

Titre: Caractérisation et mise en forme de matériaux composites
Title: intrinsèquement amortis

Auteur: Marc-André Jetté
Author:

Date: 2009

Type: Mémoire ou thèse / Dissertation or Thesis

Référence: Jetté, M.-A. (2009). Caractérisation et mise en forme de matériaux composites intrinsèquement amortis [Master's thesis, École Polytechnique de Montréal].
Citation: PolyPublie. <https://publications.polymtl.ca/8477/>

 **Document en libre accès dans PolyPublie**
Open Access document in PolyPublie

URL de PolyPublie: <https://publications.polymtl.ca/8477/>
PolyPublie URL:

Directeurs de recherche: Annie Ross, & Edu Ruiz
Advisors:

Programme: Unspecified
Program:

UNIVERSITÉ DE MONTRÉAL

CARACTÉRISATION ET MISE EN FORME DE MATÉRIAUX COMPOSITES
INTRINSÈQUEMENT AMORTIS

MARC-ANDRÉ JETTÉ
DÉPARTEMENT DE GÉNIE MÉCANIQUE
ÉCOLE POLYTECHNIQUE DE MONTRÉAL

MÉMOIRE PRÉSENTÉ EN VUE DE L'OBTENTION
DU DIPLÔME DE MAÎTRISE ÈS SCIENCES APPLIQUÉES
(GÉNIE MÉCANIQUE)
AOÛT 2009



Library and Archives
Canada

Published Heritage
Branch

395 Wellington Street
Ottawa ON K1A 0N4
Canada

Bibliothèque et
Archives Canada

Direction du
Patrimoine de l'édition

395, rue Wellington
Ottawa ON K1A 0N4
Canada

Your file Votre référence
ISBN: 978-0-494-57248-1
Our file Notre référence
ISBN: 978-0-494-57248-1

NOTICE:

The author has granted a non-exclusive license allowing Library and Archives Canada to reproduce, publish, archive, preserve, conserve, communicate to the public by telecommunication or on the Internet, loan, distribute and sell theses worldwide, for commercial or non-commercial purposes, in microform, paper, electronic and/or any other formats.

The author retains copyright ownership and moral rights in this thesis. Neither the thesis nor substantial extracts from it may be printed or otherwise reproduced without the author's permission.

AVIS:

L'auteur a accordé une licence non exclusive permettant à la Bibliothèque et Archives Canada de reproduire, publier, archiver, sauvegarder, conserver, transmettre au public par télécommunication ou par l'Internet, prêter, distribuer et vendre des thèses partout dans le monde, à des fins commerciales ou autres, sur support microforme, papier, électronique et/ou autres formats.

L'auteur conserve la propriété du droit d'auteur et des droits moraux qui protègent cette thèse. Ni la thèse ni des extraits substantiels de celle-ci ne doivent être imprimés ou autrement reproduits sans son autorisation.

In compliance with the Canadian Privacy Act some supporting forms may have been removed from this thesis.

While these forms may be included in the document page count, their removal does not represent any loss of content from the thesis.

Conformément à la loi canadienne sur la protection de la vie privée, quelques formulaires secondaires ont été enlevés de cette thèse.

Bien que ces formulaires aient inclus dans la pagination, il n'y aura aucun contenu manquant.


Canada

UNIVERSITÉ DE MONTRÉAL

ÉCOLE POLYTECHNIQUE DE MONTRÉAL

Ce mémoire intitulé:

CARACTÉRISATION ET MISE EN FORME DE MATÉRIAUX COMPOSITES
INTRINSÈQUEMENT AMORTIS

présenté par: JETTÉ Marc-André

en vue de l'obtention du diplôme de: Maîtrise ès sciences appliquées

a été dûment accepté par le jury d'examen constitué de:

M. TROCHU François, Ph.D., président

Mme ROSS Annie, Ph.D., membre et directrice de recherche

M. RUIZ Eduardo Antonio Julian, Ph.D., membre et codirecteur de recherche

M. PETTIGREW Michel J., post. grad. dipl., membre

DÉDICACE

à ceux qui ont su éveiller ma curiosité scientifique ;

mes parents, M. Gendron et beaucoup d'autres

REMERCIEMENTS

Je tiens d'abord à exprimer toute ma gratitude aux Dr. Annie Ross et Dr. Edu Ruiz pour m'avoir accepté comme candidat à la maîtrise et surtout pour m'avoir guidé tout au long de son exécution. Au Dr. François Trochu pour m'avoir accepté et hébergé au sein de la Chaire sur les Composites Haute Performance et de me faire l'honneur de présider ce jury. Au Dr. Michel J. Pettigrew pour m'avoir guidé dans la compréhension de l'analyse modale expérimentale et de me faire l'honneur d'être membre de ce jury.

Sans l'appui des partenaires industriels et organismes subventionnaires, un projet de cette envergure n'aurait été envisageable ; Bell Hélicoptère Textron, Bombardier, le Centre de développement des composites du Québec, ARTEC Technologies, Pratt & Whitney Canada, l'Université de Sherbrooke et le Consortium de recherche et d'innovation en aérospatiale au Québec.

Je me dois aussi de remercier M. Rachid Boukhili pour avoir fait don de pré-imprégnés, M. Frédéric Ivaldi, ingénieur chez Smac, pour m'avoir fait parvenir des échantillons de matériaux viscoélastiques, M. Daniel Poirier du CDCQ, pour m'avoir soutenu dans le développement des méthodes de mise en forme et mes deux stagiaires, Geneviève Deshaies et Jérémie Harnois, pour leur travail acharné de l'été 2008.

Finalement, un grand remerciement à Mme Isabelle Ortega et Mme Catherine Billotte pour m'avoir épaulé dans l'utilisation des appareils de caractérisation et aux techniciens du CCHP, M. Christian-Charles Martel et M. Alexandre Bourgeois, pour m'avoir fourni un soutien technique plus que nécessaire tout au long du projet et à la grande famille du CCHP pour leur soutien moral et la camaraderie de ces deux dernières années.

RÉSUMÉ

La possibilité d'intégrer une pellicule d'élastomère viscoélastique Smac ST 50 à une structure de matériaux composites de type sandwich est étudiée expérimentalement. Les analyses au calorimètre à balayage différentiel et à l'analyseur thermo-gravimétrique démontrent que la modification de la micro-structure et la dégradation de la pellicule lors du cycle thermique nécessaire à la mise en forme n'affectaient pas les performances du matériau et ne menaceraient pas l'intégrité de la structure de composite. Les propriétés mécaniques dynamiques de la pellicule sont étudiées par sa caractérisation en cisaillement à l'analyseur mécanique dynamique. Les résultats pour des échantillons ayant et n'ayant pas subi le cycle de cuisson, permettent d'envisager que la pellicule est appropriée pour l'application envisagée. Les effets de la co-cuisson de la pellicule d'élastomère avec une structure en matériaux composites, sont étudiés par la caractérisation d'éprouvettes de composites de géométries variées où la pellicule est intercalée dans le laminé. Après la co-cuisson, la pellicule d'élastomère viscoélastique offre encore une bonne performance vibratoire. Cette caractérisation est exécutée au moyen de l'analyseur mécanique dynamique en flexion trois points. Finalement, deux laminés de type sandwich différents, intégrant la pellicule viscoélastique, sont mis en forme afin de quantifier le gain en amortissement qu'apporte l'ajout de la pellicule. Ces structures sont caractérisées à l'analyseur mécanique dynamique en flexion trois points et par l'analyse modale expérimentale sur des poutres encastrées-libres, avec un marteau instrumenté. L'efficacité de l'inclusion du matériau viscoélastique est démontrée car les prototypes offrent des propriétés d'absorption de vibration significativement améliorées. Les méthodes de caractérisation mises en place au cours du projet serviront subséquemment à la caractérisation d'autres élastomères viscoélastiques. Le moule autoclave et les méthodes de mise en forme développés serviront aussi pour les mises en forme nécessaires à la suite du projet.

Mots clés : DMTA, fonction de transfert, marteau instrumenté, CLD, matériaux composites, absorption, vibration

ABSTRACT

The possibility to integrate a Smac ST50 viscoelastic material into a composite structure was studied experimentally. First, the modification of the micro-structure of the viscoelastic layer following the thermal cycle requested by the curing of the composite structure was studied by the means of differential scanning calorimetry and thermogravimetric analysis. It was proven that its performances were not affected with the curing and that its degradation would not compromise the integrity of the resulting composite structure. The dynamic mechanical properties of the viscoelastic layer were characterized via shearing using a dynamic thermomechanical analyzer to ensure its ability to dissipate strain energy into heat. Also, the modifications of its dynamic properties, caused by the thermal cycle of the curing, were studied. The mechanical characterization of composite material with an interleaved viscoelastic layer enabled the investigation of the impact of co-curing the viscoelastic material within the composite structure. Those tests were performed using a 3-points bending test on a dynamic thermomechanical analyzer. Finally, two different prototypes, integrating the viscoelastic material, were manufactured in order to quantify the improvement of damping brought by the viscoelastic layer. These structures were characterized using a 3-points bending test on a dynamic thermomechanical analyzer and with experimental modal analysis using an impact hammer. An improvement of damping was observed as the result of the integration of the viscoelastic material in the sandwich structure.

The characterization methods developed in the project will be used for other elastomeric materials. The autoclave mold and curing methods will also be used to manufacture the parts required for the rest of the project.

Keywords: DMTA, FRF, impact hammer, CLD, composite materials, damping, vibration

TABLE DES MATIÈRES

DÉDICACE.....	IV
REMERCIEMENTS	V
RÉSUMÉ.....	VI
ABSTRACT	VII
TABLE DES MATIÈRES.....	VIII
LISTE DES TABLEAUX.....	XI
LISTE DES FIGURES.....	XII
LISTE DES ANNEXES.....	XV
CHAPITRE 1. INTRODUCTION	1
CHAPITRE 2. REVUE DE LITTÉRATURE.....	4
2.1 Matériaux viscoélastiques et leur caractérisation.....	4
2.2 Caractérisation de structures par des tests d'impact.....	9
2.3 Traitements amortissant conventionnels CLD, UCLD et « <i>Interleaved</i> »	13
2.4 Études d'optimisation analytiques de traitements conventionnels.....	17
2.5 Confirmation expérimentale des études analytiques.....	18
2.6 Études analytique de traitements partiels	19
CHAPITRE 3. DÉMARCHE DU PROJET	21
CHAPITRE 4. MÉTHODOLOGIE DE CARACTÉRISATION	24
4.1. TGA.....	24
4.2. DSC	25

4.2.1.	Description de son fonctionnement	25
4.2.2.	Méthodes de caractérisation	27
4.3.	DMA.....	27
4.3.1.	Fonctionnement	27
4.4.	Marteau instrumenté.....	29
4.4.1.	Matériel expérimental.....	29
4.4.2.	Méthode d'évaluation de l'amortissement des modes propres.....	30
CHAPITRE 5. DESCRIPTION DES MÉTHODES DE MISE EN FORME		33
5.1.	Mode de cuisson en fours autoclaves pour l'industrie aéronautique.....	33
5.1.1.	Fours autoclaves conventionnels.....	34
5.1.2.	Cycles de cuisson conventionnels	35
5.1.3.	Description des moules autoclaves utilisés.....	36
5.1.3.1.	Premier moule autoclave	37
5.1.3.2.	Deuxième moule autoclave	39
5.2.	Description des matériaux utilisés.....	45
5.2.1.	Élastomère viscoélastique en feuilles.....	45
5.2.2.	Pré-imprégnés de carbone	46
5.2.3.	Adhésif	48
5.2.4.	Noyau	48
CHAPITRE 6. CARACTÉRISATION DU MATÉRIAU VISCOÉLASTIQUE.....		49
6.1.	Perte de masse à la TGA	49
6.2.	Changement de microstructure à la DSC	51
6.3.	Propriétés mécaniques dynamiques à la DMA.....	56
6.3.1.	Compression dynamique à la DMTA 01dB-Métravib	57

6.3.2.	Cisaillement à la DMTA 450	57
6.4.	Caractérisation des éprouvettes de carbone/époxy et d'élastomère	61
6.4.1.	Détermination des géométries des éprouvettes	61
6.4.2.	Mise en forme et préparation des échantillons	62
6.4.3.	Caractérisation des propriétés mécaniques des échantillons	63
6.4.3.1.	Flexion trois points	63
6.4.3.2.	Flexion en double encastrement	67
6.5.	Conclusions	67
CHAPITRE 7.	CARACTÉRISATION DES POUTRES SANDWICH	69
7.1.	Détermination des laminés sandwich à tester.....	69
7.2.	Essais de DMTA	70
7.3.	Tests de caractérisation de la FRF au marteau instrumenté	76
7.3.1.	Tests de force d'impact	77
7.3.2.	Résultats et discussion des tests sur les prototypes	80
7.4.	Conclusions	84
CHAPITRE 8.	CONCLUSIONS.....	85
RÉFÉRENCES	89
ANNEXES	94

LISTE DES TABLEAUX

Tableau 6.1 – Description des cinq séries d'éprouvettes carbone/époxy et viscoélastiques fabriquées	62
Tableau 7.1 – Forces d'impact moyenne et écart type pour les dix essais de chacune des trois séries	78
Tableau 7.2 - Taux d'amortissement calculés sur la poutre témoin avec les différentes forces d'impact pour les trois premiers modes	79
Tableau 7.3 - Fréquences naturelles en Hz mesurées sur la poutre témoin avec les différentes forces d'impact pour les trois premiers modes	79
Tableau 7.4 - Taux d'amortissement calculés pour 3 laminés avec les cinq encastrements différents pour les 3 premiers modes	81
Tableau 7.5 - Fréquences naturelles, en Hz, mesurées pour la poutre témoin avec les deux encastrements différents pour les trois premiers modes	82
Tableau F.1 – Taux d'amortissement calculés de la poutre témoin pour les trois premiers modes	108
Tableau F.2 – Fréquences naturelles mesurées, en Hz, des poutres témoin pour les trois premiers modes	108
Tableau F.3 - Taux d'amortissement calculés de la poutre du premier prototype pour les trois premiers modes	109
Tableau F.4 - Fréquences naturelles mesurées, en Hz, des poutres du premier prototype pour les trois premiers modes	109
Tableau F.5 - Taux d'amortissement calculés de la poutre du deuxième prototype pour les trois premiers modes	110
Tableau F.6 - Fréquences naturelles mesurées, en Hz, des poutres du deuxième prototype pour les trois premiers modes	110

LISTE DES FIGURES

Figure 1.1 -Schéma de la structure d'un matériau composite de type sandwich	1
Figure 2.1 - Modèles classiques de viscoélasticité, de gauche à droite, Modèle de Maxwell, Modèle de Kelvin-Voigt et Modèle de solide linéaire standard, tirée de (Oyadiji, 2004)	4
Figure 2.2- Boucles d'hystérésis du matériau dépendantes de la fréquence de sollicitation (f_1).....	5
Figure 2.3 – Comportement viscoélastique dynamique	6
Figure 2.4 - Module d'Young (E) et facteur de perte (η) en fonction de la température, tirée de (Oyadiji, 2004)	7
Figure 2.5 - Module d'Young (E) et facteur de perte (η) en fonction de la fréquence, tirée de (Oyadiji, 2004)	8
Figure 2.6 – Exemple de fonction de transfert avec 3 modes propres identifiés. Tirée de (Inman, 2001).	11
Figure 2.7 - Exemple de données servant au calcul des coefficients d'amortissement, tiré de (Inman, 2001).	12
Figure 2.8 – Démonstration des 3 types de traitements appliqués à un panneau de référence avec l'encastrement, adaptée de (Lee, Oh, Shin, Cho & Koo, 2002).....	14
Figure 2.9 -Déformations dans les traitements ULD et CLD, tirée de (Plesner, 2004, à gauche, et Nashif, 1985, à droite).....	14
Figure 2.10- Amélioration du coefficient de perte pour un traitement PCLD sur une plaque, tirée de (Cheng et Lapointe, 1994)	19
Figure 4.1 - Analyseur thermo-gravimétrique (TGA).....	25
Figure 4.2 – Calorimètre à balayage différentiel (DSC)	25
Figure 4.3– MDSC – Schéma démontrant les différentes composantes du flux de chaleur total (Billotte, 2007)	26
Figure 4.4 – DMTA-450, 01dB-Metravib (gauche) avec serre-joint flexion 3 points (droite)	28
Figure 4.5 - Photo du montage	30

Figure 4.6– Graphique de phase déroulée résultant de 50 essais sur un prototype.....	31
Figure 4.7 – Amplitude de la FRF résultant de 50 essais sur un prototype.....	31
Figure 5.1- Schéma de l'ordre d'empilement des matériaux lors d'une cuisson en moule autoclave.....	33
Figure 5.2 - Autoclave de grande taille pour la fabrication du fuselage du Boeing 787...	35
Figure 5.3 – Conditions de mise en forme conventionnelles en moule autoclave : de haut en bas; température, pression de l'autoclave et pression de vide à l'intérieur de la pièce	36
Figure 5.4 - Schéma du premier moule autoclave.....	37
Figure 5.5 – Préparation de la cavité du premier moule autoclave	38
Figure 5.6 - Premier moule autoclave à l'intérieur du four durant une mise en forme.....	38
Figure 5.7- Vue éclatée du moule autoclave conçu. Les point A à D servent à l'instrumentation du système (i.e., capteurs de pression, de vide et température à l'intérieur de la pièce).....	40
Figure 5.8 – Nouveau moule autoclave installé dans la presse hydraulique.....	41
Figure 5.9 - Instrumentation du moule : (1) le port de dépressurisation de la cavité supérieure avec un manomètre et la cheminée, (2) le système de contrôle, (3) l'entrée des thermocouples, (4) le port de vide avec le senseur de basse pression et finalement, (5) le port de haute pression avec le senseur de haute pression.	42
Figure 5.10 – Données de température recueillies lors d'une mise en forme	44
Figure 5.11 – Données de pression et de vide recueillies lors d'une mise en forme	44
Figure 5.12 - Photo du Smac ST50	46
Figure 5.13 – Méthode de production de pré-imprégné, tiré de (Hexcel Composites, 1997).....	47
Figure 5.14 – Deux principaux types de pré-imprégnés, unidirectionnel à gauche et tissu bidirectionnel à droite, tiré de (Hexcel Composites, 1997).....	47
Figure 5.15 - Photo du pré-imprégné	48
Figure 6.1- Cycle thermique de caractérisation à la TGA.....	50
Figure 6.2- Résultats de caractérisation à la TGA du viscoélastique Smac ST50	50
Figure 6.3- Cycle thermique de la DSC	52

Figure 6.4 – Flux de chaleur non réversible pour la première rampe de chauffage	53
Figure 6.5 – Flux de chaleur non réversible pour la deuxième rampe de chauffage.....	53
Figure 6.6 – Cp réversible lors de la première rampe en chauffage.....	55
Figure 6.7– Cp réversible lors de la deuxième rampe de chauffage	55
Figure 6.8 - Module de conservation en cisaillement en fonction de la fréquence de sollicitation	59
Figure 6.9 - Tangente de l'angle delta en cisaillement en fonction de la fréquence de sollicitation	59
Figure 6.10 – Description de la nomenclature des éprouvettes.....	61
Figure 6.11 – Schéma du mode de déformation des éprouvettes lors du test de flexion trois points	63
Figure 6.12- Rigidité des éprouvettes en fonction de la fréquence de sollicitation lors d'un essai de flexion 3-points dynamique.....	64
Figure 6.13- Tangente de l'angle de perte des éprouvettes lors d'un essai de flexion 3-points dynamique	64
Figure 6.14- Module de perte des éprouvettes en fonction de la fréquence de sollicitation lors d'un essai de flexion 3-points dynamique.....	66
Figure 7-1 – Schémas des composites sandwich servant à la première série de tests a) témoin, b) premier prototype c) deuxième prototype.....	70
Figure 7.2 – Schémas du montage des laminés sur la DMA pour les tests dynamiques en flexion 3-points.....	71
Figure 7.3 – Rigidité des prototypes caractérisés à la DMTA 01-dB Métravib.....	72
Figure 7.4 – Angle de perte des prototypes caractérisés à la DMTA 01-dB Métravib	74
Figure 7.5 – Module de perte des prototypes caractérisés à la DMTA 01-dB Métravib ..	75
Figure 7.5 – Amplitudes des fonctions de transfert de la poutre témoin avec les différentes forces d'impact.....	79
Figure 7.6 – Amplitude des fonctions de transfert typiques des trois laminés.....	81
Figure B-1 – Schéma de bloc des opérations mathématiques menant à la FRF.....	101

LISTE DES ANNEXES

ANNEXE A –DÉTAILS DES COMPOSANTES DU MOULE AUTOCLAVE.....	94
ANNEXE B – MÉTHODOLOGIE DE L'ÉTUDE DE LA FONCTION DE TRANSFERT AU MARTEAU INSTRUMENTÉ	98
ANNEXE C – PROCÉDURE MATLAB	102
ANNEXE D – DIAGRAMME DE BLOC DU PROGRAMME EDEC.VI	105
ANNEXE E – FICHE DU SMAC ST50.....	106
ANNEXE F – RÉSULTATS COMPLETS DE CARACTÉRISATION DES POUTRES AU MARTEAU INSTRUMENTÉ.....	108

CHAPITRE 1. INTRODUCTION

Depuis de nombreuses années, l'industrie de l'aéronautique s'intéresse de plus en plus aux matériaux composites notamment pour leur haut module de rigidité par rapport à leur masse. Ces matériaux sont constitués d'une ossature, appelée renfort, qui assure la tenue mécanique, et d'une protection, appelée matrice, qui est généralement un polymère thermodurcissable. Normalement, le renfort est constitué de fibres dont les propriétés mécaniques en tension sont bonnes. La matrice assure la cohésion de la structure et la retransmission des efforts vers le renfort (Ruiz, 2007). Souvent, afin d'optimiser la rigidité spécifique de la structure, les matériaux composites sont mis en forme en pièces de type sandwich. Ces pièces se caractérisent par la présence d'un noyau de faible densité, le cœur, séparant les peaux de matériaux composites. Ce nom vient de l'analogie avec un sandwich, où les couches de matériaux composites représentent le pain alors que le centre est un matériau différent, tel que présenté à la figure 1.1.

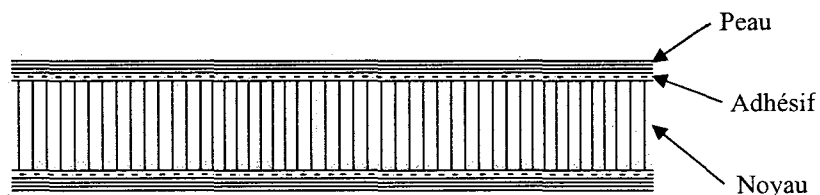


Figure 1.1 -Schéma de la structure d'un matériau composite de type sandwich

Normalement, ce type de structure est utilisé lorsque les applications nécessitent un matériau ayant une rigidité spécifique élevée. Ainsi, étant donné que les couches de composite, les peaux, sont éloignées de l'axe neutre de flexion, la rigidité du matériau s'en trouve augmentée alors que son poids reste pratiquement inchangé.

Plusieurs méthodes de mise en forme sont aussi utilisées pour fabriquer les matériaux composites. La plus simple d'entre-elles est l'imprégnation manuelle des fibres dans un moule ouvert (« *hand lay-up* »). D'autres méthodes impliquent un moule fermé, tel que le « *Resin Transfer Molding* » (RTM), où la résine est injectée dans la pièce sous pression. Il existe aussi deux variantes du RTM, le « *Vacuum Assisted Resin Transfer Molding* » (VARTM), où la résine est injectée sous pression alors que la pièce est maintenue sous vide pour aider l'imprégnation, et le « *RTM-lite* », où une paroi souple remplace la partie supérieure du moule. D'autres méthodes de mise en forme impliquent l'ensachage des fibres et la mise sous vide, tel le « *Vacuum Assisted Resin Infusion* » (VARI), où la résine est aspirée dans l'ensachage afin d'imprégner les fibres. La cuisson en moule autoclave, où la pièce est ensachée et mise sous vide dans une cavité pressurisée lors de sa cuisson, est la méthode qui permet d'obtenir les meilleurs taux de fibres, donc les meilleures propriétés mécaniques spécifiques. Cependant, elle est aussi la plus coûteuse, à cause de l'instrumentation et des dépenses énergétiques qu'elle implique. Par conséquent, c'est la méthode de mise en forme avec le plus de potentiel pour les industries de pointe où la masse est un facteur critique. Traditionnellement, la cuisson en moule autoclave s'effectue avec des matériaux composites de type pré-imprégnés. Ces matériaux ont la particularité d'être sous la forme d'un renfort déjà imprégné de résine et emballé entre deux pellicules protectrices. Ils sont beaucoup plus coûteux que la simple fibre et la résine mais leur imprégnation et leur facilité de manipulation est de loin la meilleure comparativement aux autres méthodes de mise en forme.

Dans l'industrie aéronautique, le confort des passagers en vol passe souvent par l'abaissement du niveau sonore des appareils. Bien que ce type de matériau permette la construction de structures aussi rigides, mais plus légères que l'aluminium, elle amène aussi son lot de problèmes quant à la transmissibilité des ondes sonores et des vibrations mécaniques, causant inconfort et dommages matériels. En effet, la possibilité de mettre

en forme des matériaux composites aux géométries complexes permet d'éliminer les éléments d'assemblage tels que les boulons et les écrous. Traditionnellement, ces derniers amenaient dans les structures assemblées un amortissement important, qui est absent dans les structures en composites. Il y a donc nécessité d'abaisser la transmissibilité vibratoire de ces structures et l'utilisation de traitements viscoélastiques dissipant de manière intrinsèque l'énergie vibratoire semble une avenue intéressante.

L'intérêt des scientifiques et des ingénieurs pour les matériaux viscoélastiques, suscité en partie par l'utilisation croissante des matériaux composites, remonte à plusieurs décennies. Un grand nombre de recherches ont été publiées sur le sujet et l'incorporation de couches viscoélastiques dans des composites laminés de type sandwich est une méthode répandue ayant déjà obtenu ses lettres de noblesse. En effet, là où les traitements actifs, qui sont fort coûteux et efficaces dans une petite plage de fréquences, ne peuvent être appliqués, les traitements passifs par éléments viscoélastiques sont souvent efficaces. Évidemment, les avancements dans les domaines de la caractérisation mécanique dynamique et de la plasturgie ont permis à ce champ d'étude de littéralement exploser au cours des dernières décennies.

Plusieurs types de matériaux sont utilisés à ces fins, mais les élastomères caoutchouteux à température ambiante sont de loin les plus répandus. Ces matériaux possèdent des caractéristiques mécaniques dynamiques particulières. En effet, leur comportement élastique et visqueux ainsi que leur rigidité changent en fonction des fréquences de sollicitation et de la température. Ainsi, chaque application précise de matériaux viscoélastiques à des fins d'amortissement nécessite une étude approfondie des caractéristiques intrinsèques des matériaux recherchés.

Dans cette optique, ce mémoire vise à développer une méthodologie permettant de comparer les propriétés mécaniques dynamiques des matériaux viscoélastiques intégrés à une structure sandwich de carbone/époxy pour des fins d'atténuation de vibrations sonores et structurales.

CHAPITRE 2. REVUE DE LITTÉRATURE

2.1 Matériaux viscoélastiques et leur caractérisation

Dès le 19^e siècle, les propriétés visqueuses du verre, des métaux et des caoutchoucs ont été observés. Ce comportement physique, combinant des aspects élastique et visqueux, a alors été nommé viscoélasticité. Par des essais de relaxation et de fluage, les premiers modèles mathématiques décrivant la viscoélasticité ont été développés. Ces derniers servaient à prédire le comportement de solides viscoélastiques soumis à des charges ou à des déformations. La figure 2.1 présente les concepts physiques à la base des 3 modèles classiques, constitués d'amortisseurs et de ressorts mis soit en parallèle, soit en série ou une combinaison des deux.

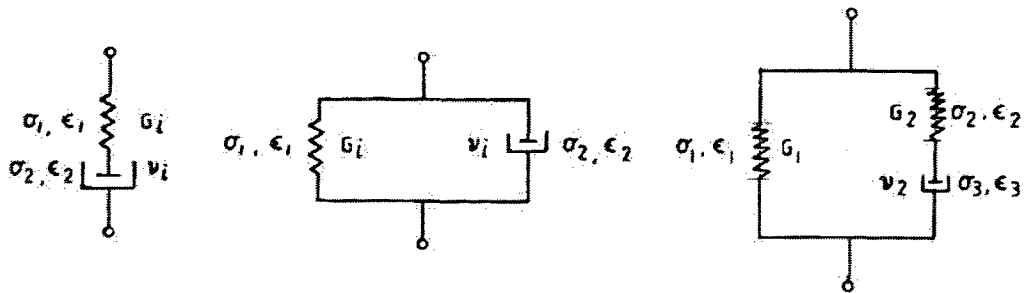


Figure 2.1 - Modèles classiques de viscoélasticité, de gauche à droite, Modèle de Maxwell, Modèle de Kelvin-Voigt et Modèle de solide linéaire standard, tirée de (Oyadiji, 2004)

Ensuite, au début du développement de l'ingénierie des polymères, les chercheurs se sont intéressés au comportement dynamique en régime permanent de ces solides. En effet, lors de l'étude de la déformation en fonction des charges cycliques appliquées, ils présentaient alors un comportement hystérétique. Une particularité des matériaux viscoélastiques est que leur hystérésis est liée à la fréquence de chargement (f_i), tel que démontré à la figure 2.2 où le comportement du matériau est différent pour les quatre fréquences de chargement montrées.

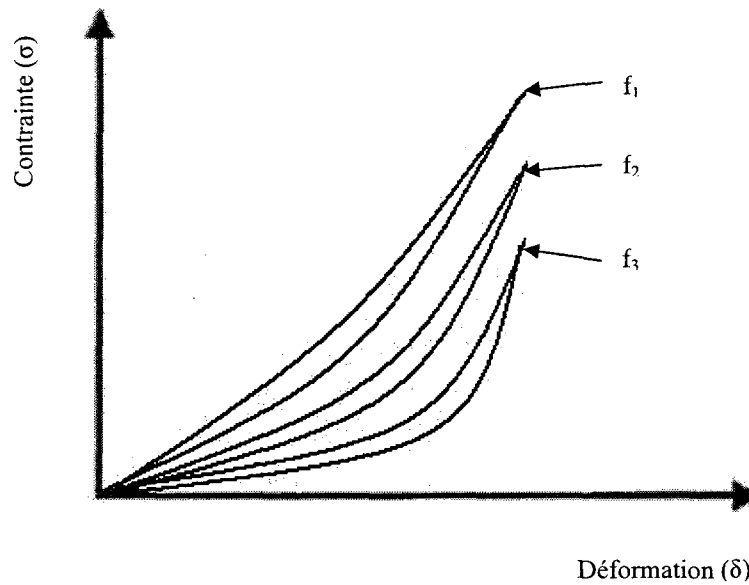


Figure 2.2- Boucles d'hystérésis du matériau dépendantes de la fréquence de sollicitation (f_i)

Ainsi, l'énergie thermique dissipée durant les cycles est directement fonction de l'aire contenue entre les deux courbes de chargement et déchargement. Les modèles mathématiques d'hystérésis ne permettaient pas de bien décrire le comportement observé et il fut nécessaire de développer un autre modèle pour ce phénomène. Une modélisation mathématique utilisant les dérivées de la contrainte et du déplacement ont ensuite été développées pour décrire le comportement viscoélastique en équations différentielles partielles. L'application subséquente de la transformée de Laplace ou de Fourier aux équations constitutives de forme dérivée ou intégrée permet une description du comportement viscoélastique dans le domaine fréquentiel. Il s'agit du module complexe. Ce dernier est fondé sur la décomposition du comportement viscoélastique en deux composantes élastique et visqueuse, tel que présenté à la figure 2.3. Le graphique

du dessus présente le déplacement imposé et celui du dessous les contraintes visqueuses, élastiques et totales.

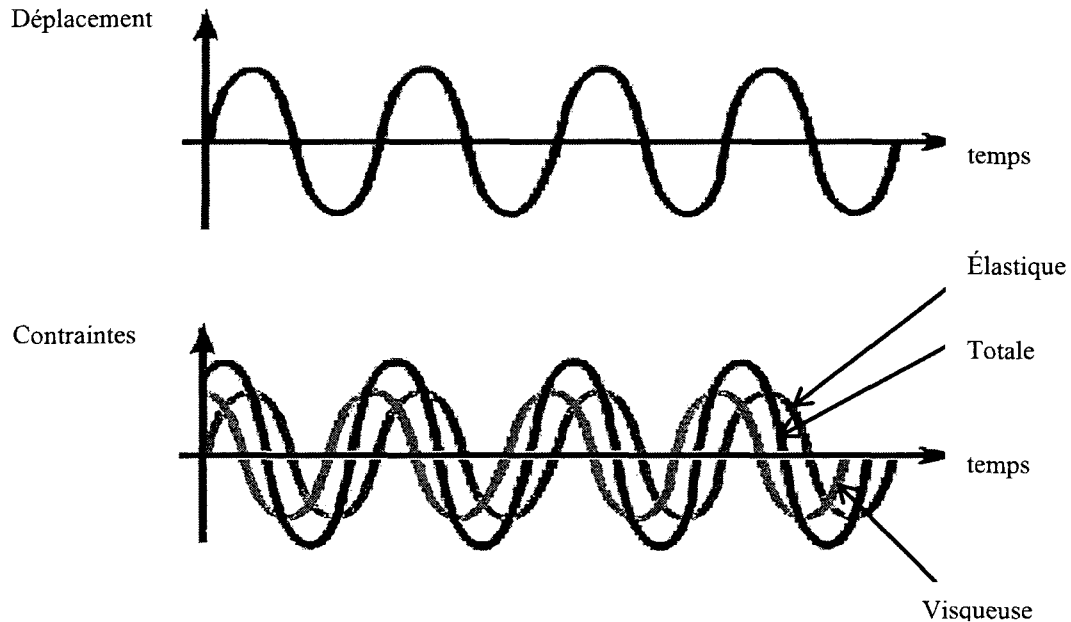


Figure 2.3 – Comportement viscoélastique dynamique

Mathématiquement, le module complexe est défini comme suit (Oyadiji, 2004).

$$E(t) = E' \sin \omega t + E'' \cos \omega t \quad (1)$$

où E' correspond au module de conservation, représentant la contribution élastique, et E'' au module de perte, représentant la contribution visqueuse. Il convient aussi de définir la tangente de l'angle de perte δ ($\tan \delta$):

$$\tan \delta = \frac{E''}{E'} \quad (2)$$

Le concept de tangente de l'angle de perte s'applique aussi à la rigidité complexe en cisaillement :

$$\tan \delta = \frac{G''}{G'} \quad (3)$$

où G' correspond au module de conservation en cisaillement et G'' au module de perte en cisaillement. On s'attend à ce que le comportement en cisaillement du matériau soit semblable au comportement en compression au niveau de l'évolution de sa rigidité complexe par rapport à la fréquence de sollicitation (Oyadiji, 2004).

