

TABLE DES MATIÈRES

	Page
INTRODUCTION	1
CHAPITRE 1 REVUE DE LA LITTÉRATURE	2
1.1 Mise en situation	2
1.2 Construction et configuration des pales d'éoliennes	2
1.2.1 Fabrication et structure des pales d'éoliennes	3
1.2.2 Charges appliquées aux pales d'éoliennes	5
1.2.3 Matériaux constitutants des pales d'éoliennes	6
1.3 Effets hygrothermiques sur les composites et leurs constituants	8
1.3.1 Effets hygrothermiques sur les constituants d'un composite	8
1.3.2 Effets hygrothermiques sur les composites selon la théorie classique des laminés (CLT)	16
1.3.3 Évaluation des constantes élastiques d'un composite	25
1.3.4 Prédiction de la résistance d'un composite unidirectionnel et critères de rupture	32
1.4 État de la recherche sur les effets hygrothermiques à basse température	38
1.4.1 Effets hygrothermiques dus aux hétérogénéités entre les constituants	42
1.4.2 Effets des basses températures non cryogéniques et de l'humidité sur les propriétés mécaniques en traction des composites à matrice polymérique ...	50
1.4.3 Effets des basses températures non cryogéniques et de l'humidité sur la ténacité des composites à matrice polymérique	62
1.4.4 Effets des cycles de gel et dégel sur les propriétés mécaniques en tension et en compression des composites à matrice polymériques	66
1.4.5 Influences particulières de la température sur des laminés épais	71
1.5 Influence de la vitesse de chargement sur les propriétés obtenues pour les composites de fibre de verre.	72
1.6 Application aux pales d'éoliennes	73
1.7 Description de la problématique de recherche	75
CHAPITRE 2 MÉTHODOLOGIE	76
2.1 Approche expérimentale	76
2.2 Choix du matériau	78
2.3 Conditionnement des échantillons et environnement d'essais	78
2.4 Essais mécaniques	82
2.5 Évaluation des taux de constituants	87
2.6 Autres essais	88
2.7 Taille de l'échantillon	89
2.8 Nature et préparation des éprouvettes	89
2.8.1 Description des éprouvettes	89
2.8.2 Constituants du composite	92
2.8.3 Construction des laminés	93

2.9	Fabrication des plaques.....	94
2.9.1	Préparation des éprouvettes	96
2.10	Paramètres des essais	97
CHAPITRE 3 APPLICATIONS THÉORIQUES		98
3.1	Évaluation des effets hygrothermiques sur les propriétés d'un pli de composite.....	98
3.1.1	Effets du froid et de l'humidité dus à la détérioration de la matrice selon le modèle de Chamis (1983; 1984).....	100
3.1.2	Calcul des contraintes résiduelles dues aux disparités entre les comportements hygrothermiques des constituants par la méthode de Lord et Dutta (1988).....	106
3.1.3	Calcul de la contrainte critique due au microflambage et de la résistance du composite par la méthode de Dutta (1993)	108
3.2	Application de la CLT à basse température.....	109
CHAPITRE 4 RÉSULTATS.....		113
4.1	Mesure de la densité par immersion et des taux de constituants par pyrolyse	113
4.1.1	Mesure de densité selon la norme ASTM D 792-00.....	113
4.1.2	Mesure des taux de constituants selon la norme ASTM D 3171 – 99.....	113
4.2	Micrographies	114
4.2.1	Observation au microscope optique.....	115
4.2.2	Observation au microscope électronique à balayage.....	118
4.3	Séchage et saturation.....	120
4.4	Essais de traction.....	121
4.5	Essai de compression	126
4.6	Essai de flexion en poutre courte	131
4.7	Mesures de déformations lors des cycles de gel et dégel.....	133
CHAPITRE 5 INTERPRÉTATION DES RÉSULTATS		135
5.1	Essai de pyrolyse.....	135
5.2	Micrographies	136
5.2.1	Microscope optique.....	136
5.2.2	Microscope électronique à balayage.....	137
5.3	Séchage et saturation.....	137
5.4	Essais de traction.....	138
5.4.1	Effets des cycles de gel et dégel sur les propriétés en traction	139
5.4.2	Effets du froid sur les propriétés en traction.....	140
5.4.3	Effets de l'humidité sur les propriétés en traction	141
5.4.4	Comparaison avec les modèles théoriques	142
5.5	Essai de compression	143
5.6	Essai de flexion en poutre courte	145
5.6.1	Effets des cycles de gel et dégel sur la résistance en flexion de la poutre courte.....	145
5.6.2	Effets du froid sur la résistance en flexion de la poutre courte.....	146
5.6.3	Effets de l'humidité sur la résistance en flexion de la poutre courte	147
5.6.4	Comparaison avec le modèle théorique	148

5.7	Mesures de déformations lors des cycles de gel et dégel.....	148
CHAPITRE 6 DISCUSSION SUR LES RÉSULTATS		150
6.1	Aspects généraux et relations avec la théorie	150
6.2	Aspects méthodologiques	152
6.3	Implications pour le domaine de l'énergie éolienne	152
CONCLUSION.....		154
RECOMMANDATIONS		156
ANNEXE I	Données détaillées des essais ASTM D 792 et ASTM D 2344.....	158
ANNEXE II	Données détaillées des essais ASTM D 3039 – 00 (2006)	164
ANNEXE III	Données détaillées des essais ASTM D 695 – 02a	170
ANNEXE IV	Données détaillées des essais ASTM D 2344 – 00 (2006)	175
ANNEXE V	Programmes MatLab.....	179
LISTE DE RÉFÉRENCES		181

LISTE DES TABLEAUX

	Page
Tableau 1.1	Rétention des propriétés des composites pour Shao et Darchis (2007)58
Tableau 2.1	Acronymes des conditions d'essais76
Tableau 2.2	Synthèse des essais et des conditions d'essais77
Tableau 2.3	Propriétés des renforts selon le manufacturier92
Tableau 2.4	Propriétés mécaniques des renforts de verre E92
Tableau 2.5	Propriétés physiques de la résine SP Prime 20LV93
Tableau 2.6	Propriétés mécaniques de la résine SP Prime 20LV polymérisée avec durcisseur lent93
Tableau 2.7	Construction des laminés94
Tableau 2.8	Identification des plaques94
Tableau 3.1	Caractéristiques des constituants99
Tableau 3.2	Propriétés calculées pour un pli de verre UD100
Tableau 3.3	Propriétés du stratifié110
Tableau 4.1	Mesure de densité et de masse volumique des plaques de composites selon la norme ASTM D 792-00113
Tableau 4.2	Taux de constituants114
Tableau 4.3	Résistance en traction longitudinale122
Tableau 4.4	Module de rigidité longitudinal en traction122
Tableau 4.5	Coefficient de Poisson principal122
Tableau 4.6	Résistance longitudinale en compression128
Tableau 4.7	Module de rigidité longitudinal en compression128
Tableau 4.8	Coefficient de Poisson primaire en compression128
Tableau 4.9	Résistance de la poutre courte en fonction de la condition d'essais132

Tableau 5.1	Effet des cycles de gel et dégel sur s_L^+ , E_I et ν_{I2}	139
Tableau 5.2	Effets de la basse température sur s_L^+ , E_I et ν_{I2}	140
Tableau 5.3	Effets de l'humidité sur s_L^+ , E_I et ν_{I2}	141
Tableau 5.4	Effet des conditions sur le module de rigidité en compression	143
Tableau 5.5	Effet des cycles de gel et dégel sur F^{SBS}	146
Tableau 5.6	Effet de la température sur F^{SBS}	147
Tableau 5.7	Effet de l'humidité absorbée sur F^{SBS}	147

LISTE DES FIGURES

	Page
Figure 1.1	Section typique d'une de pale d'éolienne.4
Figure 1.2	Effets de l'humidité sur la T_g10
Figure 1.3	Effets de la Température sur l'absorption d'humidité.11
Figure 1.4	Composite orthotrope et système orthogonal.16
Figure 1.5	Convention de signe pour l'orientation d'un pli.20
Figure 1.6	Schéma d'un stratifié.23
Figure 1.7	Élément de volume représentatif du modèle micromécanique simplifié.28
Figure 1.8	Élément de volume représentatif du modèle micromécanique amélioré.30
Figure 1.9	Approche intégrée de la recherche.41
Figure 1.10	Référentiel.45
Figure 1.11	Propagation des microfissures dues aux contraintes résiduelles thermiques.47
Figure 1.12	Augmentation de σ_{fer} en raison d'une baisse de température.52
Figure 1.13	Résistance des composites fibres de verre/époxy.54
Figure 1.14	Dégradation de divers composites unidirectionnels à basse température.55
Figure 1.15	Perte de ductilité à froid.61
Figure 1.16	Barreau usiné.63
Figure 1.17	Réduction du KIC à basse température pour les éprouvettes sèches.63
Figure 1.18	Résultat de l'essai ILSS.65
Figure 2.1	Cycle thermique imposé aux éprouvettes.81
Figure 2.2	Chambre environnementale et système d'acquisition de données.82
Figure 2.3	Dispositif pour éprouvettes minces (ASTM D 695).83

Figure 2.4	Montage de flexion en poutre courte (ILSS).....	84
Figure 2.5	Banc de traction MTS 810.....	85
Figure 2.6	Extensomètre MTS 634.12E-24.....	86
Figure 2.7	Indicateur de déformation VISHAY P3.....	86
Figure 2.8	Éprouvette de traction ASTM D 3039.....	90
Figure 2.9	Éprouvette de compression modifiée.....	91
Figure 2.10	Éprouvette de flexion en poutre courte ASTM D 2344.....	91
Figure 2.11	Montage de moulage par infusion.....	95
Figure 3.1	Module de rigidité longitudinal en fonction de l'humidité absorbée et de la température.....	101
Figure 3.2	Module de rigidité transversal en fonction de l'humidité absorbée et de la température.....	102
Figure 3.3	Module de cisaillement en fonction de l'humidité absorbée et de la température.....	102
Figure 3.4	Résistance en compression longitudinale en fonction de l'humidité absorbée et de la température.....	103
Figure 3.5	Résistance en cisaillement en fonction de l'humidité absorbée et de la température.....	103
Figure 3.6	Résistance transversale en fonction de l'humidité absorbée et de la température.....	104
Figure 3.7	Résistance traction longitudinale en fonction de l'humidité absorbée et de la température.....	105
Figure 3.8	Résistance à la flexion en poutre courte en fonction de l'humidité absorbée et de la température.....	105
Figure 3.9	Contraintes hygrothermiques dans la matrice.....	107
Figure 3.10	Contraintes hygrothermiques dans les fibres.....	107
Figure 3.11	Influence des facteurs n sur la résistance du composite selon l'approche de Dutta (1993).....	109
Figure 3.12	Contrainte principale longitudinale dans l'épaisseur dans un stratifié.....	111

Figure 3.13	Contrainte transversale dans l'épaisseur dans un stratifié.....	111
Figure 3.14	Contrainte de cisaillement maximal dans l'épaisseur dans un stratifié.....	112
Figure 4.1	Micrographies de l'éprouvette sèche M1.....	116
Figure 4.2	Micrographies de l'éprouvette sèche M2 ayant subi des cycles thermiques.....	117
Figure 4.3	Micrographies de l'éprouvette M4, saturée et ayant subi des cycles thermiques.....	118
Figure 4.4	Observations au MEB à 3,00 kV (250X).....	119
Figure 4.5	Observations au MEB à 3,00 kV (250X).....	120
Figure 4.6	Résistance en traction longitudinale en fonction de la condition de test.	123
Figure 4.7	Module de rigidité longitudinal en fonction de la condition de test.	123
Figure 4.8	Coefficient de Poisson primaire en fonction de la condition de test.....	124
Figure 4.9	Courbes $\sigma - \varepsilon$ en traction à température ambiante.....	125
Figure 4.10	Courbes $\sigma - \varepsilon$ en traction à -40 °C.....	126
Figure 4.11	Rupture par écrasement des extrémités.....	127
Figure 4.12	Résistance en compression longitudinale.	129
Figure 4.13	Module de rigidité en compression.....	129
Figure 4.14	Courbes $\sigma - \varepsilon$ en compression à température ambiante.....	130
Figure 4.15	Courbes $\sigma - \varepsilon$ en compression à -40 °C.....	131
Figure 4.16	Résistance de la poutre courte en flexion (F^{SBS}) en fonction des conditions d'essais.	133
Figure 4.17	Déformations longitudinales en fonction du temps.	134
Figure 4.18	Déformations transversales en fonction du temps.	134

LISTE DES ABRÉVIATIONS, SIGLES ET ACRONYMES

ASTM	American Society for Testing Materials
$[A]$	Matrice de rigidité en extension
b	Épaisseur de la poutre courte
$[B]$	Matrice de couplage extension-flexion-torsion
c	Concentration en humidité
C	Coefficient empirique déterminé par la distorsion de la fibre et l'adhésion de la matrice.
CLT	Classical laminate theory – Théorie classique des laminés avec couplage
CV	Coefficient de variation
$[C]$	Matrice de rigidité du matériau
d	Diamètre d'une fibre
$[D]$	Matrice de rigidité en flexion
e	Allongement à la rupture
E	Module de rigidité
ETS	École de technologie supérieure
F_m	Facteur de rétention des propriétés de la matrice
F^{SBS}	Résistance en flexion de la poutre courte
G	Module de cisaillement
HR	Humidité relative en %
ILSS	Inter laminar shear strength – Résistance au cisaillement interlaminaire
K	Constante empirique reliant la rigidité de la matrice à la température
KIC	Ténacité

$[k]$	Matrice de courbure du PMG
$[M]$	Matrice des moments par unité de longueur
M	Fraction massique d'humidité absorbée dans le composite en %
MEB	Microscope électronique à balayage
M_r	Fraction massique d'humidité absorbée dans la matrice en %
n	Constante empirique entre σ_{fer} et σ_c (présumée être de l'ordre de l'unité)
$[N]$	Matrice des forces par unité de longueur
P	Propriété de la matrice
PHR	Per hundred resin – Par 100 unités de masse de résine
P_m	Charge maximale de l'essai ILSS
PMG	Plan moyen géométrique
P_0	Propriété initiale de la matrice
$[Q]$	Matrice de rigidité transformée
$[S]$	Matrice de souplesse
s	Distance entre les fibres
s	Résistance mécanique
T	Température du milieu
T_g	Température de transition vitreuse
T_{g0}	Température de transition vitreuse initiale à T_0
T_{gw}	Température de transition vitreuse à l'état humide
T_0	Température de référence
T_β	Température de transition bêta
$[T]$	Matrice de rotation

v	Fraction volumique en %
V	Volume
VLASS	Very large adaptive structure system – Système de structure adaptative de très grande taille
w	Fraction massique en % – largeur de la poutre courte ILSS
W	Masse
α	Coefficient de dilatation thermique
β	Coefficient de dilatation hygroscopique
δ	Allongement
ε	Déformations normales
$[\varepsilon^0]$	Matrice de déformation au PMG
γ	Déformation de cisaillement
ρ	Masse volumique
σ	Contrainte normale / Écart type
σ_{fc}	Contrainte critique dans les renforts
τ	Contrainte de cisaillement
ν	Coefficient de Poisson

Indices

c	Propriété du composite
f	Propriété du renfort
L	Propriété longitudinale
LT	Propriété en cisaillement
m	Propriété de la matrice

T	Propriété transversale
ν	Propriété du vide
x, y, z	Direction arbitraire
$1, 2, 3$	Directions principales d'un matériau

Exposants

+	Propriété en traction
-	Propriété en compression
M	Propriété influencée par l'humidité absorbée
T	Propriété influencée par la température

LISTE DES SYMBOLES ET UNITÉS DE MESURE

Longueur

m	mètre
cm	centimètre
mm	millimètre
po	pouce

Aire

m ²	mètre carré
cm ²	centimètre carré
mm ²	millimètre carré
po ²	pouce carré

Volume

m ³	mètre cube
cm ³	centimètre cube
L	litre (1000 cm ³)

Masse

kg	kilogramme
g	gramme
mg	milligramme

Masse linéique

g/km	Tex
------	-----

Masse surfacique

g/m ²	gramme par mètre carré
------------------	------------------------

Masse volumique

kg/m ³	kilogramme par mètre cube
kg/L	kilogramme par litre (=g/cm ³)
g/cm ³	gramme par centimètre cube

Angle plan

°	degré
---	-------

Temps

h	heure
min	minute
s	seconde

Chaleur

K	kelvin
°C	degré Celsius
°F	degré Fahrenheit
N	newton
lb	livre force

Moment d'une force

N.m	newton-mètre
-----	--------------

Contrainte, pression

MPa	mégapascal
Pa	pascal (N/m ²)
lb/po ²	livre par pouce carré (psi)
ksi	1000 lb/po ²
msi	10 ⁶ lb/po ²

Contrainte linéaire

N/m	mégapascal
Pa	pascal (N/m ²)

Tension électrique

V	volt
kV	kilovolt

Viscosité

P	Poise
cP	centipoise

Fréquence

Hz	Hertz
----	-------

INTRODUCTION

La production d'énergie éolienne au Québec et au Canada est en plein essor et le nord du pays regorge de ressources éoliennes. Par conséquent, il pourrait être intéressant d'installer des turbines dans ces régions. Toutefois, la production d'énergie éolienne en milieu nordique pose de nombreux problèmes techniques. L'un de ceux-ci est la durabilité des composantes, entre autres, des pales. Ces pales sont faites de composites et la durabilité de ces matériaux en milieu nordique n'est pas bien connue.

Le présent projet vise donc à répertorier les modèles hygrothermiques actuellement disponibles pour prédire les performances des composites à basse température puis à les confronter à des mesures expérimentales afin de vérifier leur applicabilité réelle. Plus spécifiquement, les propriétés statiques en tension, en compression et en cisaillement interlaminaire sont étudiées. Ce projet porte aussi sur la mesure des effets d'une exposition à des cycles de gel et dégel sur ces mêmes propriétés.

À cette fin, une revue de la littérature est d'abord réalisée, la méthodologie est énoncée et les théories présentées sont appliquées. Les résultats des expérimentations sont ensuite présentés et analysés puis des conclusions et des recommandations sont émises.

CHAPITRE 1

REVUE DE LA LITTÉRATURE

1.1 Mise en situation

Une étude publiée par le Ministère des Ressources naturelles et de la Faune du Québec indique que le potentiel éolien de la province est considérable (Bouaziz, Pelletier et Robert, 2004). Toutefois, selon cette même étude, les régions ayant les ressources les plus importantes sont parmi les régions les plus nordiques. De plus, les projets éoliens actuels sont essentiellement situés sur la péninsule gaspésienne, aussi soumise à un climat hivernal rigoureux. Par conséquent, pour s'assurer de la durabilité des pales d'éoliennes en sol québécois, une bonne connaissance de l'influence du climat nordique sur les matériaux composites est requise (Lacroix et Manwell, 2000). C'est donc dans le but d'améliorer le niveau de connaissances au sujet de l'influence du climat nordique sur les matériaux composites constituant les pales d'éoliennes que le présent projet est présenté.

Afin d'établir l'état actuel des connaissances associées à cette problématique, une revue de la littérature est présentée dans cette section. Les sujets traités seront les suivants :

- construction et configuration des pales d'éoliennes;
- effets hygrothermiques sur les composites et leurs constituants;
- état de la recherche sur les effets hygrothermiques à basse température;
- application aux pales d'éoliennes.

1.2 Construction et configuration des pales d'éoliennes

Les éoliennes actuelles sont principalement du type tripale à axe horizontal avec le rotor positionné en amont de la tour. Selon Brondsted, Lilholt et Lystrup (2005) et Bouaziz, Pelletier et Robert (2004), cette configuration est la plus courante et risque de demeurer inchangée dans un avenir rapproché en raison de l'expertise acquise sur ce type de machines.

Bien qu'une multitude d'autres configurations existent ou soient à l'étude, la recherche présentée ici est appliquée aux éoliennes à axe horizontal. Dans le cadre de ce projet de recherche, la problématique analysée est limitée aux matériaux des pales. Les aspects touchant les tours ou les nacelles ne seront pas analysés. Cette approche est basée sur le fait que les composantes chargées de ces deux structures sont souvent faites de matériaux plus traditionnels, comme l'acier, et ne sont donc pas liées à la problématique. De même, les questions liées aux joints collés ne sont pas abordées ici. Conséquemment, afin de pouvoir généraliser les conclusions aux autres configurations d'éoliennes, certains travaux supplémentaires devront sans doute être complétés.

Dans cette section, les informations concernant la conception et la fabrication des pales d'éoliennes sont traitées. Ainsi, les procédés de fabrication, les configurations structurales et les aspects géométriques des pales communément utilisées sont brièvement décrits puis une description des chargements et des matériaux employés est ensuite traitée.

1.2.1 Fabrication et structure des pales d'éoliennes

Au point de vue des conditions d'opération, des matériaux utilisés et des méthodes de fabrication, les pales d'éoliennes peuvent difficilement être comparés aux produits d'autres industries. Toutefois, elles sont faites de stratifiés de composites, souvent de fibres de verre, ayant des dimensions importantes et produites à des cadences relativement faibles. De plus, elles sont exposées à des environnements extérieurs pouvant être relativement agressifs. Par conséquent, les méthodes de travail utilisées pour leur fabrication sont souvent inspirées de l'industrie nautique, qui possède une expertise dans la fabrication de pièces de composites volumineuses destinées à être utilisées à l'extérieur. Ainsi, les sections inférieures, supérieures et internes des pales sont généralement réalisées par moulage contact, par injection ou par infusion de résine sur des moules femelles puis assemblés par collage (Brondsted, Lilholt et Lystrup, 2005; Griffin, 2001; Veers, 2003).

Au niveau de la configuration des éléments structuraux, la construction de la voilure des éoliennes peut aussi être comparée à celle utilisée en aéronautique (Brondsted, Lilholt et Lystrup, 2005; Griffin, 2001; Tangler, 2000). Elles sont donc généralement constituées de deux longerons, entre lesquels des renforts sont disposés, puis recouverts d'une enveloppe aérodynamique. Toutefois, les nervures présentes dans une aile d'avion peuvent être omises. Cette omission est rendue possible en raison de l'absence de surface de contrôle intégrée au bord d'attaque et au bord de fuite combinée à l'utilisation d'une enveloppe aérodynamique rigide faite de panneaux sandwich en composites. De même, les lisses souvent présentes pour rigidifier la structure d'une aile d'avion peuvent être remplacées par des laminés continus formant une semelle de longeron rigide. Pour certaines pales d'éoliennes, une poutrelle creuse peut être substituée à la combinaison de longeron et semelles. D'une manière générale, des joints d'assemblage collés entre l'extrados et l'intrados de la pale sont positionnés aux bords d'attaque et de fuite. Les semelles peuvent aussi être assemblées par collage aux longerons et à la coque. Par conséquent, la conception et la fabrication des pales d'éoliennes nécessitent une expertise propre au domaine en raison du mariage complexe entre les matériaux, les techniques de fabrication et les principes structuraux des industries nautiques et aéronautiques. La Figure 1.1 montre la disposition des principales composantes d'une section de pale d'éolienne.

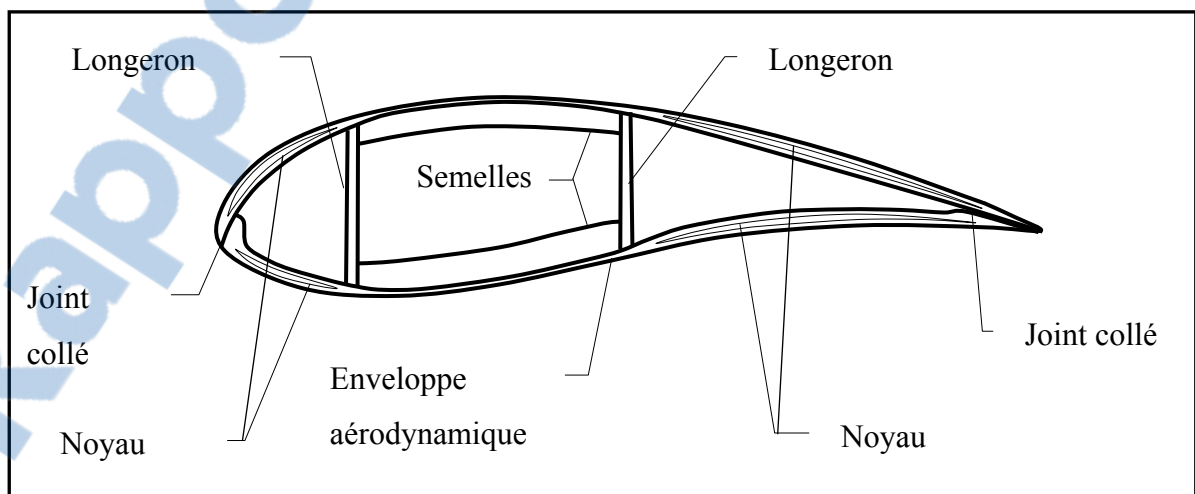


Figure 1.1 Section typique d'une de pale d'éolienne.

Les longerons sont typiquement positionnés approximativement à 15 % et 50 % de la corde du profil. Cette disposition permet de maximiser la rigidité en battement (hors du plan du rotor) par le positionnement des semelles de longeron dans la partie la plus éloignée de l'axe neutre tout en conservant des longerons assez hauts pour contribuer à la rigidité de manière appréciable. La rigidité en traînée (dans le plan du rotor) est quant à elle assurée par la longueur de la corde du profil (Griffin, 2001; Veers, 2003).

La forme des pales d'éoliennes s'apparente aussi généralement à une aile trapézoïdale et vrillée. Sa géométrie est imposée à la fois par des contraintes aérodynamiques et structurelles. Ainsi, la longueur de la corde et l'épaisseur du profil varient avec la position en envergure. Cette diminution de la taille de la pale vers l'extrémité extérieure a pour objectif de maximiser les performances aérodynamiques en adaptant la taille du profil à la vitesse de l'écoulement d'air à la section. Deuxièmement, cette réduction de la taille du profil à l'extrémité extérieure de la pale permet d'en réduire la masse, et donc les charges dynamiques produites par sa rotation. À l'emplanture, la pale passe d'un profil aérodynamique portant à un corps cylindrique pour faciliter l'assemblage au moyeu et offrir une épaisseur substantielle pour résister aux efforts. Le vrillage de la pale permet quant à lui d'ajuster l'angle d'attaque local de la pale à la vitesse locale de l'écoulement (Brondsted, Lilholt et Lystrup, 2005). Ce vrillage est nécessaire puisque la rotation des pales ajoute une composante de vitesse tangentielle à la vitesse du vent, qui est initialement normale au rotor. Ainsi, plus on se déplace vers la périphérie du rotor, plus la pale s'aligne dans le plan de ce dernier. D'un point de vue aérodynamique, la forme des pales est relativement imposée puisqu'une forme optimale théorique est présente dans la littérature et dans les manuels comme celui de Manwell, McGowan et Rogers (2002).

1.2.2 Charges appliquées aux pales d'éoliennes

Selon Brondsted, Lilholt et Lystrup (2005), les pales d'éoliennes sont essentiellement soumises aux charges externes provenant de l'effet de la gravité et du vent. Une description

plus détaillée des principales charges auxquelles doivent résister les pales d'éoliennes est présentée dans cette section.

D'abord, les efforts aérodynamiques engendrent la flexion en battement (hors du plan du rotor) en raison de la portance des pales. Ce chargement est constitué d'une portion statique, mais la variation naturelle de la vitesse du vent provoque aussi une sollicitation dynamique. De plus, la vitesse du vent varie selon la hauteur en raison de l'effet de cisaillement entre le sol et le vent. Ainsi, au cours d'un tour du rotor, la vitesse du vent vue par une pale varie constamment.

La génération d'un couple pour actionner le rotor provoque aussi une flexion de la pale en traînée (dans le plan du rotor). Cet effort s'additionne à l'effet de la gravité, qui engendre une charge dynamique variant en fonction de la position instantanée de la voilure autour du moyeu. La gravité induit ainsi une composante de compression pure, de tension pure ou de flexion selon que la pale est située au sommet, à la base ou à une position intermédiaire. Notons aussi que la flexion est inversée entre la montée et la descente de la pale.

Finalement, la charge de flexion hors du plan pour un rotor arrêté en condition de vent de tempête est d'une amplitude similaire à celle subie en fonctionnement normal (Brondsted, Lilholt et Lystrup, 2005).

1.2.3 Matériaux constituant des pales d'éoliennes

Les matériaux utilisés pour la fabrication des pales sont essentiellement des composites à matrice polymérique. Dans la plupart des cas, des renforts de fibre de verre sont utilisés. Toutefois, en raison de l'augmentation constante de la longueur des pales, et donc des charges soutenues, l'usage de renforts de carbone devient de plus en plus attrayant. Ces dernières bénéficient entre autres d'une résistance et d'une rigidité supérieure à celle du verre, combiné à une densité inférieure à celui-ci. Cependant, leur coût prohibitif et leur disponibilité font en sorte que l'utilisation de la fibre de carbone demeure assez restreinte et

que, le plus souvent, elle sera combinée aux fibres de verre pour créer un composite hybride verre/carbone. Toutefois, à mesure que le diamètre des rotors s'accroît, la migration vers l'utilisation des fibres de carbone devient presque nécessaire (Brondsted, Lilholt et Lystrup, 2005; Griffin, 2001; Marsh, 2003; Tangler, 2000; Veers, 2003).

Deux types de composites hybrides peuvent être retrouvés. D'abord, il est possible de combiner des plis respectivement faits de verres et de carbone pour construire les différentes sections de la pale, mais il est aussi possible de combiner, au sein d'un même pli, un mélange de renforts en verre et en carbone.

Les matrices les plus utilisées sont quant à elles essentiellement des thermodurcissables, généralement les polyesters, vinylesters et époxyes. Cependant, pour des raisons environnementales, la possibilité d'utiliser des matrices thermoplastiques est de plus en plus envisagée. Les noyaux couramment utilisés sont le bois de balsa et les mousses de polymères.

Comme indiqué à la section précédente, les charges appliquées aux pales d'éoliennes provoquent principalement des efforts de flexion, de traction et de compression longitudinales sur la pale. Par conséquent, environ 70 % du contenu en renfort des semelles de longeron est orienté selon l'envergure de la pale. Les 30 % restants sont disposés à $\pm 45^\circ$ pour assurer une certaine rigidité en torsion et pour soutenir les autres charges, comme le vrillage résultant du moment aérodynamique. Les longerons sont quant à eux constitués de composites triaxiaux $0^\circ / \pm 45^\circ$ (Griffin, 2001).

Il faut aussi noter qu'un embout métallique est situé à la base des pales pour permettre leur assemblage sur le rotor. Souvent, cet embout est intégré à la structure par un tressage des renforts autour des goujons filetés qui serviront à l'ancrage de la pale. La racine de la pale est alors constituée d'un composite dont la trame est relativement complexe. Autrement, un cylindre conique creux peut être inséré à la racine à titre de point d'ancrage. Plus récemment, des ancrages en forme de T sont aussi utilisés. Ils sont constitués de cylindres métalliques

ayant un trou fileté. Ces cylindres agissent comme des écrous qui sont intégrés au stratifié de la pale. Des tiges filetées sont alors utilisées pour joindre la pale au moyeu (Griffin, 2001; Tangler, 2000; Veers, 2003).

1.3 Effets hygrothermiques sur les composites et leurs constituants

L'existence d'une influence importante de l'humidité et de la température sur les propriétés mécaniques des matériaux composites est généralement admise par la communauté scientifique (Collectif, 2001; Gibson, 2007).

Dans cette section, les effets de la température et de l'humidité sur les constituants d'un composite sont d'abord présentés puis les effets sur le composite lui-même sont ensuite expliqués. Ces derniers effets sont premièrement pris en compte d'un point de vue macroscopique par la théorie classique des laminés avec couplage puis exprimés en relation des effets microscopiques dus aux interactions entre les constituants. Les effets d'une exposition à des cycles de gel et dégel sont aussi présentés.

1.3.1 Effets hygrothermiques sur les constituants d'un composite

Habituellement, les propriétés mécaniques des fibres demeurent très peu influencées par la température et l'humidité. Par contre, les propriétés de la matrice peuvent être significativement altérées (Gibson, 2007).

Ainsi, les matrices polymériques thermodurcissables réagissent généralement de la manière suivante face à la température et à l'humidité. Dans le cas d'une hausse de la température, les résines voient leurs propriétés se dégrader graduellement jusqu'à l'atteinte de la température dite de transition vitreuse (T_g). Au-delà de cette température, le polymère passe d'un état vitreux à un état caoutchoutique puis une chute rapide des propriétés mécaniques est constatée, ce qui rend le polymère inapte à répondre à des sollicitations mécaniques. Toutefois, le coefficient d'atténuation dynamique (amortissement naturel) du composite est très élevé lors de cette transition. Inversement, pour une chute de température, les propriétés

mécaniques sont augmentées, mais la ductilité du polymère est réduite. Il a été démontré qu'à basse température, il y a au moins une autre transition qui s'opère dans la structure des polymères. Cette deuxième transition, souvent appelée transition bêta (T_β), correspond à une augmentation du module de rigidité du polymère ainsi que de son coefficient d'atténuation. Cette seconde transition serait le fruit d'une réorganisation de la structure moléculaire qui favoriserait un phénomène de relaxation. Il faut toutefois noter que les transitions T_g et T_β ne s'opèrent pas à température constante. En effet, l'humidité et, dans le cas d'un chargement dynamique, la fréquence peuvent influencer les températures de transition (Adams et Singh, 2001).

La plupart des matrices polymériques présentent aussi une sensibilité à l'humidité. En effet, si elle est exposée à un environnement humide, la matrice absorbera une partie de cette humidité. Cette humidité peut être absorbée par deux mécanismes de diffusion. Premièrement, l'eau peut circuler et s'accumuler dans les vides ou les porosités au sein du polymère. Ce mécanisme n'a théoriquement pas d'effet direct sur les propriétés mécaniques de la résine puisque l'eau absorbée n'affecte pas vraiment la nature du polymère. Le second mécanisme de diffusion implique la liaison de molécules d'eau au sein des chaînes de polymère. À ce moment, la résine subit un gonflement et une réduction de ses propriétés mécaniques en raison de la modification de l'arrangement moléculaire (Adams et Singh, 2001). Dans le cas de certaines résines comme les vinylisters, les atomes d'hydrogène de l'eau ont aussi la possibilité de se substituer aux molécules de certaines terminaisons lors du phénomène d'hydrolyse (Rivera et Karbhari, 2002). Ce phénomène présente aussi des effets néfastes sur la résistance et la ductilité des polymères.

