PolyPublie
Polytechnique Montréal

POLYTECHNIQUE MONTRÉAL
UNIVERSITÉ D'INGÉNIERIE

Titre: Title:	Étude des structures sandwichs verre/époxy de grandes épaisseurs utilisées comme extension d'avant directrices de turbines hydroélectriques
Auteur: Author:	Rim Ouadday
Date:	2013
Type:	Mémoire ou thèse / Dissertation or Thesis
Référence: Citation:	Ouadday, R. (2013). Étude des structures sandwichs verre/époxy de grandes épaisseurs utilisées comme extension d'avant directrices de turbines hydroélectriques [Mémoire de maîtrise, École Polytechnique de Montréal]. PolyPublie. https://publications.polymtl.ca/1180/

Document en libre accès dans PolyPublie
Open Access document in PolyPublie

URL de PolyPublie: PolyPublie URL:	https://publications.polymtl.ca/1180/
Directeurs de recherche: Advisors:	Rachid Boukhili, & Aurelian Vadean
Programme: Program:	Génie mécanique

Ce fichier a été téléchargé à partir de PolyPublie, le dépôt institutionnel de Polytechnique Montréal
This file has been downloaded from PolyPublie, the institutional repository of Polytechnique Montréal

https://publications.polymtl.ca

UNIVERSITÉ DE MONTRÉAL

ÉTUDE DES STRUCTURES SANDWICHS VERRE/ÉPOXY DE GRANDES ÉPAISSEURS UTILISÉES COMME EXTENSION D'AVANT DIRECTRICES DE TURBINES HYDROÉLECTRIQUES

RIM OUADDAY

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 2013

© Rim Ouadday, 2013.

UNIVERSITÉ DE MONTRÉAL

ÉCOLE POLYTECHNIQUE DE MONTRÉAL

Ce mémoire intitulé:

ÉTUDE DES STRUCTURES SANDWICHS VERRE/ÉPOXY DE GRANDES ÉPAISSEURS UTILISÉES COMME EXTENSION D'AVANT DIRECTRICES DE TURBINES HYDROÉLECTRIQUES

présenté par : OUADDAY Rim

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

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

Mme ROSS Annie, Ph.D., présidente

M. BOUKHILI Rachid, Ph.D., membre et directeur de recherche

M. VADEAN Aurelian, Doct., membre et codirecteur de recherche

Mme BROCHU Myriam, Ph.D., membre

DÉDICACE

Je dédie ce mémoire

À mes parents

À mes frères et ma sœur

À tous mes amis

REMERCIEMENTS

Je tiens à remercier en premier lieu mon directeur de recherche, M. BOUKHILI Rachid, Professeur à l'École Polytechnique de Montréal, pour m'avoir confié ce travail de recherches, ainsi que pour sa générosité, sa disponibilité, son aide et ses conseils enrichissants au cours de ces deux années. Je remercie également mon co-directeur M. VADEAN Aurelian, Professeur à l'École Polytechnique de Montréal, pour ses idées et conseils très précieux.

J'exprime mes sincères remerciements à Mme ROSS Annie et Mme BROCHU Myriam pour avoir accepté d'évaluer ce travail en faisant partie de mon jury du mémoire.

Je remercie les équipes d'Alstom, de Hydro-Québec et de l'École de Technologie Supérieure (ÉTS) pour leurs intérêts à ce projet et à leurs conseils au cours des différentes réunions de projet, cela m'a permis de mieux comprendre les problématiques de ce projet.

Un très grand merci à tous ceux qui ont contribué à la réussite de ce travail de prêt ou de loin, et en particulier mon collègue de recherche Aymen MAROUENE étudiant en Ph.D. à l'École Polytechnique de Montréal, M. AIT MESSAOUD Djebar qui a eu la gentillesse de lire et corriger ce travail et M. Christian-Charles Martel, technicien de département de génie mécanique.

Je tiens à remercier La Mission Universitaire de Tunisie en Amérique du Nord (MUTAN) qui, par son soutien financier, a rendu possible le présent travail.

Mes parents, mes frères et ma sœur qui méritent tous une mention spéciale pour leur contribution, leur patience et leur soutien affectif à toutes les étapes de mon cheminement. Ils ont su me donner le courage et la volonté nécessaires à l'accomplissement de cette étude Enfin, j'adresse mes plus sincères remerciements à tous mes proches et amis de m'avoir enduré et supporté durant ma maîtrise. Je n'ai pas de mots pour leur dire combien j'apprécie tout ce qu'ils ont fait pour moi.

RÉSUMÉ

Les matériaux composites occupent actuellement une place considérable dans tous les secteurs industriels. L'intérêt majeur de ces matériaux réside dans leur large éventail de propriétés grâce à la possibilité de concevoir des composites personnalisés avec précision pour répondre aux demandes d'une application particulière. De ce fait, l'innovation est essentielle pour découvrir des nouveaux composites qui peuvent être utilisés dans diverses applications où les matériaux classiques ont déjà atteint leurs limites de performance. C'est dans ce contexte qu'est né ce projet qui s'intéresse au tamisage et la caractérisation mécanique des matériaux composites utilisés pour fabriquer une extension pour l'avant-directrice d'une turbine hydroélectrique.

La première étape du projet est d'effectuer une première sélection des matériaux qui participeront à la fabrication des panneaux sandwich et ensuite à l'extension de l'avant-directrice. Pour la résine, on a choisi deux résines époxy (Résine A et Résine B). Vu que le durcissement de l'époxy est une réaction exothermique, on a choisi trois types de charges différents pour étudier leurs effets sur le comportement du durcissement de l'époxy : charge 1 (C1), charge 2 (C2) et charge 3 (C3). Pour étudier l'effet des fibres de verre courtes sur l'exotherme et les propriétés mécaniques de l'âme, deux dimensions différentes des fibres de verre courtes (1/16″ et le 1/32″) ont été utilisées. Pour le renfort des peaux, nous avons gardé les mêmes tissus déjà utilisés par ALSTOM mais en essayant des stratifications différentes afin de décider de la grandeur de l'épaisseur des peaux.

La deuxième étape est la sélection finale des matériaux qui seront utilisées pour la fabrication de l'extension de l'avant-directrice. Comme il n'y a aucun modèle prévisionnel fiable pour répondre à cette question, on a procédé par la méthode essais/erreurs en essayant plusieurs formulations de résine contenant des taux de charges et de fibres de verre courtes différents. Après une étude comparative, on a été convaincu que la formulation la plus adéquate pour l'âme de la structure sandwich est celle formée par la résiné A et 60 % de C3. En ce qui concerne les peaux, on a décidé que la résine (A) est la mieux adaptée pour fabriquer les peaux par infusion.

La troisième partie est consacrée à la fabrication des structures sandwich et la détermination de leurs propriétés mécaniques. Pour cela, on a fabriqué deux structures sandwichs différentes; le sandwich A constitué de deux peaux en verre/époxy de 4 mm d'épaisseur et une âme en époxy chargé de 60% de C3 de 35 mm d'épaisseur et le sandwich B qui se distingue du premier par

l'insertion d'une couche de mousse de polystyrène expansé de 100 mm. Finalement, on a effectué des tests d'impact à faible vitesse et des tests d'indentation statique sur les deux types de sandwich. Les résultats ont montré que la vitesse d'impact influe fortement sur la réponse du sandwich B mais qu'elle n'a pas d'effet significatif sur le sandwich A, ce qui implique que le comportement du sandwich A est un processus quasi-statique. La comparaison entre les deux sandwichs prouvent que le sandwich A est le plus rigide à l'impact alors que le sandwich B est plus tolérant à l'impact et 4 fois plus léger que le sandwich A. Ce qui fait que le sandwich B est la solution la plus adaptée pour la fabrication de l'extension de l'avant-directrice.

Mots clés : Époxy chargé, mousse de polystyrène expansé, verre E, structure sandwich, impact à faible vitesse, indentation statique, tolérance aux dommages.

ABSTRACT

Composites are currently occupying an important place in all industrial sectors. The major advantage of these materials is their wide range of properties with the ability to design custom composite accurately to meet the demands of a particular application. Therefore, innovation is essential to discover new composites that can be used in various applications where conventional materials have already reached their limits of performance. This project focuses on screening and mechanical characterization of composite materials used to make an extension to the stay vane of a hydraulic turbine.

Materials selection is the first stage of the project which involve the manufacture of sandwich panels and then the stay vane extension. Two epoxy resins (Resin A and Resin B) were chosen as candidate for this project. Because the curing of the epoxy is an exothermic reaction and it is planned to use thick moldings for the stay vane, three different types of fillers were selected in order to lower the maximum temperature at the exotherm. These filling materials are: filler 1 (C1), filler 2 (C2) and filler 3 (C3). To study the effect of short glass fibers on the exothermic and mechanical properties of the core, two different lengths of short glass fibers (1/16" and 1/32") were used. For the reinforcement of skin, we kept the same tissues already used by ALSTOM, however, the skin thickness and laminate sequence was varied.

The second step is the final selection of materials to be used for manufacturing the extension of the stay vane. For this part, we used the trial and error method and we performed several formulations containing various filler content and various short glass fibers. After a comparative analysis, it was concluded that the most appropriate formulation for the core of the sandwich structure is formed by the resin A and 60% C3 as fillers. Concerning the skins, it was decided that the resin (A) is best suited to make the skins by infusion.

The third part is devoted to the manufacture of sandwich structures and the determination of their mechanical properties. For this, we made two different sandwich structures: sandwich A and sandwich B. For the two sandwich configurations, the skin is made of a 4 mm thick bidirectional laminate of a glass fiber reinforced epoxy. The first sandwich configuration has a 35 mm thick core made of C3 filled epoxy E/C making the overall thickness 43 mm. The second sandwich configuration differs from the first one only by the insertion of a 100 mm thick expanded polystyrene foam in its middle, making the overall thickness 143 mm. Finally, we conducted the

low velocity impact and static impact tests on both types of sandwich test. The results showed that impact speed greatly affects the response of sandwich B but has no significant effect on the sandwich A implying that the behavior of sandwich A is a quasi-static process. The comparison between the two sandwiches prove that sandwich A is the most rigid on impact while the sandwich B is more tolerant to the impact and four times lighter than the sandwich A. Consequently, the sandwich B is the most suitable for the manufacture of the stay vane extension.

Keywords: filled epoxy, glass-E, expanded polystyrene foam, sandwich structure, low velocity impact, static impact, damage tolerance.

TABLE DES MATIÈRES

DÉDICACE III

REMERCIEMENTS IV

RÉSUMÉ V

ABSTRACT VII

TABLE DES MATIÈRES IX

LISTE DES TABLEAUX XIII

LISTE DES FIGURES XIV

LISTE DES SIGLES ET ABRÉVIATIONS XVIII

LISTE DES ANNEXES XXI

CHAPITRE 1 INTRODUCTION GENERALE 1

1.1 La production d'hydroélectricité 1

1.2 Les turbines hydrauliques, avant-directrice et directrice 1

1.3 Optimisation des turbines hydrauliques 3

1.4 Problématique et objectifs 4

1.5 Cahier des charges 6

1.6 Plan du mémoire 6

CHAPITRE 2 REVUE DE LITTÉRATURE 8

2.1 Matériaux composites 8

2.1.1 Généralités 8

2.1.2 Matrice 9

2.1.3 Renforts 10

2.1.4 Charges et additifs 11

2.2 Composites à structure sandwich 11

2.2.1 Généralités 11
2.2.2 Âmes 12
2.2.3 Peaux 13
2.3 Effets liés à l'épaisseur de la structure composite 14
2.3.1 Définitions d'une structure épaisse 14
2.3.2 Caractéristiques thermiques des composites épais à matrice thermodurcissable 16
2.3.3 Méthodes de fabrication actuelles des pièces composites épaisses 18
2.3.4 Influence du choix des matériaux sur la cinétique de cuisson du composite 21
2.4 Effets des charges sur les propriétés des composites 23
2.4.1 Charges minérales 24
2.4.2 Oxydes et hydrates métalliques 25
2.4.3 Verre 26
2.4.4 Noir de carbone 27
2.4.5 Charges métalliques 28
2.5 Comportement des structures sandwichs à l'impact à faible vitesse 28
2.5.1 Définition de l'impact à faible vitesse 29
2.5.2 Mécanismes d'endommagement des structures sandwichs sous impact 30
CHAPITRE 3 PROCÉDURES EXPÉRIMENTALES ET LEUR JUSTIFICATION 32
3.1 Modèle de structure sandwich proposé par Alstom 32
3.2 Considérations générales pour le critère de choix du renfort et de la résine de base 32
3.3 Matériaux de base 34
3.3.1 Les résines servants comme matrices et coulées 34
3.3.2 Les charges de remplissage 34
3.3.3 Renfort en fibres courtes pour la coulée 35

3.3.4 La mousse 35
3.3.5 Renfort pour les peaux 36
3.4 Formulation de la coulée 36
3.4.1 Choix de la résine 36
3.4.2 Choix de la charge 38
3.4.3 Choix du renfort 39
3.5 Formulation des peaux 39
3.5.1 Procédé de fabrication 39
3.5.2 La fabrication des panneaux 40
3.6 Structure sandwich 41
3.7 Caractérisation physique, thermique et mécanique 42
3.7.1 Mesure de densité 42
3.7.2 Caractérisation par DMA 42
3.7.3 Test de flexion trois points 44
3.7.4 Test de compression 45
3.7.5 Test d'impact dynamique 47
3.7.6 Test d'indentation statique 48
CHAPITRE 4 RÉSULTATS ET DISCUSSIONS 49
4.1 Propriétés de la coulée 49
4.1.1 Effets de l'épaisseur 49
4.1.2 Effets du type de charge 51
4.1.2.1 Effet du type de charges sur l'exotherme 51
4.1.2.2 Effet du type de charges sur les propriétés mécaniques 53
4.1.3 Effet du taux de charges C3 57

4.1.3.1 Cinétique de cuisson en fonction du taux de C3 57
4.1.3.2 Les propriétés mécaniques 58
4.1.4 Effet des fibres de verre courtes 61
4.1.4.1 Cinétique de cuisson 61
4.1.4.2 Comportement en flexion de la coulée 62
4.2 Propriétés des peaux en compression 67
4.3 Propriétés des sandwichs 68
4.3.1 Sandwich A 69
4.3.1.1 Test d'impact 69
4.3.1.2 Comparaison entre les résultats des tests d'impact et d'indentation statique 71
4.3.2 Sandwich B 74
4.3.2.1 Test d'impact à faible vitesse 74
4.3.2.2 Test d'indentation statique 80
4.3.2.3 Test de flexion 3 points 82
4.3.3 Comparaison entre les sandwichs A et B 85
CHAPITRE 5 CONCLUSION GÉNÉRALE 89
BIBLIOGRAPHIE 92
ANNEXES 103

LISTE DES TABLEAUX

Tableau 2.1 : Propriétés des résines thermodurcissables les plus répandues [12] 10

Tableau 3.1 : Les temps de gel et les densités des résines A et B selon leurs fiches techniques.... 34

Tableau 3.2: Les caractéristiques physico-chimiques des charges testées 35

Tableau 3.3: Temps de gel des résines (A) et (B) pour des différentes quantités du durcisseur 38

Tableau 4.1: Les résultats des tests de flexion pour différents types de charge 56

Tableau 4.2: Les résultats des essais de DMA. 58

Tableau 4.3: Les résultats des tests de flexion pour différents taux de C3 59

Tableau 4.4: Les résultats des tests de flexion 63

Tableau 4.5: Les densités mesurées et théoriques et les taux de vide des trois formulations..... 65

Tableau 4.6: Résultats du test de compression des deux plaques 68

Tableau 4.7: Résultats des tests d'impact pour deux épaisseurs des peaux différentes. 70

Tableau 4.8: Résultats du test de flexion 3 point du sandwich B 84

Tableau 4.9: Résultats des tests d'impact effectués sur les sandwichs A et B. 86

LISTE DES FIGURES

Figure 1-1: Schéma d'une centrale hydraulique [5]..... 2

Figure 1-2: Turbine hydraulique [6]..... 2

Figure 1-3: Vue radiale de la directrice et l'avant-directrice..... 3

Figure 1-4: Les deux solutions proposées par Nichtawitz, et al. [8]..... 4

Figure 1-5: L'extension de l'avant-directrice (Concept proposé par Alstom)..... 5

Figure 2-1: Distribution du marché actuel des matériaux composites (2011). [11]..... 9

Figure 2-2: Différents tissus de fibres [14]..... 11

Figure 2-3: Illustration du composite sandwich [15]..... 12

Figure 2-4: Matériaux sandwichs à âmes pleines [18]..... 13

Figure 2-5 : Matériaux sandwichs à âmes creuses [18]..... 13

Figure 2-6: Diagramme TTT d'un polymère thermodurcissable [27]..... 17

Figure 2-7: Schématisation des quatre phases de la réaction de réticulation de la résine époxy..... 17

Figure 2-8 : Schéma de technique de durcissement par étapes [36]..... 19

Figure 2-9 : Croquis de technique de tissu pré-catalysé [39]..... 20

Figure 2-10: Effet du choix de renfort sur le profil de température du composite [34]..... 22

Figure 2-11: Effet du taux de renfort sur le profil de température du composite [34]..... 22

Figure 2-12 : Courbes typiques "charge-temps" et les différents types de dommages des sandwichs à l'impact (BVID, VID, CVID) [100]..... 31

Figure 3-1: Modèle d'une extension d'avant-directrice proposé par Alstom..... 32

Figure 3-2 : Mousse polystyrène extrudé..... 36

Figure 3-3: Analyse thermique du durcissement d'une résine époxyde [104]..... 37

Figure 3-4: Schéma du montage d'infusion..... 40

Figure 3-5: Schéma descriptif de l'infusion [106]..... 40

Figure 3-6: Montage d'assemblage peaux/âme. 41

Figure 3-7: Machine de DMA 983. 43

Figure 3-8: Diagramme typique d'un essai de DMA. 43

Figure 3-9: Machine MTS-810 44

Figure 3-10: Les dimensions du sandwich. 45

Figure 3-11: Montage type ASTM D 695 modifié par Boeing [107] 46

Figure 3-12: Caractéristiques des éprouvettes de test de compression 46

Figure 3-13: Schéma du système d'essai d'impact à masse tombante [109] 47

Figure 3-14: Montage de fixation des échantillons. 48

Figure 4-1: Profils de température lors de la polymérisation de deux échantillons d'épaisseurs différentes 50

Figure 4-2: L'effet de l'épaisseur sur la couleur de la matrice époxy 50

Figure 4-3: Profils de température au cours de la polymérisation de la résine A chargée des différents types de charge 52

Figure 4-4: Les échantillons de la coulée en époxy chargé par différents types de charge 53

Figure 4-5: Courbes contrainte-déformation lors des tests de flexion pour différents types de charges 55

Figure 4-6: Échantillons testés en flexion. 55

Figure 4-7: L'évolution de la température au cours de la polymérisation de la résine A en fonction de quantité de C3 57

Figure 4-8 : Courbes de flexion de l'époxy chargé par des différents taux de C3. 60

Figure 4-9: Variation du module (E), de la résistance (ζ) et de la déformation en flexion (ε) en fonction du taux de C3. 60

Figure 4-10: Effet de l'ajout des fibres courtes sur l'évolution de la température au cours de la polymérisation du composite 62

Figure 4-11: Courbes contrainte-déformation des tests de flexion 3 points 63

Figure 4-12: Vue en coupe au microscope digital de la surface interne des échantillons 65

Figure 4-13: Vues des surfaces externes et internes des coulées ayants des charges différentes ... 66

Figure 4-14 : Récapitulation des formulations de coulée essayées. 67

Figure 4-15: Les sens longitudinal et transversal de la plaque. 68

Figure 4-16: Schéma du Sandwich A. 69

Figure 4-17: Courbes de variation de la charge et de l'énergie d'impact au cours du temps pour deux épaisseurs de peaux différentes 70

Figure 4-18: Courbes de variation d'énergie en fonction de la charge pendant les tests d'indentation et d'impact..... 72

Figure 4-19: Courbes de variation de la charge en fonction du déplacement pendant les tests d'indentation et d'impact..... 72

Figure 4-20: L'endommagement du sandwich A..... 73

Figure 4-21: Schéma du Sandwich B. 74

Figure 4-22 : Courbes d'évolution de l'énergie en fonction du temps pour des tests d'impact du sandwich B. 75

Figure 4-23 : Courbes d'évolution de la charge en fonction du temps pour des énergies d'impact de 8, 14, 18 et 24 J. 76

Figure 4-24 : Courbes d'évolution de la charge en fonction du temps pour des énergies d'impact de 8, 31 et 34 J. 76

Figure 4-25 : Endommagement du sandwich B sous impact à faible vitesse pour différentes énergies d'impact 77

Figure 4-26 : Courbes d'évolution de la charge en fonction du déplacement pour des différentes énergies d'impact. 78

Figure 4-27 : Courbe de variation de la charge maximale en fonction de l'énergie d'impact. 79

Figure 4-28 : Courbe de variation de la déflexion maximale en fonction de l'énergie d'impact. .. 79

Figure 4-29 : Courbe de variation du taux d'énergie absorbée en fonction de l'énergie d'impact. 79

Figure 4-30: Courbes charge-déplacement au cours des tests d'indentation statique pour différentes vitesses de chargement..... 80

Figure 4-31: Évolution de la rigidité du sandwich B en fonction de la vitesse de chargement. 81

Figure 4-32: Évolution de la charge à la rupture du sandwich B en fonction de la vitesse de chargement. 81

Figure 4-33 : Partie linéaire de la courbe force / déplacement obtenue du test de flexion 3 points 83

Figure 4-34: Mode de rupture du sandwich B en flexion 3 points..... 85

Figure 4-35: Courbes de variation de l'énergie au cours du test d'impact des sandwichs A et B.. 86

Figure 4-36: L'état d'endommagement des sandwichs A et B après un test d'impact. 86

Figure 4-37: Courbes de variation de la charge au cours du test d'impact des sandwichs A et B.. 87

Figure 4-38: Comparaison des courbes charge- déplacement des sandwichs A et B. 88

LISTE DES SIGLES ET ABRÉVIATIONS

Al_2O_3	Alumine
$Al(OH)_3$	Trihydrate d'alumine
ASTM	American Society for Testing Materials
b	Largeur de l'échantillon
BVID	Dommage à peine visible (Barely Visible Impact Damage)
$CaCO_3$	Carbonate de calcium
CB	Noir de carbone ou carbon black
C_p	Chaleur spécifique du composite
Coef.	Coefficient de variation
CVID	Dommage clairement visible (Clearly Visible Impact Damage)
C1	Charge 1 : charge de verre
C2	Charge 2 : charge métallique
C3	Charge 3 : charge ignifugeante
D	Rigidité en flexion du sandwich
Da	Nombre de Damköhler
DMA	Dynamic Mechanical Analysis
EB	Electron Beam
E_c	Énergie cinétique
e_c	Épaisseur de l'âme
E_p	Énergie potentielle
e_p	Épaisseur des peaux
e_r	Épaisseur de la couche de résine époxy chargée de C3
F_{max}	Charge maximale enregistrée durant le test de compression
G	Module de cisaillement de l'âme
g	Accélération de la pesanteur
h	Épaisseur totale du sandwich
h_{chute}	hauteur initiale de chute de l'impacteur
h_2	Demi-épaisseur de la section

H_R	Chaleur de réaction de la résine
L	Distance entre les appuis
m	Pente de la portion linéaire de la courbe charge-déplacement
M_{air}	Masse de l'échantillon dans l'air ambiant
M_{eau}	Masse de l'échantillon dans l'eau distillée à température de 24°C
moy.	Moyenne des résultats
m_i	Masse de l'impacteur
MSDS	Material Safety Data Sheet
Phr	Per hundred resin
P_{max}	Charge maximale enregistrée
SiO_2	Silice
SPI	Society of the Plastics Industry
*T*g	Température de transition vitreuse
Tg_0	Température de transition vitreuse des réactifs fraîchement mélangées
Tg_∞	Température maximale de transition vitreuse
t_{cnd}	Temps caractéristique pour la conduction de chaleur
t_r	Temps caractéristique de réaction
TTT	Diagramme transformation-temps-température
T_w	Température du moule
T_0	Température initiale du matériau
U	Rigidité en cisaillement du sandwich
v	Vitesse théorique juste avant l'impact
V_{C3}	Taux volumique de C3
V_{fibre}	Taux volumique des fibres
VID	Dommage visible (Visible Impact Damage)
$V_{résine}$	Taux volumique de la résine
V_v	Taux de vide
Δ	Déplacement central du sandwich sollicité en flexion trois points
ΔT_{ad}	Hausse adiabatique de température
ΔT_{op}	Différence de température opératoire
α	Diffusivité thermique du composite

δ	Déplacement lors du test de compression
γ	Fraction massique de résine
ε_{Fu}	Déformation en flexion trois points
ρ_{fibre}	Densité de fibres de verre courtes
$\rho_{résine}$	Densité de la résine
ρ_{C3}	Densité de C3
ρ	Densité mesurée de l'échantillon
ρ_c	Densité théorique de l'échantillon
$\zeta_{c\,max}$	Contrainte en compression
$\zeta_{f\,max}$	Contrainte en flexion
ζ_{Fu}	Résistance à la flexion
η_{max}	Contrainte de cisaillement

LISTE DES ANNEXES

Annexe 1 – Kit d'infusion……..……103

Annexe 2 – Infusion: Prévision de la consommation en résine ……...……104

Annexe 3 – Méthode analytique de calcul de la rigidité et le module en flexion du sandwich.....106

CHAPITRE 1 INTRODUCTION GÉNÉRALE

Dans ce chapitre d'introduction, nous présentons le contexte industriel dans lequel s'inscrit notre étude, ainsi que la genèse de notre travail. Nous définissons ensuite la problématique et les objectifs de recherche. Enfin, ce chapitre se termine par le plan de ce mémoire.

1.1 La production d'hydroélectricité

L'énergie hydroélectrique est une énergie renouvelable basée essentiellement sur l'exploitation de l'eau pour la production de l'énergie électrique. Selon les statistiques de l'année 2011 [1], l'énergie hydroélectrique est classée la première source renouvelable et la troisième source générale, derrière le charbon et le gaz en termes de production d'électricité au monde. Au Canada, l'hydroélectricité est la première source d'électricité. La production hydroélectrique a atteint 364,1 TWh en 2007 [2], ce qui présente près de 60 % de la production annuelle d'électricité du pays [3]. Le Québec est le plus grand producteur d'électricité au Canada. Presque la totalité de l'énergie électrique produite au Québec provient de centrales hydroélectriques soit près de 95 % de la production annuelle [4]. La production de l'énergie hydroélectrique est donc un enjeu économique très important au Canada. Le rendement de la production des centrales hydroélectriques produisant cette énergie présente un facteur clé pour l'augmentation des gains d'une telle industrie.

1.2 Les turbines hydrauliques, avant-directrice et directrice

La turbine hydraulique est un dispositif rotatif qui transforme l'énergie hydraulique produite à partir d'eau en mouvement en une énergie mécanique. Elle présente un des composants les plus importants dans les centrales hydroélectriques (figure 1-1). La turbine hydraulique a une grande influence sur le rendement et la performance énergétique d'une centrale hydroélectrique.

La centrale hydroélectrique fonctionne comme suit :

- L'eau est emmagasinée derrière un barrage, là où elle accumule de l'énergie potentielle grâce à sa masse et son élévation par rapport au niveau aval.

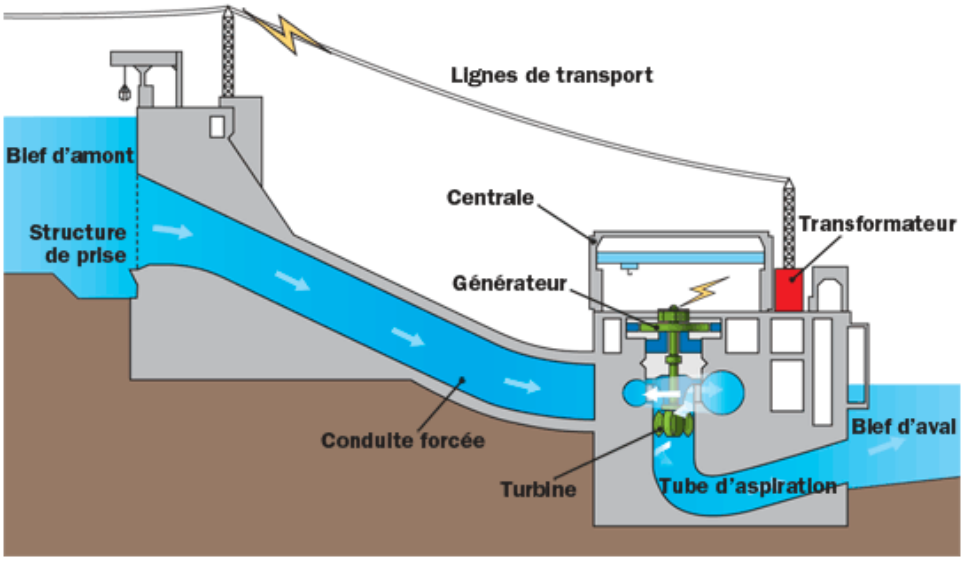


Figure 1-1: Schéma d'une centrale hydraulique [5].

- L'eau est dirigée par la suite à l'intérieur de la centrale par la conduite forcée où l'énergie potentielle est convertie en énergie cinétique qui représente l'énergie du mouvement de chute de l'eau.
- En passant par une bâche spirale (figure 1-2), l'écoulement s'accélère et prend un mouvement de rotation autour de l'axe de rotation de la turbine. L'eau s'échappe de la bâche spirale par l'espace entre les avant-directrices et ensuite entre les directrices.

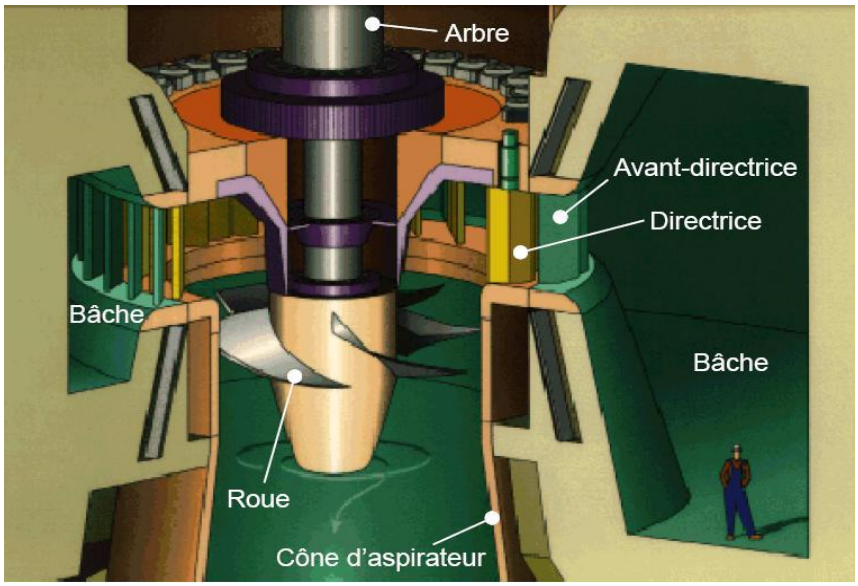


Figure 1-2: Turbine hydraulique [6].

- L'eau fait tourner la roue mobile, située sur l'axe central des directrices. Ce mouvement est transféré par un arbre de transmission de puissance qui entraîne le rotor du générateur. L'énergie mécanique va être transformée en énergie électrique par le mouvement du rotor dans le stator du générateur.
- L'eau, après son passage au centre de la turbine, retourne à la rivière par l'aspirateur

En quittant la bâche spirale et avant le passage dans la turbine, l'eau traverse ce qu'on appelle une double grille constituée de l'avant-directrice et de la directrice, qui sont réparties tout autour de la turbine. Les avant-directrices sont statiques; elles ont un rôle à la fois hydraulique et structural. Elles maintiennent la structure mécanique et participent au guidage de l'eau. La forme des avant-directrices ne doit pas nuire à l'écoulement de l'eau pour réduire les pertes le plus possible. En revanche, les directrices sont mobiles, elles peuvent effectuer des mouvements de rotation autour de leurs axes pour varier l'espace qui les sépare afin de contrôler le débit dans la turbine en fonction de leur degré d'ouverture.

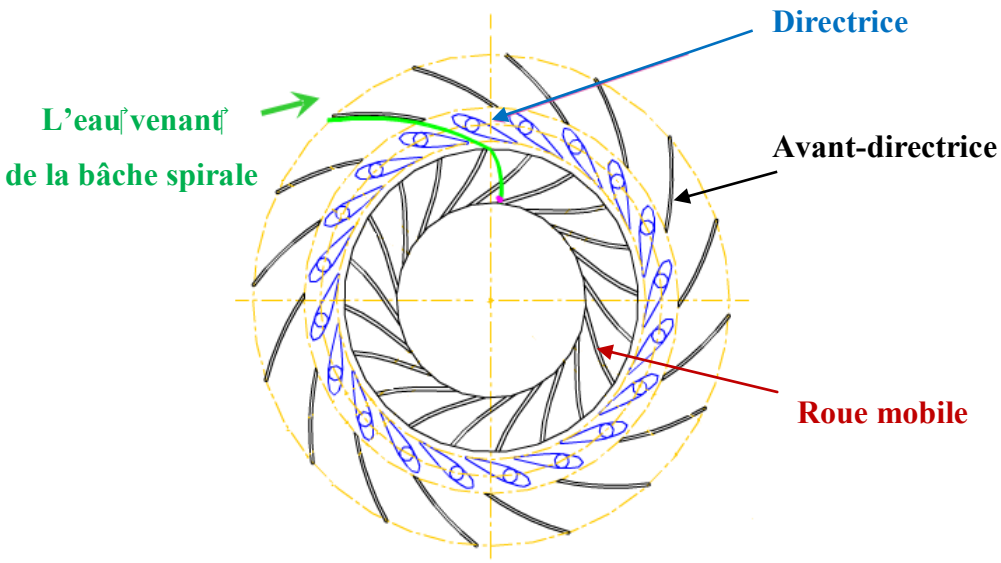


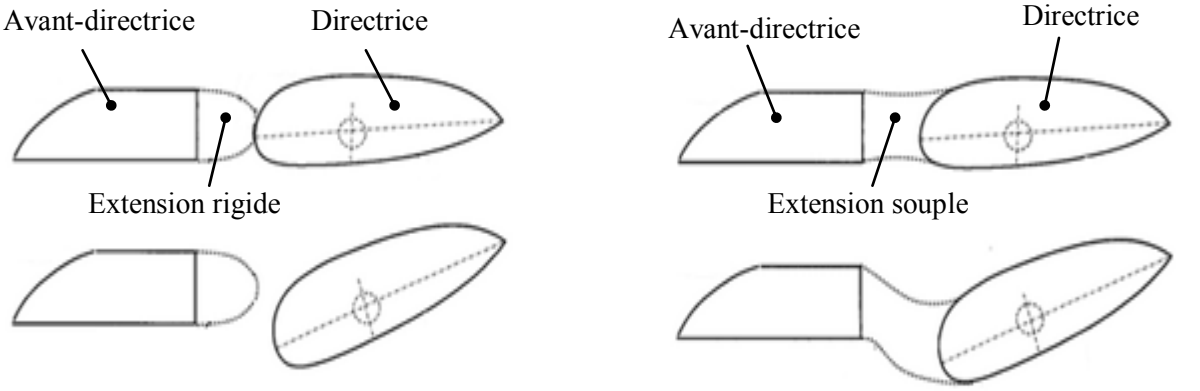
Figure 1-3: Vue radiale de la directrice et l'avant-directrice.

1.3 Optimisation des turbines hydrauliques

Plusieurs études ont été réalisées sur l'amélioration du rendement des turbines hydroélectriques. Kurokawa et Nagahara ont effectué une étude théorique et expérimentale sur la configuration optimale de la bâche spirale d'une turbine hydraulique [7]. Les résultats obtenus démontrent qu'il

est possible d'obtenir une configuration optimale de la bâche spirale d'une turbine hydraulique en abaissant la vitesse tangentielle pour supprimer l'écoulement secondaire et aussi en accordant l'angle de l'avant-directrice avec celui de l'écoulement amont.

Les travaux publiés s'intéressent aussi aux composantes qui participent dans le processus d'écoulement de l'eau. Nichtawitz et al. [8] ont proposé une conception évoluée pour augmenter l'efficacité des turbines Kaplan. Il s'agit de réduire ou éliminer l'écart entre les avant-directrices et les directrices correspondant en ajoutant une extension au bord de fuite de l'avant-directrice (figure 1-4). Pour faciliter l'élimination de l'écart total, les auteurs ont proposé que l'extension soit fabriquée d'un matériau souple pour avoir un contact avec les parties opposées sans les endommager.



b) Réduction de l'écart entre les avant-directrices et les directrices

a) L'élimination de l'écart entre les avant-directrices et les directrices

Figure 1-4: Les deux solutions proposées par Nichtawitz, et al. [8].

L'étude numérique réalisée par Tani et Okumura sur l'amélioration des caractéristiques de la centrale de Blenheim-Gilboa de la Power Authority de New York a démontré que l'optimisation des profils des avant-directrices et des directrices est un élément très important pour l'amélioration de l'efficacité des turbines [9].

1.4 Problématique et objectifs

Le sujet de ce mémoire a été proposé par Alstom Power Canada qui est l'un des leaders mondiaux de l'industrie hydroélectrique.

Divers travaux de recherche préliminaires de la compagnie Alstom ont montré que la modification de la géométrie du « bord d'attaque » des avant-directrices par l'ajout d'une extension en matériau composites tel que montré sur la figure 1-5 a le potentiel d'être économiquement rentable. Cependant, la faisabilité technique et l'éventuelle implémentation sur site et certification de la structure exige beaucoup d'efforts en termes de tamisage des matériaux, fabrication des éléments de structures, assemblages, caractérisation et analyse mécanique.

Ce mémoire présente les résultats d'un projet de recherche sur la formulation, la fabrication et la caractérisation mécanique d'une structure sandwich en matériaux composites. La structure sandwich en question devrait être assemblée comme extension sur des avants-directrices de turbines hydroélectriques existantes afin d'améliorer leur rendement.

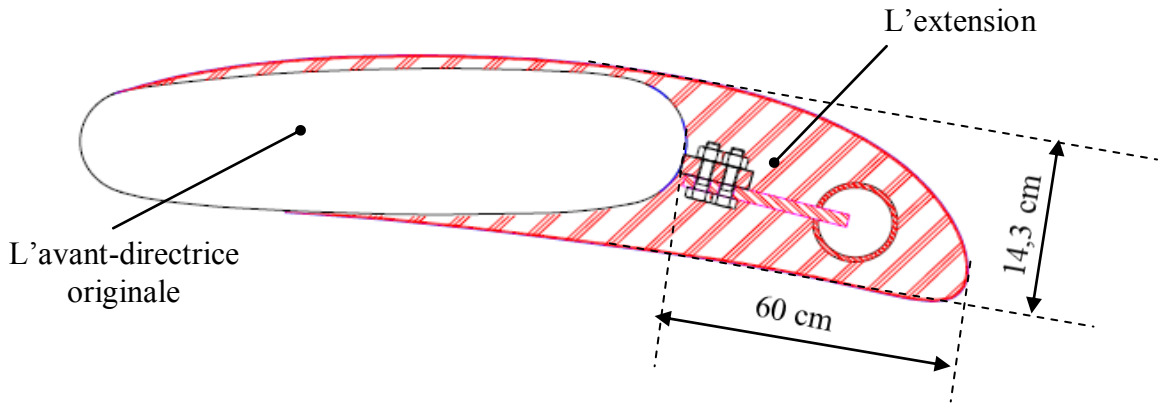


Figure 1-5: L'extension de l'avant-directrice (Concept proposé par Alstom).

L'objectif général de ce mémoire est le tamisage et la caractérisation mécanique des matériaux composites utilisés pour fabriquer l'avant-directrice. Pour atteindre l'objectif général énoncé, nous avons fixé les objectifs spécifiques suivants :

- Évaluer les différents matériaux et sélectionner le meilleur candidat en fonction du cahier des charges.
- Définir les formulations finales de la peau et de la coulée.
- Fabriquer la structure sandwich selon des dimensions se rapprochant de la réalité.
- Déterminer les propriétés mécaniques de la structure sandwich en particulier la résistance au choc mécanique.

Durant cette étude, nous n'allons pas reproduire la forme de l'avant directrice comme dans le cas du travail d'ALSTOM qui a comme dimensions maximales : 14,3 cm pour l'épaisseur, 60 cm pour la largeur et 1,5 m pour la longueur. Il s'agit donc de proposer une structure sandwich qui a une épaisseur totale d'environ 143 mm et elle est formée de deux peaux en composite stratifié verre/époxy d'une épaisseur 4 mm et renferme une âme d'environ 135 mm.

