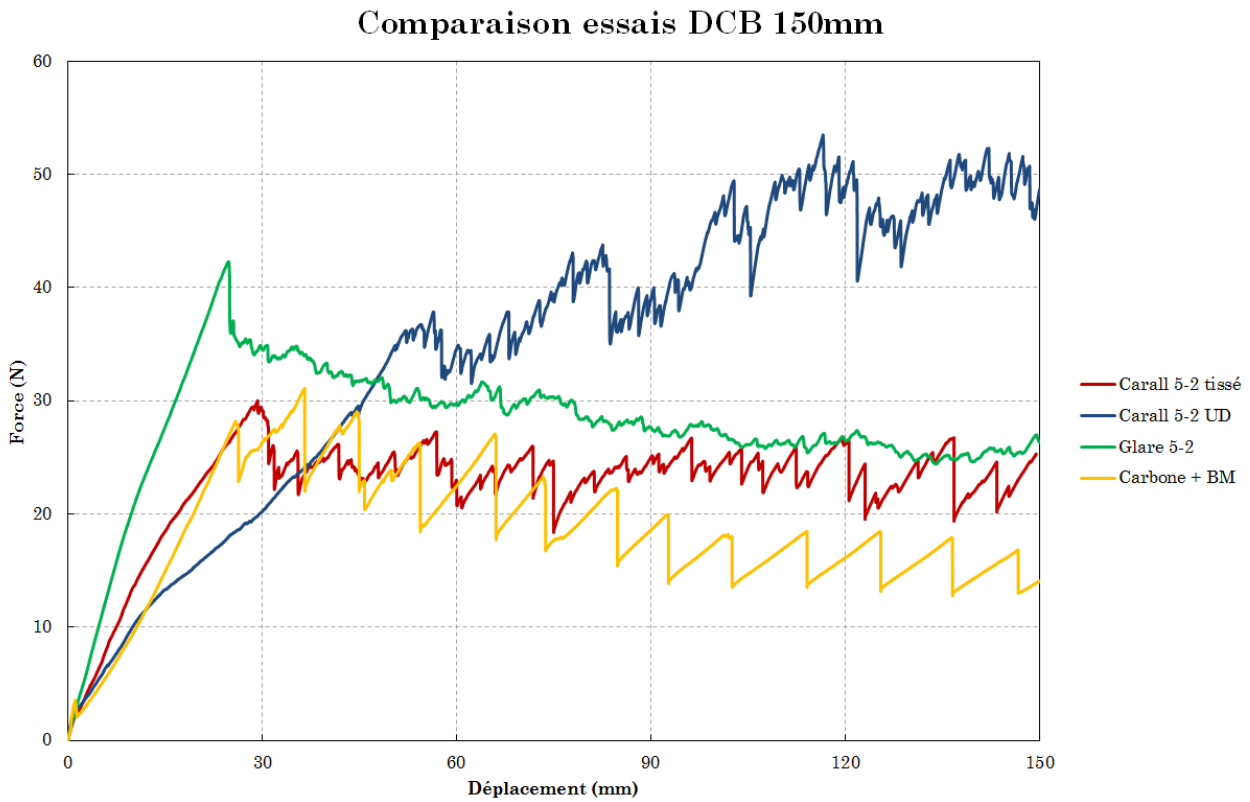


Figure 4.40 Comparaison des essais de DCB

Pour les essais de délaminage en mode I, chaque stratifié montre un comportement différent. Le comportement du Carall 5-2 UD n'est réellement comparable aux autres car le fait que les demi-stratifiés qui entourent l'interface délaminée se mettent en traction fausse les résultats. Par contre, les autres stratifiés montrent des comportements plus conventionnels. Le Glare présente une raideur plus importante que les autres stratifiés, ce qui s'explique par le fait que ce stratifié est le plus épais. Les demi-stratifiés offrent donc une raideur en flexion plus importante. Ce qui explique certainement aussi la chute brutale de l'effort au moment de l'amorçage du délaminage dans le Glare. En effet, l'énergie élastique emmagasinée dans les demi-stratifiés est plus importante et la dissipation de cette énergie en délaminage entraîne une forte chute de charge. La propagation du délaminage dans le Glare se fait également de façon moins brutale que dans les interfaces entre deux plis de carbone. Le tissage plus fin du tissu de verre facilite la propagation du délaminage et diminue donc la chute de charge au cours de l'essai. Les interfaces délaminées du Carall 5-2 tissé (90°/90°) et du carbone + BM (45°/-45°) sont quasi-similaires, ce qui explique la proximité de leurs points d'amorçage. Mais ce qui différencie ces deux matériaux est la présence d'aluminium en peau du Carall qui du fait de son comportement élasto-plastique limite la chute de charge au cours de l'essai.

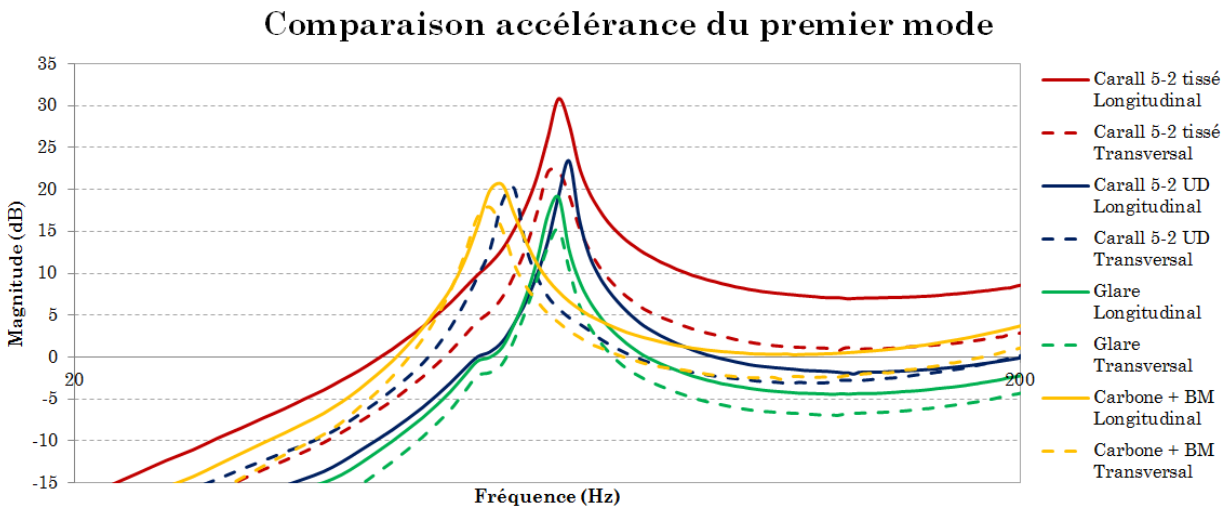


Figure 4.41 Comparaison des essais de marteau d'impact

Les signaux d'accélérance présentés sur la figure 4.41 montrent que le premier mode propre des FML (Carall et Glare) est proche (environ 65 Hz) tandis que le premier mode du carbone + bronze mesh est aux alentours de 55 Hz. Pourtant la raideur des éprouvettes en Carbone + BM est la plus importante des stratifiés. Ce qui montre bien que le comportement vibratoire d'une structure dépend du matériau (module, densité,) mais aussi de la géométrie (longueur en porte-à-faux, épaisseur, …). Il est donc important de réaliser des simulations pour valider le comportement vibratoire d'une structure en composite stratifié.

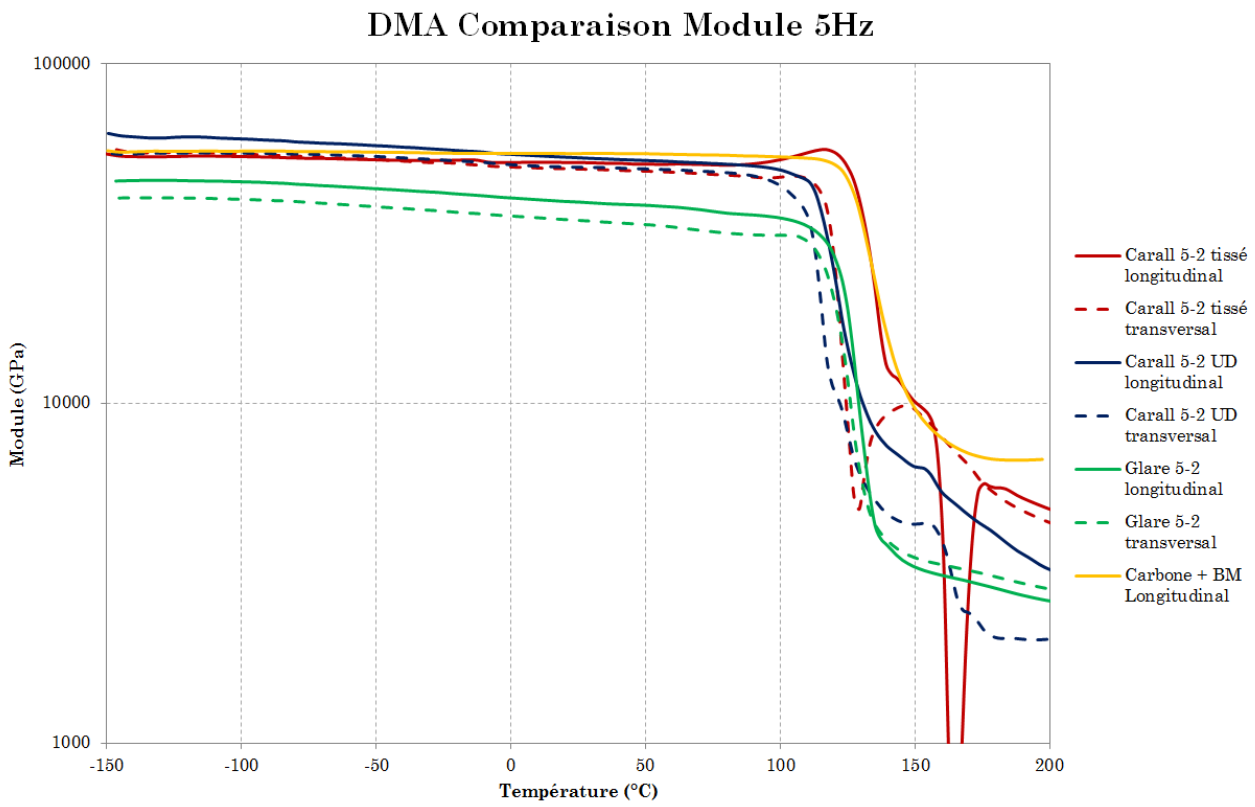


Figure 4.42 Comparaison des essais de DMA

Les essais de DMA de la figure 4.42 montrent des comportements très similaires pour les quatre stratifiés. Le comportement en température des stratifiés lors des essais de DMA dépend essentiellement de la résine utilisée lors de la fabrication des stratifiés. Or, la résine est une résine époxyde de classe 120°C pour tous les plis préimprégnés. La transition vitreuse est donc proche pour tous les matériaux. Les courbes d'évolution du module primaire E' montrent une très bonne stabilité du module du carbone + BM. Ce qui montre encore une fois que l'aluminium a une grande influence sur les stratifiés. Les variations de propriétés de l'aluminium en fonction de la température entraîne de légères variations du module macroscopique des stratifiés en fonction de la température. Le Glare montre un comportement différent des autres stratifiés par un module plus faible ainsi qu'une baisse plus importante de son module avec l'élévation de la température. Mais le Glare ne présente aucun délaminage au cours des essais de DMA contrairement aux Carall tissé et UD qui ont montré des délaminages entre l'aluminium et les tissus de verre sur certaines éprouvettes.

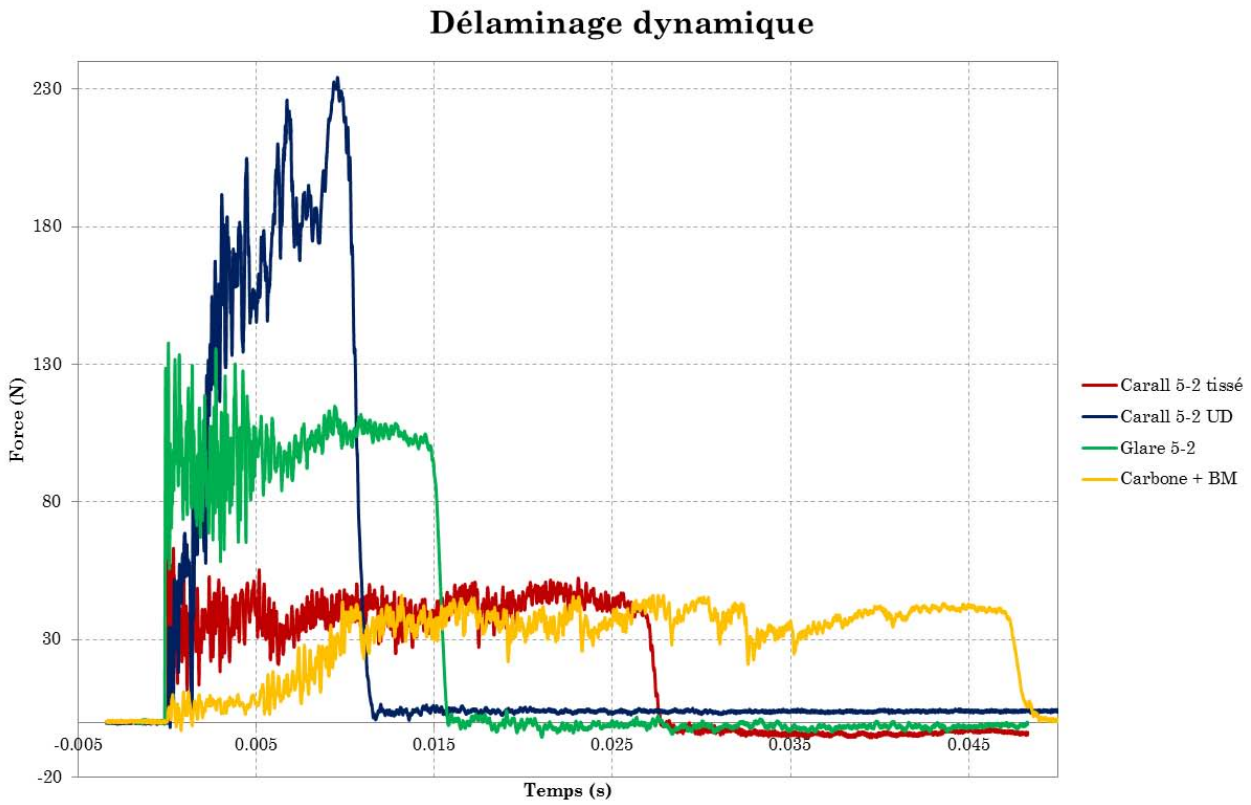


Figure 4.43 Comparaison des essais de délaminage dynamique

La comparaison des essais de délaminage dynamique visible à la figure 4.43 montre des différences importantes entre les différents matériaux. Le Carall tissé et le carbone + BM montre une force moyenne de délaminage similaire comme lors des essais DCB. Ceci s'explique par le fait que les interfaces à délaminer dans ces deux matériaux sont composées des mêmes tissus. Ce qui prouve que les valeurs de ténacité mesuré dépendent de l'interface et non des demi-stratifiés qui entourent l'interface. Mais le carbone + BM montre une phase transitoire de montée de l'effort sur le coin même lors du deuxième impact sur la même éprouvette. Ce phénomène est dû à l'absence d'aluminium en peau. En effet, le comportement élasto-plastique de l'aluminium permet de plaquer les éprouvettes en FML sur le coin lors du premier impact et le second impact génère du délaminage dès le commencement, comme le montre la figure 4.43. Encore une fois, le Carall UD possède un comportement bien différent des autres stratifiés avec une force qui ne cesse de croître au cours de l'essai. Il semblerait même que pour le Carall UD, l'énergie d'impact ne soit pas assez importante pour propager le délaminage de façon stationnaire, comme pour les autres matériaux. L'interface 0°/90° délaminée dans le Carall UD montre donc une résistance plus importante au délaminage qu'une interface composée de tissus identiques comme le Carall tissé. Le tableau suivant synthétise les résultats des essais de

délaminage dynamique pour tous les matériaux avec le 1er et le 2ème impact ainsi qu'une moyenne globale.