D'une manière générale, l'absorption d'humidité se produit selon un modèle Fickien, qui propose une absorption initiale rapide et linéaire, suivie d'une diminution graduelle, jusqu'à la saturation du milieu, autour d'un gain massique de 3 à 4 % (Collectif, 2001; Gibson, 2007). Par contre, certains environnements, comme la vapeur d'eau, peuvent mener à un endommagement du composite qui favorise le premier mode de diffusion et fait dévier le comportement du modèle Fickien. Il est aussi intéressant de noter que l'humidité absorbée

par le second mode peut être pratiquement impossible à éliminer par séchage à moins d'atteindre des températures très près de T_g dans le processus (Adams et Singh, 2001).

Toutefois, il faut aussi savoir qu'une forte interdépendance entre les effets thermiques et hygroscopiques est présente dans les polymères (Gibson, 2007). Ainsi, une hausse de la température engendrera une amélioration de la diffusivité de l'humidité dans le composite ainsi que de son niveau de saturation. De même, une augmentation de l'humidité absorbée provoquera une plastification du polymère, c'est-à-dire une diminution de T_g et donc des propriétés mécaniques à température ambiante. La Figure 1.2 et la Figure 1.3 illustrent cette interdépendance des effets de la température et de l'humidité.

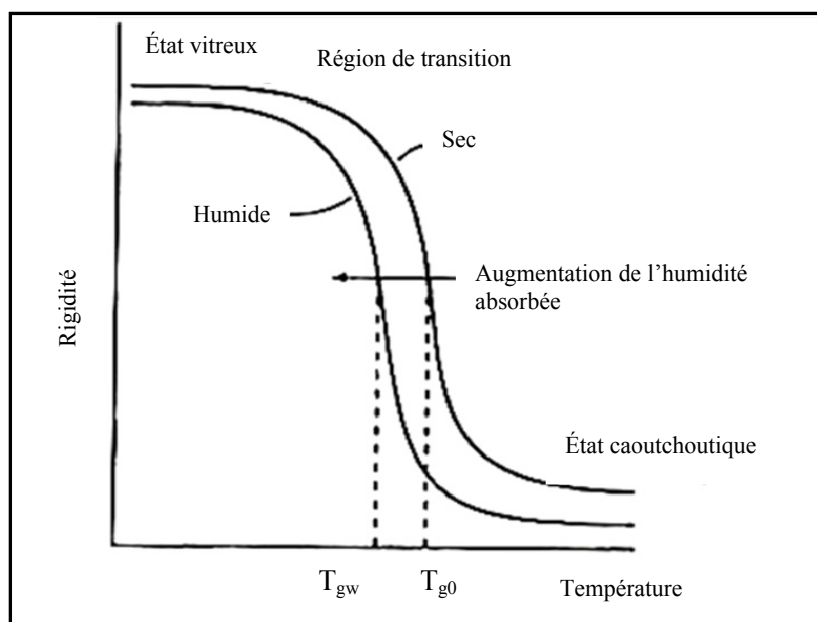


Figure 1.2 Effets de l'humidité sur la T_g .
Adaptée de Gibson (2007, p. 174)

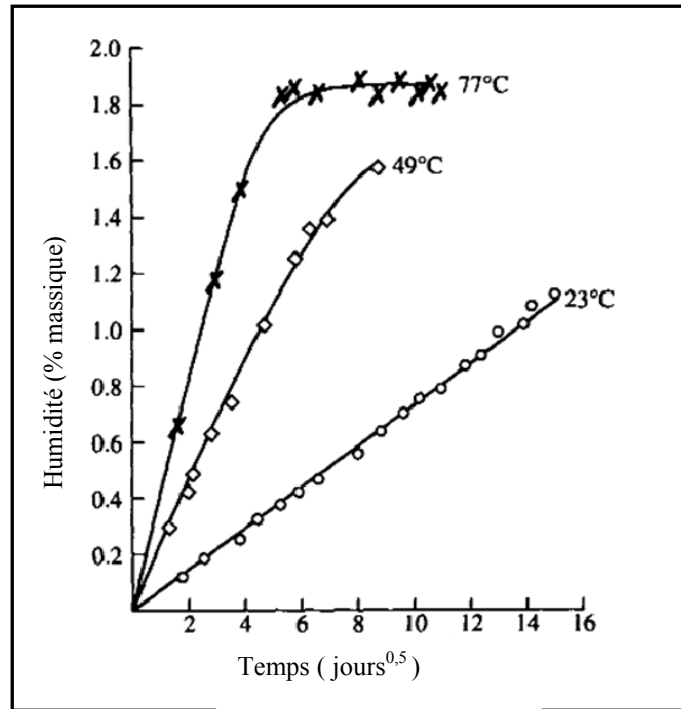


Figure 1.3 Effets de la température sur l'absorption d'humidité.

Adaptée de Gibson (2007, p. 187)

Pour estimer la dégradation d'une matrice polymérique, Gibson (2007) propose un modèle empirique de détérioration des propriétés initialement suggéré par Chamis (1983; 1984). Ce modèle, validé expérimentalement sur six matrices époxy, prévoit qu'une propriété donnée peut être estimée en fonction des conditions environnementales par l'application d'un facteur de rétention déterminé de la manière suivante :

$$F_m = \frac{P}{P_0} = \left[\frac{T_{gw} - T}{T_{g0} - T_0} \right]^{1/2} \quad (1.1)$$

où :

F_m = Facteur de rétention de la propriété de la matrice;

P = Propriété dégradée de la matrice;

P_0 = Propriété initiale de la matrice;

T_{gw} = Température de transition vitreuse dégradée par l'humidité (°F);

T = Température du milieu (°F);

T_{g0} = Température de transition vitreuse initiale (°F);

T_0 = Température de référence (°F);

et où :

$$T_{gw} = (0,005 * M_r^2 - 0,10 * M_r + 1) * T_{g0} \quad (1.2)$$

avec :

M_r = Pourcentage massique d'humidité absorbée par la matrice.

Cette méthode permet d'évaluer les constantes élastiques fondamentales de la résine. Par la suite, ces constantes modifiées sont utilisées pour établir les différentes propriétés du composite par les approches classiques comme la loi des mélanges. Cette approche expérimentale est cependant établie surtout pour évaluer les propriétés dégradées en milieu chaud et humide. Par conséquent, et comme pour toute approche empirique, elle doit être utilisée avec prudence si les hypothèses de base ne sont pas respectées.

Les théories présentées plus tôt montrent donc que dans le cas de la problématique de recherche actuellement étudiée, les effets de la température et de l'humidité seraient concurrentiels. Ainsi, la diminution de la température tendrait à contracter la résine et à en augmenter les propriétés mécaniques mais, en opposition, l'augmentation de l'humidité provoquerait un gonflement de la matrice et une diminution de sa résistance et de ses caractéristiques élastiques.

Tel qu'indiqué précédemment, une variation à la hausse de la température ou de l'humidité entraînera une dilatation des constituants alors qu'une diminution de ces conditions engendrera une contraction. La mécanique des solides présente les équations de base reliant

les contraintes et les déformations, grâce à la loi de Hooke. Les équations suivantes montrent la forme générale de la loi de Hooke, réduite pour tenir compte des symétries entre les déformations (par exemple $\gamma_{12} = \gamma_{21}$) :

$$\begin{Bmatrix} \sigma_1 \\ \sigma_2 \\ \sigma_3 \\ \tau_{23} \\ \tau_{31} \\ \tau_{12} \end{Bmatrix} = \begin{bmatrix} C_{11} & C_{12} & C_{13} & C_{14} & C_{15} & C_{16} \\ & C_{22} & C_{23} & C_{24} & C_{25} & C_{26} \\ & & C_{33} & C_{34} & C_{35} & C_{36} \\ & & & C_{44} & C_{45} & C_{46} \\ & & & & C_{55} & C_{56} \\ & & & & & C_{66} \end{bmatrix} * \begin{Bmatrix} \varepsilon_1 \\ \varepsilon_2 \\ \varepsilon_3 \\ \gamma_{23} \\ \gamma_{31} \\ \gamma_{12} \end{Bmatrix} \quad (1.3)$$

$$\begin{Bmatrix} \varepsilon_1 \\ \varepsilon_2 \\ \varepsilon_3 \\ \gamma_{23} \\ \gamma_{31} \\ \gamma_{12} \end{Bmatrix} = \begin{bmatrix} S_{11} & S_{12} & S_{13} & S_{14} & S_{15} & S_{16} \\ & S_{22} & S_{23} & S_{24} & S_{25} & S_{26} \\ & & S_{33} & S_{34} & S_{35} & S_{36} \\ & & & S_{44} & S_{45} & S_{46} \\ & & & & S_{55} & S_{56} \\ & & & & & S_{66} \end{bmatrix} * \begin{Bmatrix} \sigma_1 \\ \sigma_2 \\ \sigma_3 \\ \tau_{23} \\ \tau_{31} \\ \tau_{12} \end{Bmatrix} \quad (1.4)$$

avec :

$$[S] = [C]^{-1} \quad (1.5)$$

et où la matrice $[C]$ est la matrice de rigidité du matériau, $[S]$ est appelée matrice de souplesse. Les valeurs contenues dans ces matrices sont dérivées des constantes élastiques du matériau.

Pour une variation de température donnée, la déformation résultante est calculée par l'équation matricielle de forme contractée suivante (Gibson, 2007) :

$$\boxed{\varepsilon_i^T = \alpha_i \Delta T = \alpha_i (T - T_0) \text{ pour } i = 1, 2, 3} \quad (1.6)$$

$$\varepsilon_i^T = 0 \text{ pour } i = 4,5,6$$

(1.7)

avec :

ε_i^T = Déformations thermiques;

α_i = Coefficient de dilatation thermique;

T = Température du milieu;

T_0 = Température de référence.

Similairement, les déformations liées à l'humidité absorbée sont décrites par la relation :

$$\varepsilon_i^M = \beta_i * c \text{ pour } i = 1,2,3$$

(1.8)

$$\varepsilon_i^M = 0 \text{ pour } i = 4,5,6$$

(1.9)

avec :

ε_i^M = Déformations hygroscopiques;

β_i = Coefficient de dilatation hygroscopique;

c = Concentration en humidité;

et où :

$$c = \frac{\text{Masse d'eau dans un volume unitaire de matériau}}{\text{Masse du volume unitaire de matériau sec}} \quad (1.10)$$

La chaleur et l'humidité ne provoquent donc pas de déformations de cisaillement mais uniquement des déformations normales.

Finalement, la déformation totale d'un corps exposé à des sollicitations mécaniques et hygroscopiques est :

$$\{\varepsilon_i\} = [S_{ij}] \{\sigma_j\} + \{\alpha_i\} \Delta T + \{\beta_i\} c \quad (1.11)$$

où i et j varient de 1 à 6.

Par conséquent, afin de produire une dilatation pour une hausse de température et d'humidité, les coefficients α et β doivent être positifs, ce qui est généralement le cas. L'absence de déformation de cisaillement provient de l'observation expérimentale qui suggère une expansion généralement uniforme des médias. En effet, les constituants d'un composite, observés individuellement, auront souvent un comportement isotrope, ce qui permet de réduire les formes précédentes aux expressions suivantes :

$$\varepsilon^T = \alpha \Delta T \quad (1.12)$$

$$\varepsilon^M = \beta * c \quad (1.13)$$

$$\varepsilon = \frac{\sigma}{E} + \alpha * \Delta T + \beta * c \quad (1.14)$$

Il faut toutefois remarquer que, pour tous les comportements énoncés plus tôt, des exceptions existent. Ainsi, certains renforts, comme les fibres aramides, présentent une sensibilité hygrothermique et verrons leurs propriétés se modifier selon leur environnement. De plus, ces renforts présentent un comportement anisotrope et possèdent un coefficient de dilatation thermique principal négatif alors que leur coefficient transversal est positif. Ceci provoque donc leur rétrécissement longitudinal et une dilatation radiale pour une augmentation de température. Les fibres de carbone présentent aussi ce comportement anisotrope mais préservent l'insensibilité des propriétés mécaniques (Gibson, 2007).

Notons que si les constituants, renforts comme matrice, sont libres de se déformer, la contrainte interne résultant de ces déformations est nulle.

1.3.2 Effets hygrothermiques sur les composites selon la théorie classique des laminés (CLT)

Selon les informations présentées à la section précédente, les effets de l'humidité et de la température sont essentiellement ressentis par la matrice. L'influence de ces paramètres sur le comportement d'un composite devrait donc être essentiellement perceptible sur les propriétés fortement influencées par la matrice, comme la résistance transversale ou en cisaillement. Par contre, la prédominance de l'influence de la température ou de l'humidité sur les caractéristiques finales d'un composite n'est pas clairement définie. Malgré tout, à humidité comparable, un renforcement du module de rigidité et des propriétés mécaniques du composite est attendu pour un environnement froid (Chamis, 1983; 1984; Dutta, 1988).

Pour un composite, la relation contrainte/déformation présentée plus tôt demeure valable. Par contre, comme le matériau n'est pas isotrope, le système initial ne peut être réduit à une simple équation. Certaines hypothèses permettent tout de même de simplifier la forme initiale. Ainsi, dans le cas du composite unidirectionnel, le milieu est orthotrope, c'est-à-dire que les propriétés sont symétriques en relation à des plans orthogonaux orientés selon les directions principales du pli. Cette situation est illustrée à la Figure 1.4.

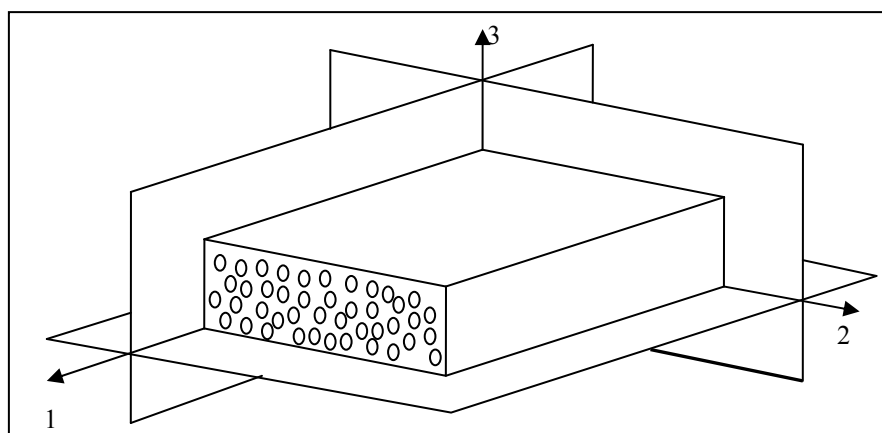


Figure 1.4 Composite orthotrope et système orthogonal.

Si le composite est chargé dans ses directions principales, cette hypothèse permet de réduire le système d'équations de manière à s'assurer que lors d'une transformation équivalente à une réflexion selon l'un des plans de référence, la matrice de rigidité $[C]$ demeure inchangée. Cette manipulation provoque l'annulation de certains termes, d'où le système d'équations suivant, valable pour les matériaux dits spécialement orthotropes, c'est à dire orthotrope selon leurs directions principales.

$$\begin{Bmatrix} \sigma_1 \\ \sigma_2 \\ \sigma_3 \\ \tau_{23} \\ \tau_{31} \\ \tau_{12} \end{Bmatrix} = \begin{bmatrix} C_{11} & C_{12} & C_{13} & 0 & 0 & 0 \\ & C_{22} & C_{23} & 0 & 0 & 0 \\ & & C_{33} & 0 & 0 & 0 \\ & & & C_{44} & 0 & 0 \\ & SYM & & & C_{55} & 0 \\ & & & & & C_{66} \end{bmatrix} * \begin{Bmatrix} \varepsilon_1 \\ \varepsilon_2 \\ \varepsilon_3 \\ \gamma_{23} \\ \gamma_{31} \\ \gamma_{12} \end{Bmatrix} \quad (1.15)$$

Ce qui mène à la forme :

$$\begin{Bmatrix} \varepsilon_1 \\ \varepsilon_2 \\ \varepsilon_3 \\ \gamma_{23} \\ \gamma_{31} \\ \gamma_{12} \end{Bmatrix} = \begin{bmatrix} S_{11} & S_{12} & S_{13} & 0 & 0 & 0 \\ & S_{22} & S_{23} & 0 & 0 & 0 \\ & & S_{33} & 0 & 0 & 0 \\ & SYM & & S_{44} & 0 & 0 \\ & & & & S_{55} & 0 \\ & & & & & S_{66} \end{bmatrix} * \begin{Bmatrix} \sigma_1 \\ \sigma_2 \\ \sigma_3 \\ \tau_{23} \\ \tau_{31} \\ \tau_{12} \end{Bmatrix} \quad (1.16)$$

où, les termes de la matrice $[S]$ sont déterminés par les relations suivantes, liées aux constantes élastiques fondamentales du matériau :

$$\left\{ \begin{matrix} \varepsilon_1 \\ \varepsilon_2 \\ \varepsilon_3 \\ \gamma_{23} \\ \gamma_{31} \\ \gamma_{12} \end{matrix} \right\} = \begin{bmatrix} \frac{1}{E_1} & \frac{-\nu_{12}}{E_1} & \frac{-\nu_{31}}{E_3} & 0 & 0 & 0 \\ & \frac{1}{E_2} & \frac{-\nu_{32}}{E_3} & 0 & 0 & 0 \\ & & \frac{1}{E_3} & 0 & 0 & 0 \\ & & & \frac{1}{G_1} & 0 & 0 \\ & SYM & & & \frac{1}{G_2} & 0 \\ & & & & & \frac{1}{G_3} \end{bmatrix} * \left\{ \begin{matrix} \sigma_1 \\ \sigma_2 \\ \sigma_3 \\ \tau_{23} \\ \tau_{31} \\ \tau_{12} \end{matrix} \right\} \quad (1.17)$$

L'analyse mécanique des composites est généralement faite en posant l'hypothèse de l'état plan de contraintes en raison de l'importance négligeable de l'épaisseur des composites relativement aux autres dimensions. Dans ce cas, la loi de Hooke pour un pli s'exprime sous la forme réduite :

$$\left\{ \begin{matrix} \varepsilon_1 \\ \varepsilon_2 \\ \gamma_{12} \end{matrix} \right\} = \begin{bmatrix} S_{11} & S_{12} & 0 \\ & S_{22} & 0 \\ SYM & & S_{66} \end{bmatrix} * \left\{ \begin{matrix} \sigma_1 \\ \sigma_2 \\ \tau_{12} \end{matrix} \right\} \quad (1.18)$$

À l'échelle macroscopique, selon la théorie classique, les contraintes dues à la température et à l'humidité dans un pli de composite sont données par les équations (Gibson, 2007) :

$$\left\{ \begin{matrix} \varepsilon_1 \\ \varepsilon_2 \\ \gamma_{12} \end{matrix} \right\} = \begin{bmatrix} S_{11} & S_{12} & 0 \\ & S_{22} & 0 \\ SYM & & S_{66} \end{bmatrix} * \left\{ \begin{matrix} \sigma_1 \\ \sigma_2 \\ \tau_{12} \end{matrix} \right\} + \left\{ \begin{matrix} \alpha_1 \\ \alpha_2 \\ \alpha_{12} \end{matrix} \right\} \Delta T + \left\{ \begin{matrix} \beta_1 \\ \beta_2 \\ \beta_{12} \end{matrix} \right\} c \quad (1.19)$$

et

$$\begin{Bmatrix} \sigma_1 \\ \sigma_2 \\ \tau_{12} \end{Bmatrix} = \begin{bmatrix} Q_{11} & Q_{12} & 0 \\ & Q_{22} & 0 \\ SYM & & Q_{66} \end{bmatrix} * \left(\begin{Bmatrix} \varepsilon_1 \\ \varepsilon_2 \\ \gamma_{12} \end{Bmatrix} - \begin{Bmatrix} \alpha_1 \\ \alpha_2 \\ \alpha_{12} \end{Bmatrix} \Delta T - \begin{Bmatrix} \beta_1 \\ \beta_2 \\ \beta_{12} \end{Bmatrix} c \right) \quad (1.20)$$

où $[Q] = [S]^{-1}$ est la matrice de rigidité réduite du pli. Notons que $Q_{ij} \neq C_{ij}$ puisqu'elle provient de l'inversion de la matrice de souplesse $[S]$ réduite selon l'hypothèse de l'état plan de contrainte plutôt que de la réduction de la matrice de rigidité globale $[C]$.

Pour ce qui est de l'évaluation des coefficients de dilatation thermique et hygroscopique des composites à matrice polymérique, Gibson (2007) propose des modèles micromécaniques reliés aux lois des mélanges. Pour des constituants isotropes, ces deux coefficients sont donc respectivement déterminés selon les équations suivantes :

$$\alpha_1 = \frac{E_f * \alpha_f * \nu_f + E_m * \alpha_m * \nu_m}{E_f * \nu_f + E_m * \nu_m} = \frac{E_f * \alpha_f * \nu_f + E_m * \alpha_m * \nu_m}{E_1} \quad (1.21)$$

$$\alpha_2 = (1 + \nu_m) \nu_m * \alpha_m + (1 + \nu_f) \nu_f * \alpha_f - \alpha_1 * \nu_{12} \quad (1.22)$$

$$\alpha_{12} = 0 \quad (1.23)$$

$$\beta_1 = \frac{E_f * \beta_f * \nu_f + E_m * \beta_m * \nu_m}{E_f * \nu_f + E_m * \nu_m} \quad (1.24)$$

$$\beta_2 = (1 + \nu_m) \nu_m * \beta_m + (1 + \nu_f) \nu_f * \beta_f - \beta_1 * \nu_{12} \quad (1.25)$$

$$\beta_{12} = 0 \quad (1.26)$$

Puisque pour la majorité des renforts l'effet de l'humidité est négligeable, les termes contenant β_f peuvent être omis.

Toutefois, l'orientation du pli de composite ne concorde pas forcément avec l'orientation des chargements. Dans une telle situation, le système d'équations est modifié, et même un pli orthotrope verra tous les termes des matrices $[C]$, $[Q]$ et $[S]$ être peuplés. La convention de signe utilisée pour définir l'angle du pli est illustrée à la Figure 1.5.

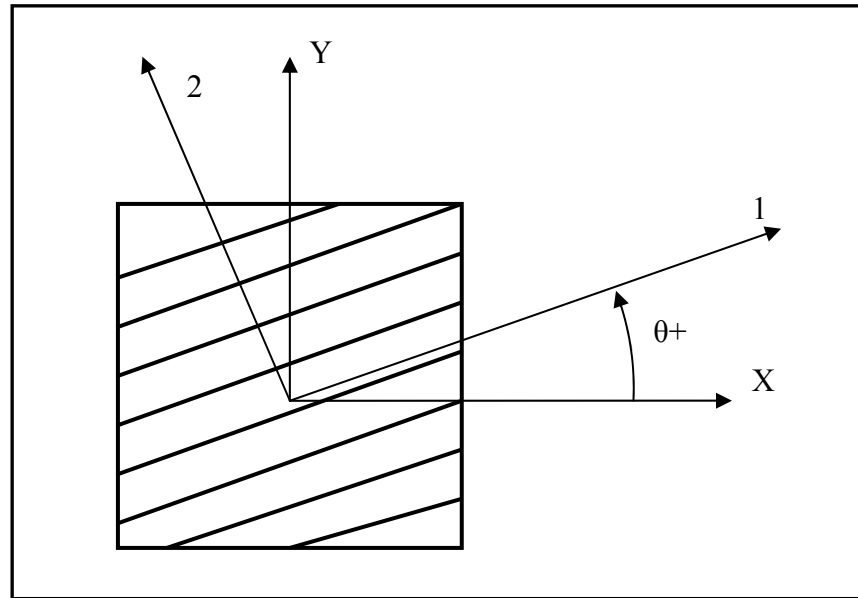


Figure 1.5 Convention de signe pour l'orientation d'un pli.

Dans ces conditions, les contraintes et les déformations sont transformées comme suit :

$$\begin{Bmatrix} \varepsilon_1 \\ \varepsilon_2 \\ \gamma_{12} \end{Bmatrix} = [T]^* \begin{Bmatrix} \varepsilon_x \\ \varepsilon_y \\ \gamma_{xy} \end{Bmatrix} \quad (1.27)$$

$$\begin{Bmatrix} \sigma_1 \\ \sigma_2 \\ \tau_{12} \end{Bmatrix} = [T]^* \begin{Bmatrix} \sigma_x \\ \sigma_y \\ \tau_{xy} \end{Bmatrix} \quad (1.28)$$

avec :

$$[T] = \begin{bmatrix} c^2 & s^2 & 2cs \\ s^2 & c^2 & -2cs \\ cs & -cs & c^2 - s^2 \end{bmatrix} \quad (1.29)$$

et où :

$$c = \cos \theta \quad (1.30)$$

$$s = \sin \theta \quad (1.31)$$

Ainsi, la relation contrainte-déformation présentée plus tôt devient :

$$\begin{Bmatrix} \sigma_x \\ \sigma_y \\ \tau_{xy} \end{Bmatrix} = [T]^{-1} [\bar{Q}] [T]^* \begin{Bmatrix} \varepsilon_x \\ \varepsilon_y \\ \gamma_{xy} \end{Bmatrix} = [\bar{Q}]^* \begin{Bmatrix} \varepsilon_x \\ \varepsilon_y \\ \gamma_{xy} \end{Bmatrix} \quad (1.32)$$

$$\begin{Bmatrix} \varepsilon_x \\ \varepsilon_y \\ \gamma_{xy} \end{Bmatrix} = [\bar{S}]^* \begin{Bmatrix} \sigma_x \\ \sigma_y \\ \tau_{xy} \end{Bmatrix} \quad \text{où} \quad [\bar{S}] = [\bar{Q}]^{-1} \quad (1.33)$$

De la même façon, pour les contraintes et déformations hygrothermiques :

$$\begin{Bmatrix} \varepsilon_x \\ \varepsilon_y \\ \gamma_{xy} \end{Bmatrix} = \begin{bmatrix} \bar{S}_{11} & \bar{S}_{12} & \bar{S}_{16} \\ & \bar{S}_{22} & \bar{S}_{26} \\ \text{SYM} & & \bar{S}_{66} \end{bmatrix} * \begin{Bmatrix} \sigma_x \\ \sigma_y \\ \tau_{xy} \end{Bmatrix} + \begin{Bmatrix} \alpha_x \\ \alpha_y \\ \alpha_{xy} \end{Bmatrix} \Delta T + \begin{Bmatrix} \beta_x \\ \beta_y \\ \beta_{xy} \end{Bmatrix} c \quad (1.34)$$

$$\begin{Bmatrix} \sigma_x \\ \sigma_y \\ \tau_{xy} \end{Bmatrix} = \begin{bmatrix} \bar{Q}_{11} & \bar{Q}_{12} & \bar{Q}_{16} \\ & \bar{Q}_{22} & \bar{Q}_{26} \\ SYM & & \bar{Q}_{66} \end{bmatrix} * \begin{Bmatrix} \varepsilon_x \\ \varepsilon_y \\ \gamma_{xy} \end{Bmatrix} - \begin{Bmatrix} \alpha_x \\ \alpha_y \\ \alpha_{xy} \end{Bmatrix} \Delta T - \begin{Bmatrix} \beta_x \\ \beta_y \\ \beta_{xy} \end{Bmatrix} c \quad (1.35)$$

et

$$\begin{Bmatrix} \alpha_x \\ \alpha_y \\ \alpha_{xy} \end{Bmatrix} = [T]^{-1} * \begin{Bmatrix} \alpha_1 \\ \alpha_2 \\ \alpha_{12} \end{Bmatrix} \quad (1.36)$$

$$\begin{Bmatrix} \beta_x \\ \beta_y \\ \beta_{xy} \end{Bmatrix} = [T]^{-1} * \begin{Bmatrix} \beta_1 \\ \beta_2 \\ \beta_{12} \end{Bmatrix} \quad (1.37)$$

Par contre, pour un pli de composite, la contrainte calculée ainsi est une contrainte moyenne. Ainsi, comme dans le cas des constituants, si les déformations du pli de composite ne sont pas limitées, c'est-à-dire qu'il n'y a pas de chargements mécaniques imposés, les contraintes résultantes devraient être nulles et ce peu importe l'orientation des renforts. Dans le cas d'un stratifié, les plis sont toutefois orientés dans plusieurs directions, ce qui implique que chaque pli aurait, s'il était libre, une déformation différente du pli voisin. La cohésion entre les différents plis implique alors une interaction de chacun sur son voisin pour assurer la continuité des déformations dans le stratifié. Cette caractéristique provoque une restriction sur les déformations des plis adjacents et par le fait même, les contraintes dans le stratifié ne seront plus nulles, mais seront déterminées par les propriétés hygrothermiques des différents plis et leur orientation respective. Toutefois, dans le cas étudié ici, le composite est unidirectionnel et ne possède qu'une seule orientation des renforts. Par conséquent, le composite peut être assimilé à un pli de composite unidirectionnel et la contrainte engendrée par une variation de température et/ou d'humidité peut être évaluée par le système d'équations présenté plus tôt et demeurera nulle en l'absence de contraintes mécaniques. Malgré tout, une brève description de l'approche de la théorie classique des laminés avec

couplage (CLT) pour déterminer les efforts hygrothermiques suit afin d'introduire le sujet. Pour un stratifié qui ne subit pas de contraintes hygrothermiques, la relation contrainte/déformation est donnée par :

$$\boxed{\begin{Bmatrix} N \\ M \end{Bmatrix} = \begin{bmatrix} A & B \\ B & D \end{bmatrix} \begin{Bmatrix} \varepsilon^0 \\ k \end{Bmatrix} = [E] \begin{Bmatrix} \varepsilon^0 \\ k \end{Bmatrix}} \quad (1.38)$$

Où $[N]$, $[M]$, $[A]$, $[B]$, $[D]$, $[\varepsilon^0]$ et $[k]$ sont des sous matrices. Les matrices $[N]$ et $[M]$ sont de 3×1 , composées des forces par unité de longueur (N) et des moments par unité de longueur (M) appliqués au stratifié. Les matrices $[A]$, $[B]$ et $[D]$ sont des matrices 3×3 qui contiennent les termes des caractéristiques de rigidité en extension pour $[A]$, de couplage extension-flexion-torsion pour $[B]$, et de rigidité en flexion pour $[D]$. Finalement, $[\varepsilon^0]$ et $[k]$, qui sont toutes deux des matrices 3×1 , sont les déformations et courbures du plan moyen géométrique (PMG) associées aux efforts. Le PMG correspond au plan positionné à la mi-épaisseur du stratifié, tel qu'illustré à la Figure 1.6 pour un stratifié de six plis d'épaisseur t et disposés selon un angle θ_K . Pour déterminer la déformation à une distance z du PMG, il suffit d'appliquer la relation suivante :

$$\boxed{\{\varepsilon\} = \{\varepsilon^0\} + z\{k\}} \quad (1.39)$$

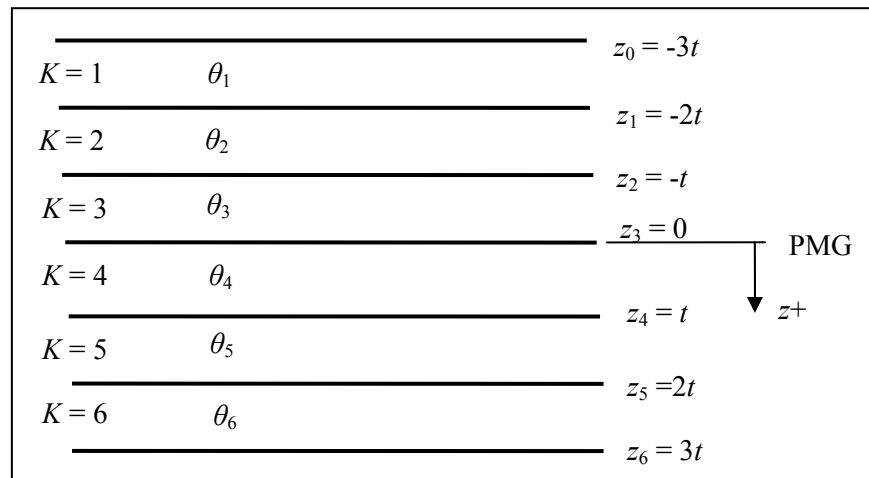


Figure 1.6 Schéma d'un stratifié.

Pour tenir compte des effets hygrothermiques, les termes suivants sont ajoutés aux équations de base :

$$\left\{ \frac{N}{M} \right\} + \left\{ \frac{N^T}{M^T} \right\} + \left\{ \frac{N^H}{M^H} \right\} = \begin{bmatrix} A & B \\ B & D \end{bmatrix} \left\{ \frac{\varepsilon^0}{k} \right\} = [E] \left\{ \frac{\varepsilon^0}{k} \right\} \quad (1.40)$$

Les nouveaux termes de cette équation sont définis comme $\{N^T\}$ et $\{M^T\}$, les matrices 3 x 1 des forces et moments d'origine thermique et $\{N^H\}$ et $\{M^H\}$, les matrices 3 x 1 des forces et moments d'origine hygroscopiques. Selon Gibson (2007), pour un laminé de N plis d'orientation donnée, la grandeur de ces efforts pour le $K^{\text{ième}}$ pli est calculée selon les équations matricielles suivantes :

$$N^T = \int [\bar{Q}]_K \{\alpha\}_K \Delta T dz = \Delta T \sum_{K=1}^N [\bar{Q}]_K \{\alpha\}_K (z_K - z_{K-1}) \quad (1.41)$$

$$M^T = \int [\bar{Q}]_K \{\alpha\}_K \Delta T dz = \frac{\Delta T}{2} \sum_{K=1}^N [\bar{Q}]_K \{\alpha\}_K (z_K^2 - z_{K-1}^2) \quad (1.42)$$

$$N^H = \int [\bar{Q}]_K \{\beta\}_K c dz = c \sum_{K=1}^N [\bar{Q}]_K \{\beta\}_K (z_K - z_{K-1}) \quad (1.43)$$

$$M^H = \int [\bar{Q}]_K \{\beta\}_K c dz = \frac{c}{2} \sum_{K=1}^N [\bar{Q}]_K \{\beta\}_K (z_K^2 - z_{K-1}^2) \quad (1.44)$$

Dans ces équations, les matrices $[Q]_K$, $\{\alpha\}_K$ et $\{\beta\}_K$ sont les matrices de rigidité et de coefficients hygrothermiques transformées selon l'orientation θ_K de chacun des plis. Le calcul des charges hygrothermique et l'application de l'équation permettent de calculer les déformations du PMG. Finalement, pour chacun des plis, l'évaluation des contraintes est faite par la relation suivante :

$$\begin{pmatrix} \sigma_x \\ \sigma_y \\ \tau_{xy} \end{pmatrix}_k = \begin{bmatrix} \bar{Q}_{11} & \bar{Q}_{12} & \bar{Q}_{16} \\ & \bar{Q}_{22} & \bar{Q}_{26} \\ SYM & & \bar{Q}_{66} \end{bmatrix}_k * \left(\begin{pmatrix} \varepsilon_x^o \\ \varepsilon_y^o \\ \gamma_{xy}^0 \end{pmatrix} + z_k \begin{pmatrix} k_x \\ k_y \\ k_{xy} \end{pmatrix} - \begin{pmatrix} \alpha_x \\ \alpha_y \\ \alpha_{xy} \end{pmatrix} \Delta T - \begin{pmatrix} \beta_x \\ \beta_y \\ \beta_{xy} \end{pmatrix} c \right) \quad (1.45)$$

1.3.3 Évaluation des constantes élastiques d'un composite

La théorie classique des laminés, présentée à la section précédente, fait appel aux caractéristiques élastiques du composite. Toutefois, comme les composites ne sont pas des matériaux homogènes ou isotropes, leurs caractéristiques élastiques varient en fonction de la direction et de la position à l'intérieur de leur volume. Par contre, compte tenu du fait que les constituants sont liés et doivent se déformer en conservant leur compatibilité géométrique, il est possible de simplifier l'étude des composites à l'échelle macroscopique. Ainsi, l'analyse des composites peut être assimilée à celle d'un matériau homogène dont les caractéristiques élastiques sont déterminées en fonction de la nature et de la proportion des constituants. Ces caractéristiques élastiques sont dites « effectives ». Ce sont ces caractéristiques élastiques effectives qui sont utilisées par la CLT.