Il est possible, à une fréquence de stimulation et pour une température et une amplitude de déformation données, de déterminer les coefficients de l'équation 1. Des résultats empiriques d'essais exhaustifs ont permis d'établir que les modules de conservation et de perte dépendent non seulement du matériau utilisé mais aussi de la température et de la fréquence de test, tel que montré aux figure 2.4 et figure 2.5 où le facteur de perte correspond à la tangente de l'angle de perte.

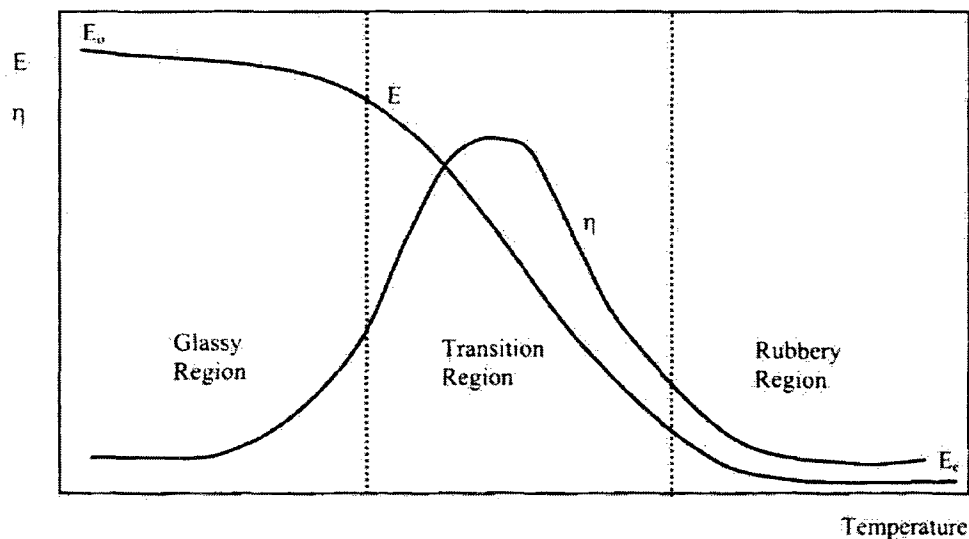


Figure 2.4 - Module d'Young (E) et facteur de perte (η) en fonction de la température, tirée de (Oyadiji, 2004)

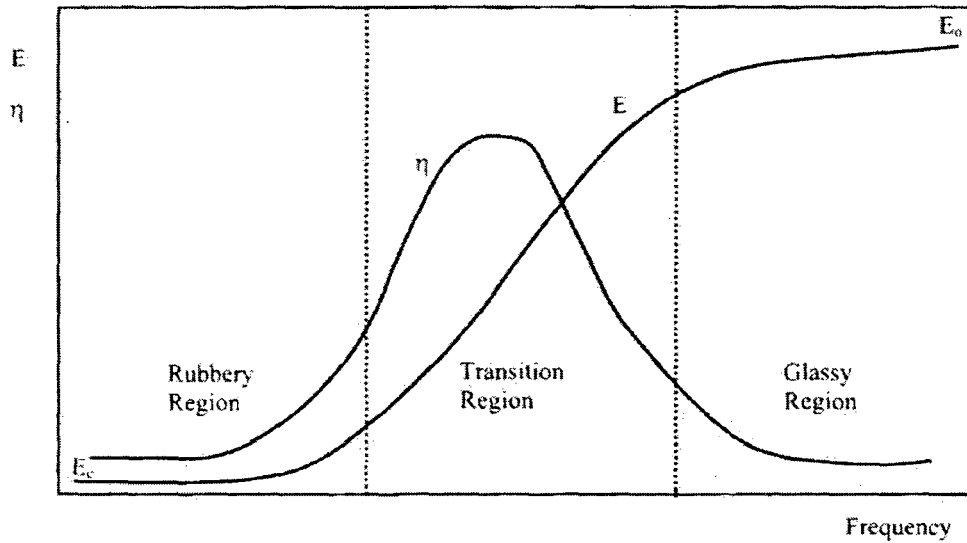


Figure 2.5 - Module d'Young (E) et facteur de perte (η) en fonction de la fréquence, tirée de (Oyadiji, 2004)

Tel que décrit par Li & Crocker (2005), quatre quantités physiques, reliées par l'équation 4, sont utilisables pour quantifier l'amortissement : le facteur de perte η , le facteur de qualité Q , le taux d'amortissement ζ et la tangente de l'angle de perte du module complexe $\tan \delta$.

$$\eta = \frac{D}{2\pi W} = \frac{1}{Q} = 2\zeta = \frac{2C}{C_c} = \frac{E''}{E'} = \tan \delta \quad (4)$$

où D et W équivalent aux puissances dissipées et totales dans un cycle vibratoire, C et C_c sont le coefficient d'amortissement et le coefficient d'amortissement critique. Par ailleurs, comme le faisait remarquer un autre chercheur (Kergoulay, 2004), il est nécessaire de rester prudent dans ces relations, puisque ces quantités physiques sont des estimateurs globaux souvent issus d'essais expérimentaux différents dont certains se limitent aux fréquences naturelles des échantillons testés.

Il est donc important de connaître les propriétés mécaniques dynamiques du module complexe des matériaux afin de pouvoir les utiliser de manière efficace. Plusieurs méthodes de caractérisation sont envisageables, comme les essais de relaxation et de fluage, les essais de vibrations forcées, de vibrations à résonance, se limitant aux fréquences naturelles des échantillons testés, et les méthodes de propagation d'onde. L'essai de vibrations forcées présente plusieurs avantages dont ceux de permettre des tests à plusieurs fréquences différentes et à diverses amplitudes de déformation statique (ou pré-contrainte) et dynamique. Actuellement, quelques appareils de caractérisation mécanique thermo-dynamique « *Dynamical Mechanical Thermo-Analyser*, DMTA » permettent une sollicitation allant jusqu'à 1000 Hz. Ces expériences peuvent être effectuées avec une contrainte en cisaillement, en tension ou en compression. La méthode a déjà fait ses preuves pour la caractérisation mécanique dynamique d'élastomères (Squires, Tajbakhsh, & Terentjev, 2004; Melo & Radford, 2007; Goertzen & Kessler, 2008 ; Price, Jones & Harland 2008) et pour des résines composites (Mesquita & Gerstorfer, 2008). Lors de tests de caractérisation mécanique dynamique d'un élastomère, il est possible d'établir des relations de superposition temps-température. Cette technique permet de faire un graphe en deux dimensions des propriétés mécaniques dynamiques en fonction de la fréquence réduite en abscisse. La fréquence réduite correspond à la fréquence de sollicitation, pondérée d'un coefficient en fonction de la température de l'essai. Cependant, on a constaté que le module de conservation en cisaillement G' ne respecte pas les relations de superposition temps-température lors de son passage dans le domaine caoutchouteux (Squires, Tajbakhsh, & Terentjev, 2004).

2.2 Caractérisation de structures par des tests d'impact

L'analyse modale expérimentale permet de tirer des informations intrinsèques des structures par le traitement de données temporelles recueillies. Une des méthodes très utilisée est celle de la demi-puissance, aussi appelée « -3dB method ». Dans cette

approche, chacun des pics de la fonction de transfert, correspondant chacun à un mode propre, est analysé comme s'il s'agissait d'un système vibrant à un degré de liberté. La fonction de transfert est le rapport de la réponse fréquentielle de la sortie par rapport à l'entrée. Habituellement, la sortie est la vibration de la structure, captée par l'entremise d'un accéléromètre. L'entrée correspond à l'apport en énergie, dans ce cas la force d'impact du marteau, mesurée par le capteur de force sur la pointe du marteau.

Pour obtenir la fonction de transfert (*Frequency Response Function*, FRF), plusieurs méthodes sont utilisables. La plus simple d'entre-elles est d'effectuer le rapport de la réponse fréquentielle complexe de la sortie sur celle de l'entrée, les réponses fréquentielles étant calculées par simple transformée de Fourier rapide (*Fast Fourier Transform*, FFT) des signaux temporels. Par ailleurs, une FRF provenant d'un seul essai serait bruitée et la moyenne de plusieurs dizaines d'essais permet d'obtenir une courbe plus juste et lisse, un impératif pour l'analyse modale effectuée ensuite sur ces courbes. Afin de réduire encore plus l'effet du bruit sur la FRF, une autre possibilité mathématique (Halvorsen & Brown, 1977) consiste à utiliser le conjugué de la FFT du signal d'entrée. En effet, la FRF ($H(\omega)$) équivaut aussi au rapport du spectre croisé des FFT de l'entrée (A) et de la sortie (B) sur le spectre de puissance de la FFT de l'entrée :

$$H(\omega) = \frac{A^* B}{A A^*} \quad (5)$$

Ensuite, le graphique de la FRF est utilisé pour obtenir le coefficient d'amortissement de chacun des modes. Il faut tout d'abord identifier les fréquences propres, qui devraient correspondre aux maxima de la FRF. La figure 2.6 donne un exemple où les fréquences propres ω_1 , ω_2 et ω_3 sont identifiées.

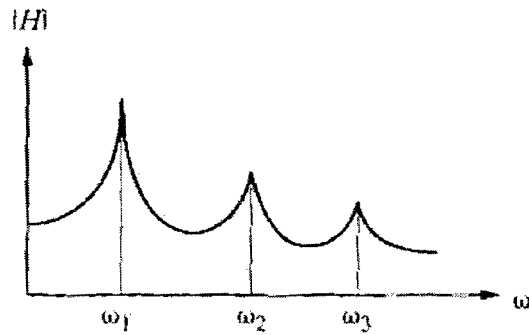


Figure 2.6 – Exemple de fonction de transfert avec 3 modes propres identifiés. Tirée de (Inman, 2001).

Aussi, il est important de considérer le déphasage entre les parties réelles et imaginaires de la fonction de transfert, présentées sur les graphes de phase déroulée. Théoriquement, à chaque déphasage de $\pi/2$ correspond une fréquence naturelle. Ainsi, à une fréquence donnée correspondant à un déphasage de $\pi/2$ sur la figure de phases, un maximum devrait être observable sur la figure de la fonction de transfert. Si ces deux conditions sont réunies, il s'agit d'un mode propre.

Une fois les modes identifiés avec certitude, il est possible d'y appliquer la théorie mathématique de la méthode de la demi-puissance, des équations 6, 7 et 8, où ω_d correspond à la fréquence amortie d'un mode propre, $|H(\omega)|$ à l'amplitude de la FRF et ζ au taux d'amortissement:

$$|H(\omega_a)| = |H(\omega_b)| = \frac{|H(\omega_d)|}{\sqrt{2}} \quad (6)$$

$$\omega_b - \omega_a = 2\zeta\omega_d \quad (7)$$

$$\zeta = \frac{\omega_b - \omega_a}{2\omega_d} \quad (8)$$

Lorsqu'une échelle en dB est appliquée à la FRF, la valeur de $|H(\omega_a)|$ correspond à celle de $|H(\omega_d)|$ moins 3 dB, d'où le nom de « -3dB method ». La Figure 2.7 présente un exemple de FRF utilisée pour calculer le coefficient d'amortissement.

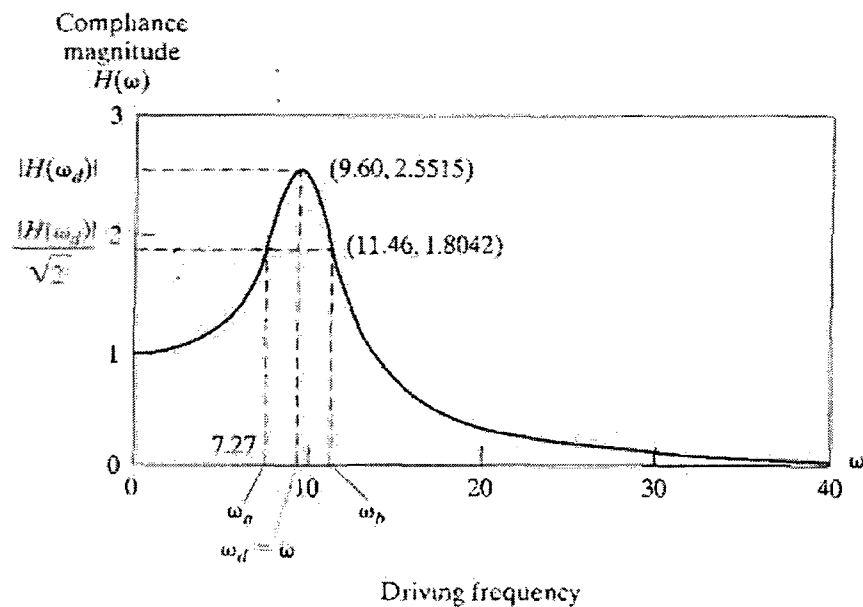


Figure 2.7 - Exemple de données servant au calcul des coefficients d'amortissement, tiré de (Inman, 2001).

Cette technique a été utilisée dans de nombreuses études expérimentales portant sur les matériaux composites (Grady & Lerch, 1992 ; Pant & Gibson, 1996 ; Berthelot & Sefrani, 2004 ; Shokrieh & Najafi, 2006). Une alternative à cette méthode consiste à évaluer l'impédance mécanique d'une structure par l'utilisation d'un appareil appliquant une charge cyclique connue pour obtenir la fonction de transfert. Ensuite, la méthode de

la demi-puissance permet d'obtenir les coefficients d'amortissement des modes propres (Kishi, Kuwata, Matsuda, Asami & Murikami, 2004). Cette technique a aussi été utilisée pour des plaques composites en mode libre-libre (Pereira, 1992), des plaques composites encastrées sur toute leur périphérie (Saravanos & Pereira, 1992) et finalement, pour des plaques d'acier en mode libre-libre (Moreira et Rodrigues, 2006). Par contre, elle a été déconseillée par (Ostiguy & Evan-Iwanowski, 1992). Selon eux, les méthodes conventionnelles ne peuvent être précises puisqu'elles reposent sur des systèmes à un degré de liberté légèrement amortis et que l'amortissement dû à l'encastrement est négligé. Ils proposent l'utilisation d'une poutre où l'extrémité encastrée est remplacée par une mode de fixation permettant une translation de haut en bas, mais sans déflexion angulaire. Par ailleurs, dans une autre étude du même auteur (Ostiguy & Minourne, 1992), un facteur de correction mathématique est développé pour permettre d'utiliser la méthode du marteau instrumenté et de la demi-puissance pour des structures hautement amorties.

2.3 Traitements amortissant conventionnels CLD, UCLD et « *Interleaved* »

Une fois le comportement viscoélastique constaté, trois principales avenues ont été explorées afin d'incorporer des traitements amortissants viscoélastiques aux structures. Les couches viscoélastiques (« *Un-constrained Layer Damping* » ou « *Free Layer damping* », ULD, UCLD ou FLD) apposées par collage directement sur la structure constituent les traitements les plus simples. En ajoutant une couche rigide de faible épaisseur sur un traitement de type ULD, on obtient un traitement par couche viscoélastique contrainte (« *Constrained Layer Damping* », CLD). S'il s'agit d'une pièce composite mise en forme avec une ou des pellicules viscoélastiques laminées avec des couches de composite ou si la couche supérieure d'un CLD est d'épaisseur importante, le résultat porte le nom de traitement viscoélastique intercalaire (« *Interleaved Layer Damping* », ILD). La figure 2.8 présente les traitements ULD, CLD et ILD alors que la figure 2.9 présente les modes de déformation des traitements ULD et CLD.

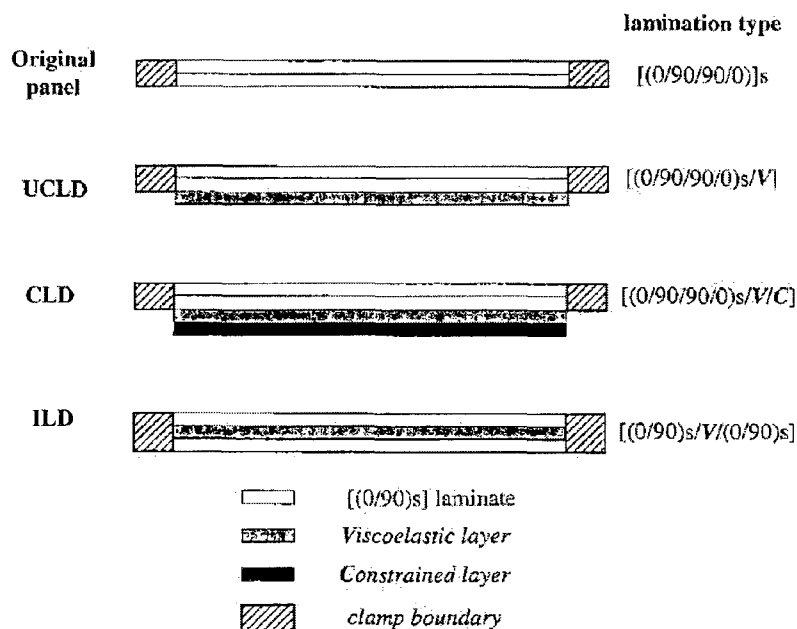


Figure 2.8 – Démonstration des 3 types de traitements appliqués à un panneau de référence avec l'encastrement, adaptée de (Lee, Oh, Shin, Cho & Koo, 2002)

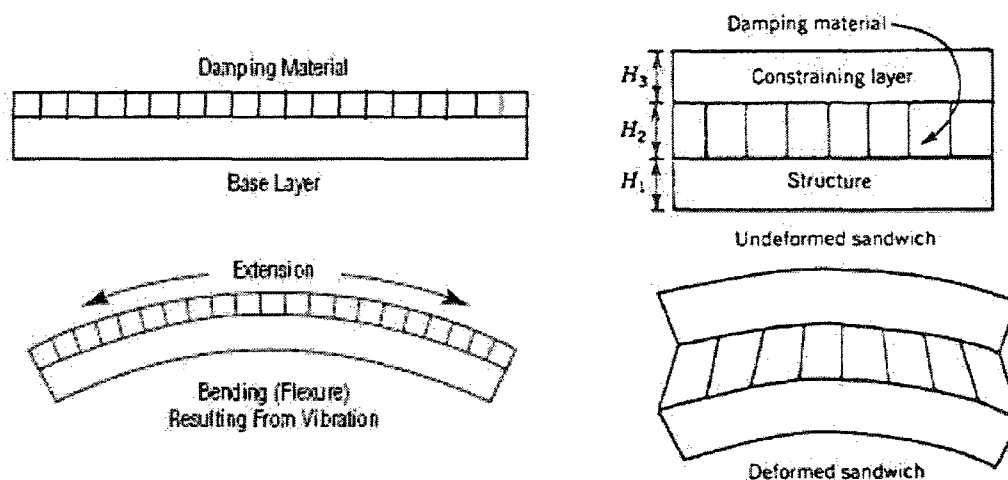


Figure 2.9 -Déformations dans les traitements ULD et CLD, tirée de (Plesner, 2004, à gauche, et Nashif, 1985, à droite)

Plusieurs chercheurs ayant déjà travaillé sur ce sujet, c'est-à-dire l'absorption d'ondes mécaniques dans des matériaux composites à matrice polymère avec traitements viscoélastiques, il est possible d'orienter la recherche sur de solides conclusions déjà établies. L'efficacité des traitements a été confirmée par de nombreuses études, e.g. (Pereira, 1993), où l'ajout d'une couche co-cuite a permis d'augmenter par un facteur de quatre le taux d'amortissement expérimental d'une plaque en composite.

Tel que vérifié pour des pièces en fibres de verre (Berthelot & Sefrani, 2006), l'amortissement intrinsèque de la pièce composite possédant une couche d'élastomère viscoélastique au milieu des plis est proportionnel à la tangente de l'angle de perte de cet élastomère, à la fréquence de résonance des plaques. De plus, cette étude conclut aussi que l'apposition d'une couche viscoélastique en surface est moins efficace en flexion que l'ajout d'une couche contrainte, donc en sandwich entre deux couches de matériau composite. Une autre étude, celle-ci portant sur des matériaux à base de fibres de carbone (Kishi, Kuwata, Matsuda, Asami & Murikami, 2004) venait aussi confirmer la première conclusion soulignée, soit que l'amortissement des plaques de composites est fonction de la tangente de l'angle de perte du matériau viscoélastique pour des laminés symétriques, mais cette fois pour des vibrations forcées. Ceci confirme l'utilité de la caractérisation préalable de l'élastomère viscoélastique afin d'en optimiser la sélection. Cette étude (Kishi, Kuwata, Matsuda, Asami & Murikami, 2004) précisait aussi que l'amortissement dépend de l'arrangement des fibres du laminé, qui contrôle la rigidité des zones intra-laminaires et, par conséquent, la déformation de la pellicule viscoélastique.

Une autre étude porte sur les caractéristiques de panneaux cylindriques contenant des couches de matériaux viscoélastiques (Oh, 2007). Elle vient à la conclusion que lorsque la couche de viscoélastique est contrainte entre des couches de matériaux composites, l'absorption notamment des basses fréquences est meilleure par rapport au cas où elle ne serait que collée en surface. Une autre étude visant l'augmentation de la perte par transmission (*Transmission Loss*, TL) par l'addition de couches viscoélastiques

(Beukers, Van Tooren & Krakkers, 2005), conclue que l'efficacité du traitement CLD est optimale à la résonance où l'amplitude des déformations est maximale. Elle se base sur des conclusions de (Cremer, Heckl & Ungar, 1973) stipulant que le mode de déformation d'un traitement CLD en cisaillement est plus efficace que la tension-compression d'un UCLD. Une autre conclusion de cette étude (Beukers, Van Tooren & Krakkers, 2005) est la suivante : Le viscoélastique permettra d'amortir les basses fréquences avec un faible module en cisaillement et les hautes fréquences avec un module élevé. Une étude de l'impédance mécanique de plaques (Kishi, Kuwata, Matsuda, Asami & Murikami, 2004), apporte l'équation suivante :

$$H = \pi \gamma_o^2 G''(\omega) = \pi \gamma_o^2 \tan \delta G'(\omega) \quad (9)$$

où H est l'énergie exothermique dissipée et γ le déplacement max. L'étude démontre aussi que l'amortissement des plaques de composites est proportionnel au $\tan \delta$ du matériau viscoélastique, encore une fois à la fréquence de résonance des plaques. L'amortissement dépend aussi de l'arrangement des fibres du laminé qui contrôle la rigidité des zones inter-laminaires et par conséquent la déformation de la pellicule viscoélastique. D'autres études ont aussi porté sur la qualité des pièces de composites ayant subi la co-cuisson avec des pellicules viscoélastiques. Une étude (He & Rao, 1994) conclut qu'il est important de considérer les problèmes de contraintes résiduelles et de délamination pendant la co-cuisson. L'ajout d'une couche viscoélastique à la rigidité en cisaillement faible et au module de dilatation thermique différent de celui des couches l'entourant peut menacer l'intégrité du laminé. De plus, chimiquement, la co-cuisson apporte sont lot de complications liées à la migration de la résine dans les pellicules viscoélastiques. Il a aussi été étudié (Biggerstaff & Kosmatka, 1999) que les propriétés mécaniques, la rigidité dans ce cas-ci, de couches viscoélastiques co-cuites peuvent être modifiées par l'effet chimique des résines pendant la polymérisation. Il a été observé dans cette étude qu'une rigidification du matériau viscoélastique s'opérait, en raison de la migration de la résine époxy.

2.4 Études d'optimisation analytiques de traitements conventionnels

L'importance de l'amortissement structural intrinsèque a déjà été confirmée (Shin, Oh, Han & Lee, 2006) pour la précision des modèles analytiques, où la non-considération de ce facteur a mené à une grande divergence des résultats de stabilité de structures soumises à des écoulements gazeux. Cette étude (Shin, Oh, Han & Lee, 2006), effectuée sur des panneaux cylindriques, démontre aussi la supériorité en termes de gain d'amortissement du traitement CLD et co-cuit (sandwich) comparativement au traitement UCLD. Par rapport à la co-cuisson, une autre étude, cette fois par éléments finis (FEA) sur des poutres en composite (Zhang & Chen, 2006), vient confirmer que l'amortissement est optimal avec une configuration sandwich symétrique où les couches viscoélastiques sont localisées entre le noyau et les peaux. Cette conclusion est aussi énoncée par (Li & Crocker, 2005) où le facteur de perte est optimal pour un laminé sandwich en flexion, avec comme noyau une pellicule viscoélastique, lorsque la structure est symétrique par rapport à l'axe neutre.

Plusieurs approches sont aussi utilisées afin de quantifier le gain en amortissement apporté par l'intégration d'un traitement viscoélastique et plusieurs conclusions ont été tirées des diverses méthodes. Une étude portant sur l'amortissement de plaques avec des couches interlaminaires viscoélastiques par l'approche énergétique avec la méthode de Ritz (Berthelot, 2006), où les contraintes en cisaillement sont liées à l'énergie dissipée par cycle, a été exécutée avec succès. Une analyse par éléments finis (« *finite-element-based modal strain energy* ») (Rao, Echempati & Nadella, 1997) vient tirer d'intéressantes conclusions sur l'étude analytique de poutres de composite avec couches viscoélastiques intercalaires. L'ajout de couches viscoélastiques améliore plus significativement l'amortissement des modes plus élevés. Une étude effectuée sur des panneaux cylindriques en « *layer-wise FEA* » (Oh, 2007) conclut que le traitement CLD est plus efficace que le traitement UCLD pour des basses fréquences.

Plusieurs études ont aussi été effectuées sur l'utilisation de couches viscoélastiques multiples. (Patel, Bhattacharya & Basu, 2007) ont modélisé par estimations de Voigt un matériau composite avec $\tan \delta$ élevé sur une large bande de fréquences avec la présence de multiples viscoélastiques aux temps de relaxation divers. Afin d'obtenir un bon amortissement sur une grande plage de température, plusieurs matériaux viscoélastiques sont combinés avec des résultats satisfaisants (Rao, Echempati & Nadella, 1997). Quant aux propriétés viscoélastiques intrinsèques des pellicules, il a été conclu par Hao et Rao (2005) que l'amortissement est le plus élevé près de la température de transition vitreuse (T_g) du matériau et la fréquence de résonnance diminue avec l'augmentation de la température due à la diminution de rigidité du viscoélastique. Rao, Echempati et Nadella (1997) concluaient aussi qu'au-delà de la température de transition vitreuse, l'amortissement structural apporté par l'ajout d'une pellicule d'élastomère viscoélastique est réduit.

2.5 Confirmation expérimentale des études analytiques

Une analyse expérimentale (Berthelot & Sefrani, 2004) permet d'étudier, par la méthode du marteau instrumenté sur des poutres encastées-libres, la validité de trois différentes approches analytique, celle d'Adams-Bacon, Ni-Adams et le modèle de rigidité complexe. Il en ressort que le modèle de rigidité complexe est le moins précis des trois pour l'étude de l'amortissement en fonction de l'orientation des fibres pour le cas de plaques de composites unidirectionnels. Par ailleurs, la méthode de Ritz permet une bonne approximation pour les plaques de fibres de verre et d'aramide. Dans une étude subséquente (Berthelot & Sefrani, 2006), les conclusions tirées sont très intéressantes : l'amortissement intrinsèque du matériau composite avec couche viscoélastique au milieu est proportionnel au $\tan \delta$ du matériau viscoélastique et l'apposition d'une couche de viscoélastique en surface est moins efficace en flexion que l'ajout d'une couche contrainte pour des plaques unidirectionnelles. Une autre étude, (Saravanos & Pereira,

1992), conclue que pour des plaques rectangulaires simplement supportées avec deux couches de viscoélastiques, la non-symétrie des couches de contrainte peut être positive sur l'absorption de vibrations. Ainsi, il avait été conclu précédemment que la symétrie d'épaisseur des couches apportait une amélioration de l'amortissement des vibrations. Par ailleurs, avec l'utilisation de matériaux anisotropes, il est possible que cette conclusion ne soit pas valable.

2.6 Études analytique de traitements partiels

Une autre avenue intéressante s'est ouverte avec l'application de traitements partiels, où seulement une partie de la surface est couverte. Ils permettent d'optimiser la performance vibratoire d'un traitement viscoélastique par rapport au gain de masse qu'entraîne son ajout à une structure. La figure 2.10 présente le gain en amortissement apporté par des traitements CLD partiels sur des plaques en acier pour des vibrations aléatoires.











 <i>Frequency band</i>	<i>Gain</i> <i>(Undamped plate as reference)</i>		
	<i>Full coverage</i>	<i>1/4 coverage</i>	<i>Optimized 1/4 coverage</i>
50 - 300 (Hz)	 42.8%	 59.7%	 78.0%
300 - 550 (Hz)	 44.0%	 49.4%	 88.3%
550 - 800 (Hz)	 31.3%	 55.6%	 86.9%

Figure 2.10- Amélioration du coefficient de perte pour un traitement PCLD sur une plaque, tirée de (Cheng et Lapointe, 1994)

Il y est démontré qu'une disposition optimale permet d'améliorer l'amortissement par un facteur plus élevé que par l'apposition d'un traitement complet sur la surface (Cheng & Lapointe, 1995). Plusieurs études analytiques ont porté sur l'ajout de traitements CLD et FLD partiels, mais aucune publication portant sur un traitement IDL n'a été trouvée.

CHAPITRE 3. DÉMARCHE DU PROJET

Cette étude est effectuée dans le cadre du projet EDEC, ou ACOU4, né d'un partenariat entre plusieurs centres de recherches universitaires et compagnies aéronautiques. Il vise le développement de panneaux composites de type sandwich avec des capacités d'absorption de vibrations mécaniques et acoustiques améliorées, par l'intégration d'un système passif formé de matériaux viscoélastiques. Ces panneaux devront offrir des performances quantifiées sur des températures allant de -40°C à 52°C sur une plage fréquentielle de 10Hz à 2kHz. Les vibrations causées par les moteurs et les interactions entre fluides et structures représentent un problème majeur en aéronautique. Dans la mesure où elles causent des dégradations de pièces ou l'inconfort des passagers, il est d'un grand intérêt pour les partenaires industriels d'investir dans ces axes de recherche. Étant donné les fortes restrictions applicables aux pièces entrant dans l'assemblage des aéronefs, plusieurs lignes directrices ont été émises par les partenaires industriels au niveau des restrictions géométriques des pièces, sur les méthodes de mises en forme utilisables et le gain de masse admissible dans la réalisation du projet. Ce projet vise la caractérisation d'une pellicule d'élastomère viscoélastique dans le but de l'intégrer dans des structures de matériaux composites de type sandwich, le développement de méthodes de caractérisation des propriétés physico-chimiques de la pellicule élastomère et des propriétés mécaniques d'éprouvettes composites de type sandwich, la conception, l'installation et l'instrumentation d'un moule autoclave et finalement, l'établissement de méthodologies de mise en forme de panneaux composites de type sandwich dans le moule autoclave.

La première étape de l'étude sera la caractérisation du matériau viscoélastique envisagé. Ainsi il est crucial de confirmer que le Smac ST50, offert gracieusement par la compagnie Smac, est propice à la mise en forme sous ces conditions. Trois principaux

paramètres seront étudiés. Tout d'abord, afin de vérifier que l'échantillon ne subit pas de transformations structurales internes majeures lors du cycle thermique imposé, il sera caractérisé à l'aide d'un calorimètre à balayage différentiel. Par la suite, afin de vérifier qu'il ne se dégrade pas trop lors de la mise en forme, l'élastomère sera caractérisé à l'aide d'un analyseur thermogravimétrique selon divers cycles de température. Finalement, il doit être vérifié que l'élastomère possède un bon facteur de perte pour une bande de fréquences assez large. À cette fin, il sera caractérisé à l'aide d'un analyseur mécanique dynamique avec un test permettant de connaître ses propriétés en cisaillement avec des fréquences allant de 0 à 500 Hertz.

La deuxième étape de l'étude porte sur la mise en forme de plaque composites de géométries simples intégrant une couche de matériau viscoélastique. Le matériau de base utilisé est le RIGIDITE 5208 de la compagnie Cytec. Il s'agit d'un pré-imprégné de carbone/époxy unidirectionnel. La mise en forme aura lieu selon les conditions imposées par le projet en moule autoclave. Finalement, les matériaux résultants seront usinés, puis caractérisés à l'aide de l'analyseur mécanique dynamique avec un test de flexion, ce qui se rapproche le plus de la déformation lors de la propagation d'ondes. Ces tests seront aussi effectués en balayant le spectre de fréquences selon les capacités de l'appareil, soit de 0 à 200 Hertz. La caractérisation en flexion trois points à la DMA permettra de quantifier l'amortissement des échantillons en fonction de la fréquence de stimulation et d'étudier l'effet de la co-cuisson sur les performances de l'élastomère viscoélastique.