Matériau	essai	longueur délaminée (mm)	vitesse délaminage (m/s)	Force (N)	Energie (J)	G1c (J/m²)
Carall 5-2 tissé	1er essai	21.35	0.94	39.98	1.05	3546.7
	2eme essai	20.81	0.94	43.74	1.06	3639.1
	global	21.05	0.94	42.07	1.06	3740.9
Carall 5-2 UD	1er essai	9.30	0.86	100.64	1.58	8146.2
	2eme essai	9.46	0.98	140.70	1.57	8001.5
	global	9.38	0.92	120.67	1.58	8238.4
Glare 5-2	1er essai	13.61	0.93	91.11	1.61	5565.8
	2eme essai	13.72	0.95	90.81	1.56	5521.7
	global	13.67	0.94	90.94	1.58	5558.6
Carbone + bronze mesh	1er essai	32.99	0.93	35.69	1.22	2302.5
	2eme essai	34.23	1.02	35.47	1.48	2229.3
	global	33.61	0.97	35.58	1.35	2265.9

4.7 Conclusion

Ces essais ont permis de mesurer les propriétés effectives des quatre stratifiés composites de cette étude afin de les comparer et de définir quelles peuvent être les applications de chaque matériau. La comparaison des résultats expérimentaux avec les modèles analytiques permettra de calibrer les modèles de prévision de façon à pouvoir prédire le comportement des stratifiés quelle que soit la composition et l'orientation des plis. Les modèles numériques quant à eux ont permis de représenter le comportement des stratifiés de façon fidèle sans toutefois prendre en compte tous les phénomènes de plasticité ou de rotation des fibres. Si le dimensionnement d'une structure en composites doit être plus précise, il sera possible de considérer plus de phénomènes dans les simulations mais le temps de calcul ainsi que la complexité des modèles seront augmentés. Pour des analyses modales, qui sont les simulations principales pour les boitiers électroniques, les modèles existants suffiront pour assurer le dimensionnement d'un

boitier en composite stratifié. Le fait de connaître les propriétés thermiques des stratifiés permet également un dimensionnement thermique des structures. Les conductivités thermiques dans le plan des Carall et du Glare permettent une utilisation pour des structures nécessitant une gestion thermique. Même si dans cette étude, aucune méthode pour augmenter la conductivité thermique dans l'épaisseur n'a été mise en place, il existe des solutions : trous métallisés, inserts en aluminium ou en cuivre ou encore l'utilisation de base-plate moulée dans le stratifié composite. Les valeurs de ténacité pourront permettre un dimensionnement des structures en composites en cas d'impact (chute d'outils, chocs provenant de l'intérieur ou de l'extérieur d'un boitier) afin d'assurer l'intégrité des structures et de planifier les opérations de maintenance.

CHAPITRE 5

VIEILLISSEMENT DES STRATIFIES COMPOSITES

Table des matières

5.1 Introduction 191
5.2 Protocole expérimental 192
5.3 Evolution des propriétés dans le temps 197
5.3.1 Carall 5-2 tissé 198
5.3.2 Carall 5-2 UD 203
5.3.3 Glare 5-2 207
5.3.4 Carbone + bronze mesh 212
5.4 Comparaison des matériaux 218
5.5 Conclusion 220
5.6 Références 220

5.1 Introduction

Les matériaux composites sont relativement récents comparés aux métaux. La tenue et la résistance des stratifiés composites doivent être étudiées pour être sûr que les propriétés des matériaux ne vont pas se dégrader avec le temps. Les sollicitations thermiques et en humidité sont les plus contraignantes pour les matériaux composites. La matrice des stratifiés étant un polymère, les structures en composites ont tendance absorber de l'eau dans des environnements chauds et humides du fait de leur porosité. Le taux de porosité d'un stratifié composite industriel varie entre 1 et 10%. Le taux de porosité (ou taux de vide) des composites dépend de plusieurs facteurs (Krawczak, 2003) :

- Le type de résine : nature, utilisation d'accélérateur ou de catalyseur
- Les renforts : les orientations, le taux volumique de renforts, le type de renforts (tissus, UD, particules, …) ou encore la séquence d'empilement
- Les paramètres de fabrication : températures, temps, pressions et dépressions, degré hygrométrique

Les polymères ont également tendance à subir des vieillissements prématurés lors qu'ils sont exposés à une température plus importante que leur température de cuisson (Lafarie-Frenot, Rouquié, Ho, & Bellenger, 2006). L'impact est encore plus important lorsque la température ambiante autour du composite est proche voir au-delà de la température de transition vitreuse de la matrice. Les cyclages thermiques tels que ceux des avions posent des problèmes du fait de la dilatation thermique différentielle entre les différents plis des stratifiés.

Pour évaluer l'influence de l'environnement sur les quatre stratifiés étudiés, un protocole de vieillissement en milieu humide a été mis en place. Le but est de connaître le comportement des FML lorsqu'ils sont placés en environnement humide. Il sera ensuite possible de comparer les taux d'absorptions d'humidité entre les FML et les stratifiés composites sans métal en peau. Les stratifiés caractérisés lors de l'étude ne sont pas exactement les stratifiés qui seront utilisés lors des applications futures. La stratification (nombre de plis, orientation, matériau, …) ainsi que la nature de la résine seront différents en fonction des besoins. Néanmoins, les essais en vieillissement permettront de réaliser une comparaison entre les différents assemblages : UD et tissé, stratifiés avec ou sans métal. Ceci permettra de valider ou d'écarter la possible utilisation future de certains arrangements.

Le temps de l'étude ne permettant pas de réaliser un vieillissement « réel » sur plusieurs années, une méthode de vieillissement accéléré a été utilisé. Les taux d'humidité imposés par la DO 160 sont au maximum 0.01 kg d'eau/kg d'air sec. De plus, le taux d'humidité à 15 000 mètres d'altitude est proche de 0 du fait de la faible pression atmosphérique.

5.2 Protocole expérimental

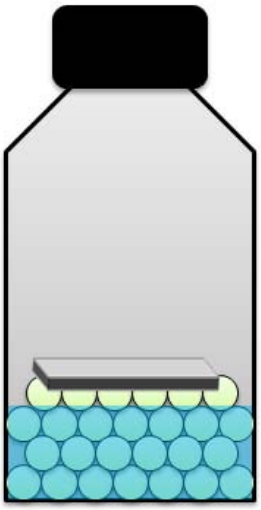


Figure 5.1 Eprouvette en environnement humide

Pour augmenter le taux d'humidité relatif, les éprouvettes ont été placées dans des flacons (voir figure 5.1). De l'eau déminéralisée avait préalablement été mises dans les flacons pour assurer la présence d'humidité. L'emploi d'eau déminéralisée permet d'éviter des réactions entre les éprouvettes et des composants de l'eau (ions, minéraux, …). Des billes en verre placées plus haut que le niveau d'eau déminéralisée permettent d'empêcher le contact direct entre l'eau et les éprouvettes car il ne s'agit de vieillissement en immersion mais seulement en humidité. Tous les flacons sont fermés avec des bouchons hermétiques puis placés dans une étuve à 85°C (voir figure 5.2). L'étuve utilisée pour cette étude est celle de France Etuves. Le choix de l'étuve ventilée XU112 a été influencé par la très bonne homogénéité de la température dans l'enceinte (inférieure à 1.2°C). Cette homogénéité permet de s'assurer que toutes les éprouvettes subissent le même vieillissement à la même température. Le volume de 112 litres de l'étuve permet de placer les éprouvettes facilement sans les coller les unes aux autres.

La température de 85°C avec une humidité relative proche de 100% dans le flacon crée une atmosphère avec 0.8 kg d'eau/kg d'air sec (d'après la formule de Duprès). Les éprouvettes sont donc soumises à un vieillissement extrêmement sévère (comparé au 0.01 kg d'eau/kg d'air sec imposé par la norme DO 160). L'inconvénient de cette méthode de vieillissement en flacon est que l'éprouvette est soumise à la fois un vieillissement en humidité et en température.

Pour connaître l'impact du maintien des éprouvettes à 85°C, des éprouvettes « thermiques » ont été placées dans des boites de Pétri sans eau. Ceci permettra de visualiser l'impact du maintien en température sur les éprouvettes et de « soustraire » l'effet thermique sur les éprouvettes de vieillissement en humidité. L'étude consistera à peser les éprouvettes régulièrement pour mesurer leurs masses et ainsi étudier le coefficient d'absorption des matériaux. Trois éprouvettes en humidité et en thermique sont utilisées pour le vieillissement afin de moyenner les résultats obtenus. Les éprouvettes de gravimétrie ont été séchées à 70°C pendant deux semaines avant d'être mises dans les flacons.

Figure 5.2 Intérieur de l'étuve

Un protocole a été mis en place pour le pesage des éprouvettes. En effet, la présence d'eau sur les éprouvettes due à la condensation représente une masse qui ne doit pas être considérée car non absorbée par les éprouvettes. La balance utilisée pour les pesées présente une précision allant jusqu'à 10^{-5} grammes. Cette précision est indispensable car les variations de masse pour une même éprouvette entre deux pesées sont très faibles. Le protocole de pesée est le suivant :

- Sorties des éprouvettes de gravimétrie pour un matériau : trois éprouvettes « humidité » dans les flacons et trois éprouvettes « thermique » dans les boites de Pétri
- La manipulation des éprouvettes se fait à l'aide d'une pince forte nettoyée à l'acétone avant chaque série de pesées
- Pesée des éprouvettes « humidités » une par une : ouverture du flacon, pose de l'éprouvette sur du papier Joseph (papier absorbant sans peluche) sur chaque face pendant 15 secondes, pesée du flacon pour ajuster le niveau d'eau si besoin puis pesée de l'éprouvette sur la balance. Une fois la masse de l'éprouvette stabilisée, la masse ainsi que l'heure de la pesée sont notées. L'éprouvette est ensuite remise dans son flacon et le bouchon hermétique est vissé. La balance est étalonnée après chaque pesée. Ces opérations sont répétées pour les trois éprouvettes
- Pesée des éprouvettes « thermiques » une par une : ouverture de la boite de Pétri, pesée de l'éprouvette sur la balance. Une fois la masse de l'éprouvette stabilisée, la masse ainsi que l'heure de la pesée sont notées. L'éprouvette est ensuite remise dans sa boite de Pétri. La balance est étalonnée après chaque pesée. Ces opérations sont répétées pour les trois éprouvettes
- Toutes les éprouvettes sont ensuite remises dans l'étuve et le même protocole est appliqué au matériau suivant

Chaque séquence de pesées pour un matériau dure environ 4 min, pendant ce temps, les éprouvettes subissent un refroidissement. Ces refroidissements et chauffages successifs provoquent un cyclage thermique et humide aux éprouvettes qui peuvent accélérer la dégradation des éprouvettes. C'est pourquoi, des éprouvettes « suiveuses » ont été placées dans l'étuve au même moment que les éprouvettes de gravimétrie. Les éprouvettes « suiveuses » ne sont pesées qu'à la fin du vieillissement, elles ne subissent donc pas de cyclage thermique et humide. La comparaison de la masse des éprouvettes « suiveuses » et des éprouvettes de gravimétrie permettra de voir si les pesées ont pu affecter l'évolution de la masse au cours du temps. En effet, le cyclage thermique lors de la pesée des éprouvettes peut créer un endommagement de la matrice qui va favoriser la diffusion de l'humidité dans la matrice (Lafarie-Frenot et al., 2006).

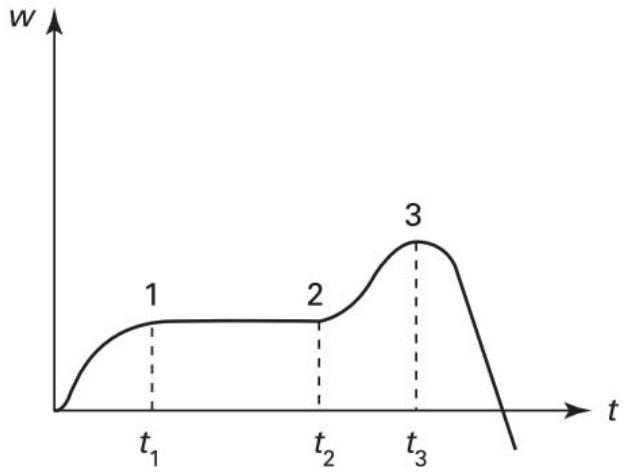


Figure 5.3 Evolution typique de la masse d'un composite lors d'un vieillissement en humidité (VERDU, 2000)

L'évolution de la masse des éprouvettes lors d'un vieillissement en humidité ne se fait pas de façon constante au cours du temps (voir figure 5.3). La première partie de la courbe de prise de masse (avant l'instant t1) correspond à l'absorption d'eau. L'éprouvette se gorge d'eau du fait de sa porosité. Entre les instants t1 et t2, la masse de l'éprouvette est stable, c'est l'équilibre. Après l'instant t2, la masse de l'éprouvette augmente malgré le fait que l'éprouvette ne peut plus absorber d'eau. Ce phénomène s'explique par le fait que la résine commence à former plusieurs phases, c'est la démixtion. Lors de cette phase, des microcavités se forment dans la matrice. Ces fissures vont se propager jusqu'à l'instant t3. A l'instant t3, les multiples fissures crées dans le matériau provoquent la formation de cloques à la surface de l'éprouvette. Ce qui entrainera la séparation de particules indiquant une destruction très importante de l'éprouvette et un impact catastrophique sur les propriétés mécaniques. L'anisotropie

mécanique des stratifiés composites favorise la propagation de fissure parallèle à la surface de l'éprouvette et aux renforts ce qui accélère la dégradation de l'éprouvette.

Pour comparer les matériaux stratifiés étudiés entre eux et avec les données de la littérature, il est important de trouver une propriété physique identifiable grâce au vieillissement. En effet, chaque stratifié est différent de par son épaisseur et son empilement. Le coefficient de diffusion Fickien permet d'évaluer la propagation de l'humidité dans le composite. La diffusion Fickienne s'applique à un polymère lorsque les prises de masses sont inférieures à 100% et que la température d'essai est éloignée de la température de transition vitreuse du polymère (FAYOLLE & VERDU, 2005). Cette méthode de calcul s'applique donc très bien aux stratifiés composites avec une matrice époxy de classe 120°C pour un vieillissement en humidité à une température de 85°C.

Le coefficient de diffusion Fickien D s'exprime en m²/h. Les paramètres de calcul du coefficient de diffusion sont :

- e : épaisseur de l'éprouvette en mètre
- t : temps de vieillissement en heure
- m_t : masse à l'instant t
- m_∞ : masse à l'équilibre

$$D = \frac{\pi}{16}\frac{e^2}{t}\left(\frac{m_t}{m_\infty}\right)^2 \tag{5.1}$$

La relation (5.1) de calcul du coefficient de diffusion Fickien n'est valable que dans la partie initiale de la courbe de prise de masse pour $m_t / m_\infty \leq 0.5$. Malheureusement, la masse à l'équilibre ne peut être connue avant le vieillissement, c'est pourquoi il est nécessaire d'avoir un critère pour définir si l'équation de diffusivité Fickienne est applicable. Dans la partie initiale, la courbe de prise de masse peut être simplifiée en représentant le graphique en fonction de la racine du temps $\sqrt{t}$ et non en fonction du temps. Pour visualiser la pertinence du choix de l'instant de calcul du coefficient, il faut s'assurer que la courbe de pourcentage de prise de masse en fonction de la racine du temps $\%m_t = f\left(\sqrt{t}\right)$ est linéaire (FAYOLLE & VERDU, 2005). Une courbe de la prise de masse normalisée en %/mm (pourcentage de prise masse / épaisseur de l'éprouvette) sera réalisée pour comparer les matériaux sans considérer leurs épaisseurs respectives.

Le premier impact du vieillissement sur les éprouvettes est une diminution de la température de transition vitreuse. La modification de la température de transition vitreuse dépend de la température de vieillissement. L'autre impact direct du vieillissement en humidité des composites stratifiés est une diminution du module macroscopique des éprouvettes. Des essais de DMA seront réalisés sur des éprouvettes ayant subies un vieillissement afin de quantifier l'impact de l'humidité et de la température sur les propriétés thermomécaniques des stratifiés. Toutes les éprouvettes utilisées pour le vieillissement sont des éprouvettes longitudinales, les comparaisons des propriétés en fonction du temps de vieillissement seront donc réalisées avec des éprouvettes longitudinales n'ayant pas subies de vieillissement.