1.5 Cahier des charges

Selon les documents reliés au projet, l'extension de l'avant-directrice doit répondre à un ensemble de critères tels que:

- Posséder une surface extérieure lisse pour favoriser l'écoulement d'eau.
- Être facile à manipuler afin de réduire le temps d'installation;
    - ✓ Viscosité de la coulée ≤ 6000 cp,
    - ✓ Température maximale atteinte lors du durcissement de la coulée ≤ 100 °C,
    - ✓ Temps du durcissement de la coulée ≤ 1 jour,
    - ✓ Poids de l'extension ≤ 100 kg.
- Se maintenir en place sans détériorer les avants-directrices originales.
- Résister au cisaillement dû à la pression de l'eau.
- Résister aux impacts des roches ayant réussi à passer à travers les tamis en amont de la turbine.
- Avoir une durée de vie d'au moins 30 ans en présence d'eau de rivière.

1.6 Plan du mémoire

Ce mémoire s'articule sur quatre chapitres :

Le premier chapitre présente une introduction générale dans laquelle nous spécifions le cadre de notre étude et définissons la problématique et les objectifs de l'étude.

Le deuxième chapitre présente une revue bibliographique sur les matériaux composites et leurs constituants potentiels qui sont les matrices, renforts, charges et additifs. Nous évoquerons en

particulier les catégories de constituants qui ont fait partie des formulations investiguées. Aussi, le cas spécifique des structures sandwichs sera abordé.

Le troisième chapitre présentera les procédures expérimentales utilisées pour la mise en œuvre et la caractérisation mécanique des matériaux et structures étudiés. Comme le tamisage occupe une bonne partie de ce projet, ce chapitre présentera les choix des ingrédients et les formulations fabriquées ainsi qu'une description détaillée des différents tests physiques et mécaniques qui ont été effectués.

Le quatrième chapitre est consacré à la présentation et la discussion des résultats expérimentaux obtenus des différents tests.

Enfin, le cinquième et le dernier chapitre présente une conclusion des principaux résultats apportés par ce projet et quelques recommandations pour la suite des travaux dans cette problématique.

CHAPITRE 2 REVUE DE LITTÉRATURE

Une revue bibliographique sur les matériaux composites en construction sandwich est présentée dans ce chapitre. Cette revue débutera avec une exposition plutôt générale des matériaux composites et leurs procédés de fabrication. Dans un deuxième temps, l'accent est mis sur les composites à structure sandwich, leurs différents constituants, l'intérêt de leur utilisation ainsi que les différents domaines d'application. Ensuite on présentera une revue des travaux réalisés jusqu'à date concernant les problèmes relatifs à la mise en forme des composites de grande épaisseur. Cette étude se limite aux résines thermodurcissables et les renforts les plus communs tels que le verre et le carbone. Et finalement, on présente le test d'impact à basse vitesse; l'influence des différents paramètres structuraux liés aux matériaux constituant la structure sandwich ainsi que les mécanismes d'endommagement sous impact.

2.1 Matériaux composites

2.1.1 Généralités

Une définition générale d'un matériau composite est donnée par Berthelot [10] « Un matériau composite est constitué de l'assemblage d'au moins deux matériaux non miscibles et de nature différente, se complétant et permettant d'aboutir à un matériau dont l'ensemble des performances est supérieur à celui des composants pris séparément».

Les composites à base de polymères sont essentiellement constitués d'une matrice de type thermodurcissable ou thermoplastique et d'un renfort sous forme de fibres de dimensions et d'arrangements variables. Actuellement les matériaux composites sont très utilisés dans plusieurs secteurs industriels vus leurs légèretés et leurs rigidités. Selon un examen en profondeur du marché mondial des composites effectué par une Société des études de marché mondial «Lucintel» [11], les principaux marchés des composites, comme illustré par la figure 2-1, sont : le secteur électricité/électronique représentant près de 17%, suivi de près par la construction 16%, l'aéronautique 15%, le transport 14%, les énergies renouvelables 13% et le secteur de tuyauteries et des réservoirs 12%.

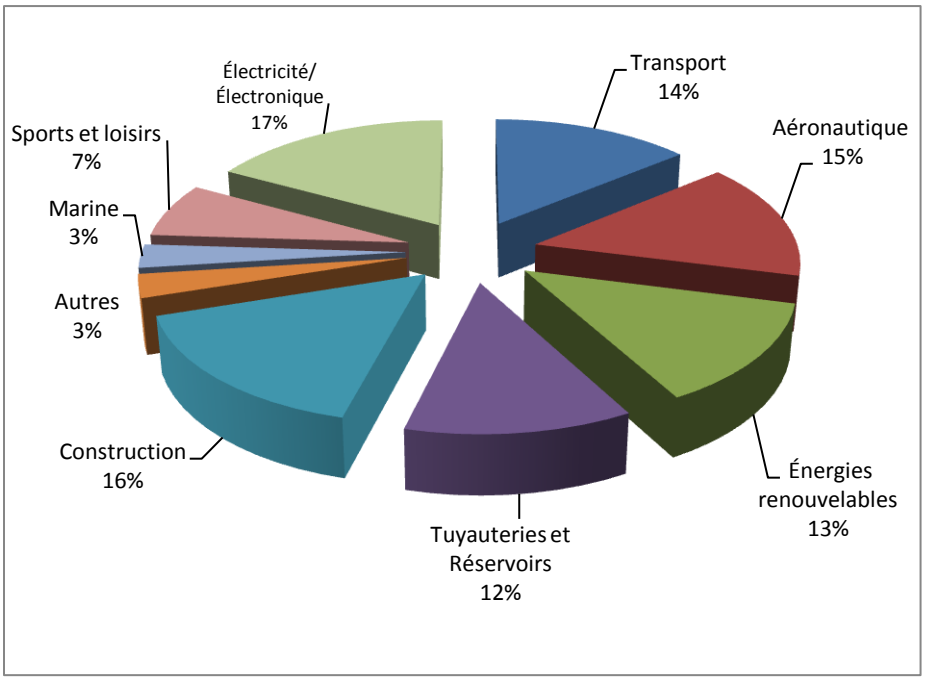


Figure 2-1: Distribution du marché actuel des matériaux composites selon le type d'industrie (2011). [11]

2.1.2 Matrice

Dans un composite, la matrice représente la matière solide qui sert principalement à lier les renforts pour former une masse compacte, répartir les efforts et protéger les fibres contre la dégradation mécanique et les environnements défavorables comme les produits chimiques et l'humidité. Les matrices à base polymère peuvent être décomposées en deux grandes catégories [12]: les matrices thermoplastiques et les matrices thermodurcissables. La résine thermodurcissable est à la base un polymère transformé en un produit infusible et insoluble après un traitement thermique ou un traitement physicochimique. Par contre, les résines thermoplastiques sont transformées sans réaction chimique mais en les ramollissant alternativement par chauffage et ensuite elles durcissent par refroidissement dans un intervalle de température spécifique. Les résines thermodurcissables sont les plus utilisées dans l'industrie des composites hautes performances grâce à leurs propriétés mécaniques élevées et leur viscosité qui est inférieure à celle des thermoplastiques ce qui favorise mieux de combler les espaces vides entre les fibres. Le tableau 2.1 présentent les avantages et les inconvénients des résines thermodurcissables les plus répandues.

Tableau 2.1 : Propriétés des résines thermodurcissables les plus répandues [12]

Nom de la résine	Plage de température de distorsion (°C)	Avantages	Limites d'utilisation
Polyester insaturé (UP)	60-120	Bonne résistante chimique, Mise en œuvre facile, Prix réduit	Retrait au moulage important, forte inflammabilité et faible résistance en fatigue
Époxy (EP)	90-200	Haute performance en résistance et rigidité, Très faible retrait au moulage, Stabilité dimensionnelle	Prix élevé, Vieillissement sous température, Temps de polymérisation très longs
Phénoliques (PF)	120-200	Haute rigidité	Fragile, Inflammable
Vinylesters (VE)	100-130	Cuisson à température ambiante, Haute résistance chimique, résistance mécanique, et ductilité.	Retrait au durcissement important, Post cuisson généralement requise pour des propriétés élevées

2.1.3 Renforts

Les renforts peuvent être catégorisés selon leurs géométries (fibres longues, fibres courtes, particules ou charges renforçantes), selon leurs textures et architecture (unidirectionnels, toile ou taffetas, sergé, satin, etc. (figure 2-2.)) ou encore selon les matériaux utilisés pour fabriquer les fibres où on peut distinguer cinq grandes classes de fibres les plus commercialisés dans le marché ; les fibres de carbone, les fibres de verre, les fibres d'aramide, les fibres céramiques et les fibres végétales [13].

Les fibres de verre sont actuellement les plus utilisées dans la construction de structures composites grâce à un excellent rapport performance-prix, une haute résistance aux agressions de produits chimiques, une bonne résistance en tension et excellentes propriétés d'isolation.

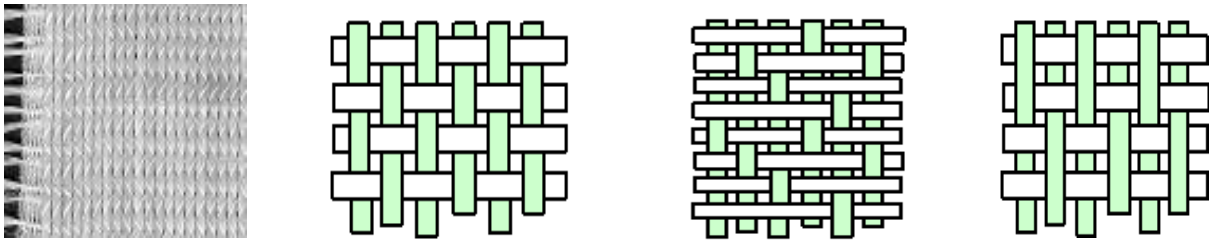


Figure 2-2: Différents tissus de fibres [14]

2.1.4 Charges et additifs

Différents produits sont classés comme des additifs et des charges qui peuvent être rajoutées généralement aux résines thermodurcissables dans le but de faciliter leur mise en œuvre, améliorer certaines propriétés mécaniques et physiques et de réduire les coûts. Les additifs sont des produits destinés à améliorer les caractéristiques des résines. Plusieurs additifs sont disponibles, parmi lesquels on peut citer : les pigments et les colorants, les agents de démoulage, les accélérateurs et catalyseurs de polymérisation, les diluants destinés le plus souvent à diminuer la viscosité d'une résine, etc. Les charges sont des substances inertes, minérales ou végétales, ajoutées à un polymère de base, dans le but d'améliorer les propriétés mécaniques, électriques ou thermiques du matériau transformé ou également pour améliorer l'aspect de surface et pour réduire le coût de la fabrication [14].

2.2 Composites à structure sandwich

2.2.1 Généralités

Les composites sandwichs sont généralement formés de deux composantes, nommées, la peau et l'âme, comme indiqué dans la figure 2-3. En règle générale, les peaux ont la même épaisseur e_p. Le rapport e_c/e_p (e_c étant l'épaisseur de l'âme) est compris entre 10 et 100.

Les propriétés des composites sandwichs dépendent des propriétés de l'âme et des peaux, leur épaisseur relative et les caractéristiques de liaison entre eux. Le bon choix de l'âme et des peaux permet de fabriquer un composite en sandwich adapté pour un grand nombre d'applications et de conditions environnementales.

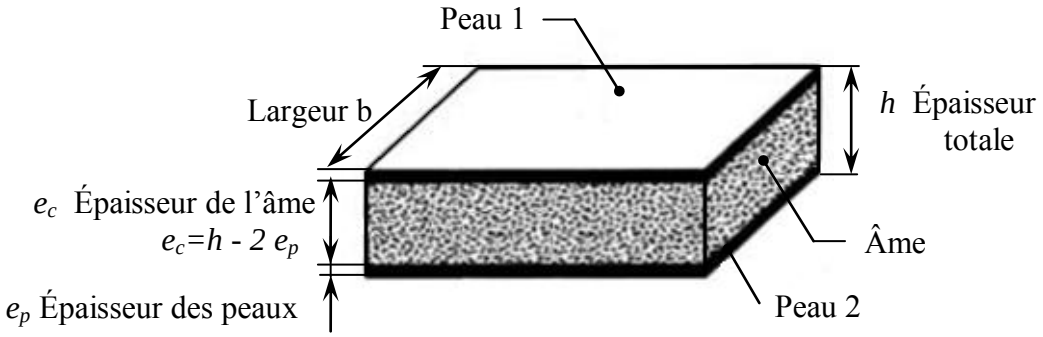


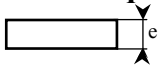
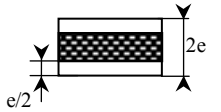
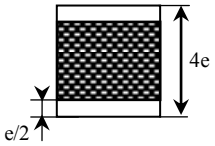
Schéma / Caractéristique	Plaque monolithique 	Plaque sandwich 	
Rigidité relative	100	700	3700
Résistance relative	100	350	925
Masse relative	100	104	108

Figure 2-3: Illustration du composite sandwich [15]

2.2.2 Âmes

L'âme, qui est l'élément central d'une structure sandwich, est généralement un matériau ayant de faibles caractéristiques mécaniques. Elle a pour rôle de résister aux contraintes de cisaillement engendrées suite aux mouvements de glissement des peaux sous charge, et de maintenir leur écartement. En effet, si l'épaisseur des panneaux n'est pas maintenue constante, il en résulte une diminution des capacités des peaux externes à résister à la flexion [16]. L'âme est souvent épaisse et de faible masse volumique. L'épaisseur élevée de l'âme a pour but d'accroître le moment d'inertie du panneau sans augmenter sa masse volumique. D'après les exigences de performance, de nombreux matériaux sont utilisés comme des âmes [17]. Ces matériaux peuvent être divisés en deux classes, comme décrits ci-dessous.

1. **âmes pleines** (figure 2-4) : parmi lesquelles on trouve les mousses à cellules ouvertes et fermées, le balsa et d'autres types de bois et des résines chargées (mousses syntactiques).

2. **âmes creuses** (figure 2-5)**:** sous forme cellulaire tel que le nid d'abeille, ou sous forme ondulée tel que les tôles ondulées.

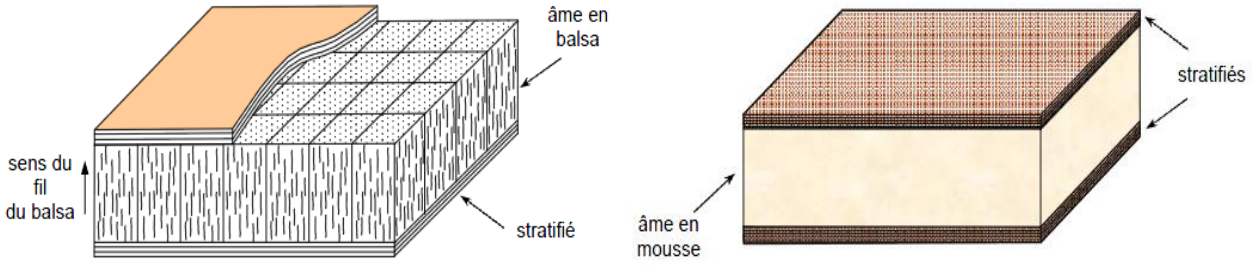


Figure 2-4: Matériaux sandwichs à âmes pleines [18].

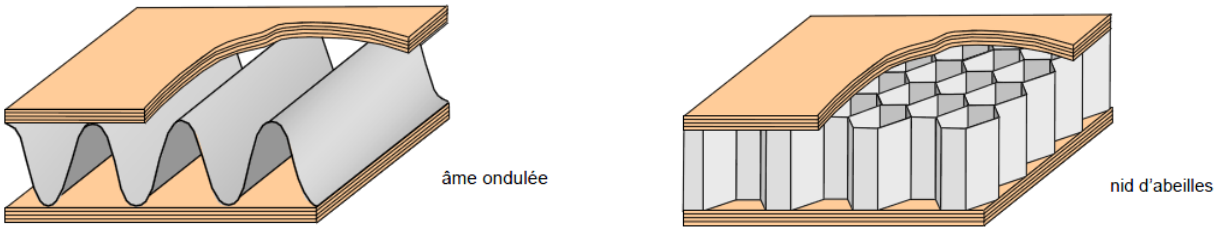


Figure 2-5 : Matériaux sandwichs à âmes creuses [18].

La structure de l'âme influe sur la zone de contact interfaciale entre les peaux et l'âme. Les matériaux à âme creuse fournissent généralement une surface de contact beaucoup plus petite par rapport aux matériaux à âme pleine. Le choix de la structure appropriée pour l'âme est un paramètre supplémentaire pour concevoir un composite sandwich selon le cahier des charges donné ou les conditions de service.

2.2.3 Peaux

Une grande variété de matériaux est disponible pour une utilisation sous forme de peaux. Le choix de la nature de la peau s'effectue principalement en fonction des performances mécaniques exigées. Mais généralement, une rigidité élevée et une excellente résistance à la compression et à la tension sont les principales qualités recherchées [19]. Des feuilles de métaux comme l'aluminium, le titane et l'acier et les plastiques renforcés de fibres sont quelques-uns des exemples courants de matériaux de la peau. Les polymères renforcés de fibres sont largement utilisés comme des peaux en raison de leur faible densité et leur résistance spécifique élevée. Un avantage offert par l'utilisation des composites polymères dans les peaux est que le même polymère peut être utilisé pour faire la peau et l'âme. Ceci donne la possibilité de rendre la peau

une partie intégrante de la structure et éliminer la nécessité de l'adhésif. Quand un adhésif est utilisé pour coller la peau et l'âme ensemble, la sélection des adhésifs devient très importante, car il doit être compatible avec la peau et les matériaux de l'âme. L'adhésion doit avoir la résistance souhaitée et ne devrait pas être affectée par l'environnement de travail.

Le choix des peaux est important du point de vue de l'environnement de travail puisque cette partie de la structure est en contact direct avec l'environnement. La corrosion, les caractéristiques de transfert de chaleur, les caractéristiques de dilatation thermique, l'absorption d'humidité et d'autres propriétés du composite en sandwich peuvent être commandés par le choix approprié du matériau de peau. Dans la plupart des cas, les deux peaux du sandwich sont du même type, mais peuvent être de type différent en fonction des besoins spécifiques. Une différence peut être en termes de matériaux, d'épaisseur, d'orientation des fibres, de fraction volumique de fibres ou de toute autre forme possible.

2.3 Effets liés à l'épaisseur de la structure composite

2.3.1 Définitions d'une structure épaisse

La définition d'un composite épais n'est pas basée seulement sur son épaisseur physique, mais aussi sur les problèmes reliés aux gradients de température lors de la cuisson. Les conditions de transformation recommandées par les fabricants de résine sont toujours établies pour des stratifiés minces, où les gradients thermiques et la cuisson au sein du composite ne posent pas un problème [20]. Si la teneur en résine du composite est faible ou la quantité de chaleur de réaction de la résine est faible, alors les conditions de traitement recommandées peuvent être valides pour les composites avec des épaisseurs supérieures à 1 pouce. Ceci reste valide aussi si la conductivité thermique de la résine est élevée ou s'il y a un transfert de chaleur suffisant pour libérer la chaleur produite à l'intérieur du stratifié pendant la réaction de réticulation. Par contre, si les propriétés chimiques ou physiques de la résine sont telles qu'il y a une augmentation importante de la température interne au cours du durcissement, le composite serait considéré comme épais et le cycle de cuisson recommandé par le fabricant entraînerait probablement la production d'un composite de mauvaise qualité.

Le rapport du taux de chaleur générée par la réaction de polymérisation et le taux de conduction de chaleur dans le matériau est défini par Stevenson [21] comme le nombre de Damköhler «*Da* ».

$$Da = \left(\frac{t_{cnd}}{t_r}\right) \times \left(\frac{\Delta T_{ad}}{\Delta T_{op}}\right) \qquad (1)$$

qui devient, selon White [22]:

$$Da = \left(\frac{\gamma H_R}{C_p t_r}\right) \times \left(\frac{h_2^2}{\alpha(T_w - T_0)}\right) \qquad (2)$$

Où :

ΔT_{ad} hausse adiabatique de température

ΔT_{op} différence de température opératoire ($\Delta T_{op} = T_w - T_0$)

t_r temps caractéristique de réaction

t_{cnd} temps caractéristique pour la conduction de chaleur ($t_{cnd} = h_2^2/\alpha$)

h_2 demi-épaisseur de la section

α diffusivité thermique du composite

T_w température du moule

T_0 température initiale du matériau

H_R chaleur de réaction de la résine

γ fraction massique de résine

C_p chaleur spécifique du composite

Ce nombre adimensionnel peut être utilisé pour identifier les situations dans lesquelles le stratifié présent un comportement d'un composite «épais». En effet, lorsque le nombre de Damköhler est supérieur à 1, cela signifie que la température au centre du composite augmente en raison de l'insuffisance de dégagement de chaleur de la réaction. Selon Berglund et Kenny [23] le traitement des composites devient souvent difficile une fois que l'épaisseur de la pièce est supérieure à 12,7 mm (1/2 pouce).

2.3.2 Caractéristiques thermiques des composites épais à matrice thermodurcissable

La polymérisation d'une résine thermodurcissable correspond à une réaction chimique de réticulation. Cette réaction se décompose en deux grandes étapes : premièrement, la gélification qui correspond à la transformation irréversible de la résine liquide en gel et deuxièmement la vitrification qui correspond au durcissement de la résine. Gillham et al. [25] ont proposé un diagramme de phase en fonction du temps décrivant le processus de cuisson, appelé diagramme transformation-temps-température (TTT). De nombreux travaux ont depuis été publiés sur ce sujet [26, 27]. Ce type de diagramme, comme présenté à la figure 2-6, illustre les différentes transitions subies par un polymère ainsi que les températures critiques qui sont définies comme suit :

-T_{g0}, la température de transition vitreuse.

- T_g, la température à laquelle la gélification et de vitrification se produisent simultanément, c'est-à-dire que c'est l'intersection entre la courbe de gélification et la courbe de vitrification.

- $T_{g\infty}$, la température de transition vitreuse maximale du système complètement durci,

Le durcissement complet de la résine nécessite la réticulation de l'ensemble des chaines moléculaires pour former un réseau tridimensionnel. La figure 2-7 illustre les différentes phases de la réaction de réticulation d'un thermodurcissable.

Les résines thermodurcissables sont caractérisées par leur nature exothermique et leur faible conductivité thermique. Lors de la polymérisation de la résine thermodurcissable, une énergie considérable peut être générée. Si cette énergie n'est pas suffisamment dissipée vers l'environnement, un gradient de température important à travers l'épaisseur du composite peut apparaître avec des répercussions tant sur la géométrie finale de la pièce (par exemple retrait dans l'épaisseur), que sur les propriétés intrinsèques. L'influence de l'épaisseur sur les gradients de température a été le thème de plusieurs études, en particulier par Yue et al [28], Rabearison et al. [29], Blest et al. [30], Bogetti et Gillespie [31], Zhang et al. [32], Y. Abou Msallem et al. [33], Twardowski et al. [34].

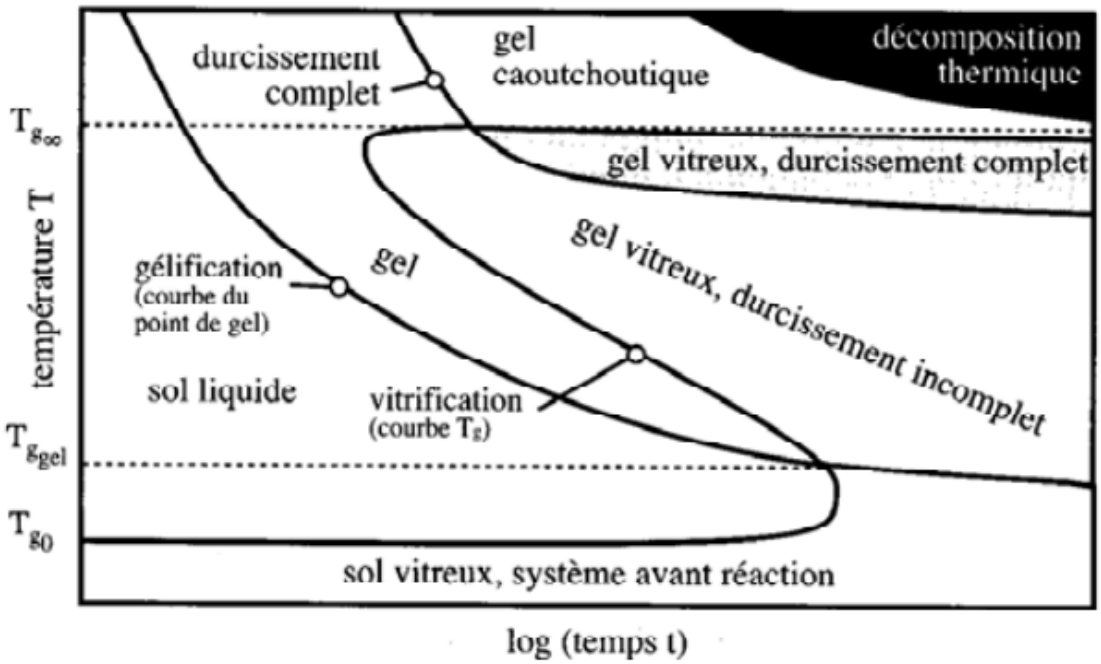
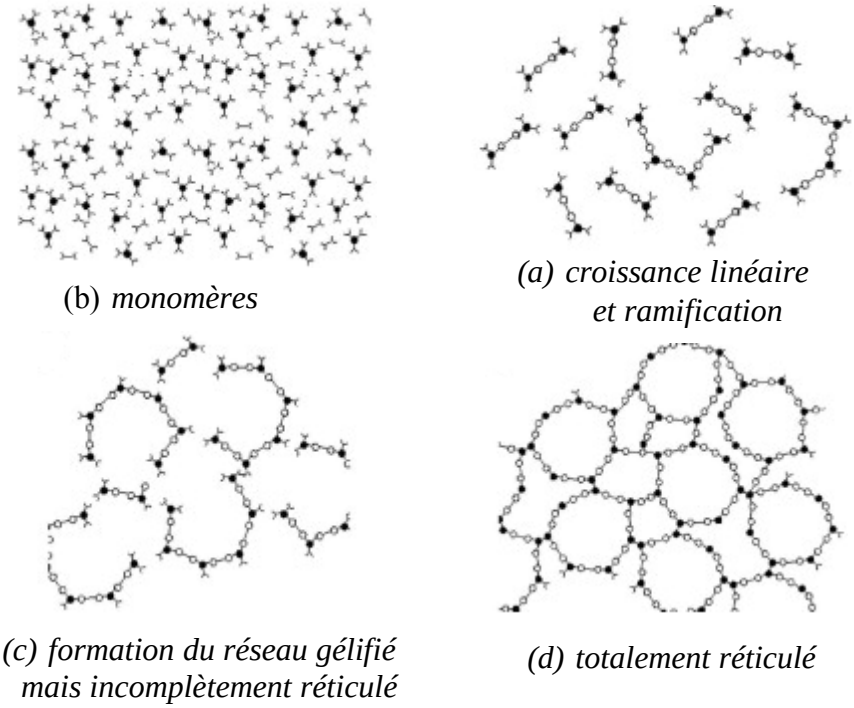


Figure 2-6: Diagramme TTT d'un polymère thermodurcissable [27]



(b) *monomères*

(a) croissance linéaire et ramification

(c) formation du réseau gélifié mais incomplètement réticulé

(d) totalement réticulé

Figure 2-7: Schématisation des quatre phases de la réaction de réticulation de la résine époxyde[35]

La polymérisation des résines thermodurcissables procède par une réaction exothermique. En surface, la chaleur libérée par la réaction de réticulation est facilement dégagée par convection. Par contre, plus on se rapproche de la mi- épaisseur de l'échantillon, plus la distance que la chaleur doit parcourir augmente, et vu que la conductivité thermique des résines thermodurcissables est généralement faible, le temps nécessaire pour dégager la chaleur devient très grand. Lorsque le taux de chaleur générée pendant la polymérisation dépasse le taux de conduction de chaleur hors du matériau, la température interne de l'échantillon augmente très rapidement. Cette augmentation, connue sous le nom de « exotherme », peut aller jusqu'à la température de dégradation de la résine ce qui peut causer une réduction importante des performances mécaniques de la pièce [31].

En augmentant l'épaisseur du composite, la température à l'exotherme augmente, ceci peut aggraver les gradients de la température. Ce phénomène engendre une polymérisation non-uniforme dans la pièce ce qui peut être la source des microfissures, délaminages et la déformation de la pièce [31].

2.3.3 Méthodes de fabrication actuelles des pièces composites épaisses

En raison de la nature fortement exothermique de la résine thermodurcissable au cours de la réaction de réticulation et la faible conductivité thermique de la matrice polymère, la fabrication des matériaux composites épais peut être un grand défi. De nombreux chercheurs et fabricants ont travaillé sur le développement des nouvelles formules de résine et de nouvelles techniques de transformation qui traitent les problèmes des gradients thermiques lors de la fabrication des composites épais, mais ont connu un succès limité.

White et Kim ont développé la technique de durcissement par étapes [36] comme représenté dans la figure 2-8. Cette méthode consiste à diviser l'opération en deux étapes : Dans la première étape, une pile relativement mince du matériau est construite et ensuite soumise à un cycle de durcissement partiel afin de libérer une partie de l'énergie exothermique. Dans la deuxième étape le durcissement final se produit après que tous les matériaux sont mis en place. A ce stade, le reste de l'énergie exothermique est libéré et une polymérisation complète est atteinte dans toute la pièce. Cette technique a réussi à éliminer le problème de la consolidation non-uniforme à l'intérieur de la pièce mais elle nécessite un temps plus long avec un gaspillage de résine.

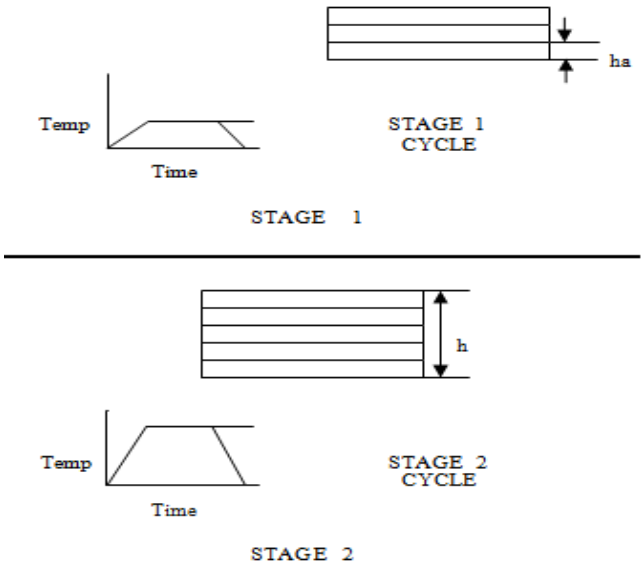


Figure 2-8 : Schéma de technique de durcissement par étapes [36]

Boukhili et Gauvin [37] ont également étudié la fabrication des composites verre / polyester avec une épaisseur variable entre 25 et 76 mm. Les températures de traitement ont été modifiées, selon l'épaisseur, entre 80 et 140 ° C. Dans leur étude, l'idée principale a été l'incorporation de deux formulations de résines, en introduisant deux types de catalyseurs ayant des températures d'initiation et des réactivités différentes, positionnées dans le composite d'une manière qui permet le contrôle du temps d'initiation des réactions. Cette méthode a diminué, d'une manière significative, les gradients de conversion pendant la période de pré-gel. Toutefois elle n'est pas adaptée pour des pièces à géométrie complexe, et difficile à appliquer dans l'industrie.

Une autre technique intéressante a été développée par Reuss et al. pour surmonter les difficultés de fabrication des composites épais [38]. Cette technique utilise des tissus de verre qui ont été pré-catalysée avec un catalyseur de type peroxyde avant que la résine soit appliquée (figure 2-9). Cette technique peut ralentir la vitesse de réaction de polymérisation, et par la suite réduire la température interne des composites épais. Reuss et al. [38] ont réussi à fabriquer des composites épais de haute qualité en utilisant la méthode du pré-catalyseur avec du polystyrène en tant que liant. Dans leur étude, ils ont choisi le polyester comme matrice et le peroxyde de benzoyle (BPO) comme catalyseur. Le processus appliqué a été le drapage manuel, et les composites ont été durcis à 80°C. Leurs recherches montrent que cette technique peut réduire la température du pic exothermique de 165 à 119 °C. Cependant, l'application de cette technique peut être difficile

dans la fabrication de composites épais à cause de la grande quantité de toluène toxique consommée dans le processus du pré-catalyseur.

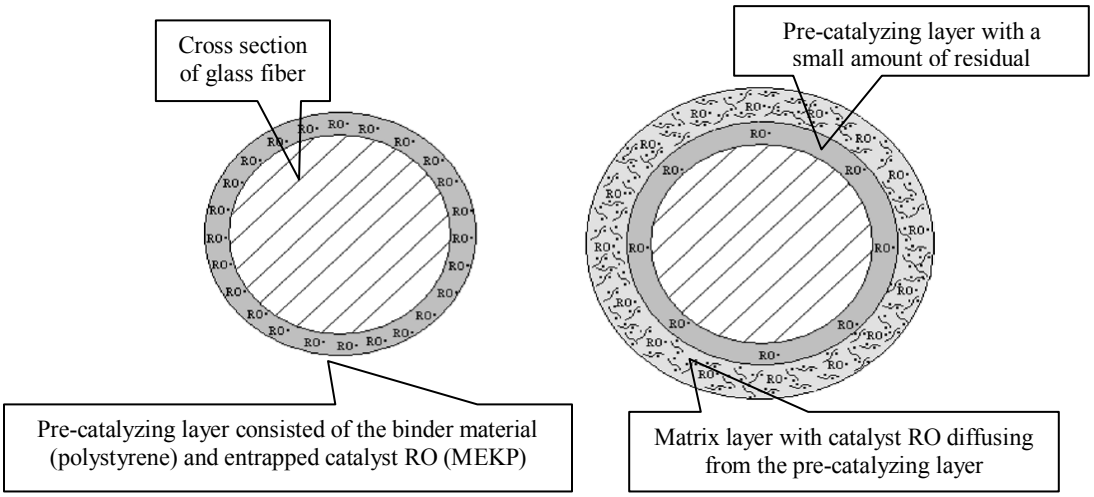


Figure 2-9 : Croquis de technique de tissu pré-catalysé: (a) la première étape et (b) deuxième étape [39]

Ces dernières années, l'attention des chercheurs a été accordée aux autres techniques de fabrication des composites épais, comme la cuisson par faisceaux d'électrons (EB) [40, 41] et micro-ondes [42, 43], qui utilisent des électrons de haute énergie sous forme de rayonnement ionisant à des taux contrôlés pour cuire des composites à matrice polymère. Les avantages de ces technologies sont la réduction du temps de cuisson et le contrôle de l'énergie de cuisson absorbée par la pièce [44]. Cependant, en raison de l'investissement coûteux des installations nécessaires pour ces deux techniques, il est difficile de les appliquer dans l'industrie. De plus le rayonnement d'électrons est nocif pour la santé humaine, donc des mesures de protection doivent être prises.

D'autres solutions aux problèmes de l'exotherme ont été trouvées, parmi lesquelles l'ajout des ralentisseurs à la résine dans le but de ralentir leur durcissement [45], le développement de nouveaux copolymères avec seulement 20% de dégagement de chaleur [46] et aussi l'ajout des charges différentes qui se présentent sous forme de fibres ou de particules uniformément réparties dans la matrice, pour améliorer la conductivité thermique de la matrice polymère, pour aider à distribuer la chaleur uniformément et obtenir une meilleure cuisson. Malheureusement, à cause de la faible conductivité de la résine polymère, la quantité de charge nécessaire peut devenir si grande que même les performances physiques de la résine seront affectées [47].

2.3.4 Influence du choix des matériaux sur la cinétique de cuisson du composite

Les paramètres thermiques du composite, le temps de réaction et la quantité de chaleur dégagée de la résine sont principalement déterminés par le choix de matériaux constituants. En plus des résines et des renforts, l'utilisation des charges a une importante influence sur le comportement des composites épais à la polymérisation. Les propriétés thermiques des matériaux composites tels que la conductivité thermique, la chaleur spécifique et la densité, sont déterminées principalement à partir des propriétés thermiques des résines et des renforts. Wijaya et Mijovic [48] ont démontré que les propriétés thermiques, le profil de température ainsi que la quantité et le taux de production de chaleur du composite sont considérablement influencés par le choix de la résine. En effet, la quantité totale de chaleur dégagée pendant la polymérisation varie selon la résine.

En plus de l'effet de la matrice, l'ajout des renforts ou des charges réduit le taux de résine ce qui réduit la chaleur dégagée lors du durcissement du composite et diminue la température de l'exotherme [49]. Le type de renfort peut donc influencer le profil de température durant la polymérisation du composite. La figure 2-10 représente la comparaison entre les profils de température des composites en fibre de verre et en fibre de carbone lors de la cuisson. La différence marquée est attribuée à la conductivité thermique des fibres de carbone qui est plus grande que celle des fibres de verre [34] .

L'augmentation du taux de fibres implique l'augmentation de la conductivité thermique du composite. Yi et Hilton [49] ont démontré dans leur étude que la conductivité thermique des composites graphite/époxy augmente en moyenne quatre fois en passant d'un taux de fibres de 0 à 70%. Le taux de renfort a un effet très important sur le profil de température tel qu'il est illustré à la figure 2-11 où on constate qu'une augmentation du taux de fibres de 49 à 62% peut réduire la température de l'exotherme de 300 à 150°C. Il convient également de noter que l'effet du taux de renfort sur le profil de température lors de la polymérisation augmente en fonction de l'augmentation de l'épaisseur du composite [49].

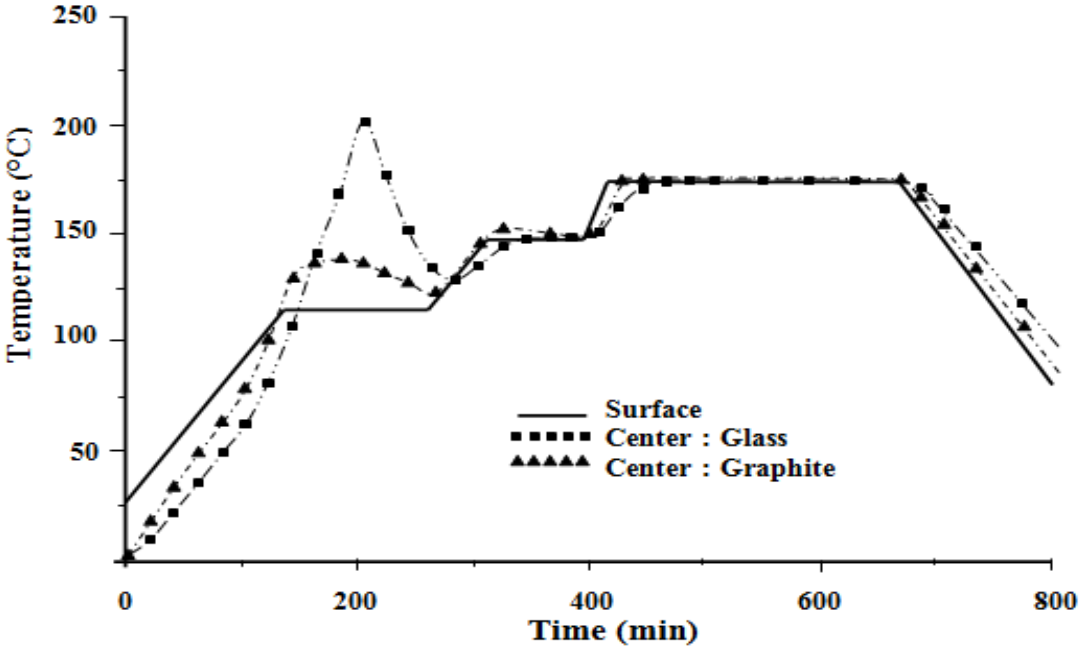


Figure 2-10: Effet du choix de renfort sur le profil de température du composite [34]

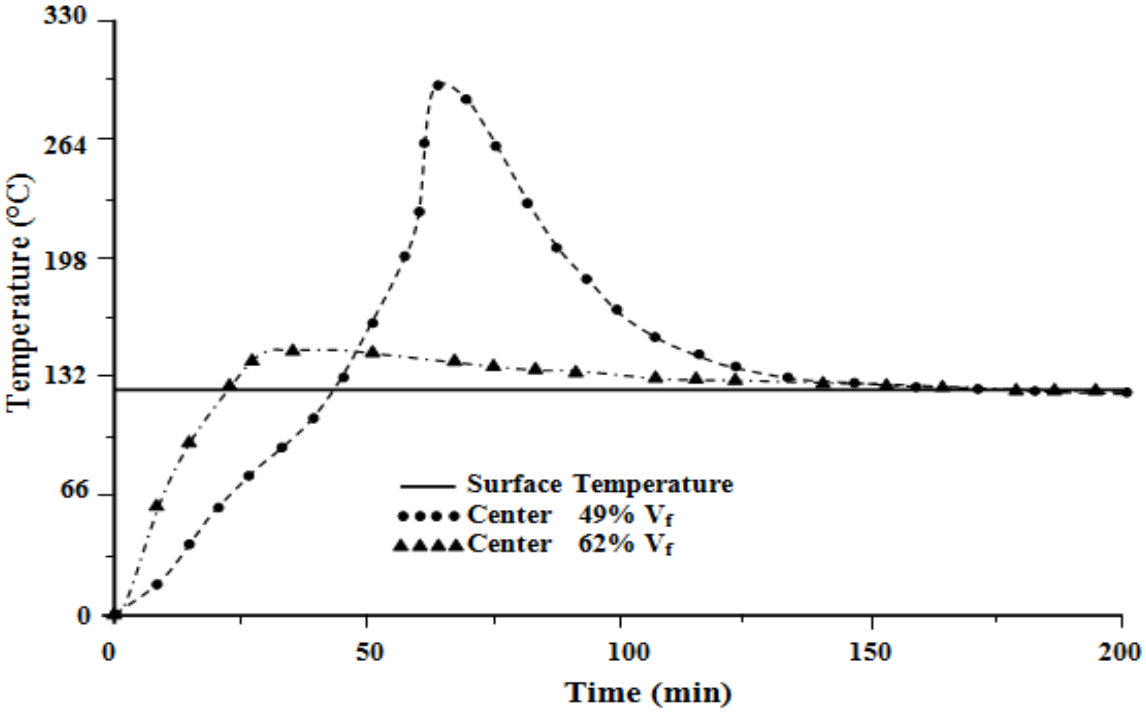


Figure 2-11: Effet du taux de renfort sur le profil de température du composite [34]

2.4 Effets des charges sur les propriétés des composites

Plusieurs particules sont utilisées comme charges dans les matériaux composites [50]. Les buts de l'utilisation de charges sont notamment la réduction du coût des composants polymères coûteux, la modification de la résistance, les propriétés magnétiques, électriques ou ignifuges ainsi que le changement de la densité. De plus, elles agissent comme des puits de chaleur grâce à leur nature thermique inerte. Les résultats des recherches montrent que la microstructure et les propriétés des composites, tels que la thermostabilité, la conductivité thermique, les propriétés mécaniques, la rigidité et le comportement de la cuisson du composite dépendent fortement du type des charges, de la taille des particules, de la concentration et la forme des particules [51, 52].