Troisièmement, le matériau viscoélastique en feuille caractérisé précédemment sera utilisé afin de concevoir et mettre en forme deux prototypes préliminaires ainsi que des poutres témoins où l'ordre d'empilement des couches sera considéré. Ces prototypes seront caractérisés en version plus petite, étant donné les restrictions dimensionnelles, sur la DMTA en flexion trois points pour des fréquences allant de 0 à 200 Hz. Des

poutres pleine grandeur seront aussi étudiées en mode encastré-libre afin d'en tirer leur fonction de transfert par la méthode du marteau instrumenté. Les résultats permettront de quantifier l'amélioration du comportement vibratoire en fonction du prototype utilisé. La répétabilité de la méthode de test liée à l'encastrement et à la force d'impacts sera aussi vérifiée.

Finalement, des résultats de l'étude, des lignes directrices seront tirées afin d'orienter les conceptions qui suivront cette première série. Des recommandations seront aussi faites quant aux améliorations réalisables sur les procédés.

Ainsi, le Chapitre 4 traitera de la méthodologie de caractérisation. Les appareils utilisés, soit l'analyseur thermo-gravimétrique, le calorimètre à balayage différentiel modulé et l'analyseur dynamique mécanique, seront décrits quant à leurs modes de fonctionnement. Au Chapitre 5, les méthodes de mise en forme des composites utilisés dans le cadre du projet seront décrites incluant les moules utilisés, les cycles de cuissons et les matériaux impliqués. Au Chapitre 6, les résultats de la caractérisation du viscoélastique et des éprouvettes simples avec traitement intercalaire seront présentés et discutés. Au Chapitre 7, le design, la mise en forme et la caractérisation des structures avec traitements viscoélastiques seront décrits. Ensuite, les résultats de caractérisation seront discutés. Au Chapitre 8, les conclusions générales de cette étude seront tirées.

CHAPITRE 4. MÉTHODOLOGIE DE CARACTÉRISATION

Ce chapitre présente les divers appareils et méthodes de caractérisation utilisées au cours de ce projet. Les conditions de test spécifiques à la pellicule viscoélastique, aux éprouvettes de carbone avec pellicule intercalaire et aux prototypes de petite et de grande taille seront explicitées dans le chapitre 6, où seront aussi présentés et discutés les résultats de caractérisation.

4.1. TGA

L'analyseur thermo-gravimétrique (TGA), présenté à la figure 4.1, est un appareil permettant de quantifier les variations de masse d'un échantillon en fonction d'un cycle thermique imposé. La masse de l'échantillon est constamment mesurée alors qu'un flux thermique le porte aux températures désirées. Durant le test l'échantillon est entouré d'un gaz inerte, de l'azote, afin qu'il ne subisse pas de dégradation par oxydation. Ainsi, dans le cadre de cette étude, il était crucial de connaître le comportement de la masse de l'élastomère viscoélastique en fonction de la température alors qu'il sera soumis à un cycle thermique de mise en forme de matériaux composites. La perte de masse résulterait d'émanations gazeuses de l'échantillon qui pourraient provenir de la sublimation ou de réaction chimiques dû au chauffage. Une trop importante dégradation de l'élastomère aurait pu compromettre la mise en forme car la perte de masse se traduit par un dégagement gazeux. Ces gaz, qui seront évacués ou emprisonnés dans la pièce, pourraient causer une modification des propriétés mécaniques de la pièce finale en créant des porosités microscopiques ou macroscopiques. Aussi, une dégradation du matériau pourrait causer une modification de ses propriétés mécaniques dynamiques et affecter sa performance au niveau de l'atténuation de vibrations.



Figure 4.1 - Analyseur thermo-gravimétrique (TGA)

4.2. DSC

4.2.1. Description de son fonctionnement

Le calorimètre à balayage différentiel (DSC), présenté à la figure 4.2, est un appareil de caractérisation permettant de déterminer le flux de chaleur associé aux transitions survenant dans le matériau par rapport au temps ou à la température. L'appareil utilisé au cours du projet est le DSC Q1000 de TA Instruments. Cet instrument mesure la température de l'échantillon ainsi que le flux de chaleur qui lui est transmis par rapport à une référence. Des transitions thermiques diverses peuvent être observées telles la température de transition vitreuse, la fusion, la cristallisation et la polymérisation.

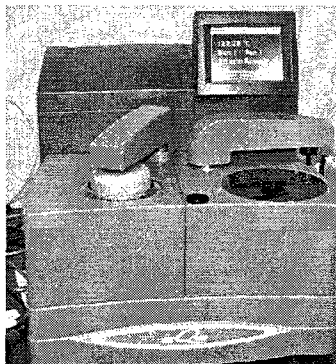


Figure 4.2 – Calorimètre à balayage différentiel (DSC)

La DSC Q1000 permet d'utiliser un signal en température modulé rendant la séparation du flux de chaleur total en ses composantes réversible (chaleur spécifique, C_p) et non-réversible découlant de la cinétique (ex.: polymérisation). Les deux composantes du signal sont présentées à la figure 4.3. Ces composantes sont séparées en imposant à l'échantillon un flux de chaleur cyclé. La différence d'amplitude entre le flux de chaleur imposé et celui mesuré indique la composante réversible du flux de chaleur correspondant à la chaleur spécifique. Le décalage au niveau de la position entre le flux de chaleur imposé et mesuré indique la composante non-réversible correspondant à la cinétique. Grâce au mode modulé de la DSC, il est plus aisé d'étudier et de différencier les différentes transitions thermiques.

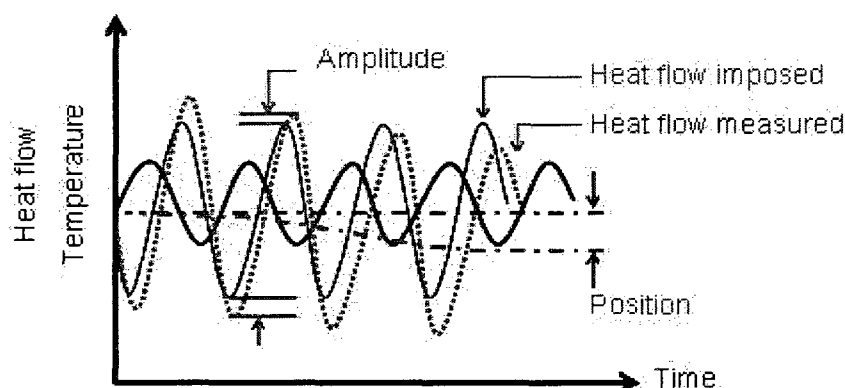


Figure 4.3– MDSC – Schéma démontrant les différentes composantes du flux de chaleur total (Billotte, 2007)

Le flux de chaleur total qui est généré par la MDSC est représenté par cette équation :

$$\frac{dH}{dt} = \underbrace{c_p \cdot \frac{dT}{dt}}_{\text{reversing}} + \underbrace{f(T, t)}_{\text{non-reversing}} \quad (10)$$

où H est le flux thermique, t est le temps, C_p la capacité calorifique et T la température.

4.2.2. Méthodes de caractérisation

Dans le cadre de cette étude, il sera crucial de déterminer si des changements structuraux ont lieu dans l'échantillon d'élastomère viscoélastique durant la mise en forme de la structure de composite. Ces changements structuraux pourraient influencer le comportement mécanique dynamique du matériau viscoélastique en service. Par exemple, si le facteur de perte d'un élastomère viscoélastique est modifié à la baisse lors de la mise en forme de la structure, son effet amortissant sera amoindri. En étudiant les changements de micro-structure de l'échantillon avec un cycle thermique identique à celui de la mise en forme, il sera possible de prévoir les effets de cette mise en forme sur les propriétés du matériau. Une fois l'essai réalisé, les données correspondant à la partie réversible du signal permettront de connaître, avec la masse de l'échantillon, sa capacité thermique massique (C_p). L'évolution de cette courbe en fonction de la température sera un indicateur des changements dans la microstructure de l'échantillon. Les données se rapportant à la partie non-réversible du flux de chaleur permettront de quantifier les mécanismes se rapportant à la cinétique de réaction indiquant des changements d'état dans l'échantillon. Ces changements se traduiront par une enthalpie de réaction.

4.3. DMA

4.3.1. Fonctionnement

Dans le cadre de ce projet, l'analyseur mécanique dynamique (DMA), présenté à la figure 4.4, sera utilisé pour caractériser les propriétés mécaniques dynamiques des solides. Cet instrument déforme un échantillon solide de manière contrôlée dans le temps et mesure sa réponse mécanique dynamique, c'est-à-dire l'effort requis en fonction du temps pour atteindre le niveau de déformation prescrit (Bilotte, 2007). Dans

le cadre de cette étude, il était nécessaire de connaître les modules de conservation et de perte (E' et E'') de solides en fonction de la fréquence de sollicitation.

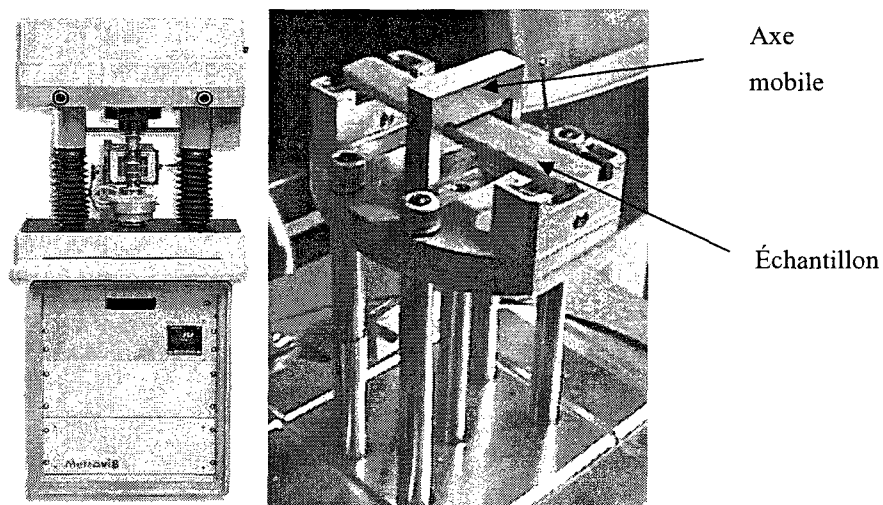


Figure 4.4 – DMTA-450, 01dB-Metravib (gauche) avec serre-joint flexion 3 points (droite)

Plusieurs montages sont utilisés avec ce type d'appareils. Dans le cadre de cette étude, des essais de cisaillement, de compression et de flexion trois points ont été exécutés. Les tests de cisaillement et de compression ont été effectués sur l'élastomère viscoélastique afin de déterminer ses propriétés mécaniques dynamiques (E' , E'' , G' , G'') à la température ambiante et la modification de ces propriétés dû au cycle thermique de mise en forme. Les tests de flexion trois points seront effectués sur les structures simples avec pellicule viscoélastique intercalaire et sur les prototypes incluant la pellicule viscoélastique et le noyau. L'appareil 01dB de Metravib a été utilisé.

4.4. Marteau instrumenté

Dans le cadre de ce projet, la méthode de la demi-puissance par l'analyse de fonction de transfert recueillie avec marteau instrumenté et un accéléromètre sera utilisée afin de quantifier l'amortissement de structures pour leurs modes propres. Seul le matériel expérimental, la procédure mathématique d'obtention de la FRF et la méthode d'évaluation de l'amortissement des modes propres seront décrits dans cette section.

4.4.1. Matériel expérimental

Tout d'abord, le test est réalisé sur le banc d'essais du laboratoire de vibration des poutres du cours MEC4125. La poutre sera encastree à l'aide de la plaque retenue par les quatre boulons tel que présenté à la figure 4.5. La perpendicularité et son positionnement en profondeur d'encastrement sont assurés par une ligne transversale tracée sur la poutre qui doit être cachée par la plaque. Aussi, la perpendicularité et la profondeur de l'encastrement sont vérifiées par la longueur de la poutre hors encastrement, mesurée sur ses arrêtes longitudinales. L'accéléromètre (modèle 309A de la marque PCB, dont la masse est de 1g) est installé par collage temporaire avec la cire. L'accéléromètre est raccordé au système d'acquisition LMS Pimento, de PCB, par un câble coaxial. Le câble est ensuite suspendu sur le montage, à quelques décimètres de l'accéléromètre. Le marteau instrumenté (modèle 086 B07 de la compagnie PCB) doit être raccordé par un câble coaxial à la carte d'acquisition. Les entrées 3 et 4 de la carte LMS sont celles où devraient être raccordés les accéléromètres et marteau instrumenté. Dans cette expérience, l'entrée 4 correspond au marteau et l'entrée 3 à l'accéléromètre.

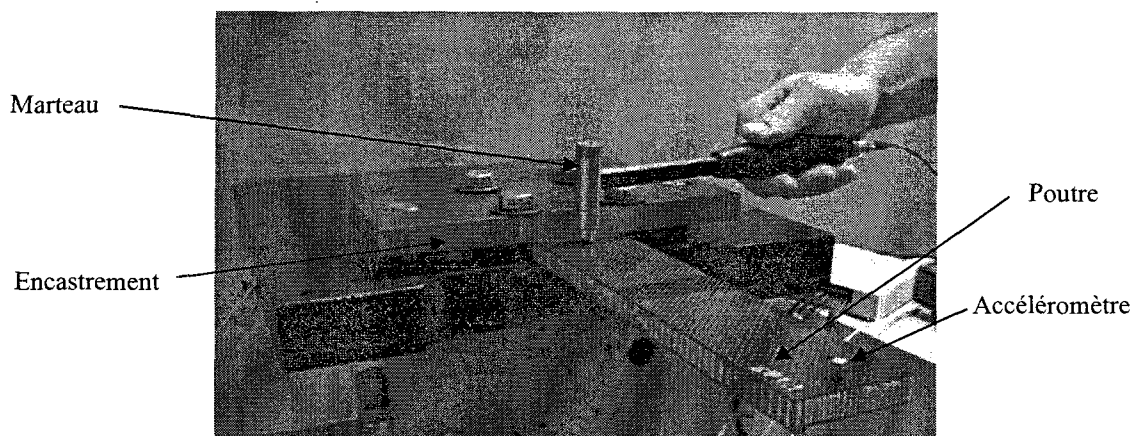


Figure 4.5 - Photo du montage

4.4.2. Méthode d'évaluation de l'amortissement des modes propres

L'analyse modale expérimentale permet de tirer des informations intrinsèques de structures par le traitement de données temporelles recueillies. Une des méthodes couramment utilisée est celle de la méthode de la demi-puissance. Dans cette méthode, chacun des pics de la fonction de transfert, correspondant chacun à un mode propre, est analysé comme s'il s'agissait d'un système vibrant à un degré de liberté. La fonction de transfert est le ratio de la réponse fréquentielle de la sortie par rapport à l'entrée. Dans le cas présent, la sortie est la vibration de la poutre, captée par l'entremise d'un accéléromètre. L'entrée correspond à l'apport en énergie, dans ce cas l'impact du marteau, captée par le senseur de force sur la pointe du marteau. Une fois les données recueillies avec la méthodologie décrite en ANNEXE B, les données seront traitées sur Matlab. Ensuite, le graphique de l'amplitude de la FRF est utilisé pour obtenir les coefficients d'amortissement de chacun des modes. Il faut tout d'abord identifier les modes propres, qui devraient correspondre aux amplitudes maximales de la FRF. Il est aussi important de considérer le déphasage entre les parties réelles et imaginaires de la fonction de transfert, à l'aide du graphe de phase déroulée. Théoriquement, à chaque déphasage de $\pi/2$ par rapport aux valeurs entières de π correspond une fréquence naturelle. Ainsi, à une fréquence donnée, correspondant à un déphasage de $\pi/2$ sur la

figure de phases déroulées, un maximum devrait être observable sur la figure d'amplitude de la fonction de transfert. Si ces deux conditions sont réunies, il s'agit d'un mode propre. Les figures 4.6 et 4.7 présentent le graphique de phase déroulée et la FRF d'un prototype.

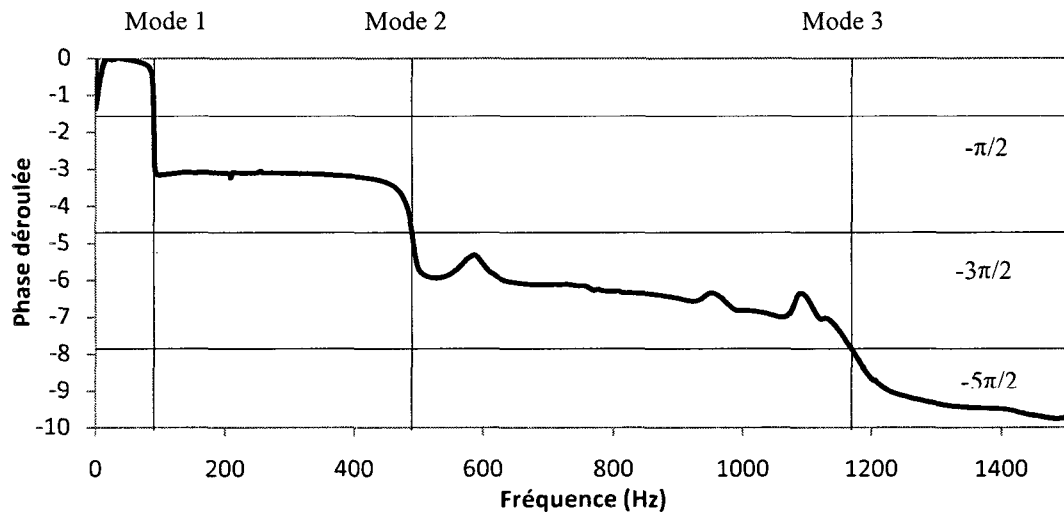


Figure 4.6– Graphique de phase déroulée résultant de 50 essais sur un prototype

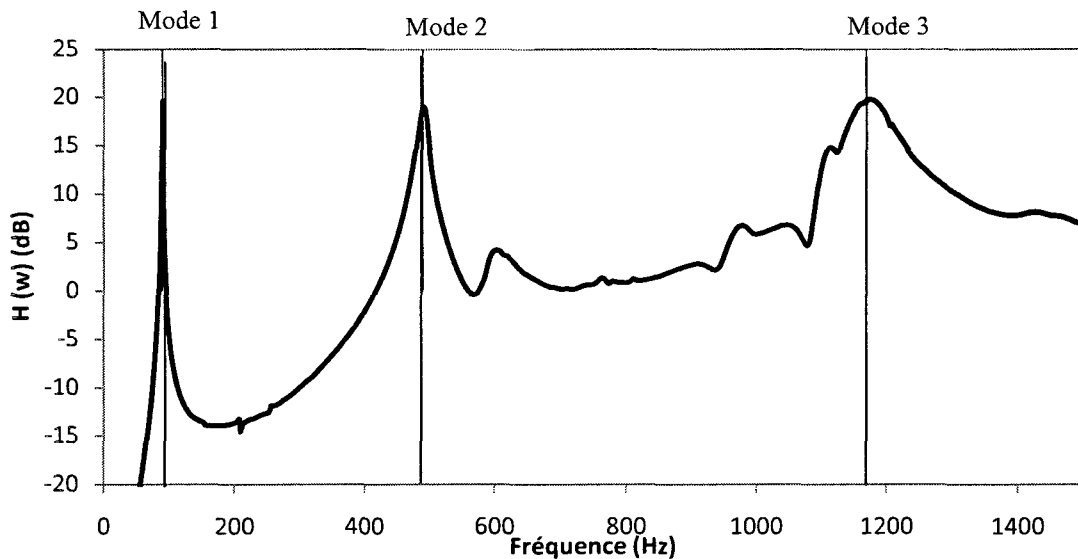


Figure 4.7 – Amplitude de la FRF résultant de 50 essais sur un prototype

Ces deux figures démontrent bien la correspondance entre le déphasage et les maxima de la FRF avec les barres horizontales indiquant le déphasage et les barres verticales indiquant la fréquence des modes propres. Dans le plan d'expérience actuel, où les valeurs de fréquences étaient discrétisées, il y avait nécessité d'évaluer les coefficients d'amortissement en approximant les valeurs de fréquences correspondant aux valeurs de $|H(\omega)|$ recherchées. Tout d'abord, les valeurs de $|H(\omega_d)|$, correspondant aux maxima, sont identifiées sur le graphique sur une échelle en dB. Les valeurs numériques de $|H(\omega_d)|$ et ω_d sont recueillies parmi les données numériques pour chaque mode que l'on souhaite analyser. Ensuite, les valeurs de la fonction $|H(\omega)|$ correspondant à $|H(\omega_d)| - 3dB$ sont calculées. Par linéarisation entre les valeurs discrètes supérieures et inférieures aux valeurs de $|H(\omega_d)| - 3dB$ recherchées, les fréquences ω_a et ω_b sont identifiées. Finalement, avec l'équation 8, les coefficients sont déterminés. Si les pics de la FRF ne sont pas clairement identifiables, la fonction de phase déroulée est utilisée afin d'identifier avec certitude les modes propres.

CHAPITRE 5. DESCRIPTION DES MÉTHODES DE MISE EN FORME

5.1. Mode de cuisson en fours autoclaves pour l'industrie aéronautique

Plusieurs méthodes sont envisageables afin d'effectuer la mise en forme de matériaux composites à matrice polymérique. Une de celles offrant les meilleurs taux de fibres dans le matériau résultant, et par conséquent les meilleures propriétés mécaniques en fonction de la masse, est la cuisson en moule autoclave. Pour de ce type de mise en forme, l'échantillon est isolé par un emballage, formant deux cavités distinctes dans le moule, tel que présenté à la figure 5.1.

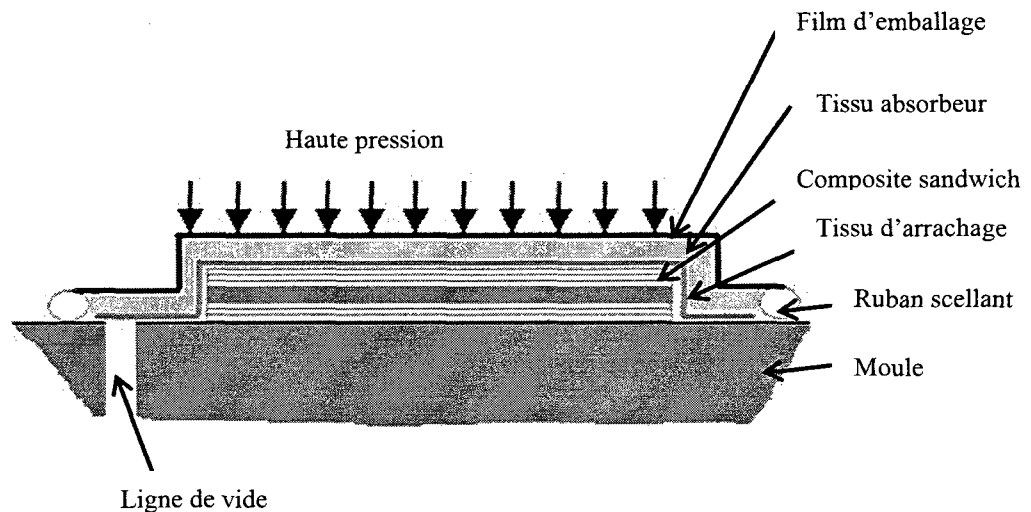


Figure 5.1- Schéma de l'ordre d'empilement des matériaux lors d'une cuisson en moule autoclave

La pression peut être abaissée dans la cavité contenant la pièce, afin de créer un vide quasi complet, alors que la cavité au dessus de la pièce peut être pressurisée. Ainsi, au cours de la mise en forme, le gradient de pression entre la pièce ensachée et son environnement permet tout d'abord le dégazage de la pièce durant le début du chauffage, ensuite de maintenir la géométrie désirée de la pièce durant la

polymérisation, d'assurer le contact le plus intime possible entre les différentes couches du laminé et d'extraire de la pièce l'excédent de résine afin d'obtenir le taux de fibres désiré. Ce type de mise en forme est très prisé dans l'industrie de l'aéronautique où la réduction de la masse est un facteur critique. Cependant, il est coûteux de produire des pièces de cette façon.

5.1.1. Fours autoclaves conventionnels

Les procédés de cuisson en autoclave sont utilisés couramment pour des pièces de toute dimension, de quelques pieds carrés jusqu'au fuselage entier d'un avion de transport. Les fours autoclaves sont, en conséquence dimensionnés pour chaque gamme de produits. Ces fours sont habituellement chauffés par résistance électrique, par convection d'air chaud ou par la combustion d'un gaz. Afin de consolider la pièce et bien imprégner les fibres de la résine liquide, une pression est appliquée à l'intérieur de l'autoclave. Des pressions d'entre 50 et 150 Psi sont habituellement utilisées. Pour cette raison, les autoclaves sont des équipements résistants avec une grande marge de sécurité. La figure 5.2 montre un exemple d'un autoclave de grande taille utilisé pour la fabrication du fuselage du nouveau Boeing 787.

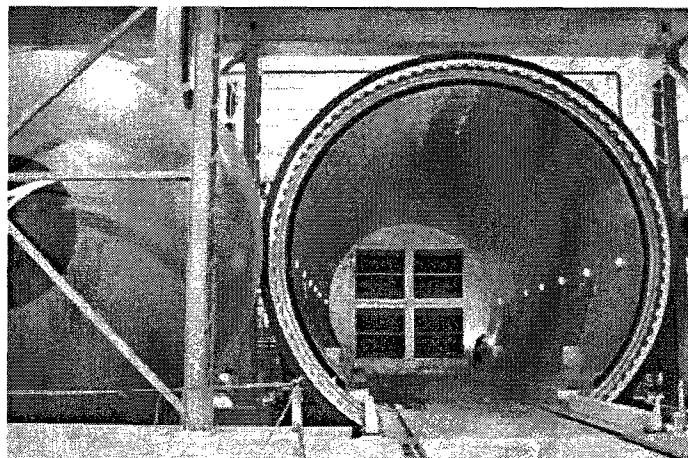


Figure 5.2 - Autoclave de grande taille pour la fabrication du fuselage du Boeing 787
(© Mark Wagner)

5.1.2. Cycles de cuisson conventionnels

Traditionnellement, en aéronautique, les pièces de pré-imprégnés sont mises en forme selon des procédures précises afin que les pièces résultantes puissent être certifiées. Dans ce but, chaque compagnie développe une procédure pour la mise en forme de divers types de pré-imprégnés. Ces procédures ne diffèrent par contre que très légèrement de celle émise par le producteur du pré-imprégné, qui suggère une méthode générale. Normalement, tel que montré sur la figure 5.3, les procédures incluent une rampe de chauffage jusqu'à une température isotherme de cuisson de la résine. En même temps, une mise sous pression de l'autoclave et une mise sous vide de la pièce ensachée sont nécessaires. Tel que montré sur la figure, la température suit une rampe en chauffage, un plateau, puis une rampe en refroidissement. Dès le début de la rampe en chauffage, l'autoclave est légèrement pressurisé et la pièce ensachée est mise sous vide. Lorsque la pièce atteint une température seuil, la pression de l'autoclave est augmentée et simultanément, la mise sous vide de la pièce est relâchée. Lorsque la température de la pièce est revenue à la température ambiante, la pression de l'autoclave et de l'ensachage sont ramenées à la pression ambiante puis la pièce est démoulée.

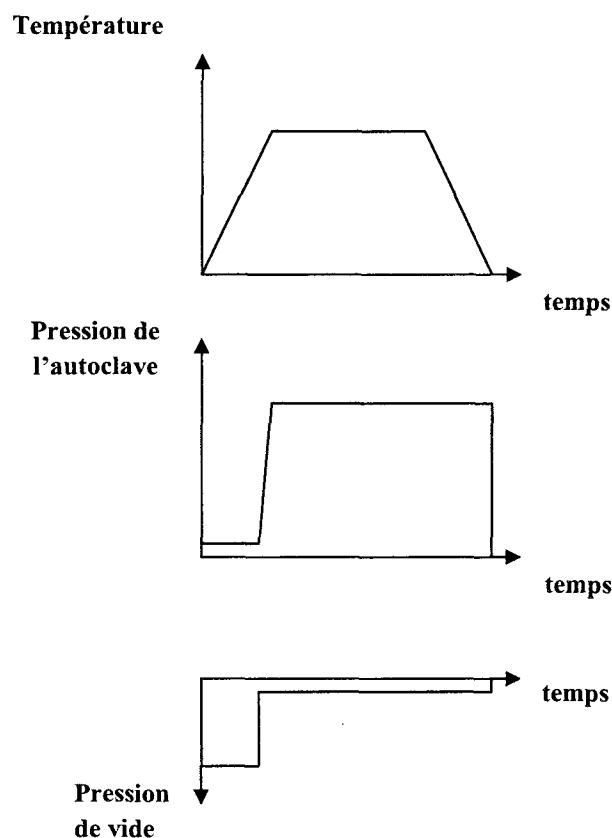


Figure 5.3 – Conditions de mise en forme conventionnelles en moule autoclave : de haut en bas; température, pression de l'autoclave et pression de vide à l'intérieur de la pièce

5.1.3. Description des moules autoclaves utilisés

Dans le cadre du projet, deux moules différents ont été utilisés pour la production des pièces. Un premier moule a temporairement servi à produire les premières pièces de pré-imprégné unidirectionnel avec pellicule viscoélastiques intercalée. Le deuxième moule, dont le design, l'usinage et l'installation ont été exécutés pendant l'avancement du projet, a servi à la production des pièces de pré-imprégnés tissés avec un noyau. Les deux sections suivantes traiteront seulement des moules et de leur instrumentation.

5.1.3.1. Premier moule autoclave

Un moule d'aluminium a été utilisé durant la première partie du projet. Ce moule avait été conçu dans le cadre d'un projet antérieur à la Chaire sur les composites à haute performance (CCHP), où il servait à faire l'infusion de pièces de composites. Il est présenté à la figure 5.4.

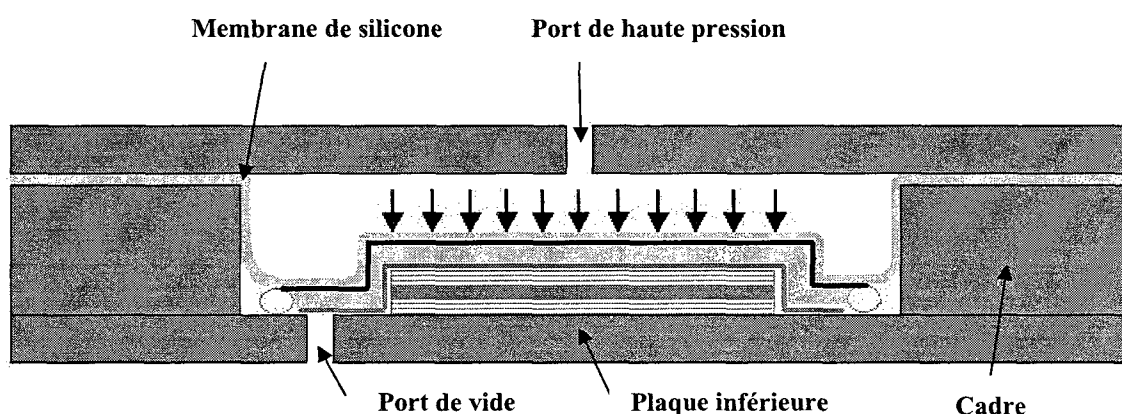


Figure 5.4 - Schéma du premier moule autoclave

Il est constitué d'une plaque d'aluminium de 15 pouces (38.1 cm) par 19 pouces (48.26 cm) par 3/4 de pouce (1.905 cm) d'épaisseur au-dessous de laquelle sont vissées 4 écrous servant de pattes. Deux rainures et deux trous sont usinés sur la face interne et servaient initialement aux infusions. Sur cette plaque, un cadre de 1/2 pouce (1.27 cm) d'épaisseur a été collé, avec du silicone haute température pour assurer l'étanchéité, afin de permettre la mise en forme de pièces dont l'épaisseur est inférieure à 1/2 pouce. Ensuite, une autre plaque, de mêmes dimensions que la plaque inférieure, vient coiffer le cadre dont le serrage est assuré par 10 écrous. Cette plaque a deux autres trous dont l'un est utilisé comme port de haute pression et l'autre est fermé. Afin d'étanchéifier la cavité supérieure, une pellicule de silicone a été collée sur la plaque supérieure. Lorsque la cavité supérieure est pressurisée, elle se gonfle à l'intérieur du moule à la manière

d'un ballon et vient appuyer sur la pièce ensachée en dessous. Du ruban « dum-dum » est disposé aux coins du cadre à l'intérieur du moule afin de réduire les efforts et la déformation de la pellicule de silicone. Sur la figure 5.5, il est possible de voir la cavité du moule où le ruban dum-dum est disposé afin d'inclure dans l'ensachage un des trous de la plaque inférieure, servant comme port de vide.

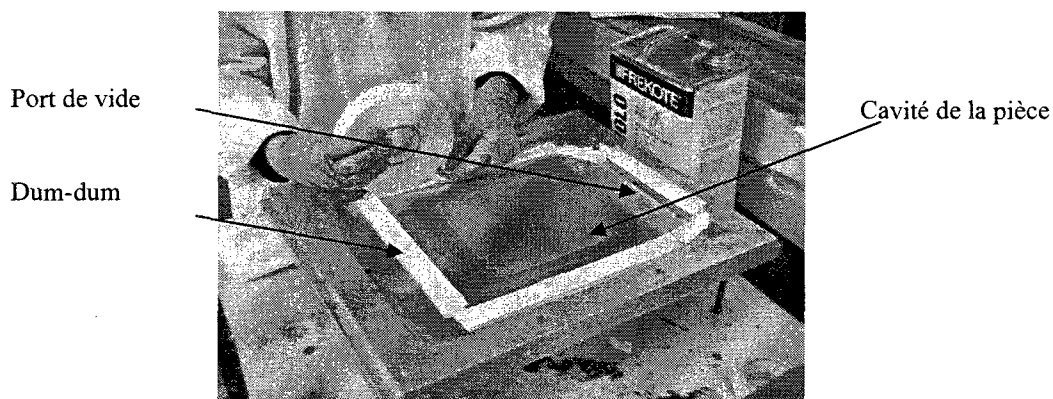


Figure 5.5 – Préparation de la cavité du premier moule autoclave

La figure 5.6 présente le moule fermé à l'intérieur du four avec le port de haute pression et le port de vide connectés.