5.3 Evolution des propriétés dans le temps

Des essais de vieillissement accéléré en humidité et en température permettent de connaître les évolutions de masse d'un stratifié composite. Ces évolutions de masse permettent d'une part de calculer les propriétés de diffusion en humidité et d'autre part de visualiser des changements brutaux dans l'arrangement du stratifié. Les courbes d'évolution des masses présentée pour chaque matériau sont des moyennes des trois éprouvettes « humidités » et des trois éprouvettes « thermiques ». Les barres d'erreur permettent de visualiser les écarts-type à chaque série de pesées. Le graphique présente également l'évolution de la masse des éprouvettes suiveuses placées dans des flacons (comme les éprouvettes en vieillissement humide) mais qui ne sont pesées qu'une seule fois. Les éprouvettes suiveuses ne subissent donc pas de cyclage thermique lors des sorties de l'étuve pour les pesées.

Des essais de DMA permettent de visualiser l'impact du vieillissement sur les propriétés thermomécaniques des stratifiés. Toutes les courbes de module primaire E' mesurées lors des essais de DMA sont celles obtenues avec la fréquence de sollicitation de 5 Hz. Le choix de cette fréquence est induit par le fait que le dispositif de flexion trois points de la DMA est calibré à une fréquence de 5 Hz. L'évolution de la température lors de l'essai se fait de la température ambiante (environ 25°C) jusqu'à 200°C. Le fait d'étudier le comportement des éprouvettes vieillies à des températures inférieures à 0°C n'est pas nécessaire car le comportement des stratifiés composites est modifié essentiellement à des températures proches de la transition vitreuse (environ 120°C initialement). De plus, cela n'oblige pas à utiliser de l'azote liquide pour le refroidissement lors des essais ce qui permet de gagner du temps lors des essais.

5.3.1 Carall 5-2 tissé

Le CARALL tissé est constitué de tissus préimprégnés de carbone et de tôles d'aluminium. L'isolation électrique entre l'aluminium et le carbone du fait du couple galvanique est réalisée avec deux plis de tissus préimprégnés de verre de faible épaisseur. Le plan de symétrie se trouve entre ces deux plis. Le tableau suivant rappelle les plis qui composent ce stratifié.

Carall 5-2 tissé				
Matériaux	Nombre plis	Orientation	Epaisseur (mm)	Epaisseur cumulée (mm)
alu	1	/	0.2	0.2
verre	2	0°	0.09	0.29
		45°	0.09	0.38
carbone	6	90°	0.23	0.61
		0°	0.23	0.84
		90°	0.23	1.07
		90°	0.23	1.3
		0°	0.23	1.53
		90°	0.23	1.76
verre	2	45°	0.09	1.85
		0°	0.09	1.94
alu	1	/	0.2	2.14
Epaisseur totale			2.14	

En considérant que l'aluminium est imperméable, les éprouvettes de gravimétrie du Carall 5-2 tissé possèdent une surface d'échange avec l'environnement d'environ 150 mm².

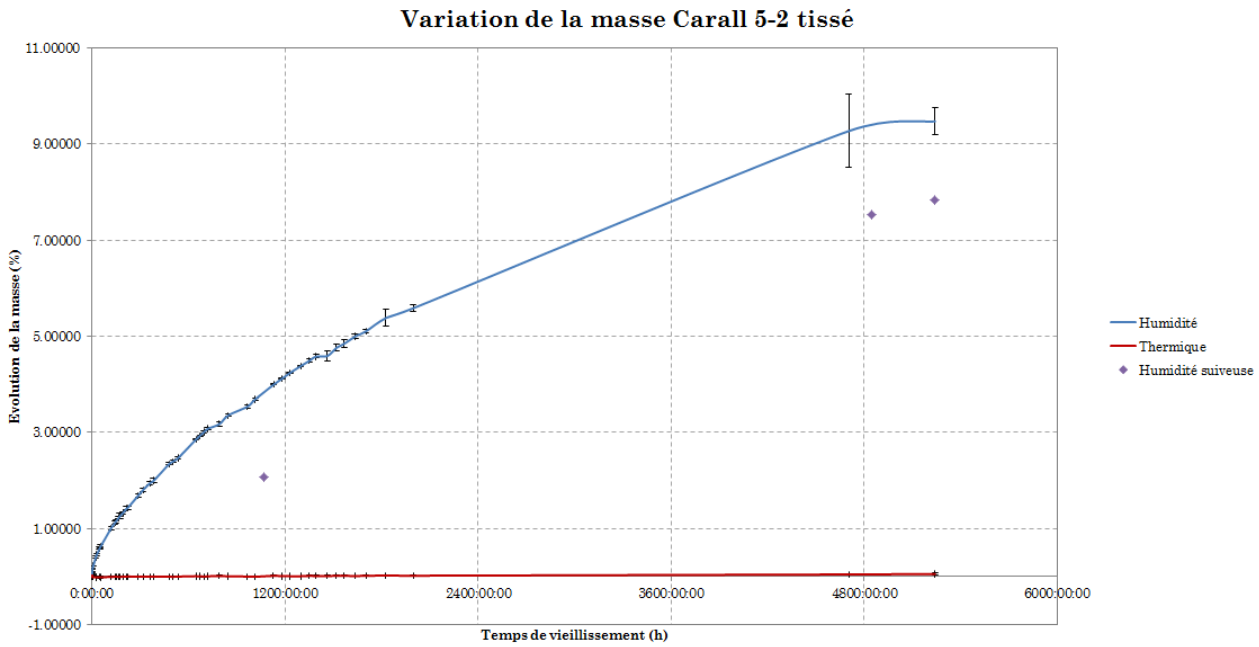


Figure 5.4 Evolution de la masse du Carall 5-2 tissé

La figure 5.4 montre l'évolution de la prise de masse pour les éprouvettes de vieillissement en Carall tissé. Tout d'abord, l'évolution de la masse des éprouvettes en Carall 5-2 tissé soumises uniquement à un vieillissement thermique est négligeable comparée à l'évolution des éprouvettes soumises à un vieillissement combiné thermique/humide. Ce qui montre que la prise de masse des éprouvettes « en humidité » est essentiellement due à l'humidité car le maintien des éprouvettes « thermiques » à une température de 85°C provoque des variations de masse inférieures à 0.1% pour ce matériau. La courbe de prise de masse des éprouvettes en vieillissement humide du Carall tissé reprend la forme typique (visible à la figure 5.3) de prise de masse d'un polymère avec une élévation de la masse rapide en début de vieillissement suivie d'un changement de pente régulier de la courbe de prise de masse. Les éprouvettes suiveuses montrent une prise de masse plus faible (environ 2%) que les éprouvettes de gravimétrie. Ce qui confirme que les sorties régulières de l'étuve pour les pesées ont provoqué des cyclages thermiques et humides qui ont entrainé une dégradation de la matrice. Cette dégradation a tendance à augmenter le taux de porosité de la matrice et donc à favoriser la diffusion de l'humidité au cœur de la matrice et du stratifié. Ce qui explique l'écart de 2% de prise de masse entre les éprouvettes de gravimétrie et les éprouvettes suiveuses. Il est possible de dire que le Carall 5-2 tissé a atteint la stabilisation à 9.5% de prise de masse après environ 4 700 heures de vieillissement à 85°C et environ 100% d'humidité relative.

Toutes les observations sur l'évolution des prises de masse des éprouvettes en Carall tissé seront identiques pour les autres Fiber Metal Laminates (Carall UD et Glare).

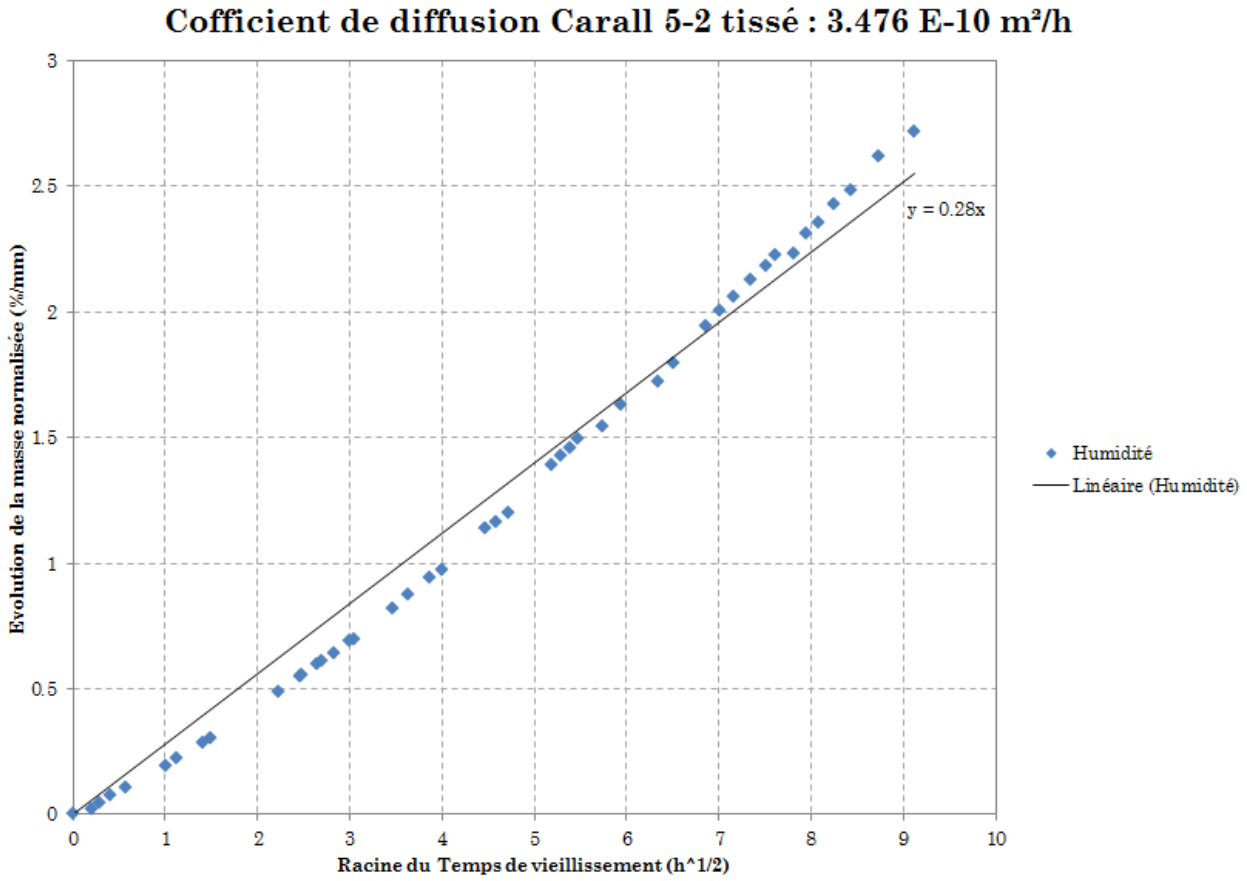


Figure 5.5 Evolution de la masse normalisée du Carall 5-2 tissé

La figure 5.5 montre l'évolution de la prise de masse normalisée en %/mm des éprouvettes de gravimétrie en vieillissement humide pour le Carall 5-2 tissé. Une courbe d'interpolation linéaire permet de déterminer le coefficient directeur de la droite, ce qui permettra de comparer les résultats pour les différents matériaux. Les points montrent une bonne corrélation avec une courbe linéaire ce qui permet de calculer un coefficient de diffusion Fickien de 3.5 10^{-10} m²/h pour le Carall 5-2 tissé.

Les figures 5.6 et 5.7 montrent l'évolution du module primaire E' dans trois états différents : avant le vieillissement (ce sont les courbes d'essais présentées dans le chapitre 4), après 8 heures de vieillissement et après 1 072 heures de vieillissement.

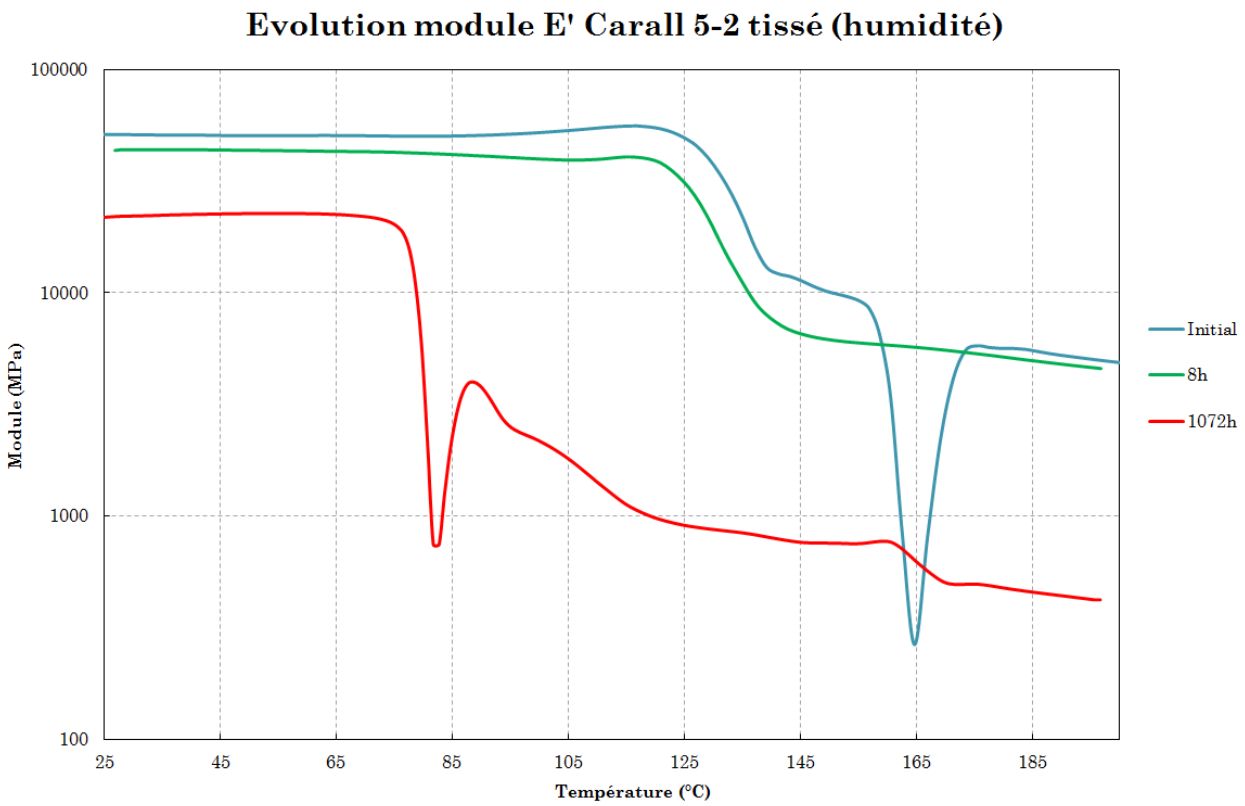


Figure 5.6 Evolution du module primaire E' des éprouvettes de vieillissement en humidité du Carall 5-2 tissé

La figure 5.6 montre qu'un vieillissement en humidité a un impact fort sur le Carall 5-2 tissé. En effet, après 8 heures de vieillissement, le module ainsi que la température de transition vitreuse présentent une légère baisse mais restent proches (inférieure à 10%) des propriétés initiales du matériau. En revanche, après 1 072 heures de vieillissement, le module primaire ainsi que la température de transition vitreuse chutent dangereusement. Le module baisse de près de 50% et la température de transition vitreuse macroscopique du stratifié passe à environ 85°C (ce qui correspond à la température de l'étuve pendant le vieillissement). De plus, un délaminage apparaît sur l'éprouvette à environ 82°C. L'absorption d'humidité a donc eu un impact très négatif sur les propriétés du stratifié. Néanmoins, l'humidité relative dans les flacons de vieillissement surestime très largement une humidité réelle. En effet, lors des vols, l'humidité relative autour des avions et dans les zones non pressurisées est très faible. Ce vieillissement ne permet pas de prédire les propriétés lors d'un fonctionnement « réel » mais il donne le sens d'évolution des propriétés lorsque le stratifié sera en présence d'humidité.