Beaucoup d'études ont clairement mis en évidence le rôle joué par les aspects de forme des particules et de leur dispersion et par l'interface polymère-charge [53, 54]. Ces études ont montré que les charges allongées favorisent plus l'initiation des craquelures que les charges de forme sphérique. Cependant, les particules plates favorisent une forte liaison avec la matrice. De même, la taille des particules a un effet évident sur les propriétés mécaniques des composites parce que ces propriétés dépendent en grande partie de l'interaction entre la matrice polymérique et les charges. En effet, la distribution de la contrainte entre les charges et la matrice est influencée par la résistance de la liaison interfaciale. D'une manière générale, plus la granulométrie des particules est petite, plus leur surface spécifique est importante, ce qui favorise une liaison plus forte entre le polymère et les particules de charge [53] .

Au cours des dernières années, beaucoup de travaux ont menés à des grands progrès au niveau des applications des charges et le développement de nouveaux produits pour améliorer les propriétés des résines polymères. Par conséquence, plusieurs types de charge ont été utilisés pour renforcer les résines thermodurcissables tels que des particules minérales, métalliques, céramiques, polymères et aussi quelques déchets industriels [55]. Dans la partie suivante, nous allons présenter quelques charges et leurs effets sur les propriétés des composites à résine thermodurcissable. Pour un polymère donné, le choix d'une charge est déterminé en fonction des propriétés souhaitées du composite et selon certains critères comme la compatibilité avec la résine de base, la mouillabilité, l'uniformité de qualité et la granulométrie [56].

2.4.1 Charges minérales

- ***Silices***

La silice (SiO_2) peut être utilisée comme charge sous différentes formes, à l'état pur ou combinée avec des oxydes métalliques. L'incorporation de la silice comme charge dans la résine époxy améliore les propriétés diélectriques, la résistance à la chaleur et à l'humidité du matériau, la résistance à la traction, le module d'Young, la résistance à la rupture et l'énergie de rupture [57].

L'effet de la taille des particules de silice sur les propriétés mécaniques des résines époxy a été étudié par Nakamura et al. [58]. Ils ont montré dans leur recherche que la diminution de la taille des particules diminue légèrement les modules de flexion et de compression de la résine époxy chargée de silice. Cependant, le module de traction, la résistance à la flexion et à la traction augmentent avec la diminution de la taille des particules de silice.

- ***Carbonates de calcium***

Les carbonates de calcium ($CaCO_3$) existent sous deux formes cristallines : calcite et aragonite. L'incorporation des charges en carbonate de calcium dans une résine époxy a considérablement augmenté la ténacité et la résistance au choc. Les $CaCO_3$ ont également amélioré la résistance à la flexion. Par contre la variation du taux de charge de $CaCO_3$ ne présente pas d'effet significatif sur le module d'élasticité. Des études rhéologiques ont montré l'effet catalytique des charges de carbonates de calcium ($CaCO_3$) sur la réaction de durcissement du polyester/époxy, ce qui conduit à une durée de durcissement plus courte. Par ailleurs, les analyses cinétiques de rhéogrammes ont révélé une nette diminution de l'énergie d'activation du processus de cuisson en augmentant le taux de charge de $CaCO_3$. Les tests ont montré que la dureté a été considérablement augmentée par l'addition de $CaCO_3$ dans le système de polyester/époxy par rapport à la résine pur [59].

- ***Argiles***

Les composites époxy chargés par des particules en argile trouvent des applications dans des diverses industries comme l'aérospatiale, la défense, l'automobile, etc. Les propriétés physiques et chimiques des systèmes époxydes sont influencées par les techniques de transformation d'argile et les agents de durcissement utilisés pour la préparation des composites [60]. Les charges à base d'argile améliore la résistance thermique de résine époxy et baisse la T_g [61].

Le kaolin (connu aussi comme China Clay) est aussi une charge d'emploi fréquent malgré sa mauvaise dispersion dans les résines [62]. Le kaolin contribue à une meilleure résistance électrique et chimique, et il diminue l'absorption d'eau.

Fellahi et al. [63] ont démontré, dans leur recherche, qu'avec l'ajout de kaolin, le temps de gel, la température, le pic exothermique, et le temps de durcissement ont été réduits. Le kaolin et l'époxy réagissent chimiquement, ce qui conduit à une diminution de la densité de réticulation et un abaissement de Tg d'environ 10 ° C pour une quantité de 15 phr de kaolin. De plus, le module de traction augmente de façon linéaire de 1,85 à 2,7 GPa avec l'augmentation de la teneur en kaolin.

2.4.2 Oxydes et hydrates métalliques

- ***L'alumine***

L'alumine (Al_2O_3) apporte aux résines une bonne conductivité thermique ainsi qu'une meilleure résistivité électrique. De plus, elle augmente la résistance à l'abrasion et au feu ainsi que la rigidité, et elle diminue le coefficient de dilatation thermique.

Le temps de gélification de résines époxy contenant des particules d'alumine (Al_2O_3) est plus long que celui des résines époxy non chargées, ce qui indique que les charges Al_2O_3 retardent les réactions de durcissement de résines époxy [64].

- ***Le Trihydrate d'alumine***

Le trihydrates d'alumine $Al(OH)_3$, ou encore le trihydroxyde d'alumine, est une charge ignifugeante qui, aux températures supérieures à 220 °C, se décompose de façon endothermique (la réaction se produit avec une absorption de chaleur) en alumine et en eau, ce qui le rend largement utilisé comme retardateur de flamme dans les résines thermodurcissables puisqu'il réduit l'inflammabilité ainsi que l'émission des fumées de combustion [65].

Sorathia et al. [66] ont étudié le comportement de plusieurs résines avec et sans l'ajout des retardateurs de flamme lors d'un incendie, le trihydrate d'alumine est parmi les additifs étudiés. Il ont montré que l'ajout de 15 phr du trihydrate d'alumine à la résine époxy a diminué le taux de chaleur dégagée de 25 % et le taux de perte de masse de 24% pour un échantillon exposé à un flux de chaleur intensive de 75 kW/m².

2.4.3 Verre

- ***Poudre de verre***

La poudre de verre est une poudre de granulométrie 13 µm que son incorporation aux résines thermodurcissables améliore les résistances à la compression et à l'abrasion. D'autre part, elle permet d'obtenir des pièces moulées plus homogène avec des retraits plus faibles.

- ***Billes de verre***

Les billes de verre offrent plusieurs avantages parmi lesquelles des hautes résistances thermique et chimique. Elles sont disponibles dans une large gamme de densités variant de 0,125 à 0,60 g/cm^3, qui permet de réduire la masse des pièces obtenues de 25 à 35 %. La résistance à la déformation des billes de verre est liée directement à sa densité, c'est à dire, plus la densité est élevée, plus sa résistance sera élevée. Par exemple, la résistance des billes de verre de densité 0,125 g/cm^3 est évaluée à 250 psi, tandis que celle de densité 0,60 g/cm^3 est évalué à 18000 psi [67]. Les billes de verre sont les plus appropriées par rapport aux autres charges pour minimiser à la fois le coût et le poids du produit final [67].

Lacorte et al. [68] ont démontré que l'ajout de billes de verre à la résine époxy, influence le processus de durcissement de la résine provoquant un retard dans la réaction de conversion, améliore le module d'Young et la résistance à la rupture de la résine et réduit la déformation à la rupture.

- ***Microsphères de verre***

Depuis la fin des années 1970, il y a eu une forte augmentation de l'utilisation des composites à matrice en époxy chargées de microsphères de verre dans les structures sous-marines [69]. Les microsphères sont des petites particules sphériques dont le diamètre varie entre 12 à 300 µm [67]. Le principal intérêt de ce type de matériau composite est venu à partir de sa densité très faible qui varie entre 500 et 620 kg / m ^{3} [70]. Les propriétés mécaniques de ces composites sont, bien sûr, en fonction de la fraction volumique des microsphères, ainsi que leur distribution dans le volume du composite. L'épaisseur de paroi des microsphères est relativement constante, allant généralement de 1 à 5µm quel que soit le diamètre de la microsphère [71].

Les microsphères de verre creuses, de faible densité (0,60 et 0,34 g/cm^3) et de petite taille, permettent d'améliorer quelques propriétés, tel que l'isolation thermique et sonore, le

contrôle de la viscosité, l'amélioration de la performance et d'autres propriétés fonctionnelles du matériau [67].

Les microsphères de verre se mélangent facilement dans pratiquement toutes les résines. L'ajout des microsphères de verre à l'étape finale du mélange est généralement préférable pour obtenir des sphères dispersées. Les longues périodes de mélange en utilisant un cisaillement élevé devraient être évitées car elles peuvent entraîner le brisement des sphères creuses [67].

2.4.4 Noir de carbone

Le noir de carbone (carbon black) est utilisé dans l'industrie des plastiques, à la fois comme pigment, colorant, barrière anti-UV, antioxydant, etc. Le noir de carbone (CB) est électriquement conducteur utile pour améliorer les propriétés des polymères. Les polymères chargés de CB sont largement utilisés dans les applications industrielles en raison de leurs avantages de coût par rapport aux autres charges.

Kamada et al. [72] ont étudié l'influence du noir de carbone sur les propriétés thermique et mécanique d'une matrice époxy. La conductivité électrique des matériaux chargés de noir de carbone dépend fortement de la concentration et la taille des particules, en effet, elle augmente avec la finesse des particules et avec le taux de carbone. Par contre, la conductivité thermique augmente avec le taux de CB, indépendamment de la taille des particules [72].

En général, les matrices polymères nécessitent de grandes concentrations de CB pour obtenir une conductivité électrique suffisante pour diverses applications. Ces concentrations élevées peuvent produire une viscosité élevée pendant le traitement et nuire aux performances mécaniques tel que la résistance à l'impact [73].

Bae et al. [74] et Chung et al. [75] ont étudié le comportement de durcissement de la résine époxy chargée de noir de carbone. Ils ont démontré que la présence de noir de carbone, comme charges, dans la résine époxy augmente la chaleur de la réaction de durcissement et accélère également la réaction de durcissement en diminuant la température maximale du flux de chaleur exothermique. Par exemple, l'ajout de 10% en volume de noir de carbone dans une résine époxy a augmenté la chaleur de la réaction de durcissement de 121.6 à 144.6 (J/g) et a diminué la température de 93,4 à 71,8 °C [75].

2.4.5 Charges métalliques

Les charges métalliques sont incorporées dans la résine époxy sous forme de poudres ou de paillettes. Cependant, celles-ci sont limitées à certains métaux, comme, l'argent (Ag) [76], le nickel (Ni) [77], l'aluminium (Al) [78], et le cuivre (Cu) [79].

L'addition de charges métalliques est effectuée pour améliorer la conductivité thermique et électrique des matériaux plastiques employés en électronique (capotage), en aérospatiale, etc. Parmi les différentes charges métalliques disponibles, la poudre d'aluminium occupe une place privilégiée en raison de sa faible masse spécifique de 2,7 g/cm^3, sa résistance à la corrosion, sa bonne conductivité thermique de 237 W/m.K et sa faible résistivité électrique 0,026 μΩ.m à 20°C. En conséquence, de nombreuses études ont été faites pour étudier les propriétés mécaniques, thermiques et électriques des composites polymères chargés de poudre d'aluminium.

En comparant les différentes charges métalliques, l'utilisation de la poudre d'aluminium offre aux matériaux composites la meilleure résistance à la corrosion [80]. L'aluminium améliore l'usinabilité, les conductivités thermique et électrique. L'aluminium a également retardé les réactions de durcissement de systèmes de résine époxy [64].

Il a également été déterminé qu'il y avait un effet significatif de la charge en aluminium sur la perméabilité de la matrice époxy. En général, l'absorption d'humidité diminue avec l'augmentation de la teneur en charge en poudre d'aluminium. Ce la est raisonnable, car l'incorporation de charge d'aluminium dans la matrice époxy diminue le volume disponible pour la diffusion de l'eau [81]. La concentration d'aluminium peut être variée de 0 à 80% en poids ou 63,2% en volume [82].

2.5 Comportement des structures sandwichs à l'impact à faible vitesse

Pendant la durée de vie d'une structure, les impacts par des corps étrangers peuvent être attendus. Les dommages d'impact des structures peuvent causer une réduction importante au niveau des performances mécaniques. Par conséquent, les effets de l'impact de corps étrangers sur les structures composites doivent être étudiés pour prendre des mesures appropriées dans le processus de conception. Les préoccupations concernant les effets des impacts sur la performance

des structures composites ont été un facteur de limitation de l'utilisation de matériaux composites. Pour ces raisons, le problème de l'impact a reçu une attention considérable dans la littérature.

2.5.1 Définition de l'impact à faible vitesse

Généralement, les tests d'impacts peuvent être classé selon l'énergie cinématique de l'impacteur en trois catégories : Impact basse vitesse, Impact haute vitesse et Impact hyper vitesse, appelé aussi impact balistique. Cependant, il n'existe pas des transitions claires entre ces trois catégories et les auteurs ne s'entendent pas sur leur définition [83].

Selon Sjoblom et al. [84] Shivakumar et al. [85] l'impact à basse vitesse est un événement quasi statique puisque la réponse dynamique de l'échantillon testé est négligeable. La limite supérieure des vitesses d'impact peut varier de quelques dizaines de m/s en fonction de la rigidité de l'échantillon, des propriétés des matériaux ainsi que de la masse et de la rigidité de l'impacteur.

Liu et al. [86] et Joshi et al. [87] ont choisi de classer les tests d'impact selon les mécanismes d'endommagement lors de l'impact. Les auteurs ont caractérisé l'impact à haute vitesse par la rupture des fibres induite par la pénétration de l'impacteur. Par contre, pour les impacts à faible vitesse, les dommages sont initiés par fissuration de la matrice et déchaussement de l'interface fibre-matrice.

D'autres auteurs ont choisi de classer les tests d'impact selon la vitesse et la masse de l'impacteur. D'après David-West et al. [88], Shin et al. [89] et Cantwell et al. [90], l'impact à basse vitesse est caractérisé par une vitesse cinétique (incidente) inférieure à 10 m/s mais par des masses intermédiaires voire élevées: de 50 g jusqu'à 30 kg selon les applications. Tandis que, Abrate [91] a précisé dans son étude sur le comportement à l'impact des composites stratifiés que les impacts à faible vitesse sont caractérisés par des vitesses d'impact inférieures à 100 m/s.

Finalement, Robinson et Davies [92] ont défini l'impact à faible vitesse comme étant un impact où les ondes de choc à travers l'épaisseur ne jouent aucun rôle significatif dans la distribution des contraintes.

2.5.2 Mécanismes d'endommagement des structures sandwichs sous impact

L'un des soucis majeurs dans l'utilisation des structures sandwich est d'identifier la susceptibilité aux dommages sous l'effet d'impact. Un grand nombre de recherches menées sur l'impact des panneaux sandwich a mis l'accent sur l'effet de l'impact sur les propriétés du matériau et la caractérisation des processus de rupture et des dommages d'impact.

Lee et al. [93] ont étudié l'effet de la densité de l'âme sur le mode d'endommagement d'une structure sandwich soumise au choc à basse vitesse par un impacteur cylindrique. Ils ont démontré dans leur étude que le principal mode d'un sandwich à faible densité d'âme est la fissuration par cisaillement de l'âme, tandis qu'un sandwich à forte densité d'âme a eu un écrasement de l'âme et un endommagement de la peau supérieure qui est en contact avec l'impacteur.

Rosenfeld et Gause [94] ont effectué certains tests d'impact à basse vitesse de type masse tombante sur des sandwichs avec âme en nid d'abeille séparant deux peaux composites carbone/époxy. Ils ont démontré que le dommage initial est sous la forme d'un flambement de l'âme en nid d'abeille localisé directement sous le point d'impact. L'augmentation de l'énergie d'impact peut provoquer la génération du délaminage au niveau de la peau impactée.

Kim et Jun [95, 96] ont démontré dans leurs études que pour les panneaux sandwichs en composite, les modes d'endommagement induits dans la peau impactée sont, soit une fissuration de la matrice, une rupture de fibres ou un délaminage. De son coté, Tomblin et al. [97] ont indiqué que les structures sandwich sont susceptibles d'être endommagées dans les peaux et / ou l'âme sous impacts à faible vitesse. D'après les auteurs, les principaux modes de défaillance sont: la rupture en compression de la peau supérieure, le délaminage entre la peau et l'âme, la rupture en cisaillement et en compression de l'âme, et la rupture en traction de la peau inférieure. Ces types de dommages peuvent réduire la rigidité et la résistance résiduelle des structures sandwich [98]. Il est à noter aussi que plus la vitesse d'impact augmente, plus la réponse du sandwich est localisée [99].

En revanche, d'autre chercheurs utilisent la profondeur de 1'indentation maximale comme critère de caractérisation pour évaluer la sévérité des dommages du composite du à l'impact. Gordon et Boukhili [100] ont proposé une classification des dommages induits en trois principales

catégories selon la sévérité des dommages et les profils des courbes de l'évolution de la charge au cours de l'impact (figure 2-12): soit des dommages à peine visibles (BVID, Barely Visible Impact Damage), des dommages visibles (VID, Visible Impact Damage) et des dommages clairement visibles (CVID, Clearly Visible Damage). Selon McGowan [101] les dommages d'impact sont considérés comme étant un BVID lorsque la profondeur d'indentation permanente ne dépasse pas 1,27 mm quelle que soit la dimension de l'impacteur et le matériau composite impacté. Cependant, vu les exigences toujours sévères dans le milieu aéronautique, la méthode d'essai d'Airbus (AITM 1.0010) considère un dommage comme étant un BVID si la profondeur de l'indentation ne dépasse pas 0,3 mm [102].

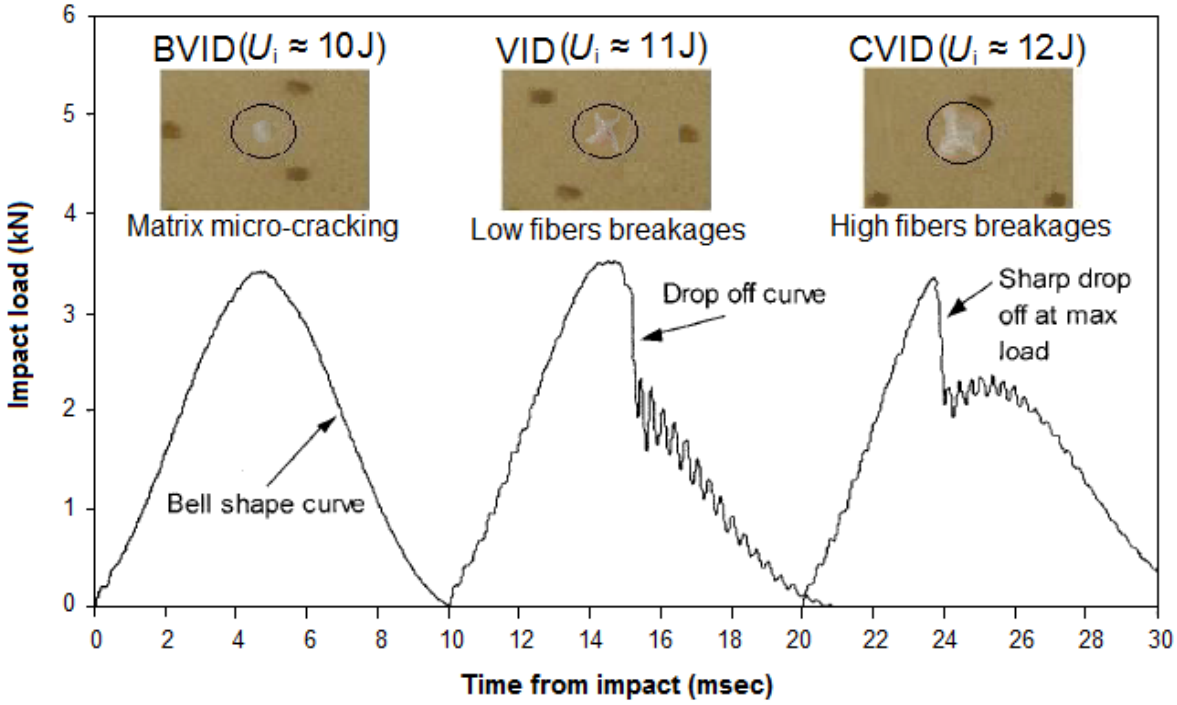


Figure 2-12 : Courbes typiques "charge-temps" et les différents types de dommages des sandwichs à l'impact (BVID, VID, CVID) [100].

Bien que beaucoup d'efforts ont été consacrés à identifier les comportements à l'impact des structures sandwichs, jusqu'à date peu de recherche a été consacrée à l'étude des sandwichs à âme en résine chargée.

CHAPITRE 3 PROCÉDURES EXPÉRIMENTALES ET LEUR JUSTIFICATION

Dans ce chapitre, nous présentons les matériaux utilisés dans ce projet, une étude comparative sur plusieurs formulations possibles pour fabriquer l'âme et les peaux de notre sandwich, les formulations choisies pour l'âme et les peaux, le procédé de fabrication des peaux, le montage expérimental, la méthode d'assemblage de la structure sandwich et les procédures expérimentales envisagées pour étudier les propriétés mécaniques de notre sandwich.

3.1 Modèle de structure sandwich proposé par Alstom

L'idée de départ sur laquelle est basée cette recherche est la structure sandwich préliminaire proposée par ALSTOM et montrée sur la figure 3-1. Cette structure sandwich est constituée d'une peau en stratifié verre/époxy remplie d'une coulée en époxy chargée de particules de fer constituant l'âme tel que montré sur la figure 3-1.

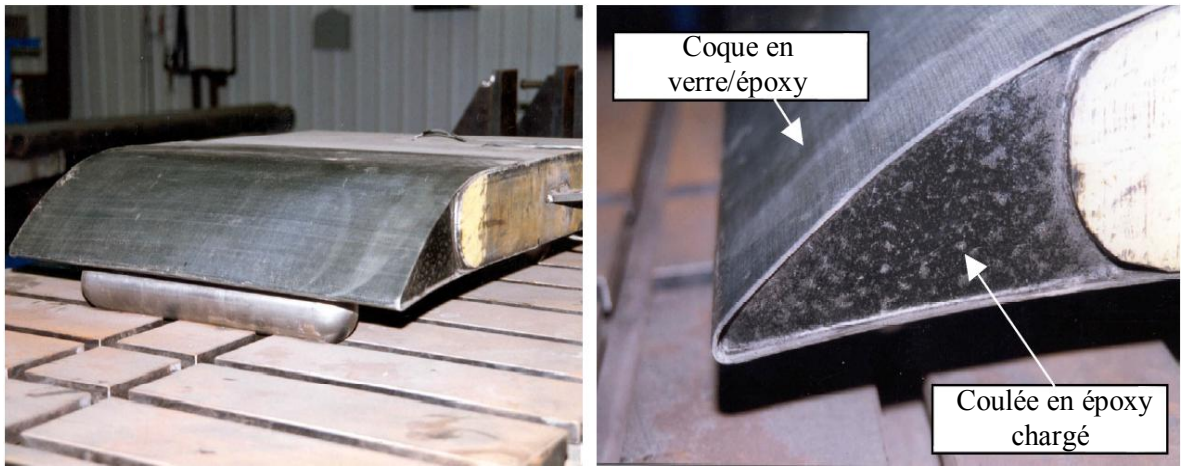


Figure 3-1: Modèle d'une extension d'avant-directrice proposé par Alstom

3.2 Considérations générales pour le critère de choix du renfort et de la résine de base

Pour le renfort, il faut décider du genre de fibre (verre, carbone ou autre), du style de tissage (toile, satin, sergé, tissus non tissé, etc.) et de la stratification (nombre de couche, séquence d'empilement et orientation des couches). Nous avons gardé les mêmes tissus déjà utilisés par

ALSTOM, par contre, la stratification est appelée à être modifiée selon les résultats obtenus comme nous le verrons plus loin.

Le choix d'une résine époxy est un choix convenable car c'est dans cette catégorie de polymère thermodurcissable qu'on rencontre le meilleur rapport performance/prix pour les résines utilisées dans les composites structuraux visant le long terme. Cependant, la famille des résines époxy est extrêmement vaste et il existe beaucoup d'époxy « maison » sur le marché de la distribution. Nous avons posé comme premier critère de choix le fait que la résine époxy doit provenir d'une famille d'époxy bien établie en termes de nom générique. Ceci garantie la fiabilité et la convenance des fiches techniques et des fiches MSDS (Material Safety Data Sheet) pour faciliter les procédures de qualification éventuelle ainsi que la disponibilité géographique. Parmi les résines époxy pérennes connues mondialement, il y a la famille des Araldite^{TM} (Ciba et Huntsman), la famille des EPON^{TM} (Momentive/Shell) et la famille DER^{TM} (Dow-Epoxy). Il faut mentionner qu'au-delà de la différence des marques de commerce de ces résines, une analyse des données figurant sur les fiches techniques permet d'identifier les systèmes de résine-durcisseurs équivalents d'une marque à l'autre.

Le deuxième critère que nous avons fixé pour la résine époxy est qu'elle doit servir aussi bien pour la fabrication des peaux que pour la fabrication de l'âme. En effet, comme ces deux composites sont destinés à être assemblés pour constituer l'avant-directrice, il est recommandé de s'assurer de la compatibilité en termes d'adhésion. Le fait d'utiliser la même résine répond à ce prérequis.

Il faut rajouter aussi que pour le choix de la résine, sachant que les dimensions de la pièce réelle constituant l'extension de l'avant-directrice sont de l'ordre du mètre, le procédé de fabrication le mieux indiqué pour fabriquer la coque est le procédé par infusion de résine. Ceci amène à choisir une résine adaptée au procédé d'infusion. Par ailleurs, puisqu'il est décidé que cette même résine serve à la formulation de la coulée de remplissage, et que cette coulée doit durcir en dedans d'une journée, le temps de gel doit être de l'ordre de l'heure.

Le fait d'avoir choisi d'utiliser la même résine pour les peaux et la coulée nous amène à formuler la coulée de résine. Comme d'une part le processus de durcissement est exothermique et que la structure sandwich est relativement très épaisse (plusieurs centimètres), la température maximale atteinte lors du durcissement doit être maitrisée. Ceci est possible avec un choix adéquat des

ingrédients à rajouter à la coulée ainsi que leurs proportions. Comme il n'y a aucun modèle prévisionnel fiable pour répondre à cette question, il faut procéder par la méthode essais/erreurs.

3.3 Matériaux de base

Le choix des matériaux qui vont être utilisé dans la fabrication des panneaux sandwich, et ensuite de l'extension d'avant-directrice, s'est basé sur les exigences auxquelles l'extension devait répondre et en tenant compte de l'environnement aquatique et les conditions de l'installation de l'extension sur l'avant-directrice de la turbine. Pour des raisons de confidentialité, les noms, les marques et les propriétés mécaniques des résines et des charges utilisés dans notre étude ne sont pas précisés dans ce mémoire.

3.3.1 Les résines servants comme matrices et coulées

Parmi les différentes résines époxy disponibles dans le marché, le choix s'est alors porté sur deux résines époxy (Résine A) et (Résine B) qui polymérisent à température ambiante. Les temps de gel et les densités des deux résines sont regroupés dans le tableau 3.1.

Tableau 3.1 : Les temps de gel et les densités des résines A et B selon leurs fiches techniques

	Résine A	**Résine B**
Temps de gel (minute)	70	38
Densité volumique (g/cm³)	1,12	1,13

3.3.2 Les charges de remplissage

Les résines époxy sont des thermodurcissables, et elles sont significativement exothermiques. Lors de la polymérisation, il y aura un dégagement de chaleur important qui va atteindre le maximum au pic exothermique, ce qui peut créer des microfissures qui pouvant influencer les propriétés mécaniques de la coulée. Dans le but de faciliter la fabrication des sandwichs à âme épaisse et limiter leur exotherme, l'ajout de charges à la résine époxy est fortement recommandé. Pour notre étude, on a choisi trois charges différentes, compatibles avec la résine époxy, et on a étudié leurs effets sur le comportement de durcissement et les propriétés de la coulée.

- Charge 1 (C1) : c'est une charge de verre destinée à réduire la masse des pièces obtenues grâce à sa faible masse volumique.
- Charge 2 (C2) : c'est une charge métallique destinée à améliorer la conductivité thermique et électrique des matériaux plastiques.
- Charge 3 (C3) : c'est une charge ignifugeante destinée à limiter l'effet exothermique et les retraits lors du durcissement des résines thermodurcissables.

Les principales caractéristiques physico-chimiques de ces trois charges testées sont regroupées dans le tableau 3.2.

Tableau 3.2: Les caractéristiques physico-chimiques des charges testées

	C1	**C2**	**C3**
Densité volumique (g/cm³)	0,20	2,70	2,42
Diamètre médian (µm)	55	15	8
Forme et apparence	Sphères creuses	Poudre fine argentée	Poudre cristalline

3.3.3 Renfort en fibres courtes pour la coulée

Dans le but d'apporter éventuellement de la résistance à notre coulée, on a pensé à le renforcer par des fibres de verre courtes et étudier leurs effets sur le comportement du durcissement, l'exotherme et les propriétés mécaniques de l'âme. Pour ce faire, deux types des fibres de verre courtes ont été considérés ayant deux longueurs différentes : 1,59 mm (1/16″) et 0,79 mm (1/32″).

3.3.4 La mousse

Pour la mousse, le choix s'est porté sur la mousse polystyrène extrudé (figure 3-2). Le choix de cette mousse fut motivé par sa compatibilité avec la résine époxy ainsi que ses propriétés intéressantes.

Figure 3-2 : Mousse polystyrène extrudé

3.3.5 Renfort pour les peaux

Le renfort utilisé est formé de :

- Un tissu en fibres de verre-E bidirectionnel [0/90°], Ce type de tissage permet une bonne imprégnation des fibres, et par voie de conséquence un bon niveau de transparence des structures fabriquées. Ceci facilite alors la détection des dommages induits lors des tests d'impact.
- Un voile de surfaçage qui permet d'ajouter un renfort à la surface de la peau et fournir une surface extérieure lisse et riche en résine qui favorise l'écoulement d'eau. La couche de surface est une amélioration esthétique et résistante à l'abrasion.

3.4 Formulation de la coulée

3.4.1 Choix de la résine

Avant de se lancer dans la fabrication, il est nécessaire d'effectuer quelques vérifications préalables. En effet, il faut tout d'abord vérifier le temps de gel des résines qu'on va utiliser dans notre fabrication de plaques sandwich même si ces informations sont données par les fabricants des résines. Le gel est un état physique de la résine intermédiaire entre solide et liquide caractérisé par une augmentation très importante de la viscosité.

Les méthodes ASTM D2471 [103] et le test de SPI sont notamment deux techniques de détermination de temps de gel à partir de la chaleur dégagée par la réaction. Dans notre cas, nous avons utilisé une méthode plus simple mais qui donne un bon ordre d'idée du temps de gel de la préparation. Il s'agit de la méthode dite du « cure dent », qui consiste à vérifier la viscosité de la

résine au cours de sa polymérisation et noter le moment où on constate une augmentation brutale de la viscosité, c'est le temps de gel.

Durant nos essais, on a utilisé différents rapports durcisseur /résine parce que généralement il y a un petit jeu entre la quantité du durcisseur recommandée par le fabriquant et la quantité requise, donc on peut utiliser ce jeu à notre avantage puisqu'en diminuant la quantité du durcisseur, la quantité de la chaleur dégagée par le mélange peut être cédée en un temps suffisamment long et le pic exothermique associé à la réaction de réticulation devient moins violent. La figure 3-3 représente un exemple d'une analyse thermique du durcissement d'une résine époxy avec deux quantités différentes du durcisseur: Dans le cas I la quantité du durcisseur ajoutée à la résine époxy est plus faible que la quantité du durcisseur ajoutée dans le cas II. Les surfaces hachurées sous les deux courbes représentent la quantité de la chaleur dégagée qui doit être la même dans les deux cas I et II mais la réaction exothermique du cas II est assez violente avec un pic à 280°C. Donc si on diminue la quantité du durcisseur on va ralentir la réaction et on va avoir une température maximale plus faible.

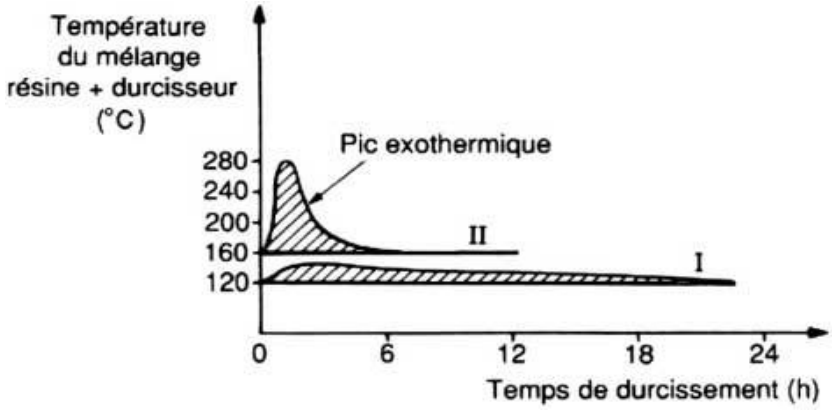


Figure 3-3: Analyse thermique du durcissement d'une résine époxyde [104]

En considérant les informations fournies par les fabricants des résines, la résine A atteint son temps de gel 70 minutes après l'avoir mélangé avec 25 phr du durcisseur et la résine B après 38 minutes avec 24 phr du durcisseur. Les résultats des essais de détermination des temps de gel des deux résines A et B pour trois rapports durcisseur /résine différents sont représentés dans le tableau 3.3. Il est à noter que la quantité du durcisseur est définie en pourcentages relatifs à la masse de la résine de base. La notation usuelle de phr «per hundred resin » est adoptée. Les temps de gel obtenus avec les proportions du durcisseur recommandés par les fabricants, 25 phr

pour la résine A et 24 phr pour la résine B, sont respectivement 79 et 46 minutes, ce qui correspond relativement aux données fournies par les fabricants des résines. On a constaté également que la réduction des taux de durcisseur a augmenté les temps de gel.

Tableau 3.3: Temps de gel des résines (A) et (B) pour des différentes quantités du durcisseur

Résine A	Durcisseur A	Temps de gel
Échantillon 1	25 phr	79 min
Échantillon 2	20 phr	94 min
Échantillon 3	15 phr	130 min

Résine B	Durcisseur B	Temps de gel
Échantillon 1	24 phr	46 min
Échantillon 2	20 phr	53 min
Échantillon 3	15 phr	60 min

Durant nos essais, on a remarqué que la résine (B) a une température maximale à l'exotherme beaucoup plus élevée que celle de la résine (A). De plus la résine (B) provoque la formation de bulles d'air dans le matériau plus que la résine (A). D'après ces constatations, on a décidé que la résine (A) est la mieux adaptée pour fabriquer la coulée.

3.4.2 Choix de la charge

Afin de réduire le pic exothermique lors de la polymérisation, trois types de charge ont été ajoutés à la résine A. Le choix de charge est très important lorsqu'on considère la fabrication des composites épais où les problèmes de conduction de chaleur sont critiques. Alors une étude comparative de l'effet de trois types de charge différents (C1, C2 et C3) a été effectuée. Cette étude est constituée de trois parties dont les objectifs sont de :

- Comparer l'effet des différents types de charge sur l'évolution de la température au cours de la polymérisation. Chaque échantillon est constitué de la résine A et de 27 % en volume de charge et moulé sous forme des blocs de dimension 125 × 125 × 50 mm. L'évolution de la température au cours du temps est enregistrée à la mi- épaisseur du centre de la coulée à l'aide de fils thermocouples.
- Étudier l'effet des charges sur la température de transition vitreuse (Tg) de notre matériau.
- Comparer l'effet des charges sur les propriétés mécaniques du matériau en effectuant des test de flexion trois points conformément à la norme ASTM D790 [105].

Il est important de préciser que d'après le cahier des charges, la viscosité de la coulée doit être inférieure à 6000 cp et la température maximale atteinte lors du durcissement ne doit pas dépasser 100 °C.

3.4.3 Choix du renfort

Dans le but d'étudier l'effet des fibres de verre courtes sur les propriétés mécaniques de la coulée, trois formulations différentes ont été testées :

- Formulation 1: résine (A) + 60% de C3
- Formulation 2: résine (A) + 50% de C3 + 10% fibre 1/32 "
- Formulation 3: résine (A) + 50% de C3 + 10% fibre 1/16"

Dans un premier temps, des échantillons, sous forme des blocs de 125 x 125 x 50 mm ont été préparés et pendant la polymérisation, l'évolution de la température au cours du temps est enregistrée à la mi-épaisseur du centre de la coulée à l'aide de fils thermocouples dans le but d'étudier l'effet de l'ajout des fibres de verres courtes sur l'exotherme. Dans un deuxième temps, on a effectué une comparaison entre les temps de gel des trois formulations. Et enfin, on a réalisé des essais de flexion 3 points conformément à la norme ASTM D790 [105] dans le but de caractériser et de comparer les comportements mécaniques des matériaux étudiés.

3.5 Formulation des peaux

3.5.1 Procédé de fabrication

Pour la fabrication des peaux, on a utilisé le procédé d'infusion à faible pression (ou autrement appelée moulage sous vide). Une représentation schématique du procédé de l'infusion est donnée à la figure 3-4. Ce choix est motivé par le fait que ce procédé est très fiable pour la réalisation des pièces de grandes dimensions et de forme relativement complexe avec un prix avantageux et aussi parce que cette technique permet d'obtenir une qualité de surface meilleure à celle obtenue par d'autres méthodes. Ce procédé est très employé principalement dans le milieu nautique.

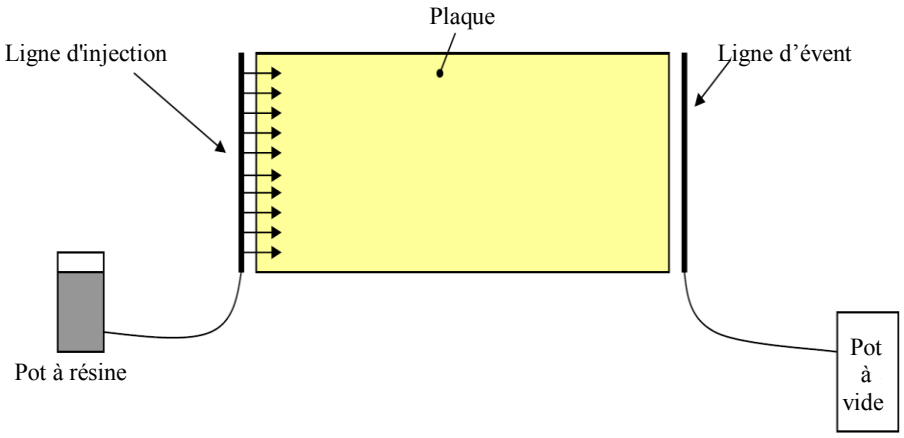


Figure 3-4: Schéma du montage d'infusion.

3.5.2 La fabrication des panneaux

Dans un premier temps on a utilisé la résine B pour faire l'infusion d'une plaque d'épaisseur 2,2 mm. La figure 3-5 montre les différentes couches d'empilements de l'agent démoulant au film de mise sous vide. Pendant cet essai, on a remarqué que cette résine n'est pas compatible avec ce procédé de fabrication puisqu'elle est devenue de plus en plus visqueuse et cela a faibli sa vitesse d'avancement pendant l'infusion. De ce fait elle atteint le temps de gel avant que la plaque soit complètement imprégnée.