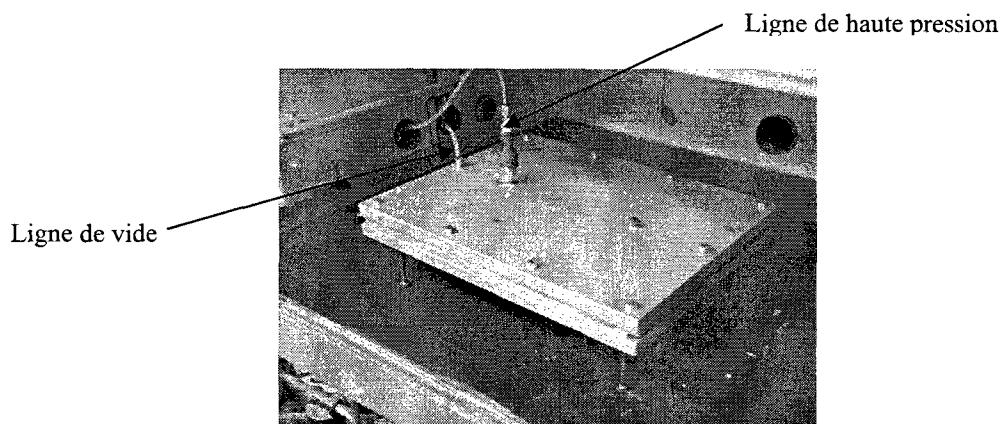


Figure 5.6 - Premier moule autoclave à l'intérieur du four durant une mise en forme

5.1.3.2. Deuxième moule autoclave

Étant donné que le moule devait respecter des conditions de mise en forme précises, permettre l'acquisition des données de pression et température et permettre la production de pièces dont l'épaisseur dépassait le ½ pouce, il fut nécessaire de développer un autre moule. Il a d'abord été envisagé de se procurer un autoclave usagé, soit de type médical ou servant initialement à la vulcanisation de pneus. Une étude comparative de coûts a par contre tranché alors que la production d'un moule autoclave répondant aux besoins du projet avait un coût estimé à 3000 \$ et un four autoclave usagé 5000 \$. De plus, les délais d'usinage d'un moule autoclave étaient connus alors que l'achat de matériel usagé dépendait fortement de la disponibilité. Par-dessus tout, un four autoclave usagé aurait potentiellement nécessité une certification pour être légalement utilisable, ce qui aurait apporté son lot de complexité, de coûts et de démarches.

Les contraintes géométriques des pièces finales et le système de fermeture du moule ont été les premiers critères de conception. Le moule devait être plat, avoir une dimension minimale interne de 40 cm de côté et de 2 pouces en hauteur dans la cavité. Il se devait aussi d'accueillir un port de vide et une entrée pour thermocouples sur le fond ainsi qu'un port de haute pression et un port d'évent au-dessus. De plus, il était crucial de pouvoir instrumenter les deux cavités avec des capteurs de pression afin d'en faire l'acquisition. Par la suite, la compatibilité du moule avec les autres applications envisagées a dicté la conception des ports d'injection et des inserts. Finalement, le moule a été conçu sur le programme de CAO CATIA et la vérification de sa capacité à résister aux mises en forme a été exécutée sur ANSYS où l'étude de convergence a permis de confirmer que le moule pourrait résister à une pression interne de 100 Psi (689 kPa). La figure 5.7 présente le moule tel que modélisé et l'ANNEXE A donne les détails de l'usinage du moule.

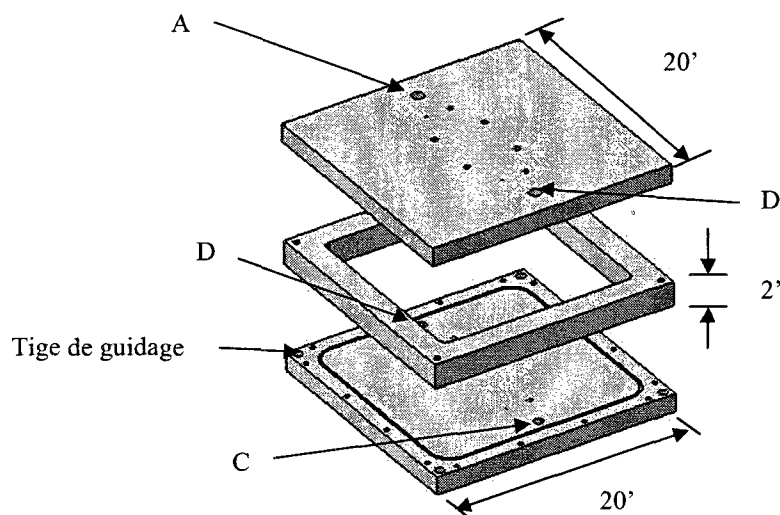


Figure 5.7- Vue éclatée du moule autoclave conçu. Les point A à D servent à l'instrumentation du système (i.e., capteurs de pression, de vide et température à l'intérieur de la pièce)

Après son usinage, le moule a été installé sur une presse hydraulique ENERPAC au local B-450.1.2. Le logiciel servant à l'acquisition a été programmé sur LABVIEW et se nomme EDEC.vi. Le diagramme de bloc du programme EDEC.vi est disponible en ANNEXE D. Il permet l'acquisition de trois signaux de température venant de thermocouples de type K ainsi que la pression de vide et la haute pression de la cavité. L'interface usager du système d'acquisition et contrôle du moule sont aussi présentés à la figure 5.8, alors que la figure 5.9 présente le moule et son instrumentation.

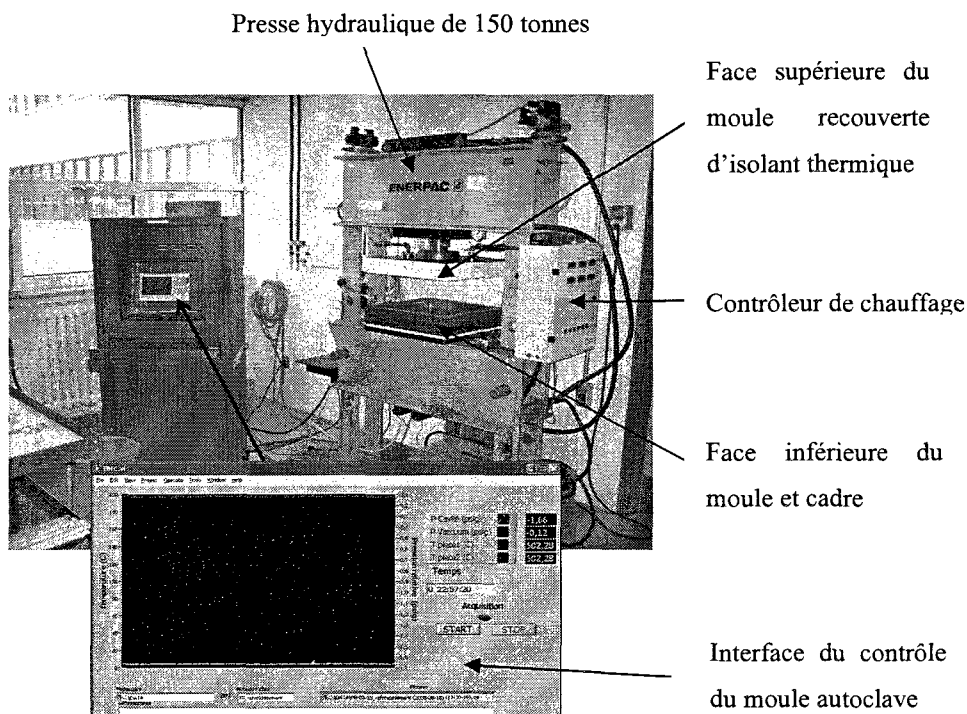


Figure 5.8 – Nouveau moule autoclave installé dans la presse hydraulique

Chaque face du moule comporte deux trous qui ont servi à l'installation de l'instrumentation. Le trou de gauche sur la face supérieure comporte le capteur de pression et la ligne de haute pression (voir fig. 5.9-5). Le capteur a été sélectionné pour sa capacité à donner une lecture fiable jusqu'à une pression dépassant les 150 Psi. Il s'agit du modèle TJE de la compagnie Honeywell. Il a un signal de sortie de 0 à 5 V et permet une acquisition de pression dans l'intervalle de - 1 bar à 5.88 bars (100 Psia).

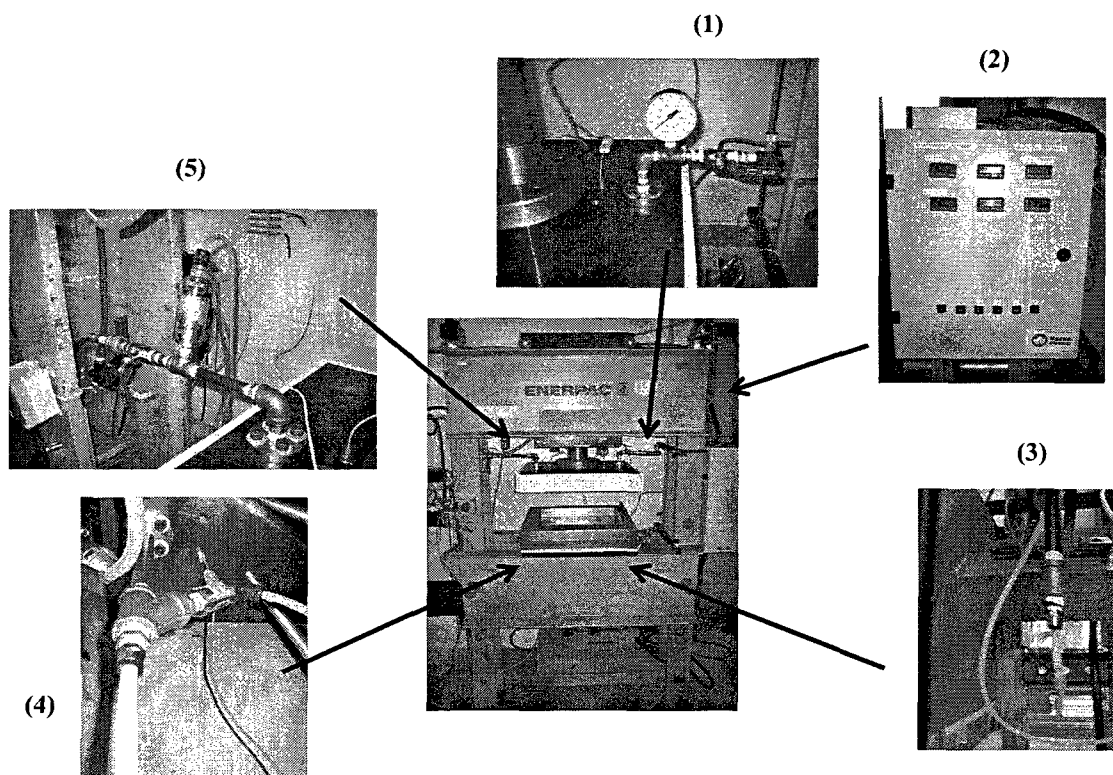


Figure 5.9 - Instrumentation du moule : (1) le port de dépressurisation de la cavité supérieure avec un manomètre et la cheminée, (2) le système de contrôle, (3) l'entrée des thermocouples, (4) le port de vide avec le sensor de basse pression et finalement, (5) le port de haute pression avec le sensor de haute pression.

La longueur de tuyau, séparant le capteur du moule, a été déterminée de façon à ce que la température du capteur ne dépasse jamais la limite spécifiée par le fabricant. Des chartes sont en effet disponibles pour connaître la chute en température en fonction de la distance de tuyau. Une valve à levier permet aussi de bloquer le passage du gaz sous pression à l'intérieur de la cavité. Sur le trou de droite de la face supérieure (voir fig. 5.9-1) est installée une cheminée et un manomètre à cadran. Cette installation permet de connaître la pression sans précision à l'intérieur de la cavité afin de pouvoir évaluer grossièrement la pression advenant une défaillance du système d'acquisition. Le port

d'évent, équipé d'une cheminée, permet de dépressuriser la cavité de manière sécuritaire et d'allouer un débit restreint qui est utilisé pour le refroidissement du moule. Le trou de gauche de la face inférieure (voir fig. 5.9-4) comporte la ligne de vide, raccordée à un « catch pot », qui est lui-même raccordé à la pompe à vide du centre de recherche. Un capteur de pression, permettant de faire l'acquisition des données de basse pression, est raccordé sur la ligne de vide. Il s'agit du modèle E15-5-1-H-72R-R de la compagnie Hoskin. Il a un signal de sortie de 0 à 5 V et permet une acquisition de pression dans l'intervalle de -0.6 bar à 1 bar. Encore une fois, la distance séparant le capteur du moule est telle que la dissipation de chaleur empêche que le capteur ne soit exposé à une température supérieure à celle spécifiée par le fabricant. Finalement, le trou de droite de la face inférieure du moule (voir fig. 5.9-3) est une installation maison permettant le passage de thermocouples de type K, tout en conservant l'étanchéité de l'ensachage. Tout d'abord, la gaine des thermocouples est retirée sur une longueur de 5 cm. Les thermocouples sont insérés dans un tuyau de téflon de 5 cm, de manière à loger la section dénudée des thermocouples dans le tuyau. Ce dernier est ensuite rempli de résine époxy liquide, puis laissé à polymériser. Par la suite, ce tuyau est installé dans son connecteur. Les thermocouples peuvent ensuite être logés dans la pièce et raccordés à la carte d'acquisition sans que ne soit affectée l'étanchéité de la pièce. À l'aide des données recueillies durant les mises en forme, il est simple de vérifier à posteriori que les conditions de haute pression, de vide, les rampes de chauffage et de refroidissement ainsi que les températures maximales sont respectées.

La figure 5.10 et la figure 5.11 présentent les résultats d'acquisition pour une mise en forme. Il est possible de constater, sur la figure 5.11, que le contrôle manuel de la pression de la cavité permet de rester dans les limites préétablies pour ces mises en forme.

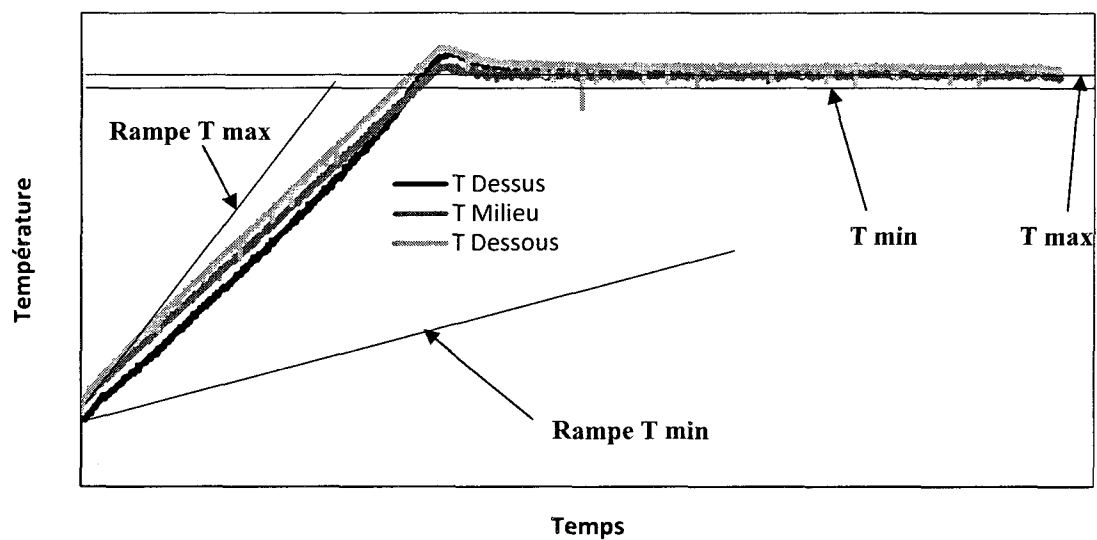


Figure 5.10 – Données de température recueillies lors d'une mise en forme

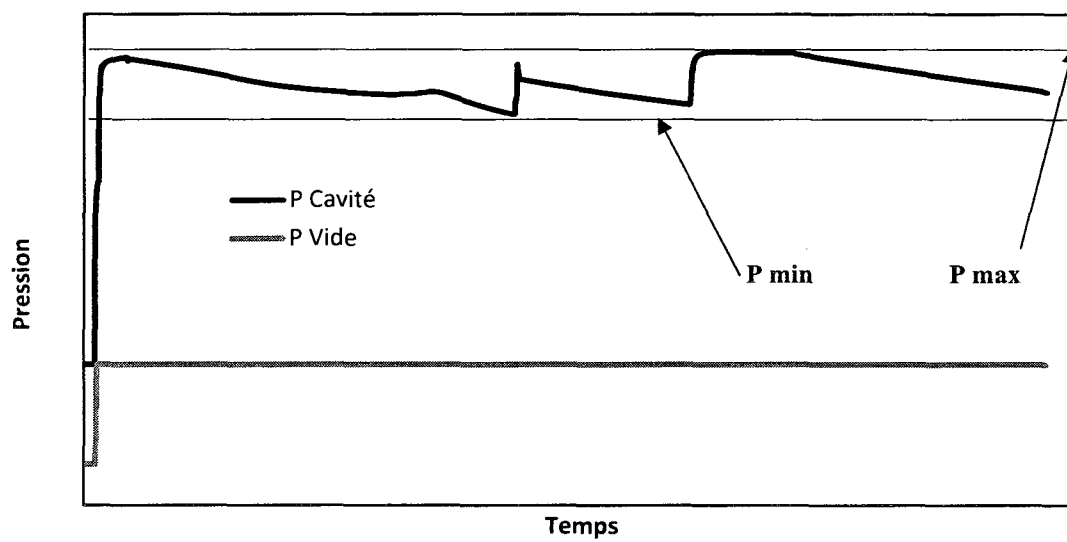


Figure 5.11 – Données de pression et de vide recueillies lors d'une mise en forme

Dans la figure 5.10, la Rampe T min et la Rampe T max correspondent aux limites acceptables de la pente imposée à la commande du moule pour la montée en température. T min et T max correspondent aux bornes inférieure et supérieure de températures pour la commande du moule durant l'isotherme. Les trois courbes de la figure correspondent aux données recueillies par trois thermocouples. Un d'eux est disposé entre la pièce et le fond du moule, un autre au milieu du laminé et le dernier entre la pièce et le tissu d'arrachage, respectivement T Dessous, T Milieu et T Dessus. Dans la figure 5.11, P min et P max correspondent aux bornes minimale et maximale de pression devant être appliqué dans la cavité. La courbe de P Cavité, correspondant aux valeurs recueillies de pression de la cavité, doit demeurer entre ces valeurs seuils. La courbe de P Vide correspond à la pression de vide dans l'ensachage.

5.2. Description des matériaux utilisés

5.2.1. Élastomère viscoélastique en feuilles

Plusieurs compagnies se spécialisent dans la production d'élastomères viscoélastiques, étant donné leur utilisation très répandue. Le matériau retenu pour ce projet est le Smac ST50 de la compagnie Smactm, montré à la figure 5.12. Il s'agit d'un élastomère de silicone noir, en feuille d'un millimètre d'épaisseur, dont les deux faces sont texturées afin de permettre une meilleure adhésion au composite. Il a été sélectionné car il a déjà été utilisé pour des applications de dissipateur de vibrations intégré dans diverses pièces composites. Une fiche des caractéristiques mécaniques dynamiques du produit peut être trouvée à l'ANNEXE E.

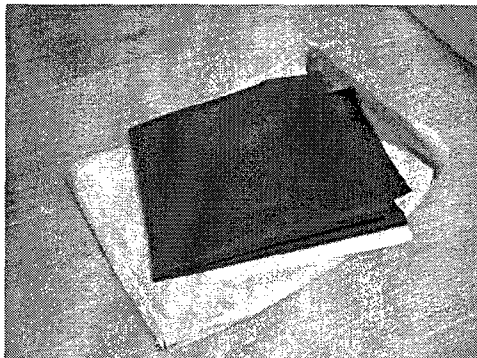


Figure 5.12 - Photo du Smac ST50

5.2.2. Pré-imprégnés de carbone

La mise en forme de matériaux composites implique nécessairement l'utilisation de fibres et de résine, ce qui est la définition même de composites à matrice de polymère. Les pré-imprégnés sont constitués d'un tissage de fibres déjà imprégné de résine et enveloppé entre un ou deux films protecteurs. Ils sont largement utilisés dans le domaine aéronautique puisqu'ils simplifient la mise en forme et possèdent d'excellentes propriétés mécaniques une fois polymérisés, en raison de leur taux de fibre élevé. Ce type de matériau est aussi très répandu parce qu'il est complexe d'effectuer une bonne imprégnation des fibres de carbone. Ainsi, quelques compagnies se spécialisent dans leur production et fournissent à elles-seules le secteur aéronautique. La figure 5.13 présente de manière simplifiée la méthode de production des fibres pré-imprégnées. La résine, puis les fibres, sont disposées sur un rouleau de médium protecteur puis passées au four pour atteindre un taux de polymérisation de quelques dizaine de pourcents. Une couche de médium protecteur est ensuite disposée sur le dessus des fibres imprégnées avant que le tout soit enroulé.

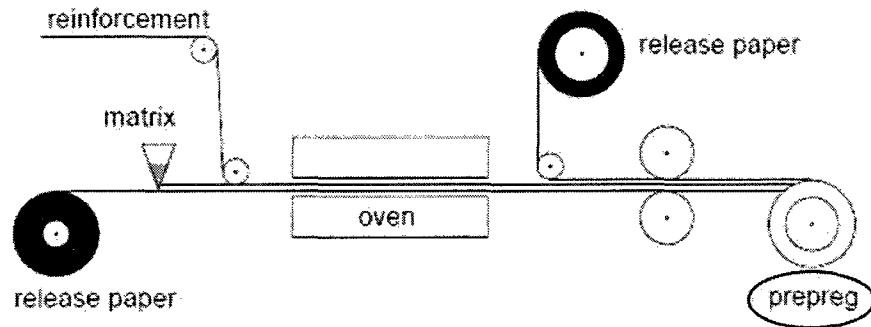


Figure 5.13 – Méthode de production de pré-imprégné, tiré de (Hexcel Composites, 1997)

La figure 5.14 présente les deux types principaux de pré-imprégnés, soit le ruban ou pré-imprégné unidirectionnel et le tissu bidirectionnel.

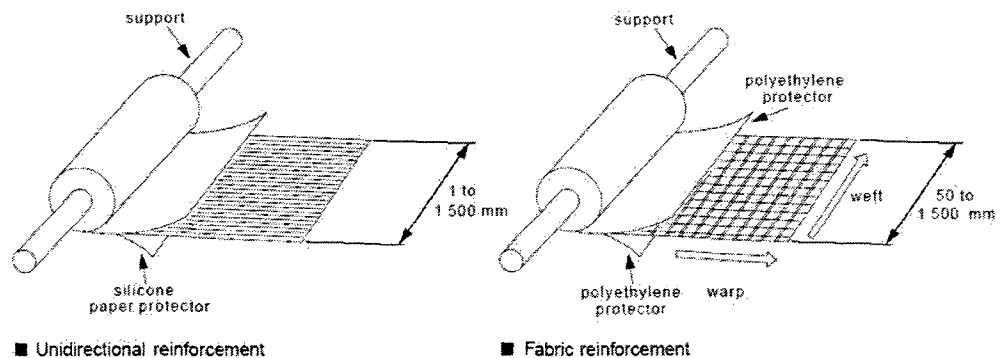


Figure 5.14 – Deux principaux types de pré-imprégnés, unidirectionnel à gauche et tissu bidirectionnel à droite, tiré de (Hexcel Composites, 1997)

Dans le présent projet, deux pré-imprégnés ont été utilisés. Le premier est un pré-imprégné unidirectionnel de carbone en matrice époxy de la compagnie Cytec, le « RIGIDITE 5208 graphite/epoxy tape », présenté à la figure 5.15. Ce matériau sert à la

mise en forme des éprouvettes simples afin de caractériser la pellicule viscoélastique. Le deuxième matériau est le Cycom 5276-1 WG30-500, un tissage bi-directionnel balancé de carbone en matrice époxy. Il sert à la mise en forme des plaques du projet, donc des poutres témoin et des prototypes.

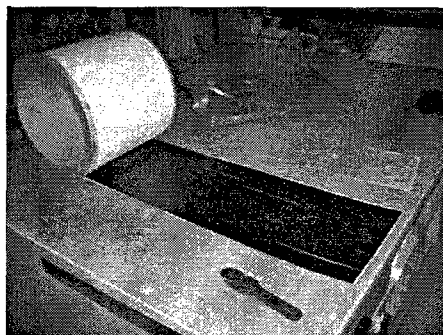


Figure 5.15 - Photo du pré-imprégné

5.2.3. Adhésif

Une pellicule adhésive est requise pour la mise en forme des plaques composites avec noyau. Le produit retenu est le Cytec FM300, très utilisé dans l'industrie aéronautique. Ce matériau a été utilisé pour le collage des pré-imprégnés au noyau afin d'assurer la cohésion de la structure mise en forme. Cet adhésif à base d'époxy est fortement compatible avec la résine des pré-imprégnés, elle aussi à base d'époxy.

5.2.4. Noyau

Un noyau est requis pour la mise en forme des plaques de type sandwich. Le produit retenu est le Hexcel HRH-10-1/8-3.0. Il s'agit d'un noyau dont les cellules ouvertes, de forme hexagonale, imitent les rayons de ruches d'abeilles. Ces hexagones sont à eux seuls des matériaux composites constitués de fibres d'aramide broyées avec une matrice de résine phénolique. Les cellules ont une dimension de 1/8 de pouce et le noyau a une épaisseur d'un demi-pouce.

CHAPITRE 6. CARACTÉRISATION DU MATÉRIAU VISCOÉLASTIQUE

Afin de connaître les propriétés mécaniques dynamiques de la pellicule élastomère viscoélastique, plusieurs appareils ont été utilisés, tel que décrit au chapitre 4. Dans ce chapitre, les conditions spécifiques de test seront élaborées et les résultats présentés puis brièvement discutés.

6.1. Perte de masse à la TGA

Afin de connaître le comportement de la pellicule viscoélastique lors d'une mise en forme, il a été envisagé de la soumettre à un cycle de température la simulant. De plus, il était important de vérifier que la perte de masse n'était pas liée à l'évaporation de l'eau contenue dans les échantillons. Il était d'intérêt de discerner la perte de masse en évaporation d'eau des autres types d'émanations pour deux raisons. Premièrement, la vapeur d'eau dégagée dans une pièce durant la mise en forme pourrait interférer avec la réaction de polymérisation. Deuxièmement, il est possible, dans un cadre industriel, d'effectuer un séchage des matériaux avant de les utiliser pour les mises en forme. Ainsi, un séchage de l'échantillon était nécessaire avant de le soumettre aux conditions de mise en forme. Le cycle thermique imposé, tel que montré à la figure 6.1, comprenait un séchage de l'échantillon d'une durée d'une heure à 50°C, suivi d'une rampe de montée en température, identique à celle de la mise en forme, jusqu'à la température de mise en forme. Ensuite, la température de mise en forme, qui est au-delà de 150°C, était maintenue pour une durée de 2 heures. La masse des échantillons était comprise entre 10 et 15 mg. Pour les obtenir, la pellicule est coupée au ciseau, lavé préalablement à l'acétone, et la masse de l'échantillon est mesurée, puis l'échantillon est recoupé au besoin. Il était aussi crucial de s'assurer que les nacelles, qui hébergeaient les échantillons durant les tests, étaient propres.

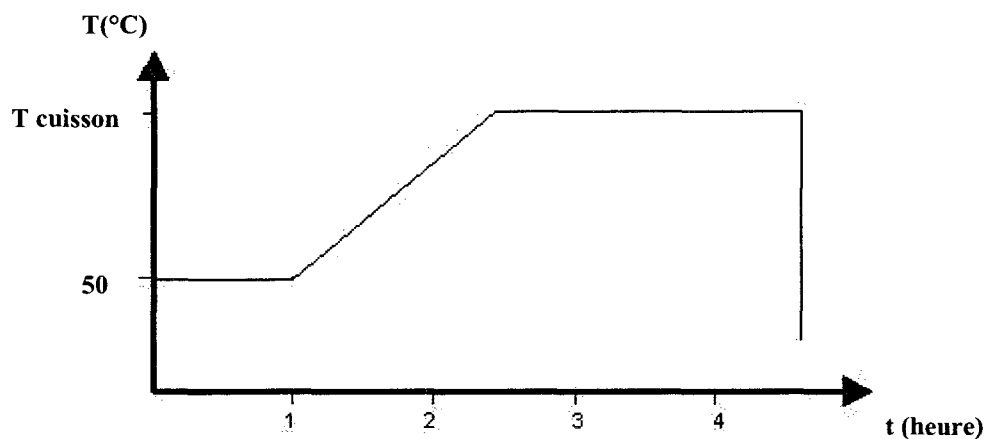


Figure 6.1- Cycle thermique de caractérisation à la TGA

Pour chacun des essais, l'échantillon est disposé sur une nacelle et introduit dans le carrousel de l'instrument. Les résultats moyennés, tirés de la caractérisation de trois échantillons, sont présentés dans la figure 6.2. Les barres d'erreur ne sont pas montrées puisqu'elles seraient assez petites pour être confondues avec les courbes.

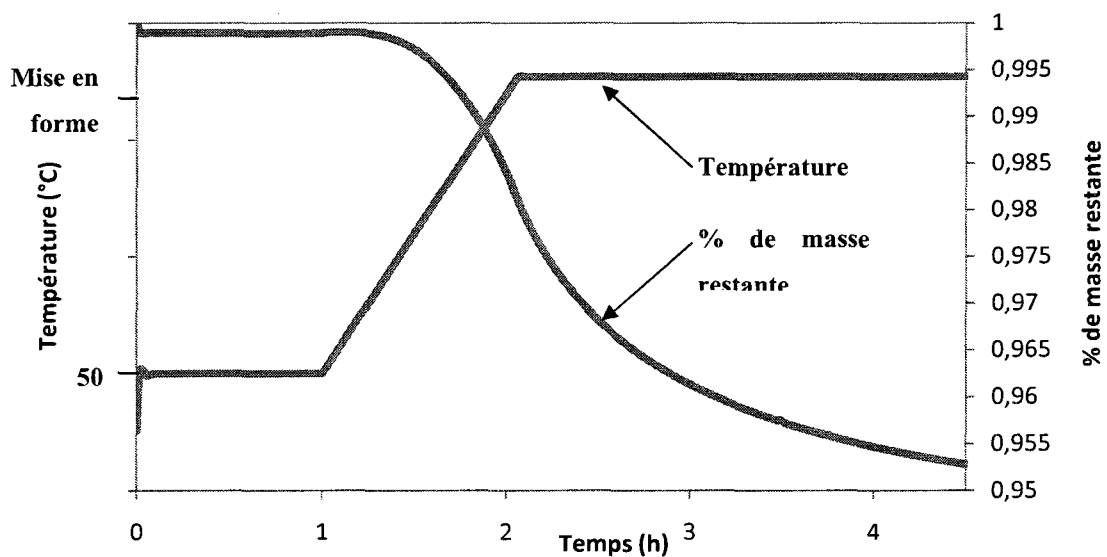


Figure 6.2- Résultats de caractérisation à la TGA du viscoélastique Smac ST50

Dans le cadre de ce projet, la perte de masse maximale acceptable pour un élastomère en feuille lors d'une mise en forme a été fixé à 5%. Pour cet élastomère, après le cycle thermique imposé, la perte de masse moyenne pour les trois échantillons est de 4,7 %. Ce pourcentage inclut la perte de masse correspondant à l'eau évaporée durant l'isotherme à 50°C, qui elle est de l'ordre de 0,1%. Il est ainsi possible de conclure que la perte de masse est acceptable et le matériau adéquat au niveau de sa dégradation lorsque soumis au cycle de température.

6.2. Changement de microstructure à la DSC

Dans le cadre de ce projet, il était crucial de connaître les effets du cycle thermique imposé au viscoélastique sur sa structure moléculaire. Une fusion apportant une recristallisation, un passage de la température de transition vitreuse ou une augmentation du degré de polymérisation aurait pu compromettre la mise en forme et changer les propriétés mécaniques dynamiques du matériau. Ainsi, des échantillons de Smac ST50 ont été caractérisés au calorimètre à balayage différentiel modulé (MDSC) afin d'étudier son comportement calorimétrique. La figure 6.3 présente le cycle thermique utilisé en MDSC, lequel est le même que celui imposé lors de la mise en forme. La température maximale choisie est celle de la mise en forme et les pentes des montée en température sont les mêmes que lors du chauffage de la mise en forme. La première montée en température est suivie d'une isotherme d'une heure, d'un refroidissement puis d'une 2^e montée identique à la première. Les données recueillies durant l'isotherme ne sont pas d'intérêt, mais la comparaison entre les deux montées en température permet de tirer des conclusions quant aux transformations subies par le matériau. En effet, si le matériau a subi une transformation structurale, son comportement devrait être différent entre les deux montées.