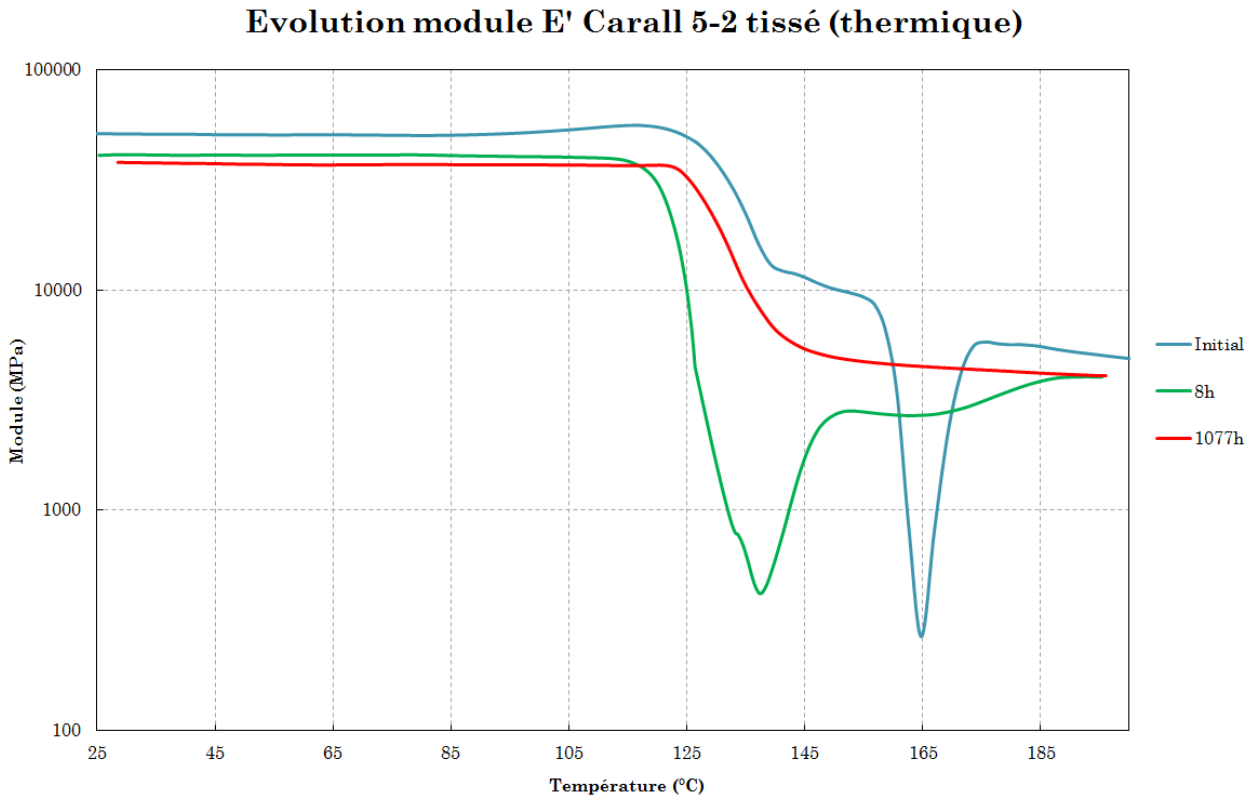


Figure 5.7 Evolution du module primaire E' des éprouvettes de vieillissement en température du Carall 5-2 tissé

La figure 5.7 montre qu'un maintien des éprouvettes en Carall 5-2 tissé à 85°C n'impacte pas particulièrement le module du stratifié. Il y a une petite différence entre la courbe sans vieillissement et les courbes des éprouvettes ayant subies un vieillissement mais cet écart peut s'expliquer par le fait que les essais initiaux ont été réalisé sur une plage de température de -150°C à 200°C et que tous les essais n'ont pas été réalisés avec la même calibration de la machine de DMA. Toutefois, la température de transition vitreuse a été modifiée par le vieillissement avec une baisse d'environ 5°C. L'éprouvette qui est restée 8 heures dans l'étuve a montré un délaminage lors de l'essai de DMA, comme le montre la chute brutale du module après la température de transition vitreuse. Le Carall 5-2 tissé est donc un matériau intéressant car ses propriétés évolueront très peu lors d'un maintien à une température éloignée de la température de transition vitreuse. Ce qui arrive fréquemment dans des boitiers fonctionnant en continu.

5.3.2 Carall 5-2 UD

Le CARALL UD (fibres UD de carbone et aluminium) est constitué de fibres UD préimprégnés de carbone et de tôles d'aluminium. L'isolation électrique entre l'aluminium et le carbone du fait du couple galvanique est réalisée avec deux plis de tissus préimprégnés de verre de faible épaisseur. Le plan de symétrie se trouve un pli car il y a un nombre impair de plis.

Carall 5-2 UD				
Matériaux	Nombre plis	Orientation	Epaisseur (mm)	Epaisseur cumulée (mm)
alu	1	/	0.2	0.2
verre	2	0°	0.09	0.29
		45°	0.09	0.38
carbone	5	0°	0.25	0.63
		90°	0.25	0.88
		0°	0.25	1.13
		90°	0.25	1.38
		0°	0.25	1.63
verre	2	45°	0.09	1.72
		0°	0.09	1.81
alu	1	/	0.2	2.01
Epaisseur totale (mm)			2.01	

En considérant que l'aluminium est imperméable, les éprouvettes de gravimétrie du Carall 5-2 UD possèdent une surface d'échange avec l'environnement d'environ 140 mm².

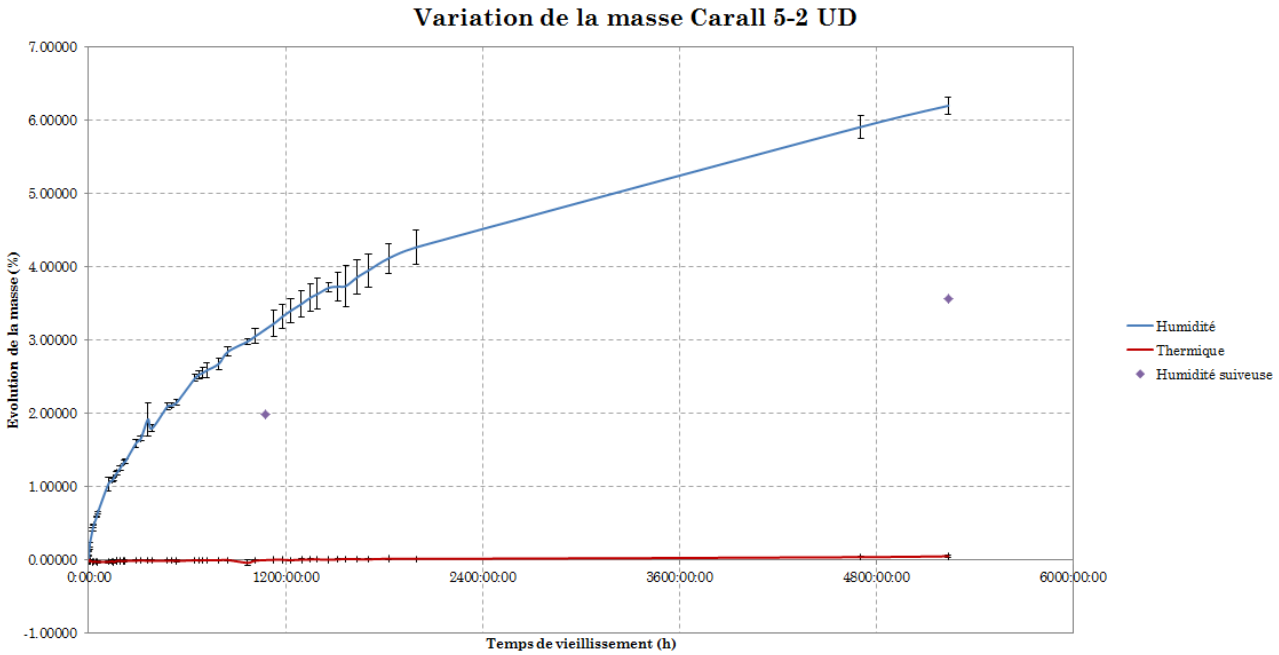


Figure 5.8 Evolution de la masse du Carall 5-2 UD

La figure 5.8 montre l'évolution de la prise de masse pour les éprouvettes de vieillissement en Carall UD. Les conclusions sur les courbes de ce matériau sont les mêmes que celles du Carall 5-2 tissé. Les éprouvettes suiveuses montrent une prise de masse plus faible que les éprouvettes de gravimétrie. Pour ce matériau l'écart semble croître avec la durée de vieillissement. Les variations de masses pour les éprouvettes lors d'un même pesée sont plus importantes que pour le Carall 5-2 tissé et semblent également croître avec la durée de vieillissement. La courbe de prise de masse en humidité continue à évoluer, ce qui veut dire que les éprouvettes de gravimétrie n'ont toujours pas atteintes la saturation après 5 200 heures de vieillissement humide à 85°C et environ 100% d'humidité.

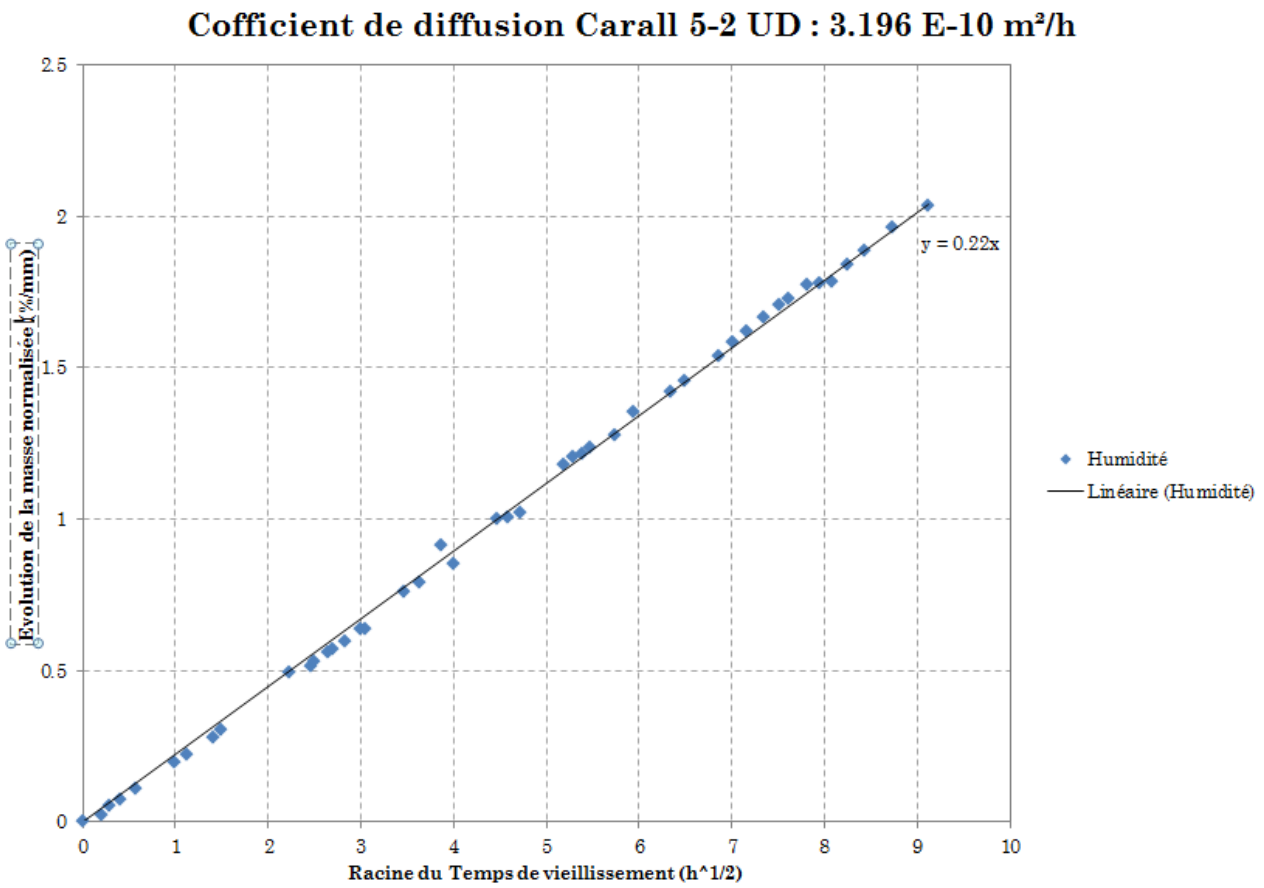


Figure 5.9 Evolution de la masse normalisée du Carall 5-2 UD

La figure 5.9 montre l'évolution de la prise de masse normalisée en %/mm des éprouvettes de gravimétrie en vieillissement humide pour le Carall 5-2 UD. Une courbe d'interpolation linéaire permet de déterminer le coefficient directeur de la droite, ce qui permettra de comparer les résultats pour les différents matériaux. Les points montrent une très bonne corrélation avec une courbe linéaire ce qui permet de calculer un coefficient de diffusion Fickien de 3.2 10^{-10} m²/h pour le Carall 5-2 UD.

Les figures 5.10 et 5.11 montrent l'évolution du module primaire E' dans trois états différents : avant le vieillissement (ce sont les courbes d'essais présentées dans le chapitre 4), après 8 heures de vieillissement et après 1 077 heures de vieillissement.

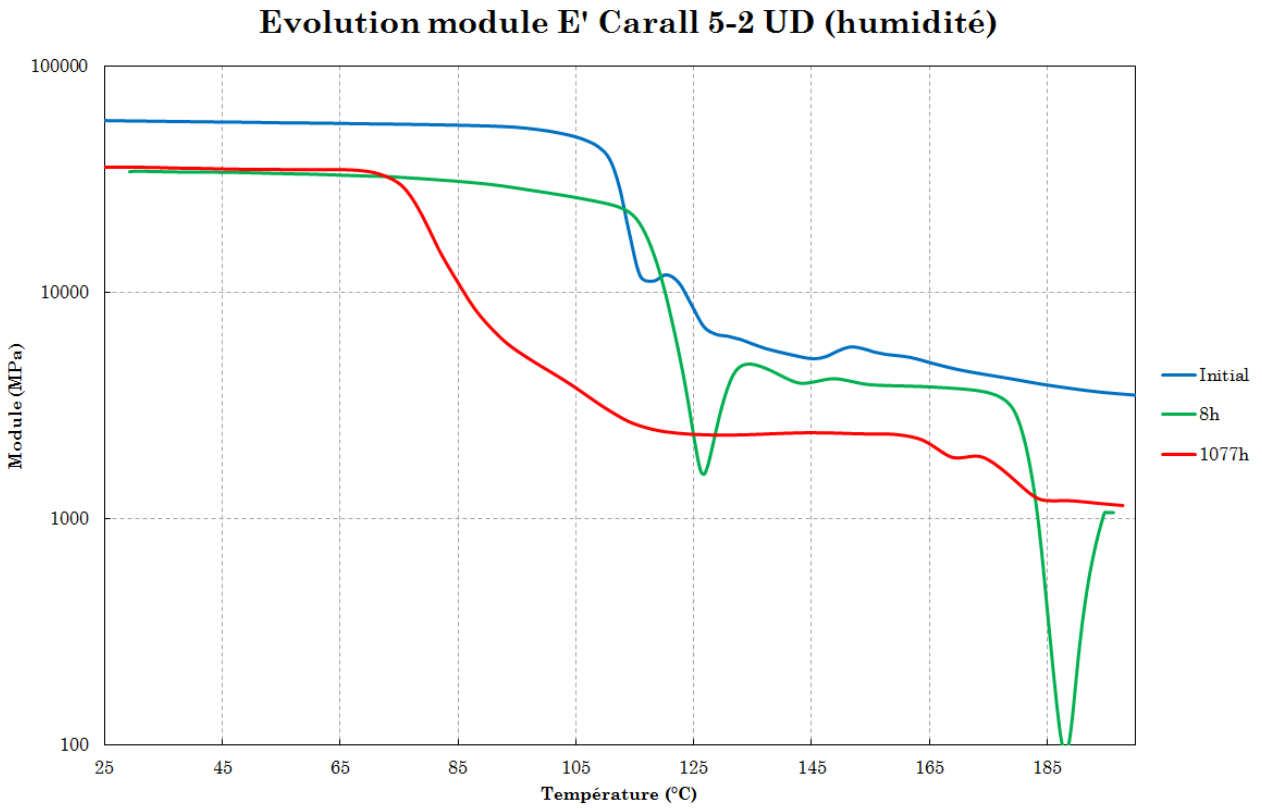


Figure 5.10 Evolution du module primaire E' des éprouvettes de vieillissement en humidité du Carall 5-2 UD

La figure 5.10 montre qu'un vieillissement en humidité n'impacte pas le module du Carall 5-2 UD. En effet, après 8 heures de vieillissement, le module présente une légère par rapport aux courbes initiales mais cette différence peut s'expliquer par le fait que l'essai initial a été réalisé sur une plage de température de -150°C à 200°C qui peut influencer la valeur du module macroscopique du stratifié. De plus, la calibration n'est pas la même pour les essais, ce qui peut expliquer la différence d'environ 15% entre le module « initial » et le module d'une éprouvette ayant subi un vieillissement en humidité. Néanmoins, l'éprouvette vieillie pendant 8 heures montre deux « pics de délaminage » sur la courbe du module primaire. Or, jusque-là, aucune éprouvette n'avait montré deux délaminages successifs au cours du même essai de DMA. Il y a donc certainement eu une fragilisation des interfaces lors du vieillissement. Après une durée de vieillissement de 1 077 heures, le Carall 5-2 UD ne montre pas de baisse de son module primaire, mais la température de transition vitreuse est passée d'environ 120°C à 85°C. Comme pour le Carall 5-2 tissé, cette nouvelle température de transition vitreuse correspond à la température de l'étuve pendant le vieillissement.