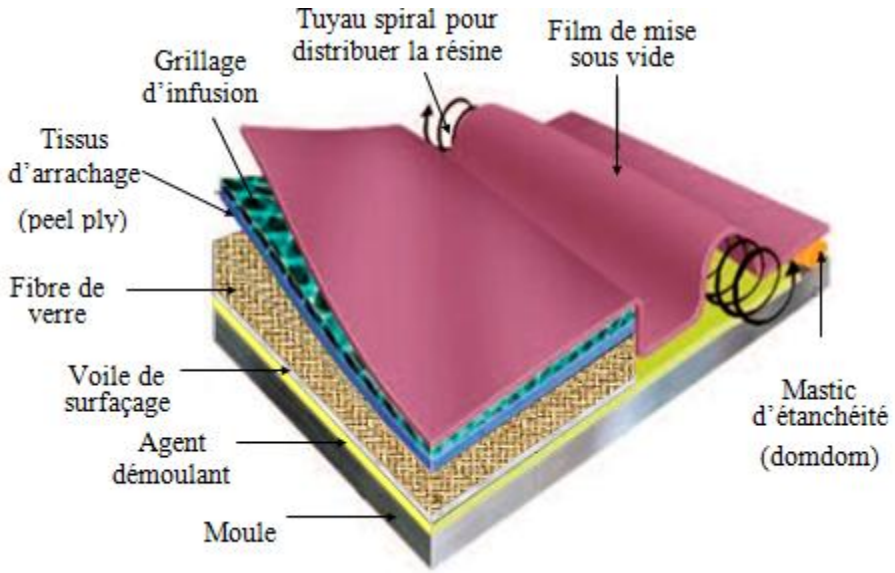


Figure 3-5: Schéma descriptif de l'infusion [106]

Dans un deuxième temps on a utilisé la résine A pour fabriquer une plaque de même nombre de couches, même séquence d'empilement et même épaisseur de la première plaque. Au bout de cinq minutes, toute la plaque a été bien imprégnée de résine de façon uniforme, il n'y a pas eu de zone sèche ou des bulles d'air emprisonnées.

Après avoir vérifié que la résine (A) est la mieux adaptée pour fabriquer les peaux par infusion, on a décidé, dans un troisième temps, d'augmenter le nombre de couches de fibre de verre pour atteindre une épaisseur totale du stratifié de 4 mm.

3.6 Structure sandwich

Des panneaux sandwich rectangulaires constitués des peaux, qui ont été fabriquées séparément par infusion à partir des fibres de verre-E bidirectionnel [0/90] imprégnées par une résine époxy (Résine A), et une âme en résine époxy fortement chargée. L'assemblage peaux/âme a été réalisé par le procédé de moulage où on a fixé les peaux, déjà fabriqués par infusion, sur les parois verticales d'une structure en bois, conçu spécialement pour cette fabrication. Ensuite on a mélangé les constituants de l'âme avec un malaxeur mécanique, et enfin le mélange a été versé entre les deux peaux. Après la polymérisation de la résine, on a obtenu notre structure sandwich. La figure 3-6 est une représentation schématique de la manière dont l'âme et les peaux ont été assemblés.

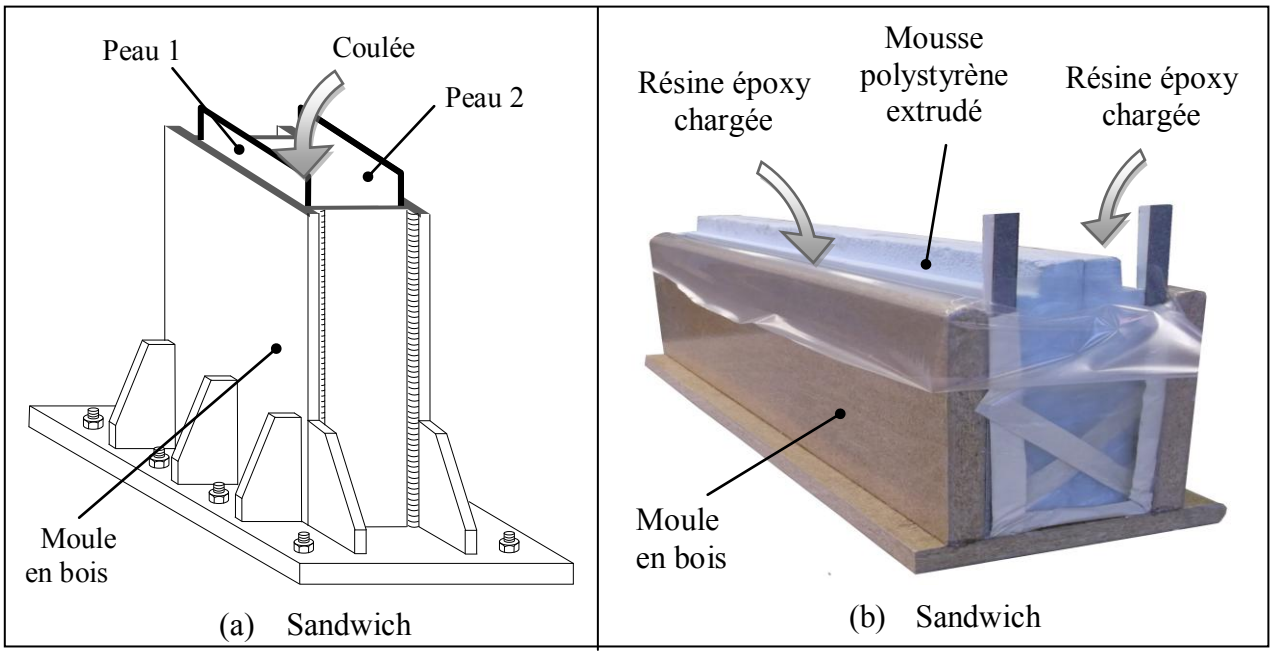


Figure 3-6: Montage d'assemblage peaux/âme.

3.7 Caractérisation physique, thermique et mécanique

3.7.1 Mesure de densité

Le test de mesure de densité est un test de contrôle de qualité facile et efficace. Dans notre étude, il est plus que nécessaire car nous utilisons plusieurs constituants de densités différentes (résine, charges, fibres). La mesure de densité des échantillons a été réalisée selon la procédure A de la norme ASTMD792. Brièvement, cette méthode consiste à :

- Mesurer la masse de l'échantillon dans l'air ambiant, M_{air}.
- Mesurer la masse de l'échantillon dans l'eau distillée à température de 24°C, M_{eau}.

En accord avec la poussée d'Archimède, la densité ρ_c du composite vaut :

$$\rho_c = \frac{M_{air}}{M_{air} - M_{eau}} \qquad (3)$$

3.7.2 Caractérisation par DMA

Les tests ont été effectués à l'aide d'un analyseur mécanique dynamique de modèle DMA 983 fabriqué par Dupont Instruments (figure 3-7). Cet appareil permet de mesurer le module élastique E' et le module de perte E'' des matériaux étudiés en fonction de la température ce qui permet d'évaluer la température de transition vitreuse Tg. La figure 3-8 présente un diagramme typique du résultat d'un essai de DMA (Dynamic Mechanical Analyser). La température de transition vitreuse Tg peut être estimée de deux façons :

- La température Tg_1 qui est déterminée par l'intersection de la tangente du comportement vitreux et la tangente de la région de transition,
- La température Tg_2 est simplement estimée au pic du module de perte E''.

Dans le cas de l'utilisation des matériaux dans leur domaine vitreux, il est préférable d'identifier Tg_1 comme la température de transition vitreuse.

Figure 3-7: Machine de DMA 983.

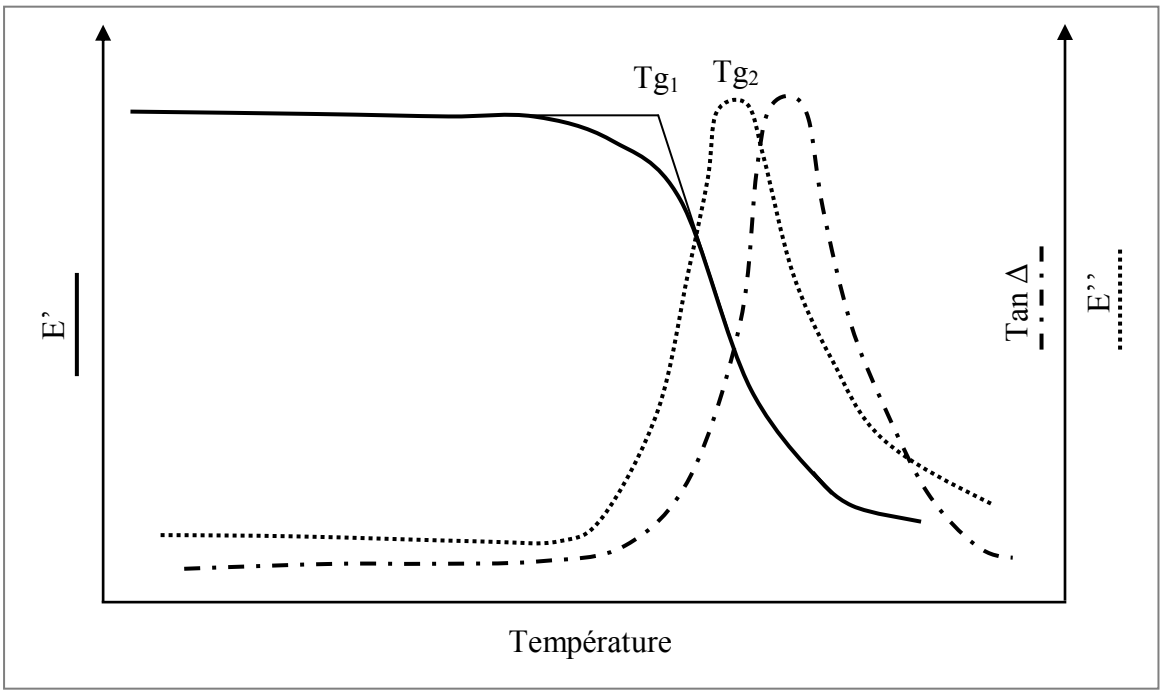


Figure 3-8: Diagramme typique d'un essai de DMA.

Les échantillons de DMA ont été découpés à l'aide d'une scie diamantée refroidie à l'eau. Les dimensions exigées par le manuel d'opération sont 60 × 7 × 4 mm. L'essai consiste à tester les échantillons en mode de résonance en faisant varier la température de 25 à 120 °C à une vitesse de chauffage de 2 °C/min. Trois échantillons de chaque matériau étudié sont testés. Les résultats sont analysés avec le logiciel 9900 TA et interprétés sous forme de graphique à l'aide du programme DMA3.

3.7.3 Test de flexion trois points

Les essais ont été réalisés sur une machine servo-hydraulique de fatigue MTS modèle 810 (figure 3-9). Les essais sont effectués en contrôle de déplacement, donc, pour tester les échantillons de la coulée, on a réglé la machine pour une vitesse égale à 2 mm/min. Pour chaque formulation, cinq spécimens ont été testés en flexion 3 points. Les paramètres dimensionnels expérimentaux sont inspirés de la norme ASTM D790. Les spécimens mesurent 10 cm de long, 12,7 mm de large et ont une épaisseur de 5 mm. La longueur entre les deux appuis sur lesquels reposent les spécimens est de 8 cm.

Figure 3-9: Machine MTS-810

Les résultats enregistrés lors des tests sont la charge en fonction du déplacement. La résistance à la flexion pour un test de flexion trois points effectué sur les échantillons de la coulée est déterminée par la formule suivante, donnée par la théorie des poutres:

$$\sigma_{Fu} = \frac{3P_{max}L}{2bh^2} \qquad (4)$$

Où :

P_{max} : la charge maximale enregistrée

L : la longueur entre les appuis

b : la largeur de l'éprouvette

h : l'épaisseur de l'éprouvette.

La déformation est calculée par l'équation suivante :

$$\varepsilon_{Fu} = \frac{6\delta h}{L^2} \qquad (5)$$

δ est le déplacement.

La rigidité est calculée d'après la pente de la portion linéaire de la courbe force-déplacement et le module longitudinal de flexion est déterminé par l'équation suivante :

$$E = \frac{mL^3}{4bh^3} \qquad (6)$$

Où *m* est la pente de la portion linéaire de la courbe charge-déplacement.

On a également effectué un test de flexion 3 points sur la structure sandwich. Le test a été effectué sous certaines conditions telles que ; la distance entre les appuis est de 635 mm, la vitesse de descente de la tête est de 1 mm/min et le déplacement maximal est de 6 mm. Les dimensions du sandwich testé en flexion 3 points sont représentées à la figure 3-10.

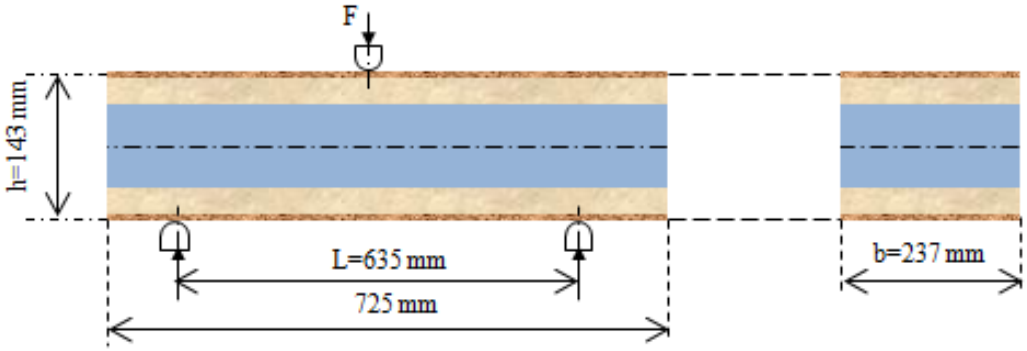


Figure 3-10: Les dimensions du sandwich.

3.7.4 Test de compression

Afin d'étudier les propriétés mécaniques des peaux, on a réalisé des tests de compression, selon la norme ASTM D695 qui a été modifié par Boeing, sur des éprouvettes coupées de la deuxième

et la troisième plaques. La machine qu'on a utilisée est la MTS-810 en utilisant un montage de fixation adapté à ce test et qui permet de limiter le flambage des échantillons (figure 3-11).

On a utilisé le mode contrôle de déplacement à une vitesse de 2 mm/min pour l'ensemble de nos essais effectués sur huit éprouvettes dont quatre sont coupées suivant le sens longitudinal de la plaque et quatre suivant le sens transversal. La figure 3-12 représente les dimensions de l'éprouvette imposées par la norme ASTM D695 modifiée par Boeing.

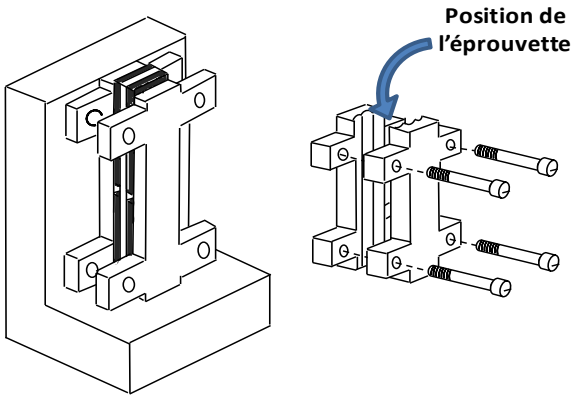


Figure 3-11: Montage type ASTM D 695 modifié par Boeing [107]

Pour calculer la contrainte en compression, à partir de la charge maximale enregistrée durant le test de compression, on a utilisé la formule suivante :

$$\sigma_{c\,max} = \frac{F_{max}}{bh} \qquad (7)$$

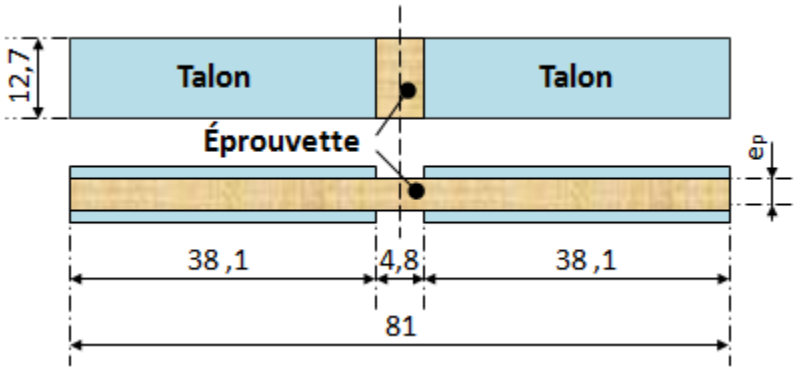


Figure 3-12: Caractéristiques des éprouvettes de compression (mm), selon ASTM D695 Boeing modifiée [107]

3.7.5 Test d'impact dynamique

Les essais d'impact ont été réalisés conformément à la norme ASTM D3763 [108] sur l'impact des structures sandwichs planes qui préconise de découper les échantillons selon des dimensions de 4 pouces x 4 pouces. Les tests d'impact à basse vitesse sont effectués à l'aide d'une tour d'impact, appelée aussi machine à masse tombante instrumentée, de modèle GRC8250 fabriquée par Dynatup®. Le système d'essai d'impact à masse tombante est représenté schématiquement à la figure 3-13.

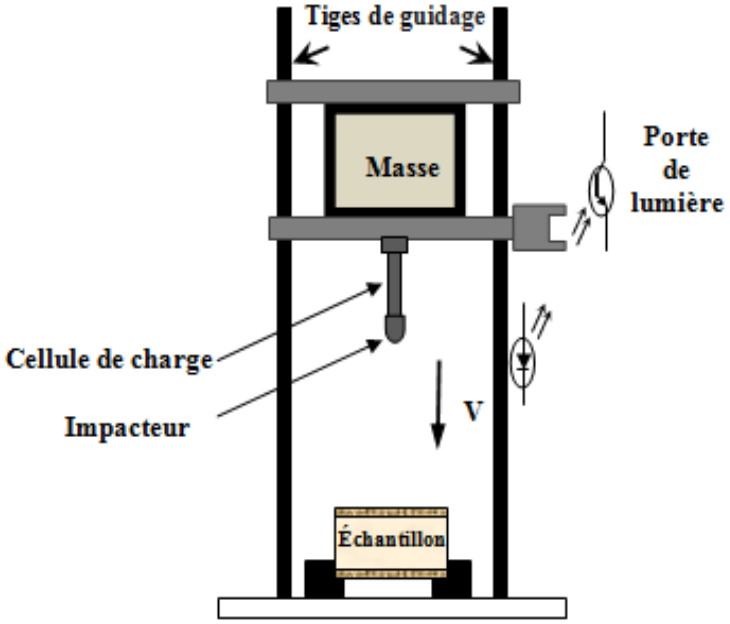


Figure 3-13: Schéma du système d'essai d'impact à masse tombante [109]

D'après la loi de conservation de l'énergie mécanique totale, en l'absence de frottement, on a :

$$E_p = E_c \Leftrightarrow mgh = \frac{1}{2}mv^2 \qquad (8)$$

$$\text{Ainsi} \quad v = \sqrt{2gh} \qquad (9)$$

Avec

E_c: L'énergie cinétique avant contact (J),

E_p: L'énergie potentielle (J),

m: La masse de l'impacteur (Kg),

g : L'accélération de la pesanteur (m/s²),

h: La hauteur initiale de chute (mm),

v: La vitesse théorique juste avant l'impact (m/s).

L'énergie fournie et la vitesse d'impact sont en fonction de la masse tombante et de la hauteur de la chute. La hauteur de la chute peut être modifiée sur la machine d'impact, ce qui nous permet d'atteindre des vitesses allant de 0,6 jusqu'à 3,6 m/s. De même, la variation du poids tombant nous permet d'avoir des énergies d'impact allant de 0,64 J jusqu'à 302 J. La machine d'impact est équipée d'une cellule de charge, de 22,7 kN de modèle 8496-1, fixée à la masse tombante qui permet d'enregistrer la variation de la charge générée pendant l'événement d'impact. Un impacteur hémisphérique d'un diamètre de 25,4 mm (1 pouce) est fixé à l'extrémité de cette cellule de charge.

La figure 3-14 représente le montage retenu dans le cadre de notre étude pour la fixation de nos échantillons. Ce système de fixation est formé de deux plaques rigides centrées par rapport au point d'impact, permettant un serrage pneumatique des échantillons sans les écraser.

Figure 3-14: Montage de fixation des échantillons.

3.7.6 Test d'indentation statique

Les tests d'indentation statique ont été réalisés sur une machine de fatigue MTS modèle 810, la même machine qu'on a déjà utilisé pour les essais de flexion et de compression. Dans le but de conserver les mêmes conditions aux limites durant tous nos essais (statiques et dynamiques), on a utilisé le même montage de fixation, le même impacteur (indenteur) et les mêmes dimensions des échantillons que dans les essais d'impact dynamique.

CHAPITRE 4 RÉSULTATS ET DISCUSSIONS

Dans ce chapitre, nous présentons les résultats expérimentaux obtenus dans cette étude. La première partie concerne les résultats des essais effectués dans le but de caractériser les propriétés de l'âme telles que la cinétique de cuisson du durcissement en présence des différents types de charge avec ou sans fibres de verre courtes, la température de transition vitreuse et la résistance en flexion. La deuxième partie concerne la caractérisation des propriétés des peaux, en étudiant l'effet de l'épaisseur. Une dernière partie est consacrée à la présentation et la discussion des résultats des essais effectués dans le but de caractériser les propriétés de la structure sandwich proposée pour l'avant-directrice.

4.1 Propriétés de la coulée

4.1.1 Effets de l'épaisseur

Dans le but d'étudier l'effet de l'épaisseur, on a préparé deux échantillons, en résine A non chargée, sous forme de bloc 125 mm × 125 mm et d'épaisseur différente (e_1= 15 mm et e_2 =50 mm).

Durant la polymérisation, on a enregistré l'évolution de la température au cours du temps à la mi-épaisseur du centre des deux échantillons à l'aide de fils thermocouples. Les courbes d'évolution de la température au cours du temps (figure 4-1) illustrent l'effet de l'épaisseur sur l'exotherme. En augmentant l'épaisseur, l'exotherme devient plus important et la réaction accélère. En effet, pour l'échantillon d'épaisseur 50 mm, on constate une augmentation rapide et importante de la température interne, au cours du durcissement, qui a atteint une température maximale de 219 °C après 49 minutes avec une vitesse qui a dépassé, au voisinage du pic, 85 °C/min. Par contre, la température maximale de l'échantillon d'épaisseur 15 mm, n'a pas dépassé 70°C en 80 minutes et la vitesse maximale enregistrée au cours la réaction est de 4 °C/min.

L'augmentation de la température interne de l'échantillon épais au cours de la polymérisation a causé un dégagement de fumée lorsque la température a dépassé 180 °C et un changement de couleur de la matrice qui, au lieu d'être transparente comme celle d'épaisseur 15 mm (figure 4-2 (a)), est devenue brune (figure 4-2 (b)). Après le découpage de l'échantillon, on a remarqué que

la couleur brune est plus foncée au centre de l'échantillon et devient de plus en plus claire en se rapprochant des surfaces.

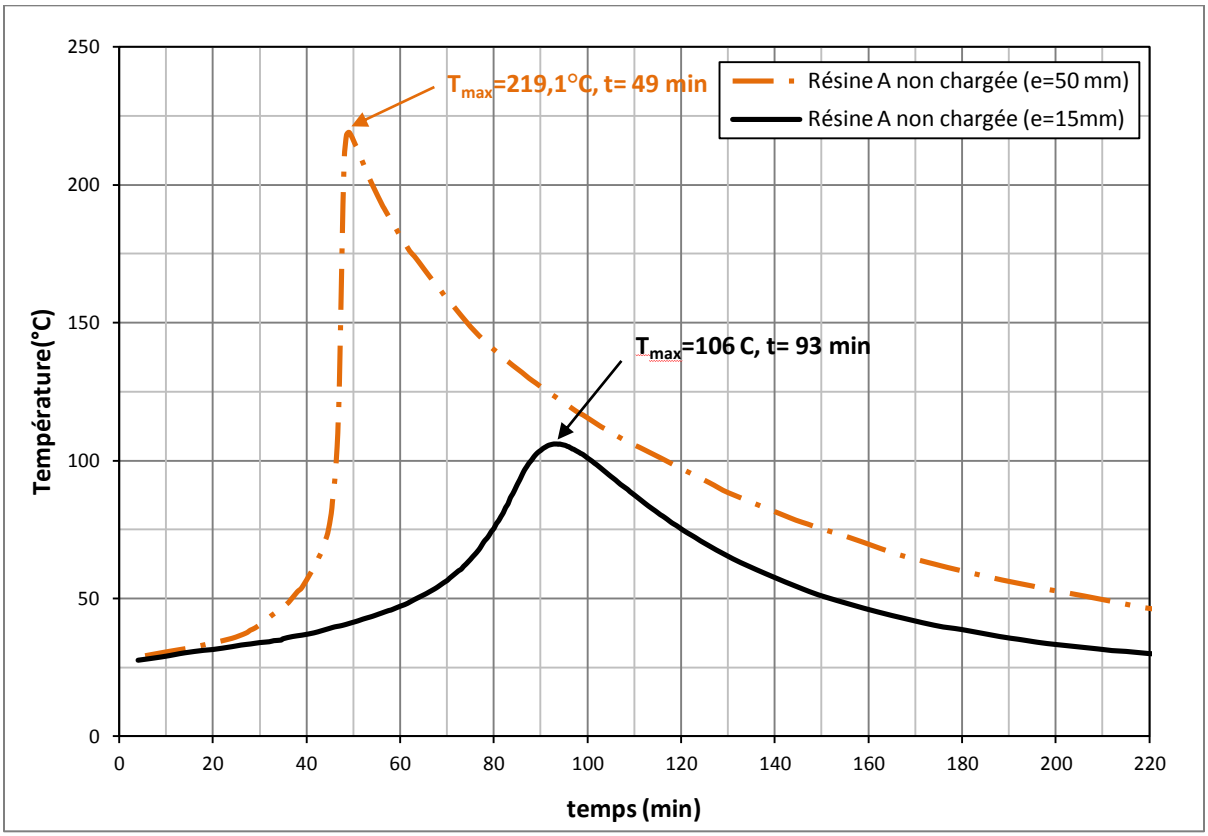
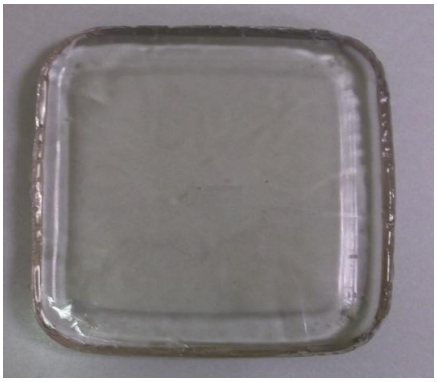


Figure 4-1: Profils de température lors de la polymérisation de deux échantillons d'épaisseurs différentes



a) Résine A non chargée e =15 mm

b) Résine A non chargée e = 50 mm

Figure 4-2: L'effet de l'épaisseur sur la couleur de la matrice époxy

4.1.2 Effets du type de charge

Dans cette partie, on compare la résine A non chargée et la résine A chargée de 27% en volume de trois types de charges différentes (C1, C2 et C3) présentés dans la section 3.3.2.

4.1.2.1 Effet du type de charges sur l'exotherme

Les courbes de l'évolution de la température au cours de la polymérisation des échantillons de coulée, sous forme des bloc de 125 x 125 x 50 mm, sont présentés dans figure 4-3. On peut remarquer d'après les courbes que l'ajout des charges a diminué la température interne de la coulée d'une manière différente en fonction du type de charge.

L'ajout de 27 % en volume de C1 n'a pas un grand effet sur l'exotherme. Il a diminué la température de seulement 17 °C qui est équivalent à 8% de la température maximale de l'époxy non chargé. Ceci est expliqué par la nature isolante de ce type de charge qui n'aide pas à améliorer la conductivité thermique de la matrice et à distribuer la chaleur d'une manière uniforme. Au contraire, on a constaté que le centre durcit avant le reste de l'échantillon à cause de la chaleur emprisonnée à l'intérieur, ce qui a accéléré la réaction et causé un retrait surtout aux extrémités de l'échantillon. Après le découpage de l'échantillon on a remarqué que l'échantillon n'est pas homogène. En effet, on peut le diviser en trois couches selon son épaisseur (figure 4-4 (a)):

- Couche supérieure où les particules de C1, à cause de leur faible densité, ont flotté pour former une couche qui manque de résine.
- Couche intermédiaire où on a un mélange constitué de C1 et la résine A. On constate que plus on s'approche de surface supérieure, plus la quantité de charge augmente.
- Couche inferieure constituée seulement par la résine époxy.

La C2 est la charge qui a le plus d'effet sur l'exotherme. En effet, l'ajout de 27% en volume a diminué d'une manière significative l'exotherme et a ralenti la réaction de polymérisation. Cependant, on constate la présence d'un léger retrait aux extrémités de l'échantillon. De plus, à cause de la différence de densité entre la résine et les particules de C2, l'échantillon n'est pas homogène (figure 4-4 (b)). Contrairement au cas de C1, on constate que, sous l'effet du phénomène de sédimentation des particules de charge, une fine couche de résine non chargée

s'est formée au-dessus de l'échantillon fabriqué, et au fond on peut remarquer un excès de charge.

En revanche l'utilisation de C3 a diminué la température maximale lors de la polymérisation de l'époxy jusqu'à 145°C (équivalant à 66 % de la température maximale d'époxy non chargé) en retardant l'apparition du pic et avec une distribution uniforme de la charge dans la résine époxy. De plus, on constate que le retrait est presque négligeable.

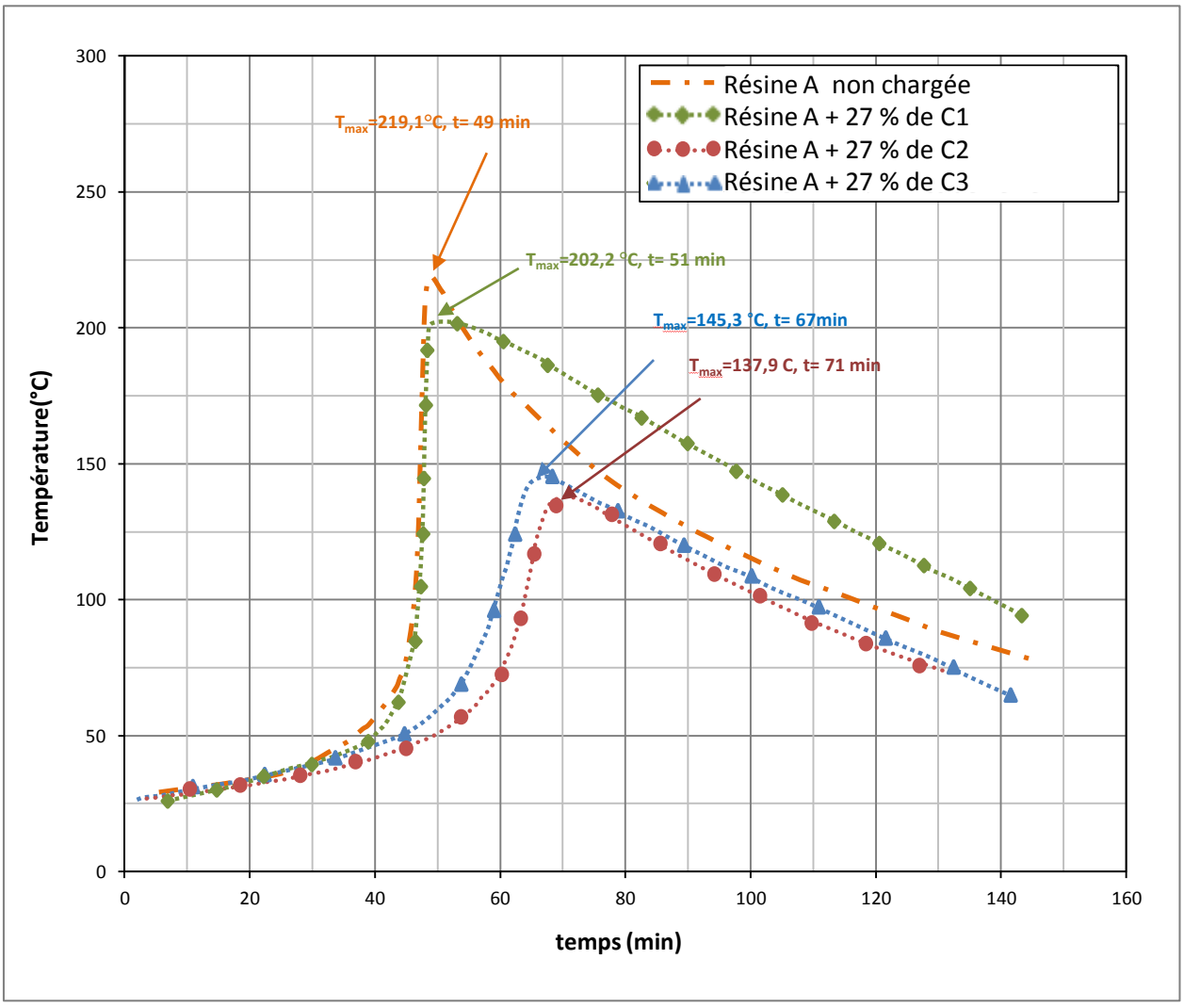


Figure 4-3: Profils de température au cours de la polymérisation de la résine A chargée des différents types de charge

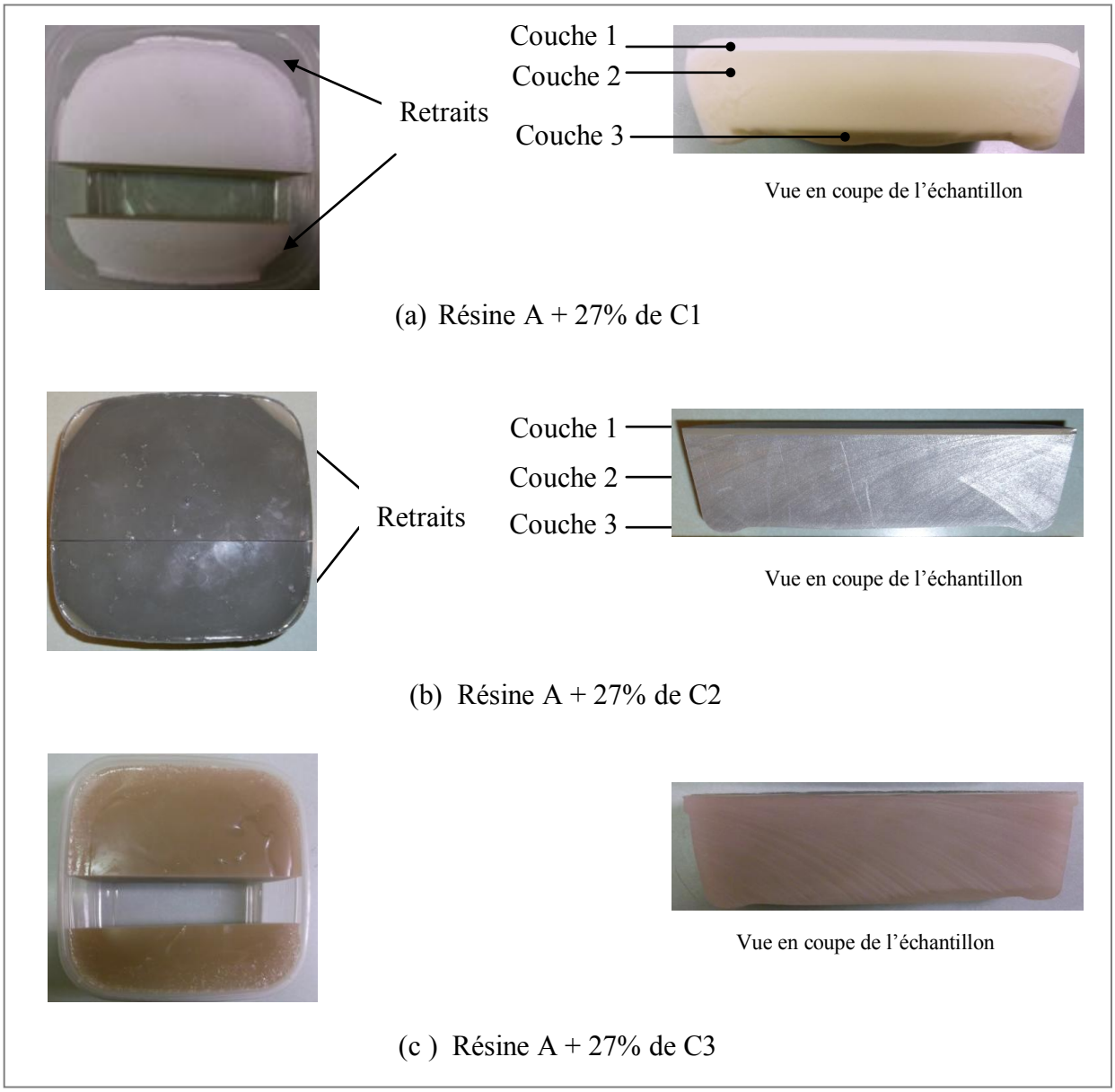


Figure 4-4: Les échantillons de la coulée en époxy chargé par différents types de charge

4.1.2.2 Effet du type de charges sur les propriétés mécaniques

Dans le but de mettre l'accent sur l'effet de l'ajout des différents types de charges sur les propriétés mécaniques du matériau, on a effectué des tests de flexion 3 points. Nous nous attendons à ce que la résistance et la rigidité soient affectées différemment selon le type des charges. Les résultats obtenus sont regroupés au tableau 4.1 et les courbes contrainte/déformation sont présentées à la figure 4-5.

L'allure des courbes contrainte-déformation renseigne sur le comportement en flexion des quatre types des matériaux étudiés. Le comportement en flexion d'époxy non chargé est de type ductile avec une limite élastique de 45 Mpa, une résistance ultime d'environ 76 Mpa, et une déformation totale au maximum de contrainte d'environ 5%. Cependant l'ajout des charges a transformé ce matériau qui est essentiellement ductile en un matériau fragile avec une diminution importante de la capacité de déformation. Il est à noter que la rupture des échantillons chargés de C1 et de C3 est brutale sans déformation plastique, donc la résistance élastique est égale à la résistance à la rupture. En revanche, l'échantillon chargé par la C2 a eu une déformation plastique avant la rupture. La figure 4-6 représente des échantillons testés des quatre matériaux étudiés. A partir de la figure 4-5 et les résultats représentés dans le tableau 4.1 on remarque que l'ajout des charges a diminué la résistance ultime. De plus, le module élastique E augmente avec l'ajout de C2 et de C3 comme charge. Par contre, il a été légèrement affecté par l'ajout de C1.

En comparant les trois matériaux chargés, l'époxy chargé de C3 est le plus rigide et aussi le plus fragile. Le gain de rigidité apporté par ce type de charge dépasse le 100%. L'échantillon chargé de C2 est le plus résistant. Cette différence en termes de comportement en flexion est expliquée par la différence de dimension des particules de charges et la différence de leur nature. En effet, plus la taille moyenne des particules est petite, plus leur surface spécifique est importante, ce qui favorise une liaison plus forte entre l'époxy et les charge.

Il faut préciser que ces mesures, présentées dans le tableau 4.1, sont les résultats des moyennes sur cinq échantillons. On constate que les résultats des échantillons chargés de C3 ont le coefficient de variation le plus petit. Ceci s'explique par la dispersion uniforme des particules de charge de C3 dans l'échantillon ce qui n'est pas le cas pour les particules de C1 et de C1. Par conséquent, d'après les résultats de cette étude comparative on a décidé que la C3 est la charge la plus adéquate pour l'âme du notre sandwich. Ce choix fut motivé par l'effet significatif de C3 sur l'exotherme, le retrait négligeable, l'homogénéité de l'échantillon (pas d'effet de flottage ni de sédimentation des charges) et un prix très réduit par rapport à celui de C2. Il est important de noter que la résistance de l'extension de l'avant-directrice sera assurée par la coque. Par conséquent, la résistance de l'échantillon époxy chargé de C3 est acceptable pour notre application.