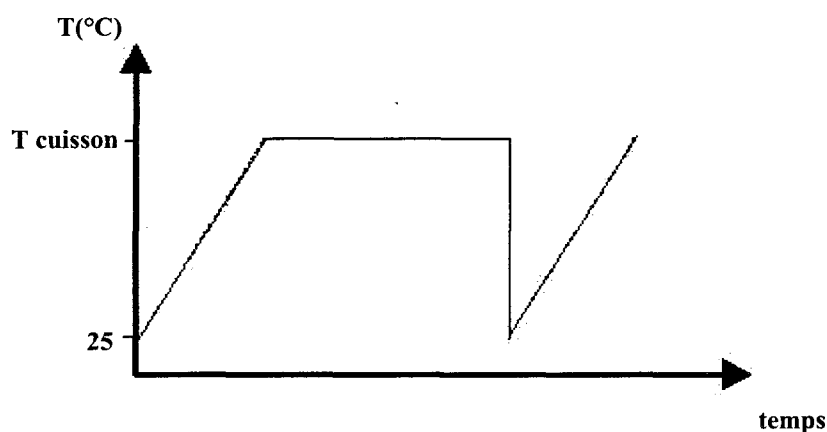


Figure 6.3- Cycle thermique de la DSC

Pour chaque essai, l'échantillon a été pesé et introduit dans une cupule en aluminium hermétiquement scellée, selon la procédure d'utilisation de l'appareil. Les masses des échantillons se situent toutes entre 4 et 6 mg. Pour les obtenir, un ciseau est lavé préalablement à l'acétone, puis utilisé pour couper la pellicule. La masse de l'échantillon est mesurée puis l'échantillon est retaillé au besoin. Deux échantillons ont été testés : l'un d'eux a été préalablement chauffé à 50°C pendant 2 heures dans l'air ambiant et l'autre n'a pas subi de traitement. Cette démarche a été accomplie afin de vérifier que la présence d'eau dans les échantillons ne vienne pas influencer les résultats. Les données recueillies permettant de suivre les variations de structure et de morphologie sont le flux de chaleur non réversible et la capacité calorifique (C_p réversible). Le graphique de la figure 6.4 présente les signaux de flux de chaleur non réversible en fonction de la température pour les deux échantillons pour la première rampe de chauffage, alors que la figure 6.5 présente les mêmes courbes que la figure précédente, mais pour la 2^e rampe de chauffage.

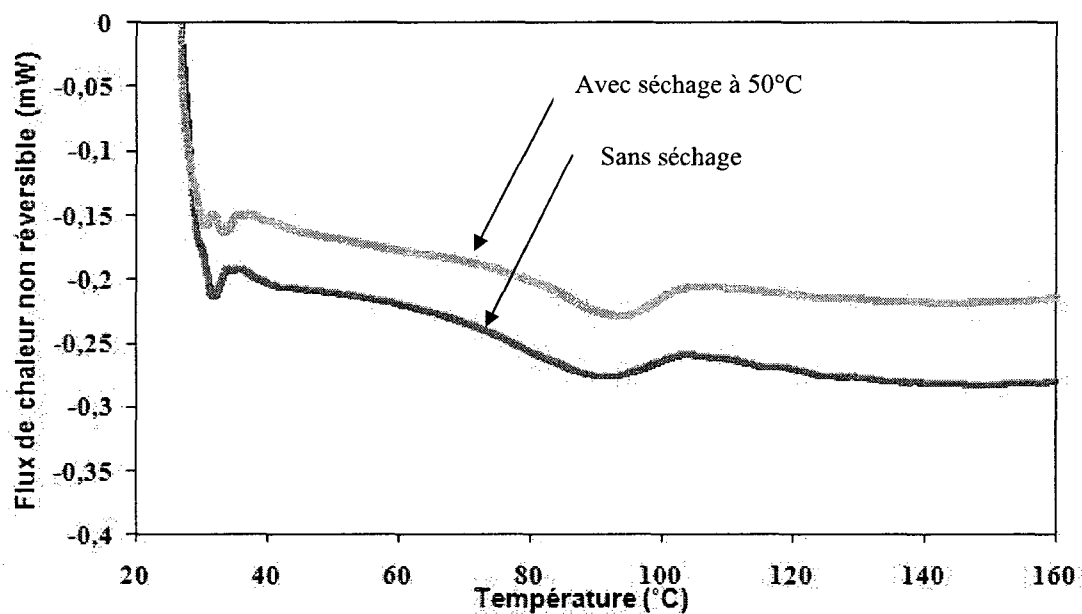


Figure 6.4 – Flux de chaleur non réversible pour la première rampe de chauffage

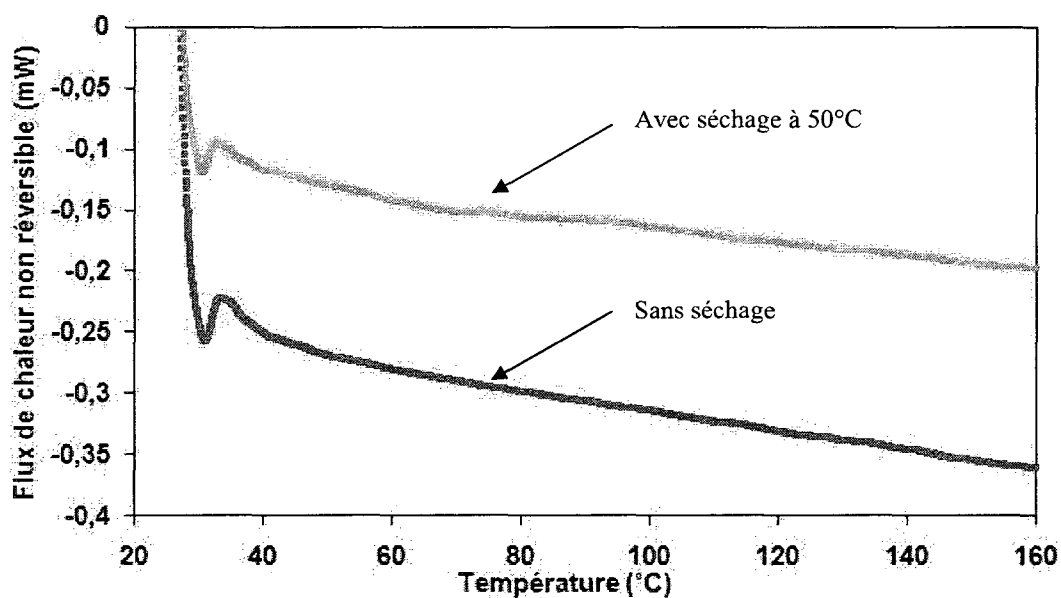


Figure 6.5 – Flux de chaleur non réversible pour la deuxième rampe de chauffage

À la figure 6.4, les valeurs du flux de chaleur non réversible, qui diminuent avec l'augmentation de la température, semblent parallèles et présentent un point d'inflexion entre 80°C et 100°C. À l'étude de ces résultats, il est clair, au vu du point d'inflexion visible pour les deux courbes, que l'échantillon absorbe de l'énergie autour de 95°C. De plus, puisque l'échantillon préalablement séché a le même comportement que l'autre, il ne s'agit pas d'évaporation d'eau. Plusieurs hypothèses fondées sur la littérature ont été émises. Entre autres, il est probable que l'inflexion soit causée par une légère fusion d'une phase cristalline (Vickery, Brantley & Bardin, 2001) ou une sublimation d'un des composants de l'élastomère. Elle pourrait aussi être inhérente aux cycles thermiques préalables, à un additif ou à la migration lente de structures à haute masse moléculaire formant des nouvelles phases (Masson & Polomark, 2001 ; Masson, Polomark & Collin's, 2002).

À la figure 6.5, les deux lignes semblent aussi parallèles tendent vers le bas avec l'augmentation de la température et ne présentent pas de point d'inflexion. L'étude de cette courbe permet de constater que les échantillons subissent une modification permanente lors du premier chauffage, puisque l'inflexion des courbes perçue lors du premier chauffage est absente pour ce second chauffage. La ligne de base de ces courbes est similaire à celle de la figure 6.4.

Il est à noter qu'il est normal que le flux de chaleur soit négatif étant donné que le phénomène observé, le chauffage, est un phénomène endothermique.

L'autre signal d'intérêt, soit le C_p réversible, a aussi été étudié pour les deux échantillons et de manière indépendante pour les deux rampes de chauffage. La figure 6.6 présente les résultats pour la première rampe, alors que la figure 6.7 présente ceux obtenus pour la deuxième rampe de chauffage.

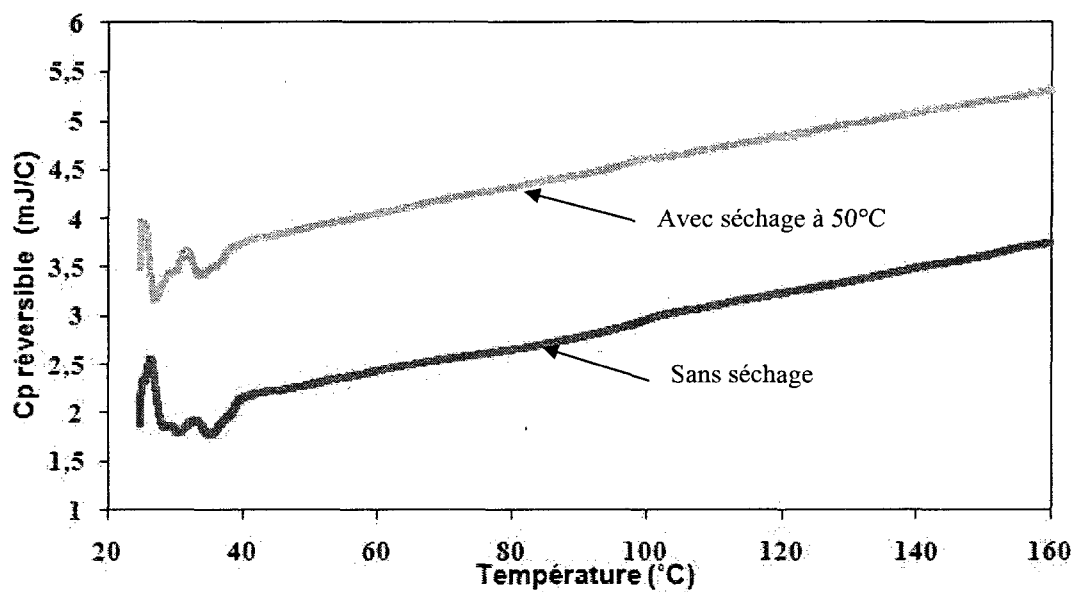


Figure 6.6 – C_p réversible lors de la première rampe en chauffage

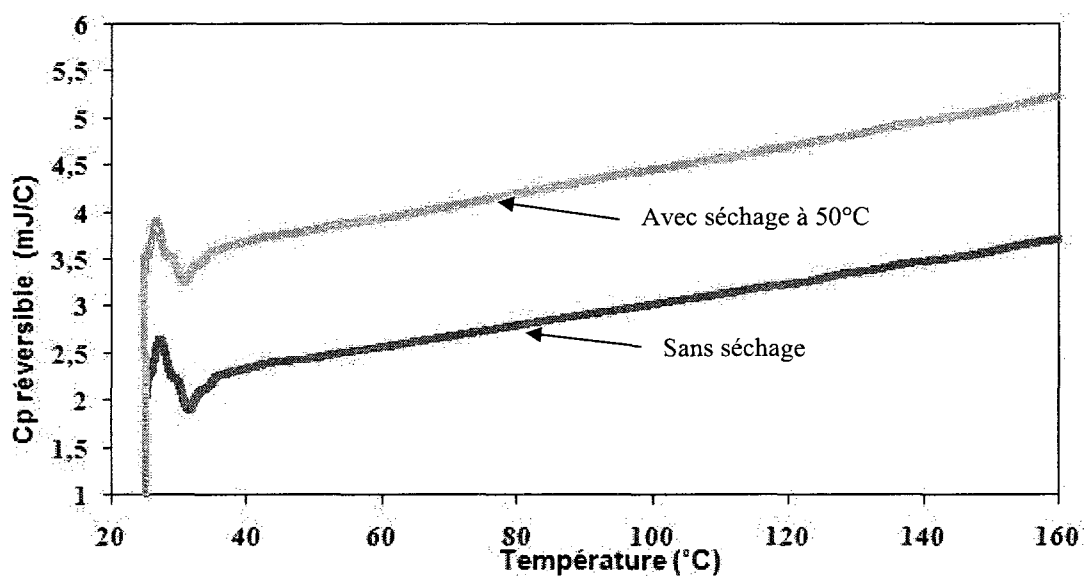


Figure 6.7– C_p réversible lors de la deuxième rampe de chauffage

Aux figures 6.6 et 6.7, les valeurs de C_p diminuent avec l'augmentation de la température, semblent parallèles et ne présentent aucun point d'inflexion sur la plage de température étudiée. De ces courbes, il est possible de conclure qu'il n'y a pas de différences notables entre les deux types d'échantillons ou entre les deux rampes de chauffage, puisque leur forme et leur pente sont similaires. De plus, la température de transition vitreuse (T_g) ne se situe pas dans l'intervalle étudié, car les courbes ne présentent pas de point d'inflexion. Cette observation portant sur l'absence de T_g dans l'intervalle étudié est importante au niveau du processus de fabrication. En effet, si la mise en forme impliquait de chauffer au-dessus de la température T_g de la pellicule d'élastomère caoutchouteux viscoélastique pour ensuite refroidir en deçà, il y aurait modification de la microstructure de l'élastomère. Étant donné que le comportement mécanique dynamique est lié à la microstructure, les propriétés d'intérêt, tel le $\tan \delta$, auraient pu être affectées à la baisse. Pour des essais à venir, il serait fort intéressant d'étudier une descente en température simulant le refroidissement du cycle de mise en forme. Cela permettrait de vérifier l'absence de changement de la microstructure, observable par le signal de C_p , à la dernière étape de la mise en forme. De même, la cinétique de changement de microstructure éventuelle devrait être vérifiée par le signal du flux non-réversible.

6.3. Propriétés mécaniques dynamiques à la DMA

Dans le cadre de cette étude, il était nécessaire de connaître le comportement mécanique dynamique de la couche d'élastomère en fonction de la fréquence de sollicitation et ses modifications suivant le cycle thermique et de pression imposé par la mise en forme. En effet, le comportement dynamique du matériau composite résultant sera directement proportionnel au comportement de la simple feuille d'élastomère au niveau de sa tangente de l'angle de perte. Il a été envisagé d'effectuer la caractérisation en cisaillement et en compression pour ensuite comparer les données résultantes avec celles

du fabricant. La fiche des propriétés du matériau, telle que présentée par le fabricant, est disponible en ANNEXE F.

6.3.1. Compression dynamique à la DMTA 01dB-Métravib

Il a été envisagé de caractériser en compression la pellicule d'élastomère viscoélastique étudiée dans ce projet (Smac ST50). Des disques ont été découpés au poinçon de 14.3 mm de diamètre puis testés à la DMTA pour deux pellicules différentes. Une d'elles avait subi le traitement thermique et de pression propre à la mise en forme et l'autre n'en avait subi aucun. Les paramètres mesurés étaient la rigidité du montage et le déphasage entre l'application de la force et la déformation de l'échantillon. En respectant les méthodologies de test énoncées par la norme ASTM D5024-01 et les limitations de l'instrument de mesure, il a été impossible de caractériser la pellicule en compression. La limitation géométrique de l'épaisseur à 1 mm, combinée avec la nécessité du collage de l'échantillon, rendaient le montage trop rigide pour qu'il soit étudié. Les données tirées de ces tests, bien qu'elles semblent cohérentes, ne sont pas valides et il serait erroné de les présenter.

6.3.2. Cisaillement à la DMTA 450

Pour ce test, la pellicule d'élastomère viscoélastique a été caractérisée dans un test de cisaillement double sur la DMTA 01dB de Métravib. Des disques ont été découpés au poinçon de 1 cm de diamètre puis testés à la DMA pour deux pellicules différentes. Une d'elles avait subi le traitement thermique et de pression propre à la mise en forme et l'autre n'en avait subi aucun. Étant donné que l'élastomère se déforme un peu lors de sa découpe, les dimensions des disques sont les mêmes que celle du poinçon à quelques dixièmes de millimètre près. Les résultats de rigidité et ceux de la tangente de l'angle de perte sont d'un grand intérêt. Les conditions de test étaient les suivantes : un

déplacement statique de 200 microns et un déplacement dynamique de 5 microns, pour les fréquences allant de 1 à 1000 Hertz par intervalles de 50 Hz et à température ambiante. Les paramètres mesurés étaient la rigidité de montage et le déphasage entre l'application de la force et la déformation de l'échantillon. Seules les données cohérentes ont été conservées, soit celles allant jusqu'à 500 Hz. Au-delà de cette valeur, les données sont incohérentes. Cela est probablement dû à un phénomène de résonance de l'appareil de mesure. La figure 6.10 et la figure 6.11 présentent respectivement le module de conservation en fonction de la fréquence et la tangente de l'angle de perte en fonction de la fréquence. Les résultats des deux types d'échantillons et les données du fabricant, tirées des figures de l'ANNEXE F, sont montrées. Ces données ont été interpolées des courbes du fabricant, là où sont tirés les traits. Les données expérimentales sont obtenues à partir d'un échantillon avec cinq séries de mesures et les essais ont été exécutés à une température de 26°C.

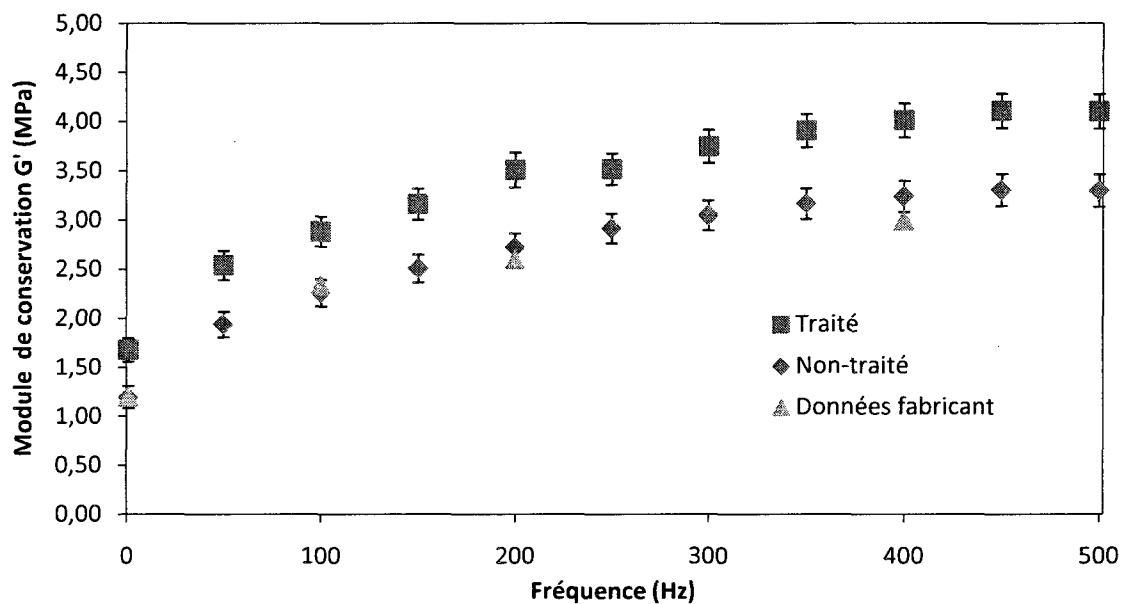


Figure 6.8 - Module de conservation en cisaillement en fonction de la fréquence de sollicitation

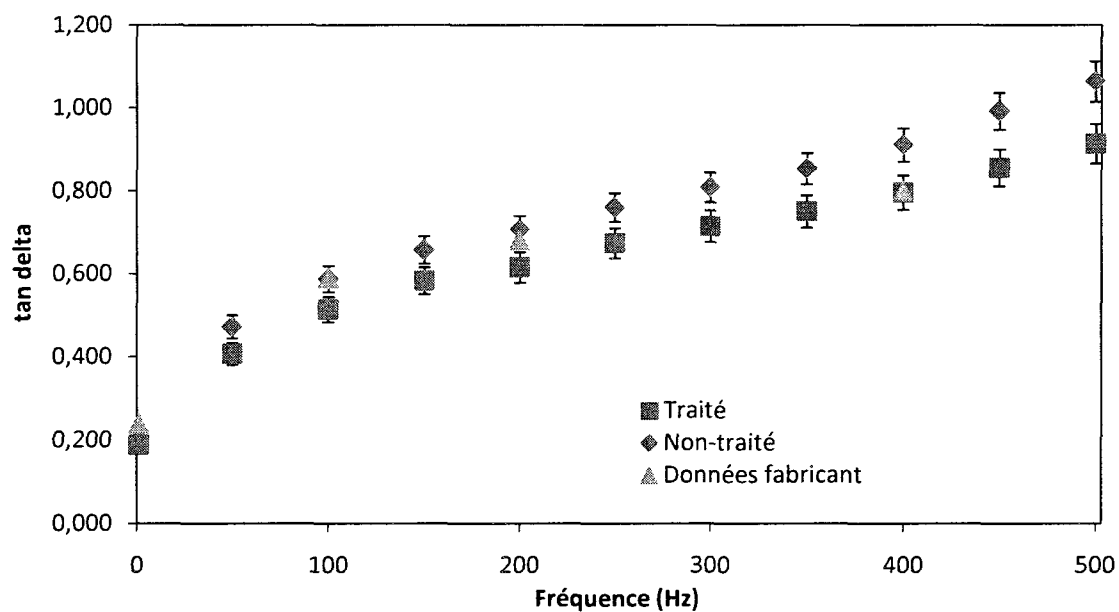


Figure 6.9 - Tangente de l'angle delta en cisaillement en fonction de la fréquence de sollicitation

L'étude des figures 6.8 et 6.9 permet de tirer quelques conclusions. Premièrement, la rigidité en cisaillement de l'échantillon traité est en moyenne 27% plus grande que pour l'échantillon non traité. Cela vient confirmer que le cycle thermique et de pression de la mise en forme cause une augmentation de la rigidité des échantillons. Les élastomères viscoélastiques se rigidifient normalement avec l'augmentation de la fréquence de sollicitation jusqu'à atteindre un plateau. Pour les deux échantillons étudiés, la rigidité augmente, puis semble atteindre un plateau avec l'augmentation de la fréquence sur la plage fréquentielle étudiée. Ce plateau pourrait correspondre au plateau maximal ou à un simple maximum local. Pour la figure 6.11, les valeurs de $\tan \delta$ augmentent avec l'augmentation de la fréquence pour les deux échantillons. Normalement, avec l'augmentation de la fréquence, les valeurs de $\tan \delta$ augmentent avant d'atteindre un plateau puis de redescendre. Dans le cas étudié, le plateau n'est définitivement pas encore atteint et doit se situer au-dessus de la valeur de 500 Hz. Aussi, les valeurs de $\tan \delta$ sont légèrement plus élevées pour l'échantillon non-traité comparativement à celles de l'échantillon traité, avec une augmentation moyenne de 14 %. Par rapport aux données interpolées des graphes fournis par le fabricant du Smac ST50, il est intéressant de voir que la concordance est bonne entre les résultats de l'échantillon non traité et les leurs. Cela vient prouver la validité des résultats. Dans une optique plus générale, il aurait été intéressant d'effectuer une caractérisation exhaustive à diverses températures afin d'en tirer des relations de superposition temps-température. De plus, l'approfondissement des connaissances sur la 01dB de Métravib permettrait, dans un avenir rapproché, d'effectuer la caractérisation en cisaillement jusqu'à 1000 Hz.

6.4. Caractérisation des éprouvettes de carbone/époxy et d'élastomère

6.4.1. Détermination des géométries des éprouvettes

Afin d'étudier la performance en amortissement d'un matériau composite avec un élastomère viscoélastique intégré et l'effet de la co-cuisson sur les performances en absorption de vibrations du matériau viscoélastique, des échantillons de type sandwich ont été fabriqués. Tel que présenté à la figure 6.12, des couches de pré-imprégnés carbone/époxy unidirectionnel ont été intercalées avec une pellicule d'élastomère Smac ST50. Dans le but d'analyser l'impact de la position du viscoélastique sur l'amortissement des échantillons, le nombre de plis de carbone/époxy a été varié de chaque côté du viscoélastique. Afin d'obtenir une épaisseur constante de 3 mm pour les échantillons, le nombre total de plis a été fixé à 16 (i.e. $X+Y=16$).

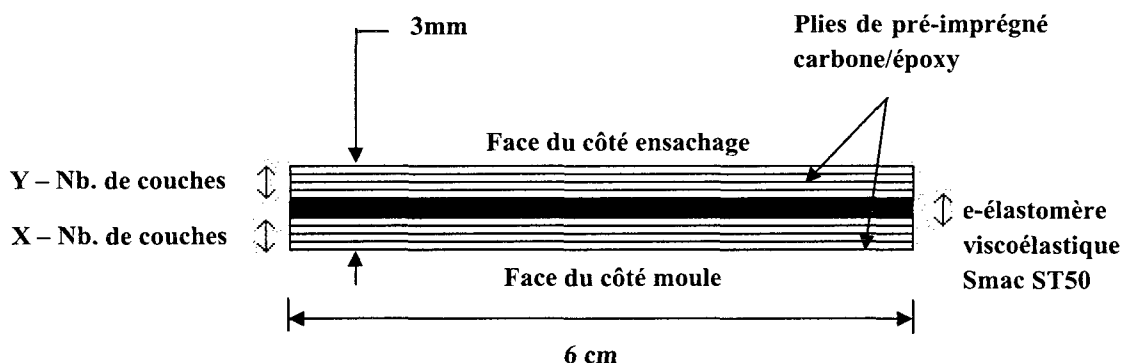


Figure 6.10 – Description de la nomenclature des éprouvettes

Les séries d'éprouvettes fabriquées ont été nommées X-e-Y, où X et Y correspondent au nombre de plis de chaque côté de l'élastomère. Tel que décrit dans le tableau 6.1, cinq configurations d'éprouvettes ont été mises en forme, incluant les éprouvettes témoins ne contenant que les 16 couches de pré-imprégnés, sans élastomère.

Tableau 6.1 – Description des cinq séries d'éprouvettes carbone/époxy et viscoélastiques fabriquées

Nom d'éprouvette	Ordre d'empilement
Témoin	$[0/90]_{4s}$
8-e-8	$[[0/90]_4/\bar{e}]_s$
10-e-6	$[[0/90]_5/e/[90/0]_3]$
12-e-4	$[[0/90]_6/e/[90/0]_2]$
14-e-2	$[[0/90]_7/e/[90/0]]$

Les couches externes étaient toujours en direction longitudinale alors que les couches en contact avec l'élastomère viscoélastique étaient en direction transversale.

6.4.2. Mise en forme et préparation des échantillons

La mise en forme des échantillons a été réalisée en moule autoclave en suivant une procédure développée à base d'expérimentations. Une fois le démoulage effectué, les éprouvettes étaient découpées avec une scie à diamant selon les géométries propices à la caractérisation en flexion trois points ; soit une largeur entre 0.9 cm et 1.25 cm et une longueur de 6 ± 0.2 cm. Il est important de s'assurer que les fibres de la couche extérieure sont orientées dans le sens longitudinal des éprouvettes afin que les comparaisons soient valides entre les différents laminés. L'adhésion de la pellicule viscoélastique est assurée par l'excédent de résine du pré-imprégné qui crée des liens chimiques entre la surface de la pellicule et le laminé, sous l'effet de la pression et de la température.

6.4.3. Caractérisation des propriétés mécaniques des échantillons

6.4.3.1. Flexion trois points

Afin d'étudier le comportement dynamique du matériau composite viscoélastique résultant, un test vibratoire en flexion trois points a été envisagé (voir Fig. 6.13).

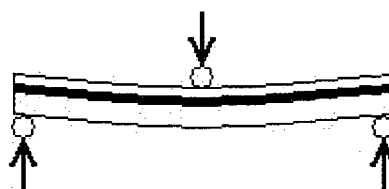


Figure 6.11 – Schéma du mode de déformation des éprouvettes lors du test de flexion trois points

Les paramètres de mesure ont été sélectionnés afin que les échantillons soient testés dans leur plage de linéarité, qui fut préalablement vérifiée dans un essai de déformation 3-points où la force était progressivement augmentée. Ainsi, les conditions d'essai retenues étaient les suivantes : une déformation statique de 500 microns et une déformation dynamique de 50 microns. Les échantillons furent testés pour les fréquences de 0 à 200 Hertz, discrétisées en 21 fréquences, et à température ambiante. Les paramètres mesurés étaient la rigidité du montage et le déphasage entre l'application de la force et la déformation de l'échantillon. Les figures 6.12 et 6.13 présentent les résultats de la caractérisation, soit la rigidité et la tangente de l'angle de perte pour les cinq types d'échantillons. La valeur de la rigidité est exprimée par $K/\text{largeur}$, soit la rigidité du montage telle que perçue par l'appareil, divisée par la largeur de l'échantillon. Un minimum de quatre échantillons étaient utilisés pour chaque série d'éprouvettes étudiée.

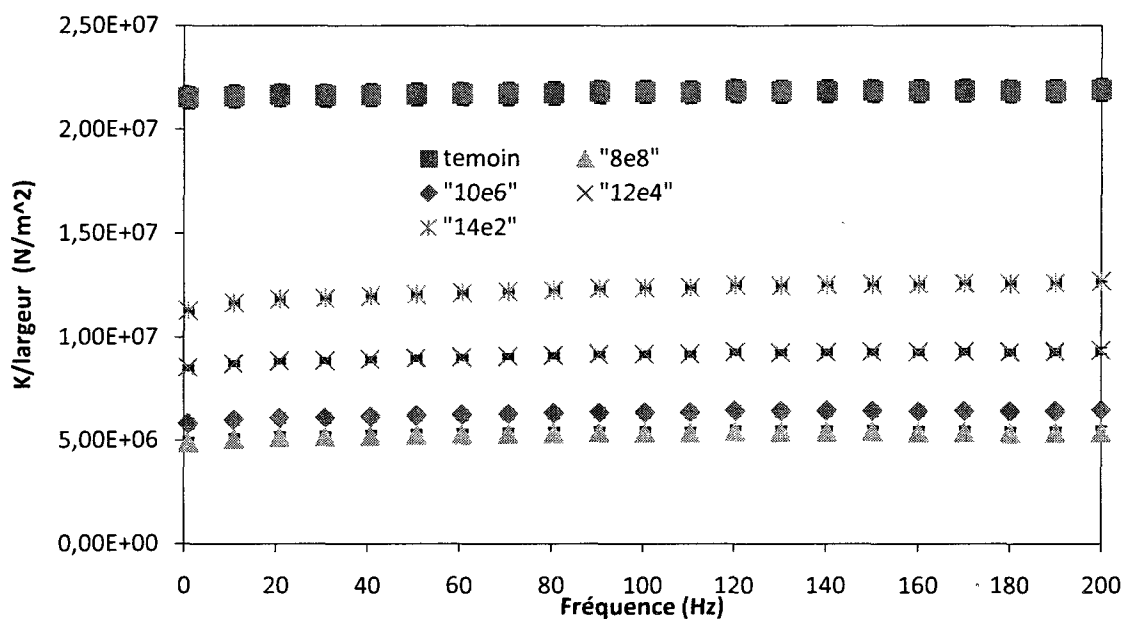


Figure 6.12- Rigidité des éprouvettes en fonction de la fréquence de sollicitation lors d'un essai de flexion 3-points dynamique

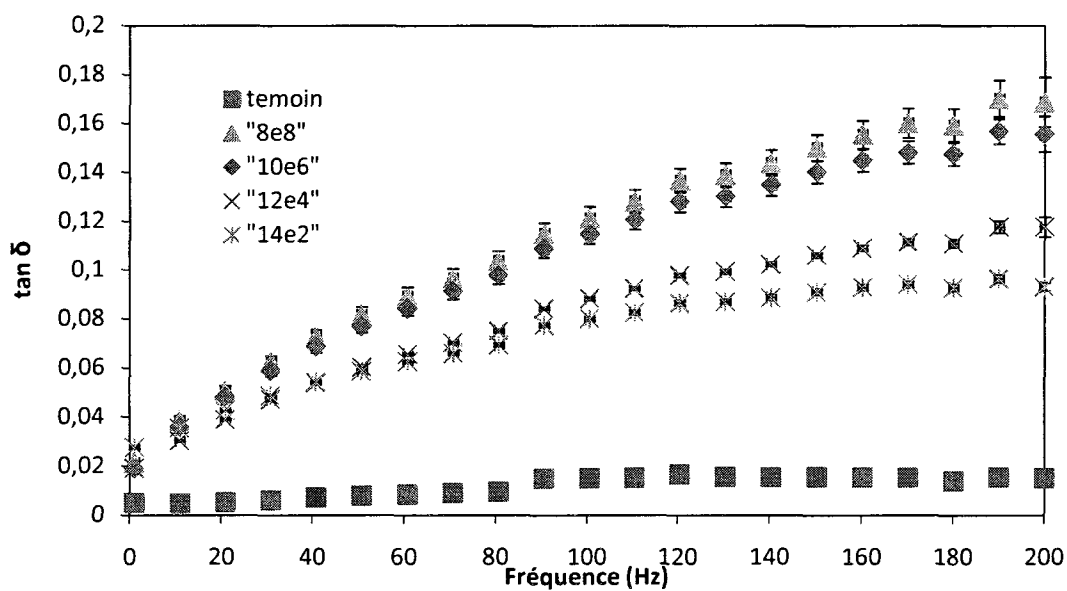


Figure 6.13- Tangente de l'angle de perte des éprouvettes lors d'un essai de flexion 3-points dynamique

L'étude des figures 6.12 et 6.13 permet de tirer plusieurs conclusions. Tout d'abord, la rigidité de l'éprouvette témoin est supérieure à celle des éprouvettes contenant la pellicule d'élastomère, d'un facteur allant de 2 pour l'éprouvette 14-e-2 jusqu'à 4 pour l'éprouvette 8-e-8. Aussi, pour les éprouvettes contenant la pellicule d'élastomère, plus la pellicule est au centre du laminé, plus faible sera sa rigidité. Ceci peut être expliqué par le fait que la rigidité en flexion d'une poutre est proportionnelle au cube de son épaisseur. Dans le cas de l'éprouvette 8-e-8, la rigidité de l'élastomère est si faible qu'elle rend l'essai de flexion semblable à celle de deux poutres de composites de la demi-épaisseur de la poutre témoin. En même temps, la déformation en compression de l'élastomère vient interférer avec la déformation en flexion des poutres. En effet, la hauteur séparant les peaux supérieures et inférieures des éprouvettes pourrait varier longitudinalement durant les essais, en fonction du taux de déformation. Cela serait dû à la faible rigidité de l'élastomère par rapport à celle du matériau composite carbone/époxy. L'essai en flexion trois points ne serait pas un essai de flexion pure et la compression de l'élastomère interférerait avec les essais.