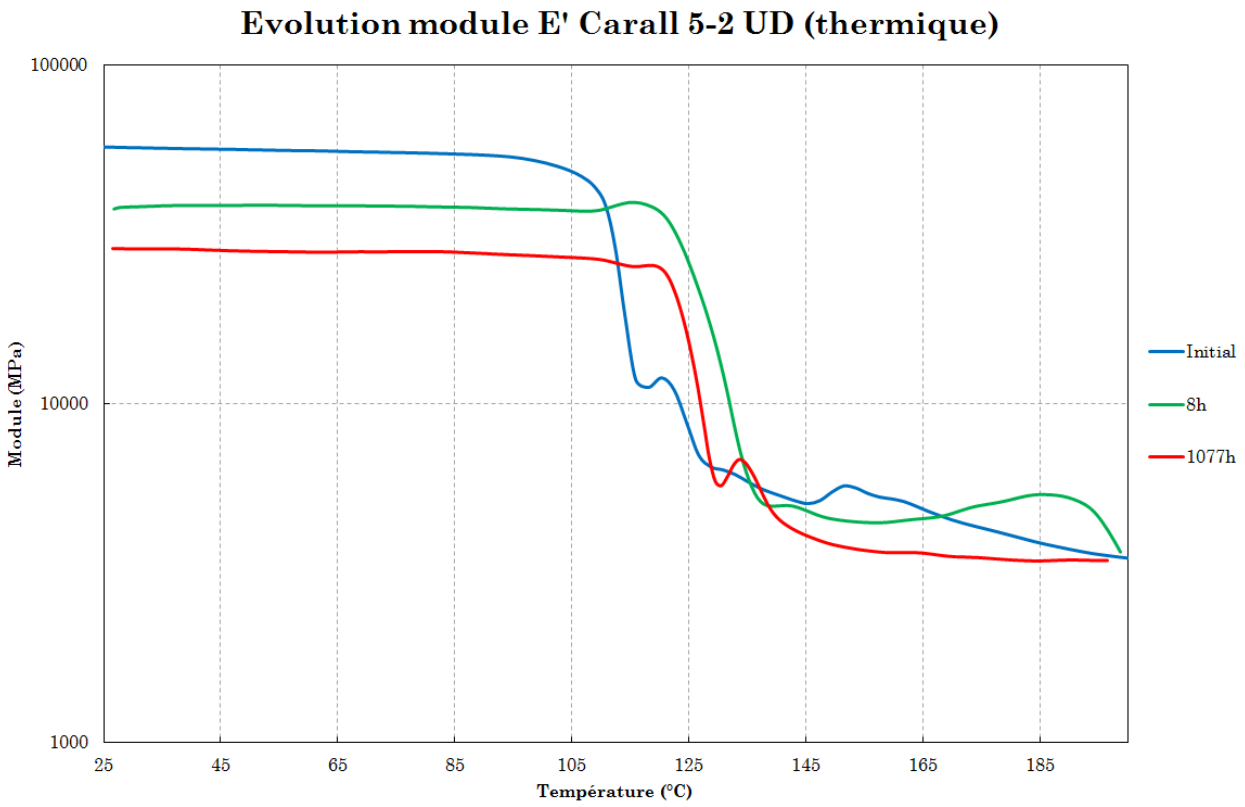


Figure 5.11 Evolution du module primaire E' des éprouvettes de vieillissement en température du Carall 5-2 UD

La figure 5.11 montre qu'un maintien des éprouvettes en Carall 5-2 UD à 85°C impacte légèrement le module du stratifié. Après 8 heures de maintien, le module baisse d'environ 10% par rapport au module initial (mais cet écart est certainement dû à une calibration différente du matériel d'essai) et après 1 077 heures, le module a encore baissé d'environ 10% avant la température de transition vitreuse. Ce qui indique qu'il faudra réaliser des essais plus poussés pour s'assurer que le module du Carall tissé répondra au besoin même avec un maintien en température loin de la température de transition vitreuse. La température de transition vitreuse des éprouvettes ne montre pas une grande variation ce qui est important.

5.3.3 Glare 5-2

Le GLARE (tissu de verre et aluminium) est constitué de tissus préimprégnés de verre et de tôles d'aluminium. Ce stratifié ne présente pas de problème de corrosion galvanique. Le plan de symétrie se trouve entre deux plis.

Glare 5-2 tissé				
Matériaux	Nombre plis	Orientation	Epaisseur (mm)	Epaisseur cumulée (mm)
alu	1	/	0.2	0.2
verre	18	90°	0.12	0.32
		0°	0.12	0.44
		90°	0.12	0.56
		0°	0.12	0.68
		90°	0.12	0.8
		0°	0.12	0.92
		90°	0.12	1.04
		0°	0.12	1.16
		90°	0.12	1.28
		90°	0.12	1.4
		0°	0.12	1.52
		90°	0.12	1.64
		0°	0.12	1.76
		90°	0.12	1.88
		0°	0.12	2
		90°	0.12	2.12
		0°	0.12	2.24
		90°	0.12	2.36
alu	1	/	0.2	2.56
Epaisseur totale			2.56	

En considérant que l'aluminium est imperméable, les éprouvettes de gravimétrie du Glare possèdent une surface d'échange avec l'environnement d'environ 180 mm².

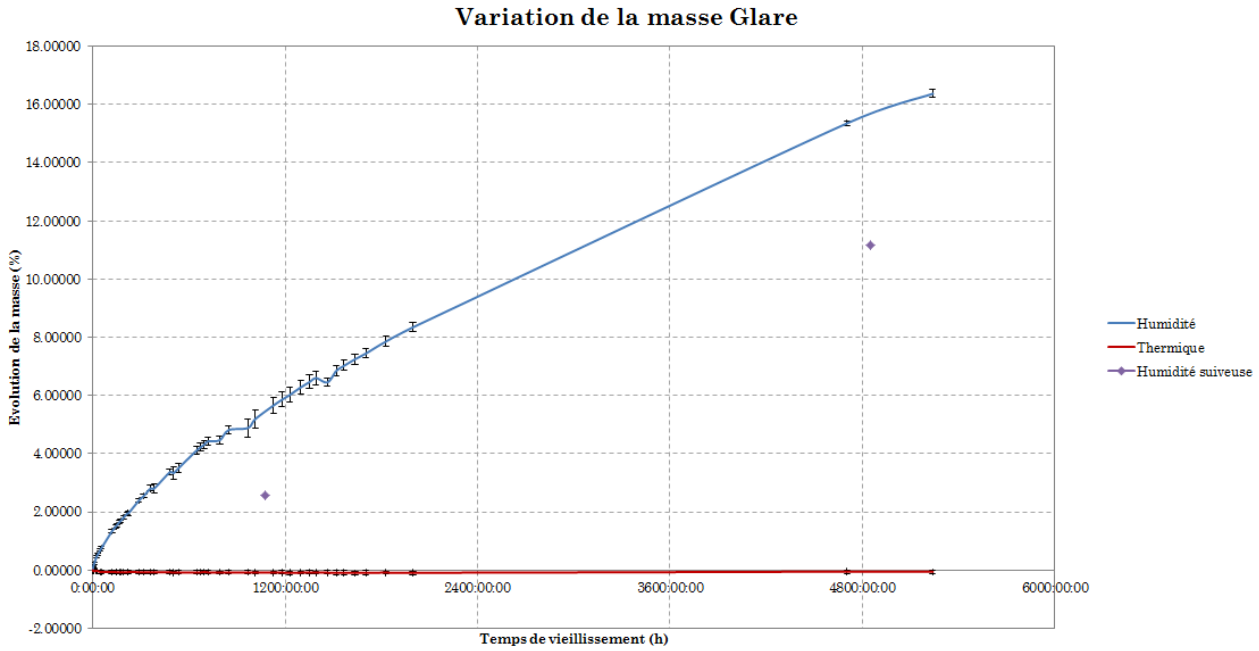


Figure 5.12 Evolution de la masse du Glare 5-2

La figure 5.12 montre l'évolution de la prise de masse pour les éprouvettes de vieillissement en Glare. Les conclusions sur les courbes de ce matériau sont les mêmes que celles du Carall 5-2 tissé. Les éprouvettes suiveuses montrent une prise de masse plus faible que les éprouvettes de gravimétrie. Pour ce matériau l'écart semble croître avec la durée de vieillissement. La courbe de prise de masse en humidité continue à évoluer, ce qui veut dire que les éprouvettes de gravimétrie n'ont toujours pas atteintes la saturation après 5 200 heures de vieillissement humide à 85°C et environ 100% d'humidité.

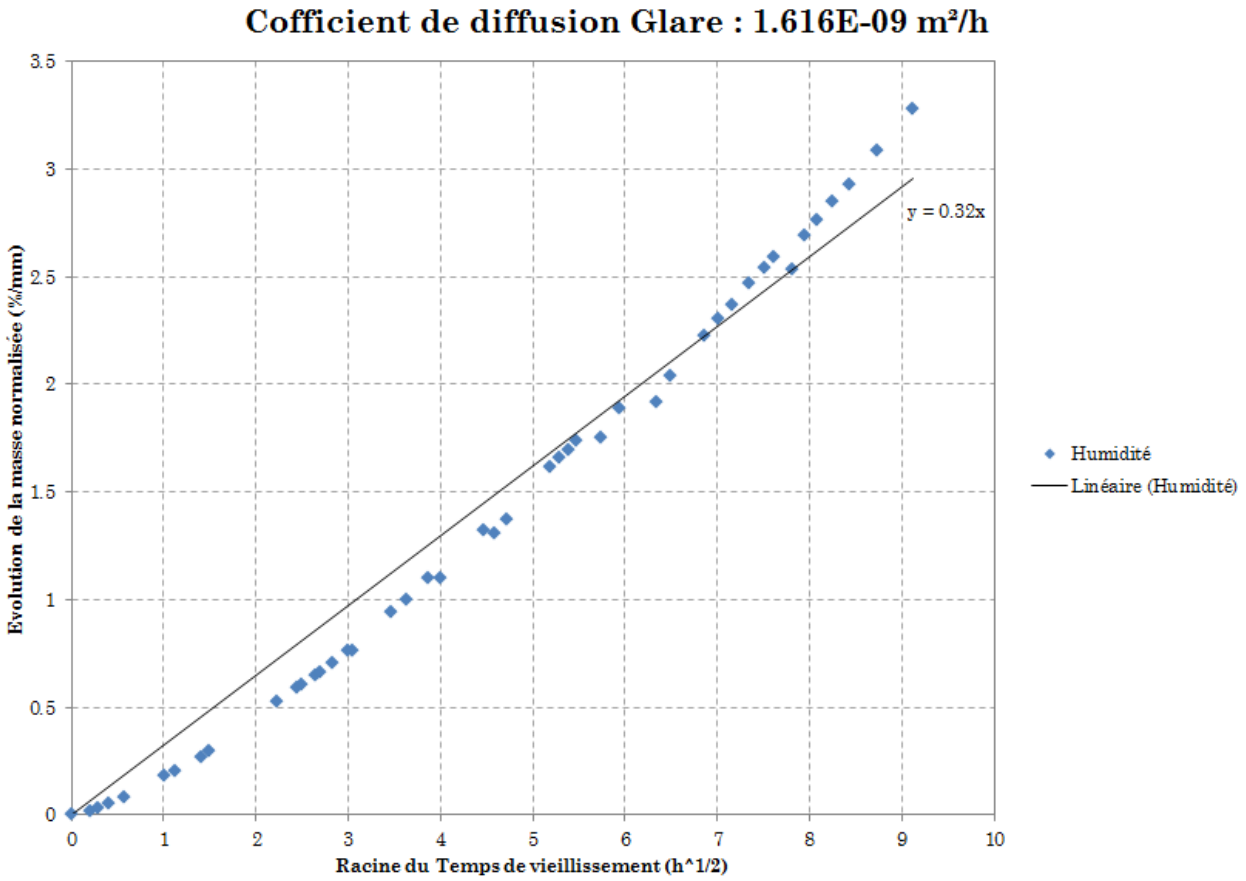


Figure 5.13 Evolution de la masse normalisée du Glare

La figure 5.9 montre l'évolution de la prise de masse normalisée en %/mm des éprouvettes de gravimétrie en vieillissement humide pour le Glare. Une courbe d'interpolation linéaire permet de déterminer le coefficient directeur de la droite, ce qui permettra de comparer les résultats pour les différents matériaux. Les points montrent une bonne corrélation avec une courbe linéaire ce qui permet de calculer un coefficient de diffusion Fickien de 1.6 10^{-9} m²/h pour le Glare.

Les figures 5.14 et 5.15 montrent l'évolution du module primaire E' dans deux états différents : avant le vieillissement (ce sont les courbes d'essais présentées dans le chapitre 4), et après 1 072 heures de vieillissement.

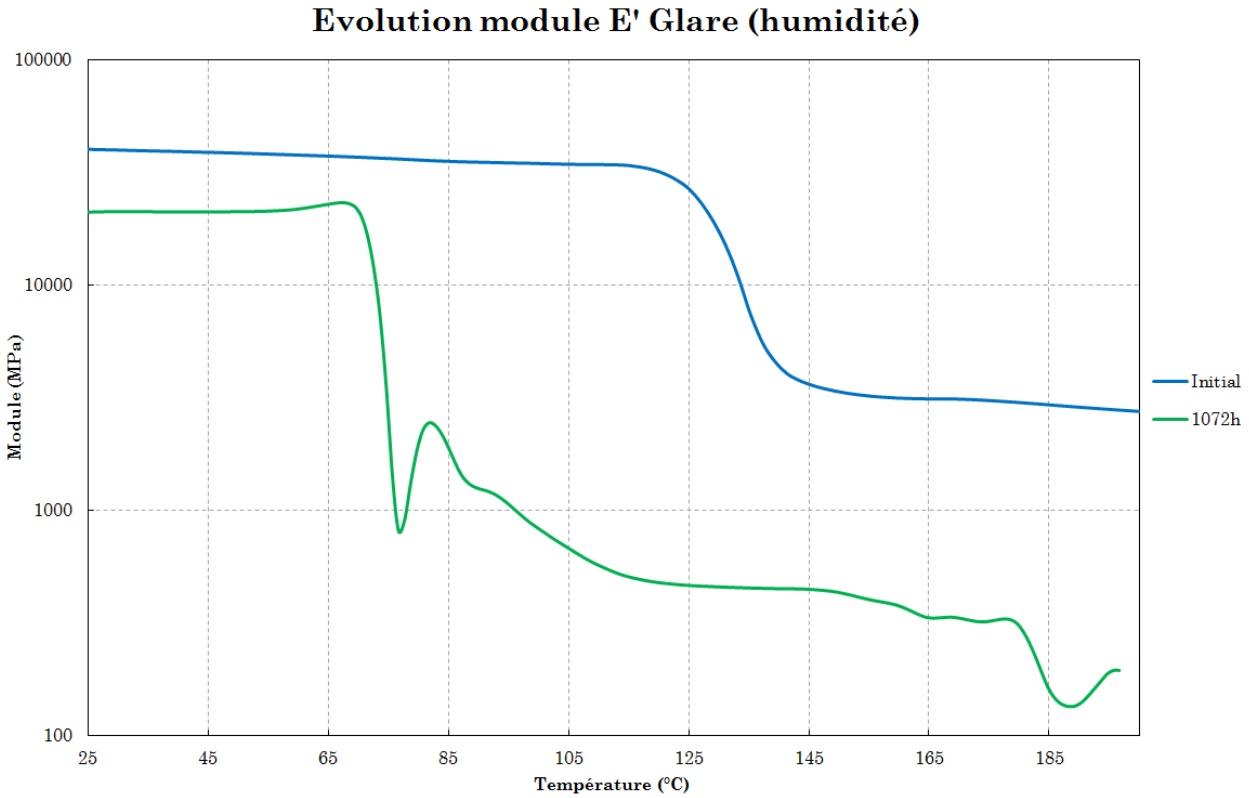


Figure 5.14 Evolution du module primaire E' des éprouvettes de vieillissement en humidité du Glare

La figure 5.14 montre qu'un vieillissement en humidité impacte le module ainsi que la température de transition vitreuse du Glare. Après une durée de vieillissement de 1 072 heures, le Glare montre une baisse de son module primaire d'environ 15% et la température de transition vitreuse est passée d'environ 120°C à une température d'environ 75°C. Comme pour le Carall 5-2 tissé, cette nouvelle température de transition vitreuse se rapproche de la température de l'étuve pendant le vieillissement. Pour la première fois, une éprouvette en Glare a montré un délaminage lors d'un essai de DMA, ce qui indique encore une fois que le vieillissement en humidité fragilise les interfaces des stratifiés.