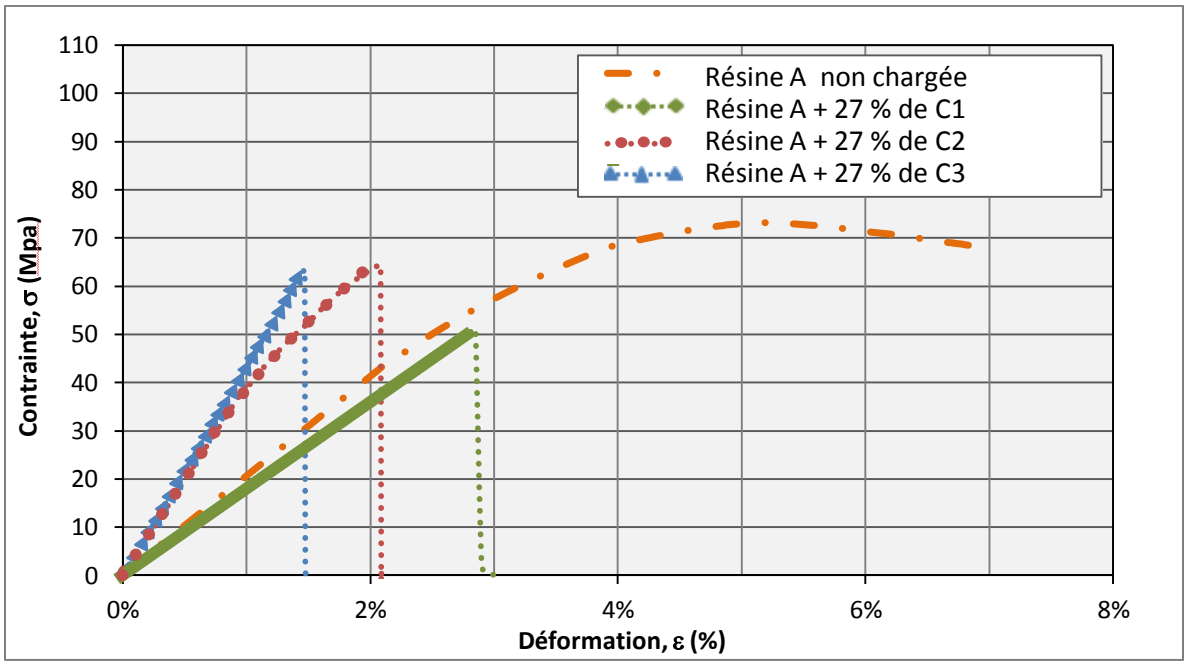


Figure 4-5: Courbes contrainte-déformation lors des tests de flexion pour différents types de charges

(a) (b) (c) (d)

a) époxy non chargé. b) époxy + C2.
c) époxy + C1. d) époxy + C3.

Figure 4-6: Échantillons testés en flexion.

Tableau 4.1: Les résultats des tests de flexion pour différents types de charge

	σ_{ul} (Mpa)			$\sigma_{el.}$(Mpa)			E (Gpa)			ε_f (%)			ε_{el} (%)		
	Moy.	Écart type	Coef. de variation (%)	Moy.	Écart type	Coef. de variation (%)	Moy.	Écart type	Coef. de variation (%)	Moy.	Écart type	Coef. de variation (%)	Moy.	Écart type	Coef. de variation (%)
Résine A non chargée	76	0,71	0,93%	45	0,91	2,02%	2,06	0,03	1,56%	5,06%	0,23%	4,54%	2,2%	0,08%	3,75%
Résine A + 27% de C1	51	2,46	4,82%	51	2,46	4,82%	1,79	0,12	6,44%	2,80%	0,25%	8,80%	2,80%	0,25%	8,80%
Résine A + 27% de C2	65	1,35	2,08%	40	2,36	10,75%	3,96	0,24	6,15%	2,02%	0,14%	7,38%	1,01%	0,08%	7,92%
Résine A + 27% de C3	63	0,21	0,34%	63	0,21	0,34%	4,31	0,06	3,62%	1,47%	0,09%	6,45%	1,47%	0,09%	6,45%

4.1.3 Effet du taux de charges C3

Dans cette partie de l'étude, l'accent sera mis sur l'effet du taux de C3 sur l'exotherme, la température de transition vitreuse Tg, la résistance et le module en flexion afin d'estimer la quantité de charge optimale pour l'âme qui va être utilisée pour la fabrication de l'extension de l'avant-directrice.

4.1.3.1 Cinétique de cuisson en fonction du taux de C3

Pendant la polymérisation des échantillons de coulée, sous forme de bloc de 125 x 125 x 50 mm, l'évolution de la température au cours du temps est enregistrée à la mi-épaisseur du centre de la coulée à l'aide de fils thermocouples. La figure 4-7 représente les courbes de variation de la température au cours de la polymérisation des coulées ayants des taux massiques de C3 variant entre 44% et 63%.

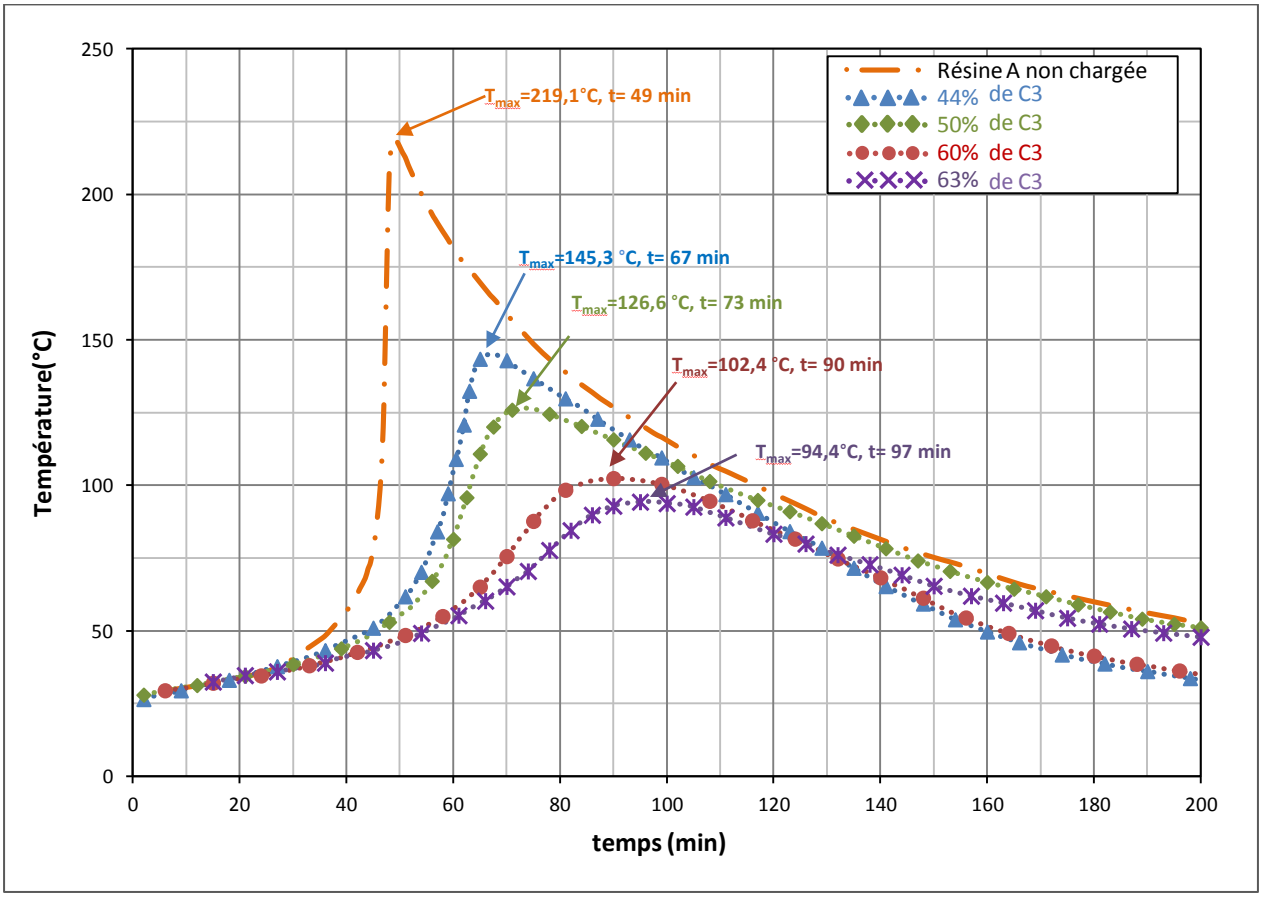


Figure 4-7: L'évolution de la température au cours de la polymérisation de la résine A en fonction de quantité de C3

Les résultats de cette étude démontrent que l'augmentation de la quantité de C3 a influencé principalement deux propriétés : la température au pic d'exothermie et le temps à l'occurrence du pic. En effet, plus la quantité de C3 est grande plus la réaction est retardée et plus la température maximale est plus faible. Ceci s'explique d'une part par un taux de résine plus faible et d'autre part par le fait que les charges agissent comme un puits de chaleur.

Il est important de noter qu'au-delà de 60% de C3, on a rencontré des difficultés au niveau de manipulation du mélange à cause de l'augmentation importante de la viscosité qui a dépassé les 6000 cp.

4.1.3.2 Les propriétés mécaniques

L'objectif de cette partie est d'évaluer l'influence du taux de C3 sur les propriétés mécaniques de l'époxy chargé.

Dans un premier temps, nous avons mis l'accent sur l'effet des charges sur la température de transition vitreuse (Tg). Les résultats des essais de DMA regroupés dans le tableau 4.2, montrent que la température de transition vitreuse Tg n'est pas été affectée d'une manière significative par l'incorporation de C3. En effet, nous obtenons pour l'époxy non chargée une valeur de 59 °C pour le Tg_1 et 71°C pour le Tg_2. Nous n'avons pas observé de modification significative de cette température suite à l'incorporation des charges, quel que soit la quantité de charge induite.

Tableau 4.2: Les résultats des essais de DMA.

	Tg_1 (°C)	**Tg_2 (°C)**
Résine A non chargée	59	71
Résine A + 44 % C3	58	71
Résine A + 50% C3	59	70
Résine A + 60% C3	58	71
Résine A + 63% C3	58	70

Ces résultats nous amènent à conclure que l'ajout de C3 à la résine époxy n'affecte pas la morphologie et le degré de réticulation de la matrice. Il est à noter que la température de l'eau de la rivière où les extensions vont être installées ne dépasse pas les 15°C.

Dans un deuxième temps, on a effectué des tests de flexion afin d'étudier l'effet du taux de charges sur le comportement en flexion des matériaux étudiés. Les résultats des tests de flexion 3 points sont regroupés dans le tableau 4.3 et les comportements typiques force-déplacement pour différents taux de charge sont montrés aux figures 4-8.

Tableau 4.3: Les résultats des tests de flexion pour différents taux de C3

	σ_{ul} (Mpa)			E (Gpa)			ε_f (%)		
	Moy.	Écart type	Coef. de variation (%)	Moy.	Écart type	Coef. de variation (%)	Moy.	Écart type	Coef. de variation (%)
Résine A + 44% de C3	63	0,21	0,34%	4,31	0,06	3,62%	1,47%	0,09%	6,45%
Résine A + 50% de C3	60	0,62	0,80%	4,94	0,23	5,34%	1,22%	0,15%	8,22%
Résine A + 60% de C3	50	0,45	0,91%	6,13	0,28	4,54%	0,81%	0,03%	3,19%
Résine A + 63% de C3	46	3,23	6,97%	6,50	0,24	3,74%	0,71%	0,06%	8,41%

D'après les résultats on constate que plus le matériau contient des charges de C3, plus il devient fragile et sa résistance à la rupture diminue. La résistance baisse d'environ 27% en passant d'un taux de charge de 44% à un taux de charge de 63%. La déformation à la rupture suit la même tendance que la contrainte, c'est-à-dire qu'elle baisse avec le taux de charge (figure 4-9). Ceci est attendu vu que les particules limitent la mobilité et la déformation de la matrice.

Cependant, le module en flexion E, a augmenté avec le taux de charge. En effet, le passage du 44% à 63% de charges a augmenté le module d'environ 34%. Cette augmentation du module d'élasticité est attendue puisque les charges contribuent à la rigidité du matériau.

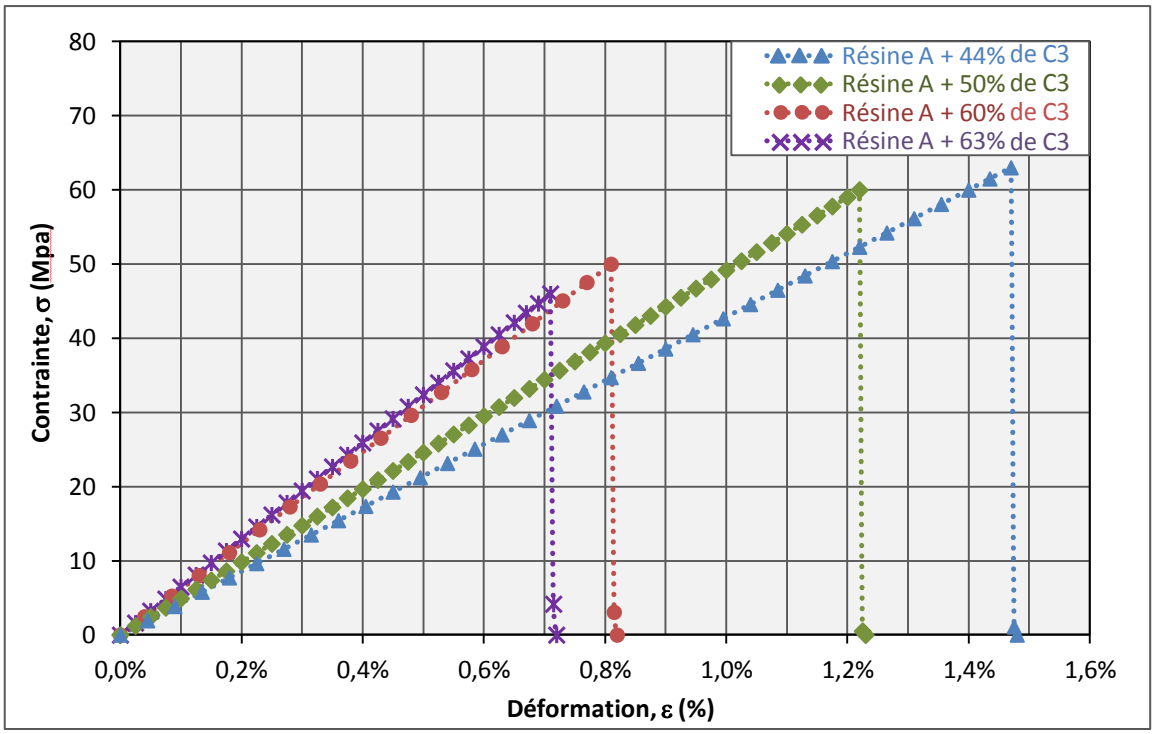


Figure 4-8 : Courbes de flexion de l'époxy chargé par des différents taux de C3.

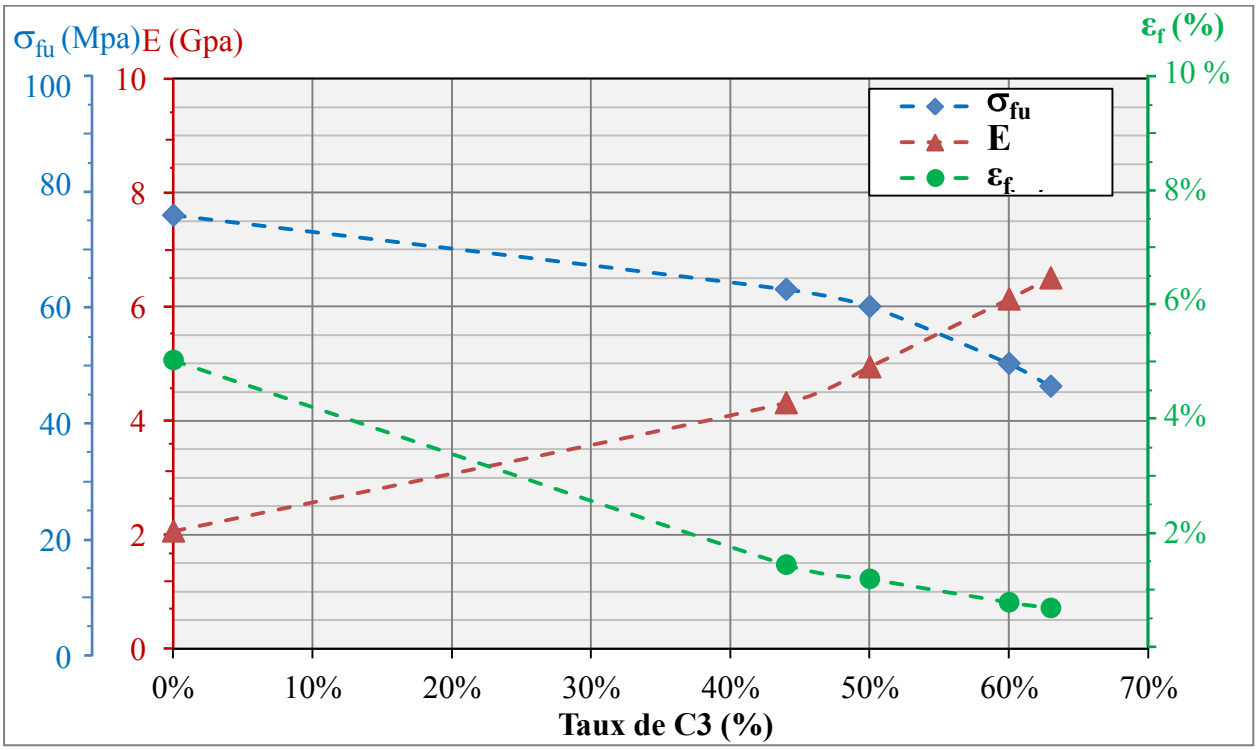


Figure 4-9: Variation du module (E), de la résistance (ζ) et de la déformation en flexion (ε) en fonction du taux de C3.

A cette étape de l'étude, on a décidé que la quantité optimale de la charge C3 est 60%. La prise de cette décision est motivée principalement par la besoin de réduire au maximum la température de l'exotherme tout en conservant une viscosité de l'ordre de 6000 cp. La viscosité de la formulation choisie, qui est formée de 40 % de résine A et 60 % de C3, est d'environ 5800 cp et la température maximale atteinte lors du durcissement est 102 °C.

4.1.4 Effet des fibres de verre courtes

Cette partie présente l'effet des fibres de verre courtes sur la cinétique de cuisson et le comportement en flexion de la résine époxy chargée de C3. Comme nous l'avons déjà mentionné à la section 3.4.3, trois formulations différentes ont été testées :

- Formulation 1: résine (A) + 60% de C3
- Formulation 2: résine (A) + 50% de C3 + 10% fibre 1/32 "
- Formulation 3: résine (A) + 50% de C3 + 10% fibre 1/16"

Nous nous attendons à ce que la résistance soit améliorée par les fibres de verre courtes.

4.1.4.1 Cinétique de cuisson

Comme une première remarque, lors de la préparation des échantillons, l'ajout des fibres de verre courtes a augmenté la viscosité de la coulée ce qui a causé des difficultés de mise en forme. La figure 4-10 représente les courbes de variation de la température au cours de la polymérisation des trois échantillons (bloc de 125 x 125 x 50 mm). On constate que l'ajout de 10% des fibres de verre courtes favorise la diminution de la température maximale du 102,4 °C à 93,3 °C avec un léger retardement de la réaction de polymérisation par rapport à la coulée chargée seulement par la C3.

En comparant les deux tailles de fibres courtes, la dimension des particules (1/16″ ou 1/32″) n'a pas un effet significatif sur l'exotherme et l'évolution de la réaction de polymérisation. Par contre, elle a un grand effet sur la viscosité du mélange lors de la préparation des échantillons. En effet, on a constaté que le mélange qui contient les fibres de verre 1/16″ a la plus grande viscosité.

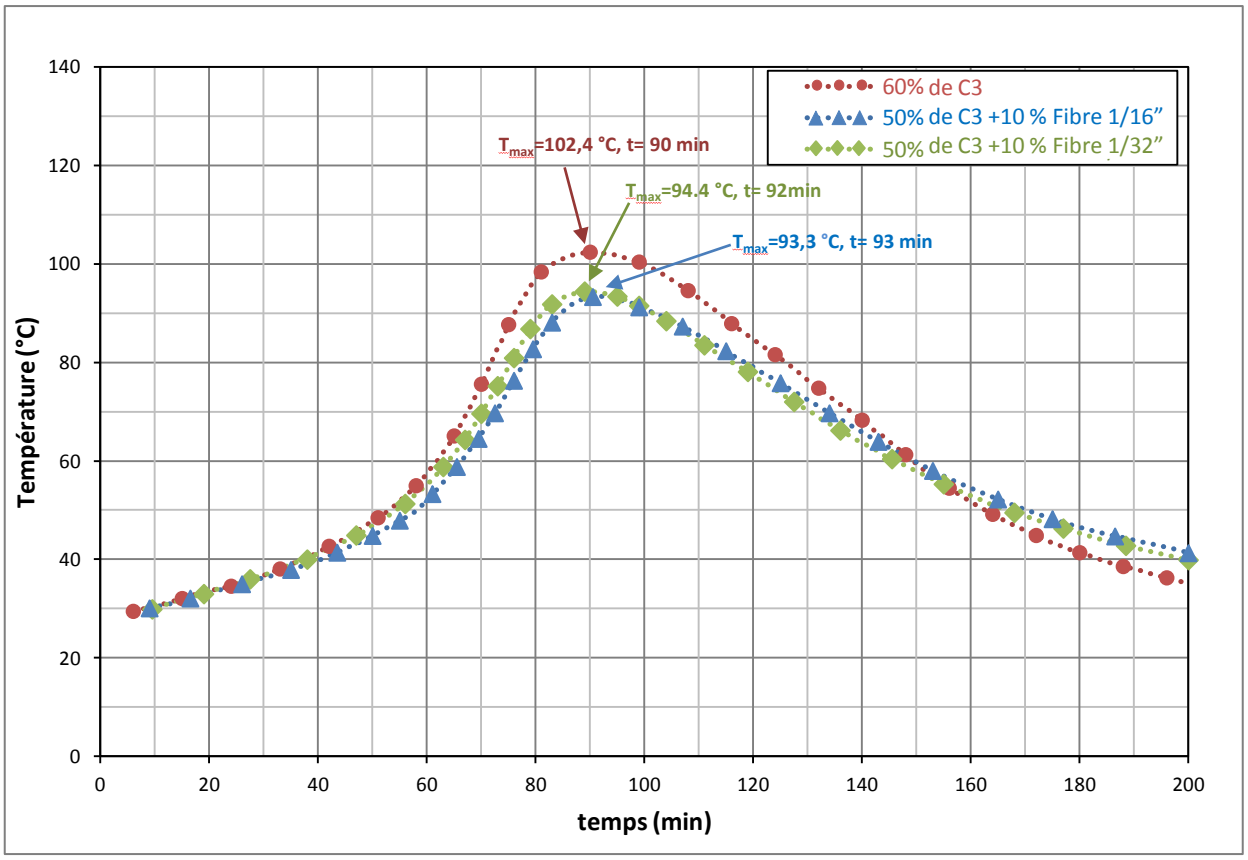


Figure 4-10: Effet de l'ajout des fibres courtes sur l'évolution de la température au cours de la polymérisation du composite

4.1.4.2 Comportement en flexion de la coulée

La rupture enregistrée en flexion trois points sur toutes les éprouvettes est totale. Les résultats sont regroupés dans le tableau 4.4. La figure 4-11 représente une comparaison entre les courbes de la contrainte[1] en fonction de la déformation des trois formulations testées.

Contrairement à ce qu'on a prévu, les fibres de verre courtes n'ont pas amélioré les propriétés mécaniques de la coulée puisque la résistance à la flexion et le module de la coulée chargée seulement par la C3 sont les plus élevés. Ceci peut être expliqué par la présence des bulles d'air dans les échantillons contenant les fibres de verre courtes. Les vues microscopiques (figure 4-12) montrent que l'ajout des fibres a provoqué l'apparition des bulles d'air.

[1] La contrainte moyenne des cinq échantillons

Tableau 4.4: Les résultats des tests de flexion

	σ_{fu} (Mpa)			E (Gpa)			ε_f (%)		
	Moy.	Ecart type	Coef. de variation (%)	Moy.	Écart type	Coef. de variation (%)	Moy.	Écart type	Coef. de variation (%)
Formulation 1 (60% de C3)	50	0,45	0,91	6,13	0,28	4,54	0,81	0,03	3,19
Formulation 2 (50% de C3 + 10% fibre 1/32")	46	2,89	6,25	5,64	0,22	3,92	0,82	0,05	6,67
Formulation 3 (50% de C3 + 10% fibre 1/16")	45	2,84	6,31	5,62	0,18	3,20	0,80	0,08	9,86

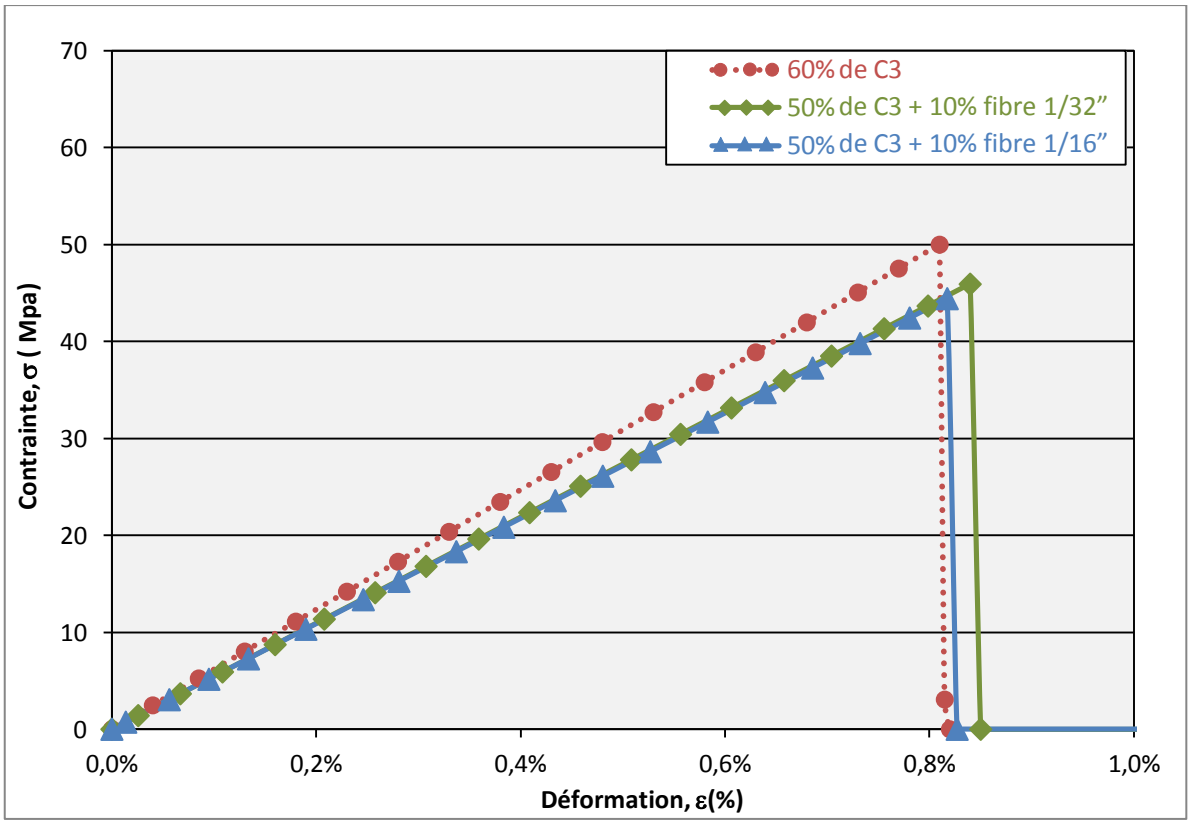


Figure 4-11: Courbes contrainte-déformation des tests de flexion 3 points

L'examen du tableau 4.4 met en évidence une grande dispersion des résultats pour les coulées fabriquées avec des fibres de verre courtes, par contre la distribution des résultats pour la formulation 1 est plus uniforme. Le coefficient d'erreur ne dépasse pas le 1 % pendant que pour les deux autres formulations dépasse le 6 %. Ce résultat peut être expliqué par la présence des bulles d'air qui ne sont pas distribué uniformément dans la coulée (figure 4-12).

De plus, on constate que plus la taille des particules des fibres de verre est grande, plus le taux et les dimensions des bulles d'air augmentent. En effet, la viscosité du mélange augmente avec l'ajout de fibres de verre courtes ayant une taille de particules plus grande. Ceci nécessite un effort et un temps de malaxage plus grands ce qui augmente le risque de formation des bulles d'air dans le mélange. Pour confirmer ces observations, on a calculé le taux de vide par la formule suivante :

$$V_v(\%) = \frac{\rho_c - \rho}{\rho_c} \times 100 \qquad (10)$$

Où :

- V_v= taux de vide
- ρ_c= densité théorique
- ρ= densité mesurée

Les densités théoriques ont été calculées en utilisant la règle des mélanges comme indiqué dans l'équation (11) où les densités de résine pure et de C3 ont été mentionnées aux fiches techniques des fabricants.

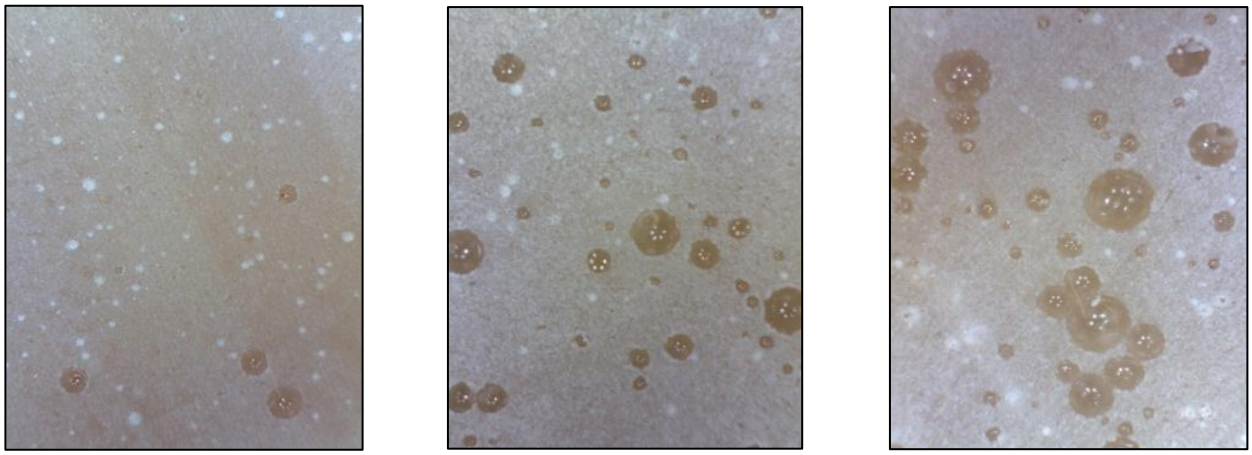
$$\rho_c = \rho_{résine}.V_{résine} + \rho_{C3}.V_{C3} + \rho_{fibre}.V_{fibre} \qquad (11)$$

- $\rho_{résine}$= densité de la résine
- $V_{résine}$= taux volumique de la résine
- ρ_{C3} = densité de C3
- V_{C3}= taux volumique de C3
- ρ_{fibre}= densité de fibres de verre courtes
- V_{fibre}= taux volumique des fibres

Les résultats présentés dans le tableau 4.5 confirment nos observations. Les échantillons qui ne contiennent pas des fibres de verre possèdent le taux de vide le plus faible 1,59% et les échantillons qui contiennent des fibres de verre de dimension 1/16" possèdent le taux de vide le plus élevé.

Tableau 4.5: Les densités mesurées et théoriques et les taux de vide des trois formulations

	Densité mesurée	Densité théorique	Taux de vide
Formulation 1 Résine A + 60% de C3	1,61	1,64	1,59%
Formulation 2 Résine A + 50% de C3 + 10% fibre 1/32″	1,53	1,66	7,83%
Formulation 3 Résine A + 50% de C3 + 10% fibre 1/16″	1,52	1,66	8,43%



(a) La formulation 1 (60% de C3)

(b) La formulation 2 (50% de C3 + 10% fibre 1/32")

(c) La formulation 3 (50 % de C3 + 10% fibre 1/16")

Figure 4-12: Vue en coupe au microscope digital de la surface interne des échantillons

Dans le but de vérifier si l'effet de l'ajout des fibres de verre courtes sur l'apparition des bulles d'air varie selon le type des charges, on a préparé trois échantillons de coulée:

- Échantillon 1 : Résine A + C1 + Fibres de verre courtes.
- Échantillon 2 : Résine A + C2 + Fibres de verre courtes.
- Échantillon 3 : Résine A + C3 + Fibres de verre courtes

La figure 4-13 représente les vues des surfaces externes et des vue microscopique des surfaces interne des échantillons de coulées ayants le même taux de fibres de verre courtes et des charges différentes. D'après les observations, on a remarqué que l'ajout des fibres de verre courtes a provoqué l'apparition des bulles d'air quel que soit le type des charges mais avec des taux différents. Cet effet est induit par la contrainte thermique de compression autour des fibres de verre pendant la polymérisation de l'échantillon.

Pour l'échantillon chargé de C1, la plupart des bulles d'air sont situées à la surface de l'échantillon, par contre pour le cas de C2 la surface est lisse mais la vue de coupe montre un taux important des bulles d'air. Cependant, l'ajout des fibres de verre courtes à la résine époxy chargée de C3 provoque le minimum de bulles d'air apparent.

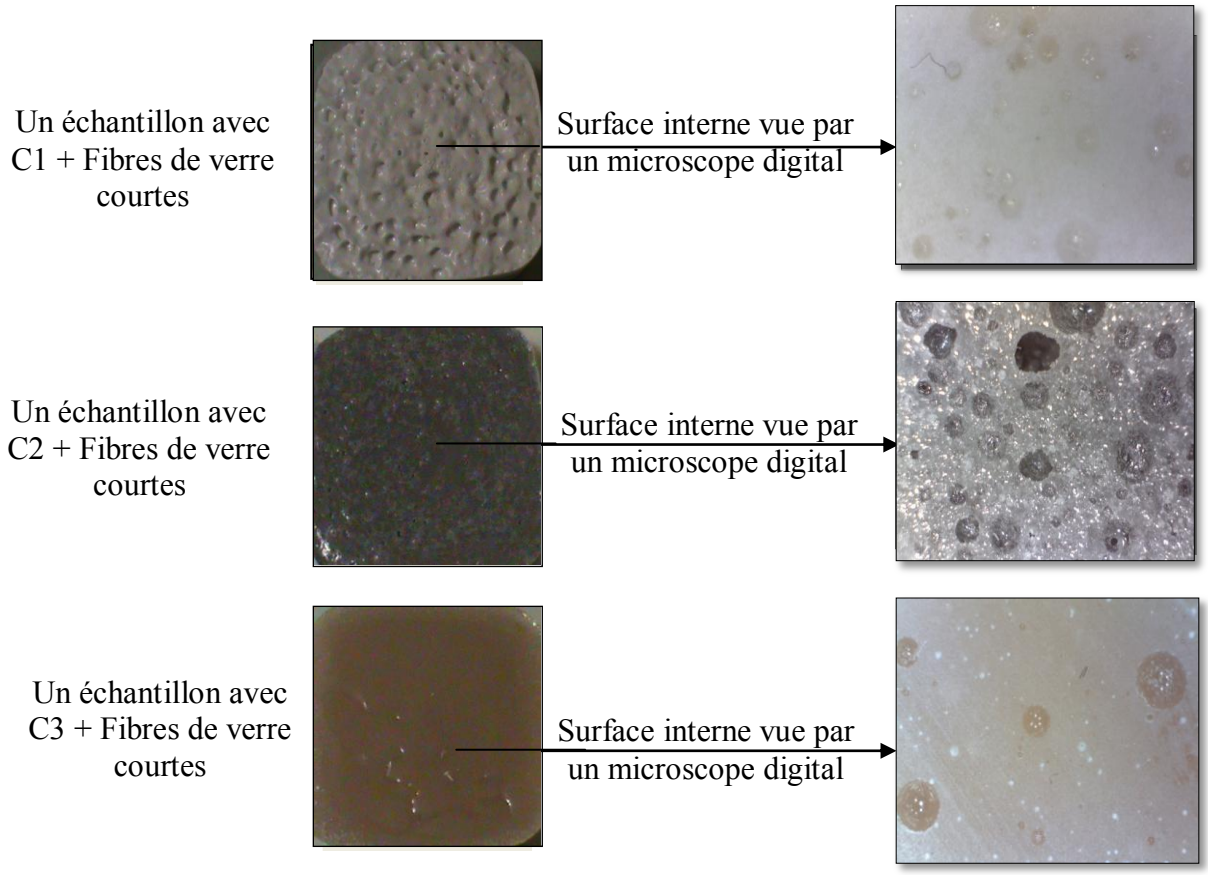


Figure 4-13: Vues des surfaces externes et internes des coulées ayants des charges différentes

Pour résumer, d'après les observations durant la polymérisation de toutes les formulations essayées (figure 4-14), l'étude de la variation de la température lors de la polymérisation et les

résultats du test de flexion trois points, on a été convaincu que la formulation la plus adéquate pour fabriquer l'âme de notre structure sandwich est celle formée par la résiné A et 60 % de C3 comme charges.

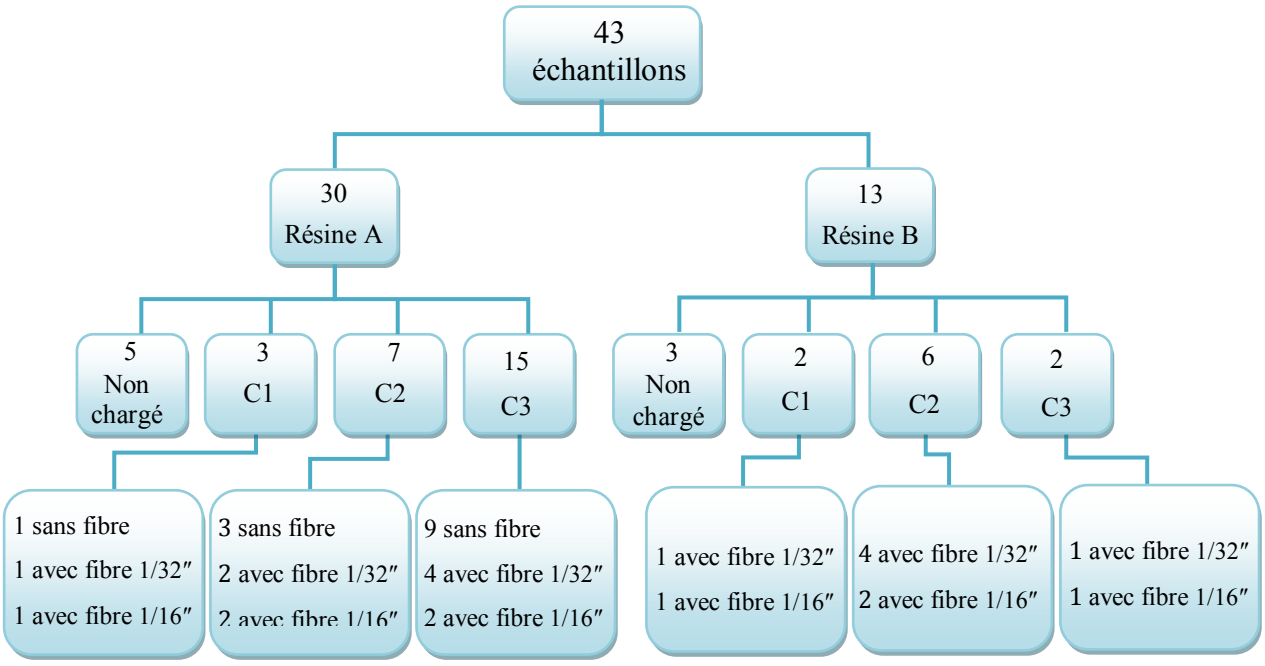


Figure 4-14 : Récapitulation des formulations de coulée essayées.

4.2 Propriétés des peaux en compression

L'une des décisions les plus importantes requises par un concepteur d'une structure sandwich en composite est de choisir l'épaisseur des peaux. La rigidité et la résistance aux dégâts sont des considérations principales dans ce choix.

Pour cette raison, deux plaques d'épaisseur différente, 2,2 et 4 mm, ont été testées en compression conformément à la norme ASTM D695 modifié par Boeing. Les éprouvettes ont été coupées selon le sens longitudinal et le sens transversal de ces deux plaques. Ces essais ont pour objectif de déterminer la résistance en compression de ces deux stratifiés et d'établir une comparaison entre eux. Les résultats des tests sont regroupés dans le tableau 4.6.

D'après le tableau, nous pouvons constater que les résultats des tests de compression de la plaque 2 sont plus élevés que ceux de la plaque 1. Cette différence est due au fait que l'essai ASTM D 695 n'est pas adapté pour des échantillons ayants une épaisseur de 2,2 mm. Ce qui fait

que la rupture n'était pas par une compression pure mais aussi il y a un effet de flambage de l'échantillon ce qui explique aussi les coefficients de variation élevés des résultats de la plaque 1.

On constate également que les éprouvettes coupées selon le sens longitudinal sont plus résistantes en compression que celles coupées selon le sens transversal. Ceci s'explique en grande partie par la différence du taux de fibres dans les deux sens (48% chaine et 52% trame).