Du graphique de la tangente de l'angle de perte, plusieurs conclusions sont aussi observables. La fréquence de sollicitation affecte peu la tangente de l'angle de perte des éprouvettes témoins qui reste inférieure à 2 %. Étant donné le faible comportement viscoélastique de la résine époxy, ce résultat était attendu. Pour les éprouvettes contenant la pellicule d'élastomère, plus l'ordre d'empilement donne une éprouvette symétrique, plus élevé est la tangente de l'angle de perte. Des résultats similaires ont déjà été trouvés par Li, Z. et Crocker, M.J. (2005) sur des éprouvettes composites. D'un autre côté, tel qu'il a déjà été étudié, la tangente de l'angle de perte pour le test en flexion semble proportionnelle à celle du test de l'élastomère en cisaillement, mais cette proportion varie selon la position de la couche de viscoélastique. Il est possible d'observer que pour la fréquence de 200 Hz, le rapport entre les tangentes de l'angle de perte est d'environ 10 pour les éprouvettes de type 8-e-8 comparée aux éprouvettes

témoins, et du double pour les éprouvettes de type 8-e-8 comparée aux éprouvettes de type 14-e-2.

Finalement, à l'étude des résultats de la figure 6.15, il est clair que si la pellicule est affectée par la migration de la résine époxy lors de la co-cuisson, elle conserve tout de même de bonnes propriétés d'amortissement de vibrations.

La figure 6.14 présente le module de perte des éprouvettes par rapport à leur largeur.

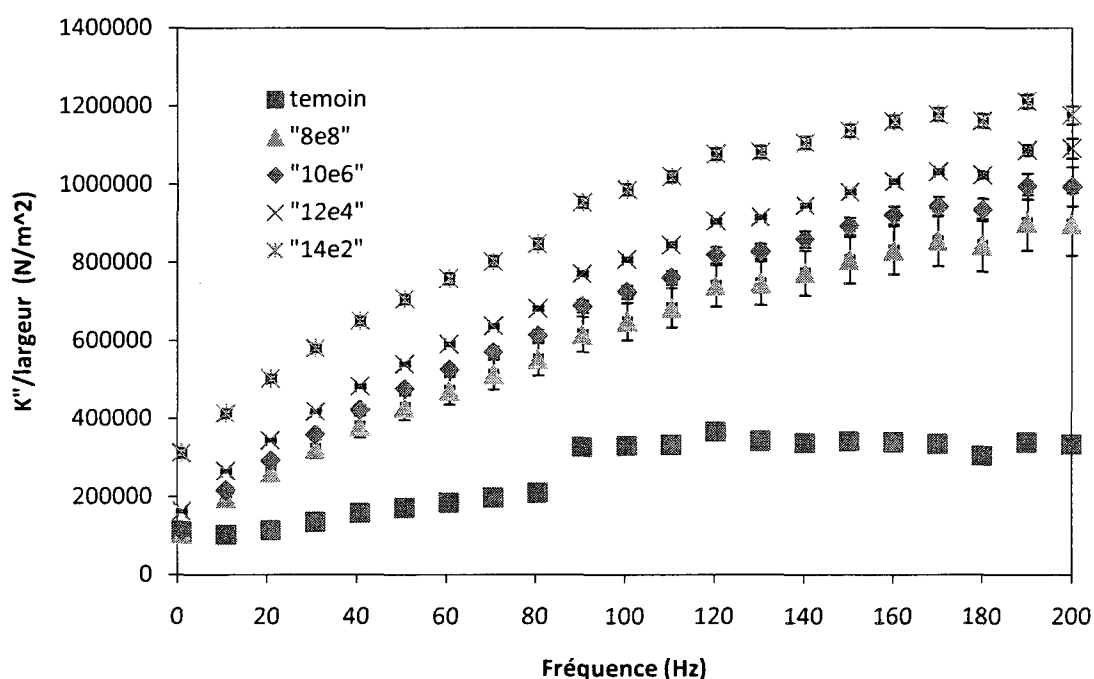


Figure 6.14- Module de perte des éprouvettes en fonction de la fréquence de sollicitation lors d'un essai de flexion 3-points dynamique

L'étude de la figure 6.14 permet de tirer deux conclusions supplémentaires. Premièrement, à déformation égale, plus le viscoélastique est en surface, plus grande sera la dissipation d'énergie. Aussi, tel qu'attendu, les éprouvettes sans viscoélastique présentent les performances les plus faibles quant à l'amortissement des vibrations.

6.4.3.2. Flexion en double encastrement

Il a ensuite été envisagé de tester les échantillons en « *dual cantilever* » où les deux extrémités des éprouvettes sont encastrees. Ce type de test aurait été probablement plus représentatif du mode de déformation que subirait une plaque de grande dimension où le matériau viscoélastique serait entièrement contenu dans la pièce finale. Malheureusement, ce type de test implique un serrage en compression des extrémités des éprouvettes. Le comportement viscoélastique de la couche intercalaire, par la relaxation sous une déformation constante, rendait impossible le serrage et en conséquence, ce test ne serait pas valable.

6.5. Conclusions

Dans ce chapitre, un travail de caractérisation a été présenté sur l'élastomère Smac ST50 en feuilles d'un millimètre. Il a été conclu que ce matériau était propice pour l'intégrer à l'intérieur d'un sandwich composite fabriqué en moule autoclave avec les conditions de mise en forme du projet. Les tests de DSC ont montré qu'aucune modification structurale majeure n'avait lieu lors du cycle thermique et surtout, que la T_g de l'élastomère n'était pas située dans la plage de températures parcourue lors de la mise en forme. La caractérisation de TGA a permis de quantifier le pourcentage de masse perdue lors d'une mise en forme. Avec un seuil maximal tolérable de 5%, il a été prouvé que le Smac ST50 était approprié à l'utilisation envisagée car des pertes de masse de 4,7% ont été mesurées. En dernier lieu, les tests de cisaillement à la DMTA ont laissé envisager que les matériaux composites contenant l'élastomère offriraient de bonnes propriétés d'absorption des vibrations, étant donné ses valeurs élevées de la tangente de l'angle de perte pour les échantillons ayant subi le traitement thermique typique de la mise en forme. Dans un deuxième temps, cinq séries de laminés ont été mis en forme dans un moule autoclave afin de caractériser l'amortissement apporté par l'élastomère

viscoélastique dans des structures de composites simples. Il a été démontré que la pellicule offrait de bonnes performances en amortissement de vibrations, même après avoir subi la co-cuisson. Cela a aussi permis de développer une méthodologie de mise en forme efficace dans le moule autoclave et de conclure quant à la capacité d'absorption des vibrations en fonction de la géométrie des éprouvettes.

CHAPITRE 7. CARACTÉRISATION DES POUTRES SANDWICH

7.1. Détermination des laminés sandwich à tester

Typiquement, l'utilisation de matériaux viscoélastiques pour le contrôle des vibrations et du bruit sur les structures en composite est faite par l'entremise de trois méthodes ; les tampons viscoélastiques contraints (*Constrained Layer Damping*, CLD) et non-contraints (*Unconstrained Layer Damping*, ULD) apposés aux structures après leur mise en forme et l'ajout de couches de matériaux viscoélastiques entre les couches de matériaux composites (*Interleaved Damping Layer*, IDL). En effet, les CLD et ULD ne permettent pas d'avoir à la fois une épaisseur constante des pièces amorties et des peaux planes sur les deux côtés de la pièce. Les traitements IDL, quant à eux, tirent leur efficacité du cisaillement que subissent les couches viscoélastiques causé par l'absence de jonction entre les peaux. Cette section traitera d'une série de tests préliminaires effectués sur différents traitements amortissant visant l'intégration d'un film viscoélastique à l'intérieur du sandwich composite. Les composites sandwichs habituellement utilisés dans l'industrie aéronautique sont composés d'une peau, faite de plusieurs couches de pré-imprégnés carbone/epoxy, d'un noyau entouré de couches d'adhésif et d'une autre peau de composite (voir Fig. 7.1 a). Dans le cadre de ce projet, deux prototypes de traitement amortissant ont été étudiés. Pour le premier prototype (ref. Figure 7.1 b), un film viscoélastique est disposé entre le noyau et la peau supérieure. Dans un deuxième prototype, la couche de matériau viscoélastique est placée sur la peau composite supérieure et contrainte par une couche supplémentaire de pré-imprégnés (voir Fig.7.1 c).

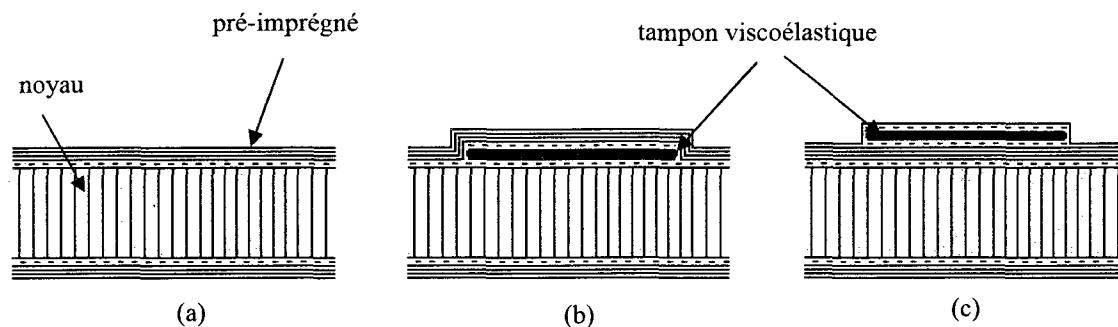


Figure 7-1 – Schémas des composites sandwich servant à la première série de tests a) témoin, b) premier prototype c) deuxième prototype

Des échantillons de deux tailles différentes ont été mis en forme afin de réaliser les tests de caractérisation mécanique en flexion trois points à la DMTA et les tests par la méthode du marteau instrumenté. Les tests à la DMTA sont effectués afin de déterminer les propriétés mécaniques dynamiques des laminés. Les tests au marteau instrumentés visent la détermination de l'amortissement des trois premiers modes propres des poutres étudiées. Pour les deux séries, une fois la cuisson et le démoulage exécutés, les échantillons de petite et grande taille ont été découpés avec une scie à diamant.

7.2. Essais de DMTA

Les échantillons destinés aux essais à la DMTA ont une longueur de 12 cm et une largeur de 2.6 cm. Tel qu'illustré à la figure 7.2, ces dimensions permettent le positionnement d'un tampon viscoélastique de 1 cm de largeur et de 10 cm de longueur centré par rapport aux éprouvettes (voir Fig. 7.2, dimension X_2). Ainsi, les échantillons ont pu être testés sans que le tampon viscoélastique ne subisse de compression directe de la fixation.

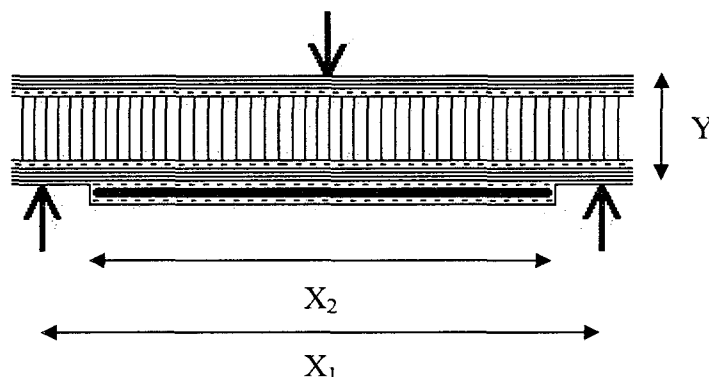


Figure 7.2 – Schémas du montage des laminés sur la DMA pour les tests dynamiques en flexion 3-points

Des rapports liant les longueurs, largeurs et hauteur des échantillons sont suggérés par la norme ASTM D5023-01. Dans le cas présent, la hauteur de l'échantillon ne pouvait être changée dû au noyau d'épaisseur contrôlée (voir Fig. 7.2, dimension Y). Aussi, la largeur devait être maximale, soit 2,6 cm, afin de permettre un traitement de la plus grande surface possible. Étant donné que le ratio de la longueur sur la hauteur doit être le plus élevé possible, la longueur d'entraxe maximale a été utilisée, soit 112 mm (voir Fig. 7.2, dimension X_2). Les conditions expérimentales ont été fixées à un déplacement dynamique de 50 microns et un déplacement statique 10 fois plus élevé, soit 0,5 mm. Les mesures ont été effectuées à température ambiante, sur une plage de fréquences allant de 1 à 300 Hz en 15 incréments (16 mesures). Les tests ont été effectués sur chacun des 8 échantillons et ce, pour les trois géométries étudiées.

Ces essais visaient la caractérisation de la rigidité des composites traités et non traité ainsi que la tangente de l'angle de perte. En effet, le rapport de E/G est très élevé pour ces matériau, dû à la rigidité des peaux en traction/compression comparée à la faible rigidité en cisaillement du noyau. Ce type de test de caractérisation mécanique implique le respect de restrictions géométriques liant la longueur des poutres à leur épaisseur et leur largeur. Dans le cas présent, les échantillons ont une épaisseur imposée et la

longueur d'entraxe ne peut dépasser 112 mm. Ces deux facteurs, le rapport E/G élevé et l'épaisseur imposée par la taille du noyau, enlèvent la viabilité mathématique de l'approximation des propriétés mécaniques par le test en flexion trois points. Ainsi, les seuls résultats d'intérêt pour ces tests seront la rigidité des éprouvettes et la tangente de l'angle de perte. Ces deux paramètres servent à identifier l'efficacité du traitement amortissant proposé. La figure 7.3 présente les résultats de rigidité des échantillons en fonction de la fréquence de sollicitation.

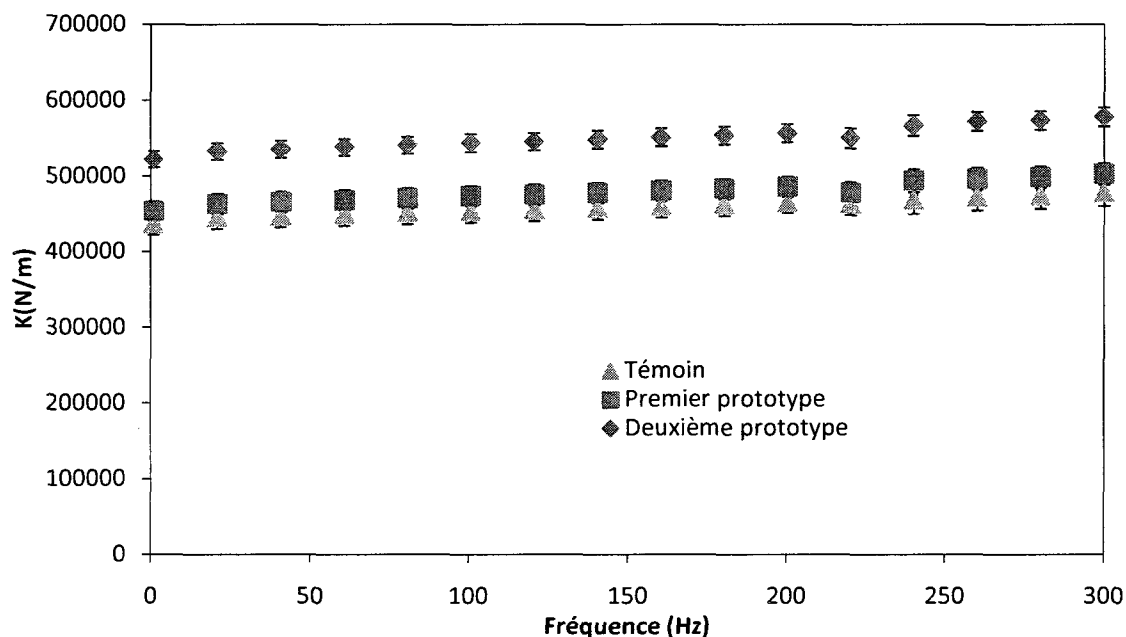


Figure 7.3 – Rigidité des prototypes caractérisés à la DMTA 01-dB Métravib

Lorsque les échantillons témoins sont comparés à ceux dont le tampon viscoélastique est apposé sur le noyau, du premier prototype, il est possible de constater que la rigidité est légèrement augmentée (environ 4%). Cela est explicable par le fait que les peaux sont plus éloignées sur l'échantillon contenant le matériau viscoélastique, augmentant ainsi sa rigidité.

Lorsque les échantillons témoins sont comparés à ceux dont le tampon viscoélastique est apposé sur le dessus, le deuxième prototype, il est possible de constater que la rigidité est encore plus élevée avec une augmentation d'environ 20%. Cela est explicable par l'ajout de rigidité qu'apporte le pli supplémentaire éloigné de l'axe neutre servant à contraindre le tampon viscoélastique. En effet, pour ce type de matériau, le module de rigidité se calcule ainsi (Ruiz, 2007) :

$$EI = \frac{E_{peau} * b * t^3}{6} + \frac{E_{peau} * b * t * d^2}{2} + \frac{E_{noyau} * b * c^3}{12} \quad (9)$$

où b = largeur de la poutre, d = la distance entre les peaux, t = l'épaisseur des peaux et c = l'épaisseur du noyau. D'après cette équation, l'un des termes de la rigidité est directement proportionnel au carré de la distance entre les peaux. Par ailleurs, cette équation n'est valable que si le composite est de constitution symétrique dans son épaisseur puisque l'asymétrie déplacerait l'axe neutre de flexion du plan au centre du noyau.

Lorsque les deux échantillons contenant le viscoélastique sont comparés, il en ressort que celui ayant le viscoélastique en surface avec une couche supplémentaire est le plus rigide. Donc l'ajout de rigidité de la couche supplémentaire a un effet plus grand sur la rigidité de l'ensemble que l'éloignement de la peau supérieure par la présence du tampon viscoélastique sur le noyau.

Aussi, la raideur varie peu en fonction de la fréquence pour les 3 échantillons, de l'ordre de 10% d'augmentation entre 1 et 300 Hz. Il a été démontré au chapitre précédent que la rigidité de l'élastomère viscoélastique augmentait par un facteur d'au moins 2 en fonction de la fréquence de sollicitation pour les tests en compression et ceux en cisaillement sur l'intervalle de 1 à 200 Hz. Étant donné la faible augmentation de

rigidité des trois prototypes testés dans cette section, cela confirme que la rigidité de l'élastomère, faible par rapport au reste de la structure, influe peu sur la rigidité en flexion des prototypes. La figure 7.4 présente la tangente de l'angle de perte des prototypes en fonction de la fréquence de sollicitation.

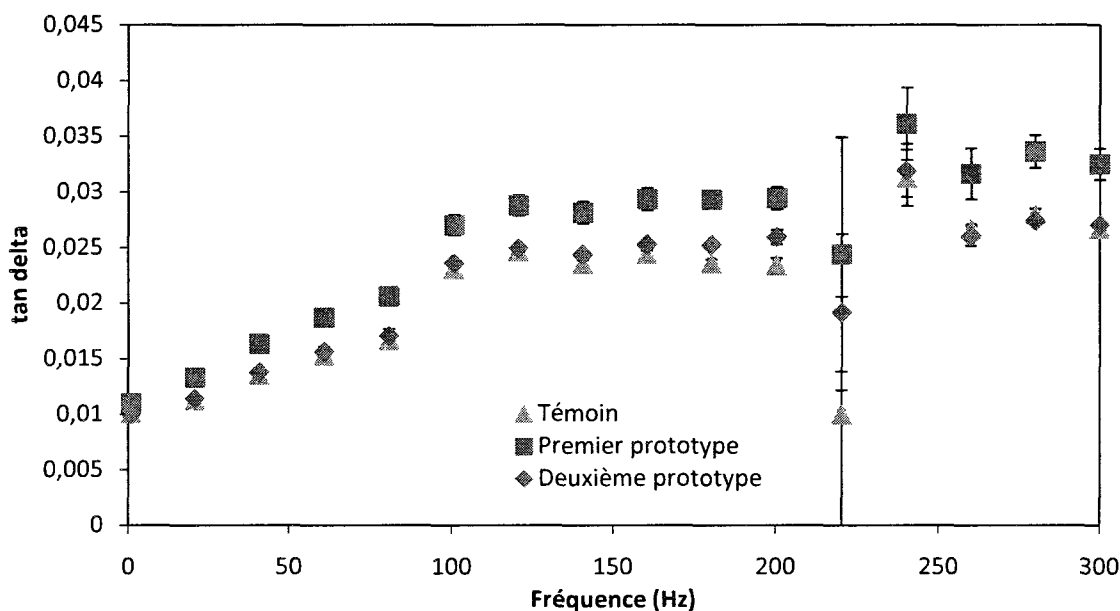


Figure 7.4 – Angle de perte des prototypes caractérisés à la DMTA 01-dB Métavib

Tel que prévu, l'ajout du matériau viscoélastique a eu un effet légèrement positif sur la capacité d'amortissement des vibrations des prototypes. Les résultats de la mesure de l'angle de perte sur le premier prototype montrent une augmentation de 19 % par rapport à la poutre témoin. Le deuxième prototype, par contre, a eu une augmentation moyenne de 2% par rapport à la poutre témoin. Avec ces résultats, le premier prototype s'est avéré plus efficace que le deuxième. Sur la figure 7.4, il est aussi possible de constater une grande dispersion des valeurs de l'angle de perte vers les 215 Hz. Cela est probablement dû à un phénomène de résonance interne de l'appareil de caractérisation.

Les concepteurs de cet instrument avaient mis en garde l'équipe quant à la validité de tests en flexion trois points à une fréquence supérieure à 200 Hz.

La figure 7.5 présente le module de perte des prototypes en fonction de la fréquence de sollicitation.

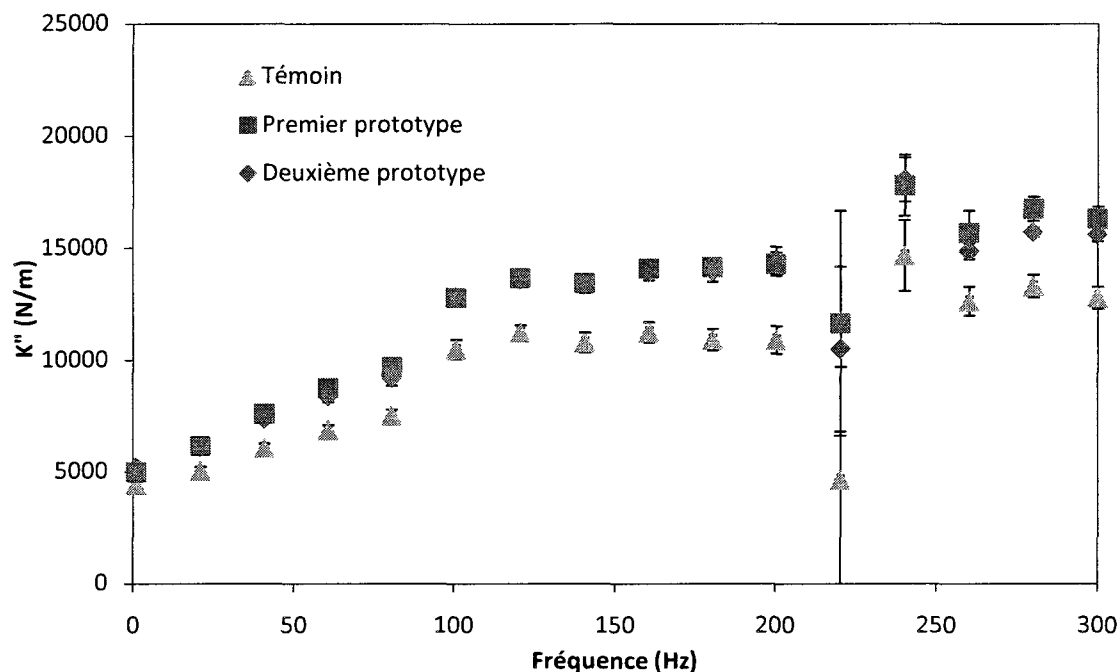


Figure 7.5 – Module de perte des prototypes caractérisés à la DMTA 01-dB Métravib

Ces résultats sont représentatifs de l'énergie dissipée lors de l'essai. Il est intéressant de constater que les résultats sont pratiquement identiques pour les deux prototypes alors que la plaque témoin présente des résultats inférieurs aux prototypes. Les performances en amortissement de vibrations des deux prototypes sont ainsi similaires pour ces essais et il est impossible, avec ces résultats, de départager les prototypes quant à leur performances.

Finalement, plusieurs parallèles peuvent être établis en comparant ces résultats à ceux des éprouvettes avec pellicule intercalaire caractérisées au chapitre 6. Tout d'abord, il était attendu que la rigidité des prototypes varierait peu en fonction de la fréquence de sollicitation, tel que présenté à la figure 6.14 pour le laminé témoin. En comparant les figures 6.14 et 7.5, il est évident que l'ajout du noyau et des pellicules d'adhésif augmente la capacité d'absorption de vibrations des composites sans pellicule viscoélastique. Les éprouvettes témoins ont un $\tan \delta$ maximal de 1.6 % alors que les laminés témoin avec noyau ont un $\tan \delta$ maximal de 2.5 %. Aussi, l'efficacité de l'ajout de la pellicule est plus importante dans les éprouvettes avec pellicule intercalaire comparativement aux laminés prototypes. Le $\tan \delta$ maximal du laminé 8-e-8 est de 17 % alors que celui du premier prototype est de 3.6 %. Par ailleurs, ces chiffres ne tiennent pas compte de la proportion massique de la pellicule par rapport à la structure.

7.3. Tests de caractérisation de la FRF au marteau instrumenté

La géométrie des échantillons destinés aux tests du marteau instrumenté a une longueur de 31,6 cm et une largeur de 6 cm. Il était prévu que l'encastrement soit de 4 cm de longueur et qu'il ne soit pas en contact avec le tampon viscoélastique. Ainsi, le tampon a une largeur de 4 cm et une longueur de 24 cm. Il est centré par rapport à la largeur de la poutre, donnant un rebord de 1 cm sans traitement de chaque côté de la poutre. Il est disposé à 5 cm de l'extrémité de la poutre du côté encasturé, permettant le dégagement de 1 cm entre le tampon et l'encastrement. Ces dimensions assuraient la présence d'un rebord de 1 cm sur le pourtour du tampon afin d'assurer que la peau recouvrant le tampon ne soit pas libre de se déplacer par rapport au noyau par simple cisaillement du tampon comme le ferait un traitement CLD.

Pour préparer les prototypes, une ligne est tracée au crayon Sharpie argenté à 4 cm de l'extrémité qui sera encasturée.. Ensuite, toujours avec le crayon Sharpie argenté, le point d'impact du marteau instrumenté est tracé au milieu de la largeur de la poutre et à 1 cm

de la ligne d'encastrement, vers l'extrémité libre. Aussi, afin de pouvoir fixer un accéléromètre sur la partie libre de la poutre, une marque doit être faite à 1 cm de l'extrémité libre et au milieu de la largeur de la poutre. Ce point servira à positionner l'accéléromètre pour son collage temporaire avec la cire. La ligne et les deux points seront situés sur la face de la poutre ayant été en contact avec le moule lors de la cuisson, le but étant d'éviter que les impacts du marteau instrumenté ne soient faits directement sur le tampon viscoélastique.

Tout d'abord, trois séries de mesures ont été effectuées afin de quantifier l'effet de la force d'impact sur les coefficients d'amortissement. Dans l'éventualité où les résultats varieraient en fonction de la force déployée, une méthodologie de contrôle de la force d'impact serait développée. Ensuite, les laminés décrits au chapitre 7.1 ont été caractérisés. La méthode de caractérisation au marteau instrumenté est décrite exhaustivement en ANNEXE B, tandis que le calcul des coefficients d'amortissement a été présenté au chapitre 4.

7.3.1. Tests de force d'impact

Pour les tests de force d'impact, trois séries de tests ont été effectuées sur la poutre témoin. Pour chacune de ces séries, la force d'impact était significativement différente. Ainsi, pour la première série, le manipulateur du marteau exécutait des impacts plus faibles qu'à l'habitude. Pour la deuxième série, il exécutait les impacts comme à l'habitude. Pour la troisième série, il exécutait des impacts plus forts qu'à l'habitude. Il est très laborieux d'effectuer un contrôle efficace de la force d'impact et il serait excessivement long de faire la sélection des essais à posteriori en vérifiant les forces maximales. Ces séries de tests avaient pour but de vérifier si la force d'impact avait une influence assez faible sur les résultats pour ne pas nécessiter de contrôle spécifique. Le tableau 7.1 présente les forces d'impact moyennes et les écarts types pour les trois séries constituées de dix essais chacune.

Tableau 7.1 – Forces d'impact moyenne et écart type pour les dix essais de chacune des trois séries

Série	Force moyenne (N)	Écart type (N)
Faible impact	31	6
Impact normaux	99	10
Fort impact	184	9

En observant le Tableau 7.1, il est clair que les forces d'impact étaient très différentes pour les trois séries. Un manipulateur rigoureux obtient normalement des forces d'impact où l'écart type est de quelques dizaines de Newtons, avec une moyenne dans un intervalle de quelques dizaines de Newton autour de la valeur de force moyenne pour les impacts normaux. La figure 7.5, le tableau 7.2 et le tableau 7.3 présentent les résultats de l'étude comparative sur la force d'impact. À la figure 7.5, la géométrie des pics des amplitudes des fonctions de transfert, correspondants aux fréquences propres, sera analysée afin d'en tirer les fréquences naturelles des trois premiers modes, présenté au tableau 7.2, et les taux d'amortissement correspondants, présenté au tableau 7.3.

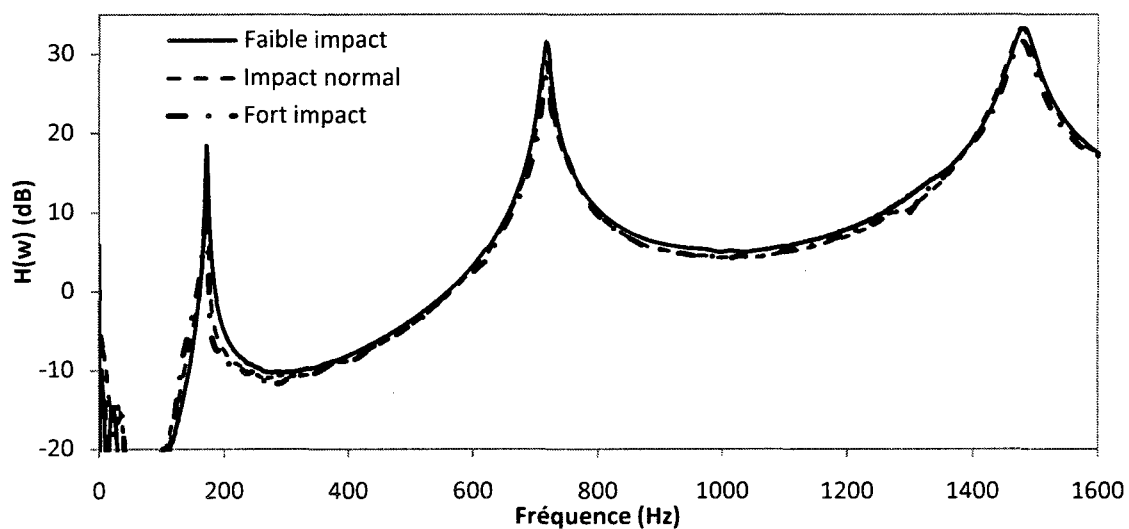


Figure 7.6 – Amplitudes des fonctions de transfert de la poutre témoin avec les différentes forces d'impact

Tableau 7.2 - Taux d'amortissement calculés sur la poutre témoin avec les différentes forces d'impact pour les trois premiers modes

Série	Mode 1	Mode 2	Mode 3
Faible impact	0,89%	0,83%	1,16%
Impact moyen	0,92%	0,83%	1,18%
Fort impact	1,03%	0,91%	1,22%

Tableau 7.3 - Fréquences naturelles en Hz mesurées sur la poutre témoin avec les différentes forces d'impact pour les trois premiers modes

Série	Mode 1	Mode 2	Mode 3
Faible impact	172	717	1482
Impact moyen	171	717	1478
Fort impact	171	717	1478

Les trois courbes de la figure 7.5 paraissent superposées sur la figure et les taux d'amortissement calculés divergent d'un maximum de 16 % pour le premier mode, 10 % pour le deuxième mode et 5 % pour le troisième mode. Aussi, il est clair que l'amortissement augmente avec la force d'impact. Par ailleurs, la différence semble surtout notable entre les impacts forts et normaux. Finalement, des séries d'essais avec des forces d'impacts significativement différentes n'ont pas amené une différence dans les résultats, prouvant que l'amortissement n'est que légèrement influencé par l'amplitude de mouvement sur la plage de force étudiée. Cela permettra de ne pas effectuer de contrôle plus spécifique de la force d'impact pour les essais subséquents que la simple rigueur de l'individu exécutant la manipulation. Ainsi, il ne sera pas nécessaire de vérifier que la force d'impact soit comprise entre deux valeurs seuils afin de valider individuellement les essais. Il est aussi intéressant de constater que les différences des taux d'amortissement semblent s'amenuiser avec l'augmentation des modes.