Le premier élément utilisé pour caractériser un composite est appelé « loi des mélanges ». Cette relation relie la densité du composite aux taux massiques et volumiques des constituants et à la densité des constituants. Les relations suivantes décrivent les relations nécessaires pour l'application de la loi des mélanges (Gibson, 2007).

Premièrement, pour tout matériau composite, la somme des fractions volumiques ou massiques des différents constituants doit impérativement être unitaire. Cette obligation évidente amène aux équations suivantes :

$$\sum_{i=1}^n v_i = 1 \quad (1.46)$$

où le taux volumique du $i^{\text{ème}}$ constituant (v_i) est égal au rapport du volume de ce constituant (V_i) sur le volume du composite (V_c).

$$v_i = \frac{V_i}{V_c} \quad (1.47)$$

De la même manière avec les taux massiques :

$$\sum_{i=1}^n w_i = 1 \quad (1.48)$$

Avec un taux massique du $i^{\text{ème}}$ constituant (w_i) égal au rapport de masse de ce constituant (W_i) sur la masse totale du composite (W_c).

$$w_i = \frac{W_i}{W_c} \quad (1.49)$$

Si un composite est constitué d'un seul type de renfort et de matrice, mais qu'il y a présence de vides, inévitables en raison des processus de fabrication imparfaits, ces expressions peuvent être écrites sous les formes suivantes :

$$v_f + v_m + v_v = 1 \quad (1.50)$$

$$w_f + w_m = 1 \quad (1.51)$$

où les indices f , m et v sont respectivement associés aux renforts, à la matrice et aux vides. Évidemment, comme les vides n'ont, par définition, pas de masse, ils sont exclus de la seconde formulation. Si on considère la relation fondamentale entre la masse volumique, la masse et le volume, ces formulations peuvent encore être réécrites sous la forme suivante :

$$\rho_i = \frac{W_i}{V_i} = \frac{w_i}{v_i} \quad (1.52)$$

$$\rho_c = \sum_{i=1}^n \rho_i v_i \quad (1.53)$$

$$\rho_c = \rho_f v_f + \rho_m v_m \quad (1.54)$$

Cette dernière équation est la relation fondamentale entre les constituants d'un composite et sera utilisée pour déterminer l'évaluation théorique des caractéristiques élastiques effectives.

Pour déterminer la relation entre les modules respectifs des constituants et ceux du composite, trois approches sont souvent utilisées soit : la mécanique des solides, l'application des théories de l'élasticité et l'analyse par éléments finis. Les deux dernières approches offrent une meilleure précision, mais la complexité associée à leur solution est excessive par rapport à la mécanique des solides. Pour cette raison, seule la première méthode sera traitée ici puisqu'elle permet, par une approche simple, d'obtenir des valeurs qui concordent bien avec la pratique. La démarche illustrée ici est un condensé de l'information contenue dans Gibson (2007).

L'approche proposée utilise un volume de référence pour schématiser une portion représentative du composite. Les hypothèses de base de ce modèle sont le parallélisme et la continuité des renforts. Ces deux hypothèses permettent de ramener le rapport de volume des constituants à un rapport de surfaces normales aux renforts. Pour déterminer les caractéristiques des constantes élastiques associées à un chargement longitudinal, c'est-à-dire E_1 et ν_{12} , le modèle présenté à la Figure 1.7 est suffisant. Toutefois, ce modèle doit être amélioré pour permettre de prédire efficacement les caractéristiques élastiques dans la direction transversale et en cisaillement, soit E_2 et G_{12} . Cette dernière approche doit aussi utiliser l'hypothèse d'un arrangement caractéristique des renforts. Par mesure de simplicité, l'arrangement carré est utilisé.

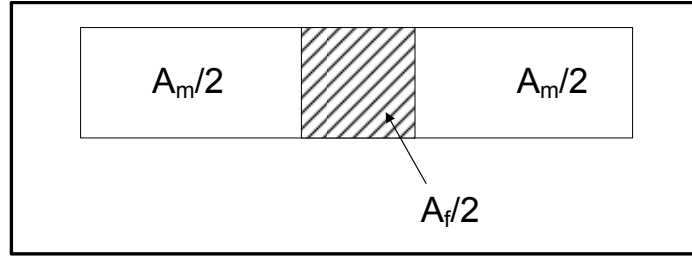


Figure 1.7 Élément de volume représentatif du modèle micromécanique simplifié.

Les modèles utilisés sont illustrés à la Figure 1.7 et à la Figure 1.8. Pour ces éléments, la proportion de la section occupée par la matrice et le renfort correspond aux taux de constituants réels du composite et ils consistent en un élément rectangulaire ou carré avec une fibre centrée. Par mesure de simplicité, dans le second modèle, le renfort est représenté par une section carrée dont la surface égale à celle de la fibre réelle.

Pour le calcul du module effectif longitudinal E_L , on applique une charge dans la direction normale à l'élément illustré à la Figure 1.7. Pour cette situation, la force totale appliquée pour arriver à une contrainte moyenne dans le composite $\bar{\sigma}_c$ doit être égale à la somme des forces appliquées sur la matrice et le renfort pour obtenir les contraintes moyennes respectives de $\bar{\sigma}_m$ et de $\bar{\sigma}_f$. Cette situation est illustrée par :

$$\bar{\sigma}_c A_c = \bar{\sigma}_f A_f + \bar{\sigma}_m A_m \quad (1.55)$$

ou en divisant par l'aire du composite A_c :

$$\bar{\sigma}_c = \bar{\sigma}_f v_f + \bar{\sigma}_m v_m \quad (1.56)$$

Sachant que selon la loi de Hooke :

$$\sigma = E \varepsilon \quad (1.57)$$

et que, pour conserver la compatibilité géométrique des constituants :

$$\varepsilon_c = \varepsilon_f = \varepsilon_m \quad (1.58)$$

On obtient par substitution :

$$E_1 = E_f v_f + E_m v_m \quad (1.59)$$

qui est la formulation permettant de déterminer le module effectif longitudinal du composite. Par une approche similaire, intégrant la définition du coefficient de Poisson ν_{12} , le coefficient de Poisson effectif du composite, ν_{12c} , peut être évalué. Sachant que :

$$\nu_{12} = -\frac{\varepsilon_2}{\varepsilon_1} \quad (1.60)$$

Pour un composite et ses constituants :

$$\nu_{12c} = -\frac{\varepsilon_{2c}}{\varepsilon_{1c}} \quad (1.61)$$

$$\bar{\varepsilon}_{2c} = -\nu_{12c} \bar{\varepsilon}_{1c} \quad (1.62)$$

$$\bar{\varepsilon}_{2f} = -\nu_{12f} \bar{\varepsilon}_{1f} \quad (1.63)$$

$$\bar{\varepsilon}_{2m} = -\nu_{12m} \bar{\varepsilon}_{1m} \quad (1.64)$$

Or, pour assurer la compatibilité géométrique, les déformations longitudinales ε_1 doivent être uniformes à travers les différents constituants et l'allongement transversal du composite δ_2 doit être la somme des allongements respectifs des constituants.

$$\bar{\varepsilon}_{2c} = \bar{\varepsilon}_{2f} = \bar{\varepsilon}_{2m} \quad (1.65)$$

$$\bar{\delta}_{2c} = \bar{\delta}_{2f} + \bar{\delta}_{2m} \quad (1.66)$$

où :

$$\bar{\delta} = \bar{\varepsilon} L \quad (1.67)$$

Dans la direction transversale, la distance L est équivalente à la largeur de la base de l'élément de volume représentatif du composite et de chacun des constituants. Comme la hauteur de cet élément est constante, le rapport de la base des constituants sur celle de l'élément est égal à leur taux volumique. Par conséquent, les équations précédentes peuvent être agencées pour obtenir la formulation permettant de prédire le coefficient de Poisson du composite.

$$V_{12c} = V_{12f} v_f + V_{12m} v_m \quad (1.68)$$

Pour les constantes élastiques restantes, le modèle micromécanique amélioré, illustré à la Figure 1.8, est utilisé.

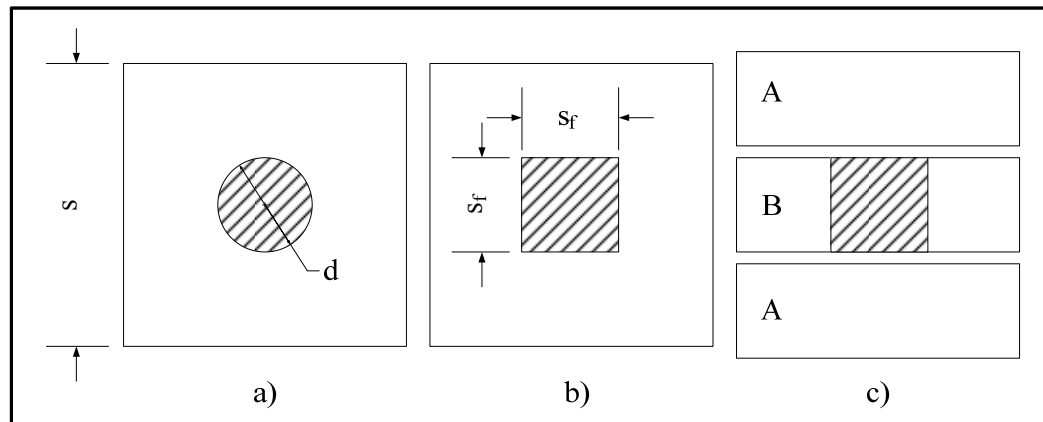


Figure 1.8 Éléments de volume représentatif du modèle micromécanique amélioré.

Le développement associé à cet élément est tiré du modèle proposé par Hopkin et Chamis puis repris dans les manuels comme Gibson (2007). Un élément de ce type est nécessaire puisque le modèle précédent ne représente pas adéquatement la section transversale du

composite unidirectionnel, car il implique un volume continu de fibres entre deux volumes de résine. Pour corriger ce problème, une disposition des renforts selon un arrangement carré est supposée, ce qui permet d'isoler une fibre et son environnement pour l'étudier. Cet arrangement est présenté à la Figure 1.8 a). Tel que mentionné plus tôt, la fibre est aussi modélisée par une section carrée dont la surface est égale à celle de la fibre réelle, telle qu'illustrée à la Figure 1.8 b). De même, la base (s) du volume est égale à la distance entre deux renforts de l'arrangement. Le lien entre le diamètre d'une fibre (d) et le côté d'un renfort modélisé (s_f) est donc donné par :

$$s_f = \sqrt{\frac{\pi}{4}}d \quad (1.69)$$

Sachant que, pour un arrangement carré où s est la distance entre les fibres, le rapport entre le taux volumique de renforts et le diamètre de la fibre est donné par la relation :

$$v_f = \frac{\pi}{4} \left(\frac{d}{s} \right)^2 \quad (1.70)$$

ou, en isolant s :

$$s = \sqrt{\frac{\pi}{4v_f}}d \quad (1.71)$$

Le module de rigidité transversal est alors obtenu par une approche similaire à celle utilisée pour le module longitudinal, mais appliquée sur les sections A et B, où A est une section composée uniquement de matrice et B, par un élément composite. Ces éléments sont illustrés à la Figure 1.8 c). Le comportement général est modélisé par l'équation suivante :

$$E_2 = E_{B2} \frac{s_f}{s} + E_m \frac{s_m}{s} \quad (1.72)$$

Pour l'élément B, l'allongement transversal est égal à la somme des allongements de la matrice et de la fibre. La contrainte est, quant à elle, uniforme dans la matrice et dans la fibre. Ainsi, en appliquant la loi de Hooke, on obtient la relation suivante décrivant E_{B2} :

$$\frac{1}{E_{B2}} = \frac{s_f}{s E_{f2}} + \frac{s_m}{s E_m} \quad (1.73)$$

Compte tenu de la relation entre le taux de renfort et les dimensions du volume élémentaire, le module transversal peut finalement être déterminé par :

$$E_2 = E_m \left[\frac{(1 - \sqrt{v_f}) \frac{\sqrt{v_f}}{1 - \sqrt{v_f} \left(1 - \frac{E_m}{E_f} \right)}}{1 - \sqrt{v_f} \left(1 - \frac{E_m}{E_f} \right)} \right] \quad (1.74)$$

De la même manière, on peut trouver le module de cisaillement G_{12} :

$$G_{12} = G_m \left[\frac{(1 - \sqrt{v_f}) \frac{\sqrt{v_f}}{1 - \sqrt{v_f} \left(1 - \frac{G_m}{G_f} \right)}}{1 - \sqrt{v_f} \left(1 - \frac{G_m}{G_f} \right)} \right] \quad (1.75)$$

Ces équations permettent de déterminer les caractéristiques élastiques d'un composite unidirectionnel à partir des propriétés des constituants. Toutefois, un élément demeure inconnu, il s'agit de la résistance du composite. Ce sujet est traité à la prochaine section.

1.3.4 Prédiction de la résistance d'un composite unidirectionnel et critères de rupture

L'évaluation de la contrainte dans un matériau est inutile si la capacité de ce dernier à résister à la sollicitation est inconnue. C'est pourquoi des critères de rupture doivent être établis. Pour l'élaboration des critères de rupture destinés aux matériaux composites, les problèmes liés à

l'anisotropie et à l'hétérogénéité du matériau posent des problèmes similaires à ceux rencontrés pour l'évaluation des constantes élastiques. C'est-à-dire que comme la contrainte et la résistance ne sont pas uniformes en tous lieux et en toute direction dans la pièce, l'application d'un critère unique et précis est pratiquement impossible. Les modèles les plus justes pour déterminer la résistance d'un composite sont des modèles statistiques qui prennent en compte la variabilité de la résistance dans les constituants et qui modélisent le lieu où les ruptures se produisent jusqu'à ce que le modèle simule une rupture. Par contre, ce type d'analyse est trop lourd pour être appliqué à une méthodologie de conception.

C'est pourquoi des modèles simplifiés existent. Par exemple, pour une observation à l'échelle macroscopique d'un composite orthotrope, il est possible de prévoir le comportement global du matériau en le traitant comme une pièce homogène ayant des propriétés effectives équivalentes aux propriétés moyennes du composite. Malgré cette simplification, l'anisotropie du matériau demeure et l'étude sera donc effectuée selon les directions principales du composite. De même, la contribution des constituants à la résistance n'est pas la même selon que la pièce est chargée en tension ou en compression. Par conséquent, les résistances associées aux directions principales sont identifiées comme suit : s_L^+ , s_L^- , s_T^+ , s_T^- et s_{LT} , où l'indice L correspond à la direction longitudinale, T à la direction transversale et LT au cisaillement. Le sens de la sollicitation est identifié par l'exposant (+) pour la tension et (-) pour la compression. De même, la résistance peut être qualifiée en terme de déformation à la rupture. Dans ce cas, les limites sont identifiées par : e_L^+ , e_L^- , e_T^+ , e_T^- et e_{LT} .

Comme pour le cas des caractéristiques élastiques, les valeurs des résistances effectives peuvent être évaluées en se basant sur des modèles micromécaniques et sur les propriétés des constituants.

La rupture d'un composite en traction se produit lorsque ni la matrice, ni les renforts ne sont en mesure de résister, collectivement ou individuellement, à la charge appliquée. En pratique, les constituants ont des propriétés très différentes, le taux de renfort est élevé et les

déformations moyennes respectives des constituants sont égales. Ceci se traduit par deux situations de ruptures possibles :

- Les renforts ont une déformation à la rupture inférieure à celle de la matrice, mais la matrice seule est incapable de résister à la charge. Dans ce cas, lorsque la fibre se brise, le composite est rompu.
- La matrice a une déformation à la rupture inférieure à celle des renforts. Dans ce cas, la rupture du composite peut être considérée comme la rupture de la matrice ou comme la rupture de la fibre seule.

Le modèle de résistance suggéré pour le premier cas est le suivant :

$$s_L^{(+)} = s_{f1}^{(+)} v_f + s_{mf1}^{(+)} (1 - v_f) \quad (1.76)$$

où s_{mf1}^{+} est la contrainte dans la matrice à la rupture de la fibre et est défini par la relation :

$$s_{mf1}^{(+)} = \frac{E_m}{E_{f1}} s_{f1}^{(+)} \quad (1.77)$$

Dans le second cas, la résistance est donnée par les équations suivantes, respectivement valables pour le cas où la contrainte ultime correspond à la rupture de la matrice (1.78) ou à la rupture des renforts (1.80) :

$$s_L^{(+)} = s_{fm1}^{(+)} v_f + s_m^{(+)} (1 - v_f) \quad (1.78)$$

avec s_{fm1}^{+} , la contrainte dans la fibre à la rupture de la matrice :

$$s_{fm1}^{(+)} = \frac{E_{f1}}{E_m} s_m^{(+)} \quad (1.79)$$

et :

$$s_L^{(+)} = s_{f1}^{(+)} v_f . \quad (1.80)$$

Les propriétés transversales des composites à fibres unidirectionnelles sont dominées par les propriétés de la matrice. Par conséquent, la direction transversale y est la plus faible. Dans cette direction, les renforts ne contribuent que très peu à la résistance et ont même un effet fragilisant en agissant comme concentrateur de contrainte au sein de la matrice. La résistance du composite peut donc être, dans certains cas, inférieure à celle de la résine pure. Cette réalité s'exprime par la relation suivante :

$$e_T^{(+)} = \frac{e_m^{(+)}}{F} \quad (1.81)$$

où F est le facteur de concentration de déformation dans la matrice. Si un comportement linéaire élastique de la matrice est supposé, la résistance transversale du composite est donnée par :

$$s_T^{(+)} = \frac{E_2 s_m^{(+)}}{E_m F} . \quad (1.82)$$

Un modèle micromécanique similaire à ceux utilisés pour déterminer les modules peut être employé pour déterminer la valeur du concentrateur de déformation F , ce qui mène à la solution :

$$F = \frac{\bar{\varepsilon}_m}{\varepsilon_{c2}} = \frac{1}{\frac{d}{s} \left(\frac{E_m}{E_{f2}} - 1 \right) + 1} . \quad (1.83)$$

La même relation peut aussi être utilisée pour déterminer les propriétés en compression transversale du composite en substituant simplement les résistances et déformations

maximales des constituants par les limites en compressions. Notons toutefois que ce modèle est conservateur lorsque confronté aux données expérimentales parce que les concentrations de contraintes ont moins d'effet en compression.

Dans le cas de la compression longitudinale, trois mécanismes principaux peuvent mener à la rupture du composite et conduisent respectivement à une estimation différente de la résistance de ce dernier. Ces mécanismes de rupture sont :

- Flambage local ou microflambage des renforts, qui peut être en phase ou en mode extensionnel. Pour le flambage en phase, les renforts flambent simultanément dans une direction commune alors que pour le flambage extensionnel, les fibres se courbent indépendamment les unes des autres.
- Rupture de la matrice par effet de Poisson.
- Cisaillement direct du composite.

Dans le premier cas, la résistance est calculée par les équations suivantes, respectivement valides pour le mode en phase et le mode extensionnel :

$$s_L^{(-)} = \frac{G}{1 - v_f} \quad (1.84)$$

$$s_L^{(-)} = 2v_f \left[\frac{E_m E_f v_f}{3(1 - v_f)} \right]^{\frac{1}{2}} \quad (1.85)$$

Le mode extensionnel est, dans les faits, rarement rencontrés puisqu'il est limité à des composites ayant un très faible taux de renfort. Toutefois, la résistance calculée pour le mode de rupture en phase est quant à lui trop optimiste et surévalue la résistance des composites de beaucoup. Pour améliorer le modèle, Hahn et Williams (1984) ont présenté une formulation posant l'hypothèse d'une non-linéarité de la déformation de la matrice sous la forme de :

$$s_L^{(-)} = \nu_f G_{LT} \approx \nu_f \frac{G_m}{1 - \nu_f} \quad (1.86)$$

Pour ce qui est de la rupture par effet de Poisson, elle est produite lorsque la déformation transversale due à une charge longitudinale excède la déformation transversale ultime du composite, ce qui correspond à :

$$s_L^{(-)} = \frac{E_1 e_T^{(+)}}{\nu_{12}} = \frac{E_1 s_T^{(+)}}{\nu_{12} E_2} \quad (1.87)$$

Il faut noter que cette formulation offre une meilleure corrélation avec les résultats expérimentaux sur des éprouvettes verre/époxy que le modèle de cisaillement. Pour le dernier mode de rupture, soit le cisaillement direct du composite, la résistance du composite est donnée par :

$$s_L^{(-)} = 2(s_{f12} \nu_f + s_{m12} \nu_m) \quad (1.88)$$

formulation qui présente une très bonne corrélation avec la résistance en compression des composites carbone/époxy.

La dernière limite mécanique est la résistance au cisaillement. L'approche utilisée pour arriver à la formulation présentée ici est la même que pour le calcul de la résistance transversale, mais les caractéristiques élastiques en traction ont été remplacées par celles en cisaillement. Par conséquent, la formulation finale est très similaire.

$$s_{LT} = \frac{G_{12} s_{LTm}}{G_{m12} F} \quad (1.89)$$

$$F = \frac{\bar{\gamma}_{m12}}{\gamma_{c12}} = \frac{1}{\frac{d}{s} \left(\frac{G_{m12}}{G_{f12}} - 1 \right) + 1} \quad (1.90)$$

Chamis propose aussi une équation simple pour estimer la résistance en flexion d'une poutre courte ($ILSS$ ou F^{SBS}), obtenue à partir de la résistance en cisaillement du composite (Chamis, 1983; 1984; Gibson, 2007).

$$F^{SBS} = 1,5 * s_{LT} \quad (1.91)$$

Dans ces travaux, Chamis propose un modèle alternatif pour le calcul de s_{LT} mais l'équation (1.89) très similaire, est retenue ici.

En dernier lieu, les critères de rupture pour les chargements uniaxiaux, tels que ceux utilisés lors des essais mécaniques normalisés, sont très simples. Ainsi, on considère que la rupture est atteinte si la déformation maximale ou la contrainte ultime du composite dans n'importe quelle direction est atteinte.

1.4 État de la recherche sur les effets hygrothermiques à basse température

Plusieurs domaines d'application sont susceptibles de démontrer un intérêt pour la connaissance du comportement des composites à basse température. Par exemple, l'aérospatiale et le génie civil ou militaire sont susceptibles d'implanter des structures dans des milieux froids.

Les premières recherches effectuées sur ce sujet ont justement été initiées par l'industrie aérospatiale, soucieuse d'évaluer les performances des structures envoyées hors atmosphère. Toutefois, comme les conditions subies par ces structures diffèrent largement des conditions terrestres, en particulier par l'absence d'humidité et les conditions cryogéniques subies par le

composite, les informations fournies ne sont pas nécessairement représentatives du comportement qui serait observé sur terre, dans un milieu nordique.

Le domaine du génie civil et militaire montre actuellement un intérêt pour l'utilisation des composites dans leurs structures. Ces matériaux présentent plusieurs avantages sur les matériaux classiques comme une résistance et une rigidité spécifique élevées ainsi qu'une bonne résistance à la corrosion. Spécifiquement pour les régions froides et éloignées, les composites à matrice polymérique possèdent aussi une conductivité thermique faible et leur poids inférieur permet une réduction des coûts de transports en plus de réduire les efforts sur des sols fragiles ou instables. Ces matériaux sont aussi considérés comme des alternatives intéressantes pour permettre la réparation ou l'amélioration de structures déjà existantes ou pour se substituer à l'acier comme armature du béton. Toutefois, plusieurs régions du monde sont exposées à des températures hivernales très froides et il est donc nécessaire pour cette industrie d'étudier les effets environnementaux sur les composites. C'est pourquoi les publications traitant des effets hygrothermiques à basse température sont essentiellement issues de ce domaine. Cependant, les infrastructures prévues sont en général soumises à des milieux plus agressifs que les éoliennes puisque le béton est très alcalin, donc corrosif et que plusieurs structures, comme les ponts ou les plateformes marines (offshore) sont soumis à des atmosphères salines ou abrasives. Par conséquent, les cas retenus dans ces études sont généralement inapplicables au domaine de l'éolien.

Un élément souvent remarqué dans les ouvrages traitant de l'effet des basses températures sur les composites à matrice polymérique est l'état assez peu avancé des connaissances à ce sujet (Cusson et Xi, 2002; Dutta, 2001; Dutta, 1988; 1989; 1993; 1994; 1998; Xi et al., 2004). L'un des organismes ayant le plus contribué à l'étude des effets des basses températures sur les matériaux composites est le U.S. Army Cold Region Research and Engineering Laboratory. Piyush K. Dutta, un des chercheurs de cette institution, est aussi l'un des auteurs les plus prolifiques du domaine et possiblement le plus cité. Ses recherches avaient pour objet d'étudier l'effet des basses températures et des cycles de gel et dégel sur

différents laminés verre/époxy et carbone/époxy et l'auteur y énumère aussi quatre aspects sur lesquels des efforts de recherche devraient être déployés (Dutta, 1988). Ces aspects sont :

- les effets hygrothermiques à basse température;
- la dégradation due à l'exposition à des cycles thermiques à basse température;
- les effets de l'humidité sur les cycles de gel et dégel;
- la synergie entre les effets à long terme d'une exposition environnementale et de l'historique de chargement.

Plus récemment, le projet décrit dans Karbhari et al. (2003), vise à établir l'état des connaissances et à évaluer la disponibilité de l'information au sujet des effets environnementaux sur les composites. L'objectif de cette étude est de dresser le portrait de la situation actuelle pour favoriser l'orientation des projets de recherche vers les domaines les plus susceptibles d'accélérer l'utilisation des composites dans les infrastructures civiles. Ainsi, des groupes de spécialistes ont évalué la maturité du savoir sur une multitude d'effets environnementaux et ont attribué une cote de priorité de 1 à 10 aux axes de recherche, où 10 représente un besoin prioritaire de développement. Dans cette étude, la cote attribuée à l'effet du froid sur les composites à l'échelle macroscopique n'est que de 2 mais, au niveau de l'adhésion, du collage et de l'interface, la cote est de 6. Par contre, la cote de 10 est attribuée à la recherche sur l'interaction entre la fatigue mécanique et les effets hygrothermiques. Ces cotes illustrent bien que les effets du milieu nordique sur les propriétés des composites demeurent un sujet d'intérêt.

Finalement, Liu et Karbhari (2007) présentent aussi une étude sur l'état et les besoins de la recherche sur les effets du froid sur les composites. Dans cette revue, l'auteur indique que même si l'influence du froid sur les composites est désormais reconnue comme potentiellement néfaste pour les composites à matrice polymérique, les besoins en recherche sont importants. Toutefois, étant donné l'étendue et la portée de la problématique, Liu conclut que les efforts de recherche devraient être faits de manière concertée. L'approche de recherche intégrée proposée devrait tenir compte des éléments de l'ingénierie des matériaux

et des procédés ainsi que favoriser l'intégration de modèles prédictifs et de fiabilité dans les méthodes de conception. La Figure 1.9 illustre la proposition d'organisation de la recherche contenue dans cette publication.

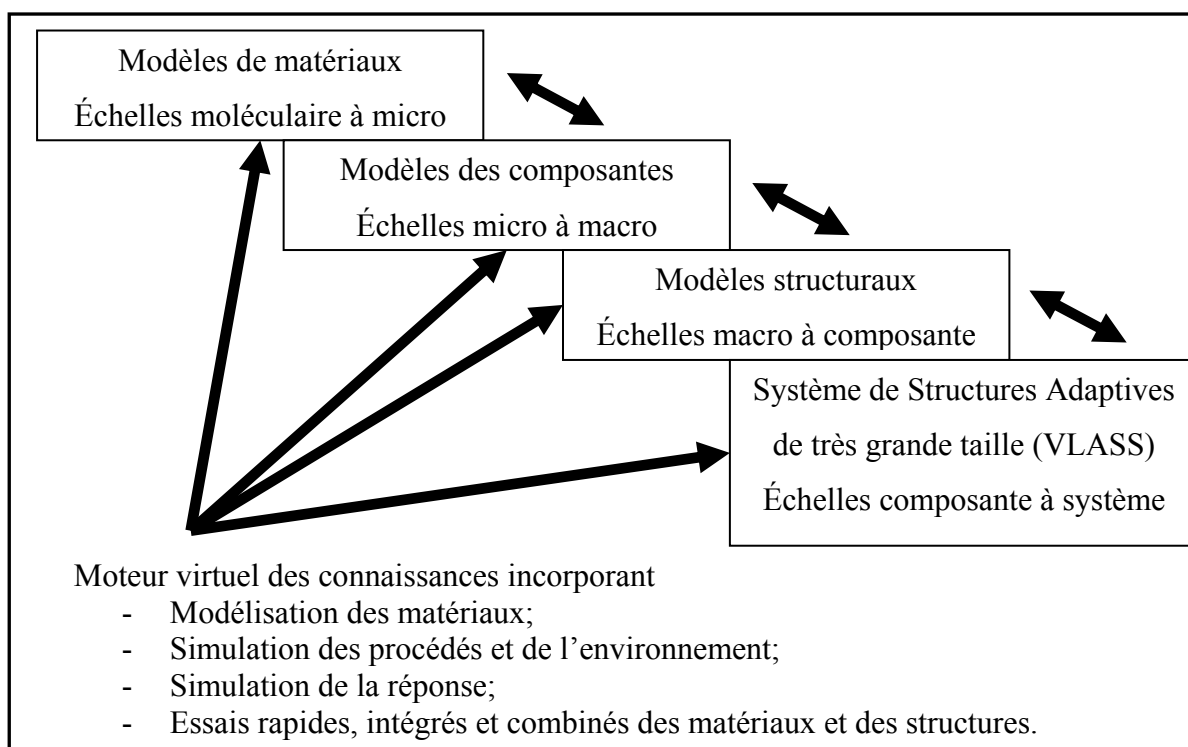


Figure 1.9 Approche intégrée de la recherche.

Adaptée de Liu et Karbhari (2007, p. 2)

Selon l'auteure, plusieurs sujets requièrent encore des travaux significatifs afin de permettre l'adoption massive des composites pour les structures, et ce, particulièrement pour les environnements présentant des basses températures. Les problématiques de recherche identifiées dans cet article touchent les sujets suivants :

- méthodes de conception et d'application pour les composites en milieu froids;
- études des modes de rupture à très basse température;
- durabilité des composites à très basse température (identifié comme l'une des barrières les plus significatives à l'utilisation des composites en milieu froids);

- procédés de fabrication pouvant être réalisés sur le site et/ou minimisant les contraintes résiduelles;
- élaboration de modèles d'analyse et de méthode prédictive pour l'analyse des composites;
- normalisation des protocoles d'essais en laboratoires et création de bases de données conjointes;
- études des effets combinés des charges mécaniques et hygrothermiques;
- corrélation entre les essais accélérés en laboratoire et les performances réelles à long terme;
- interaction entre les composites et les matériaux conventionnels (incompatibilité des comportements thermomécaniques);
- transport, moulage et assemblage en milieu froid.

Malgré les années séparant ces publications, les thématiques de recherches identifiées comme nécessitant l'attention des scientifiques demeurent similaires, sinon encore plus nombreuses. Toutefois, même si les besoins identifiés sont nombreux, la littérature spécifiquement axée sur les effets hygrothermiques à basse température demeure restreinte. Voici donc un sommaire des conclusions obtenues jusqu'à maintenant par les différents scientifiques impliqués dans ce domaine de recherche et qui sont valables pour le domaine de l'éolien.

1.4.1 Effets hygrothermiques dus aux hétérogénéités entre les constituants

Contrairement aux théories expliquées à la section 1.3, une analyse à l'échelle microscopique du composite suggère que des variations des conditions de température et d'humidité provoquent des contraintes internes significatives même si le stratifié est libre de se déformer. Ces contraintes sont causées par la différence entre la réaction des renforts et de la matrice face aux changements de l'environnement.

En effet, les renforts ont généralement un coefficient de dilatation thermique environ un ou deux ordres de grandeur inférieurs à celui des résines. Ainsi, pour une même variation de

température, si les constituants étaient libres de se déformer indépendamment l'un de l'autre, les déformations des renforts et de la matrice seraient significativement différentes. Par contre, en raison de l'interface conjointe entre les deux constituants, ces déformations doivent être compatibles géométriquement. Cette interaction provoque donc forcément des contraintes internes au sein du composite (Dutta, 1988; 1998; Koufopoulos et Theocaris, 1969; Lord et Dutta, 1988).

Les conséquences de cette disparité du comportement des constituants lors d'un refroidissement ont initialement été étudiées pour déterminer les contraintes résiduelles résultant de la contraction de la matrice après le durcissement de la résine. L'étude du cas général des contraintes résultant du rétrécissement des constituants dans un matériau à deux phases a donc été entreprise il y a déjà plusieurs années. Par exemple, Koufopoulos et Theocaris (1969) ont étudié cette problématique grâce à la méthode de la photoélasticité. Leur recherche avait pour objectif de caractériser la répartition des contraintes engendrées dans le composite par le refroidissement lors de la polymérisation de la matrice.