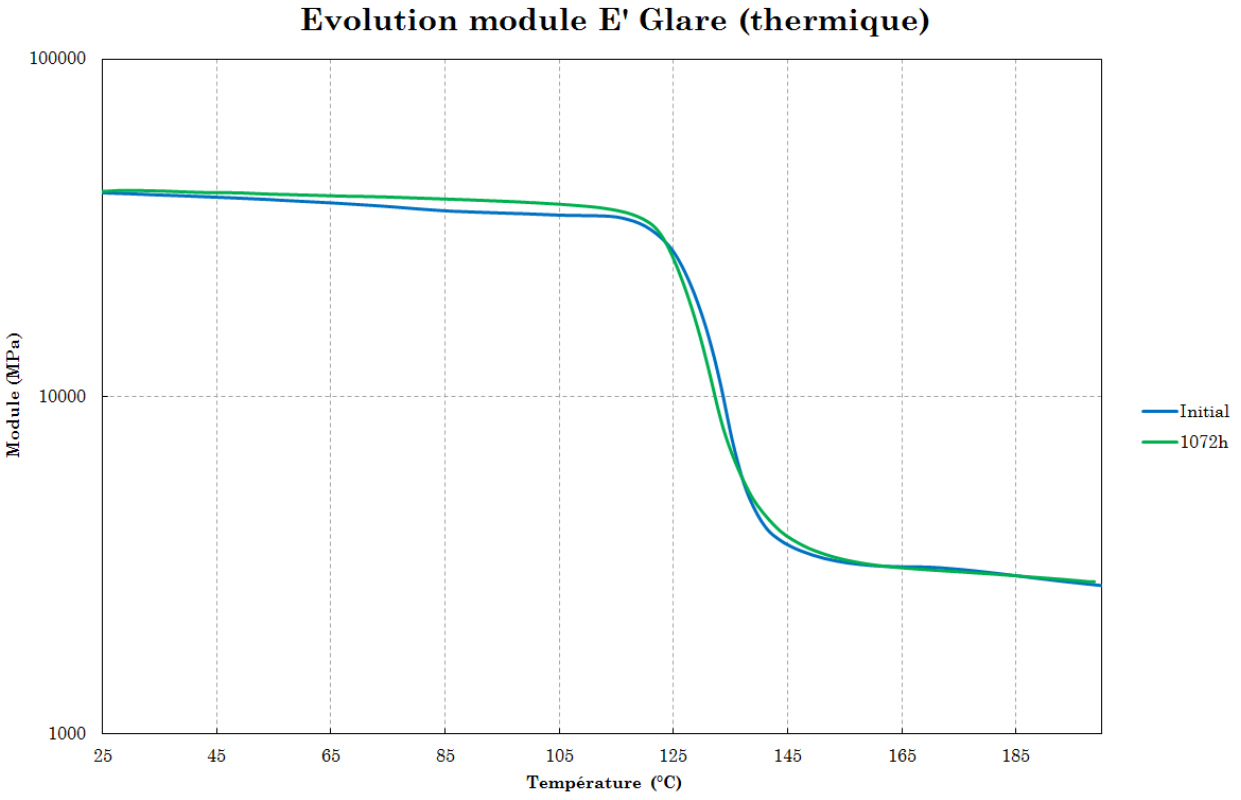


Figure 5.15 Evolution du module primaire E' des éprouvettes de vieillissement en température du Glare

La figure 5.15 montre qu'un maintien des éprouvettes en Glare à 85°C n'impacte pas du tout le module du stratifié. Le module ainsi que la transition vitreuse du Glare n'ont montré aucune évolution particulière après 1 072 heures de maintien en température. Ce comportement est extrêmement intéressant car les propriétés de ce matériau restent stables au cours du temps, tant que la température ambiante est inférieure à la température de transition vitreuse de la matrice composant le stratifié.

5.3.4 Carbone + bronze mesh

Le bronze « mesh » permet d'assurer une conductivité électrique en peau nécessaire pour une continuité électrique ainsi qu'un blindage CEM. L'impact du bronze mesh sur les propriétés mécaniques et thermiques est quasi-nul du fait du très faible grammage choisi (80 g/m²) et du placement en peau du stratifié. Le plan de symétrie se trouve dans un pli car il y a un nombre impair de plis.

Carbone tissé + bronze mesh				
Matériaux	Nombre plis	Orientation	Epaisseur (mm)	Epaisseur cumulée (mm)
bronze mesh	1	/	/	/
carbone	9	0°	0.2	0.2
		90°	0.2	0.4
		0°	0.2	0.6
		45°	0.2	0.8
		-45°	0.2	1
		45°	0.2	1.2
		0°	0.2	1.4
		90°	0.2	1.6
		0°	0.2	1.8
Epaisseur totale			1.8	

Le Carbone + BM ne possédant pas d'aluminium en peau, les éprouvettes de gravimétrie de ce matériau possèdent une surface d'échange avec l'environnement d'environ 626 mm² soit environ quatre fois plus importante que les autres stratifiés.

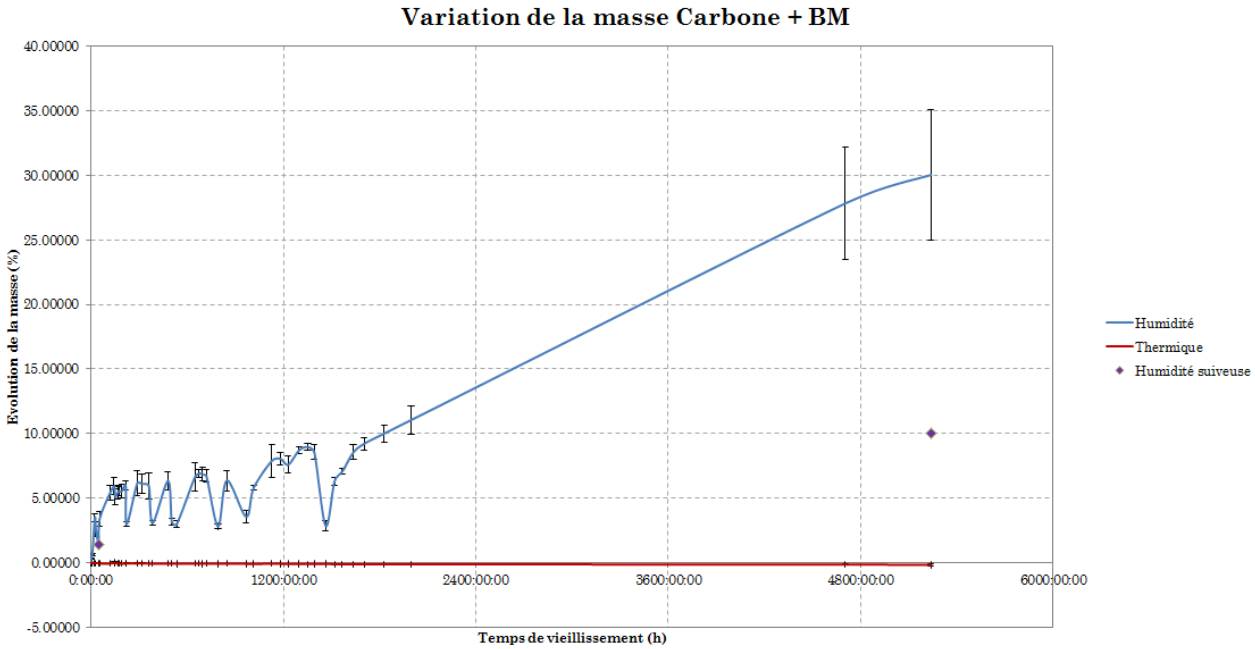


Figure 5.16 Evolution de la masse du Carbone + BM

La figure 5.16 montre l'évolution de la prise de masse pour les éprouvettes de vieillissement en Carbone + bronze mesh. Ce matériau ne possède pas d'aluminium en peau comme les autres stratifiés et montre un comportement très différent des FML pendant le vieillissement en humidité. Lors des pesées, la masse n'était jamais stable, malgré le respect du protocole de pesée incluant quinze secondes de séchage sur chaque face avec du papier Joseph. En effet, au cours de la pesée de chaque éprouvette, la masse affichée par la balance ne cessait de diminuer. C'est comme si les éprouvettes « séchaient » sur la balance et que l'humidité présente dans l'éprouvette partaient dans l'atmosphère. Peu importante la durée de la pesée, la masse continuait de descendre. L'évolution de la masse semble se stabiliser après 100h de vieillissement humide à 85°C et environ 100% d'humidité. La figure 5.17 montre l'évolution de la masse des éprouvettes avant les 2 000 heures de vieillissement. Lors des pesées des éprouvettes de gravimétrie du Carbone + BM, il y a toujours eu des variations de la masse sur la balance. Mais, jusqu'à 2 000 heures de vieillissement, il y eu clairement deux types de pesée (représentées en tirets noirs sur la figure 5.17) : une pesée « basse » avec des variations entre les éprouvettes inférieures à 0.5% entre les trois éprouvettes et une pesée « haute » avec des variations supérieurs à 3% entre les trois éprouvettes. Même l'aspect des éprouvettes était différent pour les pesées « haute » et « basse ». Ces variations n'ont à ce jour toujours pas été expliquées car les flacons étant fermés, l'environnement ne changeait pas entre les pesées.

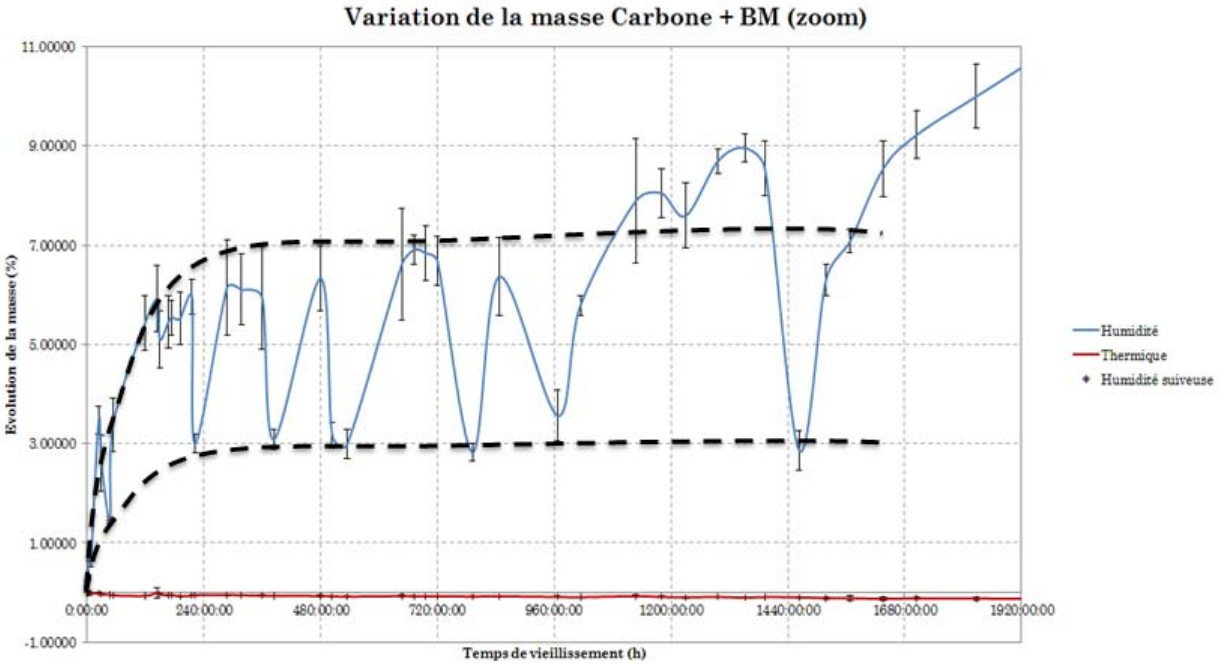


Figure 5.17 Départ de l'évolution de la masse du Carbone + BM

Après 1 100 heures de vieillissement, des particules supérieures à 1mm ont commencé à se détacher des éprouvettes, ce phénomène a été expliqué dans ce chapitre (VERDU, 2000). Tandis que la masse des éprouvettes continuait à augmenter, des particules macroscopiques se détachaient des éprouvettes. Ce qui indique une destruction très avancée de la matrice. Le vieillissement du Carbone + bronze mesh à une température de 85°C et une humidité d'environ 100% permet d'atteindre une saturation à environ 5% de prise de masse après 100 h et une destruction de la matrice après environ 1 000 heures. L'aspect des éprouvettes en Carbone + BM s'est fortement dégradé au cours du vieillissement : la résine a blanchi et s'est « ramollie ». L'exemple le plus marquant est que lors de la pesée de la dernière éprouvette suiveuse, après un vieillissement de 5 240 heures, les billes en verre dans les flacons avaient marqué l'éprouvette ce qui montre une baisse très importante des propriétés mécaniques.

Quant aux éprouvettes soumises uniquement à un vieillissement en température, l'évolution de leur masse est négligeable comparées aux éprouvettes soumises à un vieillissement combiné en température et en humidité. De plus, l'évolution de la masse pour les éprouvettes de gravimétrie thermique de ce matériau est inférieure à 0.2% tout comme les FML. C'est donc l'humidité qui entraîne la dégradation des éprouvettes.