7.3.2. Résultats et discussion des tests sur les prototypes

Une fois le facteur de la force d'impact éliminé des causes d'erreurs potentielles, les trois laminés peuvent être caractérisés. Aussi, cinq séries de tests ont été effectuées sur chaque poutre où le montage et l'encastrement étaient réinstallés avant chaque série.

La figure 7.6, le tableau 7.4 et le tableau 7.5 présentent le sommaire des résultats des tests effectués au marteau instrumenté sur les échantillons de type poutre. Tel que présenté en 7.1, deux laminés différents sont comparés au laminé témoin. La figure 7.6 présente les amplitudes des fonctions de transfert typiques pour les trois laminés. Le tableau 7.4 présente les moyennes et les écarts types des taux d'amortissement des trois premiers modes. Le tableau 7.5 présente les moyennes et les écarts types des fréquences naturelles des trois premiers modes. Le lecteur trouvera en ANNEXE F les résultats entiers.

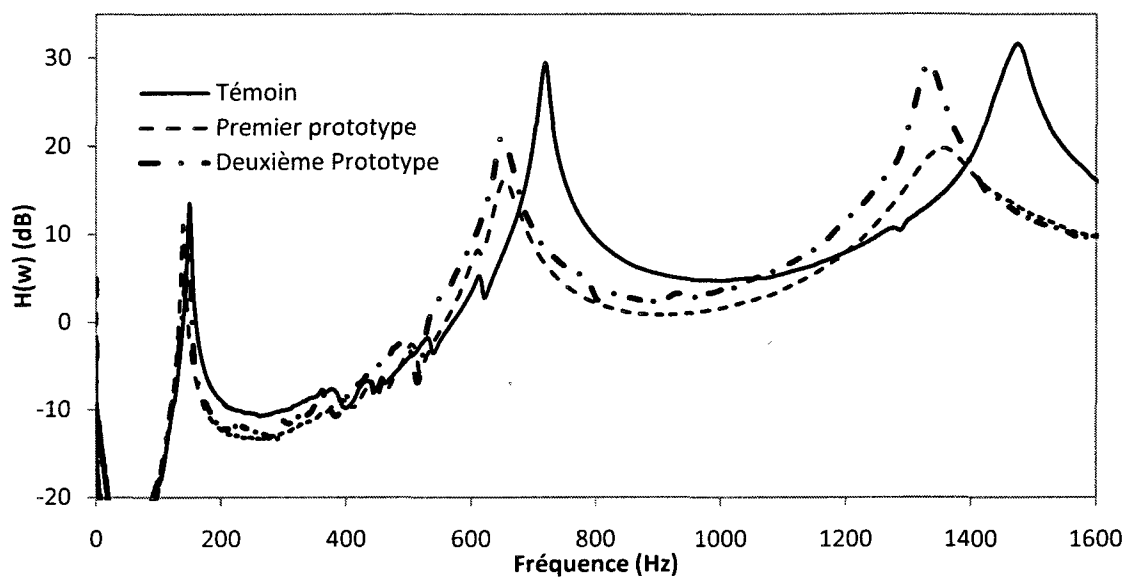


Figure 7.7 – Amplitude des fonctions de transfert typiques des trois laminés

Tableau 7.4 - Taux d'amortissement calculés pour 3 laminés avec les cinq encastremets différents pour les 3 premiers modes

		Mode 1	Mode 2	Mode 3
Témoin	Moyenne	1,46%	0,90%	1,37%
	Écart type	0,28%	0,04%	0,06%
Premier prototype	Moyenne	1,54%	2,64%	3,33%
	Écart type	0,05%	0,06%	0,20%
Deuxième prototype	Moyenne	1,30%	1,52%	1,46%
	Écart type	0,21%	0,59%	0,13%

Tableau 7.5 - Fréquences naturelles, en Hz, mesurées pour la poutre témoin avec les deux encastrements différents pour les trois premiers modes

		Mode 1	Mode 2	Mode 3
Témoin	Moyenne	152,5	720,4	1474,5
	Écart type	1,92	1,76	0,75
Premier prototype	Moyenne	138,4	653,4	1354,0
	Écart type	1,06	0,29	1,67
Deuxième prototype	Moyenne	151,1	647,7	1332,4
	Écart type	1,71	2,79	2,39

Dans un premier temps, il est intéressant de comparer entre eux les résultats de taux d'amortissement pour les trois laminés. Il est possible de constater dans le tableau 7.4 que le taux d'amortissement est plus élevé pour le premier prototype par rapport au deuxième et ce, pour tous les modes, avec respectivement 18 % d'amélioration au premier mode, 74 % pour le 2^e mode et 128 % pour le 3^e mode. Aussi, le premier prototype présente une amélioration significative de l'amortissement pour le deuxième et le troisième modes par rapport à la poutre témoin, avec respectivement une amélioration de 190 % au deuxième mode et une augmentation de 143 % au troisième mode. Il présente aussi une amélioration de 5 % pour le premier mode mais compte tenu de l'écart type des résultats du premier mode pour la poutre témoin et des conclusions de l'étude de l'influence de la force d'impact, il n'est pas possible d'affirmer que ces résultats soient significatifs. Cette conclusion est aussi valable pour le premier mode entre les laminés du premier et du deuxième prototype. Le deuxième prototype, par rapport à la poutre témoin, présente seulement une amélioration significative au deuxième mode avec une diminution de 11 % au premier mode, une augmentation de 69 % au deuxième mode et une augmentation non-significative de 7 % au troisième mode. Aussi, il est intéressant de constater que l'écart type sur les valeurs d'amortissement

n'est pas constant entre les modes ou les laminés, bien que les valeurs aberrantes aient été retirées.

Au tableau 7.5, il est possible de constater que les fréquences naturelles mesurées sont plus basses pour les laminés de la série 3 et de la série 4 par rapport au laminé témoin. Plusieurs phénomènes sont à l'origine de cette observation. Tout d'abord, l'ajout de la pellicule viscoélastique au laminé entraîne un gain de masse. Aussi, étant donné ses propriétés mécaniques faibles par rapport aux autres matériaux du laminé, elle peut diminuer la rigidité du laminé. Ces deux facteurs tendent à faire décroître les fréquences naturelles. D'un autre côté, la présence de la pellicule viscoélastique vient, pour le premier prototype, augmenter la distance entre les peaux, augmentant ainsi la rigidité. Pour le deuxième prototype, la couche supplémentaire de pré-imprégnés par rapport à la poutre témoin et au premier prototype vient aussi ajouter de la rigidité à l'ensemble. Ces deux facteurs tendent à faire augmenter les fréquences naturelles.

Plusieurs facteurs sont à considérer quant aux sources d'erreur potentielles sur les taux d'amortissement calculés. Des erreurs sont nécessairement liées au calcul par l'utilisation de la valeur maximale du pic et la linéarisation entre les valeurs seuils. Ces erreurs ont été quantifiées et il en résulte qu'elles affectent les valeurs d'amortissement par des facteurs de l'ordre du centième de pourcentage. Étant donné que les écarts quantifiés entre les séries où l'encastrement est changé sont de loin supérieurs à ces valeurs, aucune recherche spécifique n'a été faite pour les minimiser ou les quantifier de manière précise.

En ce qui a trait aux écarts types entre les valeurs de fréquences, les différences sont au maximum de l'ordre de quelques Hz. Pour ce type d'essai, les fréquences naturelles sont proportionnelles à l'inverse du carré de la longueur de la poutre. Ainsi, de petites différences dans les longueurs d'encastrement entraînent des différences sur les valeurs des fréquences naturelles pour les trois modes. En effet, une différence de fréquence de 1.3 %, comme celle présente pour l'écart type du mode 1 pour la poutre témoin, pourrait

résulter d'une différence de longueur de la poutre d'environ 1.7 mm, ce qui serait envisageable. Les méthodes de contrôle des encastremements auraient pu permettre une erreur de cette amplitude. Les différences au niveau des fréquences naturelles auraient aussi pu être entraînées par la différence d'orientation de la poutre entre les encastremements, qui ne peut malheureusement être contrôlé parfaitement. L'évaluation de ce phénomène aurait nécessité une analyse spécifique. Étant donné que les résultats sont satisfaisants, les moyens de contrôle de l'encastrement ne seront pas modifiés.

7.4. Conclusions

L'étude de caractérisation des propriétés d'amortissement des prototypes, effectuée à la DMA, n'a pas permis de départager les performances des deux différents prototypes. La deuxième étude d'évaluation de la capacité d'absorption de vibrations des prototypes, par la méthode du marteau instrumenté, démontre que le premier prototype est meilleur que le second. Cela signifie que la dissipation d'énergie est meilleure pour ce prototype. Tel que vu dans le chapitre 2, la dissipation d'énergie à l'échelle microscopique est proportionnelle au carré de la déformation en cisaillement. L'énergie totale dissipée est l'équivalent de la sommation de l'énergie dissipée pour chacune des parties infinitésimales. Étant donné que les propriétés mécaniques dynamiques des pellicules sont les mêmes pour les deux prototypes, cela signifie que la déformation en cisaillement est supérieure pour le prototype 3. Ainsi, dans les prototypes à venir, la conception sera orientée vers un laminé où la pellicule viscoélastique sera disposée sur le noyau et non à l'extérieur du laminé, optimisant l'énergie totale dissipée.

CHAPITRE 8. CONCLUSIONS

Ce projet visait la caractérisation d'une pellicule d'élastomère viscoélastique dans le but de l'intégrer dans des structures de matériaux composites de type sandwich, le développement de méthodes de caractérisation des propriétés physico-chimiques de pellicule élastomère et la caractérisation mécanique d'éprouvettes composites de type sandwich. De plus, il était nécessaire d'effectuer l'installation d'un moule autoclave et l'établissement de méthodologies de mise en forme de panneaux composites de type sandwich dans le moule autoclave.

Tout d'abord, une caractérisation physico-chimique avec le calorimètre à balayage différentiel (DSC) et l'analyseur thermogravimétrique (TGA) a été réalisée afin de quantifier la dégradation et les modifications de microstructure que subirait la pellicule lors d'une mise en forme. Les essais de DSC ont prouvé qu'aucune modification structurale majeure n'avait lieu lors du cycle thermique et surtout, que la T_g de la pellicule d'élastomère n'était pas située dans la plage des températures utilisées lors de la mise en forme. La caractérisation à la TGA a permis de quantifier le pourcentage de masse dégradé lors d'une mise en forme. Avec un seuil maximum tolérable de 5%, il a été prouvé que le Smac ST50 était approprié pour l'utilisation envisagée. Ensuite, il fut nécessaire de connaître le comportement mécanique dynamique de la couche d'élastomère en fonction de la fréquence de sollicitation. En effet, le comportement dynamique du matériau composite résultant sera directement proportionnel au comportement de la simple feuille d'élastomère au niveau de leurs tangentes d'angle de perte et de leurs modules de conservation. Ses propriétés mécaniques dynamiques ont été évaluées en compression et en cisaillement avec la DMTA-450 de 01dB-Métravib. Plusieurs conclusions peuvent être tirées sur la progression du $\tan \delta$ et du module de conservation. La courbe de $\tan \delta$ semble arriver à un plateau peu après la fréquence de 200 Hz pour ensuite augmenter jusqu'à 500 Hz, qui est la limite de la plage fréquentielle étudiée. En somme, la courbe de $\tan \delta$ croît sur la plage de fréquence étudiée, ce qui

indique une bonne capacité d'absorption en vibration. La courbe du module de conservation en fonction de la fréquence semble atteindre un plateau vers les 500 Hz. Traditionnellement, les matériaux viscoélastiques se rigidifient avec l'augmentation de la fréquence jusqu'à atteindre un plateau. À ce stade, il est impossible de tirer des conclusions sur le comportement du matériau viscoélastique au-delà de la valeur de 500 Hz, bien qu'il soit envisageable qu'à température ambiante la valeur maximale du module de conservation soit atteinte. Dans une optique plus générale, il aurait été intéressant d'effectuer une étude exhaustive de caractérisation à diverses températures afin d'en tirer des relations de superposition temps-température.

Afin de quantifier le gain en amortissement qu'apporte une pellicule intercalaire d'élastomère viscoélastique et d'étudier l'effet de la co-cuisson sur les performances de la pellicule dans une structure, il a été envisagé de mettre en forme une série d'éprouvettes où le nombre de couches de pré-imprégnés serait constant, mais où la distribution de part et d'autre de la pellicule varierait. Afin de conclure sur le comportement dynamique du matériau composite résultant, il était nécessaire d'en effectuer la caractérisation. La méthode la plus simple envisagée, afin de simuler des vibrations mécaniques, était la flexion en mode trois points sur la DMA 01-dB Métrovib. Trois conclusions principales ont été tirées de cette partie de l'étude. D'abord, pour les éprouvettes contenant la pellicule d'élastomère, plus la pellicule est située au centre du laminé, moins grande est la rigidité. Deuxièmement, plus l'ordre d'empilement est symétrique, plus grande est la tangente de l'angle de perte.

Finalement, il a été envisagé d'inclure la pellicule viscoélastique à des prototypes de composite sandwich de type aéronautique. Étant donné que le traitement ULD n'était pas envisageable vu la géométrie extérieure fixe des panneaux, il a été envisagé de vérifier l'efficacité d'un traitement CLD où les pourtours du tampon viscoélastique ne seraient pas exposés. Les prototypes devaient inclure un tampon viscoélastique couvrant au maximum la superficie des éprouvettes de test. Il a été décidé que deux prototypes seraient mis en forme : le premier prototype, où une couche de matériau viscoélastique

est disposée entre le noyau et la peau supérieure et le deuxième prototype, où une couche de matériau viscoélastique serait ajoutée au laminé standard et contraint par une couche supplémentaire de pré-imprégnés orientée comme la couche supérieure de la deuxième peau.

Ces derniers ont été caractérisés à la DMTA dans un essai de flexion trois points. Lorsque les échantillons témoins sont comparés à ceux dont le tampon viscoélastique est apposé sur le noyau, il est possible de constater que la rigidité est augmentée. Cela peut être expliqué par le fait que les peaux sont plus éloignées sur l'échantillon contenant le matériau viscoélastique, augmentant du coup la déformation que subissent les peaux pour une même flèche. Lorsque les échantillons témoins sont comparés à ceux dont le tampon viscoélastique est apposé sur le dessus avec un pli supplémentaire, on constate que la rigidité est encore une fois augmentée. Cela est explicable par l'ajout de rigidité qu'apporte la couche éloignée de l'axe neutre supplémentaire servant à contraindre le tampon viscoélastique. Lorsque les deux échantillons contenant le viscoélastique sont comparés, il en ressort que celui ayant la couche de viscoélastique en surface et la couche supplémentaire est plus rigide. Tel que prévu, l'ajout du matériau viscoélastique a eu un effet positif sur la capacité d'absorption en vibration des prototypes, qui est directement proportionnelle à l'augmentation du module de perte. Par ailleurs, ces essais n'ont pas permis de conclure quant à la supériorité d'un prototype par rapport à l'autre au niveau de leur efficacité.

Ensuite, les prototypes ont été caractérisés à l'aide de la méthode du marteau instrumenté sur des poutres encastrées-simples. La première série de manipulations est venue valider la méthodologie de l'essai en confirmant que des séries d'expériences avec des forces d'impact différentes n'ont pas amené une différence significative dans les résultats. La deuxième série de manipulations, exécutée avec les prototypes, est venue confirmer de manière indiscutable que l'amélioration de l'amortissement était maximale en apposant le matériau viscoélastique directement sur le noyau.

Ce projet, dont l'intérêt tant sur le point de vue technologique que pédagogique a été clairement démontré, a permis de jeter les bases pour de futures analyses. En effet, les mises en forme et les essais de caractérisation réalisés dans la poursuite du projet ACOU4 sont fondés sur les procédures développées lors de cette maîtrise. Aussi, pour de futurs travaux portant sur le même sujet, les recommandations suivantes peuvent être formulées :

- Effectuer une étude analytique et une étude par éléments finis afin d'améliorer les prédictions des résultats d'amortissement, de vérifier les résultats obtenus expérimentalement, et si possible, mener à une optimisation de la conception des traitements amortissants.
- Ajouter un filtre au signal de l'accéléromètre afin de réduire les effets du bruit électronique sur les FRF. Ce filtre pourrait simplement réduire à 0 les valeurs d'accélération qui sont constituées de bruit.

RÉFÉRENCES

- Berthelot, J.-M. (2006). Damping analysis of orthotropic composites with interleaved viscoelastic layers: Modeling. *Journal of Composite Materials*, 40(21), 1889-1909.
- Berthelot, J.-M., & Sefrani, Y. (2004). Damping analysis of unidirectional glass and Kevlar fibre composites. *Composites Science and Technology*, 64(9), 1261-1278.
- Berthelot, J.-M., & Sefrani, Y. (2006). Damping analysis of unidirectional glass fiber composites with interleaved viscoelastic layers: Experimental investigation and discussion. *Journal of Composite Materials*, 40(21), 1911-1932.
- Beukers, A., Van Tooren, M. J. L., & Krakkers, L. A. (2005). Application of a viscoelastic layer. Part V. *Applied Composite Materials*, 12(1), 53-57.
- Biggerstaff, J. M., & J. B. Kosmatka (1999). Shear measurements of viscoelastic damping materials embedded in composite plates. *Proceedings of SPIE - The International Society for Optical Engineering*, New Port Beach, CA, É.-U. (Vol. 3672, pp. 82-92). Bellingham, SPIE.
- Billotte, C., (2006), *Fonctionnement MDSC Q1000*. Montréal : École Polytechnique de Montréal, CCHP.
- Billotte, C., (2007), *Fonctionnement DMA Q800*. Montréal : École Polytechnique de Montréal, CCHP.
- Cheng, L., & Lapointe, R. (1995). Vibration attenuation of panel structures by optimally shaped viscoelastic coating with added weight considerations. *Thin-Walled Structures*, 21(4), 307-326.
- Cremer, L., Heckl, M., & Ungar, E. E. (1973). *Structure-born sound*. Berlin: Springer-Verlag.

Goertzen, W. K., & Kessler, M. R. (2008). Dynamic mechanical analysis of fumed silica/cyanate ester nanocomposites. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, 39(5), 761-768.

Grady, J. E., & Lerch, B. A. (1992). Effect of heat treatment on stiffness and damping of SiC/Ti-15-3. *NCA-Vol.14, Vibro-Acoustic Characterization of Materials and Structures, Anaheim, CA, USA* (Vol. 14, pp. 13-20). New York, NY, USA: ASME.

Halvorsen, W. G., & Brown, D. L. (1977). Impulse technique for structural frequency response testing. *Sound and Vibration*, 11(11), 8-10.

Hexcel Composites. (1997). *Prepreg technology* (No. FGU 017). Duxford : Hexcel Composites. Consulté le 3 juin 2009, tiré de <http://www.formulaschools.com/curriculum/prepregtechnology.pdf>

Hao, M., & Rao, M. D. (2005). Vibration and damping analysis of a sandwich beam containing a viscoelastic constraining layer. *Journal of Composite Materials*, 39(18), 1621-1643.

He, S., & Rao, M. D. (1994). Residual stresses and delamination problems induced by cocuring of damped composite laminates. *Journal of Composite Materials*, 28(2), 112-129.

Inman, D. J. (2001). *Engineering Vibration* (2^e éd.). Upper Saddle River: Prentice Hall.

Kergourlay, G. (2004). *Mesure et prediction vibroacoustique de structures viscoelastiques - Application a une enceinte acoustique*. PhD thesis, École Centrale Paris, France.

Kishi, H., Kuwata, M., Matsuda, S., Asami, T., & Murikami, A. (2004). Damping properties of thermoplastic-elastomer interleaved carbon fiber-reinforced epoxy composites. *Composites Science and Technology*, 64(16), 2517-2523.

Lee, Oh, Shin, Cho & Koo. (2002). Dynamic characteristics of cylindrical composite panels with Co-cured and constrained viscoelastic layers. *JSME International Journal, Series C: Mechanical Systems, Machine Elements and Manufacturing*, 45(1), 16-25.

Li, Z., & Crocker, M. J. (2005). A review on vibration damping in sandwich composite structures. *International Journal of Acoustics and Vibrations*, 10(4), 159-169.

Masson, J. F., Polomark, G. M., & Collin's P. (2002). Time-Dependent Microstructure of Bitumen and Its fractions by modulated differential scanning calorimetry. *Energy Fuels*, 16(2), 470-476.

Masson, J. F., & Polomark, G. M. (2001). Bitumen microstructure by modulated differential scanning calorimetry. *Thermochim. Acta*, 374(2), 105-114.

Melo, J. D. D., & Radford, D. W. (2005). Viscoelastic properties of PEEK-IM7 related to temperature. *Journal of Reinforced Plastics and Composites*, 24(5), 545-556.

Mesquita, R. V., & Geis-Gerstorfer, J. (2008). Influence of temperature on the viscoelastic properties of direct and indirect dental composite resins. *Dental Materials*, 24(5), 623-632.

Moreira, R. A. S., & Rodrigues, J. D. (2006). Partial constrained viscoelastic damping treatment of structures: A modal strain energy approach. *International Journal of Structural Stability and Dynamics*, 6(3), 397-411.

Nashif, A., Jones, D., Henderson, J. (1985). *Vibrations Damping*. John Wiley and Sons.

Oh, I.-K. (2007). Dynamic characteristics of cylindrical hybrid panels containing viscoelastic layer based on layerwise mechanics. *Composites Part B: Engineering*, 38(2), 159-171.

Ostiguy, G. L., & Evan-Iwanowski, R. M. (1992). Evaluation of the complex Young's modulus of linear viscoelastic solids. *Transactions of the ASME NCA-Vol.14, Vibro-*

Acoustic Characterization of Materials and Structures, Anaheim, CA, USA (Vol. 14, pp. 57-62). New York, NY, USA: ASME.

Ostiguy, G. L., & Hadj-Mimoune, A. (1992). On the determination of dynamic mechanical properties of dissipative materials by vibration. *Transactions of the ASME NCA-Vol.14, Vibro-Acoustic Characterization of Materials and Structures, Anaheim, CA, USA* (Vol. 14, pp. 39-46). New York, NY, USA: ASME.

Oyadiji, S. O. (2004). *How to Analyse the Static and Dynamic Response of Viscoelastic Components* (1^{re} éd.). Glasgow, Royaume Uni: NAFEMS.

Pant, R. H., & Gibson, R. F. (1996). Analysis and testing of dynamic micromechanical behavior of composite materials at elevated temperatures. *Journal of Engineering Materials and Technology*, 118(4), 554-560.

Patel, R. K., Bhattacharya, B., & Basu, S. (2007). A finite element based investigation on obtaining high material damping over a large frequency range in viscoelastic composites. *Journal of Sound and Vibration*, 303(3-5), 753-766.

Pereira, J. M. (1992). Dynamic response of composite plates with interlaminar damping layers, *Transactions of the ASME NCA-Vol.14, Vibro-Acoustic Characterization of Materials and Structures, Anaheim, CA, USA* (Vol. 14, pp. 51-56). New York, NY, USA: ASME.

Pereira, J. M. (1993). *Graphite/Epoxy composite laminates with co-cured interlaminar damping layers* (Document ID: 19930016398). Cleveland, OH, United States : NASA.

Plesner N. (2004). Designing for Quiet, Vibration-Free Operation. E-A-R Specialty Composites
Indianapolis, Indiana
(<http://www.earshockandvibe.com/pdfs/engineering/designforquietwhthtpper.pdf>)

Price, D. S., Jones, R., & Harland, A. R. (2008). Viscoelasticity of multi-layer textile reinforced polymer composites used in soccer balls. *Journal of Materials Science*, 43(8), 2833-2843.

Rao, M. D., Echempati, R. & Nadella, S. (1997). Dynamic analysis and damping of composite structures embedded with viscoelastic layers. *Composites Part B:Engineering*, 28(5-6): 547-554.

Ruiz, E. (2007) *Core materials* (Notes de cours Mec6318). Montréal : École Polytechnique de Montréal.

Saravanos, D. A. & Pereira, J. M. (1992). Effects of interply damping layers on the dynamic characteristics of composite plates. *AIAA Journal*, 30(12), 2906-2913.

Shin, W.-H., Oh, I.-K., Han, J. H. & Lee I. (2006). Aeroelastic characteristics of cylindrical hybrid composite panels with viscoelastic damping treatments. *Journal of Sound and Vibration*, 296(1-2), 99-116.

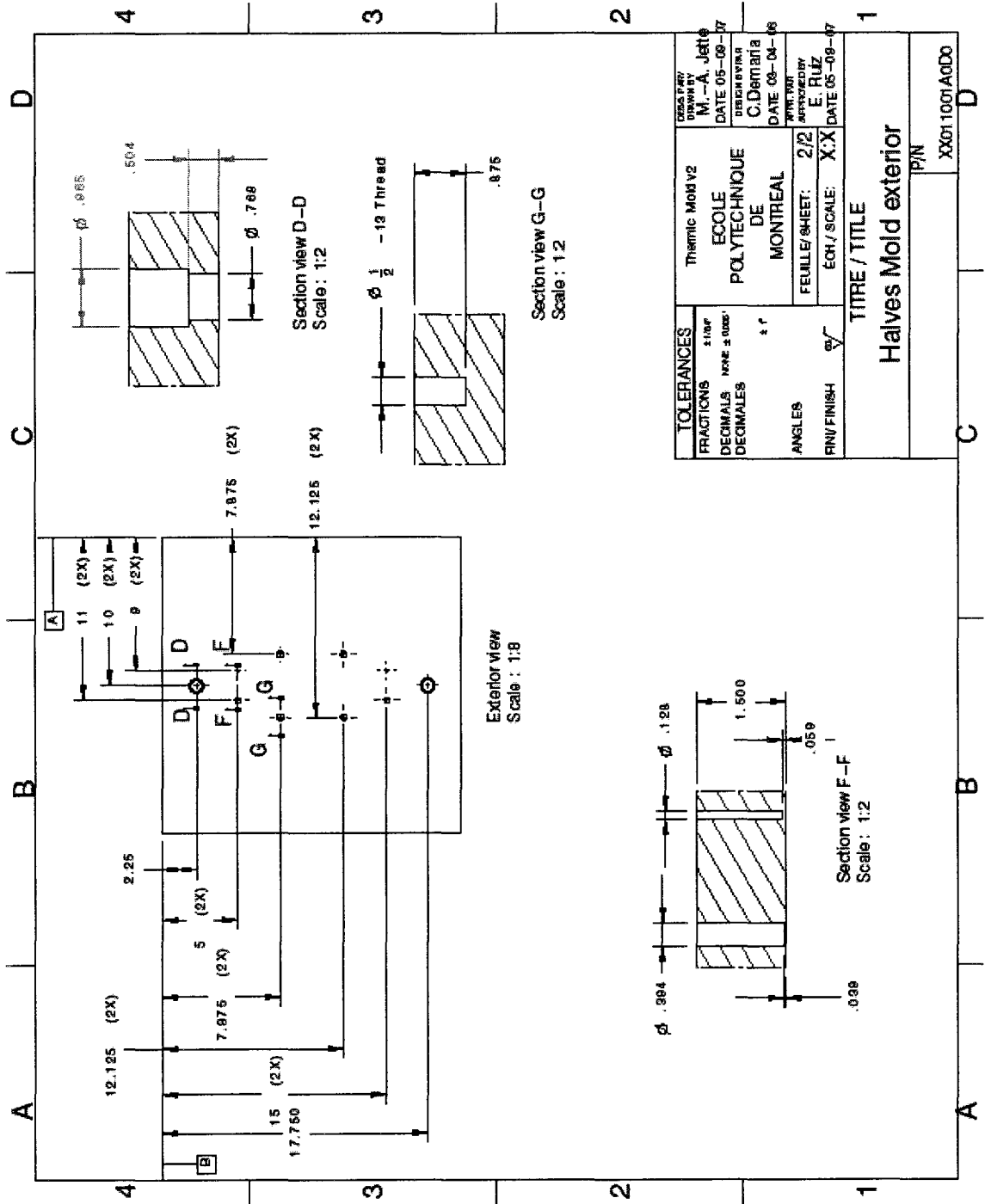
Shokrieh, M. M. & Najafi, A. (2006). Experimental evaluation of dynamic behavior of metallic plates reinforced by polymer matrix composites. *Composite Structures*, 75(1-4), 472-478.

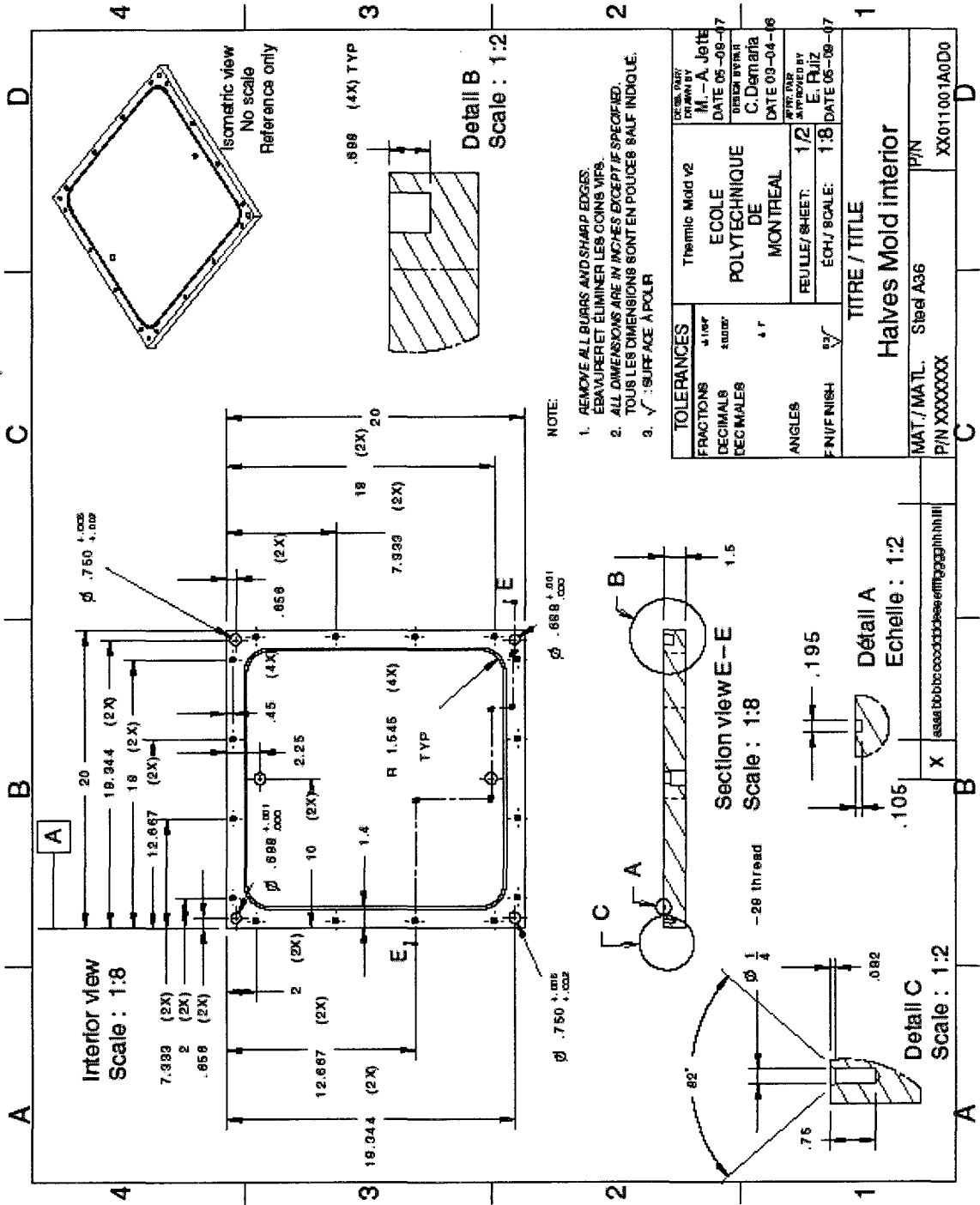
Squires, A. M., Tajbakhsh, A. R., & Terentjev, E. M. (2004). Dynamic Shear Modulus of Isotropic Elastomers. *Macromolecules*, 37(4), 1652-1659.