Pour simuler la section d'un composite unidirectionnel, de l'époxy additionné d'un plastifiant, un additif qui réduit le module de rigidité du polymère, est coulé autour de pastilles d'époxy sans plastifiant. Ces pastilles simulent la présence de fibres plus rigide dans une matrice souple. Les plaques produites contenaient soit des inclusions circulaires uniques ou arrangées selon un motif carré. Les deux variables indépendantes de cet essai sont :

- le rapport du diamètre de l'inclusion sur la distance centre en centre entre deux inclusions, qui peut être associé au taux de renfort;
- le rapport des rigidités entre les inclusions et la matrice, associé à E_f/E_m .

Cette approche a l'avantage de tenir compte de l'évolution du module de rigidité de la résine lors de la polymérisation. Les contraintes engendrées sont donc de même nature que celles qui sont produites lors de la polymérisation dans un composite. Les résultats obtenus sont donc plus près de la réalité que si les pastilles étaient insérées dans une matrice déjà durcie,

méthode qui avait été utilisée dans les recherches précédentes. Les principales conclusions obtenues par cette étude sont que, pour une inclusion unique :

- la contrainte radiale de compression est proportionnelle à la contrainte circonférentielle de tension selon un rapport de 0,52 à 0,57;
- la différence entre les contraintes circonférentielle et radiale est proportionnelle à E_m selon un rapport qui augmente avec E_f .

Alors que pour l'arrangement carré, illustré à la Figure 1.10, les conclusions sont que :

- Le rapport de contrainte de cisaillement maximale est indépendant du rapport des modules de rigidité et de la distance entre les inclusions selon la direction CO mais est dépendant du rapport des modules selon AO. Cette dépendance est très forte pour des rapports d/D faibles mais diminue à mesure que ce rapport augmente, jusqu'à devenir négligeable pour $d/D = 0,5$.
- La contrainte normale autour de l'inclusion dépend de E_m , de E_f , et de l'importance du rétrécissement subit.
- La contrainte radiale (σ_r) et la contrainte circonférentielle (σ_θ) le long de la plus courte distance entre deux fibres (BA) sont toujours opposées ($\sigma_r < 0$ et $\sigma_\theta > 0$).
- Une réduction du rapport d/D produit une augmentation de la contrainte radiale de compression en A et en B. Cette contrainte est aussi fortement augmentée par une hausse du rapport E_f/E_m . Par conséquent, certaines combinaisons de rapports de distance et de module peuvent certainement provoquer une contrainte dépassant la résistance de la matrice et amorcer une fissure dans la direction circonférentielle.
- Le long de la direction OC, il y a une contrainte de tension importante qui peut rejoindre l'interface et initier une fissure.

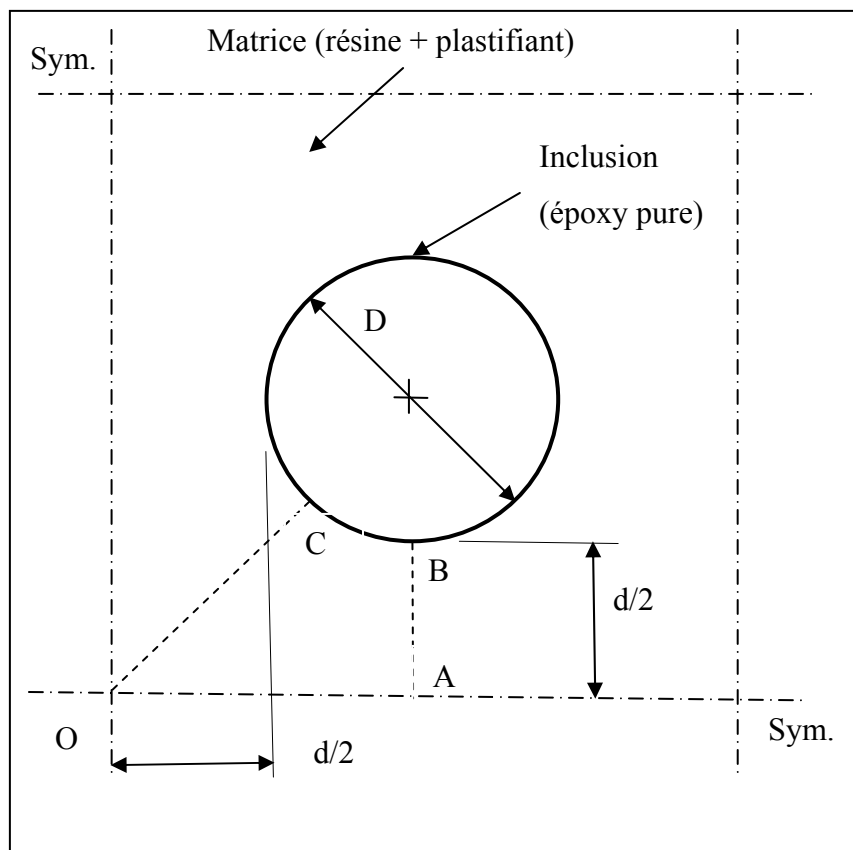


Figure 1.10 Référentiel.

Adaptée de Koufopoulos et Theocaris (1969, p. 318)

Il a donc été démontré que le rétrécissement dû au refroidissement et au rétrécissement lors de la polymérisation peut provoquer des contraintes suffisantes pour initier la fissuration de la matrice. Cette fissuration peut avoir lieu au niveau de l'interface ou dans la matrice. Par conséquent, il est raisonnable de penser qu'un refroidissement supplémentaire augmente les risques de dégradation du composite.

Des études similaires sont occasionnellement citées dans les travaux portant sur l'utilisation des composites à basse température (Dutta, 1988; 1998; Lord et Dutta, 1988). Ainsi, ces recherches proposent que même pour un refroidissement jusqu'à une température ambiante, certaines combinaisons de renforts et de matrice puissent engendrer des contraintes internes suffisantes dans la matrice pour y provoquer l'apparition de microfissures.

Des résultats théoriques et expérimentaux ont aussi permis de mieux comprendre la formation de ces contraintes et des fissures qui en résultent (Lord et Dutta, 1988). Ainsi, pour un arrangement hexagonal régulier des renforts soumis à une diminution de température, le champ de contrainte résultant présente les caractéristiques suivantes :

- la contrainte résiduelle radiale d'origine hygrothermique à l'interface est fonction de la position angulaire sur la circonférence du renfort et présente des régions en tension;
- la contrainte axiale pour tous points dans la résine est de tension;
- la contrainte circonférentielle dans la résine est de tension;
- l'interface fibre-matrice comporte des régions soumises aux contraintes de cisaillement maximales.

Des résultats complémentaires ont permis de déterminer, grâce à la méthode d'analyse par éléments finis et à la mécanique de la rupture, la forme des microfissures engendrées par le refroidissement de ce même arrangement de renforts hexagonal. Ainsi, lors du refroidissement, le premier phénomène de rupture observé est une décohésion entre les renforts et la matrice. Cette fissure se propage ensuite sur la circonférence de la fibre puis les fissures de deux fibres adjacentes se connectent par le biais d'une fissure arquée se propageant dans la matrice. Ce comportement est illustré à la Figure 1.11, qui suit.

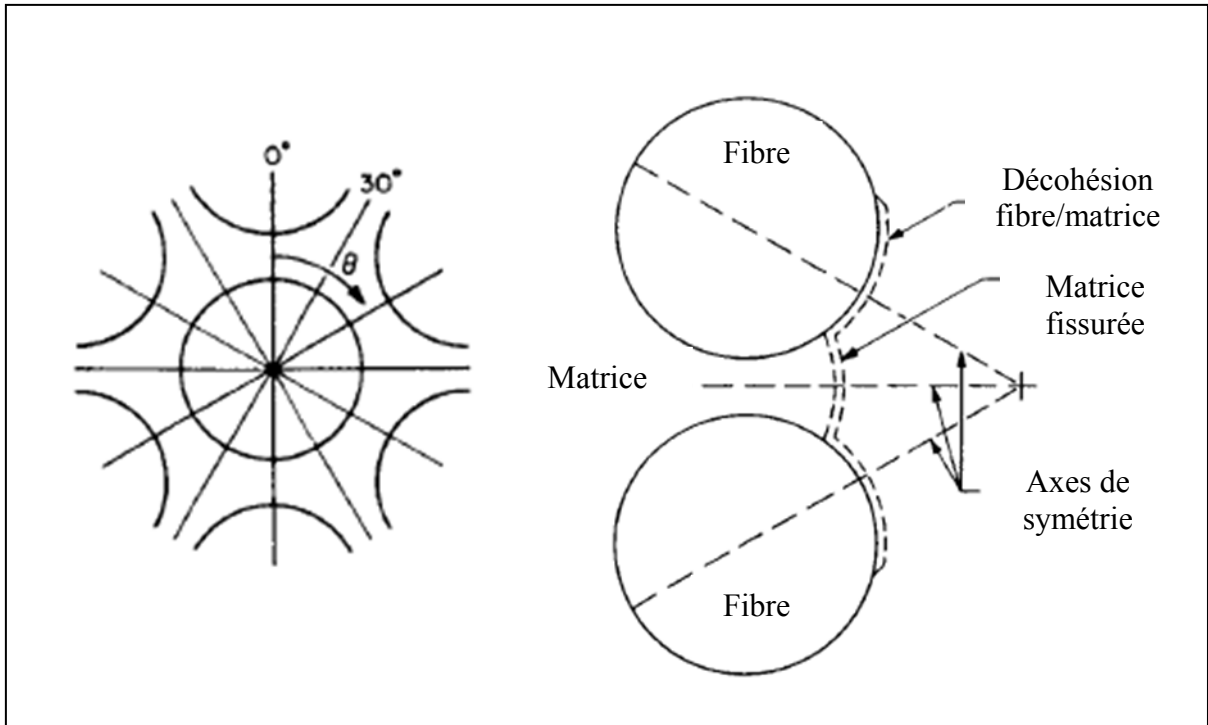


Figure 1.11 Propagation des microfissures dues aux contraintes résiduelles thermiques.
Adaptée de Lord et Dutta (1988, p.445 – 446)

L'interaction entre les constituants à aussi fait l'objet de recherches dans Dutta (1998), où l'auteur propose le modèle simplifié suivant pour déterminer les contraintes d'origine thermique dans la matrice d'un composite unidirectionnel orienté à 0° .

Premièrement, l'hypothèse que les fibres et la matrice constituent des milieux homogènes et isotropes est utilisée pour ce développement. Deuxièmement, l'échantillon de composite considéré doit présenter des dimensions dans les directions 2 et 3 qui sont négligeables en rapport avec la longueur selon la direction 1. Pour cette configuration, chargée selon la direction 1, les allongements transversaux dus à l'effet de Poisson deviennent négligeables par rapport à l'allongement principal et peuvent donc être ignorés. La contrainte longitudinale dans ce volume de référence peut donc être évaluée par la simplification suivante du système matriciel présenté plus tôt.

$$\sigma_1 = E_1 \varepsilon_1 \quad (1.92)$$

Tel que mentionné plus tôt, pour un composite, la déformation de la matrice et des renforts doit être compatible, donc :

$$\varepsilon_m = \varepsilon_f = \varepsilon_1 \quad (1.93)$$

Or, selon la loi des mélanges, en considérant un volume de vide négligeable, le module de rigidité du composite est donné par (Dutta 1998; Gibson, 2007) :

$$E_1 = E_f v_f + E_m v_m = E_f v_f + E_m (1 - v_f) \quad (1.59)$$

et, tel que précédemment :

$$\varepsilon^T = \alpha \Delta T \Rightarrow \varepsilon_1^T = \alpha_c (T_0 - T) \quad (1.6)$$

Et que le coefficient de déformation du composite est donné par :

$$\alpha_c = \frac{E_f \alpha_f v_f + E_m \alpha_m v_m}{E_1} = \frac{E_f \alpha_f v_f + E_m \alpha_m (1 - v_f)}{E_1} \quad (1.94)$$

puis en considérant finalement que la déformation de la matrice est limitée par la déformation des renforts (de $\alpha_m > \alpha_c$), la contrainte dans la matrice est alors donnée par :

$$\sigma_{lm}^T = E_m (\alpha_m - \alpha_c) \Delta T = \frac{E_m E_f v_f (\alpha_m - \alpha_f) \Delta T}{E_f v_f + E_m (1 - v_f)} = \frac{E_m E_f v_f (\alpha_m - \alpha_f) (T_0 - T)}{E_f v_f + E_m (1 - v_f)} \quad (1.95)$$

La contrainte induite dans la matrice est donc une fonction des modules de rigidité, des coefficients de dilatation thermique respectifs des constituants, du différentiel de température et du taux volumique de renforts. Selon cette dernière équation, pour une baisse de température, la matrice sera donc soumise à une contrainte de tension.

Il faut aussi noter que, pour cette équation, la température T_0 est la température où la matrice ne subit aucune contrainte. Cette température peut être considérée comme près de la température de polymérisation de la résine, puisque la formation du lien entre la matrice et les renforts est générée lors de cette phase de la fabrication (Dutta, 1998; Koufopoulos et Theocaris, 1969).

Il faut remarquer que le froid et l'humidité ont des effets opposés en ce qui concerne les déformations de la matrice. Conséquemment, si un composite soumis à un refroidissement est ensuite exposé à une humidité élevée, les contraintes résiduelles internes peuvent subir une réduction. Cependant, l'absorption d'humidité par le composite est entravée par le froid. Ainsi, l'équation de la contrainte longitudinale dans la matrice présentée plus tôt peut être modifiée de manière à prendre en compte l'humidité absorbée (Lord et Dutta, 1988).

$$\sigma_{lm}^{T+H} = \frac{E_m E_f v_f}{E_f v_f + E_m (1 - v_f)} [(\alpha_f - \alpha_m)(T - T_0) + (\beta_f c_f - \beta_m c_m)] \quad (1.96)$$

Où β est le coefficient d'expansion hygroscopique, c le taux d'humidité spécifique et où les indices f et m représentent respectivement les fibres et la matrice. La contrainte dans les renforts pourrait quant à elle être évaluée par l'équation suivante :

$$\sigma_{lf}^{T+H} = -\frac{V_m}{V_f} \sigma_{lm}^{T+H} \quad (1.97)$$

Comme les renforts sont, par définition, beaucoup plus résistants que la matrice et que cette contrainte est du même ordre de grandeur que celle dans cette dernière, la contrainte résiduelle dans les renforts est moins susceptible de provoquer une différence marquée de la résistance.

1.4.2 Effets des basses températures non cryogéniques et de l'humidité sur les propriétés mécaniques en traction des composites à matrice polymérique

Les effets de l'humidité et de la température sur la résistance et la rigidité de composites de carbone/époxy préimprégnés, avec des constructions de 0° , 45° et 90° ont fait l'objet de recherches destinées à l'industrie aérospatiale (Shen et Springer, 1977a; 1977b). Les conclusions tirées dans ces études proviennent d'essais mécaniques réalisés spécifiquement pour ce projet, utilisés en conjonction avec des données provenant d'autres auteurs. Par contre, bien que ces études aient comporté des essais à basse température, la recherche visait plutôt à vérifier l'effet d'une hausse de température et les conclusions ne sont pas axées sur les données à basse température. Toutefois, en examinant les données et certaines conclusions, il est possible de déduire qu'ils considèrent que l'effet d'une température de -73°C est négligeable mais que l'humidité, à des taux d'absorption supérieurs à 1 % massique, peut avoir un effet marqué. Il faut toutefois remarquer que, de l'aveu même des auteurs, la dispersion des résultats est très grande (20-60 %) en raison de la faible quantité d'éprouvettes testées. Par conséquent, les conclusions peuvent, au mieux, être vues comme des tendances générales.

Plus tard, des études spécifiquement axées sur les effets du froid ont été entreprises par d'autres chercheurs (Dutta, 1988; 1989; 1994; 1998). Les résultats présentés démontrent que, contrairement à ce que la théorie de renforcement à basse température prévoit, certains composites voient leur module de rigidité et leur résistance mécanique se dégrader s'ils sont exposés au froid. Selon les données recueillies, les composites unidirectionnels seraient les plus sensibles aux baisses de température. L'hypothèse avancée pour expliquer la réduction de la résistance est basée sur un problème d'alignement des fibres. En effet, lors de la polymérisation de la résine, la contraction de cette dernière engendrerait un micro flambage des renforts. Pour un composite en traction à température ambiante, la matrice est suffisamment souple pour permettre aux fibres de se réaligner en direction du chargement. Toutefois, si la température diminue, la matrice se rigidifie et ne permet plus la correction de l'orientation des fibres. Ainsi, la répartition de la contrainte n'est plus uniforme et certaines fibres sont soumises à une surcharge. Si ces dernières se rompent, le transfert de charge

provoque une augmentation de la contrainte dans les fibres restantes, menant ultimement la rupture du composite. Ce concept est approfondi dans Dutta (1989), où l'auteur stipule qu'une augmentation de la fraction volumique en renfort provoque une hausse des contraintes thermiques internes. Ces résultats seront finalement couplés à un modèle théorique pour estimer la grandeur de la contrainte générée par le mauvais alignement des fibres (Dutta, 1993). Dans cet article, l'auteur s'inspire d'un modèle initialement proposé pour les composites en compression, mais aussi applicable en tension, afin de déterminer la contrainte critique maximale (σ_{fcr}) présente dans la fibre en raison de la courbure.

$$\sigma_{fcr}(T) = 2 \left(\frac{v_f E_f (E_m(T_0) + K(T_0 - T))}{3(1 - v_f)} \right)^{0,5} \quad (1.98)$$

où :

σ_{fcr} = Contrainte critique dans les renforts;

v_f = Taux volumique de renfort;

E_f = Module de rigidité des renforts;

$E_m(T_0)$ = Module de rigidité de la matrice à la température de référence;

T_0 = Température de référence;

T = Température du milieu;

K = constante empirique (environ 20 MPa °C⁻¹ pour la plupart des résines).

Ainsi, si σ_{fcr} atteint la contrainte ultime du renfort, la pièce est rompue. Cette équation montre encore une fois que la contrainte dans les renforts due au refroidissement serait fonction des modules de rigidité respectifs des constituants et du taux de renforts dans le composite. Même si la contrainte maximale critique du renfort est trop basse pour provoquer la rupture, sa présence a pour effet de réduire la contrainte mécanique externe admissible. Par conséquent, tel qu'illustré à la Figure 1.12, une contrainte admissible à une température X, pourrait provoquer la rupture du composite à une température Y inférieure.

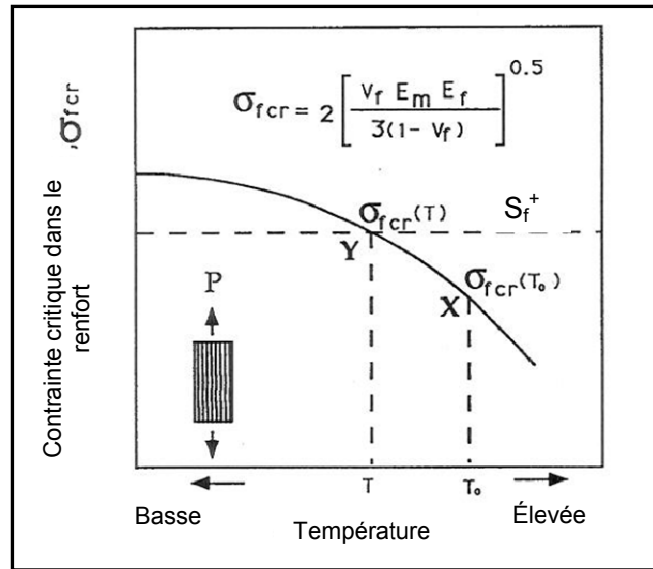


Figure 1.12 Augmentation de σ_{fcr} en raison d'une baisse de température.

Adaptée de Dutta (1993, p. 785)

Selon l'auteur, la contrainte à la rupture du composite chargé dans la direction des renforts peut être déterminée à n'importe quelle température par l'équation suivante si la contrainte à la rupture à une température de référence est connue.

$$\frac{\sigma_c(T)}{\sigma_c(T_0)} = \left(\frac{E_m(T_0) + K(T_0 - T)}{E_m(T_0)} \right)^{-0,5n} \quad (1.99)$$

$$\sigma_c = C v_f (\sigma_{fcr})^{-n} \quad (1.100)$$

où :

C = Coefficient empirique déterminé par la distorsion de la fibre et l'adhésion de la matrice. Unique pour chaque lot de pièces;

$\sigma_c(T)$ = Résistance mécanique du composite à T dans la direction des renforts;

$\sigma_c(T_0)$ = Résistance mécanique du composite à T_0 dans la direction des renforts;

n = relation empirique entre σ_{fcr} et σ_c (présumée être de l'ordre de l'unité).

Il est toutefois important de remarquer que, de l'aveu même de l'auteur, ces prédictions sont surestimées d'environ un ordre de grandeur. L'explication de cette erreur est possiblement trouvée dans les travaux de Budiansky (1993) et de Jelf et Fleck (1992), qui démontrent que le modèle de rupture en compression ayant inspiré Dutta contient des hypothèses initiales erronées. Par exemple, le mode de flambage élastique sur lequel ces travaux sont basés n'est pas rencontré pour des ν_f importants mais un flambage inélastique (ou plastique) serait plus réaliste.

Cette analyse démontre malgré tout que l'augmentation de la contrainte développée dans une fibre courbée en raison de la hausse de rigidité de la matrice peut être suffisante pour affecter la résistance du composite. Toutefois, les coefficients C et n sont différents pour chaque moulage puisqu'ils sont le résultat des opérations de fabrication et des paramètres de moulage. L'application de cette méthode n'est donc pas pratique. L'auteur note aussi que plusieurs données répertoriées lors de ce projet montrent une détérioration des propriétés des composites exposés au froid.

Dans ce contexte, la Figure 1.13 illustre les résistances mécaniques à différentes températures pour quelques laminés de verre-époxy. On y voit, tel que mentionné plus tôt, que les laminés unidirectionnels sont apparemment les plus influencés par une diminution de la température du milieu. Qui plus est, cette diminution observée de la résistance n'est pas uniquement visible pour les composites verre-époxy, mais aussi pour d'autres laminés, dont les natures sont décrites à la Figure 1.14.

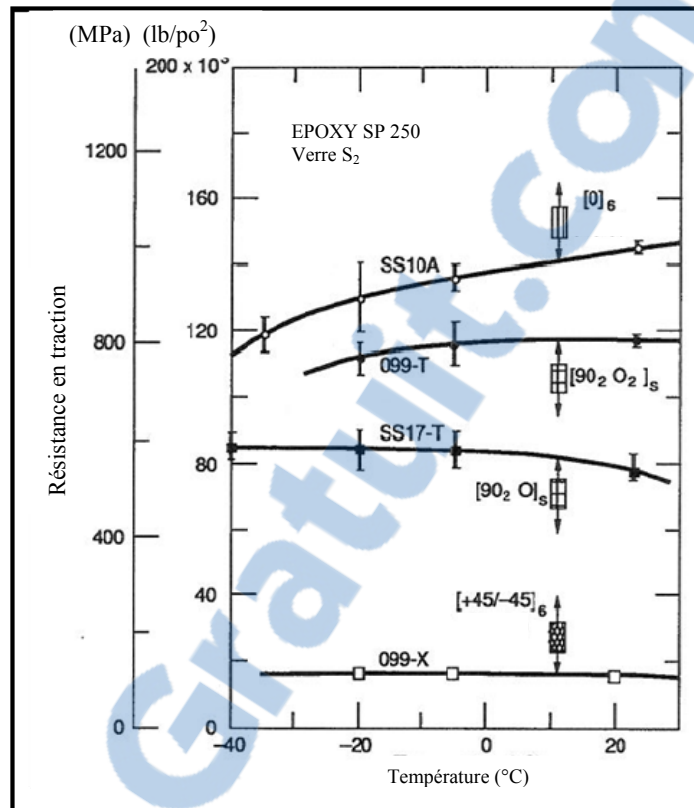


Figure 1.13 Résistance des composites fibres de verre/époxy.

Adaptée de Dutta (1993, p. 788)

Ces travaux montrent toutefois que les propriétés des laminés à $\pm 45^\circ$ ne semblent pas affectées par une baisse de la température et qu'un composite dont la quantité de renfort transversal est supérieure au taux de renforts longitudinal peut avoir des propriétés améliorées à basse température. L'origine de cette amélioration des propriétés du composite proviendrait du fait que pour ces configurations, les propriétés du composite sont fortement liées aux propriétés de la matrice, qui sont améliorées par une diminution de la température. La disposition des plis dans un composite influence donc fortement sa réponse aux basses températures.

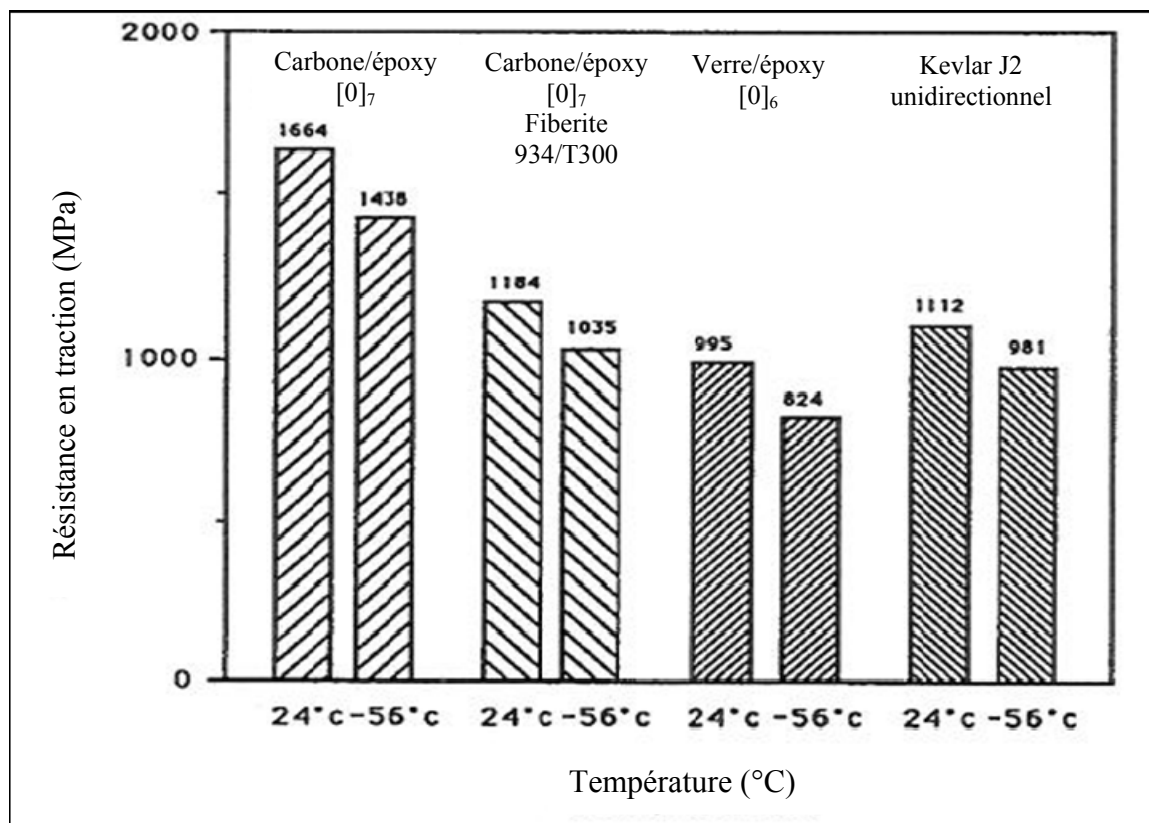


Figure 1.14 Dégradation de divers composites unidirectionnels à basse température.

Adaptée de Dutta (1993, p. 788)

Outre les résultats de Dutta, la littérature traitant de l'effet des basses températures sur les matériaux composites est relativement peu nombreuse. La majorité de celle-ci provient du milieu de la construction, qui étudie la possibilité d'utiliser les composites pour renforcer les structures de béton armé ou pour effectuer des réparations sur des structures vieillissantes. Les ingénieurs dans ce domaine désirent tirer parti de la faible densité des composites pour réduire les frais de transport des composantes pour la construction de structures d'envergures et profiter de la conductivité thermique généralement faible des composites. Les domaines visés par la recherche se limitent donc souvent aux applications comme les ponts (tablier et structure), les bâtiments (armatures de béton) et les plateformes pétrolières en mers (pylônes et tabliers). Par contre, les études associées à ces industries analysent essentiellement les effets du froid combinés à des environnements aqueux salins ou alcalins non représentatifs des conditions d'utilisation des pales d'éoliennes. Quelques résultats sont toutefois exposés dans un sommaire des expérimentations effectuées en Russie au sujet de l'influence du

climat arctique sur les composites. Cet article présente par contre une synthèse de travaux dont les conclusions ne sont pas uniformes au sujet de l'effet de la sollicitation à basse température. De plus, cet article ne présente que peu d'éléments pour expliquer les faits observés. Les informations exposées indiquent cependant que la nature du composite et la disposition des renforts affectent le comportement à basse températures (Bulmanis et al., 1991).

Récemment, Shao et Darchis (2007) ont aussi publié un article au sujet des effets des basses températures sur des composites pultrudés saturés en humidité. Dans ce projet, trois stratifiés de verre/polyester sont étudiés. Ces plaques ont des architectures différentes et sont présentées comme des matériaux utilisés pour produire des profilés de composite pour remplacer les matériaux traditionnels utilisés en construction. Deux des trois stratifiés sont symétrique et constitués, dans l'ordre, de mat coupé, de stratifil (roving) transversal et de stratifil longitudinal avec un taux de renfort de 58 % pour une épaisseur de 4,69 mm (composite A) et de 34 % pour une épaisseur de 3,18 mm (composite B). Le troisième stratifié n'est pas symétrique. La construction, d'une épaisseur de 3,18 mm et d'un taux de renfort de 37 %, est constituée de mat à fil coupé, de stratifil transversal, de stratifil longitudinal, de mat à fibres continues puis, à nouveau d'un stratifil transversal et d'un mat à fibres coupées (composite C).

Dans cette étude, des éprouvettes longitudinales, transversales et découpées à 45 ° sont testées pour obtenir les modules de rigidité et de cisaillement (E_1^+ , E_2^+ et G_{12}) ainsi que les résistances ultimes dans les mêmes directions (s_L^+ , s_L^- , s_T^+ , s_T^- et s_{LT}). Les résultats des essais sur les composites secs et saturés en humidité après une immersion de deux ans dans l'eau courante, congelés à -25 °C pour une durée de 60 jours puis testés aux conditions ambiantes sont comparés à ceux d'échantillons similaires, mais n'ayant pas été congelés. Des essais ont aussi été réalisés sur des éprouvettes ayant subi cent cycles de gel et dégel. Il faut toutefois remarquer que cette étude spécifie qu'un minimum de trois éprouvettes a été utilisé pour chaque test, mais les normes indiquées demandent un minimum de cinq éprouvettes pour qu'un essai soit statistiquement représentatif.

Le Tableau 1.1 présente une synthèse des résultats obtenus pour les trois composites. Les effets des cycles thermiques sont traités dans la section suivante. La première observation est que les modules de rigidité sont moins affectés par les conditions étudiées que la résistance. Pour ces composites, il n'y a pas de différence marquée entre les conditions saturée et saturée/gelées. Par contre, pour ces deux conditions, la saturation diminue les propriétés mécaniques des trois composites de manière appréciable. Pour ce qui est des éprouvettes sèches et soumises au froid, une légère diminution des propriétés est observée sauf pour la résistance en tension longitudinale du composite B et la résistance en compression longitudinale du composite C, qui sont tout deux légèrement améliorées.

Il est toutefois important de noter que ces essais sont effectués à température ambiante. Par conséquent, les mesures effectuées ne peuvent que montrer les effets irréversibles d'une exposition au froid et à l'humidité. Ainsi, cette étude ne donne aucune information sur la réponse, possiblement réversible, d'un composite gelé soumis à un effort.

Tableau 1.1 Rétention des propriétés des composites
pour Shao et Darchis (2007)

Composite A						
Propriété	État					
	Sec	Sec gelé	Saturé	Saturé gelé	Sec cyclé	Saturé cyclé
E_1^+	1	0,94	0,94	0,94	0,94	0,97
E_2^+	1	0,99	0,91	0,91	0,85	0,92
S_L^+	1	0,95	0,74	0,77	0,95	0,75
S_L^-	1	0,96	0,8	0,75	0,88	0,77
S_T^+	1	0,96	0,85	0,77	0,86	0,79
S_T^-	1	0,95	0,86	0,81	0,78	0,81
Composite B						
Propriété	État					
	Sec	Sec gelé	Saturé	Saturé gelé	Sec cyclé	Saturé cyclé
E_1^+	1	0,95	0,95	0,92	0,88	0,9
E_2^+	1	0,86	0,88	1	0,86	0,83
S_L^+	1	1,1	0,81	0,8	0,95	0,8
S_L^-	1	0,96	0,79	0,8	0,81	0,8
S_T^+	1	0,94	0,9	0,73	0,78	0,84
S_T^-	1	0,98	0,87	0,79	0,81	0,92
Composite C						
Propriété	État					
	Sec	Sec gelé	Saturé	Saturé gelé	Sec cyclé	Saturé cyclé
E_1^+	1	0,93	0,93	1	0,89	0,93
E_2^+	1	0,98	0,93	0,97	0,98	0,98
S_L^+	1	0,95	0,91	0,99	1	0,74
S_L^-	1	0,87	0,77	0,77	0,84	0,8
S_T^+	1	1,2	0,91	0,84	1	0,77
S_T^-	1	0,95	0,87	0,83	0,9	0,68

Du côté de l'industrie éolienne, le projet de recherche Européen OPTIMAT, destiné à la caractérisation des matériaux utilisés pour la fabrication des pales, propose aussi quelques résultats au sujet des effets du froid sur les composites. Le groupe de recherche a effectué des essais mécaniques en régime statique et dynamique sur des éprouvettes à des températures de

-40 °C. Des essais de tension et de compression (Karjalainen et Segercrantz, 2006) ainsi qu'en cisaillement (Nijssen et van Wingerde, 2005) ont ainsi été réalisés. Les travaux ont porté sur des éprouvettes de composite verre/époxy unidirectionnel et multidirectionnel. Les éprouvettes de verre/époxy sont fabriquées par infusion de résine sous vide et les laminés unidirectionnels sont constitués de quatre plis alors que les laminés multidirectionnels ont une construction $[[\pm 45, 0^\circ]_4; \pm 45]$ qui n'est pas symétrique et balancée. Il est à noter que dans le cadre de ce projet, les essais en compression longitudinale ont été abandonnés en raison de problèmes de flambage de l'éprouvette et du manque de rigidité de du banc d'essai. Ce problème d'alignement est provoqué par l'utilisation de mors déportés pour permettre l'installation de la chambre environnementale. De même, toutes les éprouvettes en fatigue se sont rompues dans les mors et sous les talons. Les résultats de ces essais doivent donc être considérés avec discernement.