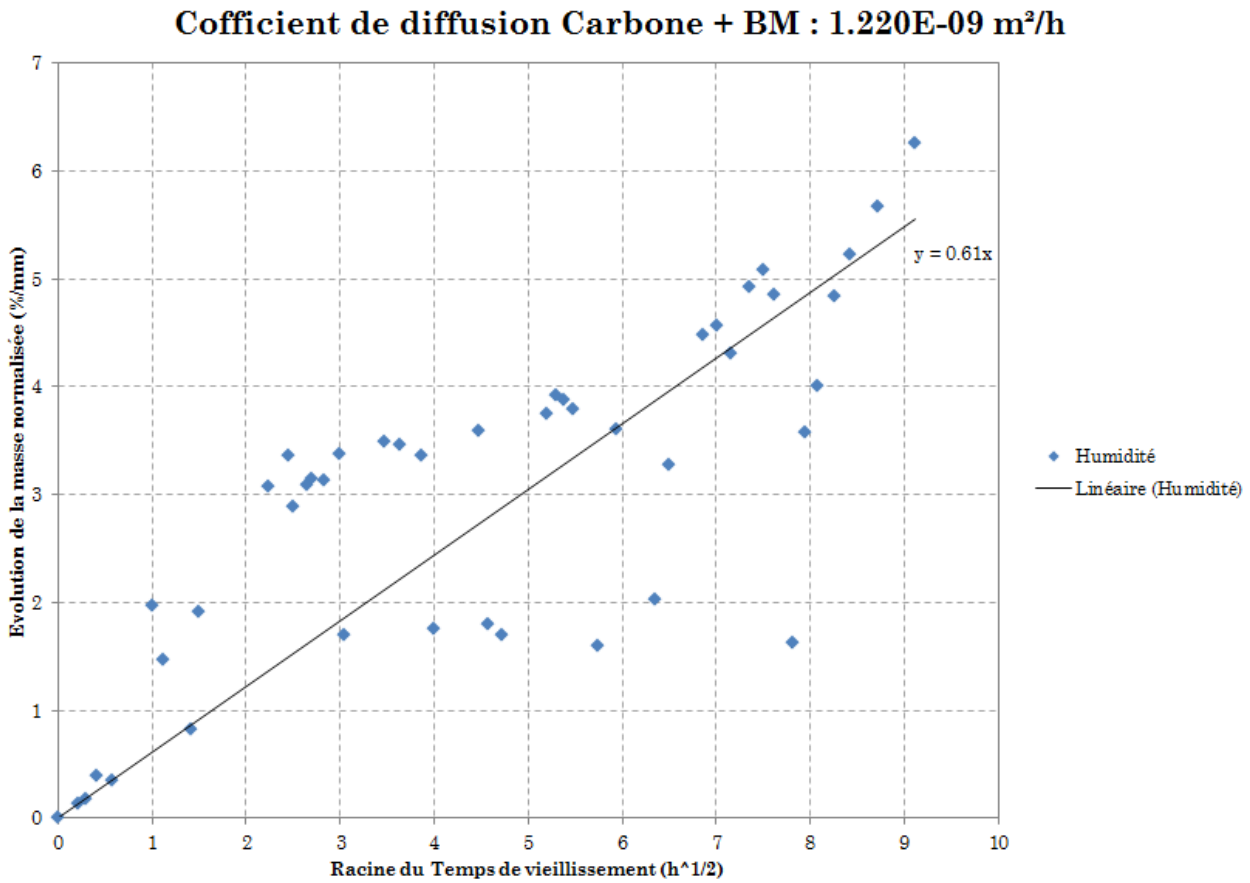


Figure 5.18 Evolution de la masse normalisée du Carbone + BM

La figure 5.18 montre l'évolution de la prise de masse normalisée en %/mm des éprouvettes de gravimétrie en vieillissement humide pour le Carbone + bronze mesh. Une courbe d'interpolation linéaire permet de déterminer le coefficient directeur de la droite, ce qui permettra de comparer les résultats pour les différents matériaux. Les points ne montrent pas une bonne corrélation avec une courbe linéaire mais pour réaliser la comparaison un coefficient de diffusion Fickien de 1.22 10^{-9} m²/h pour le Carbone + bronze mesh. Ces problèmes de corrélation sont encore une fois dus aux variations lors des pesées des éprouvettes de gravimétrie pour ce matériau.

Les figures 5.19 et 5.20 montrent l'évolution du module primaire E' dans deux états différents : avant le vieillissement (ce sont les courbes d'essais présentées dans le chapitre 4), et après 48 heures de vieillissement. La faible durée de vieillissement pour les comparaisons vient du fait que ce matériau a montré une évolution bien plus rapide que les autres stratifiés. Un vieillissement de 48 heures est donc suffisant pour voir les impacts sur les propriétés.

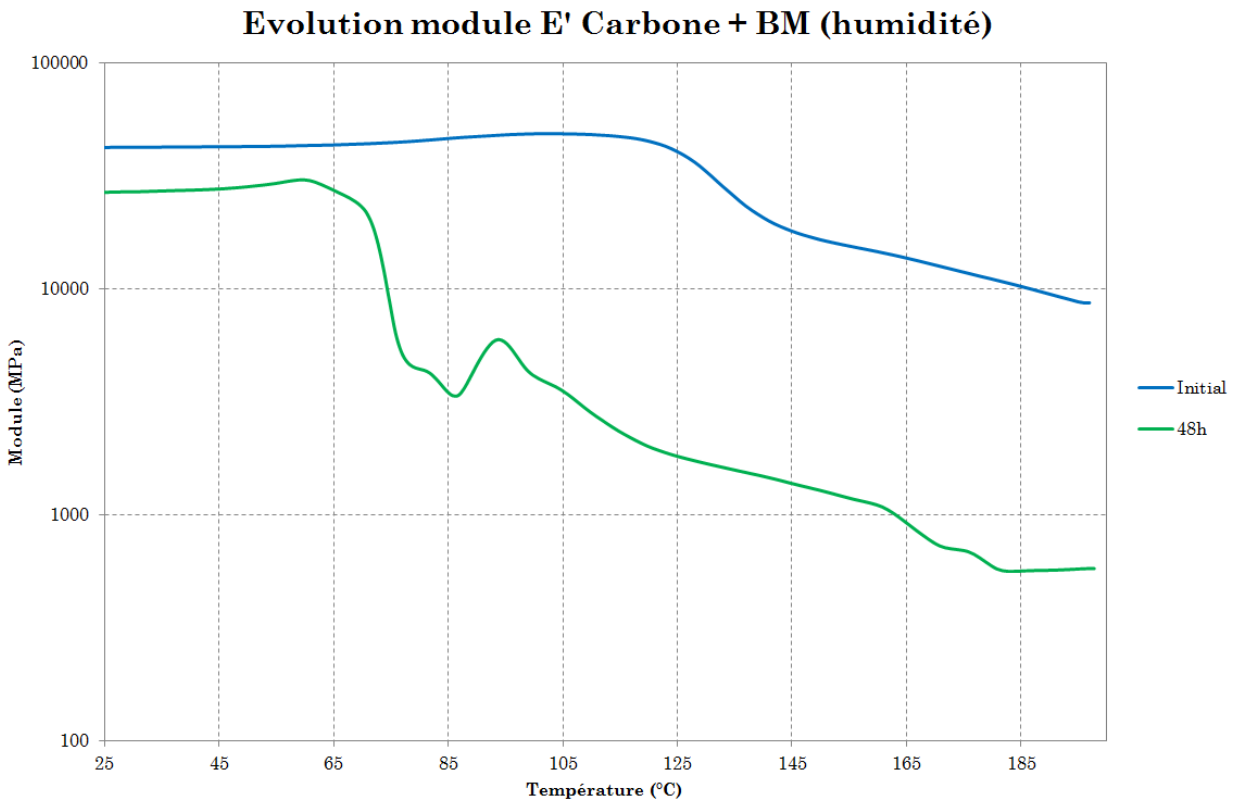


Figure 5.19 Evolution du module primaire E' des éprouvettes de vieillissement en humidité du Carbone + bronze mesh

La figure 5.19 montre qu'un vieillissement en humidité impacte le module ainsi que la température de transition vitreuse du Carbone + bronze mesh. Après une durée de vieillissement de 48 heures, ce qui est relativement faible, le Carbone + BM montre une baisse de son module primaire d'environ 10% et la température de transition vitreuse est passée d'environ 125°C à une température d'environ 65°C. Comme pour le Carall 5-2 tissé, cette nouvelle température de transition vitreuse se rapproche de la température de l'étuve pendant le vieillissement. Le carbone + bronze mesh est le matériau qui présente la baisse la plus importante de sa température de transition vitreuse et après seulement 48 heures de vieillissement. Le fait que ce stratifié ne possède pas d'aluminium augmente énormément sa surface d'échange avec l'environnement extérieur, ce qui peut expliquer l'impact plus important de l'humidité sur ce stratifié.

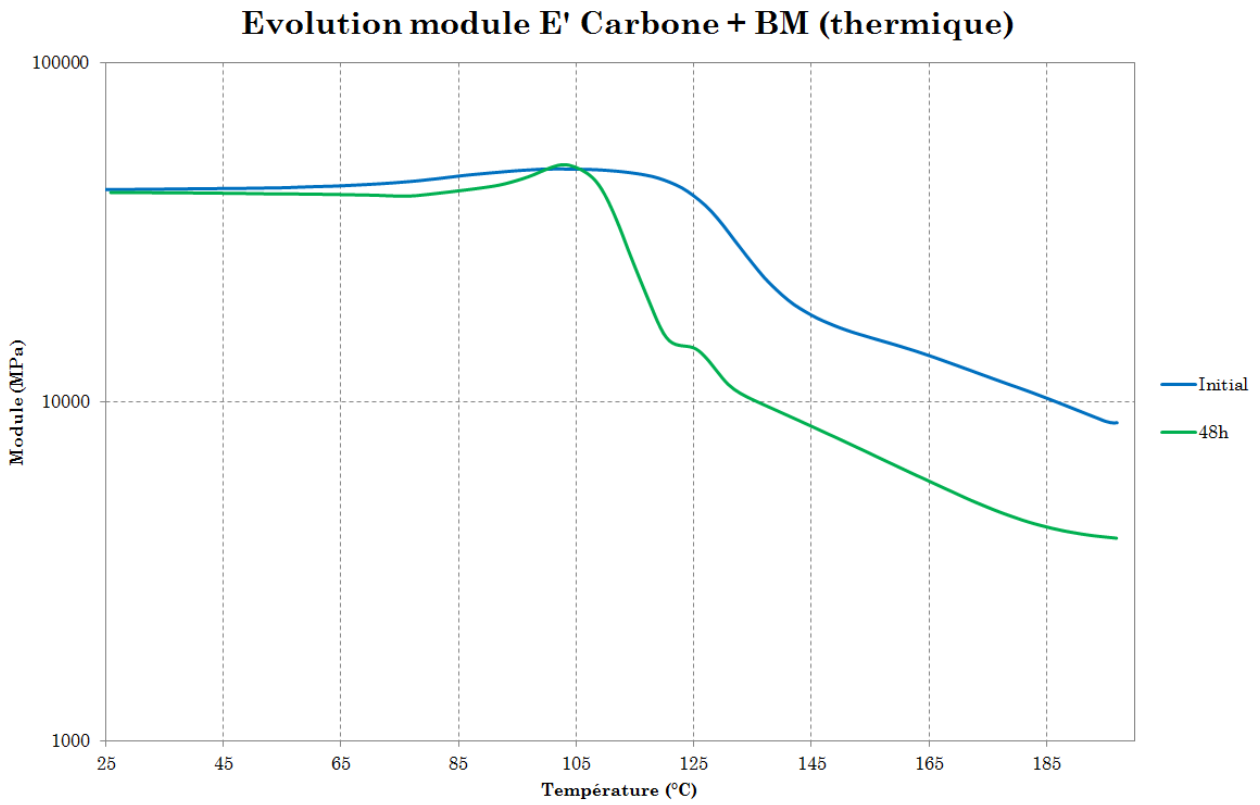


Figure 5.20 Evolution du module primaire E' des éprouvettes de vieillissement en température du Carbone + bronze mesh

La figure 5.20 montre qu'un maintien des éprouvettes en Carbone + bronze mesh à 85°C n'impacte pas particulièrement le module du stratifié. La seule différence notable se situe au niveau de la température de transition vitreuse qui a diminué 20°C après 48 heures de vieillissement. Ce comportement des éprouvettes en Carbone + BM après un maintien en

température de 48 heures est très différent du comportement des autres stratifiés. La conclusion est donc que l'aluminium en peau des FML « protège » le stratifié de l'environnement de par son imperméabilité et sa conductivité thermique élevée comparée aux composites à matrice organique.

5.4 Comparaison des matériaux

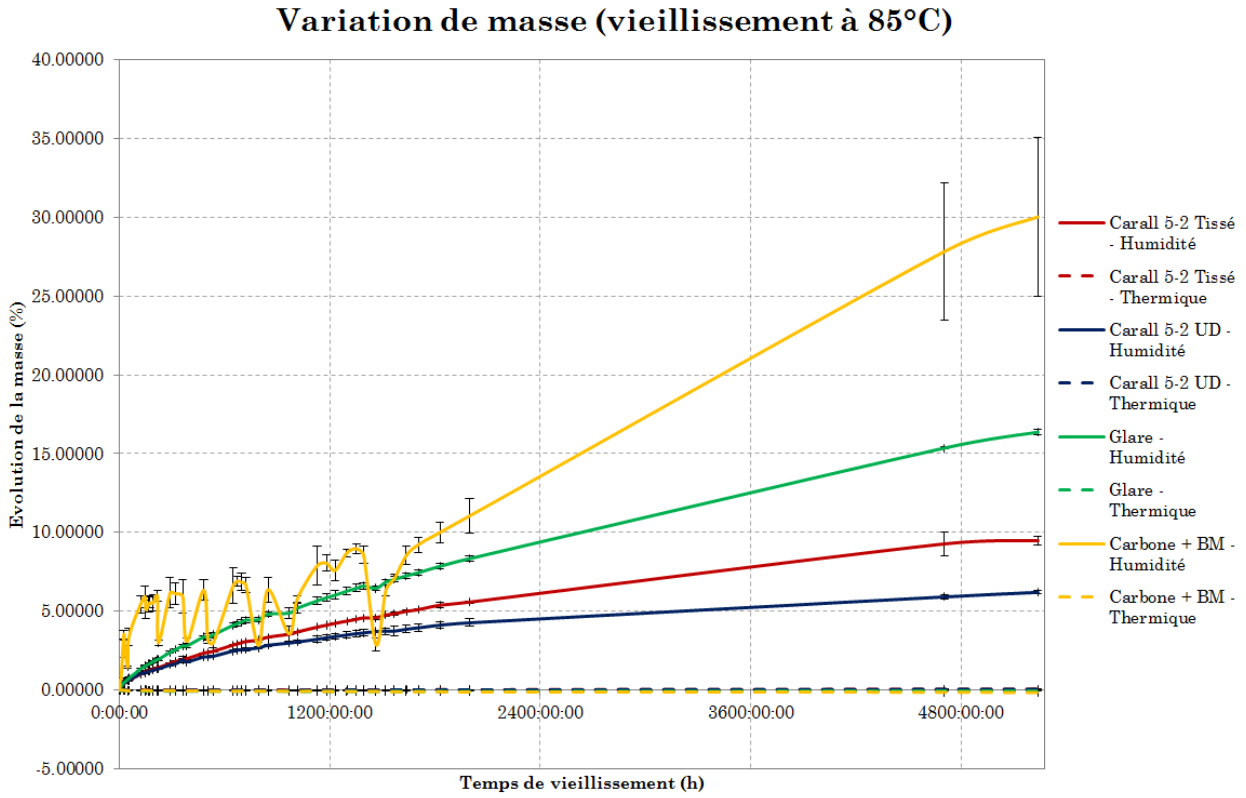


Figure 5.21 Comparaison de l'évolution de la masse des stratifiés

La figure 5.21 montre les évolutions des prises de masse des éprouvettes de vieillissement thermique et humide pour les quatre stratifiés de l'étude. Les trois Fiber Metal Laminates (Carall tissé, UD et Glare) montrent des évolutions de leur prise de masse similaires. Le carbone + bronze mesh montre des variations importantes mais ce matériau était saturé en humidité bien avant les autres et il a également montré des signes de détérioration importante avec des séparations de particules sur plusieurs éprouvettes. Ce qui explique les différences de comportement. Comme expliqué dans les paragraphes précédents, l'évolution de la masse des éprouvettes subissant uniquement un maintien en température à 85 °C est très faible et donc négligeable comparée à l'évolution de la masse des éprouvettes en milieu humide. Cette constatation permet d'affirmer que les évolutions des propriétés des stratifiés pendant le

vieillissement combiné en température et en humidité sont essentiellement causées par la présence d'humidité. En effet, l'impact du maintien en température est très faible comparé à l'impact de l'humidité sur les éprouvettes. Comme le montre le tableau ci-dessous, l'évolution de la masse a été fortement influencée par la surface d'échange avec l'environnement des éprouvettes. En effet, plus la surface d'échange est faible, plus la prise de masse est faible ainsi que le coefficient directeur de la droite d'évolution le masse normalisée (voir figure 5.22) et le coefficient de diffusion Fickien.