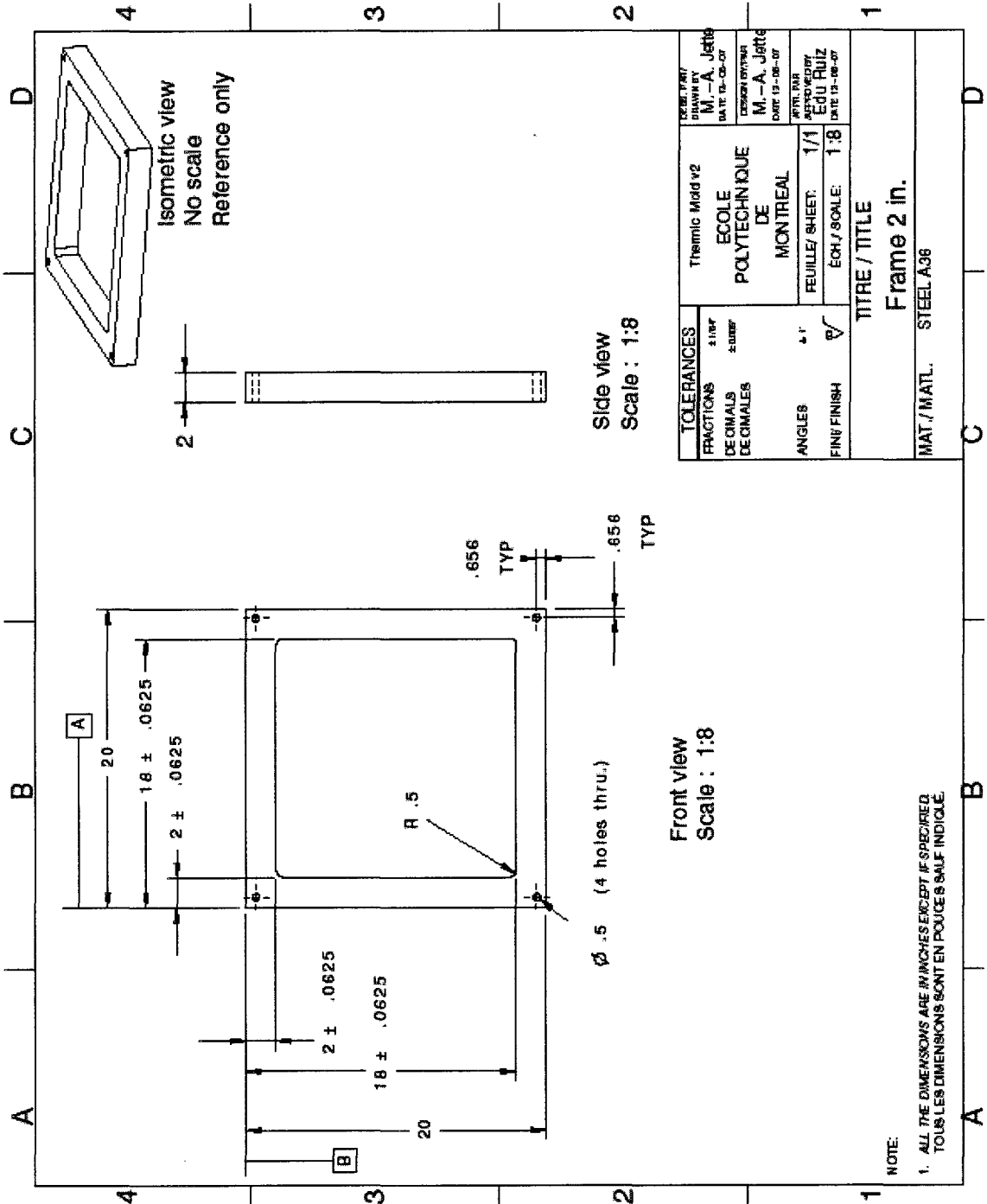
Vickery, J. M., Brantley, W. A., & Bardin T.A. (2001). MDSC study of melting and glass transitions in elastomeric dental impression materials. *Thermochimica Acta*, 367-368, 177-184.

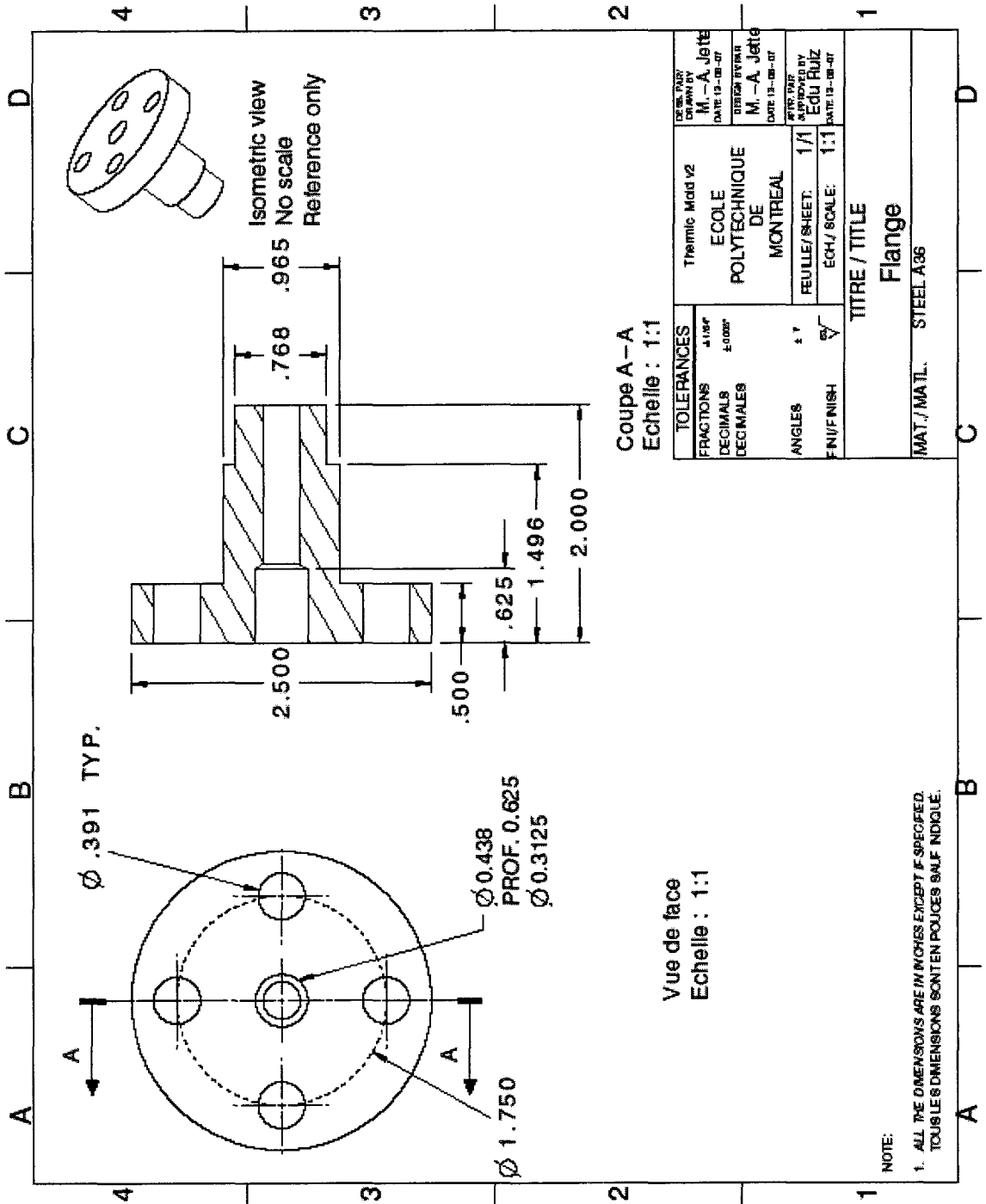
Zhang, S. H., & Chen, H. L. (2006). A study on the damping characteristics of laminated composites with integral viscoelastic layers. *Composite Structures*, 74(1), 63-69.

ANNEXE A -DÉTAILS DES COMPOSANTES DU MOULE AUTOCLAVE









ANNEXE B – MÉTHODOLOGIE DE L'ÉTUDE DE LA FONCTION DE TRANSFERT AU MARTEAU INSTRUMENTÉ

Installation du montage

Tout d'abord, le test est réalisé sur le banc d'essais de la séance no.6 (vibration des poutres) du laboratoire de génie mécanique (MEC4125). La poutre est installée sous la plaque retenue par les 4 boulons. La perpendicularité et son positionnement en profondeur d'encastrement sont assurés par la ligne tracée sur la poutre qui doit être cachée par la plaque. Ensuite, resserrer les boulons afin que la poutre soit solidement retenue, ce qui peut être vérifié en tentant de déloger manuellement la poutre de l'encastrement. Lors du serrage, si un bruit de craquement se fait entendre, signifiant la propagation de fissures dans l'éprouvette, l'opérateur se doit d'immédiatement arrêter le serrage. L'accéléromètre est ensuite collé sur la poutre, à l'aide de cire, à 1 cm de l'extrémité libre, au centre de la poutre. L'accéléromètre est ensuite raccordé à la carte d'acquisition LMS par un câble co-axial. Le câble doit ensuite être fixé sur le montage par du ruban adhésif. Le marteau instrumenté doit ensuite être raccordé par un câble co-axial à la carte d'acquisition. Les entrées 3 et 4 de la carte sont celles où devraient être raccordés les accéléromètres et marteau instrumenté.

Démarrage du programme d'acquisition

Tout d'abord, l'utilisateur doit démarrer l'application « Pimento » en double-cliquant sur l'icône du programme sur le bureau. Une fois le programme démarré, l'utilisateur doit charger le document EDEC.sta sous File/Setup File/load et le document EDEC.ppr sous File/Extend project manager/open. EDEC.ppr est disponible dans le document projects alors que le document EDEC.sta se trouve dans le répertoire EDEC. Sélectionner la bande de fréquence d'échantillonnage désirée, soit 12.5kHz, sous « *Channel Selection* ». Sous « *Channel Description* », vérifier la correspondance entre

les entrées, les appareils physiques raccordés et les valeurs de gain. Sous « *Parameter Setup/ Info* », sélectionner la durée d'essai à 3 secondes, le pre-trigger à 1ms et le trigger level à 0,4 N. Ainsi, le bruit électronique ne fera pas déclencher l'essai et au moindre mouvement du marteau, l'acquisition va débuter. Sous « *Parameter Setup/ File* », inscrire un nom d'essai du type nom_00 afin de permettre l'incrémentation des noms de fichiers jusqu'à 99. Cocher aussi les cases *file increment*, *auto save*, *auto measurement* et *load dataset*. Sous « *Parameter Setup/ Channels* », cocher les cases correspondantes aux appareils physiques (C4 et C4) et ne pas sélectionner les autres options.

Acquisition des données

Appuyer sur l'onglet du haut avec le triangle vert. Cela permettra à l'utilisateur de se familiariser avec la manipulation du marteau avant d'entamer l'acquisition. Une fois la force d'impact maîtrisée (elle devrait être constante et de l'ordre de 100N), appuyer sur l'onglet du haut avec l'octogone rouge. Ceci amorce l'acquisition automatique. Créer 15 fichiers avec des impacts de force constante. Il est impératif de s'assurer de frapper la poutre sur le point argenté marqué à cet effet et de s'assurer de la perpendicularité de la tête du marteau avec la poutre lors des impacts.

Traitement des données

Une fois les essais complétés, sélectionner *Dataset Manager/Data Set* et ouvrir les documents que l'on souhaite exporter. Ensuite, en sélectionnant *File/Export File*, il est possible de sélectionner le fichier que l'on désire exporter. Avant de cliquer sur « OK », s'assurer que le format de conversion soit en universel (.unv). Ces données seront ensuite accessibles en format texte puis manipulable sur matlab après leur conversion. Les fichiers *crosscorr_optimized.m* est la procédure matlab qui a été créée pour analyser les données. *Crosscor_optimized.m* utilise *readuff.m* pour effectuer la lecture

des fichiers .unv et créer des fichiers textes pour chacun des essais. Ensuite, il enlève le bruit du signal du marteau, calcule les FRF et leurs moyennes puis crée un fichier .xls contenant les données traitées dans le domaine fréquentiel. Ces fichiers .m sont disponibles sous ZEUS:\3_PROJETS\CRIAQ_ACOU4)\en_cours\Analyse modale expérimentale. Dans le plan d'expérience actuel, où les valeurs de fréquences étaient discrétisées, il y avait nécessité d'évaluer les coefficients d'amortissement en approximant les valeurs de fréquences correspondant aux valeurs de $|H(\omega)|$ recherchées. Tout d'abord, les valeurs de $|H(\omega_d)|$, correspondant aux maxima, sont identifiées sur le graphique avec échelle en dB. Les valeurs numériques de $|H(\omega_d)|$ et ω_d sont recueillies parmi les données numériques pour chaque mode que l'on souhaite analyser. Ensuite, les valeurs de la fonction $|H(\omega)|$ correspondant à $|H(\omega_d)| - 3dB$ sont calculées. Par linéarisation entre les valeurs discrètes supérieures et inférieures aux valeurs de $|H(\omega_d)| - 3dB$ recherchées, les fréquences ω_a et ω_b sont identifiées. Finalement, avec l'équation 4, les coefficients sont déterminés. La figure B-1 présente les opérations mathématiques menant à l'obtention de la FRF. Dans le plan d'expérience actuel, le nombre d'impacts était fixé à 10.

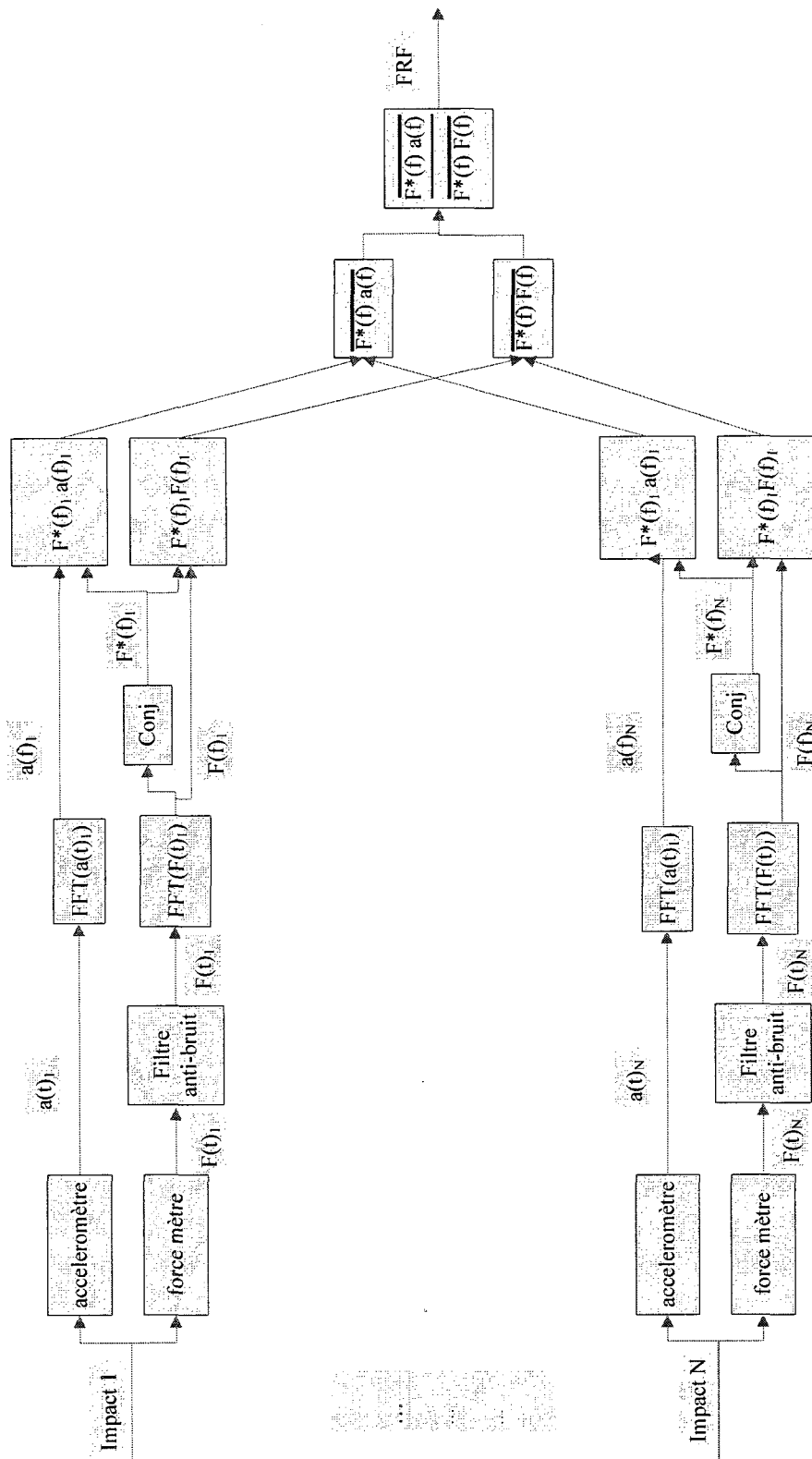


Figure B-1 – Schéma de bloc des opérations mathématiques menant à la FRF

ANNEXE C – PROCÉDURE MATLAB

crosscorr_optimized.m

```

clear all
close all
clc

Nfiles = 10; %nb de fichiers
fmax = 2000; % fréquence max

h = waitbar(0,'C'est l'heure de l'attente');

for i = 1:Nfiles %boucle convertissant les fichier en .txt

    i;
    if(i<10)
        filename = sprintf('0%d',i);
    else
        filename = sprintf('%d',i);
    end

    data = readuff(strcat(filename,'.unv'));

    accel = data{4}.measData;
    force = data{6}.measData;

    data_export = [accel, force];

    fid = fopen(strcat(filename,'.txt'),'wt');
    fprintf(fid,'%9.5E\t%9.5E\n',data_export.);
    fclose(fid);

    clear data_export data fid
    h = waitbar(i/(Nfiles*2+10));
end

accel = zeros(37501,Nfiles); %création de la matrice accel pleine de 0 pour compenser
la taille des vecteurs de data qui diffère
force = zeros(37501,Nfiles); %création de la matrice force pleine de 0 pour compenser
la taille des vecteurs de data qui diffère

for i = 1:Nfiles

```

```

if(i<10)
    filename = sprintf('0%d.txt',i); %ouverture des fichiers de 1 à 9
else
    filename = sprintf('%d.txt',i); %ouverture des fichiers de 10 à Nfiles
end

data = load(filename); %ouverture du fichiers texte
[m,n] = size(data); %évaluation des dimensions du fichier texte

for r = 1:m %boucle qui remplace les 0 de la matrice accel les données de la matrice
data
    accel(r,i) = data(r,1);
end

forcemax(i)=max(data(1:end,2)); %#ok<AGROW> %Force maximale
[R S]=max(data(1:end,2)); %coordonnées du max dans le vecteur force

for r = S:S+15 %boucle annulant les données du marteau après la force d'impact
    if(data(r,2)>0)
        force(r,i) = data(r,2);
    else
        break
    end
end

for t=1:10 %boucle annulant les données du marteau avant la force d'impact
    if (data(S-t,2)>0)
        force(S-t,i) = data(S-t,2);
    else
        break
    end
end

end
h = waitbar((Nfiles+i)/(Nfiles*2+10));
end

clear data %fct qui bâtit les matrices des essais de force et d'accélération en données
temporelles

Nt = size(accel,1); %évaluation du nb de pts

Fs = 12.5e3; %fréquence d'échantillonnage

```

```

dt = 1/Fs; % pas des données temporelles
t = (0:Nt-1)*dt; %durée des essais

Nf = 2^nextpow2(Nt); %augmentation du nb de data pour correspondre à un nb carré

f = Fs/Nf*(-Nf/2:Nf/2-1); %création du vecteur fréquences

A = fftshift(fft(accel,Nf,1),1); %données de fft pour toutes les accélérations
F = fftshift(fft(force,Nf,1),1); %données de fft pour toutes les forces

H1 = squeeze(mean(A.*conj(F),2))./squeeze(mean(F.*conj(A),2)); %fct de transfert
moyennée de H1 ?
H2 = squeeze(mean(A.*conj(F),2))./squeeze(mean(F.*conj(A),2)); %fct de transfert
moyennée de H2 ?

%figure; plot(f,abs(H1));
%figure; plot(f,abs(H2));
%figure; plot(f,abs(H1),'b',f,abs(H2),'r--');

Hexcel = H1(f>=0); %élimination des données avant fréquence positives (booléen)
fexcel = f(f>=0);

Hexcel = Hexcel(fexcel<=fmax); %coupure du vecteur fct à fmax
fexcel = fexcel(fexcel<=fmax); %coupure du vecteur fréquence à fmax

Hreal = real(Hexcel);
Himag = imag(Hexcel);

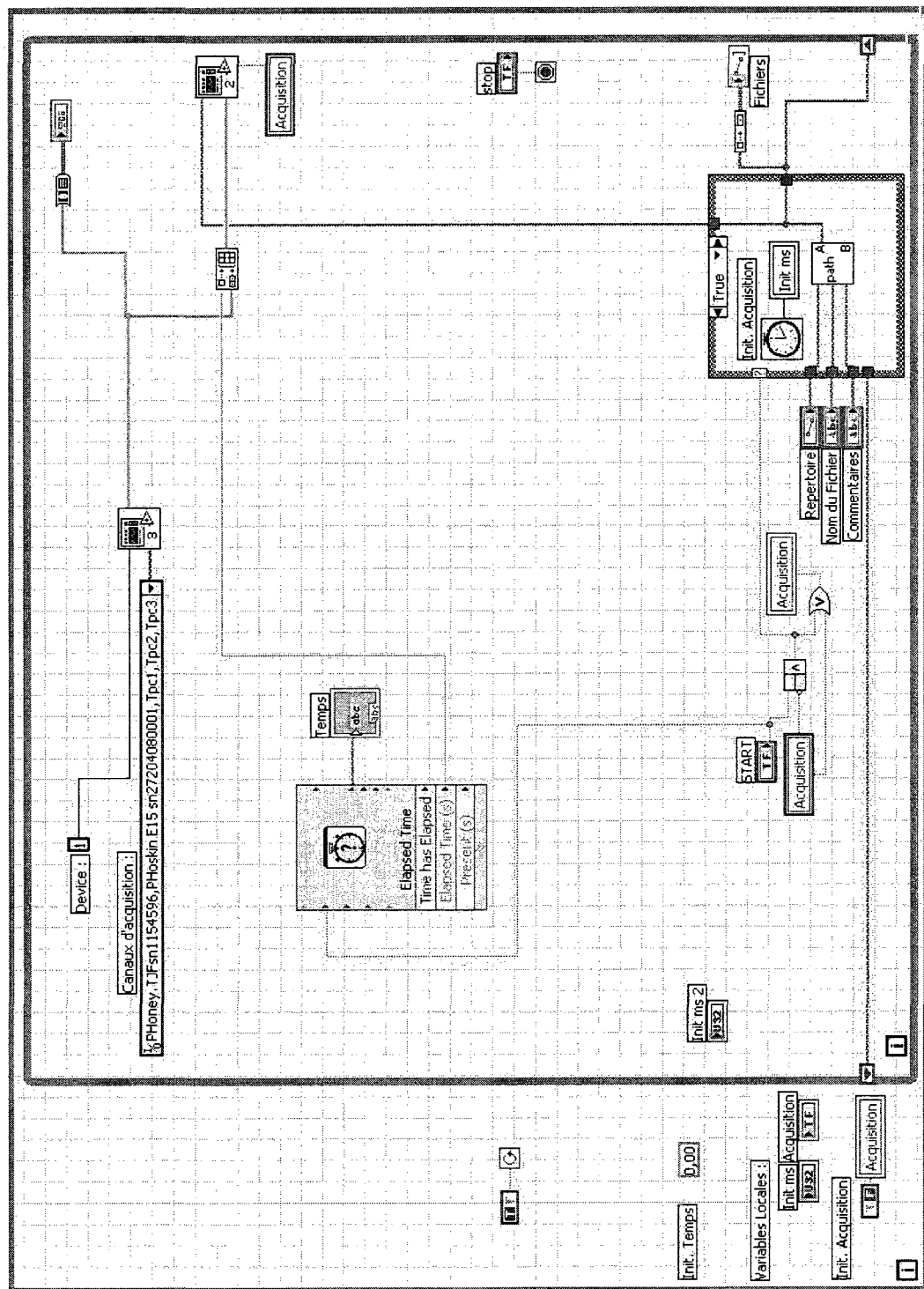
Hmodule = abs(Hexcel); % création du vecteur absolu
Hphase = unwrap(angle(Hexcel)); % création du vecteur des phases
Hmoduledb = 20*log10(Hmodule); % création du vecteur absolu en dB

data = [fexcel, Hmoduledb];

xlswrite('Data_traite',data); % écriture du .xls des data
%xlswrite('Forces_max',forcemax); %écriture du .xls des forces maximales
h = waitbar(1);
figure; semilogx(fexcel,abs(Hexcel)); % affichage graphe fct de transfert
figure; semilogx(fexcel,unwrap(angle(Hexcel))); % affichage du graphe phases
close(h)

```

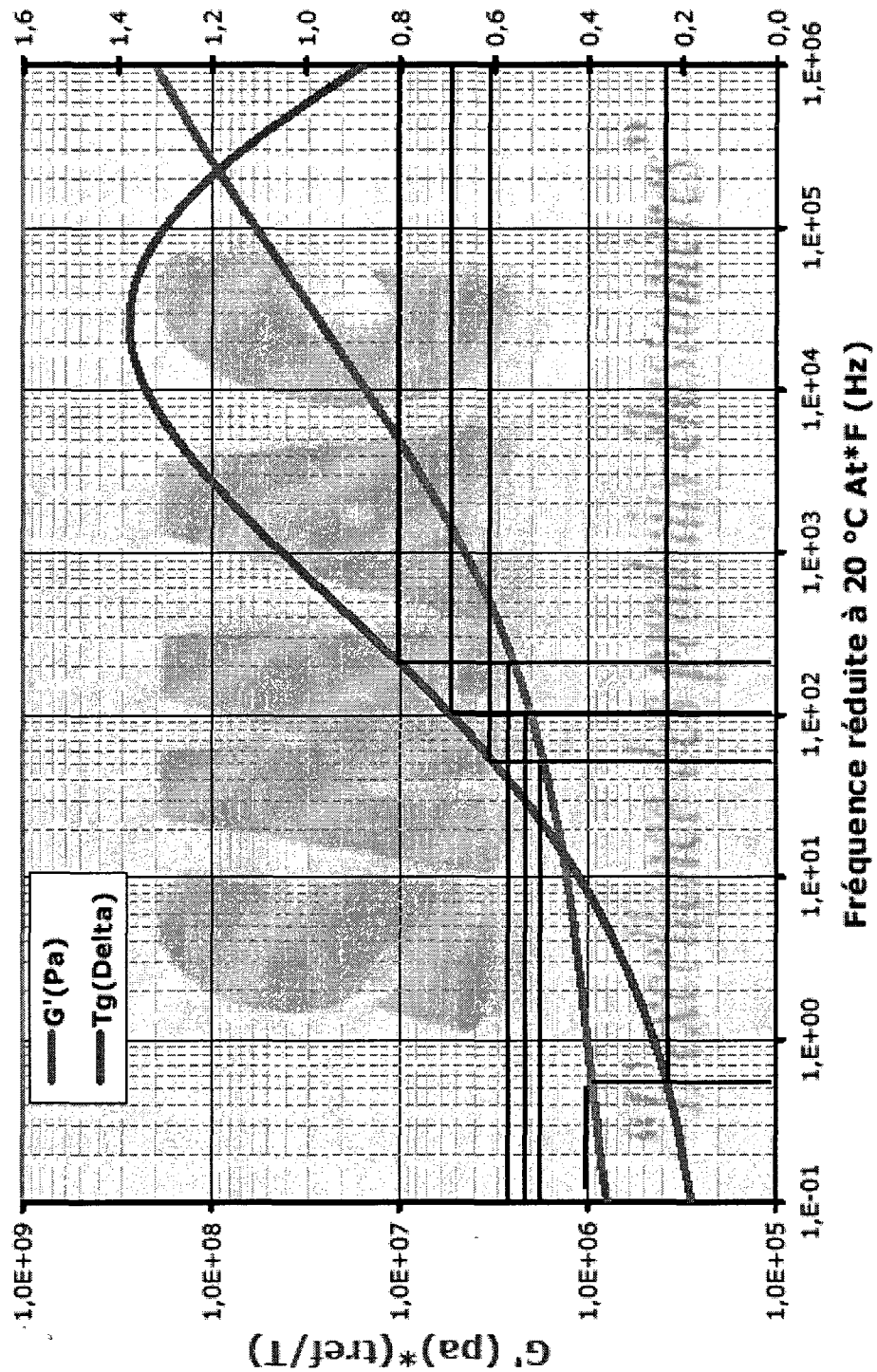

ANNEXE D – DIAGRAMME DE BLOC DU PROGRAMME EDEC.vi



SMAC

"L'expertise des produits élastomères"

SMACTANE 50 à 20°C
Module de cisaillement G et Tangente Delta

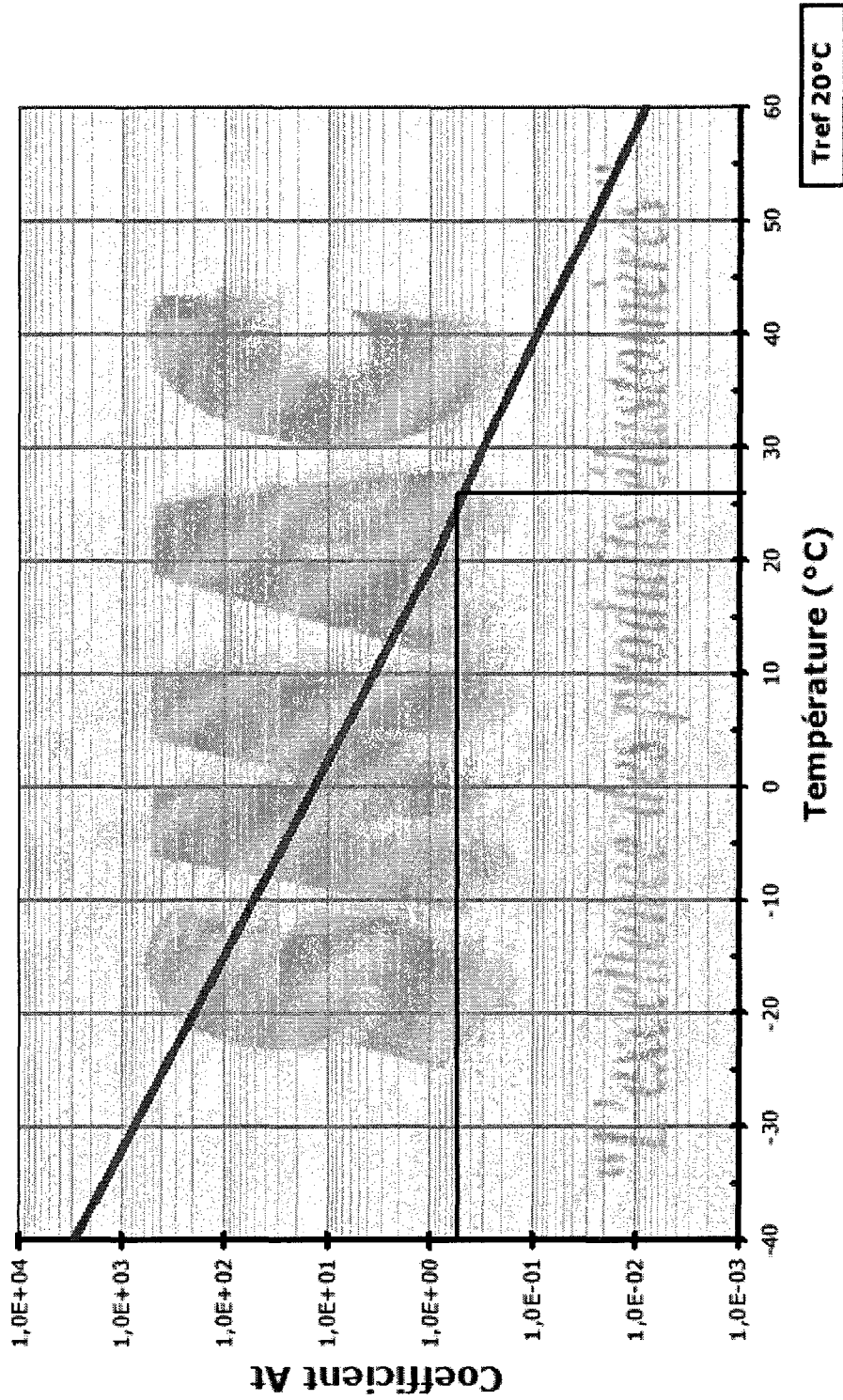


ANNEXE E – FICHE DU SMAC ST50

SMAC

"L'excellence des produits élastomères"

SMACTANE 50 - Module de cisaillement G
Coefficient de glissement At



ANNEXE F – RÉSULTATS COMPLETS DE CARACTÉRISATION DES POUTRES AU MARTEAU INSTRUMENTÉ

Tableau F.1 – Taux d’amortissement calculés de la poutre témoin pour les trois premiers
modes

Essai	Mode 1	Mode 2	Mode 3
1	0,85%	0,86%	1,09%
2	1,82%	0,95%	1,46%
3	1,14%	0,87%	1,34%
4	1,52%	0,93%	1,33%
5	1,36%	0,86%	1,34%
Moyenne	1,46%	0,90%	1,37%
Écart type	0,28%	0,04%	0,06%

Tableau F.2 – Fréquences naturelles mesurées, en Hz, des poutres témoin pour les trois
premiers modes

Essai	Mode 1	Mode 2	Mode 3
1	173	719	1485
2	152	720	1474
3	154	722	1475
4	150	718	1474
5	154	722	1475
Moyenne	152,5	720,4	1474,5
Écart type	1,92	1,76	0,75

Tableau F.3 - Taux d'amortissement calculés de la poutre du premier prototype pour les trois premiers modes

Essai	Mode 1	Mode 2	Mode 3
1	1,87%	2,95%	3,27%
2	1,50%	2,60%	3,42%
3	1,55%	2,73%	3,40%
4	1,60%	2,61%	3,02%
5	1,50%	2,63%	3,46%
Moyenne	1,54%	2,64%	3,33%
Écart type	0,05%	0,06%	0,20%

Tableau F.4 - Fréquences naturelles mesurées, en Hz, des poutres du premier prototype pour les trois premiers modes

Essai	Mode 1	Mode 2	Mode 3
1	147	645	1339
2	138	653	1353
3	139	653	1355
4	137	653	1352
5	139	654	1356
Moyenne	138,4	653,4	1354,0
Écart type	1,06	0,29	1,67

Tableau F.5 - Taux d'amortissement calculés de la poutre du deuxième prototype pour les trois premiers modes

Essai	Mode 1	Mode 2	Mode 3
1	1,40%	2,21%	1,34%
2	1,54%	2,10%	1,33%
3	2,33%	1,31%	1,46%
4	1,20%	1,04%	1,53%
5	1,07%	0,95%	1,64%
Moyenne	1,30%	1,52%	1,46%
Écart type	0,21%	0,59%	0,13%

Tableau F.6 - Fréquences naturelles mesurées, en Hz, des poutres du deuxième prototype pour les trois premiers modes

Essai	Mode 1	Mode 2	Mode 3
1	152	648	1335
2	149	649	1333
3	143	651	1334
4	150	644	1329
5	153	646	1332
Moyenne	151,1	647,7	1332,4
Écart type	1,7	2,8	2,4