Les données présentées dans Karjalainen et Segercrantz (2006) ne font pas l'objet d'une analyse détaillée et ne sont pas directement comparées à des mesures de référence prises à température ambiante. L'étude s'attarde plutôt au mode de rupture qu'à la résistance et aux caractéristiques élastiques. À ce sujet, les éprouvettes en tension axiale se sont rompues par bris des fibres alors que les essais sur des éprouvettes découpées à 30° et 90° ont montré une rupture par décohésion de la matrice ou par rupture à l'interface matrice-renfort.

Toutefois, en utilisant les résultats disponibles dans la base de données du projet, nommée OPTIDAT, il est possible de comparer les données recueillies à température ambiante et à -40 °C. Cette comparaison montre que pour des éprouvettes de verre époxy unidirectionnelles, la résistance mécanique est augmentée de près de 20 % en traction longitudinale et transversale alors qu'elle est améliorée de plus de 40 % en compression transversale. Par ailleurs, la variation du module élastique longitudinal en traction n'est pas significative, mais une augmentation de 16 % du module transversal est mesurée tant en tension qu'en compression.

Pour le stratifié multidirectionnel en tension selon la direction 0° , les résultats sont similaires avec une contrainte ultime améliorée de 20 % et un module augmenté de plus de 4 %. Des essais de traction sur des éprouvettes unidirectionnelles à 30° ont aussi montré des augmentations de l'ordre de 300 % du module de cisaillement et de la résistance.

Les essais de cisaillement par la méthode de la poutre à entaille ont aussi montré une amélioration marquée de la résistance de près de 100 % à une température de -40°C . Par contre, aucune corrélation claire n'était montrée pour le module de cisaillement (Nijssen et van Wingerde, 2005).

Il faut remarquer que malgré la quantité très élevée d'échantillons testés dans le cadre du projet OPTIMAT, les éprouvettes comparables testées à différentes conditions proviennent de sources différentes et ont été examinées dans plusieurs laboratoires. Elles présentent donc une variabilité importante. Ainsi, le taux de renfort des éprouvettes unidirectionnelles varie par exemple de 49,5 % à 53,5 % et la vitesse d'application de la charge, dont l'effet sera discuté à la section 1.5, est souvent différente. Les mesures de résistance qui en résultent peuvent donc être affectées. Ces conditions font en sorte que les données des différents essais présentent une dispersion significative mais, compte tenu de la grandeur de l'effet observé, les données demeurent représentatives. Toutefois, elles viennent contredire les recherches citées précédemment, qui indiquaient une détérioration des composites unidirectionnels soumis à un chargement en traction.

Les modes de ruptures des composites unidirectionnels en compression sont susceptibles d'être très différents de ceux en tension. Des travaux spécifiques sont donc requis pour déterminer les effets hygrothermiques sur la résistance et les caractéristiques élastiques des composites chargés en compression. Des essais de compression à basse température sur des barres de composite de fibres de verre unidirectionnelles présentent aussi des résultats intéressants (Dutta, 1994). Dans cet article, des barres de polyester isophthalique renforcé de fibre de verre unidirectionnelles sont testées. Les propriétés de ces barres de 1,5 pouces de

diamètre, testées à $-48\text{ }^{\circ}\text{C}$, et les effets de cycles thermiques entre $60\text{ }^{\circ}\text{C}$ et $-60\text{ }^{\circ}\text{C}$ y sont analysés.

Pour les essais à $-48\text{ }^{\circ}\text{C}$, les résultats obtenus montrent une amélioration de la résistance des barreaux soumis à un chargement en compression ainsi qu'une modification de leurs caractéristiques élastiques. Pour ces conditions, la contrainte résiduelle de tension engendrée dans la matrice par le refroidissement des éprouvettes serait partiellement responsable de l'amélioration de la résistance en compression du barreau. Cependant, l'élément qui est identifié comme étant dominant pour l'amélioration de la résistance est l'augmentation de la rigidité de la matrice. Si cet effet influence négativement une éprouvette en tension en empêchant le réalignement des fibres, il contribue toutefois à la résistance en compression en retardant l'apparition du flambage des renforts. Bien que cette augmentation du module de rigidité de la matrice favorise la résistance, elle provoque aussi une diminution de la ductilité du composite. La rupture de la pièce se produit alors de manière plus brutale. Les essais ont d'ailleurs montré que l'écart entre la déformation à la fin du comportement élastique linéaire et celle à la rupture était 28,2 % plus faible pour le test à froid que pour celui à température ambiante. La Figure 1.15 illustre ce comportement.

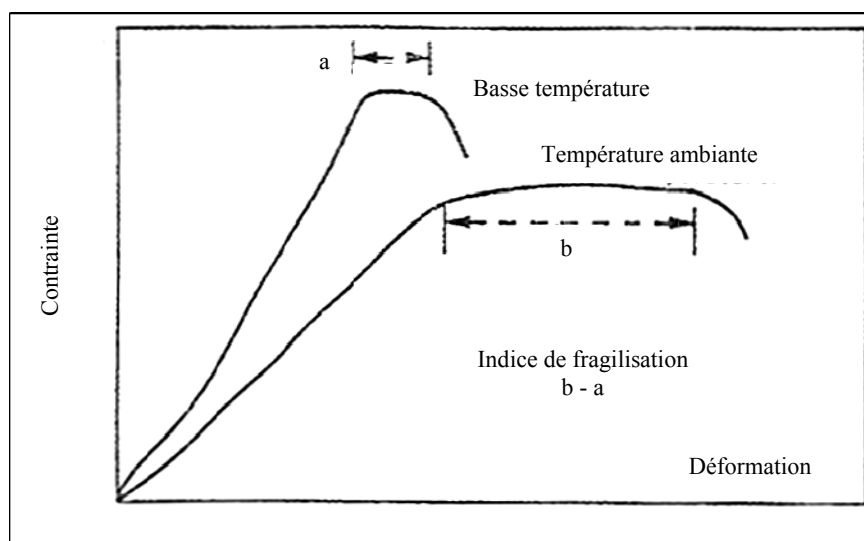


Figure 1.15 Perte de ductilité à froid.

Adaptée de Dutta (1994, p. 171)

L'analyse des diverses références montre bien que les effets du froid et de l'humidité caractéristique d'un milieu nordique sur les propriétés mécaniques des composites ne sont, à l'heure actuelle, toujours pas bien compris. Par contre, elle illustre clairement l'influence marquée de la nature du composite et du type de chargement sur les effets environnementaux qu'il subit.

1.4.3 Effets des basses températures non cryogéniques et de l'humidité sur la ténacité des composites à matrice polymérique

Tel que mentionné plus tôt, la présence d'humidité absorbée par le composite est aussi susceptible de provoquer une dégradation des propriétés à basse température. À ce sujet, une étude visant à établir le facteur d'intensité de contrainte critique pour un barreau de composite unidirectionnel verre/polyester fabriqué par pultrusion et soumis à différentes conditions environnementales a été réalisée dans Dutta (2001). Pour y arriver, un pointeau est forcé dans une cavité usinée dans le barreau selon la Figure 1.16. Le protocole expérimental visait à mesurer les propriétés à des températures de 24 °C, -5 °C et -50 °C pour des composites secs ou saturés. La saturation est simulée en remplissant la cavité d'eau avant de geler l'éprouvette.

Pour les éprouvettes sèches, une réduction marquée de la ténacité est obtenue à basse température. Cette réduction est attribuée à la détérioration de la matrice puisque la fissuration s'est essentiellement produite dans cette dernière. Les résultats obtenus sont montrés à la Figure 1.17. Ces résultats montrent aussi une dispersion des résultats beaucoup plus restreinte pour les essais à basse température.

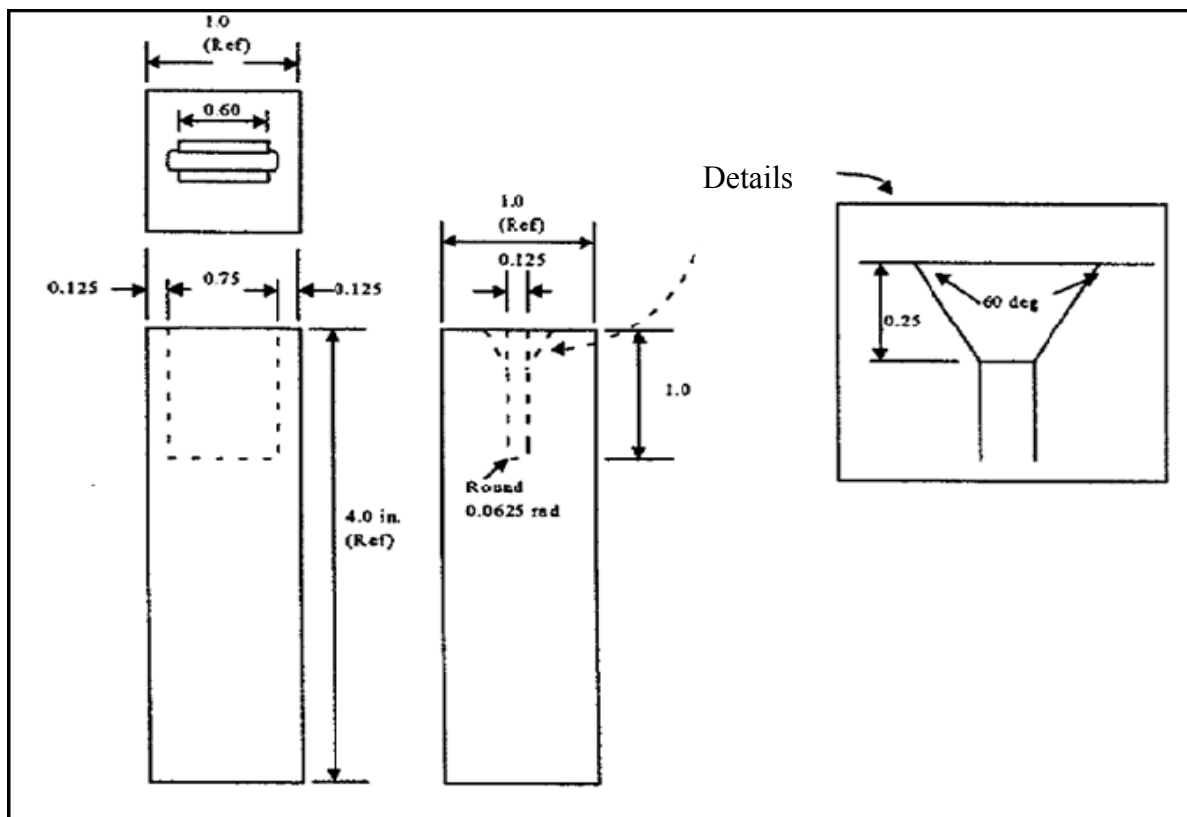


Figure 1.16 Barreau usiné.
Adaptée de Dutta (2001, p. 119)

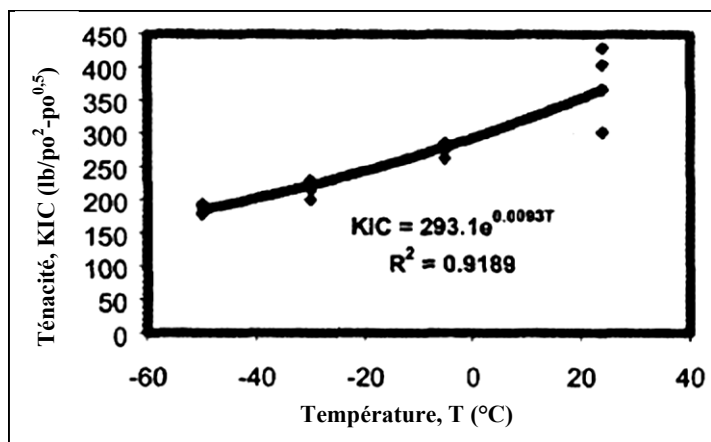


Figure 1.17 Réduction du K_{IC} à basse température pour les éprouvettes sèches.
Adaptée de Dutta (2001, p. 120)

Par contre, les essais sur les éprouvettes saturées n'ont pas pu être effectués puisque l'expansion de l'eau dans la cavité a provoqué, lors de la solidification, la rupture du composite. Cette observation prouve que dans certaines conditions, l'humidité absorbée dans les vides est susceptible de provoquer des dommages aux composites. Par conséquent, si des composites sont utilisés à l'extérieur, ils peuvent absorber de l'eau par diffusion ou par capillarité à travers les défauts. Dans cette situation, la fissuration des composites humides soumis au froid peut clairement occasionner une détérioration de la durabilité des composites, en particulier compte tenu de la réduction de ténacité mentionnée plus tôt (Dutta, 2001).

D'un point de vue théorique, l'évaluation du facteur d'intensité de contrainte résultant de la solidification de l'eau dans un défaut au sein du composite est entreprise dans Roy et al. (2002a; 2002b). Dans ces articles, le développement et la validation d'un modèle pour une inclusion elliptique fine dans la matrice d'un composite orthotrope sont entrepris. Selon les auteurs, l'ellipse fine est régulièrement utilisée comme modèle pour le développement analytique de la propagation d'une fissure. Pour la validation, une analyse par éléments finis est utilisée. Ces analyses ont produit des modèles de mécanique de la rupture applicables aux composites orthotropes ou transversalement isotropes qui, selon la validation par la méthode des éléments finis, produiraient des données acceptables. Il serait donc possible, compte tenu de l'évaluation des facteurs d'intensité de contraintes, de déterminer le nombre de cycles de gel et dégel menant à la rupture du composite.

Ces travaux ont servi de point de départ pour Nie, Roy et Dutta (2004). Cette étude présente une analyse théorique de la contrainte résultant de la solidification de l'eau emprisonnée dans une cavité rectangulaire correspondant à la configuration étudiée par Dutta (2001). Cette démonstration permet de conclure que l'expansion volumétrique de l'eau lors de sa solidification à basse température (-5°C) provoque un facteur d'intensité de contrainte largement supérieur au facteur d'intensité de contrainte critique. Cette condition correspond donc à une fissure instable au sein du composite. Si elle ne provoque pas une rupture de la pièce, une telle fissure causerait certainement une diminution de la résistance du composite

en agissant comme concentrateurs de contraintes au sein du matériau et favorisera à son tour l'absorption d'humidité. Cette conclusion est aussi supportée par des résultats expérimentaux effectués sur des barreaux de composite verre/polyester ayant été machinés de manière à contenir une cavité dans laquelle de l'eau était refroidie et solidifiée.

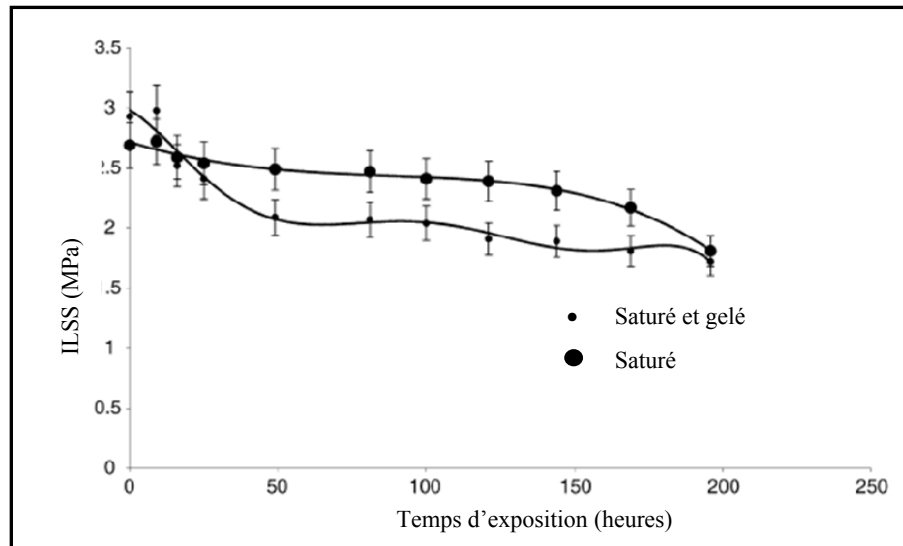


Figure 1.18 Résultat de l'essai ILSS.

Adaptée de Ray (2004, p. 42)

Certaines recherches ont aussi démontré que, bien que l'humidité absorbée au sein d'une matrice polymérique amorphe soit presque impossible à solidifier, celle présente dans les défauts tels que des vides ou des fissures pouvait facilement être gelée (Cusson et Xi, 2002). Cet effet est confirmé par Ray (2004), qui a étudié les effets de l'humidité absorbée, gelée ou non, et de la vitesse d'application de la charge sur un composite de fibre de verre et époxy. Ces effets ont été évalués en soumettant des éprouvettes à la méthode de la poutre courte en flexion (ILSS). Les résultats obtenus montrent que la dégradation des éprouvettes gelées dépassait largement celle des éprouvettes seulement soumises au milieu humide et serait irréversible.

1.4.4 Effets des cycles de gel et dégel sur les propriétés mécaniques en tension et en compression des composites à matrice polymériques.

Selon Dutta (1988), lors du refroidissement après la polymérisation, les contraintes internes issues de la disparité entre les coefficients de dilatation thermique de la matrice et des renforts peuvent être suffisamment élevées pour provoquer une microfissuration de la matrice. Si un refroidissement additionnel est imposé, ces microfissures peuvent poursuivre leur développement et leur coalescence entraîne alors la formation de fissures macroscopiques (Dutta, 1988; 1998). Sous l'effet de cycles thermiques, ces microfissures se propageront dans la matrice et à l'interface de la matrice et des renforts.

Selon ces travaux, une exposition à des cycles thermiques entre 60 °C et -60 °C provoque initialement une chute rapide de la résistance du composite avec le nombre de cycles. La détérioration se ralentit ensuite à mesure que le nombre de cycles augmente et un seuil où les propriétés se stabilisent est atteint. Ce seuil serait dû à la coalescence des fissures qui finissent par se bloquer mutuellement.

Des résultats montrent cependant qu'un faible nombre de cycles thermiques peuvent améliorer la résistance d'un composite unidirectionnel en tension axiale à température ambiante (Dutta, 1998). L'hypothèse formulée soutient que la microfissuration permettrait le réalignement des fibres qui ne sont pas parfaitement alignées et améliore la redistribution de la charge dans le composite. Toutefois, les résultats démontrent une diminution des autres propriétés mécaniques comme les modules de rigidité axial et transversal ainsi que de la résistance des composites unidirectionnels chargés à 45° et 90°. Il est aussi important de noter que pour l'évaluation des effets des cycles thermiques, les échantillons sont essentiellement testés à température ambiante et que les échantillons sont préalablement séchés pour éliminer les effets possibles de la solidification de l'humidité absorbée par le composite.

L'hypothèse de la formation et de la propagation de défauts au sein du composite est aussi supportée grâce à des essais par émissions acoustiques qui démontrent que la quantité de

défauts identifiés augmente avec le nombre de cycles thermiques imposés à l'éprouvette (Dutta, 1988).

Des essais de compression sur des barres de polyester renforcées de fibres de verre unidirectionnel présentent aussi des résultats intéressants (Dutta, 1994). Dans cet article, les barres de 1,5 pouce de diamètre sont testées à -48 °C et les effets de cycles thermiques entre 60 °C et -60 °C sont analysés. Pour les échantillons ayant subi des cycles thermiques, la rupture est moins brutale, mais l'amélioration de la résistance mécanique discutée à la section précédente est moins marquée que pour une éprouvette seulement testée à froid. L'hypothèse émise par l'auteur pour expliquer ce comportement est que, comme les cycles thermiques provoquent la croissance de microfissures, les contraintes résiduelles dues au froid sont partiellement relâchées et les propriétés du matériau sont donc moins altérées. Par le fait même, la rupture de celui-ci est alors moins brutale.

Bulmanis et al. (1991) décrit aussi les effets de l'entreposage de pièces de composites en milieu nordique sur leurs propriétés mécaniques. Ce document est en fait un sommaire des activités de recherches russes traitant de l'effet du froid sur les composites. Dans cette étude, des échantillons entreposés à l'extérieur ou dans un abri non chauffé durant plusieurs mois, voire des années pour certaines éprouvettes, ont été testés. La plupart des éprouvettes testées sont des pièces fabriquées par enroulement filamentaire. Ce processus de fabrication diffère de ceux utilisés pour la fabrication de pales d'éolienne et la nature des éprouvettes est donc substantiellement différente de celles présentées dans le reste de la littérature. Certains essais ont malgré tout été effectués sur des plaques laminées et les résultats obtenus sont plus applicables à la présente recherche.

Trois facteurs déterminants pour la durabilité des composites en milieu nordique sont relevés dans ce document. Ces trois facteurs, similaires à ceux identifiés dans Dutta (1988) sont :

- les basses températures;
- les cycles de gel et dégel;
- la présence d'humidité adsorbée par le composite qui peut se cristalliser à basse température.

Dans cette étude, des composites de fibre de verre, de carbone et de nature organique sont étudiés dans des matrices époxy. Les fibres de verre ont aussi été évaluées avec une matrice polyester pour des échantillons enroulés. Pour les diverses analyses, l'influence du climat nordique est caractérisée en deux familles. La première est celle qualifiée d'influence réversible, qui correspond à l'effet de la sollicitation d'un composite à basse température. La seconde famille regroupe les effets irréversibles, qui résultent quant à eux des cycles de gel et dégel. L'auteur stipule qu'une baisse des propriétés mécaniques d'un enroulement de verre-époxy peut résulter d'une exposition de trois jours au climat. Cependant, bien que le froid puisse entraîner une dégradation des propriétés, la chaleur du soleil peut aussi favoriser la polymérisation complète de la résine et réduire ou annuler cet effet. Ainsi, pour un composite verre-époxy [0 / 90]_s, une exposition de deux ans n'a pas altéré les propriétés des éprouvettes de manière significative ($p=95\%$).

Des laminés de fibres de carbone exposées à trois années de conditionnement naturel ont quant à eux subi des pertes de performances importantes. Certaines éprouvettes ont démontré une diminution de la résistance ultime de 30 % pour un chargement à froid, mais dont 25 % serait observable même si la pièce est sollicitée à 20 °C. Les résultats pour la fibre de carbone montrent aussi une diminution des propriétés des laminés en compression allant jusqu'à 25 %. L'auteur conclut donc que les composites renforcés de carbone montrent une forte sensibilité aux basses températures. Bien qu'il n'en traite pas spécifiquement, cette sensibilité au froid est possiblement le résultat de la disparité plus importante entre le coefficient de dilatation thermique des renforts de carbone, qui est négatif, et celui de la résine qui est positif.

Pour les composites à renforts organiques exposés à l'environnement durant deux ans, les propriétés mécaniques sont aussi fortement altérées, mais l'auteur propose que cette dégradation soit le résultat de l'humidité absorbée plutôt que du froid. En effet, les éprouvettes enroulées ou laminées sont fortement dégradées, mais les plaques complètes ne montrent pas de détérioration significative alors que les éprouvettes découpées avant l'exposition souffrent du conditionnement. Ainsi, ce serait l'absorption d'humidité par les renforts non protégés des extrémités usinées de la pièce qui serait à l'origine de la dégradation des propriétés.

Des armatures pour le renfort du béton armé ont aussi été étudiées par le Colorado Department of transportation pour déterminer les effets des facteurs environnementaux sur leurs propriétés mécaniques (Cusson et Xi, 2002). L'influence des cycles de gel et dégel et le chargement statique et dynamique y ont été étudiés. Ainsi, des barreaux de verre-vinylester et de carbone-époxy fabriqués par pultrusion et soumis à 250 cycles de gel et dégel entre 20 °C et -29 °C sont comparés à des éprouvettes similaires non conditionnées. Les résultats obtenus proposent une réduction de 3 % à 8 % de la résistance ultime en traction. Par contre, un nombre d'éprouvettes restreint pour certaines des configurations étudiées réduit le niveau de certitude des résultats de ces travaux. Une des explications pour cette faille de la recherche provient des difficultés éprouvées avec la prise des éprouvettes dans les mors de la machine d'essai et de la grande quantité de configurations analysées. Les éprouvettes étant des barreaux circulaires de diamètre important formés par pultrusion, la distribution des contraintes interne présente un phénomène de retard de cisaillement (shear lag). Ce phénomène correspond en une différence marquée de la contrainte de surface par rapport à la contrainte au centre de l'éprouvette, qui est dû à la taille importante de l'éprouvette et au mode de chargement qui applique la force sur l'extérieur de la pièce. Malgré l'épaisseur importante des stratifiés utilisés dans les pales d'éoliennes, il n'est pas évident qu'elles soient soumises à ce phénomène.

Cependant, une autre étude du même organisme portant sur des tabliers de pont en fibres de verre est très intéressante puisqu'elle traite de laminés plats de fibres de verre dans une

matrice vinylester de 3,55 mm d'épaisseur (Xi et al., 2004). Dans cette étude, l'auteur conclut que les cycles de gel et dégel peuvent fortement altérer les propriétés du composite. L'hypothèse posée est que la propagation des microfissures dans la matrice résulterait du gel de l'humidité emprisonnée dans les vides et les fissures déjà présentes au sein des composites. D'après les résultats obtenus, après 300 cycles thermiques entre 20 °C et -29 °C, le module de rigidité des éprouvettes testées avait diminué de 18 % alors que la résistance à la traction était dégradée de 10 %.

En plus des conclusions présentées à la section précédente, Shao et Darchis (2007) ont aussi traité de l'effet des cycles de gel et dégel sur les trois composites décrits plus tôt. Les cycles de gel et dégel ont été effectués en immersion dans l'eau sur des éprouvettes préalablement séchées ou saturées. Chaque éprouvette a subi cent cycles de gel et dégel de 5 °C à -18 °C. La quantité d'eau absorbée par les éprouvettes soumises aux cycles de gel et dégel est inférieure à celle qui est enregistrée pour une immersion à température ambiante.

Les résultats des essais mécaniques sont présentés au Tableau 1.1. Pour les composites A et B saturés en humidité, les cycles thermiques n'ont pas eu une influence marquée sur les propriétés en comparaison avec le composite uniquement saturé. Toutefois, la réduction de la résistance du composite C dans presque toutes les directions est importante. Les éprouvettes sèches soumises aux cycles de gel et dégel montrent une détérioration significative, de l'ordre de 10 % à 20 % pour les propriétés dominées par le comportement de la matrice. Toutefois, cette détérioration est possiblement le fruit de l'absorption d'humidité lors des cycles de gel et dégel plutôt que des cycles eux-mêmes.

Finalement, des études ont été entreprises pour déterminer la contribution possible de l'eau emprisonnée dans les composites à la dégradation par les cycles de gel et dégel. L'approche de la mécanique de la rupture a donc été adoptée. Pour évaluer le facteur d'intensité de contrainte et le nombre de cycles thermiques maximal pouvant être subi par une pièce de composite saturée en humidité et ayant de l'eau sous forme liquide à l'intérieur d'une cavité interne, des modèles sont proposés pour des défauts elliptiques (Roy et al., 2002a; 2002b) et

rectangulaires (Nie, Roy et Dutta, 2004). Ces modèles considèrent la pression exercée par l'expansion de l'eau lors de la formation de la glace comme la charge induisant la propagation du défaut. Ces études démontrent qu'il est possible pour ce mécanisme de provoquer la propagation d'une fissure menant ultimement à la rupture du composite.

1.4.5 Influences particulières de la température sur des laminés épais

L'influence du froid et des cycles de gel et dégel sur les stratifiés épais a été étudiée par Dutta et Hui (1996) et Nie, Roy et Dutta (2004). Ces études portaient sur deux stratifiés différents, l'un constitué de verre E unidirectionnel et de résine polyester isophthalique et produit commercialement par un procédé de pultrusion, l'autre fait de toile de verre S2 et de résine polyester par moulage sous vide. Cette seconde construction étant destinée à un usage militaire, le procédé de fabrication a fait l'objet d'un niveau de précaution et de contrôle élevé. La méthodologie adoptée visait à déterminer les modules de Young et de cisaillement par un essai de flexion trois point à des températures de 50 °C à -60 °C ainsi qu'après 250 cycles de gel et dégel entre ces températures.

Ces essais ont montré que pour les deux constructions, une augmentation des modules résultait d'une baisse de température. Toutefois, cent cycles de gel et dégel ont dégradé le composite commercial au point de le rendre inutilisable en raison d'une fissuration trop importante. Le composite moulé sous vide a cependant résisté aux cycles de température, mais a montré une dégradation des modules de l'ordre de 6 %.

La différence entre les résultats obtenus pour les deux stratifiés est attribuée à la différence entre les conditions de fabrication des pièces et du niveau de la polymérisation potentiellement non uniforme dans le stratifié commercial. Selon les auteurs, le procédé de pultrusion de barres épaisses est susceptible de créer des gradients de température importants lors de la polymérisation, ce qui produit ultimement des champs de contraintes résiduelles complexes dans le composite. Lors des cycles thermiques, les contraintes internes induites par la basse température produiraient alors la naissance ou la propagation de fissures.

Cette étude démontre donc l'ampleur de la variabilité des résultats pour les composites en fonction de leur nature et de leur histoire. Elle démontre aussi, par le fait même, le besoin d'adapter les essais aux données spécifiques du domaine d'application des composites analysés.

1.5 Influence de la vitesse de chargement sur les propriétés obtenues pour les composites de fibre de verre.

Dans Cusson et Xi (2002), les auteurs ont été confrontés à des difficultés lors des essais en fatigue puisque des éprouvettes sollicitées à 80 % de la résistance ultime qu'ils avaient eux-mêmes évaluée précédemment ne se rompaient pas après plus de 1×10^6 cycles. La cause suspectée pour cette inconsistance des résultats proviendrait de la sensibilité des composites de fibres de verre à la vitesse du chargement imposé. Ainsi, un composite de fibres de verre voit sa résistance ultime augmenter avec la vitesse d'application de la charge. Ce phénomène est apparemment unique au composite renforcé de verre et est encore très mal compris. Toutefois, une partie de cette sensibilité à la vitesse de chargement serait possiblement due à une sensibilité à l'environnement du verre.

Ce phénomène est aussi étudié par Ray (2004), qui démontre que l'augmentation de la vitesse d'application de la charge provoque une hausse de la résistance des éprouvettes. Cette recherche montre aussi que, pour des éprouvettes humides et congelées, la sensibilité à la vitesse de chargement est encore plus marquée qu'à température ambiante. Par contre, plus le temps d'exposition à une atmosphère humide avant la congélation est important, moins l'effet d'un chargement rapide est marqué. L'explication fournie par l'auteur est que, pour un temps d'exposition élevé, les dommages dus à l'humidité sont si importants que les autres effets de la vitesse de chargement ne sont plus significatifs.

Cette situation pose un problème pour la comparaison de données provenant de différentes sources si les conditions des essais ne sont pas énoncées explicitement. Dans le projet OPTIMAT par exemple, la base de données indique la vitesse de l'essai, mais montre aussi

une grande variabilité de cette dernière avec des écarts de vitesses normales atteignant 1000 % pour les essais de traction.

1.6 Application aux pales d'éoliennes

Dans le cadre de la revue de la littérature présentée ici, plusieurs problématiques importantes ont été soulevées par rapport à l'utilisation de pales de composite en milieu nordique. D'abord, le type de chargement, la disposition des renforts et la nature des constituants du composite paraissent avoir une influence déterminante sur ses propriétés mécaniques à basse température. C'est pourquoi les expérimentations devront être pratiquées sur des laminés représentatifs de ceux utilisés pour la fabrication des pales. Comme mentionné plus tôt, les pales d'éoliennes sont constituées de composites dont 70 % à 80 % des renforts, souvent de la fibre de verre, sont alignés dans une direction principale. Ces composites quasi unidirectionnels sont utilisés puisque la composante dominante du chargement provoque de la flexion.

Par ailleurs, les pales d'éoliennes sont soumises à un chargement complexe. Il est donc nécessaire d'évaluer la réponse des éprouvettes pour les différents cas de chargement comme la tension, la compression et le cisaillement afin de pouvoir tirer des conclusions sur les effets du froid. De plus, la méthodologie devra être pensée de manière à faire ressortir de manière claire les effets réversibles et irréversibles causés par les conditions de température, d'humidité et de cycles de gel et dégel.

Dans l'environnement québécois, des cycles de gel et dégel sont aussi inévitables et influenceront sans doute sur la longévité des installations. Qui plus est, la présence d'humidité dans les composites soumis à ces conditions peut s'avérer significative dans la mesure où certaines régions québécoises comme la Gaspésie et la Côte-Nord sont situées près de grandes étendues d'eau. Toutefois, pour les régions plus reculées du Nord-du-Québec, l'humidité est peut-être moins susceptible de créer des dommages mais, comme le froid et l'humidité peuvent aussi avoir des effets concurrents, il est actuellement impossible de

statuer sur la pire condition. Sachant qu'à basse température, la quantité d'eau dans l'air est souvent plus basse que durant la saison chaude, il serait peut-être pertinent d'évaluer la quantité d'humidité absorbée par un composite entre ces deux saisons afin de juger de l'importance de la problématique.

Il faut cependant noter que les conséquences de l'exposition à de basses températures sur le comportement des composites ne semblent pas faire l'objet d'un consensus. Les données et les conclusions des études identifiées sur le sujet montrent parfois des conclusions opposées pour les effets d'environnements similaires. Par exemple, les résultats du projet OPTIMAT ne concordent absolument pas avec les comportements observés par Dutta pour des composites de fibres de verre unidirectionnelles puisque les premiers notent une amélioration des performances alors que le second identifie cette construction comme la plus vulnérable au froid.

De même, certaines conclusions présentent des failles. Par exemple, dans le cas de l'exposition à des cycles thermiques, l'endommagement dû à l'expansion de l'humidité absorbée par le composite lors de la solidification n'explique pas parfaitement les comportements observés puisqu'elle ne soutient pas la réduction progressive de la détérioration avec l'augmentation du nombre de cycles thermiques présenté dans Dutta (1988). En effet, si l'expansion de l'humidité provoque des microdéfauts au sein du composite, ce défaut favoriserait en retour l'absorption de l'humidité et serait susceptible d'accélérer la détérioration. Par contre, cette contradiction est possiblement imputable à la méthodologie qui ne permettait pas nécessairement un retour à l'état saturé après chaque cycle thermique.

La construction testée dans ce projet est très près de celle qui est analysée dans le cadre du projet OPTIMAT. Il s'agit de composite verre/époxy utilisant la résine GURIT SP PRIME 20LV dans un processus de moulage par infusion. Par conséquent, le projet devrait permettre de valider l'un ou l'autre des comportements mentionnés dans la littérature.