Tableau 4.6: Résultats du test de compression des deux plaques

	Plaque 1 (e_{p1} = 2,2 mm)			**Plaque 2 (e_{p2} = 4 mm)**		
	$\sigma_{c\ max}$ (Mpa)			**$\sigma_{c\ max}$ (Mpa)**		
	Moy.	Écart type	Coef. de variation (%)	Moy.	Écart type	Coef. de variation (%)
Sens transversal de la plaque	**245**	28,65	11,69 %	**379**	14,2	3,75%
Sens longitudinal de la plaque	**277**	26,31	9,50 %	**448**	17,43	3,90%

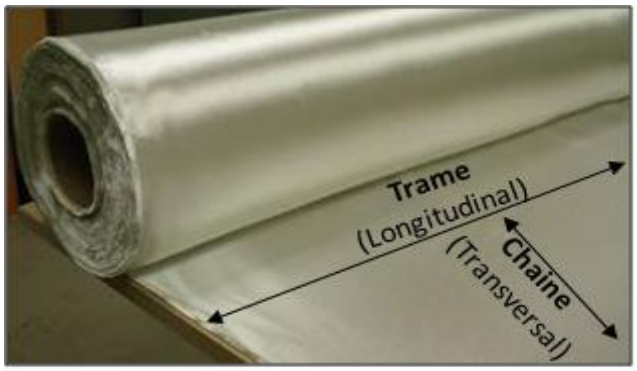


Figure 4-15: Les sens longitudinal et transversal de la plaque.

4.3 Propriétés des sandwichs

Dans cette partie, on a étudié le comportement à l'impact à faible vitesse de deux types de sandwich.

4.3.1 Sandwich A

Le sandwich de type A (figure 4-16) est un sandwich qui est constitué de deux peaux en fibre de verre-E bidirectionnel [0/90] imprégnées par une résine époxy (Résine A) et une âme époxy chargée de 60% de C3.

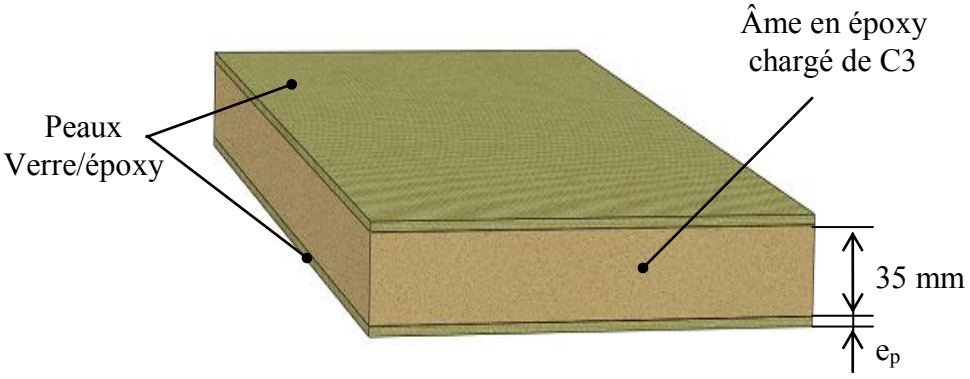


Figure 4-16: Schéma du Sandwich A.

4.3.1.1 Test d'impact

Dans le but de mettre l'accent sur l'effet de l'épaisseur de la peau sur le comportement à l'impact à faible vitesse du sandwich, deux panneaux sandwichs d'épaisseur de peaux différentes ont été fabriquées: soit une première structure d'épaisseur des peaux (e_{p1}) de 2,2 mm et une deuxième structure avec des peaux d'épaisseur (e_{p2}) de 4 mm. Les panneaux sandwichs ont tous une âme identique en résine époxy chargée de 60% de C3 et de 35 mm d'épaisseur.

La figure 4-17 illustre les réponses typiques de l'évolution de la charge et de l'énergie en fonction de la durée de l'événement de l'impact pour deux épaisseurs des peaux différentes. En observant les profils des courbes force-temps et énergie-temps, on remarque que la différence entre les réponses des deux sandwichs est très faible.

Les résultats obtenus des tests d'impact à faible vitesse pour les deux épaisseurs de peaux sont regroupés dans le tableau 4.7. Ces résultats confirment que, pour une énergie d'impact de 21 J, la charge maximale et l'énergie absorbée varient légèrement en fonction de l'épaisseur des peaux de structures sandwichs. Le passage de 2,2 mm à 4 mm d'épaisseur des peaux a augmenté la charge maximale seulement de 3% et a réduit l'énergie absorbée de 5%. Ceci nous amène à conclure que la variation de l'épaisseur des peaux dans cet intervalle n'a pas un effet significatif sur le comportement à l'impact du sandwich A.

Tableau 4.7: Résultats des tests d'impact pour deux épaisseurs des peaux différentes.

	e_p=2,2 mm	e_p=4 mm
Énergie d'impact (J)	21,03	21,11
Charge Maximale (kN)	26,88	27,78
Énergie absorbée (J)	12,24	11,65

Pour classer les dommages dus à l'impact, on s'est basé sur la classification proposée par Gordon et Boukhili [100] et la définition de McGowan [101]. Alors, à partir des résultats des tests d'impacts associés à l'inspection visuelle des échantillons impactés de notre structure sandwich, les dommages sont à peine visible malgré que les pourcentages des énergies absorbées semblent importantes (dépassent le 50 %). En effet, la courbe de l'évolution de la charge durant l'événement d'impact (figure 4-17) est approximativement symétrique et aucune rupture de fibres n'a été observée à l'œil (figure 4-20 (b)). De plus, la profondeur de l'indentation de tous les échantillons ne dépasse pas le 0,3 mm. L'absorption de l'énergie d'impact est simplement contrôlée par la microfissuration de la matrice (BVID).

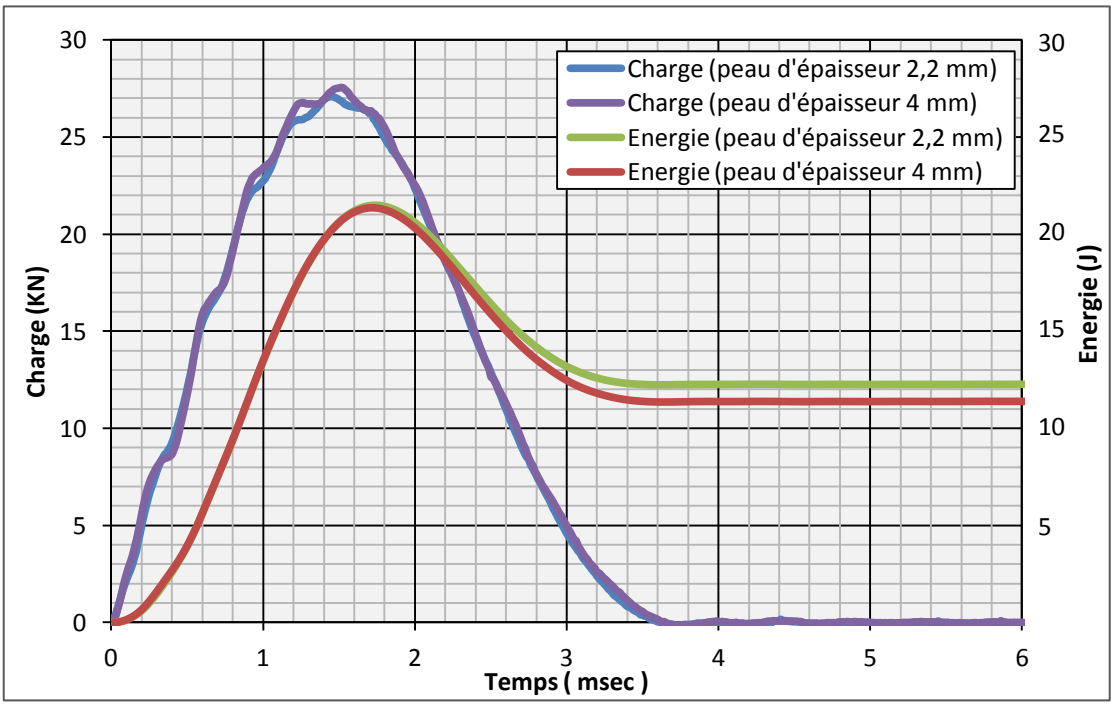


Figure 4-17: Courbes de variation de la charge et de l'énergie d'impact au cours du temps pour deux épaisseurs de peaux différentes

4.3.1.2 Comparaison entre les résultats des tests d'impact et d'indentation statique

L'objectif de cette partie est de comparer la réponse du sandwich sous impact dynamique à celle sous indentation statique afin d'étudier l'influence de la vitesse de chargement (ou d'impact) sur le comportement de nos composites sandwichs. Pour cela nous avons effectué des tests d'indentation statique sur nos échantillons à l'aide d'une machine de compression en contrôlant la vitesse de déplacement. La vitesse qu'on a utilisé est 2 mm/mn, elle est beaucoup plus faible par rapport à celles mise en jeu lors d'impacts à poids tombant qui est d'environ 1,34 m/s.

Puisque l'échelle temporelle des tests statiques et dynamique sont d'ordres et de grandeur différents, les courbes énergie/charge (figure 4-18) et les courbes charge/déplacement (figure 4-19) sont les principaux moyens pour faire la comparaison.

On constate que les réponses énergie / charge et charge-déplacement des tests dynamiques et les tests statiques sont sensiblement identiques. Ceci nous amène à conclure que, dans le cas du sandwich, les caractéristiques du test telles que la charge maximale avant les dommages, l'amplitude de la chute associée à une charge donnée, et l'énergie absorbée sont tous indépendants de la vitesse de chargement et donc une simulation statique est possible.

L'examen visuel des échantillons testés (figure 4-20) révèle que les dommages des essais d'indentation statique sont similaires à ceux produits par l'impact à faible vitesse. En effet, les dommages du test dynamique ne dépendent pas de l'énergie d'impact en soi, mais de la charge maximale atteinte dans le processus de transfert de cette énergie. C'est la force de contact.

Cette similarité entre les résultats des tests dynamiques et statiques s'explique par l'absence des effets de bord et l'influence des paramètres de l'âme sur le comportement à l'impact de notre sandwich. En effet, l'âme utilisée est une âme pleine et épaisse caractérisée par une bonne rigidité, une densité élevée d'environ 1,61 g/cm^3 (équivalent à 1610 kg/m^3). Ceci a diminué la sensibilité du sandwich à la vitesse de déformation.

La principale question abordée par cette partie est de valider l'hypothèse que l'impact à faible vitesse de cette plaque sandwich est un processus quasi-statique. Par la suite, les tests d'indentation statique peuvent remplacer les tests d'impact à faible vitesse pour les énergies supérieures à la capacité de notre cellule de charge de la machine d'impact.

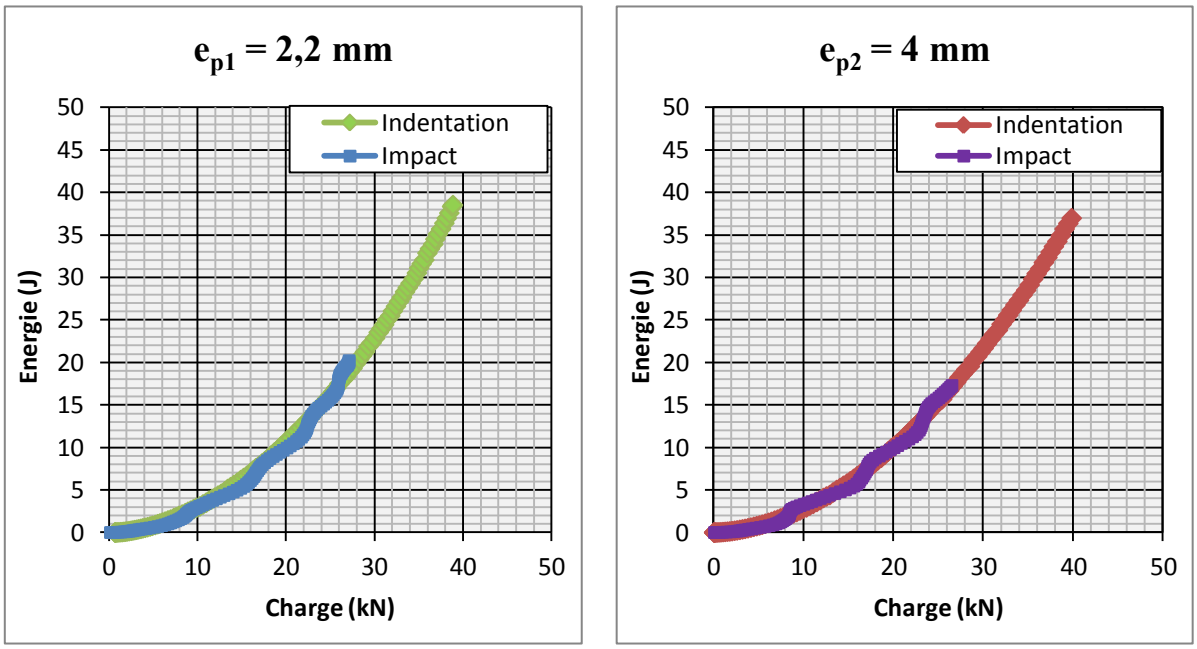


Figure 4-18: Courbes de variation d'énergie en fonction de la charge pendant les tests d'indentation et d'impact

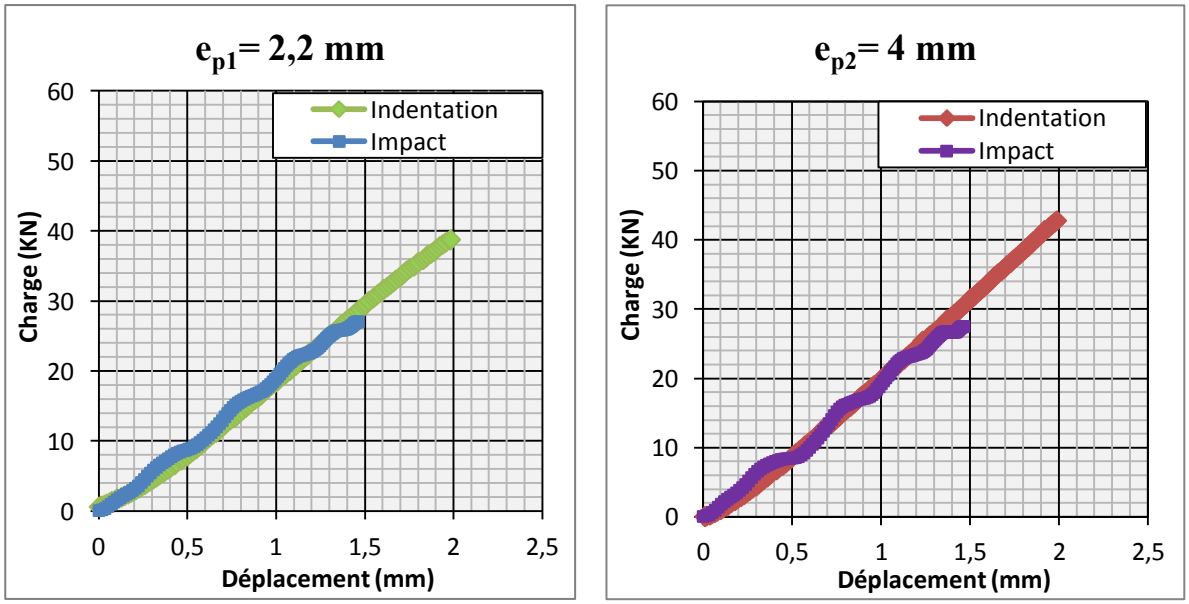
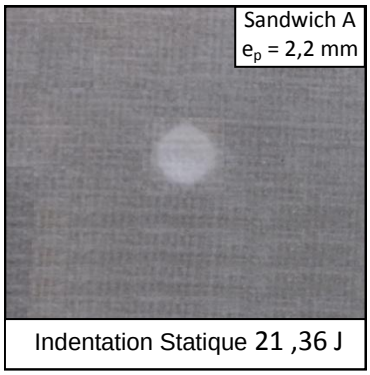
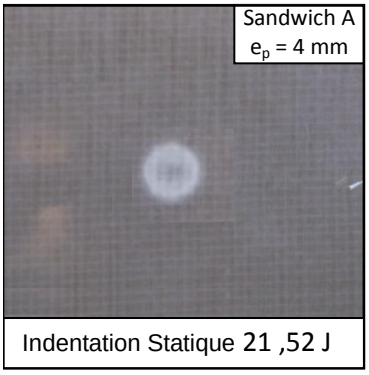
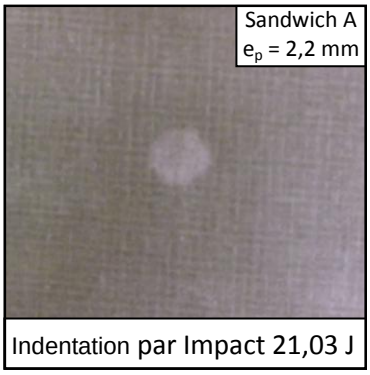


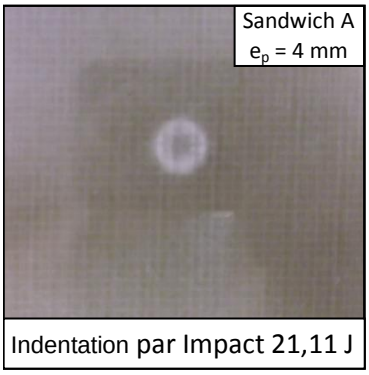
Figure 4-19: Courbes de variation de la charge en fonction du déplacement pendant les tests d'indentation et d'impact.





(a) Dommages dus aux tests d'indentation statique





(b) Dommages dus aux tests d'impact à masse tombante

Figure 4-20: L'endommagement du sandwich A

Il est important de noter que la fabrication du sandwich A nous a permis de découvrir les difficultés qui peuvent être rencontrées lors de la manipulation des extensions et de leur installation aux avant-directrices originales. La première est que, lors de l'assemblage coque/coulée, il y a un risque de gonflement des peaux, surtout celles de 2,2 mm d'épaisseur, si elles ne sont pas supportées par des surfaces rigides. La deuxième constatation est que la structure obtenue est lourde malgré qu'on n'a pas encore atteint l'épaisseur maximale de l'extension qui est d'environ 143 mm. En effet, le poids du sandwich A ayant les mêmes dimensions de l'extension (143 mm d'épaisseur, 60 cm de largeur et 2 m de longueur) est d'environ 212 kg alors que d'après le cahier des charges, le poids de l'extension ne doit pas dépasser 100 kg. A cet effet, pour limiter la déformation de la coque de l'extension lors de l'assemblage, il apparait que le stratifié ayant une épaisseur de 4 mm est la solution convenable pour notre application vue sa résistance en compression et surtout sa rigidité. Il reste à trouver une solution pour atteindre l'épaisseur maximale de l'extension avec le plus faible poids possible.

4.3.2 Sandwich B

Dans le but de fabriquer des sandwichs ayant l'épaisseur maximale de l'extension et le poids le plus faible possible, on a décidé d'ajouter au sandwich A une couche de mousse. La figure 4-21 représente la structure sandwich étudiée. Cette structure est composée de deux peaux stratifiées en verre/époxy d'épaisseur e_p = 4 mm et d'une couche de mousse polystyrène extrudé d'épaisseur e_c = 100 mm. Ces deux composants utilisés sont collés à l'aide de deux couches de résine époxy chargée de 60 % en poids de C3 et chacune de ces deux couches est d'épaisseur e_r = 17,5mm. L'épaisseur totale (h) du sandwich obtenu est égale à 143 mm.

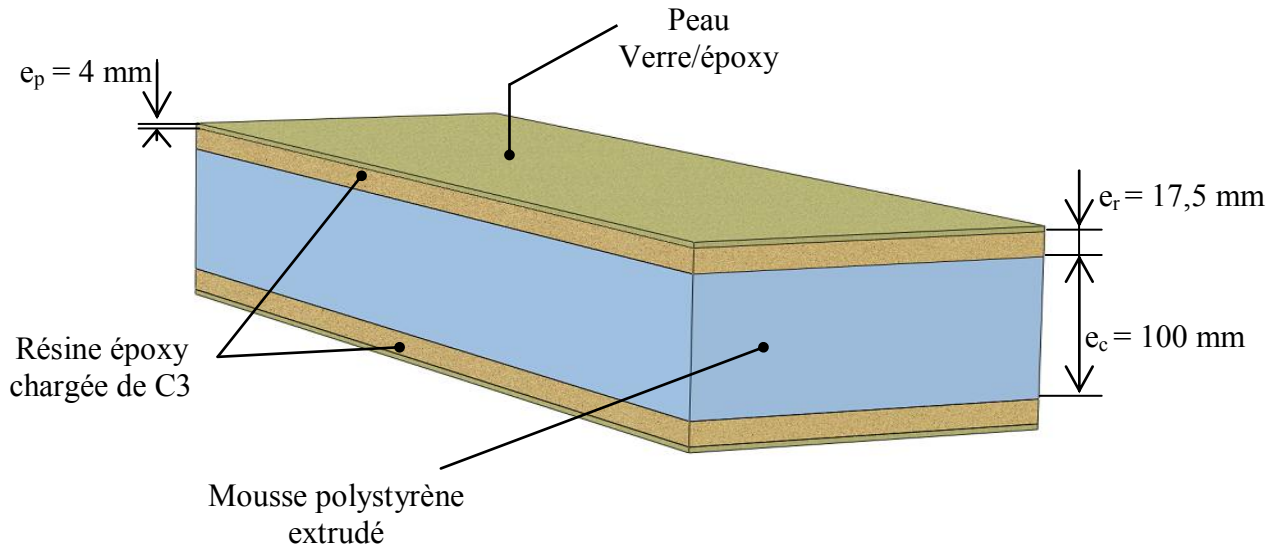


Figure 4-21: Schéma du Sandwich B.

4.3.2.1 Test d'impact à faible vitesse

Le sandwich B a été testé à l'impact à faible vitesse sous les mêmes conditions des tests effectués sur le sandwich A telles que la masse utilisée, le diamètre de l'impacteur mais en variant l'énergie d'impact, soit 8, 14, 18, 24, 31 et 34 J. Le but de ces essais est d'évaluer l'influence de l'énergie d'impact sur le comportement du sandwich B et d'obtenir une idée sur l'intégrité de la structure et les modes de dommage. Pour chaque énergie, trois échantillons ont été testés.

La figure 4-22 illustre les courbes de variation de l'énergie en fonction du temps du sandwich B pour des différentes énergies d'impact. L'énergie absorbée augmente avec l'augmentation de

l'énergie d'impact. En effet, les énergies absorbées ont augmenté de 2 J à 24 J respectivement pour des énergies d'impact de 8 J et 34 J.

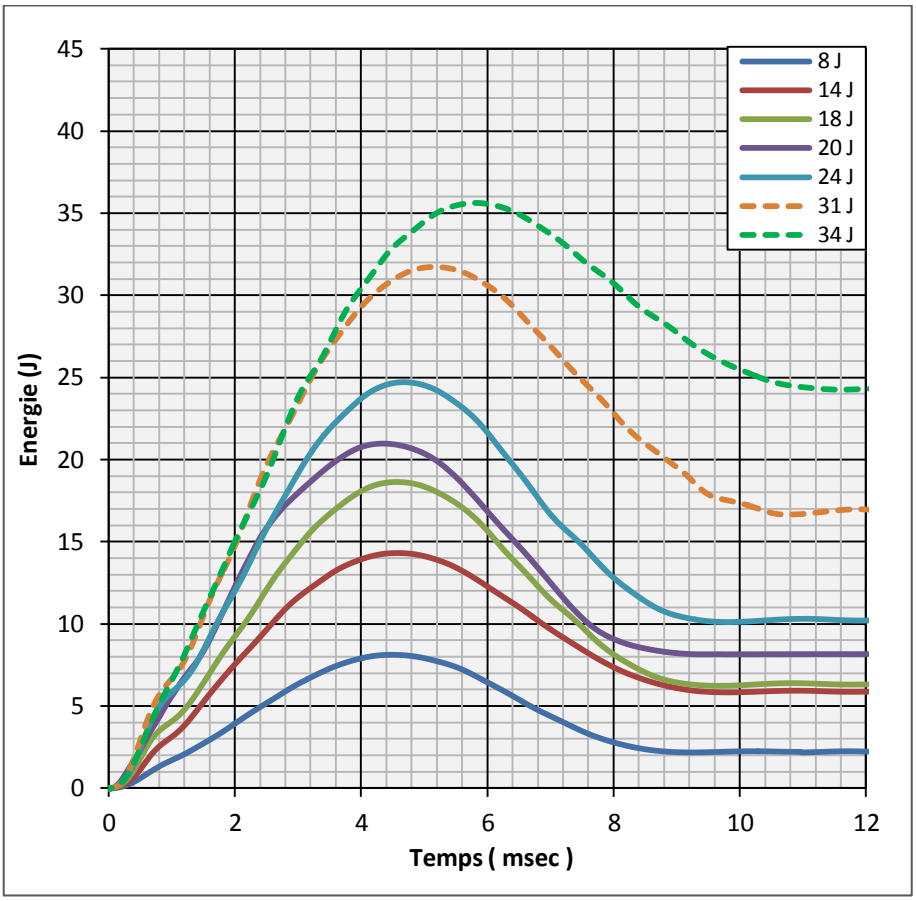


Figure 4-22 : Courbes d'évolution de l'énergie en fonction du temps pour des tests d'impact du sandwich B.

La figure 4-23 illustre les courbes d'évolution de la charge d'impact en fonction du temps pour quatre énergies d'impact : 8, 14, 18 et 24 J et la figure 4-24 illustre les courbes charge-temps pour 8, 31 34 J. En observant les profils des courbes force-temps, on remarque que la charge maximale augmente avec l'énergie d'impact fournie. Cette croissance est d'environ 60% lorsque l'énergie d'impact augmente de 8 à 34 J. On constate également que, pour des énergies d'impact inférieures à 30 J, la réponse de la charge est sinusoïdale et la durée du contact impacteur/échantillon est relativement constante, d'environ 9 msec. Cependant, pour des énergies supérieures à 30 J, la durée de l'impact est devenue plus longue, près de 12 msec et la réponse de la charge conserve sa nature sinusoïdale mais avec des variations plus importantes indiquant la présence des dommages et l'écrasement de l'âme qui rend le temps de contact plus long.

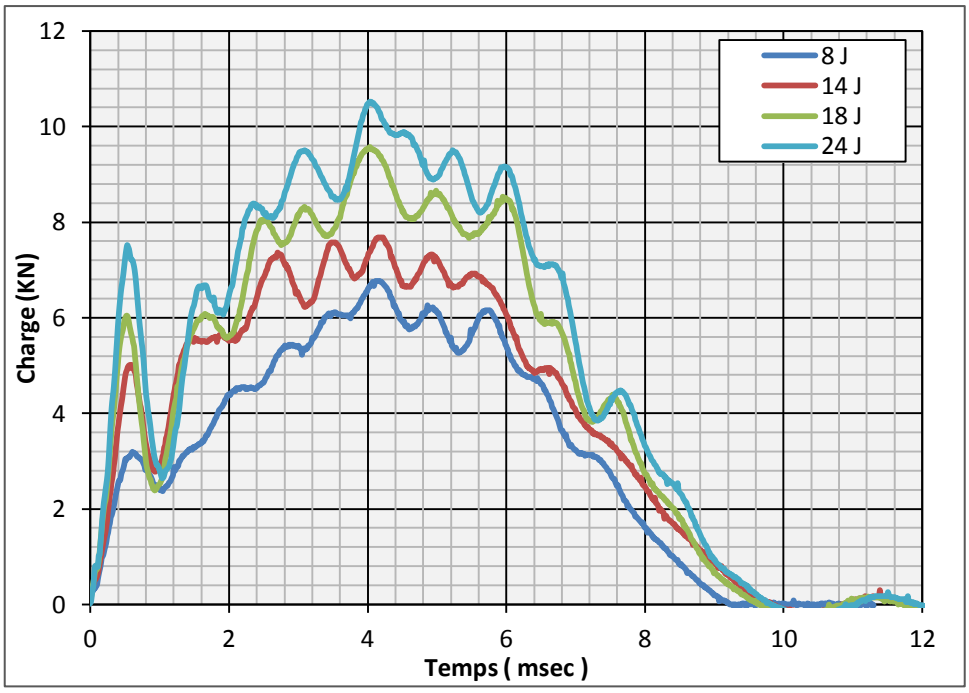


Figure 4-23 : Courbes d'évolution de la charge en fonction du temps pour des énergies d'impact de 8, 14, 18 et 24 J.

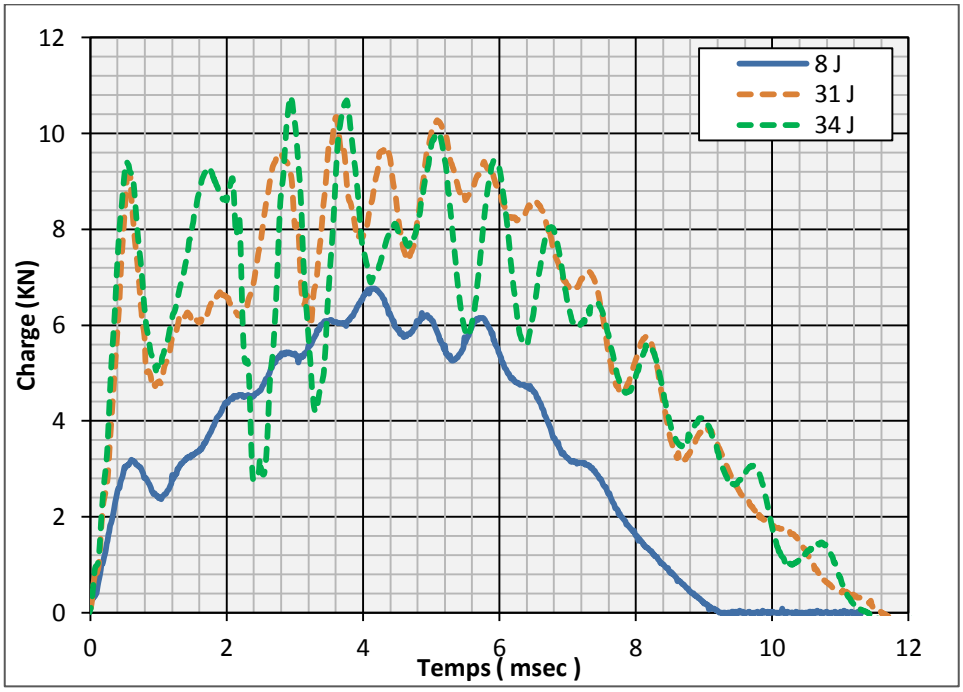


Figure 4-24 : Courbes d'évolution de la charge en fonction du temps pour des énergies d'impact de 8, 31 et 34 J.

L'inspection visuelle des échantillons impactés confirme ces résultats. En effet, pour les échantillons impactés par des énergies inférieures à 30 J, les dommages sont juste des microfissures au niveau de la matrice de la peau supérieure. Cependant pour des énergies supérieures à 30 J, on constate la rupture de la couche de résine chargée de C3 au-dessous de la peau en contact avec l'impacteur, accompagnée par des microfissures au niveau de la matrice de la peau supérieure. Les observations des surfaces impactées, représentées à la figure 4-25, montrent le développement des endommagements dans la zone située juste en dessous de l'impacteur en fonction de l'énergie d'impact. On constate que la surface de l'empreinte résiduelle augmente avec l'énergie d'impact. Par contre, jusqu'à 34 J d'énergie d'impact, aucune rupture de fibres n'a été observée au niveau de la peau.

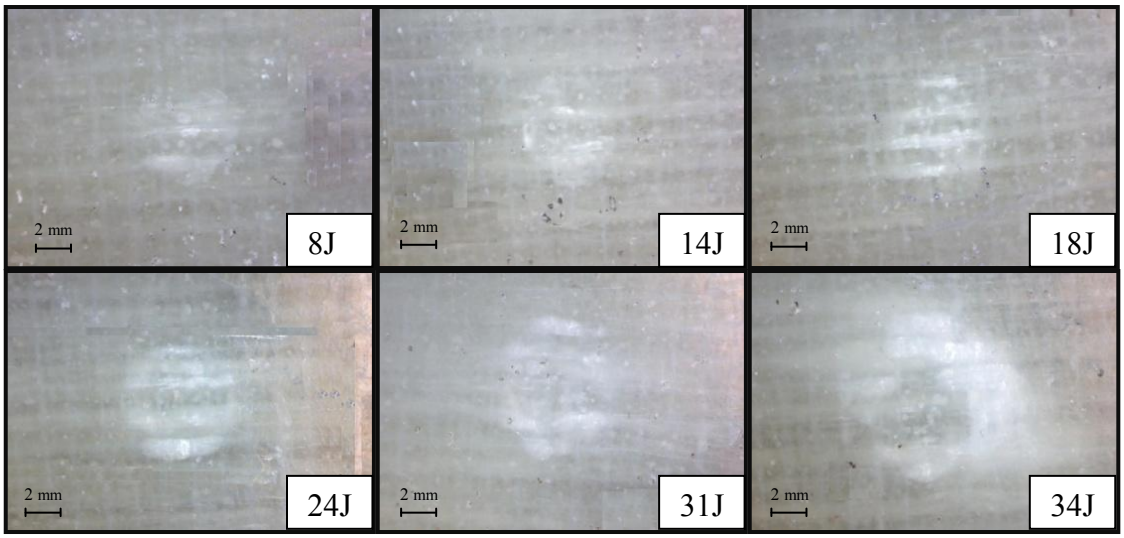


Figure 4-25 : Endommagement du sandwich B sous impact à faible vitesse pour différentes énergies d'impact

D'après les courbes de variation de la charge en fonction du déplacement, présentées à la figure 4-26, on remarque que l'augmentation de l'énergie d'impact de 8 à 34 J, n'a aucune influence sur la rigidité du sandwich (pente de la courbe force-déplacement, au début de l'événement). En outre, on remarque que la déflexion maximale due à l'impact du sandwich B augmente avec l'augmentation de l'énergie d'impact. En effet, elle augmente de 2 à 5,6 mm lorsque l'énergie augmente de 8 à 34J.

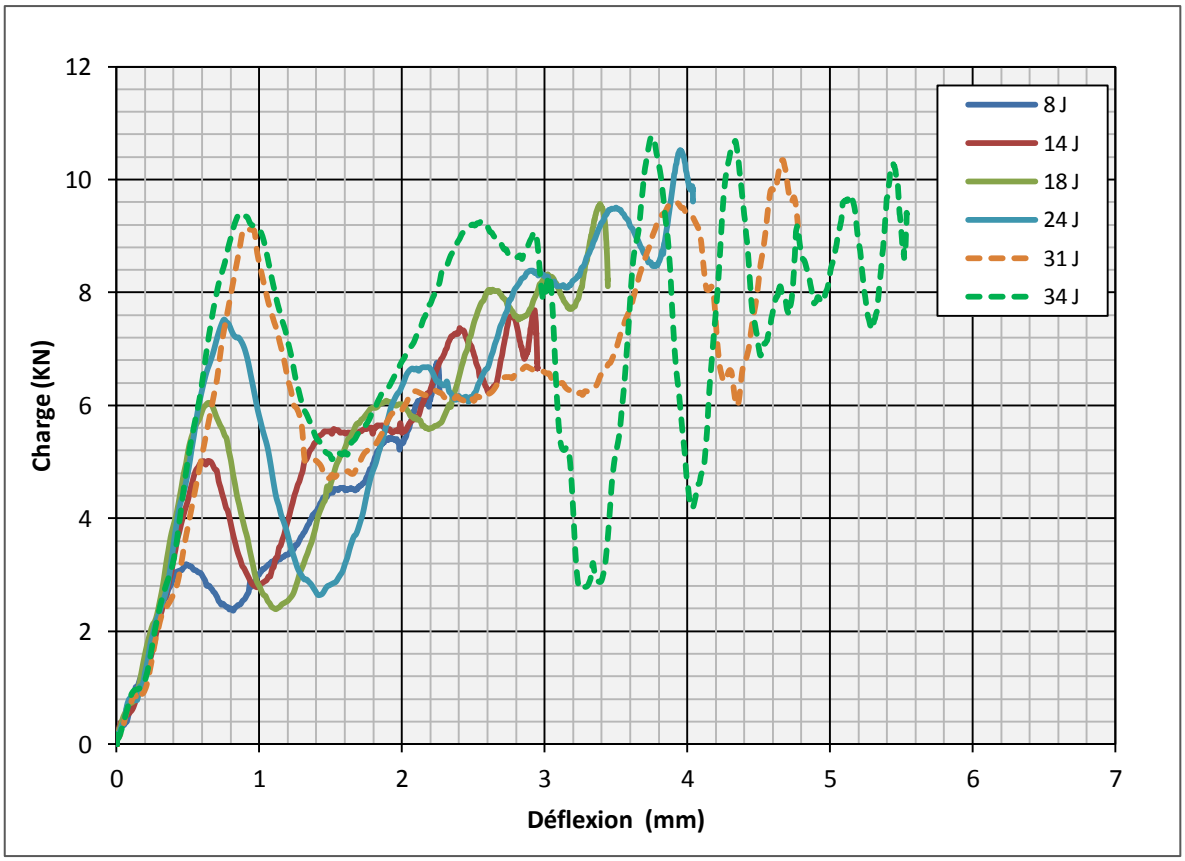


Figure 4-26 : Courbes d'évolution de la charge en fonction du déplacement pour des différentes énergies d'impact.

À la lumière de ces résultats, nous pouvons conclure que la force maximale, l'énergie absorbée et la déflexion maximale sont influencées par l'énergie d'impact. En effet, plus l'énergie d'impact augmente, plus ces trois paramètres augmentent. Les variations de la charge maximale, la déflexion maximale et le taux de l'énergie absorbé sont respectivement représentées aux figures 4-27, 4-28 et 4-29. D'après la figure 4-27, on constate que pour les énergies d'impact entre 8 et 22 J, la charge maximale augmente d'une manière significative alors que pour des énergies d'impact supérieures à 22 J, la charge maximale semble s'être stabilisée à 10,1 KN. La déflexion maximale augmente de façon presque linéaire en fonction de l'énergie d'impact (figure 4-28). En ce qui concerne le taux d'énergie absorbée, on constate d'après la figure 4-29, une faible augmentation entre 8 et 24 J, près de 10%. Cependant, au-delà de 24 J l'augmentation devient plus importante, d'environ 30% entre 24 et 34 J. Ceci peut être expliqué par les dommages au niveau de la couche de résine chargée de C3.

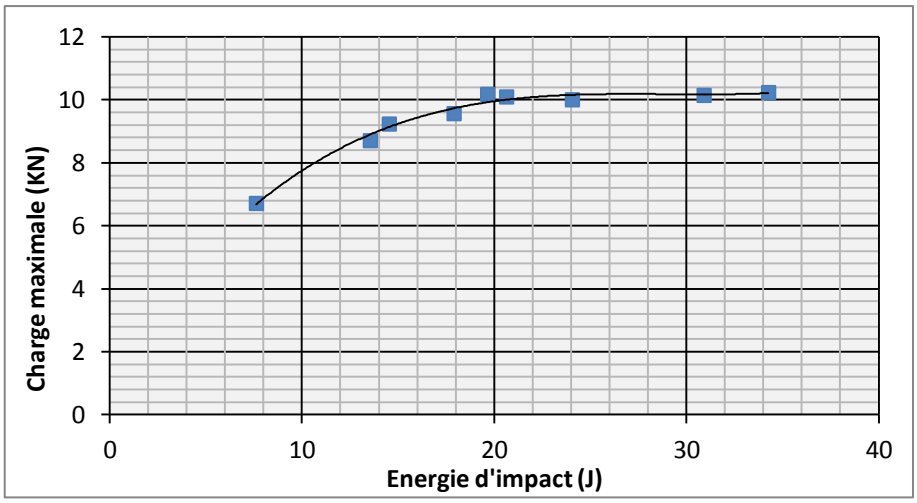


Figure 4-27 : Courbe de variation de la charge maximale en fonction de l'énergie d'impact.

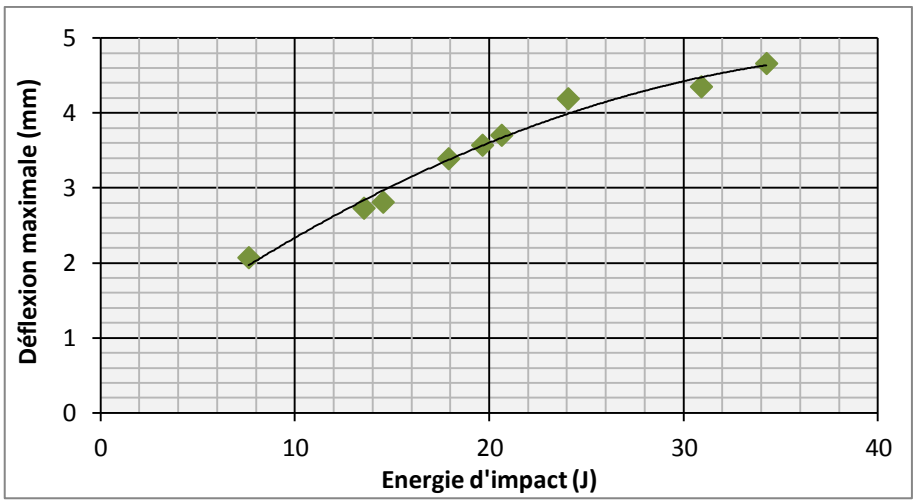


Figure 4-28 : Courbe de variation de la déflexion maximale en fonction de l'énergie d'impact.