Matériau	Surface d'échange (mm²)	Coefficient directeur	Coefficient de diffusion Fickien (10^{-10} m²/h)
Carall 5-2 tissé	149.8	0.28	3.5
Carall 5-2 UD	140.7	0.22	3.2
Glare 5-2	179.2	0.32	16.2
Carbone + BM	626	0.61	12.2

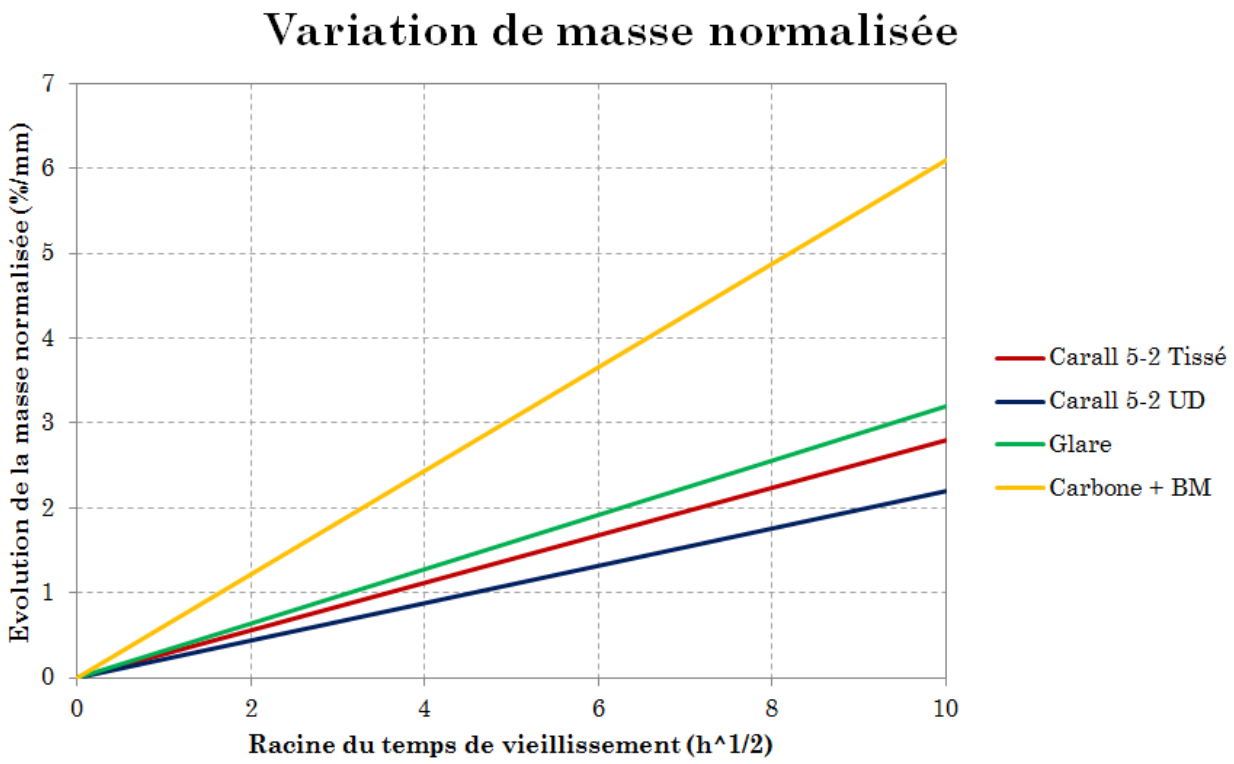


Figure 5.22 Comparaison de la variation de masse normalisée des stratifiés

5.5 Conclusion

Les essais de vieillissement ont permis de mettre en évidence l'évolution des propriétés des différents stratifiés de l'étude. Le maintien en température a montré un faible impact sur les matériaux tant que la température reste éloignée de la température de transition vitreuse composant la matrice du composite. En revanche, l'humidité peut changer les propriétés d'un stratifié (module, température de transition vitreuse et masse), il est donc important de prévoir des systèmes de protection lorsque une ou plusieurs surfaces d'un composite sont en contact avec un environnement humide. L'utilisation de FML permet de limiter l'absorption d'humidité grâce à l'imperméabilité du métal se trouvant en peau du stratifié. Il faut tout de même s'assurer que les côtés des pièces seront protégés.

5.6 Références

FAYOLLE, B., & VERDU, J. (2005). Vieillissement physique des matériaux polymères. *Techniques de L'ingénieur*.

Krawczak, P. (2003). Essais des plastiques renforcés. *Techniques de L'ingénieur*.

Lafarie-Frenot, M. C., Rouquié, S., Ho, N. Q., & Bellenger, V. (2006). Comparison of damage development in C/epoxy laminates during isothermal ageing or thermal cycling. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, *37*(4), 662–671. doi:10.1016/j.compositesa.2005.05.002

VERDU, J. (2000). Action de l ' eau sur les plastiques. *Techniques de L'ingénieur*.

CONCLUSION GENERALE ET PERSPECTIVES

Cette étude a été consacrée au développement de solutions pour diminuer la masse des équipements électroniques en environnement aéronautique. Ce besoin d'allègement est dû à la constante augmentation du trafic aérien qui oblige les avionneurs à trouver des solutions pour transporter plus de passagers tout en réduisant la consommation en carburant. La recherche de solutions a été réalisée sur les parties mécanique et thermique des boitiers ; l'allègement des composants électroniques n'a donc pas été considéré.

La première partie de l'étude a été consacrée à l'analyse de boitiers électroniques existants afin de définir quelles étaient les parties représentant la masse plus importante ; de cette façon, le gain réalisé sur ces fonctions aura un impact fort sur la masse globale d'un boitier. Une recherche de solutions innovantes pour diminuer la masse des pièces servant à la protection et au maintien des composants électroniques a mis en évidence des nouveaux matériaux composites : les Fibre Metal Laminate (ou FML). La fabrication d'un FML consiste à réaliser un stratifié avec des plis en composites à matrice organique (CMO) et des tôles métalliques. Les tôles métalliques modifient le comportement global du composite en améliorant les conductivités thermique et électrique tout en offrant des propriétés mécaniques très intéressantes. Des simulations d'analyse modale ont été réalisées sur les boitiers étudiés pour comparer les modes propres des versions originales avec les modes propres des boitiers avec certaines pièces de structure en FML. Le résultat de ces simulations est que l'utilisation de stratifiés composites dans un boitier électronique permet de diminuer la masse globale tout en augmentant les fréquences des modes propres des boitiers. Ce qui confirme que les FML sont une alternative viable pour remplacer l'aluminium omniprésent dans les boitiers actuels. Il a ensuite été nécessaire de faire un choix dans l'infinité de configurations possibles des stratifiés (matériaux, nombre de plis, orientation, …), une modélisation analytique du comportement des FML a été mise en place.

L'homogénéisation d'un stratifié composite a été réalisée en plusieurs étapes. Tout d'abord, il faut connaître les propriétés d'un pli en fonction de la matrice (époxy, polyester, PEEK, …), de la nature des fibres (carbone, verre, kevlar, …), du type de fibres (Unidirectionnelles, tissées 2D, tissées 3D, …) et du taux volumique de fibres (TVF). Des simulations numériques ont permis de choisir quels types d'homogénéisation étaient les plus pertinents pour cette étude.

Une fois les propriétés microscopiques du mélange fibres / matrice obtenues, il est possible de trouver les propriétés d'un stratifié à l'échelle mésoscopique : assemblage de plusieurs plis avec des matériaux et des orientations différents. Les FML usuels sont le Carall (assemblage de carbone et d'aluminium), le Glare (assemblage de fibres de verre et d'aluminium), le TiGr (assemblage de carbone et titane) et le Arall (assemblage de Kevlar et d'aluminium). Il existe des configurations de FML en fonction des propriétés recherchées. Une fois la stratification réalisée, le modèle analytique de stratifié permet de déterminer les propriétés macroscopiques d'une pièce en FML. Il est également possible d'imposer des contraintes (traction/compression, cisaillement, flexion ou des variations de température) pour connaître les contraintes et déformations dans chacun des plis qui composent le stratifié. En utilisant le critère de rupture de Hill (adapté au comportement orthotrope des composites), les contraintes maximales admissibles du stratifié peuvent être déterminées. Les interfaces sont la partie la plus faible dans un stratifié composite car elles ne sont constituées que de résine. Les contraintes et déformations des interfaces ont donc été prises en compte dans le modèle de stratifié à partir des plis supérieur et inférieur. La comparaison des différentes configurations de FML a mis en évidence les matériaux les plus prometteurs pour les applications de structure des boitiers électroniques. Les stratifiés retenus sont le Carall, le Glare et un stratifié en carbone avec un grillage en bronze pour assurer la conductivité électrique.

La suite de l'étude a été consacrée à la caractérisation des stratifiés mis en évidence par les modèles analytiques. La caractérisation expérimentale des composites a pour objectifs de mieux connaître les FML et de valider les modèles analytiques réalisés précédemment. Une fois les plaques des quatre matériaux prometteurs fabriquées, des éprouvettes de caractérisation ont été découpées. Pour connaître le comportement des stratifiés, il existe des essais « classiques » : les essais de traction pour déterminer les modules de Young ainsi que les contraintes maximales admissibles, les essais de cisaillement pour déterminer le module et la contrainte maximale admissible en cisaillement, les essais de DMA (Dynamic Mechanical Analysis) pour déterminer les modules primaire et secondaire, le facteur de perte en fonction de la température et de la fréquence de sollicitations ou encore les essais DCB (Double Cantilever Beam) pour déterminer la ténacité des interfaces en mode I. Mais pour mieux connaître le comportement des stratifiés lors de sollicitations dynamiques, d'autres essais de caractérisation ont été développés. Un essai de marteau d'impact consistant à frapper une éprouvette équipée d'un accéléromètre avec un marteau équipé d'une cellule de charge a été développé. Cet essai permet de connaître le comportement vibratoire des éprouvettes (modes propres) et de calculer

les modules de Young « dynamiques » ainsi que les facteurs de perte des matériaux. Un essai de délaminage dynamique sur coin a également été conçu pour déterminer la ténacité des interfaces sous des chargements dynamiques. Des essais de caractérisation thermique ont été réalisés par le Laboratoire Thermocinétique de Nantes (LTN) afin de connaître les conductivités thermiques des stratifiés dans les différentes directions. La mise en place de modèles numériques reproduisant les essais expérimentaux aide au dépouillement et à la compréhension du comportement des stratifiés composites de l'étude.

La réalisation et l'analyse des résultats obtenus lors des essais expérimentaux ont permis de dresser la liste des propriétés thermomécaniques de chaque matériau. Ces propriétés sont comparées aux valeurs obtenues avec les modèles analytiques et numériques. La comparaison des différents matériaux aide à définir les applications potentielles de chaque stratifié. Pour connaître l'évolution des propriétés des FML de l'étude au cours du temps, une étude de vieillissement accéléré en humidité et en température a été développée. Ce vieillissement a montré les tendances d'évolution des propriétés thermomécaniques des stratifiés.

Au cours de cette étude, les modélisations et les essais expérimentaux ont mis en évidence des matériaux qui pourraient remplacer l'aluminium utilisé pour certaines pièces de structure des équipements électroniques. Le Carall avec des propriétés mécaniques intéressantes ainsi qu'une bonne conductivité thermique dans le plan peut être utilisé pour fabriquer des faces extérieures ou des supports de cartes. Le Glare, quant à lui, présente des propriétés mécaniques moins intéressantes mais son comportement proche de celui d'un métal et son coût plus faible que le Carall (aucun pli composé de carbone) permettent de l'utiliser pour des pièces servant au maintien et la protection dans des boitiers situés dans des environnements sans sollicitations mécaniques importantes (soute ou baie avionique). Et pour finir, le stratifié en carbone avec bronze mesh présente de très bonnes propriétés mécaniques mais sa faible conductivité thermique ne permet pas de l'utiliser pour fabriquer des pièces de maintien de composants électroniques. En effet, les calories produites par les équipements électroniques ne pourront pas être évacuées lors d'un fonctionnement continu. Il sera également important de protéger les stratifiés de l'humidité car les modules ainsi que les températures de transition vitreuse peuvent chuter de façon importante lorsque le stratifié se trouve saturer en humidité.

Différentes perspectives sont envisagées pour répondre aux questions non résolues dans cette étude :

- La simulation de la rupture des fibres et de la matrice pourrait aider à la compréhension de l'endommagement des stratifiés composites
- La caractérisation de plis composites donnera des propriétés plus précises pour les modèles analytiques et numériques. La prévision du comportement pourra ainsi être améliorée
- La conductivité thermique dans l'épaisseur peut être améliorée en utilisant des « plots » en cuivre ou des perçages métallisés. Cette conductivité hors-plan est importante car elle permet d'évacuer les calories vers une source froide
- L'accroche entre l'aluminium et les CMO dans les Fibre Metal Laminate peut être améliorée grâce à des perçages dans les tôles d'aluminium qui laisseraient passer la résine au travers de l'aluminium
- Les problématiques d'assemblages n'ont pas été testées pour les matériaux de cette étude. Or, les pièces de boitier fabriquées en FML devront être assemblées avec les autres composants tels que les cartes électroniques. Il faudra prendre un soin particulier à conserver une continuité électrique entre les différentes pièces tout en isolant le carbone et l'aluminium qui ont des potentiels galvaniques éloignés
- La fabrication d'un prototype de boitier incluant des pièces en FML permettra la réalisation d'essais en vibration et en température pour comparer les résultats avec les versions précédentes de boitiers

RESUME

Le domaine aéronautique étant en pleine expansion, il est nécessaire de trouver des solutions pour transporter plus de personnes tout en diminuant la consommation en carburant. L'allègement des aéronefs est un enjeu global, c'est pourquoi, il faut étudier comment diminuer la masse de tous les composants des avions. Les boitiers électroniques doivent faire partie de cette démarche d'allègement global des avions. Les sociétés du groupe SAFRAN et en particulier HISPANO-SUIZA se sont lancées dans un projet d'avion plus électrique et il est donc très important de diminuer la masse d'un boitier électronique.

Une étude de boitiers électroniques existants a permis de mettre en évidence les principaux contributeurs de masse. Les bilans de masse ont montré que les éléments de protection et de maintien des composants électroniques représentaient la masse la plus importante pour un boitier. La recherche de solutions innovantes pour diminuer la masse de ces composants a mis en évidence des nouveaux matériaux pour remplacer l'aluminium omniprésent dans les boitiers actuels. Les stratifiés métaux / composites ou Fiber Metal Laminates (FML) sont des stratifiés composés de composites à matrice organique (carbone, fibre de verre, kevlar, …) et de tôles métalliques. Ces nouveaux matériaux composites sont particulièrement intéressants de par leurs propriétés thermomécaniques ainsi que leur conductivité électrique nécessaire au bon fonctionnement des boitiers en cas de passage de courant de foudre. Des simulations d'analyse modale ont validé la pertinence de l'emploi de ces FML pour réaliser les pièces de boitiers.

Des modèles analytiques ont été mis en place pour prédire de façon simple et rapide le comportement de stratifiés composites en fonction du nombre de plis, des matériaux et des orientations. L'exploitation de ces modèles a permis de choisir des stratifiés prometteurs en fonction de leurs propriétés thermomécaniques : le Carall (assemblage de carbone et d'aluminium), le Glare (assemblage de fibres de verre) et un stratifié en carbone « classique ».

La caractérisation de ces matériaux sous des chargements variés (statiques, dynamiques, en température, …) couplée à des simulations numériques a fourni les propriétés des stratifiés. La modélisation numérique des composites permettra de diminuer le temps et le coût nécessaires à la conception d'un boitier. L'étude et la comparaison des propriétés mesurées au cours des essais expérimentaux a permis de déterminer les applications potentielles des stratifiés métaux/composites dans les boitiers électroniques. Enfin, une étude de vieillissement accéléré en humidité et en température a été réalisée pour étudier l'évolution des propriétés des stratifiés dans le temps.

ABSTRACT

The aeronautic field is growing years after years; this is why it is necessary to find solutions to transport more people and to reduce fuel consumption. The aircraft relief is a global issue, all components of aircraft ha to be lighter. Electronic devices must be a part of this global aircraft relief. The SAFRAN group and Hispano-Suiza in particular have engaged in a more electric aircraft project it is necessary to reduce the mass of an electronic box.

A study of existing electronic boxes helped to highlight the main mass contributors. Mass analysis shows that the elements of protection and bearing of electronic components represent the highest global mass percent. The research of innovative solutions to reduce the weight of these components has highlighted new materials to replace the omnipresent aluminium in the current boxes. The composites Fibre Metal Laminates (FML) consist of organic matrix composites plies (carbon, fiberglass, Kevlar ...) and the metal sheet. These new composite materials are particularly interesting because of their thermo-mechanical and electrical conductivity necessary for the proper functioning of the electronic devices in case of lightning current. Modal analysis simulations validated the appropriateness of using these FML to replace aluminium in electronic boxes structure.

Analytical models were developed to get a faster and easier the behaviour of composite laminates according to the number of plies, materials and orientations. The study of these analytical models has selected promising laminates according to their thermo mechanical properties: the Carall (assembly of carbon and aluminium), the Glare (assembly of glass fibers and aluminium) and carbon as a "classical" laminates.

The characterization of these materials under various solicitations (static, dynamic, temperature ...) coupled with numerical simulations provided the laminates properties. Numerical modelling of composites will reduce the time and cost required to design a box. The study and comparison of measured properties during the experimental trials has identified the potential applications of metal laminates / composites in electronic boxes. Finally, a study of accelerated moisture and temperature aging was conducted to study the evolution properties of laminates in “real” environment.