1.7 Description de la problématique de recherche

Compte tenu des informations tirées de la littérature, le climat nordique est susceptible de créer des problèmes au niveau de la résistance ou de la durabilité des pales d'éoliennes. Par conséquent, l'objectif de ce projet de recherche est de déterminer expérimentalement les effets du froid, de l'humidité et des cycles de gel et dégel sur un composite unidirectionnel de verre époxy et de comparer les données recueillies avec les résultats des modèles actuellement disponibles afin d'établir leur applicabilité à basse température.

CHAPITRE 2

MÉTHODOLOGIE

2.1 Approche expérimentale

La problématique de recherche vise à déterminer les effets des basses températures couplées à l'humidité et à des cycles de gel et dégel sur les composites utilisés pour la fabrication de pales d'éoliennes. Pour résoudre cette problématique, une méthodologie adaptée doit être élaborée. L'approche adoptée est décrite dans cette section. Le choix du matériau analysé est d'abord présenté puis les essais effectués ainsi que les résultats désirés seront expliqués. Le Tableau 2.1 présente les acronymes des conditions d'essais et le Tableau 2.2 présente les différents essais prévus et les quantités d'éprouvettes correspondantes.

Les sections suivantes décrivent plus en détail les matériaux, les essais, les environnements de test et de conditionnement ainsi que les éprouvettes utilisées.

Tableau 2.1 Acronymes des conditions d'essais

Environnements d'essais	
A	Température et humidité ambiante (23°C, 50 % HR)
B	Température de -40 °C avec humidité ambiante
Conditionnements	
1	Sèche
2	Sèche et 100 cycles thermiques de -40 °C à 40 °C
3	Saturée en humidité
4	Saturée en humidité et 100 cycles thermiques de -40 °C à 40 °C
Essais	
T	Tension
C	Compression
S	Flexion d'une poutre courte (ILSS)
M	Micrographies
P	Pyrolyse

Tableau 2.2 Synthèse des essais et des conditions d'essais

Essai	Environnement de l'essai	Conditionnement	Quantité d'éprouvettes	Mesure des déformations
T	A	1	5	Oui
T	A	2	5	Oui
T	A	3	5	Oui
T	A	4	5	Oui
T	B	1	5	Oui
T	B	2	5	Oui
T	B	3	5	Oui
T	B	4	5	Oui
Total tension			40	-
C	A	1	8	Oui
C	A	2	8	Oui
C	A	3	8	Oui
C	A	4	8	Oui
C	B	1	8	Oui
C	B	2	8	Oui
C	B	3	8	Oui
C	B	4	8	Oui
Total compression			64	-
S	A	1	5	Non
S	A	2	5	Non
S	A	3	5	Non
S	A	4	5	Non
S	B	1	5	Non
S	B	2	5	Non
S	B	3	5	Non
S	B	4	5	Non
Total ILSS			40	-
M	A	1	2	Non
M	A	2	1	Non
M	A	3	1	Non
M	A	4	2	Non
M	B	1	1	Non
M	B	2	1	Non
M	B	3	1	Non
M	B	4	1	Non
Total microscope			10	-
P	-	-	15	Non

2.2 Choix du matériau

La revue de la littérature a démontré que la nature du matériau influence fortement sa tenue à basse température et sa résistance aux cycles de gel et dégel. Il est donc capital de procéder aux essais sur un matériau représentatif de ceux utilisés pour la fabrication des pales d'éoliennes afin de s'assurer de la validité des résultats. Les pales d'éoliennes sont constituées de 70 % à 80 % de renforts unidirectionnels (Griffin, 2001) et les composites unidirectionnels semblent présenter une forte sensibilité au froid (Dutta, 1989; 1993). Comme les résultats obtenus pour ces derniers sont aussi simples à analyser, des laminés unidirectionnels minces sont utilisés dans le cadre de cette recherche. Toutefois, afin de corroborer les résultats obtenus, des essais additionnels avec des laminés ayant des constructions plus épaisses et des renforts multiaxiaux devront être testés par la suite. De même, les stratifiés testés sont réalisés en laboratoire. Comme les conditions de fabrication peuvent différer largement de celles rencontrées en industrie, des études supplémentaires devront, lors de travaux subséquents, être entreprises pour pallier cette lacune.

Les renforts utilisés sont des fibres de verre. Bien qu'une tendance vers une utilisation accrue de renforts de carbone existe pour les pales de grandes dimensions, la fibre de verre demeure le renfort le plus utilisé. Le composite est formé par infusion d'une matrice époxy dans le tissu de renfort unidirectionnel. Des plaques sont fabriquées et découpées en échantillons standardisés pour effectuer les différents essais mécaniques.

2.3 Conditionnement des échantillons et environnement d'essais

Les principaux sites de développement éolien actuellement exploités au Québec sont situés sur la Rive-Nord de la péninsule gaspésienne. Ainsi, pour l'évaluation des structures existantes, les statistiques sur le climat de cette région peuvent être utilisées comme référence. Toutefois, les territoires du Nord-du-Québec jouissent d'un potentiel éolien supérieur, bien qu'inexploité (Bouaziz, Pelletier et Robert, 2004). Si des installations devaient être implantées dans cette région et que le froid et le gel sont bel et bien

dommageables, le climat hivernal plus rigoureux qui y subsiste pourrait s'avérer encore plus exigeant.

Par ailleurs, tel qu'énoncé lors de la revue de littérature, il n'y a pas de consensus évident au sujet des effets du froid, de l'humidité et des cycles de gel et dégel sur les composites. De même, les différentes études présentées n'étaient pas effectuées aux mêmes températures. Il est donc impossible de se référer à la littérature pour établir une définition claire de ce qui définit un climat nordique. C'est pourquoi les températures et les milieux utilisés lors de ce projet sont fixés de manière à couvrir un large spectre de conditions.

En premier lieu, comme l'étude vise à déterminer l'effet de la présence d'humidité au sein du composite lors des cycles de gel et dégel, des essais doivent être effectués sur différentes conditions d'humidité absorbée. Le cas le plus évident est celui d'un groupe d'éprouvettes témoins asséchées et d'un groupe de test saturé en humidité. Ces conditions sont retenues, car elles permettent d'établir le comportement dans les conditions limites. Ainsi, les pires situations envisageables sont couvertes.

En second lieu, la plage de température du conditionnement doit représenter un climat nordique et ne doit donc pas atteindre des températures cryogéniques. Les données climatiques d'Environnement Canada, disponibles sous l'onglet normales et moyennes climatiques de la page web http://www.climate.weatheroffice.ec.gc.ca/Welcome_f.html, servent donc de guide pour établir la plage de température. Ces données montrent que, pour les différentes saisons, des moyennes quotidiennes de -25 °C à 20 °C sont communes pour des sites autour du 50^e parallèle, mais que des minimums extrêmes historiques autour de -50 °C ont aussi été relevés. Par conséquent, il est jugé adéquat, dans le cadre d'une étude préliminaire comme celle-ci, de fixer la température minimale à -40 °C. Cette température est aussi le seuil inférieur de certaines des machines qui sont utilisées pour les essais et est donc en partie imposée pour des raisons techniques. Les cycles de gel et dégel sont effectués entre ce minimum et une température de 40 °C. En plus de produire un cycle de température

renversé, cette température correspond à la température de post-cuisson des adhésifs utilisés et devrait donc correspondre à un état relativement relaxé des éprouvettes.

Comme les éoliennes ont une durée de vie anticipée d'environ 20 ans et que des variations quotidiennes de température importantes sont observées dans le Nord Canadien, un nombre important de cycles thermiques doit être imposé. Toutefois, la littérature suggère qu'après environ 100 à 150 cycles, la détérioration est stabilisée et que les propriétés du matériau ne varient plus de manière importante. Ainsi, les éprouvettes conditionnées seront soumises à 100 cycles de gel et dégel avec un niveau d'humidité contrôlé avant d'être testées aux conditions d'humidité et de température énoncées plus tôt.

Au total, les éprouvettes sont donc testées dans huit conditions différentes. Premièrement, dans le but de caractériser les propriétés initiales du matériau, des éprouvettes séchées sont testées à température ambiante (23 °C). Les résultats obtenus sont considérés comme les propriétés de référence du matériau. Des éprouvettes saturées en humidité sont ensuite testées à la même température et les résultats obtenus permettent d'isoler l'effet de l'humidité. Ces conditions correspondent au groupe « A1 » et « A3 » du Tableau 2.2.

Les mêmes essais sont ensuite répétés à l'intérieur d'une chambre environnementale où la température est de -40 °C afin de caractériser les effets d'une sollicitation à basse température sur la résistance du composite. Pour ces conditions, les effets observés devraient être essentiellement réversibles et les propriétés initiales des éprouvettes devraient être retrouvées si elles étaient testées à nouveau à la température ambiante. Ces conditions correspondent au groupe « B1 » et « B3 » du Tableau 2.2.

Pour déterminer l'effet d'une exposition prolongée à des variations de température importantes, des éprouvettes sont testées à température ambiante (groupe « A ») et à -40 °C (groupe « B ») après avoir subi un vieillissement accéléré dans une chambre de conditionnement. Ce vieillissement consiste en 100 cycles de température entre -40 °C et 40 °C sur des éprouvettes préalablement séchées ou saturées. Au Tableau 2.2, les éprouvettes

séchées sont identifiées par « A2 » et « B2 » et les éprouvettes saturées par « A4 » et « B4 », avec le préfixe A pour les essais à température ambiante et B pour la basse température. Les éprouvettes séchées subissent les cycles thermiques à l'intérieur d'un emballage sous vide alors que, pour les éprouvettes saturées, l'humidité sera conservée à la valeur maximale permise par la chambre environnementale. La Figure 2.1 montre le cycle thermique imposé.

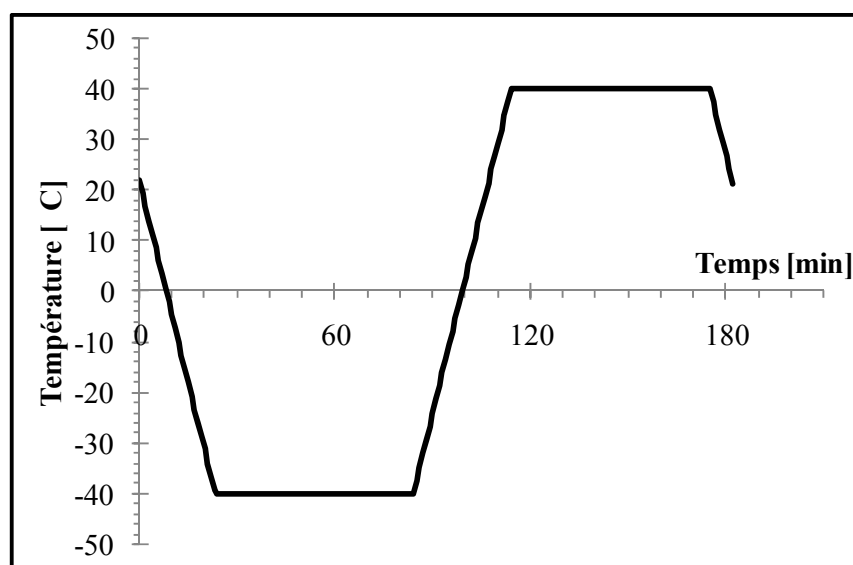


Figure 2.1 Cycle thermique imposé aux éprouvettes.

Le séchage des éprouvettes est effectué dans une étuve, sous vide, à une température de 40 °C. Lorsque la masse des éprouvettes est stabilisée, elles sont ensachées sous vide et conservées aux conditions ambiantes jusqu'aux essais. La saturation est atteinte à température ambiante dans un bassin d'eau puis les éprouvettes sont stabilisées dans la chambre environnementale à 98 % d'humidité relative pour une température de 40 °C. Les cycles de gel et dégel sont imposés aux éprouvettes dans une atmosphère humide, mais les éprouvettes séchées sont isolées dans des sachets mis sous vide.

La chambre environnementale utilisée, de modèle TENNEY CLASSIC avec contrôleur VERSA TENN 5, a la capacité de maintenir une température allant jusqu'à -73 °C. Cette enceinte est reliée, par le biais d'un boîtier AGILENT, à un ordinateur qui enregistre les données du thermocouple et de l'hygromètre lors des cycles de température et d'humidité. La

Figure 2.2 montre la chambre environnementale et le système d'acquisition de données utilisés.



Figure 2.2 Chambre environnementale et système d'acquisition de données.

2.4 Essais mécaniques

D'un point de vue simpliste, les pales d'éoliennes peuvent être considérées comme des coques longues soumises à un moment de flexion longitudinale. Conséquemment, l'extrados et l'intrados de la pale subiront respectivement une composante de compression et de tension. Les essais doivent permettre d'analyser le comportement du matériau dans ces deux conditions.

Trois types d'essais sont complétés sur les éprouvettes afin de déterminer leurs propriétés mécaniques. Premièrement, un essai de traction longitudinale permet de déterminer le module de rigidité longitudinal, le coefficient de Poisson et la résistance ultime en tension. Les essais de traction sont conduits selon la norme ASTM D3039M-00 (2006). Pour la mesure des déformations, les éprouvettes sont instrumentées à l'aide de jauges de déformation et/ou d'extensomètres.

Des essais de compression longitudinale sont effectués pour évaluer si les effets hygrothermiques observés en compression sont identiques à ceux en tension. Les essais de compression sont effectués selon le paragraphe 6.7 de la norme ASTM D 695-02a. Toutefois, pour faciliter l'utilisation de jauges de déformation, des talons sont installés sur la pièce. Les essais sont effectués dans le dispositif d'essais pour éprouvettes minces recommandé par la norme ASTM D 695 et illustré à la Figure 2.3. La présence de talon a aussi pour effet de diminuer la contrainte aux appuis en répartissant la force sur une surface plus importante. Cette mesure est nécessaire afin de pouvoir atteindre la rupture du composite sans que les bouts ne soient écrasés. Pour éviter le flambement, la longueur de la section de test comprise entre les talons respecte les consignes d'élancement comprises dans la norme.

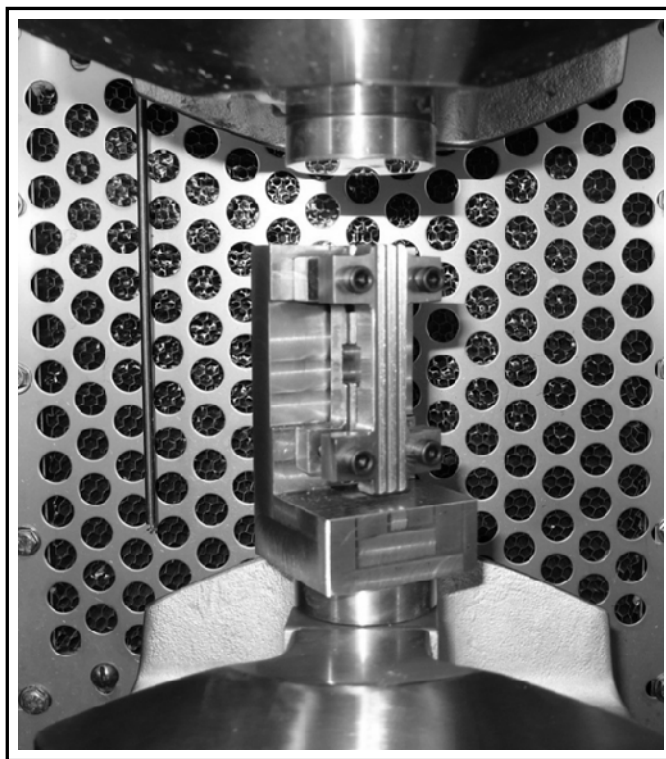


Figure 2.3 Dispositif pour éprouvettes minces (ASTM D 695).

Finalement, l'adhésion fibres/renforts est vérifiée grâce à un essai de mesure du cisaillement interlaminaire (Inter Laminar Shear Strength – ILSS) par la méthode de la poutre courte en flexion trois points. Cet essai permet de vérifier l'influence du froid et des cycles thermiques

sur l'adhésion entre les fibres et la matrice. Il devrait aussi montrer l'importance relative de chacun des modes de rupture du composite. Il sera ainsi possible d'identifier plus clairement la prédominance d'une rupture par bris des fibres, par rupture de la matrice, par insuffisance de l'adhésion entre la fibre et la matrice ou par cisaillement interlaminaire. Grâce à cet essai, un changement du mode de rupture dominant causé par la variation de température devrait être identifié. La norme ASTM D2344-00 (2006) dicte la pratique pour compléter cet essai. Le montage utilisé pour l'essai de flexion en poutre courte est illustré à la Figure 2.4.

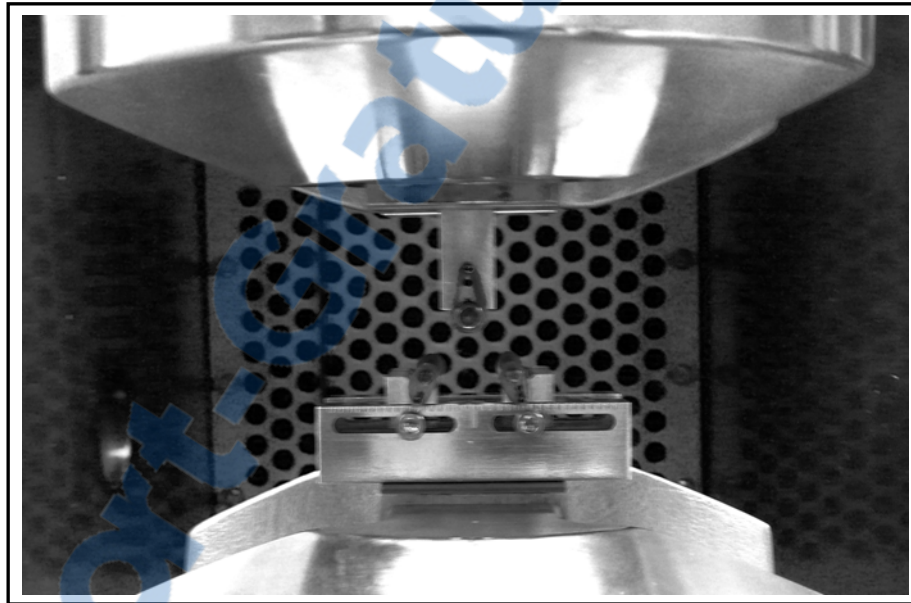


Figure 2.4 Montage de flexion en poutre courte (ILSS).

La machine utilisée pour réaliser ces essais est un banc d'essai hydraulique MTS 810 d'une capacité de 100 kN. Le contrôle de la machine de traction s'effectue à l'aide d'un ordinateur et de la suite MTS 793. Les mors sont des mâchoires hydrauliques opérables à une pression ajustable de 0 à 21 MPa. Pour les essais de traction, des mâchoires planes avec une surface abrasive sont utilisées pour minimiser les dommages à l'éprouvette. Pour les essais de compression, des mâchoires en V sont utilisées pour retenir les plateaux de compression en acier doux. Ce sont ces mêmes mâchoires qui sont utilisées pour positionner le gabarit de flexion. La chambre environnementale permettant de modifier les conditions de l'essai comprend un contrôle de température et est refroidie à l'azote. Par contre, l'humidité n'y est

pas contrôlée. L'utilisation de la chambre environnementale exige l'utilisation de mors déportés, tel que montré à la Figure 2.5.



Figure 2.5 Banc de traction MTS 810.

Pour l'essai de traction, la mesure des déformations longitudinales est effectuée grâce à un extensomètre compensé en température MTS 634.12E-24 ayant un entraxe nominal de 25 mm et. Cet appareil est montré à la Figure 2.6.

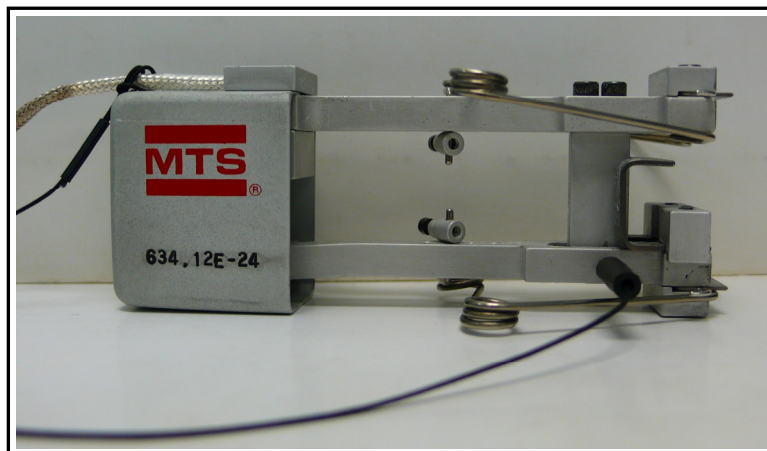


Figure 2.6 Extensomètre MTS 634.12E-24.

Les mesures de déformations, transversales pour les éprouvettes de traction, longitudinales et transversales pour les éprouvettes de compression, utilisent des jauges de déformation reliées à un indicateur de déformation VISHAY P3. Cet indicateur de déformation est relié au contrôleur du banc d'essai et envoie un signal analogique au système d'acquisition de la MTS 810. L'indicateur VISHAY P3 est montré à la Figure 2.7. Lors des essais, toutes les jauges sont montées en quart de pont. Les jauges utilisées sont des jauges à trame pelliculaire de 350 Ohms pour les éprouvettes de traction et de 120 Ohms pour les éprouvettes de compression.

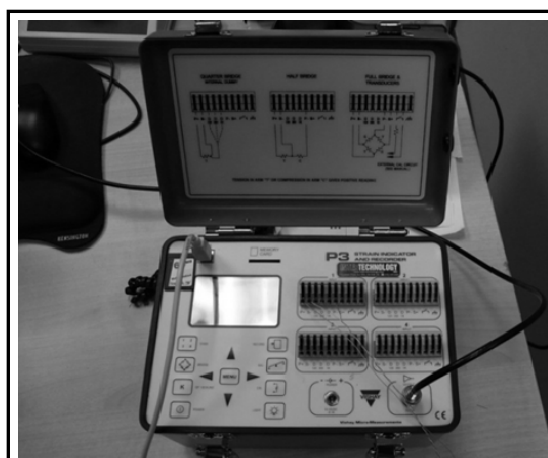


Figure 2.7 Indicateur de déformation VISHAY P3.



2.5 Évaluation des taux de constituants

Sans être directement requis pour la caractérisation des propriétés mécaniques du matériau, un essai de pyrolyse est effectué pour déterminer les fractions massique et volumique de renforts dans le composite. Cet essai est réalisé selon la procédure G de la norme ASTM D 3171 - 99 et l'évaluation de la masse volumique est complétée selon la méthode 1 de la norme ASTM D 792 – 00. La nécessité de recourir à cette mesure provient de la grande variabilité des propriétés mécaniques des composites en fonction du taux de renfort. Les résultats recueillis sont donc requis de manière à pouvoir identifier correctement la nature du composite analysé. Cette caractérisation permet aussi de juger de la qualité générale du stratifié et fournit les informations de base nécessaires à l'application des méthodes prédictives de la résistance des matériaux qui seront utilisées pour estimer les constantes élastiques et le comportement théoriques du matériau.

Les mesures de masse sont effectuées sur une balance numérique OHAUS d'une précision de 0,1 mg et la pyrolyse est effectuée à une température de 565 °C dans un four PYRADIA. Lors du refroidissement, les creusets de céramique et les échantillons sont mis sous vide dans une étuve BLUE M pour éviter l'absorption d'humidité.

La densité est mesurée pour le composite étudié ainsi que pour un échantillon de la résine SP Prime 20LV. Dans le cas de la résine, une plaquette d'époxy d'environ 3 mm d'épaisseur a été moulée à partir de résine préalablement dégazée sous vide. Pour les composites, des coupons ont été prélevés dans les plaques d'où proviennent les éprouvettes. Des mesures ont été effectuées pour des éprouvettes provenant de chacune des plaques pour vérifier l'uniformité des moulages et pour améliorer la précision du calcul des taux volumiques.

La mesure des taux de constituants est obtenue à partir d'un essai de pyrolyse. Une éprouvette de composite est pesée puis mise au four pour en brûler la matrice. Les résidus, exclusivement constitués de renforts nus, sont ensuite pesés. La fraction massique de renfort est donc directement obtenue. Les fractions volumiques sont quant à elles évaluées en

multipliant le taux volumique par le rapport entre la masse volumique du constituant et du composite.

Pour chacune des plaques à partir desquelles les éprouvettes destinées aux essais mécaniques ont été préparées, au moins cinq échantillons de pyrolyse sont testés.

2.6 Autres essais

Lors du conditionnement en humidité, le gain ou la perte en eau est relevé pour permettre d'évaluer la saturation du composite. Ces opérations sont réalisées en concordance avec les exigences de la norme ASTM D 5229M – 92. Pour cet essai, la pesée des éprouvettes est réalisée sur la même balance numérique OHAUS que celle utilisée pour la mesure des taux de constituants.

Une inspection par microscope optique est aussi prévue afin de déterminer si les différents conditionnements ont affecté la microstructure du composite. Pour cet essai, une éprouvette sèche, une ayant subi les cycles de gel et dégel et condition sèche et une en autre ayant subi les cycles thermiques en condition saturée seront observées. Les observations sont réalisées sur un microscope LEICA DMLM.

Après l'essai de flexion en poutre courte, un échantillon par famille est découpé et séparé pour observation au microscope électronique à balayage (MEB). Les résultats obtenus permettront de déterminer plus précisément les conditions de rupture des éprouvettes, principalement la rupture au niveau de l'interface fibres-matrice. Le MEB utilisé est un HITACHI S-3600 N, à une excitation de 3,00 kV.

Finalement, pour deux éprouvettes soumises aux cycles de gel et dégel, les mesures de déformations hygrothermiques seront relevées à l'aide de jauge de déformations. S'il y a endommagement du matériau, il est possible qu'il s'accompagne d'un changement dans les propriétés du matériau, ce que ces mesures révéleraient.

2.7 Taille de l'échantillon

Les normes utilisées pour encadrer les pratiques de laboratoire stipulent qu'un échantillon minimum de cinq spécimens doit être testé pour obtenir des données statistiquement significatives. Cinq éprouvettes sont donc préparées pour les essais de tension et de cisaillement. Toutefois, comme la caractérisation des composites en compression est souvent sujette au flambage des éprouvettes, huit spécimens seront préparés pour ces essais. De cette manière, si les résultats d'une ou plusieurs éprouvettes sont inutilisables, le nombre de mesures devrait demeurer suffisant pour permettre une analyse valable.

Pour la mesure du coefficient de Poisson, qui est une caractéristique secondaire pour laquelle peu de variation est attendue, seulement trois éprouvettes par famille seront munies d'une jauge transversale lors des essais de traction et deux éprouvettes par famille pour les essais de compression.

Les deux éprouvettes de compression munies d'une jauge transversale auront aussi une jauge longitudinale sur chacune des faces de la section de test afin de voir si les éprouvettes sont sujettes au flambement.

2.8 Nature et préparation des éprouvettes

Dans cette section, les détails sur la nature des laminés utilisés pour la fabrication des éprouvettes sont d'abord présentés. Par la suite, une description du procédé de fabrication de ces plaques ainsi que des méthodes utilisées pour la préparation des éprouvettes en tant que telles est énoncée.

2.8.1 Description des éprouvettes

Pour les essais mécaniques, trois types d'éprouvettes sont utilisées. Premièrement, pour l'essai de traction, des éprouvettes normalisées correspondant à la norme ASTM D 3039 sont

utilisées. Ces éprouvettes ont une longueur de 250 mm, une largeur de 15 mm et une épaisseur de 1 mm. De plus, elles sont munies, à chaque extrémité, de talons de fibres de verre de construction à $\pm 45^\circ$, mesurant 1,5 mm d'épaisseur sur une longueur de 56 mm. Ces talons sont aussi biseautés sur 15 mm au bord intérieur pour réduire la concentration de contrainte due à la discontinuité. La Figure 2.8 montre la forme de l'éprouvette utilisée.

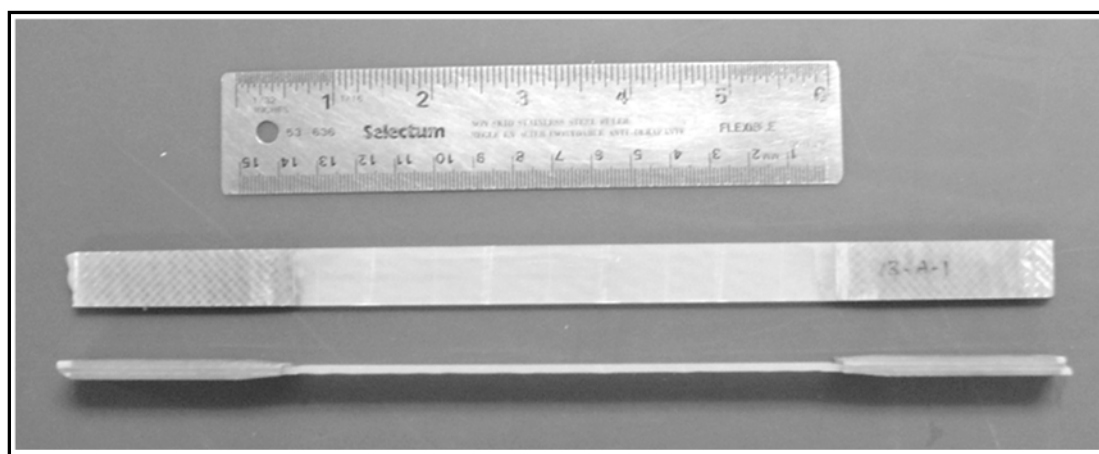


Figure 2.8 Éprouvette de traction ASTM D 3039.

Les éprouvettes de compression sont testées dans le support pour éprouvette mince de la norme ASTM D 695. Toutefois, leur géométrie diffère de ce qui est stipulé dans cette dernière. Le spécimen recommandé est un spécimen à épaulement de type « dog bone ». Cette éprouvette est mal adaptée aux essais de composite unidirectionnel puisque le chargement a tendance à cisailer les côtés de l'éprouvette. De plus, le montage dans le support ne permet pas l'utilisation de jauges de déformations sur l'éprouvette en raison des surfaces d'appui. Pour pallier ces deux difficultés, une éprouvette droite munie de talons est utilisée. Cette éprouvette est montrée à la Figure 2.9. Les talons dégagent la section de test des parois du support afin de permettre l'installation de jauges, tout en conférant la rigidité nécessaire à l'éprouvette pour éviter le flambage. Les éprouvettes ont une longueur de 79,5 mm, une largeur de 12,7 mm et une épaisseur de 3,6 mm. Les talons utilisés ont une longueur de 33 mm et une épaisseur de 1,5 mm. La section de test est donc d'une longueur de 13,5 mm.

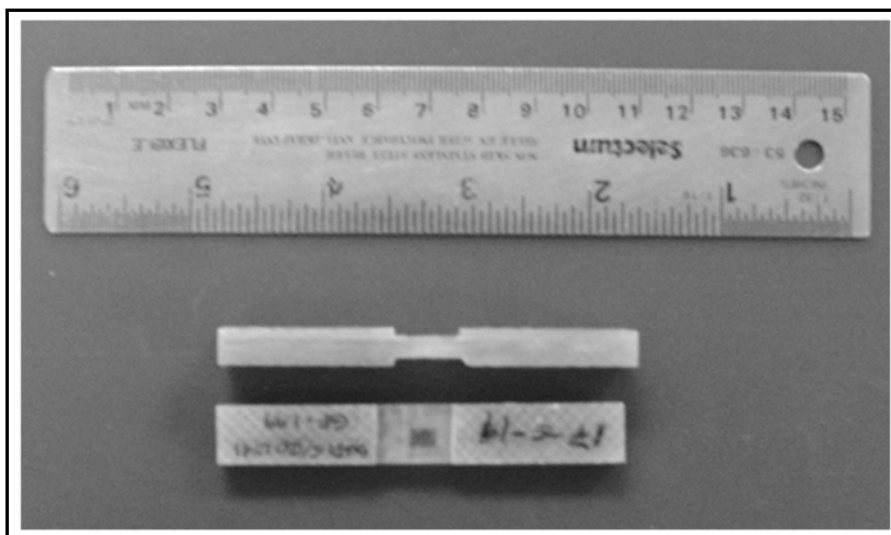


Figure 2.9 Éprouvette de compression modifiée.

Pour l'essai ILSS, la norme ASTM D 2344 propose deux types d'éprouvettes, soit une droite et une courbée, et émet des recommandations pour les rapports entre les dimensions de l'éprouvette. L'éprouvette droite est retenue et les dimensions correspondent à une longueur de 30 mm, une largeur de 10 mm et une épaisseur de 6 mm. Cette éprouvette est montrée à la Figure 2.10.

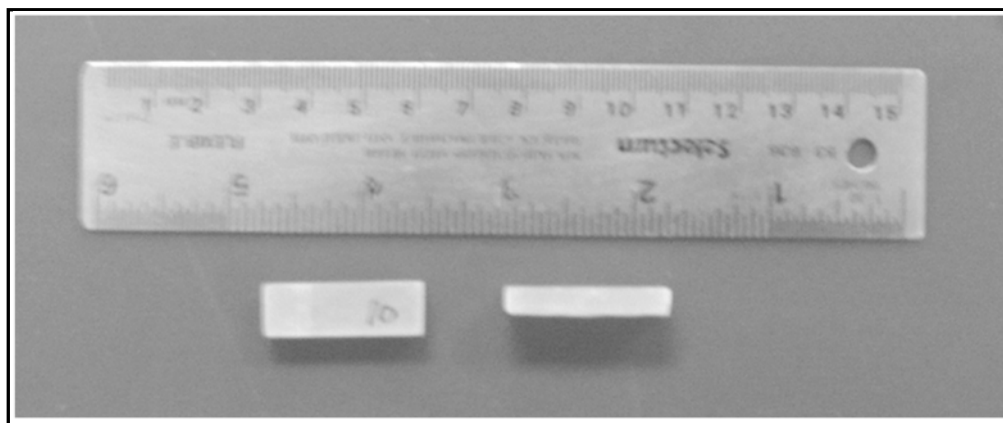


Figure 2.10 Éprouvette de flexion en poutre courte ASTM D 2344.