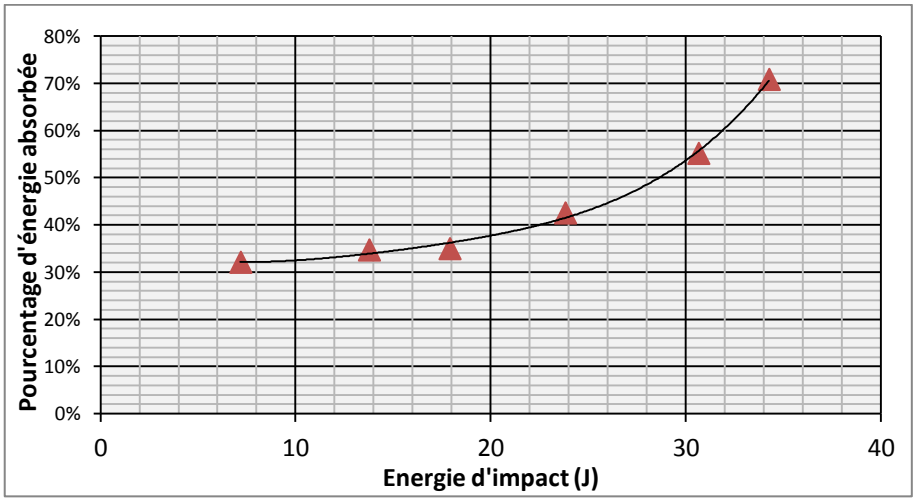


Figure 4-29 : Courbe de variation du taux d'énergie absorbée en fonction de l'énergie d'impact.

4.3.2.2 Test d'indentation statique

Dans cette partie, on va étudier l'influence de la vitesse de chargement sur le comportement du sandwich B. Pour ce faire, on a effectué des tests d'indentation statique avec des différentes vitesses de chargement : 0,1, 1, 10, 100 et 1000 mm/min. Pour chaque vitesse, trois échantillons ont été testés. Le critère d'arrêt du test est la rupture de la couche supérieure de résine chargée de C3.

La figure 4-30 montre les courbes de la charge en fonction du déplacement enregistrées lors des tests d'indentation statique. L'analyse des résultats obtenus montre que la vitesse de chargement joue un rôle important sur la réponse du sandwich B. En effet, plus la vitesse de chargement est élevée plus le sandwich semble se rigidifier et plus la déflection du sandwich avant la rupture de la couche de résine chargée diminue. D'après les courbes, le passage d'une vitesse de chargement de 0,1 mm/min à 1000 mm/min, diminue la déflexion maximale avant la rupture de 3 mm à 2 mm. La rigidité du sandwich, *k*, peut être déterminée à partir de la pente initiale de la courbe de variation de la charge statique en fonction du déplacement. La variation de la rigidité en fonction de la vitesse de chargement est représentée à la figure 4-31. Notons aussi que la rigidité du sandwich correspondant à une vitesse de chargement de 99000 mm/min (1,65 m/s), présentée à la figure 4-31, est tirée des essais à poids tombant. On constate que la rigidité du sandwich augmente d'une manière significative avec l'augmentation de la vitesse de chargement entre 0,1 et 100 mm/min. Par contre, cette rigidité semblerait stabilisée en dépassant une vitesse de 100 mm/min.

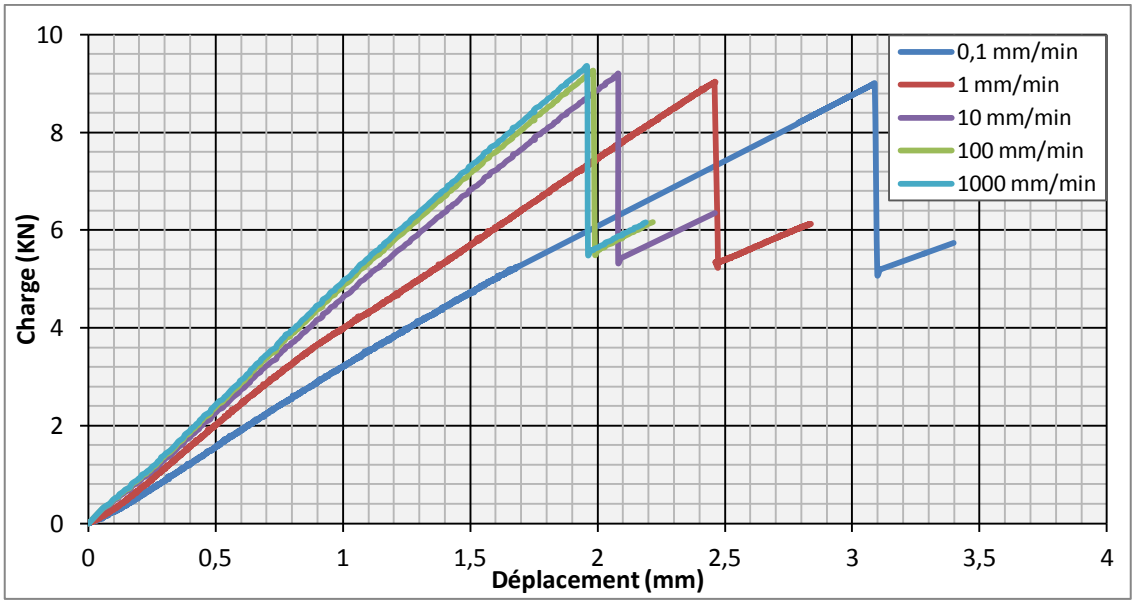


Figure 4-30: Courbes charge-déplacement au cours des tests d'indentation statique pour différentes vitesses de chargement

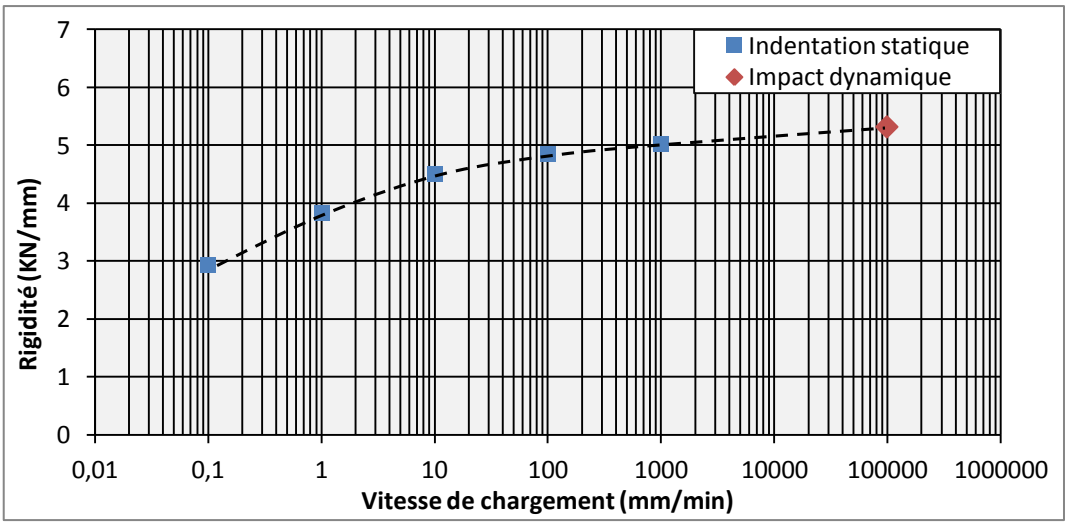


Figure 4-31: Évolution de la rigidité du sandwich B en fonction de la vitesse de chargement.

Une autre observation tirée également des courbes charge/déplacement est que la force à la rupture augmente légèrement avec l'augmentation de la vitesse de chargement. La figure 4-32 illustre la variation de la force à la rupture en fonction de la vitesse de chargement pour les tests d'indentation ainsi que la force correspondant à une vitesse de 99000 mm/min (1,65 m/s) tirée d'un essai à poids tombant dont l'énergie était 30 J. On constate une cohérence entre les résultats obtenus des tests d'indentation statique et celui du test d'impact à faible vitesse. Par conséquent, on peut conclure que la vitesse de chargement a une légère influence sur la force à la rupture du sandwich, comme présenté à la figure 4-32.

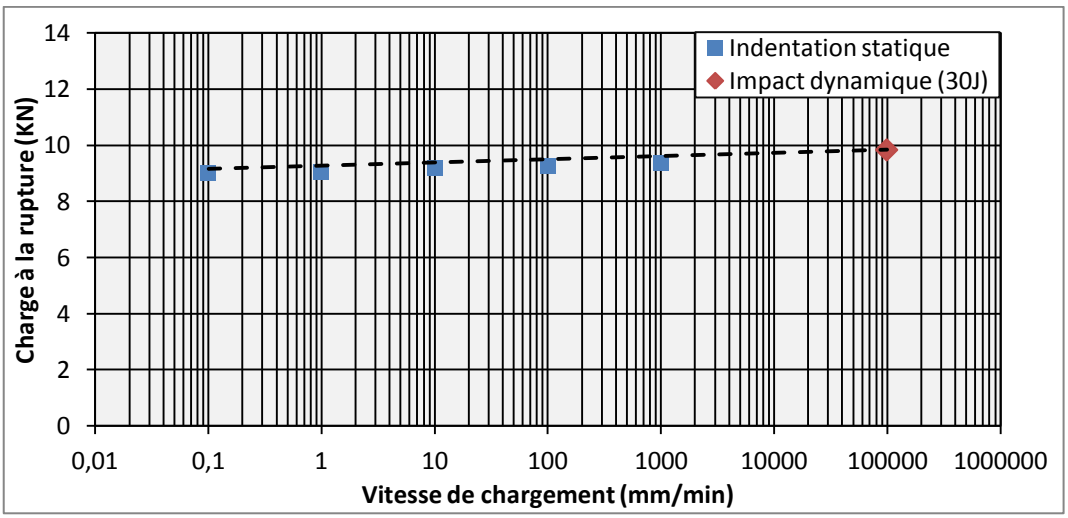


Figure 4-32: Évolution de la charge à la rupture du sandwich B en fonction de la vitesse de chargement.

4.3.2.3 Test de flexion 3 points

Les résultats enregistrés par le test de flexion 3 points sont les forces en fonction du déplacement. D'après la norme ASTM D7250, le déplacement central du sandwich et le module de cisaillement de l'âme sont donnés par :

$$\Delta = \overbrace{\frac{P\,L^3}{48\,D}}^{\text{Flexion}} + \overbrace{\frac{PL}{4U}}^{\text{Cisaillement}} \qquad (12)$$

$$G = \frac{U(h - 2\,.\,e_p)}{(h - e_p)^2 b} \qquad (13)$$

Avec :

Δ: déplacement (mm),

P: force appliquée (N),

h: épaisseur du sandwich (mm),

b: largeur du sandwich (mm),

e_p: épaisseur de la peau (mm),

L: distance entre les appuis (mm),

G: module de cisaillement de l'âme (MPa),

D: rigidité en flexion du sandwich ($N.mm^2$)

U: rigidité en cisaillement du sandwich (N).

L'équation (12) peut aussi s'écrire sous la forme suivante :

$$P = \frac{1}{\left(\frac{L^3}{48\,D} + \frac{L}{4U}\right)}.\Delta \qquad (14)$$

Vu que la courbe charge-déplacement est linéaire dans le domaine élastique (figure 4-33), le terme $\frac{1}{\left(\frac{L^3}{48\,D} + \frac{L}{4U}\right)}$ représente la pente de la courbe force –déplacement:

$$m = \frac{1}{\left(\frac{L^3}{48\,D} + \frac{L}{4U}\right)} \qquad (15)$$

D'après l'équation (15), on peut déduire l'expression de la rigidité du sandwich en flexion D en fonction des paramètres m, L et U. Ainsi, D est donnée par l'expression suivante :

$$D = \frac{m.U.L^3}{12.[(4.U) - (L.m)]} \qquad (16)$$

Et le module d'élasticité est donné par la formule suivante en fonction de la rigidité en flexion D:

$$E_p = \frac{12\,D}{b(h^3 - e_c{}^3)} \qquad (17)$$

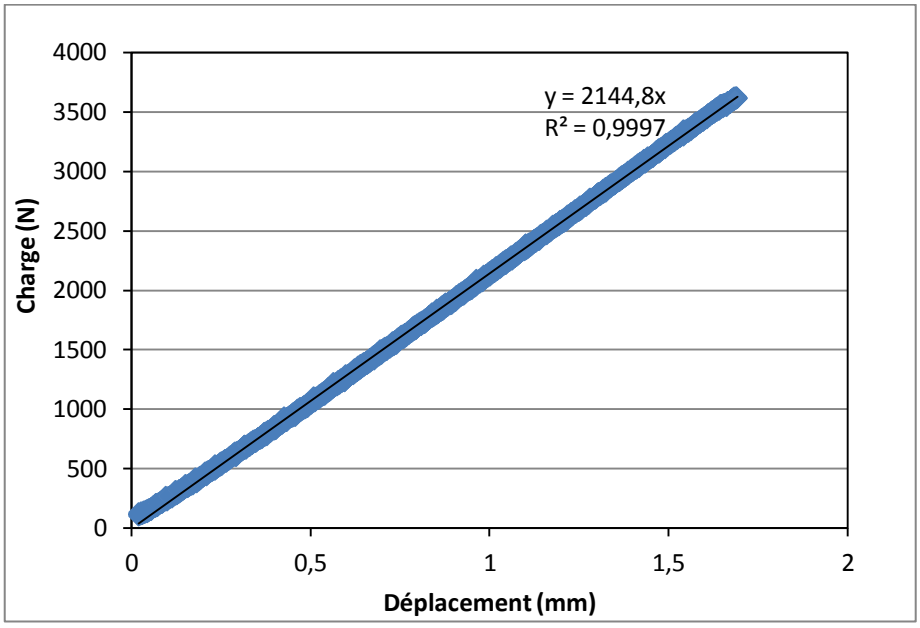


Figure 4-33 : Partie linéaire de la courbe force / déplacement obtenue du test de flexion 3 points

Pour calculer la contrainte en flexion des peaux du sandwich ζ_{peau} et la contrainte de cisaillement maximale η_{max} supportée par l'âme, on a utilisé les formule de la norme ASTM C393 :

$$\sigma_{peau} = \frac{P_{max}.L}{2e_p.(h + e_c)b} \qquad (18)$$

$$\tau_{max} = \frac{P_{max}}{(h + e_c)b} \qquad (19)$$

Où :

P_{max} est la charge maximale mesurée (N),

L est la longueur entre les appuis (mm),

h est l'épaisseur du sandwich (mm),

e_p est l'épaisseur de la peau (mm),

e_c est l'épaisseur de l'âme (mm),

b est la largeur de l'échantillon (mm).

On regroupe les résultats du test de flexion 3 points dans le tableau 4.8.

Tableau 4.8: Résultats du test de flexion 3 point du sandwich B

Paramètres	**Valeurs**
Déplacement δ_{max} (mm)	5,89
Pente courbe charge/déplacement m (N/mm)	2145
Charge maximale P_{max} (N)	14501
Contrainte de cisaillement η_{max} (Mpa)	0,25
Contrainte en flexion $\zeta_{f\,max}$ (Mpa)	20
Rigidité D ($N.mm^2$)	$4{,}268.10^{11}$
Module d'élasticité E_p (Gpa)	11,2

L'examen visuel de l'échantillon testé révèle que la rupture se produit au niveau de la couche de résine chargée de C3 du côté du chargement (figure 4-34). Cependant, aucun signe d'endommagement n'est observé dans les autres constituants de notre structure en sandwich, ce qui fait que la structure a gardé une certaine « rigidité élastique» en flexion même après la rupture de la couche supérieure d'époxy chargée. On a remarqué également qu'il n y a pas de décollage entre les couches sous l'effet de la charge, ce qui indique qu'il existe une bonne adhérence entre les différents couches. La valeur expérimentale de la contrainte maximale de cisaillement exercée sur l'âme du sandwich est égale à 0,25 Mpa. Cette contrainte est inférieure à la résistance en cisaillement de l'âme donnée par le constructeur; soit 0,4 MPa. Ceci explique pourquoi il n'y a pas eu de rupture par cisaillement de la mousse.

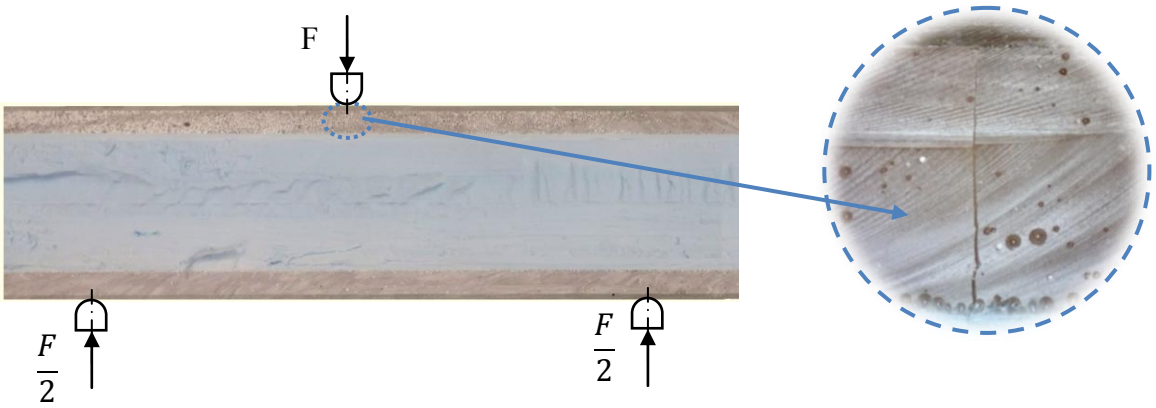


Figure 4-34: Mode de rupture du sandwich B en flexion 3 points.

La structure sandwich étudiée a une bonne rigidité en flexion trois points et une résistance égale à 20 Mpa. La résistance en flexion du sandwich B est largement supérieure aux contraintes maximales en flexion appliquées par l'eau sur l'avant-directrice qui est d'environ 1 Mpa d'après les résultats des études effectuées par Alstom.

On a déterminé par une méthode analytique, présentée en détail à l'annexe 3, la rigidité et le module en flexion de notre structure sandwich. Le module calculé est d'environ 11 Gpa et la rigidité est égale à $4{,}213 \times 10^{11}$ N.mm^2. Ces résultats sont très proches de ceux obtenus par des essais expérimentaux (moins de 1,3 % de différence).

4.3.3 Comparaison entre les sandwichs A et B

L'objectif de cette partie est de comparer le comportement des deux sandwichs étudiés à l'impact à faible vitesse. Pour ce faire, on a comparé les résultats des tests d'impact à faible vitesse des deux sandwichs pour une énergie de 20 J.

Les résultats des tests d'impact à faible vitesse sont regroupés dans le tableau 4.9 et les courbes d'évolution de l'énergie en fonction de la durée de l'événement de l'impact pour les deux sandwichs A et B sont représentées à la figure 4-35. Les résultats du tableau et les courbes démontrent clairement que le sandwich B a la plus faible capacité à absorber l'énergie d'impact (avec 30% de diminution de l'énergie dissipée) par rapport au sandwich A. À certains égards, ce comportement peut être justifié par le dommage observé sur le sandwich A. En effet, à partir de l'inspection visuelle des échantillons impactés (figure 4-36), la zone de dommage et la profondeur d'indentation du sandwich A sont plus importantes de celles du sandwich B, pour la même énergie d'impact.

Tableau 4.9: Résultats des tests d'impact effectués sur les sandwichs A et B.

Paramètres	Sandwich A	Sandwich B
Énergie d'impact (J)	21,11	20,24
Vitesse d'impact (m/sec)	1,34	1,34
Charge maximale (kN)	27,78	10,04
Énergie à la charge maximale (J)	20,50	20,46
Déflexion maximale (mm)	1,48	3,28
Énergie absorbée (J)	11,65	8,16

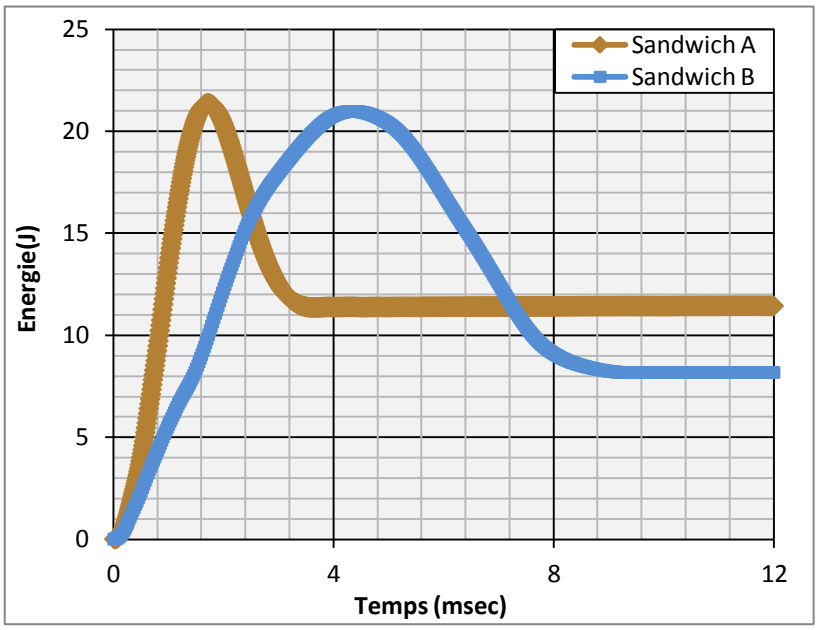


Figure 4-35: Courbes de variation de l'énergie au cours du test d'impact des sandwichs A et B.

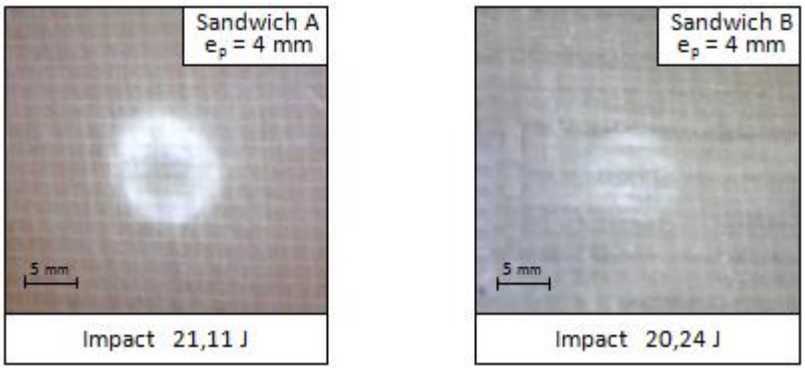


Figure 4-36: L'état d'endommagement des sandwichs A et B après un test d'impact.

Les courbes de variation de la charge en fonction du temps enregistrées lors de test d'impact des sandwichs A et B sont représentées à la figue 4-37. En comparant les courbes, on constate que la force maximale atteinte au cours de l'impact du sandwich B est inférieure à celle caractérisant la réponse à l'impact du sandwich A (réduction de la force maximale d'environ 64% a été enregistrée). De plus, on constate que le temps de contact impacteur/ échantillon lors de l'événement d'impact du sandwich A est plus court de celui du sandwich B.

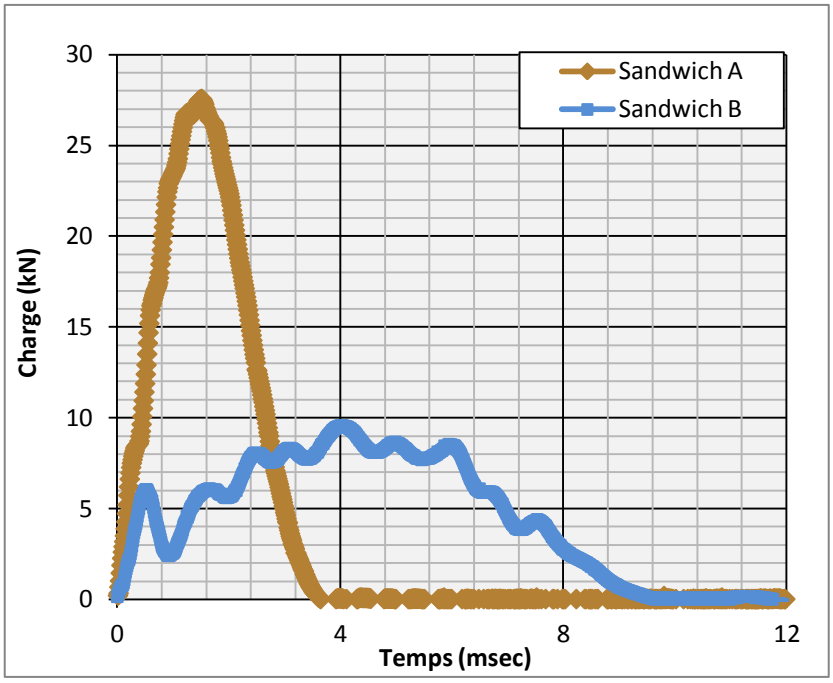


Figure 4-37: Courbes de variation de la charge au cours du test d'impact des sandwichs A et B.

Les courbes de variation de la force en fonction du déplacement des deux sandwichs pour la même énergie d'impact sont illustrées à la figure 4-38. La comparaison directe des deux courbes démontre que la rigidité du sandwich B est significativement plus faible par rapport au sandwich A. De même, la force maximale atteinte au cours de l'impact du sandwich B est inférieure à celle du sandwich A. Ceci est principalement dû à la différence de rigidité entre les âmes des deux sandwichs. Bien évidemment, moins l'âme est rigide en compression, plus la rigidité globale de structure sandwich diminue et par conséquent la charge maximale diminue. De même, le temps de contact lors de l'événement d'impact et la déflexion maximale augmentent avec la diminution de la rigidité globale du sandwich. Pour cette raison, la durée de contact lors de l'impact et la déflexion maximale du sandwich B sont deux fois plus grandes que celles du sandwich A. Une autre observation tirée également de la figure 4-38 est que, après l'impact, la courbe d'impact du

sandwich A ne revient pas à la position zéro ce qui signifie que l'impact du sandwich A a causé une empreinte résiduelle d'une profondeur d'environ 0,2 mm. Par contre, pour le sandwich B, la courbe revient à la position zéro ce qui signifie que l'empreinte due à l'impact est superficielle.

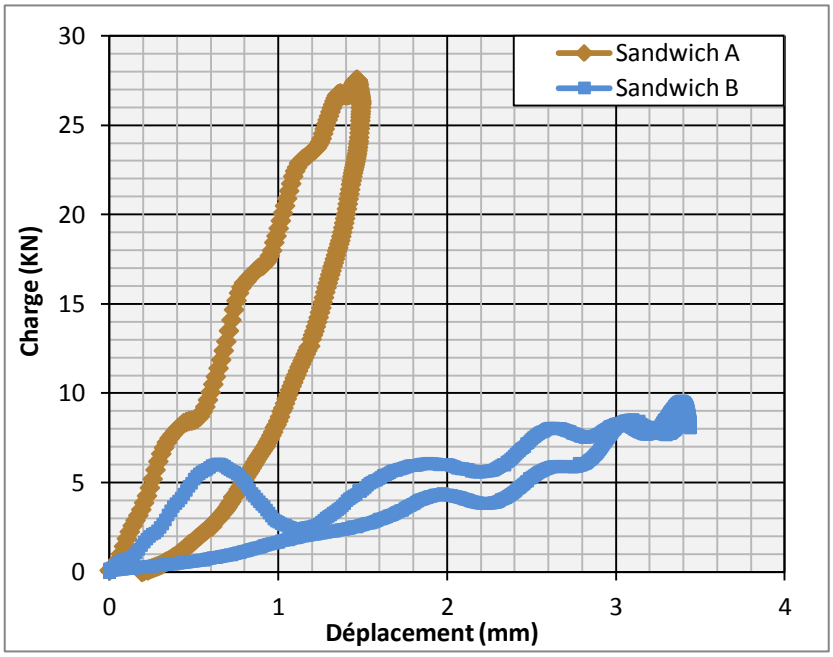


Figure 4-38: Comparaison des courbes charge- déplacement des sandwichs A et B.

En conclusion, basé sur l'observation expérimentale et l'étude comparative de ces deux sandwichs, il est montré que l'utilisation de mousse en tant qu'une partie de l'âme rend le sandwich plus tolérant aux dommages. De plus, le sandwich B est 4 fois plus léger que le sandwich A ayant la même épaisseur. Ceci est dû à la différence importante entre la masse volumique de la mousse et celle de la résine chargée de C3 ($\rho_{E/C3}$ = 1,61 g/cm^3, ρ_{mousse} = 0,04 g/cm^3). Par la suite, le sandwich B est le plus adapté pour notre application qui est une extension à l'avant-directrice d'une turbine.

CHAPITRE 5 CONCLUSION GÉNÉRALE

Le travail présenté dans ce rapport avait pour objectifs le tamisage et la caractérisation mécanique des matériaux composites utilisés pour la fabrication de l'extension de l'avant-directrice d'une turbine hydroélectrique. Une fois le choix des matériaux finalisé, on a fabriqué des panneaux sandwich avec ces matériaux et on a réalisé des essais mécaniques dans le but de déterminer les propriétés du sandwich obtenu et évaluer leur pertinence à notre application.

Dans la première partie de ce travail, l'accent a été mis essentiellement sur le choix des matériaux qui vont participer à la fabrication des panneaux sandwich et ensuite l'extension de l'avant-directrice. A partir d'une recherche bibliographique et d'un cahier des charges proposé par nos partenaires industriels, on a pu faire une présélection des matériaux qui vont être évalués pour sélectionner les meilleurs candidats pour la fabrication de l'extension de l'avant-directrice. Pour la résine, on a choisi deux résines époxy (Résine A et Résine B) qui peuvent servir aussi bien pour la fabrication des peaux que pour la fabrication de l'âme afin d'assurer une bonne adhésion entre les composants du sandwich. Vu que le durcissement de l'époxy est une réaction exothermique, on a choisi trois types de charges différents pour maîtriser la température maximale atteinte lors du durcissement: C1, C2 et C3. Par ailleurs, pour étudier l'effet des fibres de verre courtes sur l'exotherme et les propriétés mécanique de l'âme, deux dimensions différentes des fibres de verre courtes (1/16″ et 1/32″) ont été utilisés. Pour le renfort des peaux, nous avons gardé les mêmes tissus déjà utilisés par ALSTOM mais en essayant des stratifications différentes afin de décider de l'épaisseur des peaux.

Par la suite, on a procédé par la méthode essais/erreurs afin de déterminer les formulations adéquates pour fabriquer la coque et la coulée de l'extension. Pour cela, plusieurs formulations ont été essayées dans cette partie de l'étude. Tout d'abord, on a étudié l'effet des trois types de charges différents sur l'exotherme et les propriétés mécanique de l'époxy. D'après l'étude de variation de la température lors de la polymérisation des échantillons on a constaté que l'ajout des charges a diminué la température interne du matériau d'une manière différente selon le type de charge. La température maximale lors de la polymérisation de l'époxy non chargé est d'environ 219°C alors que les températures maximales de l'époxy chargé de 27 % en volume de C1, de C2

et de C3 sont respectivement 202, 138 et 145°C. En outre, l'ajout des charges a influencé les propriétés mécaniques de l'époxy. En effet, le matériau est devenu plus rigide et fragile avec une diminution de la déformation avant la rupture, surtout avec l'ajout de C2 et C3. Il est à noter que les échantillons de l'époxy chargé de C3 sont caractérisés par de faibles retraits ainsi qu'une distribution homogène des particules de charges dans la matrice époxy. D'après les résultats de cette étude comparative, on a décidé que C3 est la charge la plus adéquate pour notre application.

Ensuite, on a étudié l'effet du taux de C3 sur la cinétique de cuisson et les propriétés mécaniques de l'époxy afin de pouvoir décider le taux adéquat pour notre application. Pour ce faire, on a fabriqué cinq matériaux avec des formulations de résines époxy contenant des taux de charges de 0, 44, 50, 60 et 63%. Les résultats de cette étude démontrent que plus la quantité de C3 est grande plus le temps du durcissement est long et plus la température maximale est faible. De plus, les résultats des tests de flexion 3 points ont démontrés que l'ajout des charges à l'époxy a augmenté la rigidité du matériau et a diminué sa résistance et sa capacité de déformation avant la rupture. Par contre, la température de transition vitreuse Tg n'est pas affectée par l'ajout de C3.

Dans le but de renforcer la coulée, on a étudié l'effet de l'ajout des fibres de verre courtes à la résine époxy. Cependant les résultats des tests de flexion ont démontré le contraire de ce qu'on a prévu. L'ajout des fibres courtes a diminué la rigidité et la résistance de matériaux. Ceci est expliqué par le fait d'ajouter les fibres courtes provoque la formation des bulles d'air dans les échantillons. De plus, on a constaté que plus la taille des fibres de verre est grande, plus le taux et les dimensions des bulles d'air augmentent.

Alors, en comparant les différents résultats obtenus aux exigences de l'application, on a été convaincu que la formulation la plus adéquate pour fabriquer l'âme de notre structure sandwich est celle formée par la résiné A et 60 % de C3 comme charges. En ce qui concerne les peaux, et en se basant sur les observations durant l'infusion, on a décidé que la résine (A) est la mieux adaptée pour fabriquer les peaux par infusion. Pour la stratification des tissus, on a fabriqué deux stratifiés d'épaisseurs différentes: le premier, d'épaisseur 2,2 mm et le deuxième est de 4 mm d'épaisseur.

La deuxième partie de ce travail est consacrée à la fabrication des structures sandwichs et à la détermination de leurs propriétés mécaniques. Dans un premier temps, on a fabriqué le sandwich A qui est constitué de deux peaux en verre/époxy et d'une âme en époxy chargé de 60% de C3.

L'épaisseur de l'âme est de 35 mm alors que pour les peaux on a utilisé deux stratifiés d'épaisseurs différentes (2,2 et 4 mm). Les résultats obtenus des tests d'impact à faible vitesse démontrent que l'épaisseur des peaux n'a pas un effet significatif sur la charge maximale et l'énergie absorbée. La comparaison du comportement du sandwich A sous impacts à faible vitesse à son comportement sous indentations statiques a démontré que l'impact à faibles vitesses de cette plaque sandwich est un processus quasi-statique. Dans un deuxième temps, on a fabriqué un second sandwich (sandwich B) qui se distingue du premier par l'insertion d'une couche de mousse de polystyrène extrudé de 100 mm d'épaisseur dans le but d'atteindre l'épaisseur maximale de l'extension de l'avant-directrice avec le poids le plus faible possible. Ce sandwich a été testé en impact à faible vitesse et à l'indentation statique. La comparaison des résultats obtenus a démontré que la vitesse de chargement influence énormément la réponse du sandwich B. En effet, plus la vitesse de chargement est élevée plus la structure semble se rigidifier. De plus, un test de flexion 3 points a été effectué sur le sandwich B. Aux vues des résultats obtenus, le sandwich étudié a une bonne rigidité et une résistance au cisaillement et en flexion largement supérieures aux contraintes appliquées par l'eau sur l'avant-directrice.

Finalement, une comparaison a été effectuée entre les deux sandwichs étudiés. Cette comparaison a illustré que le sandwich A est le plus rigide à l'impact. Cependant, le sandwich B s'endommage moins à l'impact et est quatre fois plus léger que le sandwich A. Par conséquent, le sandwich B répond adéquatement au cahier des charges d'Alstom de l'extension de l'avant-directrice, faits validés par les résultats des tests mécaniques.

De futurs travaux pourraient être menés sur ce projet afin d'améliorer la solution proposés dans ce mémoire tel que la réduction du taux de C3 dans la formulation de la coulée afin de diminuer sa fragilité, résoudre le problème de l'apparition des bulles d'air en utilisant un agent débullant, etc. Une autre extension de travail serait l'étude de l'effet du vieillissement sur les propriétés du sandwich afin d'évaluer sa durabilité en présence d'eau de rivière. Ceci nécessite d'abord le développement d'une procédure de vieillissement accéléré appropriée pour le sandwich proposé et par la suite de l'étude de l'évolution des propriétés mécaniques après vieillissement du sandwich.

BIBLIOGRAPHIE

[1] International Energy Agency (I.E.A), *Key World Energy Statistics*, 2012.

[2] Statistique Canada, "Production, transport et distribution d'électricité (au catalogue: 57-202-X)," ed: Ottawa, 2009, p. 44.

[3] Association Canadienne de l'hydroélectricité, "L'hydroélectricité au Canada," 2010.

[4] Gouvernement du Québec, "La production d'électricité disponible par source d'énergie (1981-2007)," Ministère des Ressources naturelles et de la Faune du Québec, Statistique Canada, 2009.

[5] *L'énergie hydraulique*. Available: http://lenergiehydraulique.e-monsite.com/ (site consulté le 23 mai 2013).

[6] *Les turbines*. Available: http://ressources2.techno.free.fr/ (site consulté le 19 juin 2013).

[7] J. KUROKAWA and H. NAGAHARA, "Flow Characteristics in Spiral Casings of Water Turbines," presented at the SYMPOSIUM, Montréal, 1986.

[8] A. NICHTAWITZ, K. C. ANGERER, R. A. DAVIDSON, and R. J. WITTINGER, "Devices and methods for reducing or eliminating the gap between a stay vane and its corresponding wicket gate as used in turbines," 2006.

[9] K. TANI and H. OKUMURA, "Performance Improvement of Pump-turbine for Large Capacity Pumped Storage Power Plant in USA," *Hitachi Review,* vol. 58, p. 199, 2009.

[10] J.-M. BERTHELOT, *Matériaux composites : comportement mécanique et analyse des structures*, 4ème ed. Paris: édition Masson, 1992.

[11] C. KAZMIERSKI, "Growth Opportunities in Global Composites Industry, 2012 –2017," presented at the Composites 2012 the Composites Exhibition and Convention, Las Vegas, Nevada, 2012.

[12] P. K. MALLICK, *Fiber-reinforced composites: materials, manufacturing, and design*, 3rd ed.: CRC Press, 2007.

[13] C. BATHIAS, *Matériaux composites*, 2ème ed. Paris: L'Usine nouvelle: Dunod, 2009.

[14] "Glossaire Des Matériaux Composites," ed: Centre D'animation Régional En Matériaux Avances - CARMA, 2004.

[15] D. D. GUEDRA and J.-J. BARRAU, "Structures en matériaux composites," *Techniques de l'ingénieur Comportement mécanique des matériaux,* vol. base documentaire : TIB179DUO, 2004.

[16] K. A. FEICHTINGER, "Test Methods and Performance of Structural Core Materials .1. Static Properties," *Journal of Reinforced Plastics and Composites,* vol. 8, pp. 334-357, Jul 1989.

[17] J. R. VINSON, *The Behavior of Sandwich Structures of Isotropic and Composite Materials*: Technomic Publishing Company, 1999.

[18] J. M. BERTHELOT, *Matériaux composites: Comportement mécanique et analyse des structures*, 4 ed.: Tec & Doc Lavoisier, pp. 2005.

[19] A. K. NOOR, W. S. BURTON, and C. W. BERT, "Computational Models for Sandwich Panels and Shells," *Applied Mechanics Reviews,* vol. 49, pp. 155 - 198, 1996.

[20] P. R. CIRISCIOLI, Q. WANG, and G. S. SPRINGER, "Autoclave curing—comparisons of model and test results," *Journal of Composite Materials,* vol. 26, pp. 90-102, 1992.

[21] J. F. STEVENSON, *Molding simulations for thermally initiated exothermic reactions* vol. 1, 1983-1984.

[22] S. R. WHITE, "Thick polymer composites manufacturing," in *the ICCM-9*, Madrid, Spain, 1993, pp. 622-629.

[23] L. BERGLUND and J. KENNY, "Processing Science for High-Performance Thermoset Composites," *Sampe Journal,* vol. 27, pp. 27-37, 1991.

[24] D. J. MICHAUD, A. N. BERIS, and P. S. DHURJATI, "Curing behavior of thick-sectioned RTM composites," *Journal of Composite Materials,* vol. 32, pp. 1273-1296, 1998.

[25] J. B. ENNS and J. K. GILLHAM, "Effect of the extent of cure on the modulus, glass transition, water absorption, and density of an amine-cured epoxy," *Journal of applied polymer science,* vol. 28, p. 2567, 1983.

[26] C. A. MAY, *Epoxy resins, chemistry and technology*, 2nd ed. New York: Marcel Dekker, 1988.

[27] G. W. EHRENSTEIN and F. MONTAGNE, *Matériaux polymères: structure, propriétés et applications*: Hermès science publications, 2000.

[28] G. YUE, B. ZHANG, F. DAI, and S. DU, "Three-dimensional Cure Simulation of Stiffened Thermosetting Composite Panels," *Journal of materials science & technology,* vol. 26, pp. 467-471, 2010.