2.8.2 Constituants du composite

Tel que mentionné dans la section 2.2, le composite analysé est un laminé unidirectionnel de verre E/époxy. Les renforts utilisés sont des fibres TG-18-U-50A de JB MARTIN, division TEXITEK. Ce type de renfort est considéré comme un tissu unidirectionnel, mais comporte en réalité un très faible taux de renforts transversaux et des faisceaux transversaux de thermoplastique fondus, appelés « hot melt », qui ont pour objectif de faciliter la manipulation du tissu lors du moulage en limitant son cisaillement. Ce tissu de verre n'est pas spécifiquement utilisé pour la fabrication de pales d'éoliennes, mais est un produit représentatif des renforts qui pourraient être utilisés. Le Tableau 2.3 présente les propriétés du tissu suggérées par le manufacturier et le Tableau 2.4, les propriétés mécaniques des renforts nus.

Tableau 2.3 Propriétés des renforts selon le manufacturier

Tissu		Armure (Warp)			
Compatibilité des résines	[g/m ²]	Nature	Tex [g/km]	faisceau/cm	[g/m ²]
Polyester Vinylester Époxy	605	Verre E	1100	5,5	
		Trame (Fill)			
		Nature	Tex [g/km]	faisceau/cm	[g/m ²]
		Hotmelt + Verre E	60 / 134	1	11

Tableau 2.4 Propriétés mécaniques des renforts de verre E

Résistance en tension [ksi (MPa)]	Module de rigidité en tension [msi (GPa)]	Déformation à la rupture [%]	Masse volumique [kg/L]
420 (2895)	10,5 (72,4)	4,4	2,6

La résine utilisée est une résine époxy de faible viscosité spécialement conçue pour le moulage par infusion. Il s'agit de la résine GURIT SP PRIME 20LV. Cette résine est utilisée en conjonction avec le durcisseur lent qui lui est associé. Pour ce système, le durcissement se fait à température ambiante, mais un recuit de sept heures à 65°C est requis pour assurer la polymérisation complète et l'obtention des propriétés maximales de la résine. Cette résine est

un produit utilisé par l'industrie éolienne. Les propriétés physiques et mécaniques de la résine sont respectivement présentées au Tableau 2.5 et au Tableau 2.6.

Tableau 2.5 Propriétés physiques de la résine SP Prime 20LV

Propriétés	Résine	Durcisseur
PHR massique (Per Hundred Resin mass)	-	26
Viscosité @ 20 °C [cP]	1010-1070	22-24
Viscosité @ 25 °C [cP]	600-640	15-17
Viscosité @ 30 °C [cP]	390-410	12-14
Masse volumique [g/cm ³]	1,123	0,936
Masse volumique du mélange [g/cm ³]	1,084	
Retrait [%]	1,765	

Tableau 2.6 Propriétés mécaniques de la résine SP Prime 20LV polymérisée avec durcisseur lent

Propriétés	Valeurs
Résistance en traction [MPa]	66,0
Module de rigidité [GPa]	3,28
Déformation à la rupture [%]	3,2
Masse volumique [g/cm ³]	1,144

Les plaques servant à la fabrication des talons des éprouvettes sont, quant à elles, faites de fibres de verre en tissus orthogonaux jumelés à une matrice époxy ADTECH Marine laminating system 820 avec durcisseur lent 824.

2.8.3 Construction des laminés

Chacun des tests prévus recommande une géométrie d'éprouvette spécifique et nécessite un laminé d'épaisseur différente pour s'y conformer. Trois types de laminés sont donc produits pour permettre d'obtenir les différentes éprouvettes. Ces laminés sont présentés au Tableau 2.7.

Tableau 2.7 Construction des laminés

Essais prévus	Nombre de plis	Longueur [mm]	Largeur [mm]	Épaisseur prévue [mm]
Tension	3	330	550	1,4
Compression	8	290	420	3,6
Cisaillement interlaminaire	12	165	475	5,8

Les éprouvettes sont ensuite prélevées de la partie centrale des plaques pour assurer l'uniformité de la section d'essai. Plusieurs plaques ont été produites dans le cadre de ce projet et les éprouvettes proviennent des plaques identifiées par les numéros 13 à 17. Le Tableau 2.8 associe les numéros de plaques aux essais auxquels elles sont destinées.

Tableau 2.8 Identification des plaques

Identificateur de la plaque	Fonction
13 et 14	Tension
15	Cisaillement interlaminaire
16 et 17	Compression

2.9 Fabrication des plaques

La fabrication des laminés s'est faite dans le laboratoire de composite de l'École de technologie supérieure. Les stratifiés ont été moulés par infusion de résine. Le moule utilisé est une plaque de verre de 6 mm et la fermeture du moule est exécutée à l'aide d'une membrane plastique mince et flexible. Une trappe à résine munie d'un manomètre et d'un régulateur de pression négative est utilisée entre la pompe à vide et le montage pour permettre de contrôler la pression lors du procédé. Ce montage est illustré à la Figure 2.11.



Figure 2.11 Montage de moulage par infusion.

Chaque plaque est moulée individuellement en prenant soins d'assurer un bon alignement des renforts entre les plis. Lors du moulage, un tissu d'arrachage est utilisé sur les deux faces du laminé. Cette approche est retenue pour les trois raisons suivantes. D'abord, l'utilisation du tissu d'arrachage sur les deux faces fait en sorte que les deux côtés des éprouvettes ont des caractéristiques de surfaces similaires. Le tissu d'arrachage permet aussi d'obtenir une surface plus facile à préparer pour le collage des talons et des jauges de déformations. Finalement, lors des premiers essais de moulage, les renforts étaient difficiles à imprégner uniformément sur la face du moule. L'utilisation du tissu d'arrachage sur le côté du moule facilitait la circulation de la résine sur la surface inférieure des renforts et améliorait l'uniformité des laminés.

Avant chacun des moulages, l'herméticité de la trappe à résine et des montages est vérifiée par l'application d'un vide complet puis en déconnectant ensuite la pompe. Si la lecture du manomètre demeure stable pour une durée minimale de trente minutes, le montage est jugé adéquat et l'infusion est poursuivie. La quantité de résine requise pour chacune des plaques est préparée en un ou deux contenants ouverts, puis mélangée manuellement en prenant soins de bien racler le fond et les bords du contenant pour assurer un bon mélange tout en essayant de minimiser l'entrée d'air dans la résine. Les contenants de résine reposent quelques minutes avant le début de l'infusion pour permettre aux plus grosses bulles de se dégager, mais aucun dégazage sous vide n'est effectué. Lors de l'infusion, la résine est aspirée directement des contenants ayant servi au mélange ou transvidée graduellement dans le premier contenant.

L'infusion des plaques est faite sous un vide complet pour toute la durée de l'imprégnation des renforts. Une fois le laminé imprégné uniformément, la pression à l'intérieur du moule est augmentée de 250 mbar puis le montage conservé à cette pression pour la durée de la consolidation. Un minimum de douze heures après la fin de l'infusion, les plaques sont démoulées puis entreposées à plat jusqu'au moment du recuit. Le recuit s'est déroulé sur une période de 24 heures à 65 °C dans une étuve du département de génie de la construction de l'École de technologie supérieure.

2.9.1 Préparation des éprouvettes

Les éprouvettes sont découpées sur une fraiseuse à axe vertical. Les plaques sont alignées soigneusement avec l'axe de la machine et la section de test des éprouvettes de tension et compression est usinée sous forme de rainure dans la plaque. Un panneau d'éprouvettes identiques et solidaires est donc produit, ce qui facilite l'assemblage des talons.

Les talons sont ensuite collés sur ces plaques dégrossies. Le collage des talons est effectué selon la méthode suivante. La surface de collage des plaques d'éprouvettes et des bandes de talons est d'abord rincée et frottée à l'acétone puis dépolie au jet de sable. Les surfaces sont

finalement nettoyées à l'aide d'un pinceau propre et sec et d'un aspirateur dont la buse a été nettoyée à l'acétone. Par la suite, une fine couche d'adhésif époxy en pâte ARALDITE 2015 de HUNTSMAN est appliquée sur chaque surface de collage à l'aide d'un pistolet muni d'un mélangeur statique assurant l'uniformité du mélange des composants de l'époxy. Les talons sont finalement appuyés sur les éprouvettes et maintenus en place à l'aide de serres et de blocs assurant l'uniformité de la pression. L'alignement des talons sur l'éprouvette est assuré par un gabarit de collage. Suite au collage, les montages sont laissés à durcir durant 12 heures à température ambiante puis chauffés 24 heures à 40 °C pour terminer la polymérisation.

Les éprouvettes sont ensuite séparées à l'aide d'un disque abrasif au diamant. Finalement, le pourtour des éprouvettes est sablé sur un banc de polissage pour uniformiser les bords et éliminer les aspérités et les goujures. Cette étape est effectuée utilisant successivement des papiers abrasifs humides de 120 grains, 240 grains et 400 grains.

2.10 Paramètres des essais

Pour l'essai de traction, la vitesse de chargement utilisée est fixée à 1 mm/min. La pression nominale dans les mors est de 6 MPa et la vitesse d'acquisition des données est fixée à 10 Hz.

Pour l'essai de compression, la vitesse de chargement est de 1,3 mm/min et la fréquence d'acquisition est de 10 Hz. Les vis du support pour éprouvette mince sont légèrement serrées à la main.

Pour l'essai ILSS, la vitesse de chargement est de 1 mm/min, la fréquence d'échantillonnage est de 10 Hz et l'entraxe est fixée à 24 mm. Le test est arrêté si la charge baisse de 30 % par rapport à la charge maximale mesurée ou si le déplacement excède l'épaisseur du stratifié.

CHAPITRE 3

APPLICATIONS THÉORIQUES

3.1 Évaluation des effets hygrothermiques sur les propriétés d'un pli de composite

Les expérimentations effectuées dans le cadre de ce projet de recherche sont limitées à l'étude de laminés unidirectionnels. Cette configuration, bien qu'elle soit en réalité constituée de plusieurs plis, ne nécessite pas de faire appel à la CLT puisque les propriétés sont uniformes à travers l'épaisseur. Elle peut donc être considérée comme un pli unique de composite unidirectionnel. L'objectif de cette section est de présenter les propriétés mécaniques d'un pli de composite UD, calculées en fonction des conditions hygrothermiques correspondant aux essais qui seront réalisés. Ces résultats pourront ensuite être comparés aux mesures expérimentales réalisées afin de vérifier l'applicabilité du modèle de Chamis (1983; 1984) à basse température.

Un modèle prévisionnel permettant d'évaluer les effets hygrothermiques liés à la dégradation de la matrice d'un composite est présenté à l'équation (1.1), dans la revue de la littérature. Ce modèle est ici appliqué, en combinaison avec les modèles micromécaniques des sections 1.3.3 et 1.3.4, avec des propriétés et des conditions représentatives de celles appliquées expérimentalement.

La solution est obtenue par un programme MatLab spécifiquement rédigé pour ce projet et intitulé *Prop_mec_pli_uni.m*. Ce programme est fourni à l'Annexe V. Ce dernier inclut les équations présentées dans la revue de la littérature à l'intérieur d'une série de fonctions. Ce programme fournit les solutions pour les effets hygrothermiques dus à la dégradation de la matrice et aux contraintes résiduelles. Les propriétés des constituants utilisées pour évaluer les caractéristiques d'un pli de composite sont données au Tableau 3.1. Ces dernières sont soit issues des fiches techniques de la matrice et des renforts ou des tableaux de référence de

Gibson (2007). Notons que la résistance au cisaillement de la matrice est estimée être égale à sa résistance en tension puisque ces propriétés sont généralement similaires pour les époxy.

Tableau 3.1 Caractéristiques des constituants

Propriétés	Valeurs	Propriétés	Valeurs
E_{fl} [MPa]	72390	E_m [MPa]	3280
E_{f2} [MPa]	72390	G_m [MPa]	1214,8
ν_{f12}	0,22	ν_{12m}	0,35
G_{f12} [MPa]	30130	α_{1m} [MPa]	70^e-6
α_{1f} [MPa]	$5,4^e-6$	α_{2m} [MPa]	70^e-6
α_{2f} [MPa]	$5,4^e-6$	β_{1m} [MPa]	0,33
β_{1f} [MPa]	0	β_{2m} [MPa]	0,33
β_{2f} [MPa]	0	s_m [MPa]	66
s_{f1} [MPa]	2895	s_{m12} [MPa]	66
s_{f2} [MPa]	2895	ν_m	0,45
ν_f	0,55	T_0 [°C]	20
w_f	0,72	T_{g0} [°C]	60
K [MPa °C ¹]	20	$T_{polymérisation}$ [°C]	65

Le Tableau 3.2 présente les caractéristiques élastiques et les résistances prédites par les équations des sections 1.3.3 et 1.3.4 et l'application du modèle de Chamis. Les conditions d'humidité représentées sont l'état anhydre et la saturation à une humidité absorbée (M) de 0,4 %. Ces deux états sont combinés à des températures de 23 °C et -40 °C. La variation de la propriété par rapport à l'état sec à température ambiante est aussi présentée.

Tableau 3.2 Propriétés calculées pour un pli de verre UD

Propriétés	Conditions						
	Sec 23°C	Sec -40 °C	$\Delta\%$	$M=0,4\%$ 23°C	$\Delta\%$	$M=0,4\%$ -40 °C	$\Delta\%$
E_L [MPa]	41291	42148	2,08	41086	-0,50	42025	1,78
ν_{12}	0,279	0,279	x	0,279	x	0,279	x
s_L^+ [MPa]	1651,3	1685,6	2,08	1643	-0,50	1680,6	1,77
s_L^- [MPa]	599,9	429,7	-28,37	674,8	12,49	446	-25,65
F^{SBS} [MPa]	55,2	91	64,86	47	-14,86	85,7	55,25

Selon ces résultats, les effets les plus marqués sont ressentis pour la condition sèche à basse température, en particulier pour la résistance à la flexion en poutre courte et la compression. Notons que la résistance en traction calculée est présentée telle que calculée par l'équation (1.78), valide pour un composite dont la matrice présente une élongation maximale supérieure à celle des renforts. Si ceci n'est pas le cas, la résistance est de 1592 MPa mais n'est pas influencée par la température et l'humidité. Pour la résistance en traction, les effets de l'humidité et du froid sont du même ordre de grandeur. Par contre, en compression, les effets du froid sont environ deux fois plus prononcés que ceux de l'humidité.

3.1.1 Effets du froid et de l'humidité dus à la détérioration de la matrice selon le modèle de Chamis (1983; 1984)

La température et l'humidité absorbée peuvent affecter les propriétés mécaniques de la matrice et, par conséquent, du composite. Cette section présente les caractéristiques élastiques et les propriétés mécaniques d'un composite verre E/époxy calculées pour des températures entre -55 °C et 20 °C et pour des niveaux d'humidité absorbée par le composite (M) de 0 % à 1 % massique.

L'évaluation des effets de ces conditions environnementales selon les approches théoriques actuelles permet d'obtenir les informations illustrées de la Figure 3.1 à la Figure 3.6. Si les équations présentées sont applicables à basse température, les résultats expérimentaux

devraient concorder avec ces valeurs. Un autre programme MatLab, intitulé *boucleT_Mr.m* et présenté à l'Annexe V, est utilisé pour produire ces résultats. Il s'agit simplement d'une boucle de calcul faisant varier les teneurs en humidité et la température utilisée dans une fonction adaptée de *Prop_mec_pli_uni.m*, utilisée à la section précédente.

Selon les résultats illustrés de la Figure 3.1 à la Figure 3.3, les constantes élastiques du composite voient leurs valeurs augmenter avec une chute de température et diminuer avec l'augmentation de la teneur en humidité. Toutefois, les effets sont beaucoup plus marqués sur les propriétés transversales et en cisaillement que sur le module longitudinal. Ces figures montrent aussi que plus la température est faible, moins l'effet de l'humidité est marqué, ce qui illustre bien la synergie entre la température et l'humidité. Rappelons que le coefficient de Poisson n'est pas, en théorie, significativement affecté par la température et l'humidité.

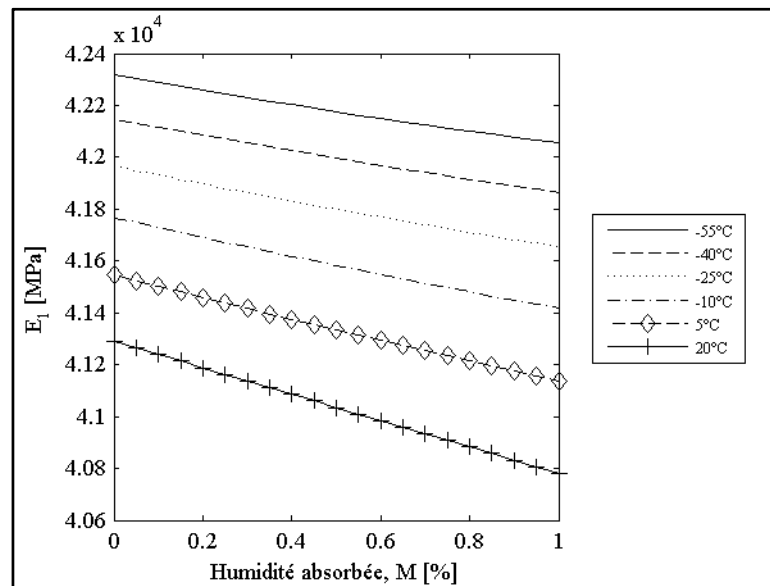


Figure 3.1 Module de rigidité longitudinal en fonction de l'humidité absorbée et de la température.

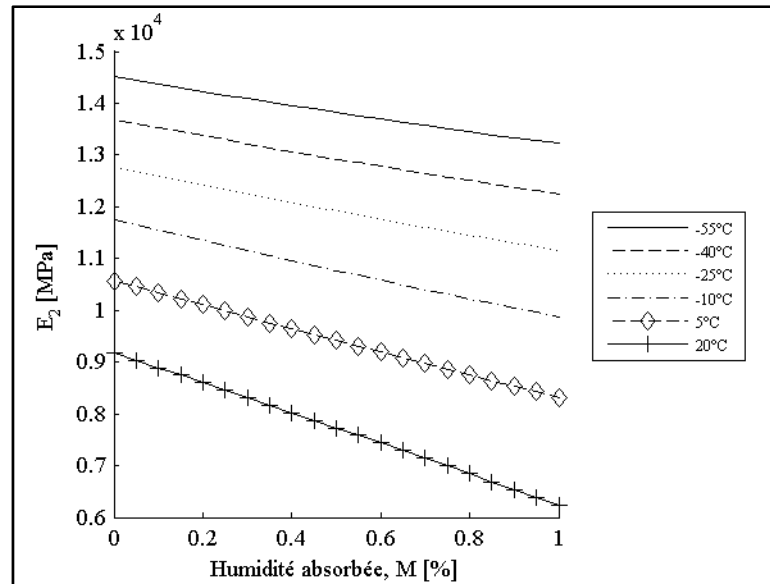


Figure 3.2 Module de rigidité transversal en fonction de l'humidité absorbée et de la température.

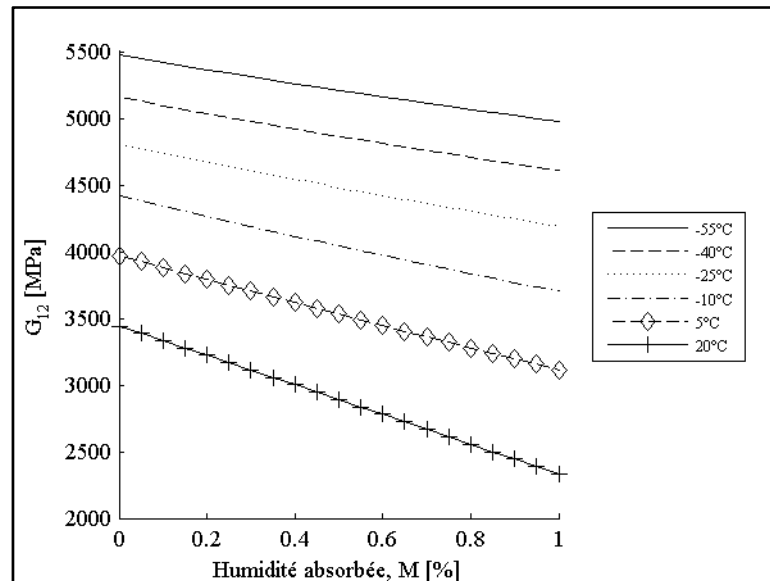


Figure 3.3 Module de cisaillement en fonction de l'humidité absorbée et de la température.

En terme de résistance du composite, les modèles prédisent une amélioration considérable de la limite en cisaillement, des capacités du composite légèrement augmentées dans la direction transversale et une chute très importante de la résistance en compression longitudinale avec

la diminution de la température. Comme précédemment, l'humidité réduit les valeurs prédites, mais son effet est atténué à basse température.

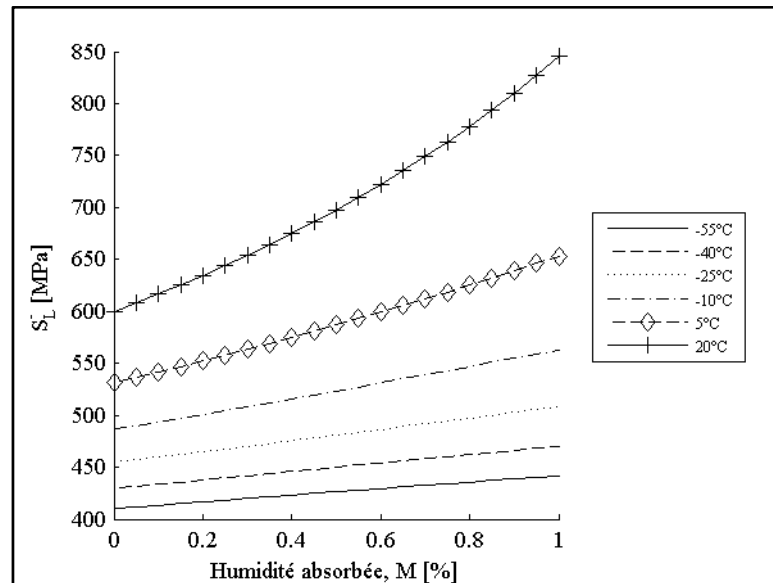


Figure 3.4 Résistance en compression longitudinale en fonction de l'humidité absorbée et de la température.

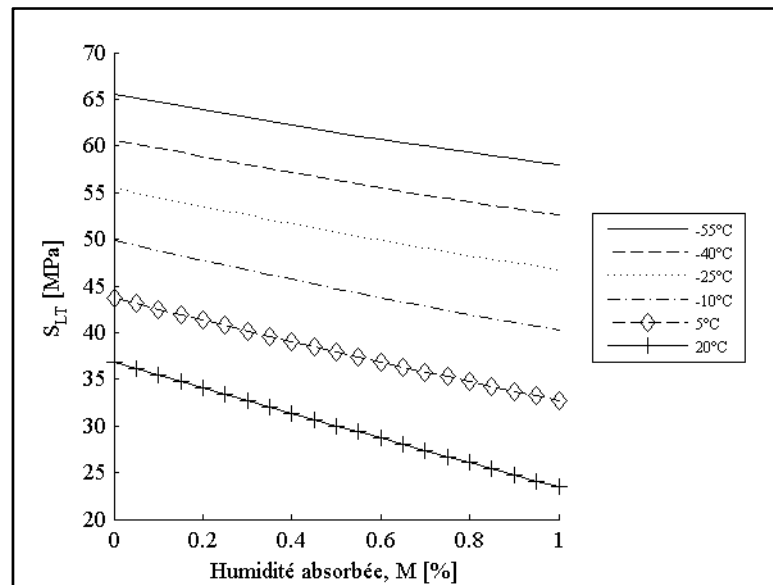


Figure 3.5 Résistance en cisaillement en fonction de l'humidité absorbée et de la température.

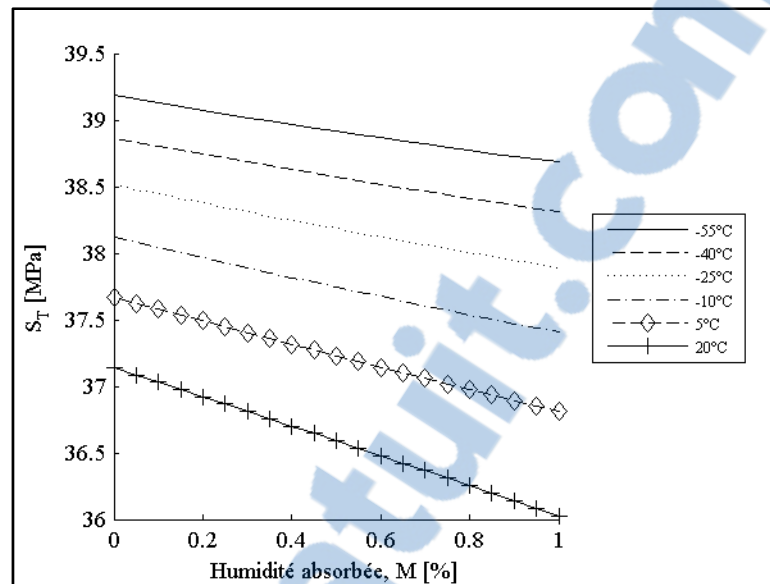


Figure 3.6 Résistance transversale en fonction de l'humidité absorbée et de la température.

Il est à noter que, tel qu'indiqué à l'équation (1.80), la résistance en traction n'est pas influencée par les propriétés de la matrice si la déformation ultime de cette dernière est inférieure à celle des fibres. Comme ce rapport de déformation ultime est valide pour un composite verre/époxy, la résistance en traction demeure inchangée par les conditions de température et d'humidité. Toutefois, les résultats du modèle pour un composite ayant une résine présentant une elongation maximale supérieure à celle des fibres sont présentés à la Figure 3.7

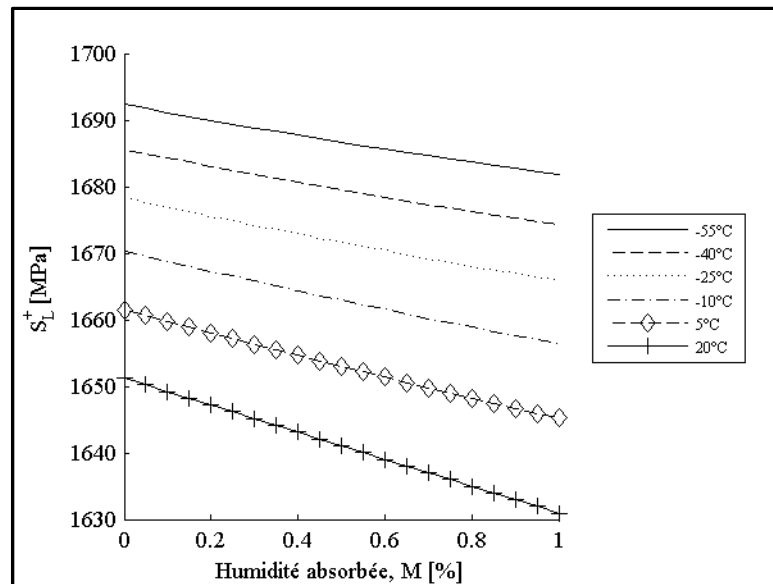


Figure 3.7 Résistance traction longitudinale en fonction de l'humidité absorbée et de la température.

Avec ce modèle, bien qu'il y ait augmentation de la résistance en traction, cette dernière est très faible, soit d'environ 3 %. Encore une fois, l'humidité montre moins d'influence à basse température.

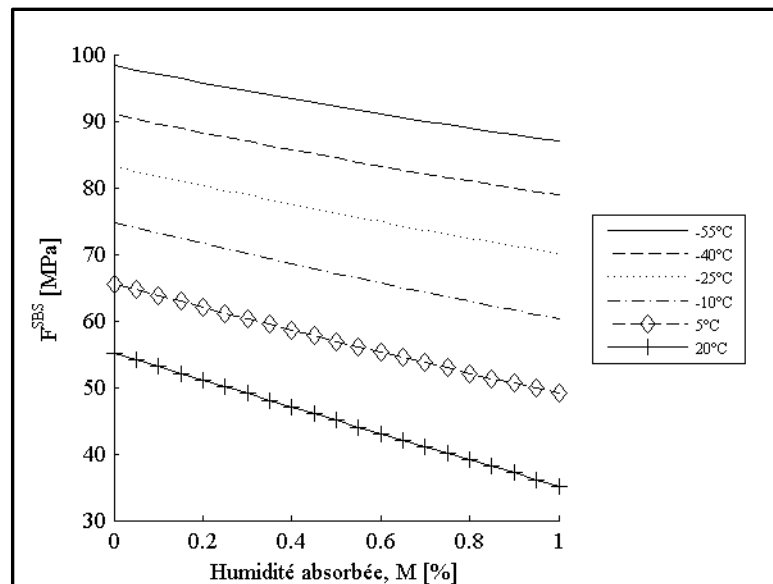


Figure 3.8 Résistance à la flexion en poutre courte en fonction de l'humidité absorbée et de la température.

Finalement, la résistance de la poutre courte en flexion, qui est un indicateur de la résistance au cisaillement interlaminaire, est présentée à la Figure 3.8. Selon ces résultats, la résistance F^{SBS} serait très sensible à l'effet de la température, avec un F^{SBS} qui fait plus que doubler dans l'intervalle de température analysé. De même, l'effet de l'humidité sur cette propriété reste marqué, surtout pour les températures plus élevées.

Il est important de rappeler que, pour les prédictions sur la résistance en cisaillement et en flexion de la poutre courte présentées ici, la résistance en cisaillement de la matrice est supposée identique à sa résistance en traction. Cette hypothèse est acceptable compte tenu du fait que la valeur réelle n'est pas disponible, mais demeure une estimation grossière.

3.1.2 Calcul des contraintes résiduelles dues aux disparités entre les comportements hygrothermiques des constituants par la méthode de Lord et Dutta (1988)

Dans le cas étudié expérimentalement, la résine utilisée est cuite à 65 °C. Considérant que la température minimale prévue pour cette étude est de -40 °C, un écart de température d'environ 100 °C est envisageable entre les conditions d'utilisation et l'état libre de contraintes résiduelles. Il y aura donc certainement des contraintes résiduelles au sein du composite. L'approche présentée dans Lord et Dutta (1988) permet d'évaluer la grandeur de ces contraintes. Pour la même plage de température et d'humidité qu'à la section précédente, soit de -55 °C à 20 °C et entre 0 % et 1 % d'humidité absorbée, cette théorie produit les résultats compilés à la Figure 3.9 et à la Figure 3.10. Ces résultats sont évalués grâce au programme *boucleT_Mr.m*.

Ces calculs prévoient, pour la matrice, une augmentation de la contrainte interne avec une baisse de température et une réduction de la contrainte avec une hausse de l'humidité absorbée. Notons que, pour un v_f de 50%, le rapport v_m / v_f est unitaire et la grandeur de la contrainte dans la fibre est la même que dans la matrice mais de direction opposée. Pour les renforts, le comportement est donc inverse. Toutefois, si le v_f augmente, la contrainte dans les renforts est inférieure à celle dans la matrice et vice-versa. Par ailleurs, notons que la présence d'une contrainte de compression dans les renforts pourrait favoriser le

développement du flambage des fibres. Une basse température pourrait donc devancer la rupture d'un composite soumis à un chargement en compression en favorisant le mode de rupture par flambage ou microflambage des renforts.

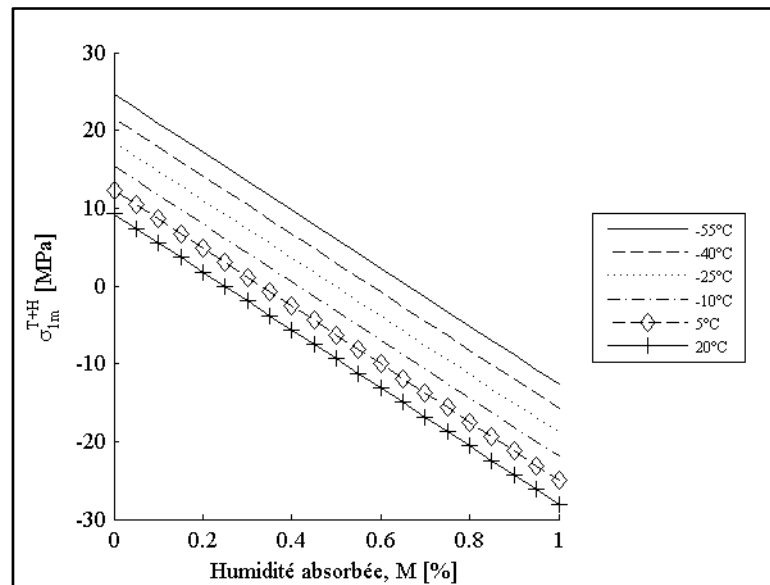


Figure 3.9 Contraintes hygrothermiques dans la matrice.

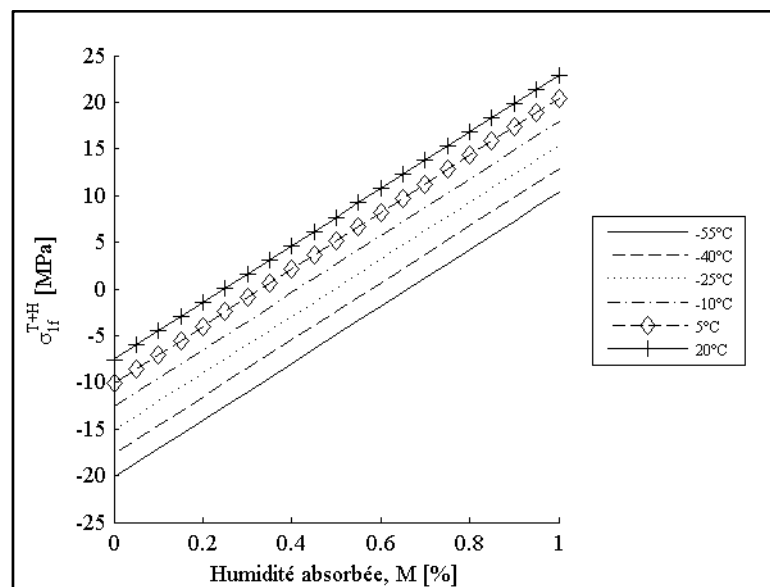


Figure 3.10 Contraintes hygrothermiques dans les fibres.

Pour un composite sec soumis à une température de $-55\text{ }^{\circ}\text{C}$, ces calculs prédisent une contrainte de 25 MPa dans la matrice d'un composite sec. Toutefois, la présence d'humidité peut réduire, voire inverser cette contrainte. Compte tenu du fait que la résistance calculée de la matrice dans ces mêmes conditions est d'environ 100 MPa (66 MPa à la température ambiante), la contrainte dans la matrice est relativement élevée. Toutefois, elle n'est pas suffisante pour en provoquer la rupture. Elle pourrait cependant favoriser l'apparition prématurée de fissures.