[29] N. RABEARISON, C. JOCHUM, and J.-C. GRANDIDIER, "Simulation par éléments finis de la cuisson d'une matrice époxy en vue de la prédiction des contraintes internes dans les composites," in *18ème Congrès Français de Mécanique* Grenoble, 2007.

[30] D. C. BLEST, B. R. DUFFY, S. MCKEE, and A. K. ZULKIFLE, "Curing simulation of thermoset composites," *Composites Part A: applied science and manufacturing,* vol. 30, pp. 1289-1309, 1999.

[31] T. A. BOGETTI and J. W. GILLESPIE, "Two-dimensional cure simulation of thick thermosetting composites," *Journal of Composite Materials,* vol. 25, pp. 239-273, 1991.

[32] J. ZHANG, Y. C. XU, and P. HUANG, "Effect of cure cycle on curing process and hardness for epoxy resin," *Express Polymer Letters,* vol. 3, pp. 534-541, Sep 2009.

[33] Y. ABOU MSALLEM, F. JACQUEMIN, N. BOYARD, A. POITOU, D. DELAUNAY, and S. CHATEL, "Material characterization and residual stresses simulation during the manufacturing process of epoxy matrix composites," *Composites Part A: applied science and manufacturing,* vol. 41, pp. 108-115, 2010.

[34] T. E. TWARDOWSKI, S. E. LIN, and P. H. GEIL, "Curing in Thick Composite Laminates - Experiment and Simulation," *Journal of Composite Materials,* vol. 27, pp. 216-250, 1993.

[35] T. GARSTKA, N. ERSOY, K. D. POTTER, and M. R. WISNOM, "In situ measurements of through-the-thickness strains during processing of AS4/8552 composite," *Composites Part A: applied science and manufacturing,* vol. 38, pp. 2517-2526, 2007.

[36] S. R. WHITE and Y. K. KIM, "Staged curing of composite materials," *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing,* vol. 27, pp. 219–227, 1996.

[37] R. BOUKHILI, S. RIOPEL, and R. GAUVIN, "Compression Moulding of Thick Composite Materials," in *CANCOM 2001 Proceedings of the 3rd Canadian International Conference on Composites*, Montréal, Québec, Canada, 2001, p. 221.

[38] J. D. REUSS, A. J. FOWLER, Y. K. KIM, and A. LEWIS, "Manufacture of thick cross-section composites using a pre-catalyzed fabric technique," *Journal of Composite Materials,* vol. 36, pp. 1367-1379, 2002.

[39] Y. JIANG and S. V. HOA, "A novel method for the manufacturing of thick composites," *Journal of Composite Materials,* vol. 40, pp. 433-453, 2006.

[40] F. GUASTI and E. ROSI, "Low energy electron beam curing for thick composite production," *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing,* vol. 28, pp. 965-969, 1997.

[41] T. GLAUSER, M. JOHANSSON, and A. HULT, "Electron-beam curing of thick thermoset composite matrices," *Polymer,* vol. 40, pp. 5297-5302, Sep 1999.

[42] E. T. THOSTENSON and T. W. CHOU, "Microwave-accelerated curing of thick composite laminates," in *Thirteenth Technical Conference of the American Society for Composites*, Baltimore, 1998.

[43] R. YUSOFF, M. K. AROUA, A. NESBITT, and R. J. DAY, "CURING OF POLYMERIC COMPOSITES USING MICROWAVE RESIN TRANSFER MOULDING (RTM)," *Journal of Engineering Science and Technology,* vol. 2, pp. 151-163, 2007.

[44] J. M. SANDS, S. H. MCKNIGHT, B. K. FINK, A. YEN, and G. R. PALMESE, *Electron-Beam (E-Beam) Processing as a Means of Achieving High Performance Composite Structures*: ARMY RESEARCH LABORATORY, 2001.

[45] T. D. JUSKA, H. B. DEXTER, and W. H. SEEMANN, "Pushing the limits of VARTM," *43rd International Sampe Symposium and Exhibition on Materials and Process Affordability - Keys to the Future,* vol. 43, pp. 33-43, 1998.

[46] M. L. DEVINEY and J. J. KAMPA, "Resin transfer molding and compression molding of eight-inch thick bisoxazonline-phenolic thermoset-fiberglass composites," *42nd International SAMPE Symposium,* vol. 42, pp. 24-32, 1997.

[47] G. W. RITTER, "Rapid adhesive bonding: Kinetics or process?," *Plastics engineering,* vol. 55, pp. 65-68, Dec 1999.

[48] J. MIJOVIC and J. WIJAYA, "Effects of graphite fiber and epoxy matrix physical properties on the temperature profile inside their composite during cure," *Sample journal,* vol. 25, pp. 35-39, 1989.

[49] S. YI and H. H. HILTON, "Effects of thermo-mechanical properties of composites on viscosity, temperature and degree of cure in thick thermosetting composite laminates during curing process," *Journal of Composite Materials,* vol. 32, pp. 600-622, 1998.

[50] H. S. KATZ and J. V. MILEWSKI, *Handbook of fillers for plastics*. New York: Van Nostrand Reinhold, 1987.

[51] Y. YANG and Y. DAN, "Preparation of PMMA/SiO2 composite particles via emulsion polymerization," *Colloid and Polymer Science,* vol. 281, pp. 794-799, Aug 2003.

[52] H. ZHANG, B. WANG, H. LI, Y. JIANG, and J. WANG, "Synthesis and characterization of nanocomposites of silicon dioxide and polyurethane and epoxy resin interpenetrating network," *Polymer International,* vol. 52, pp. 1493 - 1497, Sep 2003.

[53] S.-Y. FU, X.-Q. FENG, B. LAUKE, and Y.-W. MAI, "Effects of particle size, particle/matrix interface adhesion and particle loading on mechanical properties of particulate–polymer composites," *Composites Part B: Engineering,* vol. 39, pp. 933-961, 2008.

[54] S. M. UDDIN, T. MAHMUD, C. WOLF, C. GLANZ, I. KOLARIC, C. VOLKMER, H. HOLLER, U. WIENECKE, S. ROTH, and H. J. FECHT, "Effect of size and shape of metal particles to improve hardness and electrical properties of carbon nanotube reinforced copper and copper alloy composites," *Composites Science and Technology,* vol. 70, pp. 2253-2257, Dec 31 2010.

[55] N. GUPTA, B. S. BRAR, and E. WOLDESENBET, "Effect of filler addition on the compressive and impact properties of glass fibre reinforced epoxy," *Bulletin of Materials Science,* vol. 24, pp. 219-223, Apr 2001.

[56] R. BOUKHILI, "Notes de cours matériaux composites," 2012.

[57] H. WANG, Y. BAI, S. LIU, J. WU, and C. P. WONG, "Combined effects of silica filler and its interface in epoxy resin," *Acta Materialia,* vol. 50, pp. 4369-4377, 2002.

[58] Y. NAKAMURA, M. YAMAGUCHI, M. OKUBO, and T. MATSUMOTO, "Effect of particle size on mechanical properties of epoxy resin filled with angular-shaped silica," *Journal of applied polymer science,* vol. 44, pp. 151-158, 1992.

[59] M. KALAEE, S. AKHLAGHI, A. NOURI, S. MAZINANI, M. MORTEZAEI, M. AFSHARI, D. MOSTAFANEZHAD, A. ALLAHBAKHSH, H. A. DEHAGHI, A. AMIRSADRI, and D. P. GOHARI, "Effect of nano-sized calcium carbonate on cure kinetics and properties of polyester/epoxy blend powder coatings," *Progress in Organic Coatings,* vol. 71, pp. 173-180, Jun 2011.

[60] A. A. AZEEZ, K. Y. RHEE, S. J. PARK, and D. HUI, "Epoxy clay nanocomposites-processing, properties and applications: a review," *Composites Part B: Engineering,* vol. 45, pp. 308-320, 2013.

[61] A. S. LAKSHMI, B. NARMADHA, and B. S. R. REDD, "Enhanced thermal stability and structural characteristics of different MMT-Clay/epoxy-nanocomposite materials," *Polymer Degradation and Stability,* vol. 93, pp. 201-213, Jan 2008.

[62] A. ASTRUC, E. JOLIFF, J. F. CHAILAN, E. ARAGON, C. O. PETTER, and C. H. SAMPAIO, "Incorporation of kaolin fillers into an epoxy/polyamidoamine matrix for coatings," *Progress in Organic Coatings,* vol. 65, pp. 158-168, Apr 2009.

[63] S. FELLAHI, N. CHIKHI, and M. BAKAR, "Modification of epoxy resin with kaolin as a toughening agent," *Journal of applied polymer science,* vol. 82, pp. 861-878, Oct 24 2001.

[64] M. Akatsuka, Y. Takezawa, and S. Amagi, "Influences of inorganic fillers on curing reactions of epoxy resins initiated with a boron trifluoride amine complex," *Polymer,* vol. 42, pp. 3003-3007, Mar 2001.

[65] U. SORATHIA, J. NESS, and M. BLUM, "Fire safety of composites in the US Navy," *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing,* vol. 30, pp. 707-713, 1999.

[66] U. SORATHIA, J. NESS, and M. BLUM, "Fire safety of composites in the US Navy," *Composites Part a-Applied Science and Manufacturing,* vol. 30, pp. 707-713, 1999.

[67] J. V. KOLESKE, R. SPRINGATE, and D. BREZINSKI, "TWO THOUSAND SIX Additives Guide," *Paint & Coatings Industry,* vol. 22, pp. 40-119, May 2006.

[68] M. SÁNCHEZ-SOTO, P. PAGÉS, T. LACORTE, K. BRICEÑO, and F. CARRASCO, "Curing FTIR study and mechanical characterization of glass bead filled trifunctional epoxy composites," *Composites Science and Technology,* vol. 67, pp. 1974-1985, 2007.

[69] A. BARTHELEMY and A. R. BUNSELL, "Proceedings Conference of Development in Science and Technology of Composite Materials," Bordeaux, France, 1985, pp. 349-355.

[70] J. R. M. D'ALMEIDA, "An analysis of the effect of the diameters of glass microspheres on the mechanical behavior of glass-microsphere/epoxy-matrix composites," *Composites Science and Technology,* vol. 59, pp. 2087-2091, 1999.

[71] S. A. GLAVERBEL, "Microspheres creuses de verre," *Composites,* vol. 2, pp. 78-85, 1985.

[72] F. EL-TANTAWY, K. KAMADA, and H. OHNABE, "In situ network structure, electrical and thermal properties of conductive epoxy resin–carbon black composites for electrical heater applications," *Materials Letters,* vol. 56, pp. 112-126, 2002.

[73] W. ZHANG, A. A. DEHGHANI-SANIJ, and R. S. BLACKBURN, "Carbon based conductive polymer composites," *Journal of Materials Science,* vol. 42, pp. 3408-3418, May 2007.

[74] J. BAE, J. JANG, and S. H. YOON, "Cure Behavior of the Liquid-Crystalline Epoxy/Carbon Nanotube System and the Effect of Surface Treatment of Carbon Fillers on Cure Reaction," *Macromolecular Chemistry and Physics,* vol. 203, pp. 2196-2204, 2002.

[75] J. H. WU and D. D. L. CHUNG, "Calorimetric study of the effect of carbon fillers on the curing of epoxy," *Carbon,* vol. 42, pp. 3039-3042, 2004.

[76] F. TAN, X. QIAO, J. CHEN, and H. WANG, "Effects of coupling agents on the properties of epoxy-based electrically conductive adhesives," *International journal of adhesion and adhesives,* vol. 26, pp. 406-413, 2006.

[77] C. F. GOH, H. YU, S. S. YONG, S. G. MHAISALKAR, F. Y. C. BOEY, and P. S. TEO, "Synthesis and cure kinetics of isotropic conductive adhesives comprising sub-micrometer sized nickel particles," *Materials Science and Engineering: B,* vol. 117, pp. 153-158, 2005.

[78] R. KAHRAMAN, M. SUNAR, and B. YILBAS, "Influence of adhesive thickness and filler content on the mechanical performance of aluminum single-lap joints bonded with aluminum powder filled epoxy adhesive," *Journal of Materials Processing Technology,* vol. 205, pp. 183-189, 2008.

[79] K. L. CHAN, M. MARIATTI, Z. LOCKMAN, and L. C. SIM, "Effect of ultrasonication medium on the properties of copper nanoparticle-filled epoxy composite for electrical conductive adhesive (ECA) application," *Journal of Materials Science: Materials in Electronics,* vol. 21, pp. 772-778, 2010.

[80] L. A. DOBRZAŃSKI and M. DRAK, "Properties of composite materials with polymer matrix reinforced with Nd–Fe–B hard magnetic particles," *journal of materials processing technology,* vol. 175, pp. 149-156, 2006.

[81] R. KAHRAMAN and M. AL-HARTHI, "Moisture diffusion into aluminum powder-filled epoxy adhesive in sodium chloride solutions," *International journal of adhesion and adhesives,* vol. 25, pp. 337-341, Aug 2005.

[82] Y. BAZIARD, S. BRETON, S. TOUTAIN, and A. GOURDENNE, "Dielectric properties of aluminium powder-epoxy resin composites," *European Polymer Journal,* vol. 24, pp. 521-526, 1988.

[83] M. O. W. RICHARDSON and M. J. WISHEART, "Review of low-velocity impact properties of composite materials," *Composites Part a-Applied Science and Manufacturing,* vol. 27, pp. 1123-1131, 1996.

[84] P. O. SJOBLOM, J. T. HARTNESS, and T. M. CORDELL, "On low-velocity impact testing of composite materials," *Journal of Composite Materials,* vol. 22, pp. 30-52, 1988.

[85] K. N. SHIVAKUMAR, W. ELBER, and W. ILLG, "Prediction of low-velocity impact damage in thin circular laminates," *AIAA journal,* vol. 23, pp. 442-449, 1985.

[86] D. LIU and L. E. MALVERN, "Matrix cracking in impacted glass/epoxy plates," *Journal of Composite Materials,* vol. 21, pp. 594-609, 1987.

[87] S. JOSHI and C. SUN, "Impact-Induced Fracture Initiation and Detailed Dynamic Stress Field in the Vicinity of the Impact.(Retroactive Coverage)," in *American Society for Composites Second Technical Conference*, 1987, pp. 177-185.

[88] O. S. DAVID-WEST, N. V. ALEXANDER, D. H. NASH, and W. M. BANKS, "Energy absorption and bending stiffness in CFRP laminates: The effect of 45° plies," *Thin-Walled Structures,* vol. 46, pp. 860-869, 2008.

[89] K. B. SHIN, J. Y. LEE, and S. H. CHO, "An experimental study of low-velocity impact responses of sandwich panels for Korean low floor bus," *Composite Structures,* vol. 84, pp. 228-240, 2008.

[90] W. J. CANTWELL and J. MORTON, "The impact resistance of composite materials — a review," *Composites,* vol. 22, pp. 347-362, 1991.

[91] S. ABRATE, "Impact on laminated composite materials," *Applied Mechanics Reviews,* vol. 44, pp. 155-190, 1991.

[92] P. ROBINSON and G. A. O. DAVIES, "Impactor Mass and Specimen Geometry-Effects in Low Velocity Impact of Laminated Composites," *International journal of impact engineering,* vol. 12, pp. 189-207, 1992.

[93] Y. J. LEE and Y. SHYU, "Low velocity impact failure analysis of sandwich beams," *Proc. ICCM-11,* vol. 2, pp. 495-502, 1997.

[94] M. S. ROSENFELD and L. W. GAUSE, "Compression Fatigue Behavior of Graphite/Epoxy in the Presence of Stress Raisers," in *Fatigue of Fibrous Composite Materials: A Symposium*. vol. ASTM STP 723, ed: American Society for Testing and Materials, 1981.

[95] C.-G. KIM, "Impact characteristics of composite laminated sandwich structures," *Composites,* 1991.

[96] C. G. KIM and E. J. JUN, "Impact Resistance of Composite Laminated Sandwich Plates," *Journal of Composite Materials,* vol. 26, pp. 2247-2262, 1992.

[97] J. S. TOMBLIN, K. S. RAJU, J. F. ACOSTA, B. L. SMITH, and N. A. ROMINE, "Impact damage characterization and damage tolerance of composite sandwich airframe structures-Phase II," Department of Transportation Federal Aviation Administration Office of Aviation Research, Washington: U.S.2002.

[98] J. TOMBLIN, T. LACY, B. SMITH, S. HOOPER, and A. VIZZINI, "Review of damage tolerance for composite sandwich airframe structures," Department of Transportation Federal Aviation Administration Office of Aviation Research, Washington: U.S.1999.

[99] W. J. CANTWELL and J. MORTON, "The Influence of Varying Projectile Mass on the Impact Response of Cfrp," *Composite Structures,* vol. 13, pp. 101-114, 1989.

[100] S. GORDON and R. BOUKHILI, "Low velocity impact characterization of a foam core composite sandwich with an E-glass fabric/vinyl ester laminates skins," in *the Seventh Joint Canada-Japan Workshop on Composites*, 2008, pp. 171-178.

[101] D. M. MCGOWAN and D. R. AMBUR, *Compression response of a sandwich fuselage keel panel with and without damage*. Hampton, Virginia: National Aeronautics and Space Administration, Langley Research Center, pp. 5-6, 1997.

[102] L. REIS and M. DE FREITAS, "Damage growth analysis of low velocity impacted composite panels," *Composite Structures,* vol. 38, pp. 509-515, 1997.

[103] "Standard Test Method for Gel Time and Peak Exothermic Temperature of Reacting Thermosetting Resins " in *D2471-99*, ed. United States: American Society for Testing Materials, 1999.

[104] P. BARDONNET, "Résines époxydes: Composants et propriétés," *Techniques de l'ingénieur: Plastiques et Composites,* vol. A, 1992.

[105] "Standard Test Methods for Flexural Properties of Unreinforced and Reinforced Plastics and Electrical Insulating Materials," in *ASTM D790-10*, ed. United States: American Society for Testing Materials, 2010.

[106] DIATEX. *Division composite*. Available: www.diatex.com (site consulté le 18 avril 2013).

[107] P. KRAWCZAK, "Essais des plastiques renforcés," *Techniques de l'ingénieur: Plastiques et Composites,* vol. AM 1997.

[108] "Standard Test Method for High Speed Puncture Properties of Plastics Using Load and Displacement Sensors," in *ASTM D3763 - 10e1*, ed. United States: American Society for Testing Materials, 2010.

[109] E. J. HERUP and A. N. PALAZOTTO, "Low-velocity impact damage initiation in graphite/epoxy/Nomex honeycomb-sandwich plates," *Composites Science and Technology,* vol. 57, pp. 1581-1598, 1998.

[110] M. MANÉRA, J.-J. MASSOT, G. MOREL, and G. VERCHERY, *Manuel de calcul des composites verre-résine*. Paris: Pluralis, 1988.

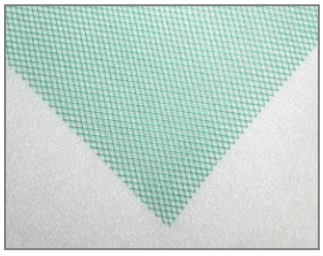
ANNEXE 1 – KIT D'INFUSION

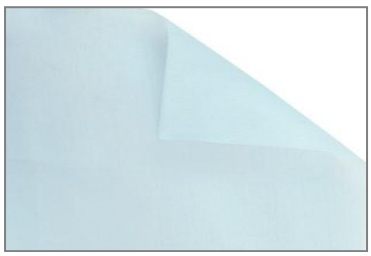
Un kit d'infusion provenant de la société AIRTECH a été mis à disposition pour le projet. Il contient les éléments suivants :

Trappe de résine: RB-451 Vacuum Reservoir
Spirale: ½″ Polyethelene spiral wrap
Tuyau: ½″ Polyethelene Tubing

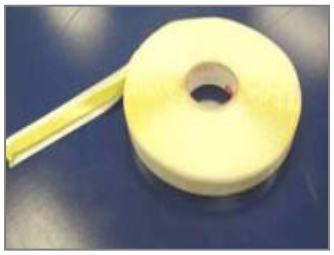
Raccord métallique : ½″ quick disconnect coupling
Pince étau: Resin infusion clamp

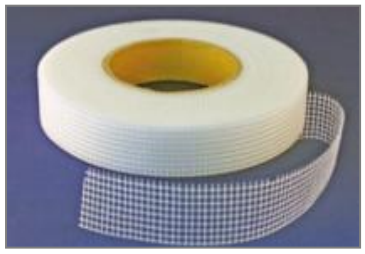
Medium d'infusion: Greenflow 75
Tissu d'arrachage: Bleederlease B
Film plastique: KM-1300





Joint: Domdom AT200Y
Double face: Air hold 10 CBS
Adhésif fibre : Track strip 1″





ANNEXE 2 – INFUSION : PRÉVISION DE LA CONSOMMATION EN RÉSINE

Les prévisions de consommation de résine sont nécessaires pour l'optimisation du coût de la production et la réduction du gaspillage de la résine lors de l'infusion. Il faudra donc tenir compte de la proportion de la résine qui va être absorbée par les divers composants du procédé d'infusion qui seront en contact avec la résine.

Le calcul les différents volumes des composantes, qui vont être en contact avec la résine, constitue la première étape de l'estimation de la quantité de résine :

- V_1 est le volume de résine dans le tuyau d'alimentation de résine :

$$V_1 = L_1 \pi \frac{D_1^2}{4} \qquad (A2.1)$$

- V_2 est le volume de résine dans le tuyau de distribution de résine en spirale : même si ils sont étirés et fixés au moule, ils sont remplis de résine durant l'infusion.

$$V_2 = L_2 \pi \frac{D_2^2}{4} \qquad (A2.2)$$

- V_3 est le volume du médium d'infusion :

$$V_3 = L_3 . b_3 . e_3 \qquad (A2.3)$$

- V_4 est le volume du tissu d'arrachage :

$$V_4 = L_4 . b_4 . e_4 \qquad (A2.4)$$

Où :

L_1, D_1 : Longueur et diamètre du tuyau d'alimentation de résine

L_2, D_2 : Longueur et diamètre du tuyau de distribution de résine

L_3, b_3, e_3 : Longueur, largeur et épaisseur du médium d'infusion

L_4, b_4, e_4 : Longueur, largeur et épaisseur du tissu d'arrachage

La deuxième étape consiste à calculer le volume de résine absorbée par le renfort:

$$V_5 = \frac{(1 - V_f) \times m_f}{\rho_f \times V_f} \qquad (A2.5)$$

Avec :

- V_f est le taux volumique des fibres qui égal à 50% du volume total
- m_f est la masse des fibres
- ρ_f est la masse volumique des fibres

Finalement, le calcul de la quantité de résine:

Masse de résine à préparer = $\rho_{\text{résine}} \times \Sigma V_i$

ANNEXE 3 – MÉTHODE ANALYTIQUE DE CALCUL DE LA RIGIDITÉ ET LE MODULE EN FLEXION DU SANDWICH

Le sandwich étudié, comme présenté à la figure 4.21, est constitué d'une âme en mousse polystyrène extrudé, deux peaux verre/époxy et deux couches de la résine époxy chargée de 60% en poids de C3.

A3.1 Le module d'élasticité des différents composants du sandwich B

A3.1.1 Module d'élasticité des peaux

Les peaux sont deux stratifiés en résine époxy renforcée de 6 plis de tissu bidirectionnel (0/90) de fibres de verre et d'épaisseur total (e_p) égale à 4 mm. Un tissu bidirectionnel $[(0_w/90_f)^{WF}]$ est caractérisé par des fibres dans la direction trame «*f*» (fill) entrecroisées avec d'autres fibres dans la direction chaine «*w*» (warp). Les propriétés élastiques de ce type de stratifié peuvent être calculées par un modèle théorique d'un stratifie multicouche orthogonal symétrique ($[0/90]_s$) [110] tel que présente à la figure A3.1.

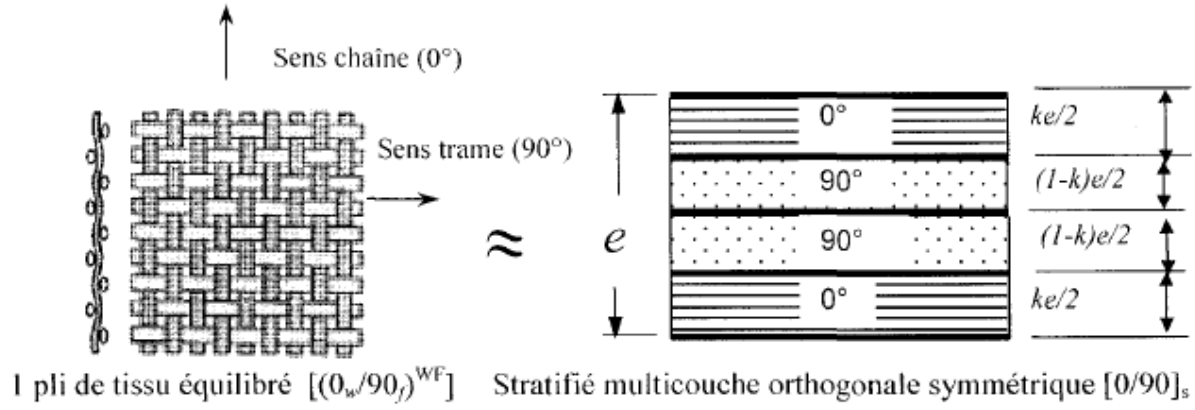
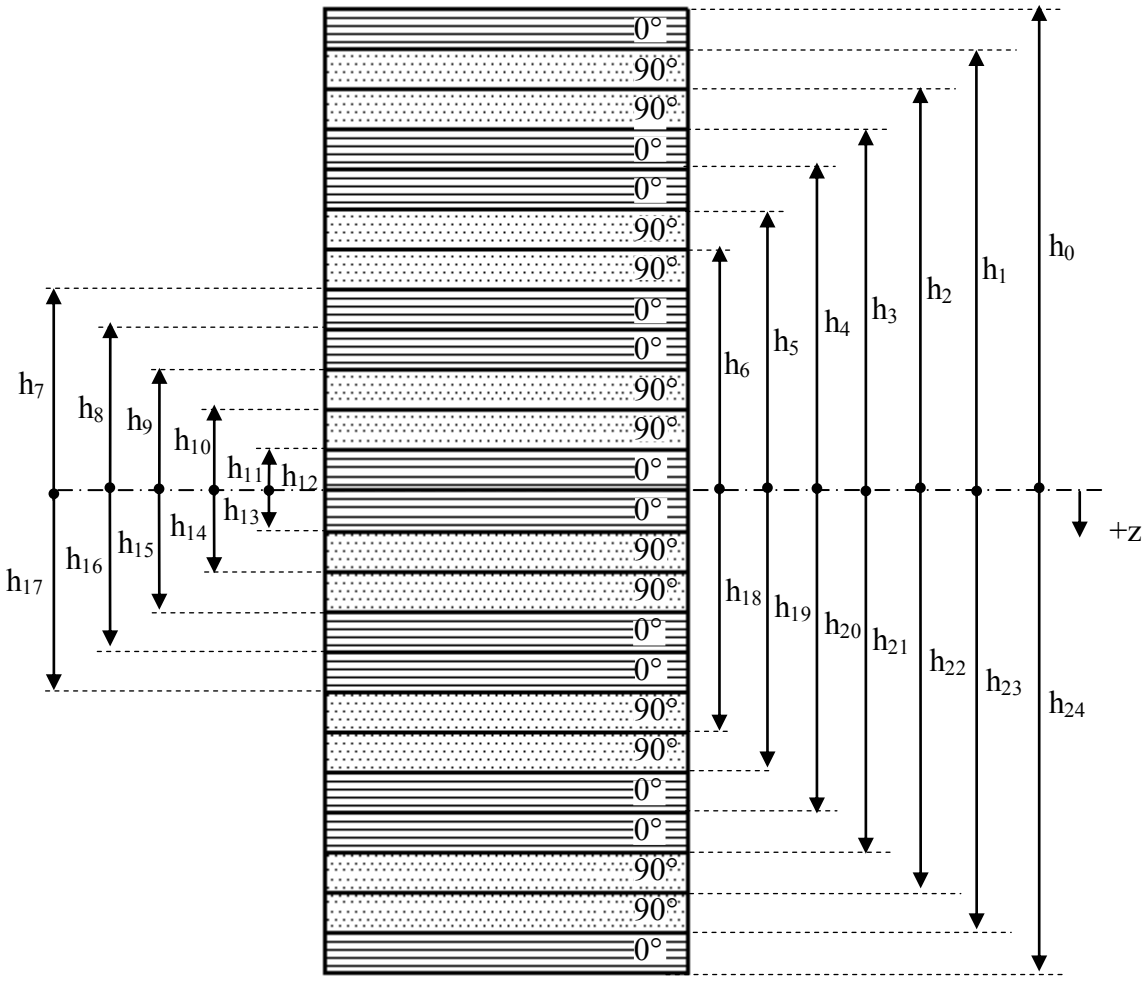


Figure A3-1 Modèle théorique équivalent d'un pli de tissu équilibré [110]

Pour déterminer le module d'élasticité des peaux stratifiées, les hypothèses suivantes sont considérées :

1. Le tissu est bidirectionnel équilibré.

2. Chaque peau est formée de 24 plis de fibres de verre empilés selon la séquence suivante $[(0/90)_s]_6$, (voir figure A3-2).
3. L'épaisseur de chaque pli est égale à 0,165 mm.
4. Les taux volumiques de fibres (V_f) et de la matrice (V_m) sont égaux.



$$h0 = -\frac{e_p}{2};\ h1 = -\frac{11e_p}{24};\ h2 = -\frac{5e_p}{12};\ h3 = -\frac{3e_p}{8};\ h4 = -\frac{e_p}{8};\ h5 = -\frac{7e_p}{24};\ h6 = -\frac{e_p}{4};\ h7 = -\frac{5e_p}{24};$$

$$h8 = -\frac{e_p}{6};\ h9 = -\frac{e_p}{8};\ h10 = -\frac{e_p}{12};\ h11 = -\frac{e_p}{24};\ h12 = 0;\ h13 = \frac{e_p}{24};\ h14 = \frac{e_p}{12};\ h15 = \frac{e_p}{8};\ h16 = \frac{e_p}{6};$$

$$h17 = \frac{5e_p}{24};\ h18 = \frac{e_p}{4};\ h19 = \frac{7e_p}{24};\ h20 = \frac{e_p}{8};\ h21 = \frac{3e_p}{8};\ h22 = \frac{5e_p}{12};\ h23 = \frac{11e_p}{24};\ h24 = \frac{e_p}{2};$$

Figure A3-2: La séquence d'empilement $[(0/90)_s]_6$

- **Propriétés d'un pli orienté à un angle θ**

Un pli orienté à un angle θ par rapport à l'axe de chargement possède deux systèmes de coordonnées : les axes 1 et 2 qui correspondent respectivement aux directions longitudinale et transversale des fibres et les axes x et y qui correspondent aux directions longitudinale et transversale de chargement.

La relation contrainte-déformation pour un pli orienté à 0° est la suivante :

$$\begin{bmatrix}\sigma_{xx}\\ \sigma_{yy}\\ \tau_{xy}\end{bmatrix} = \begin{bmatrix}Q_{11} & Q_{12} & 0\\ Q_{12} & Q_{22} & 0\\ 0 & 0 & Q_{66}\end{bmatrix}\begin{bmatrix}\varepsilon_{xx}\\ \varepsilon_{yy}\\ xy\end{bmatrix} = [Q]_{ij}\begin{bmatrix}\varepsilon_{xx}\\ \varepsilon_{yy}\\ xy\end{bmatrix} \qquad (A3.1)$$

Où :

$$[Q]_{ij} = \begin{bmatrix}\frac{E_{11}}{1-\nu_{12}\nu_{21}} & \frac{\nu_{12}E_{22}}{1-\nu_{12}\nu_{21}} & 0\\ \frac{\nu_{12}E_{22}}{1-\nu_{12}\nu_{21}} & \frac{E_{22}}{1-\nu_{12}\nu_{21}} & 0\\ 0 & 0 & G_{12}\end{bmatrix} \qquad (A3.2)$$

Connaissant les propriétés mécanique de la matrice et les fibres : le module d'élasticité des fibres (E_{fibre}) est égal à 70 Gpa, le module de l'époxy ($E_{résine}$) est égal à 2,06 Gpa, et les coefficients de poissons sont égaux $\nu_f = \nu_m = 0{,}3$, on peut calculer les propriétés principales E_{11}, E_{22}, ν_{12} et ν_{21} pour un pli à 0° par les formules suivantes :

- $E_{11} = E_f V_f + E_m V_m \qquad (A3.3)$
- $E_{22} = \frac{E_f E_m}{E_f V_m + E_m V_f} \qquad (A3.4)$
- $G_{12} = \frac{G_f G_m}{G_f V_m + G_m V_f} \qquad (A3.5)$
- $\nu_{12} = \nu_f V_f + \nu_m V_m \qquad (A3.6)$
- $\nu_{21} = \frac{E_{22}}{E_{11}}\nu_{12} \qquad (A.7)$

Pour un pli orienté à un angle θ la relation équivalente suivante s'applique :

$$\begin{bmatrix}\sigma_{xx}\\ \sigma_{yy}\\ \tau_{xy}\end{bmatrix}=\begin{bmatrix}\bar{Q}_{11} & \bar{Q}_{12} & 0\\ \bar{Q}_{12} & \bar{Q}_{22} & 0\\ 0 & 0 & \bar{Q}_{66}\end{bmatrix}\begin{bmatrix}\varepsilon_{xx}\\ \varepsilon_{yy}\\ xy\end{bmatrix}=[\bar{Q}]_{ij}\begin{bmatrix}\varepsilon_{xx}\\ \varepsilon_{yy}\\ xy\end{bmatrix} \qquad (A3.8)$$

Où :

$$\bar{Q}_{11}=Q_{11}\cos^4\theta+2(Q_{12}+2Q_{66})\sin^2\theta\cos^2\theta+Q_{22}\sin^4\theta \qquad (A3.9)$$

$$\bar{Q}_{12}=Q_{12}\,(\sin^4\theta+\cos^4\theta)+(Q_{11}+Q_{22}-4Q_{66})\sin^2\theta\cos^2\theta \qquad (A3.10)$$

$$\bar{Q}_{22}=Q_{11}\sin^4\theta+2(Q_{12}+2Q_{66})\sin^2\theta\cos^2\theta+Q_{22}\cos^4\theta \qquad (A3.11)$$

$$\bar{Q}_{16}=(Q_{11}-Q_{12}-2Q_{66})\,sin\,\theta\cos^3\theta+(Q_{12}-Q_{22}+2Q_{66})\sin^3\theta\,cos\,\theta \qquad (A3.12)$$

$$\bar{Q}_{26}=(Q_{11}-Q_{12}-2Q_{66})\sin^3\theta\,cos\,\theta+(Q_{12}-Q_{22}+2Q_{66})\,sin\,\theta\cos^3\theta \qquad (A3.13)$$

$$\bar{Q}_{66}=(Q_{11}+Q_{22}-2Q_{12}-2Q_{66})\sin^2\theta\cos^2\theta+Q_{66}\,(\sin^4\theta+\cos^4\theta) \qquad (A3.14)$$

- **Propriétés d'un stratifié**

Pour un stratifié composé de plusieurs plis, on aux les relations suivantes :

$$\begin{bmatrix}N_{xx}\\ N_{yy}\\ N_{xy}\end{bmatrix}=[A]\begin{bmatrix}\varepsilon^{\circ}_{xx}\\ \varepsilon^{\circ}_{yy}\\ ^{\circ}_{xy}\end{bmatrix}+[B]\begin{bmatrix}k_{xx}\\ k_{yy}\\ k_{xy}\end{bmatrix} \qquad (A3.15)$$

$$\begin{bmatrix}M_{xx}\\ M_{yy}\\ M_{xy}\end{bmatrix}=[B]\begin{bmatrix}\varepsilon^{\circ}_{xx}\\ \varepsilon^{\circ}_{yy}\\ ^{\circ}_{xy}\end{bmatrix}+[D]\begin{bmatrix}k_{xx}\\ k_{yy}\\ k_{xy}\end{bmatrix} \qquad (A3.16)$$

Où:

[M] : Vecteur des moments appliqués par unité de largeur

[N] : Vecteur des forces appliquées par unité de largeur

[ε°] : Vecteur des déformations du plan médian du stratifié

[k] : Vecteur de courbure du stratifié

[A] : Matrice de rigidité du stratifié (N/m)

[B] : Matrice de couplage du stratifié (N)

[D] : Matrice de rigidité en flexion du stratifié (N.m)

Les matrices [A], [B] et [D] peuvent être déterminées à l'aide des formules suivantes :

$$A_{mn} = \sum_{j=1}^{N} (\bar{Q}_{mn}) \times (h_j - h_{j-1}) \qquad (A3.17)$$

$$B_{mn} = \frac{1}{2} \sum_{j=1}^{N} (\bar{Q}_{mn}) \times \left(h^2{}_j - h^2{}_{j-1}\right) \qquad (A3.18)$$

$$D_{mn} = \frac{1}{3} \sum_{j=1}^{N} (\bar{Q}_{mn}) \times (h^3{}_j - h^3{}_{j-1}) \qquad (A3.19)$$

Où :

N : Nombre total de plis (dans notre cas N=24 plis)

$\bar{Q}_{mn}$: Les éléments de la matrice [$\bar{Q}$] du j^{ème} pli

h_{j-1} : Distance entre le plan médian du stratifié et le dessus du pli j (figure A3.2)

h_j : Distance entre le plan médian du stratifié et le dessous du pli j (figure A3.2)

Dans le cas des tarifiés symétriques, la matrice de couplage [B] est nulle ce qui signifie qu'il n'y a aucun couplage tension-flexion.

Les propriétés élastiques d'un stratifié symétrique équilibré, qui est le cas du nos peaux, se calculent parles relations suivantes :

$$E_{xx} = \frac{\sigma_{xx}}{\varepsilon^{\circ}{}_{xx}} = \frac{A_{11}A_{22} - A_{12}^2}{h\, A_{22}} \qquad (A3.20)$$

$$E_{yy} = \frac{A_{11}A_{22} - A_{12}^2}{h\, A_{11}} \qquad (A3.21)$$

$$\nu_{xy} = -\frac{\varepsilon^{\circ}{}_{yy}}{\varepsilon^{\circ}{}_{xx}} = \frac{A_{12}}{A_{22}} \qquad (A3.22)$$

$$\nu_{yx} = \frac{A_{12}}{A_{11}} \qquad (A3.23)$$

$$G_{xy} = \frac{A_{66}}{h} \qquad (A3.24)$$

Où :

E : Module d'élasticité du stratifié

ν : Coefficient de poisson du stratifié

A_{mn} : Les éléments de la matrice [A]

h: L'épaisseur du stratifié

A3.1.2 Les modules d'élasticité de la mousse et de l'époxy chargé de C3

Le module d'élasticité de l'époxy chargé de C3 a été déterminé par des tests de flexion 3 points.

$$E_r = 6{,}13 \text{ Gpa}$$

En ce qui concerne la mousse polystyrène extrudé, le module d'élasticité est parmi les informations fournies par le fabricant.

$$E_{mousse} = 25 \text{ Mpa}.$$

A3.2 Calcul de la rigidité en flexion du sandwich

Dans le cas d'une poutre de type sandwich, la rigidité en flexion équivalente, $D_{sandwich}$, est exprimée par la formule suivante :

$$D_{sandwich} = D_{mousse} + D_{peaux} + D_{résine+C3} \qquad \text{(A3.25)}$$

Où :

- D_{mousse} est la rigidité de la mousse (N.mm^2)
- D_{peaux} est la rigidité des peaux (N.mm^2)
- $D_{résine+C3}$ est la rigidité de la couche de résine chargée de C3 (N.mm^2).

On peut calculer les rigidités des différents composants du sandwich par les formules suivantes :

$$D_{peaux} = \underbrace{(D_{peaux})_{\text{p/r à son propre axe}}}_{} + \underbrace{(D_{peaux})_{\text{p/r au plan neutre du sandwich}}}_{}$$

$$D_{peau} = 2.E_{Peau}\left(\frac{b.(e_p)^3}{12}\right) + 2.E_{Peau}\left(b.e_p.\left(\frac{h}{2}\right)^2\right) \qquad \text{(A3.26)}$$

$$D_{résine+C3} = (\underbrace{D_{résine+C3}}_{\text{p/r à son propre axe}} + \underbrace{(D_{résine+C3}}_{\text{p/r au plan neutre du sandwich}})$$

$$D_{résine+C3} = 2.E_r\left(\frac{b.{e_r}^3}{12}\right) + 2.E_r\left(b.e_r.\left(\frac{h-2e_p}{2}\right)^2\right) \quad \text{(A3.27)}$$

$$D_{mousse} = E_{mousse}.\left(\frac{b.{e_c}^3}{12}\right) \quad \text{(A3.28)}$$

Avec :

h: épaisseur du sandwich (mm),

b: largeur du sandwich (mm),

e_p: épaisseur de la peau (mm),

e_r: épaisseur de la couche de l'époxy chargé de C3 (mm),

e_c: épaisseur de la mousse (mm),

Le module d'élasticité est donné par la formule suivante en fonction de la rigidité en flexion D :

$$E_p = \frac{12\,D}{b(h^3 - {e_c}^3)} \quad (A3.29)$$