L'état froid et sec provoque une contrainte de grandeur moins élevée que l'état chaud et humide. Par contre, comme la contrainte dans cette dernière condition est en compression, le risque de fissuration devrait y être moins important.

3.1.3 Calcul de la contrainte critique due au microflambage et de la résistance du composite par la méthode de Dutta (1993)

Le modèle d'évaluation de la contrainte critique et de la limite en traction à basse température présenté dans Dutta (1993) est appliqué ici pour le même pli de composite unidirectionnel que dans les sections précédentes et pour un coefficient rigidification de la matrice K de $20\text{ MPa }^{\circ}\text{C}^{-1}$ tel que recommandé par l'auteur pour une matrice époxy.

Pour la construction analysée, qui présente une température de polymérisation de $65\text{ }^{\circ}\text{C}$, la contrainte dans la fibre due au flambage du renfort lors du retour à température ambiante est de $\sigma_{fcr} = 19,6\text{ GPa}$ et augmente à $\sigma_{fcr} = 25,2\text{ GPa}$ pour une température de $-40\text{ }^{\circ}\text{C}$. Rappelons que cette formulation donne des valeurs surévaluées d'environ un ordre de grandeur. Notons toutefois que la résistance d'une fibre de verre est d'environ 2,8 GPa. Certaines fibres seraient donc près de leur contrainte ultime en raison d'une baisse de température jusqu'à $-40\text{ }^{\circ}\text{C}$.

Dans ces travaux, l'auteur énonce aussi une formule permettant d'évaluer la résistance σ_c d'un composite unidirectionnel en fonction de la température. Cette relation est donnée à l'équation (1.100). La Figure 3.11, obtenue par le biais du programme *Prop_mec_pli_uni.m*,

illustre la valeur de cette résistance évaluée à une température de référence T_0 de 20 °C et à une température de -40 °C. Comme l'auteur indique que cette formulation est optimiste d'environ un ordre de grandeur, les courbes sont aussi présentées avec un facteur de 0,1. Pour ces estimations, un coefficient C unitaire est utilisé et le coefficient n est varié de 0,8 à 1,2 pour illustrer la plage probable suggérée par l'auteur. Notons que le coefficient C est difficilement évaluable et est défini ici de manière plutôt arbitraire.

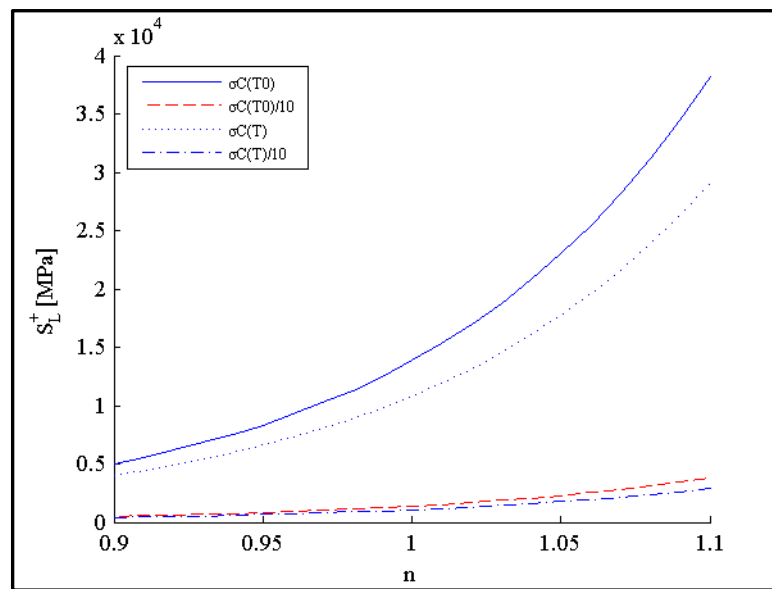


Figure 3.11 Influence des facteurs n sur la résistance du composite selon l'approche de Dutta (1993)

En tenant compte du facteur de réduction, la résistance prédite à température ambiante est de 1082 MPa et de 1385 MPa pour une température de -40 °C. Comparativement, la méthode précédente estime la résistance en traction à 1592 MPa indépendamment de la température. Notons que cette approche n'est pas très conventionnelle puisque l'application du facteur de 0,1 ne repose sur aucun fondement scientifique solide.

3.2 Application de la CLT à basse température

Tel que mentionné à la section précédente, les expérimentations effectuées dans ce projet se limitent à des composites unidirectionnels assimilables à des plis uniques. Toutefois,

l'application de la CLT illustre que, contrairement à la situation pour un pli unique, un stratifié peut subir des contraintes en raison des effets environnementaux. Cette section est uniquement présentée pour illustrer ces effets.

Pour cette analyse, un composite $[0/-45/0/45]_s$ composé de plis de verre/époxy avec un ν_f de 0,5 et une épaisseur de 0,25 mm à est analysé à -40°C avec une humidité absorbée $M = 0,2\%$. Cette configuration, bien que d'épaisseur relativement faible, est constituée de plis orientés dans les directions les plus utilisées dans la fabrication des pales et est donc similaire à ce qui pourrait être utilisé dans l'industrie éolienne.

Encore une fois, un programme MatLab réalisé spécifiquement pour ce projet est utilisé pour effectuer les calculs. Il s'agit du programme *CLT.m*, fourni à l'Annexe V. Ce programme ne tient initialement pas compte de la détérioration de la matrice due à la température et à l'humidité. Toutefois, il suffit d'utiliser les résultats du programme utilisé plus tôt pour évaluer ces propriétés et les utiliser en intrant dans le programme de CLT. Les résultats de l'analyse sont donnés de la Figure 3.12 à la Figure 3.14. Les propriétés calculées d'un pli du stratifié sont présentées au Tableau 3.3. Ce sont ces dernières qui servent à l'évaluation des contraintes dans le stratifié.

Tableau 3.3 Propriétés du stratifié

Propriétés	Valeurs
E_1 [MPa]	38764
E_2 [MPa]	12096
G_{12} [MPa]	4544
ν_{12}	0,285
α_1 [10^{-6} (m/m)/ $^\circ\text{C}$]	6,3
α_2 [10^{-6} (m/m)/ $^\circ\text{C}$]	20
α_{12} [10^{-6} (m/m)/ $^\circ\text{C}$]	0
β_1 [m/m]	0,014
β_2 [m/m]	0,29
β_{12} [m/m]	0

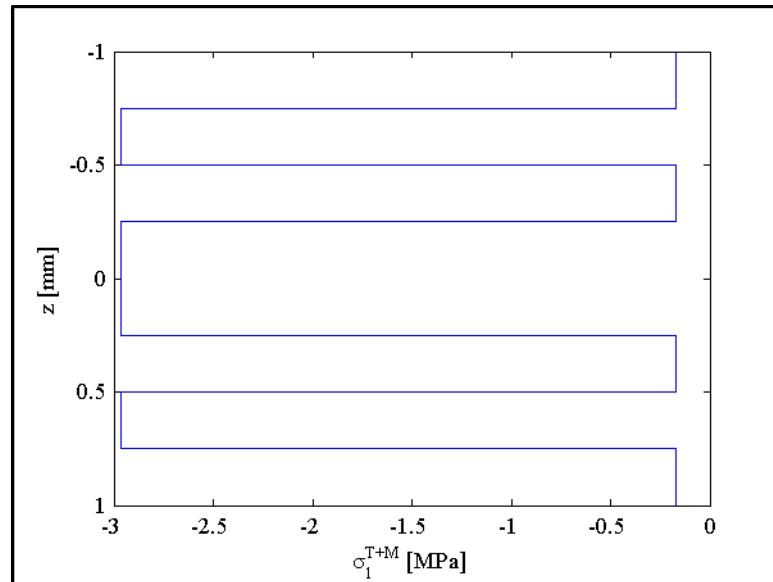


Figure 3.12 Contrainte principale longitudinale dans l'épaisseur dans un stratifié.

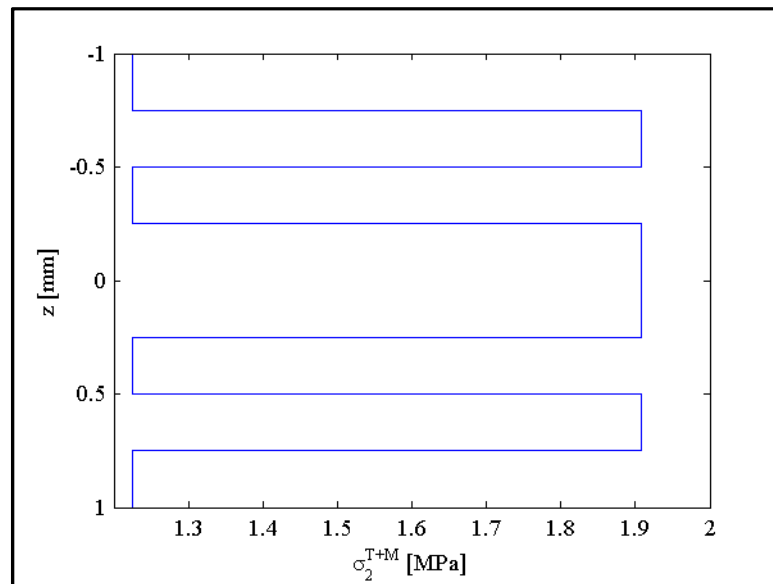


Figure 3.13 Contrainte transversale dans l'épaisseur dans un stratifié.

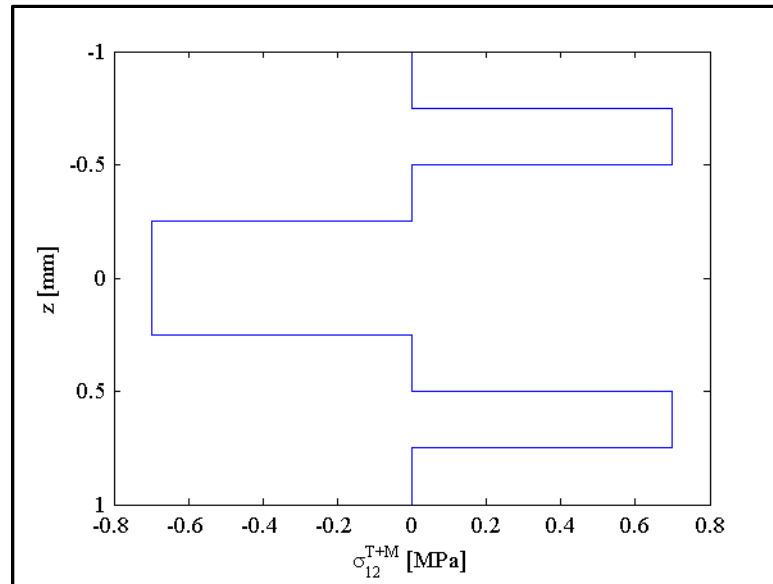


Figure 3.14 Contrainte de cisaillement maximal dans l'épaisseur dans un stratifié.

Ces figures montrent que la grandeur de la contrainte dans les plis atteint un maximum de 3 MPa en compression pour les plis à $\pm 45^\circ$, ce qui est assez peu étant donné que, selon la Figure 3.4, la limite s_L^- du pli est d'environ 425 MPa. Toutefois, dans la direction transversale une contrainte hygrothermique de 1,9 MPa est atteinte mais, pour une résistance de 39 MPa (Figure 3.6). Ainsi, 5 % de la résistance ultime dans cette direction est déjà atteinte avant d'introduire un chargement mécanique. Selon la Figure 3.14, le cisaillement maximal atteint est de 0,7 MPa dans les plis orientés à 0° pour une résistance de 60 MPa, ce qui est plutôt faible. Par conséquent, pour un stratifié constitué de plis unidirectionnels les contraintes hygrothermiques atteintes dans les directions pour lesquelles la résistance est dominée par les caractéristiques de la matrice peuvent être significatives, mais sans être suffisantes pour provoquer la rupture. Si l'approche de la théorie classique des laminés est valide à basse température, le climat nordique est susceptible d'affecter la durabilité des composites utilisés pour la fabrication des pales d'éoliennes. Notons que des contraintes de cisaillement interlaminaire importantes pourraient aussi résulter de ces conditions, mais ne sont pas évaluées dans la présente analyse.

CHAPITRE 4

RÉSULTATS

4.1 Mesure de la densité par immersion et des taux de constituants par pyrolyse

Cette section contient les résultats obtenus lors de l'essai de pyrolyse, réalisé selon la norme ASTM D 3171 – 99 et de la mesure de la densité du composite et de la résine, par l'application de la norme ASTM D 792 – 00.

4.1.1 Mesure de densité selon la norme ASTM D 792-00

Le Tableau 4.1 présente un sommaire des masses volumiques et des densités obtenues pour les essais réalisés sur les composites et sur la résine GURIT SP PRIME 20LV. Les détails des valeurs mesurées et calculées pour l'évaluation de la densité et de la masse volumique sont fournis du Tableau I.1 au Tableau I.6, en annexe.

Tableau 4.1 Mesure de densité et de masse volumique des plaques de composites selon la norme ASTM D 792-00

Propriétés		Plaques					
		13	14	15	16	17	Résine
Densité à 23°C	Moyenne	1,928	1,974	2,038	1,940	1,930	1,144
	Écart type	0,035	0,044	0,047	0,010	0,036	0,001
Masse volumique à 23°C [kg/m ³]	Moyenne	1922,90	1968,09	2032,00	1933,66	1924,08	1141,55
	Écart type	34,43	44,23	47,07	10,13	35,91	0,731

4.1.2 Mesure des taux de constituants selon la norme ASTM D 3171 – 99

Pour chacune des plaques à partir desquelles les éprouvettes destinées aux essais mécaniques ont été préparées, au moins cinq échantillons de pyrolyse sont testés. Le Tableau 4.2 indique les statistiques obtenues pour chacune des plaques.

Tableau 4.2 Taux de constituants

Propriétés	Plaque				
	13	14	15	16	17
$w_{m\text{ moyen}} [\%]$	27,12	26,65	21,72	25,88	25,90
$\sigma w_m [\%]$	1,53	0,16	1,35	0,35	0,36
$v_{m\text{ moyen}} [\%]$	45,67	46,11	38,61	43,84	43,64
$\sigma v_m [\%]$	2,34	1,22	1,72	0,45	0,60
$w_{f\text{ moyen}} [\%]$	74,30	73,35	77,88	74,12	74,10
$\sigma w_f [\%]$	1,53	0,16	1,35	0,35	0,36
$v_{f\text{ moyen}} [\%]$	53,72	55,72	61,20	55,12	54,84
$\sigma v_f [\%]$	1,83	1,24	2,45	0,51	1,22
$v_{v\text{ moyen}} [\%]$	0,43	-1,83	0,19	1,03	1,52
$\sigma v_v [\%]$	1,74	2,43	1,21	0,36	1,62

Les observations sur le taux volumique permettent aussi d'estimer les taux de vide dans les éprouvettes. Cette caractéristique est un indicateur additionnel de la qualité des stratifiés. Toutefois, comme cette quantité est très faible, la précision des mesures est parfois du même ordre de grandeur et il est possible d'obtenir une valeur négative. Une telle valeur n'a toutefois pas de sens physique.

4.2 Micrographies

Les micrographies permettent d'observer la microstructure des échantillons ayant subi les différents conditionnements. Elles ont pour objectif de déceler les changements opérés sur cette dernière suite à l'exposition aux environnements simulant un climat nordique.

Tel que mentionné dans la revue de la littérature, le froid, l'humidité et les cycles de gel et dégel pourraient engendrer la rupture de l'interface fibre/matrice, des microfissures et même des fissures. Ce sont ces dommages qui sont recherchés.

Les observations sont effectuées sur un microscope optique par réflexion de lumière à des grossissements de 25X, 200X, 500X et 1000X

4.2.1 Observation au microscope optique

Les éprouvettes séchées sont observées afin de déterminer les caractéristiques initiales de la microstructure du composite. Une seule éprouvette est observée pour cette condition. La Figure 4.1 montre des images représentatives de la microstructure de ces éprouvettes. Ces images montrent que le composite semble avoir une imprégnation de la résine adéquate à l'intérieur des faisceaux de renforts comme entre ces derniers. Les différentes couches sont difficiles à repérer à travers l'épaisseur du composite, ce qui suggère une bonne uniformité et des plis bien consolidés. Toutefois, la Figure 4.1 a) montre la présence de porosités importantes entre le pli inférieur et le reste du composite. Ce chapelet de bulles est dû à la présence d'une fibre de thermoplastique transversale servant à maintenir les renforts en place et à faciliter la manipulation des tissus unidirectionnels pendant le moulage. Le filament a été éliminé par le polissage, mais on constate qu'il a nui à l'imprégnation dans son voisinage immédiat. À l'exception des porosités importantes notées plus tôt, le composite semble montrer peu de défauts d'imprégnation ou de porosités.

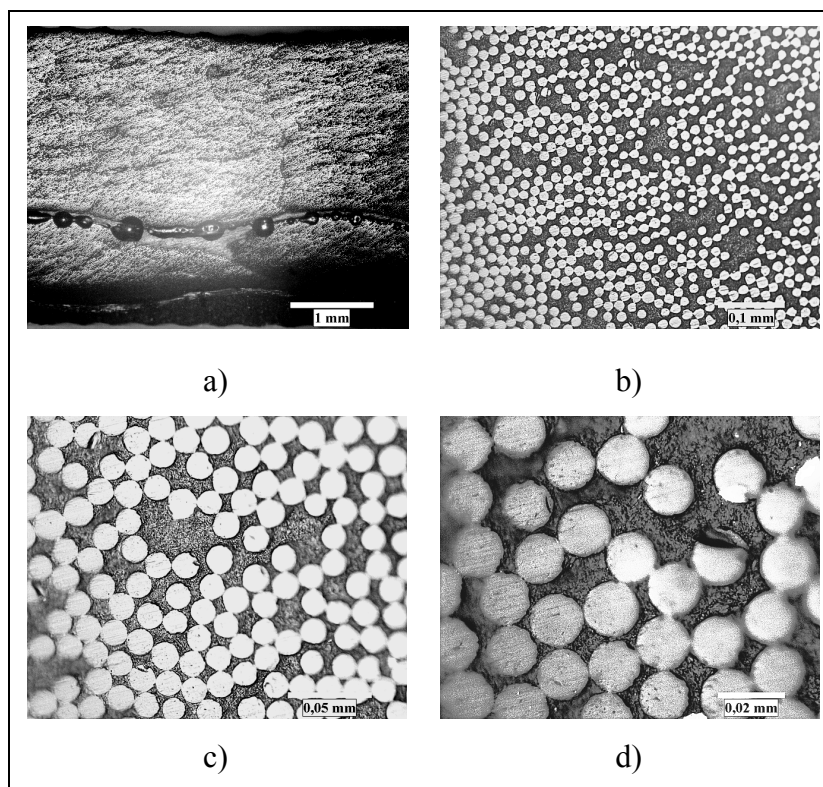
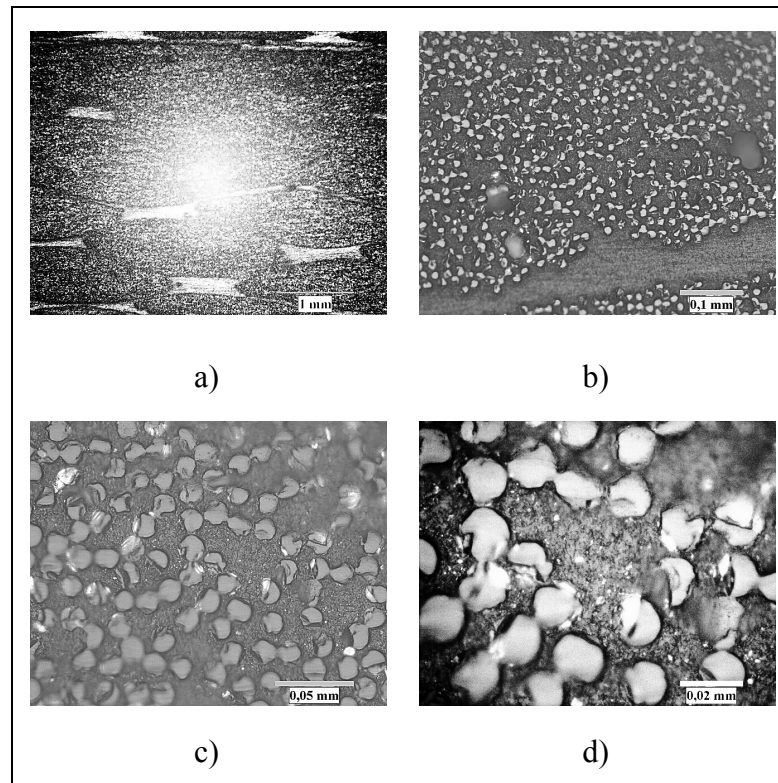


Figure 4.1 Micrographies de l'éprouvette sèche M1
a) grossissement de 25X, b) grossissement de 200X
c) grossissement de 500X d) grossissement de 1000X.

L'éprouvette sèche M2, ayant subi des cycles de gel et dégel en condition anhydre, a aussi été observée au microscope optique. La Figure 4.2 présente les micrographies produites. On dénote plus de régions riches en résine sur cette éprouvette, mais le mouillage des renforts paraît adéquat. Peu de vides importants sont visibles, mais il y a tout de même quelques porosités à l'échelle des renforts. Il n'y a pas de dommages évidents à la matrice visibles sur ces images.





**Figure 4.2 Micrographies de l'éprouvette sèche M2
ayant subi des cycles thermiques
a) grossissement de 25X, b) grossissement de 200X
c) grossissement de 500X d) grossissement de 1000X.**

L'éprouvette M4, saturée en humidité et ayant subi des cycles de gel et dégel est aussi observée aux mêmes grossissements. Les micrographies résultantes sont présentées à la Figure 4.3. L'éprouvette M4 comporte quelques petites porosités susceptibles d'avoir contenu de l'eau sous forme liquide lors des cycles de gel et dégel. Comme cette eau a la possibilité de se solidifier à basse température, elle pourrait endommager le composite en prenant de l'expansion lors du changement de phase. Des images du voisinage de ces porosités sont donc relevées et présentées à la Figure 4.3 e) et f). Ces images ne montrent pas de dommages visibles. L'imprégnation semble toutefois être adéquate.

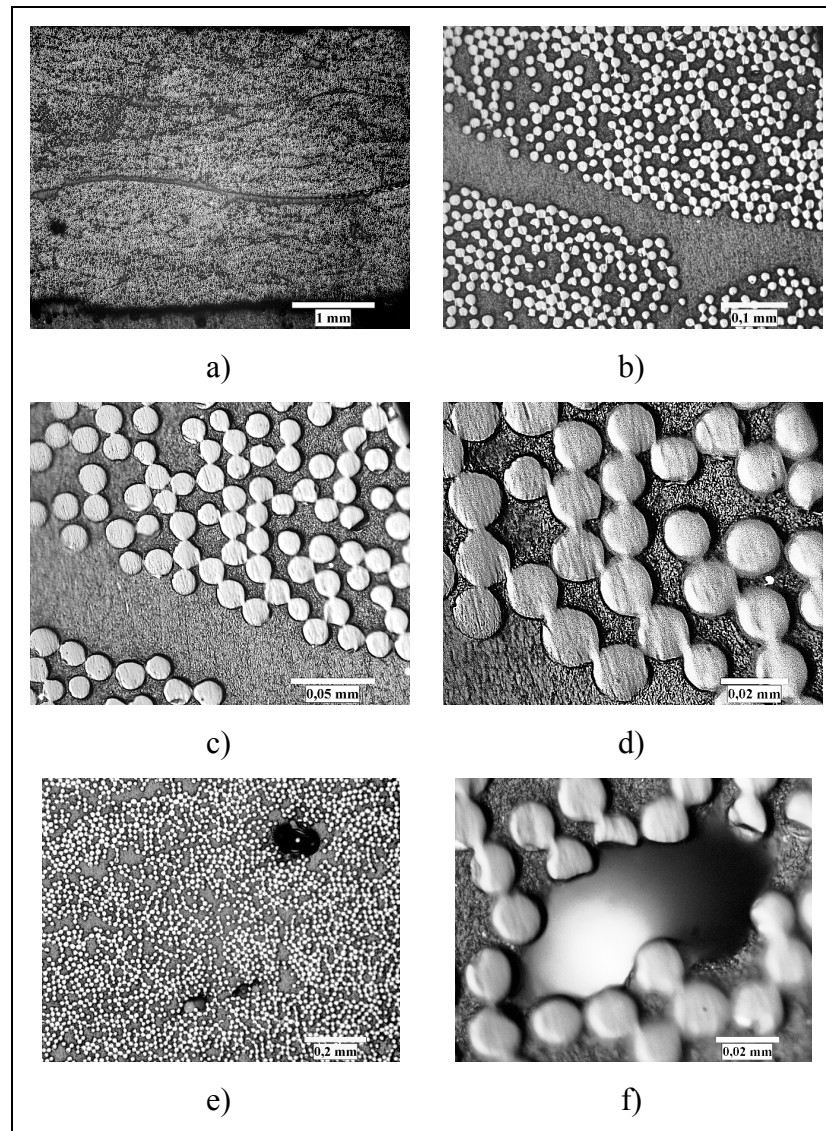


Figure 4.3 Micrographies de l'éprouvette M4, saturée et ayant subi des cycles thermiques

- a) grossissement de 25X, b) grossissement de 200X
 c) grossissement de 500X et d) grossissement de 1000X
 e) au voisinage de porosités, grossissement de 100X
 f) au voisinage de porosités, grossissement de 1000X.

4.2.2 Observation au microscope électronique à balayage

Les observations au microscope électronique à balayage sont effectuées sur le faciès de rupture des éprouvettes ILSS. Elles visent à déterminer s'il y a une différence entre les modes de rupture des éprouvettes en fonction du conditionnement et de l'environnement d'essai. La

Figure 4.4 présente des surfaces typiques pour les éprouvettes séchées et la Figure 4.5 montre les surfaces des éprouvettes saturées.

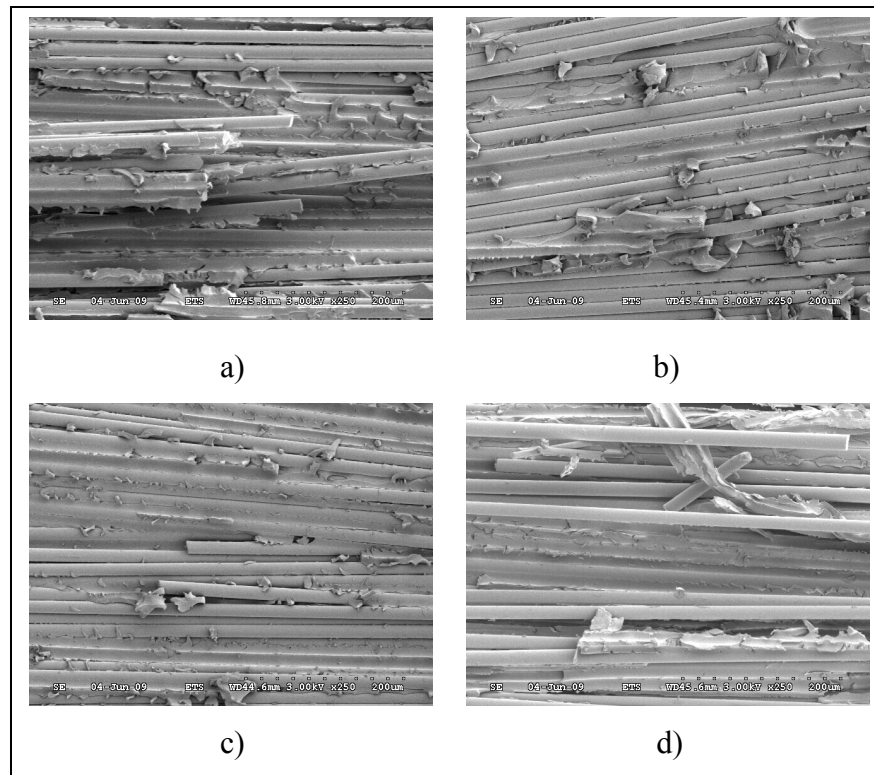


Figure 4.4 Observations au MEB à 3,00 kV (250X)
a) sec/température ambiante b) sec/-40 °C
c) sec + cycles thermiques / température ambiante
d) sec + cycles thermiques / -40 °C.

Les micrographies de la Figure 4.4 montrent peu de résine attachée aux renforts qui, pour leur part, paraissent être restés majoritairement intègres malgré la rupture du composite. Les différentes conditions ne montrent pas de différences marquées du mode de rupture. La taille et la forme des fragments de résine sont toutefois différentes entre les éprouvettes n'ayant pas subi de cycles thermiques et celles y ayant été exposées. Dans le premier cas, la taille des fragments est plus faible. Seule la condition sèche à température ambiante semble montrer une adhésion légèrement supérieure aux autres conditions.

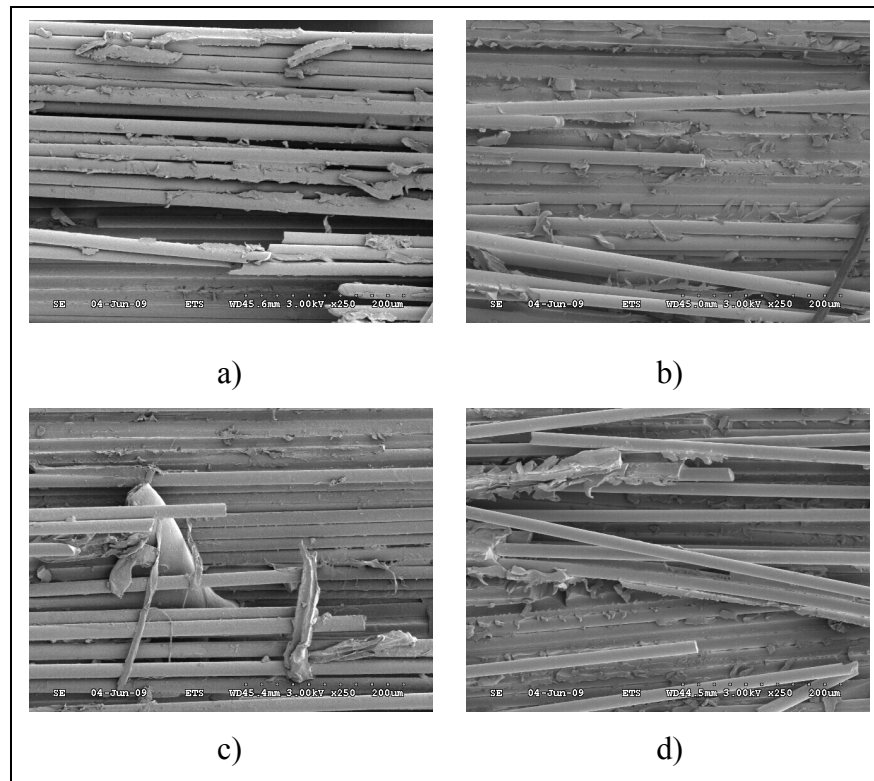


Figure 4.5 Observations au MEB à 3,00 kV (250X)
a) saturé/ température ambiante b) saturé/-40 °C
c) saturé + cycles thermiques/température ambiante
d) saturé + cycles thermiques/-40 °C.

À la Figure 4.5, les faciès de rupture ne montrent que très peu de résine attachée aux renforts. De plus, plusieurs renforts sont demeurés intacts. Comme pour les éprouvettes sèches, les faciès de rupture sont similaires d'une condition à l'autre. Les essais réalisés en condition anhydre et ceux sur des éprouvettes sans cycles thermiques à température ambiante semblent montrer une adhésion légèrement supérieure.

4.3 Séchage et saturation

Tel que mentionné dans la norme ASTM D 5229M (2004), ayant servi de guide pour le séchage et la saturation des éprouvettes, la condition de l'éprouvette est considérée comme stable si un changement de masse inférieur à 0,01 % par période de 24 heures est mesuré.

Le séchage des éprouvettes s'est effectué sur une durée d'une semaine et par la suite, les éprouvettes ont été soit conservées sous vide dans une étuve à température ambiante, soit dans un sachet sous vide. Toutefois, après les cycles thermiques certaines éprouvettes ont été pesées à nouveau et avaient repris près de 0,05 % de masse d'eau absorbée.

La saturation des éprouvettes a donné des résultats plutôt variables puisque les éprouvettes sans talons se sont stabilisées après environ 30 jours d'immersion dans l'eau à température ambiante alors que les éprouvettes avec talons présentaient toujours de signes d'absorption. Après la stabilisation dans la chambre environnementale, les éprouvettes ont toutefois dû être immergées de nouveau dans l'eau à température ambiante en raison de la disponibilité des équipements. Bien que les éprouvettes avec talons montraient toujours un gain de masse lors des essais, la section de test doit être saturée puisque les éprouvettes ILSS et de micrographies, plus épaisses mais sans talons, étaient stabilisées. Le gain de masse noté devait être dans les talons et l'adhésif, qui sont des époxy différents de la résine des éprouvettes.

Les mesures de masse ont été effectuées jusqu'à ce que les éprouvettes sans talons soient stabilisées à un gain de masse de $0,24 \% \pm 0,02 \%$. À ce moment, les éprouvettes de tension avaient un gain de masse de $0,37 \% \pm 0,01 \%$ et les éprouvettes de compression, un gain de $0,26 \% \pm 0,02 \%$. Par contre, au moment des essais, qui ont été effectués plusieurs semaines après la stabilisation des éprouvettes, quelques mesures de masse ont été effectuées sur des éprouvettes ILSS, juste avant les essais. À ce moment, le gain de masse moyen était de $0,42 \% \pm 0,04 \%$.

4.4 Essais de traction

Les essais de traction, réalisés conformément à la norme ASTM D 3039, ont permis de mesurer la résistance en traction (s_L^+), le coefficient de Poisson (ν_{12}) et le module de rigidité longitudinal (E_I) du composite dans les huit conditions environnementales prévues. Les résultats obtenus sont présentés du Tableau 4.3 au Tableau 4.5.

Tableau 4.3 Résistance en traction longitudinale

Identificateurs	Conditionnement / température de l'essai	s_L^+ [Mpa]	Écart type [Mpa]	CV [%]
TA1	Sec / Temp. amb.	1047,02	46,99	4,49
TA2	Sec + Cycles therm. / Temp. amb.	1028,91	48,60	4,72
TA3	Saturé / Temp. amb.	698,55	41,25	5,90
TA4	Saturé + Cycles therm. / Temp. amb.	669,89	22,15	3,31
TB1	Sec / -40 °C	1232,19	74,76	6,07
TB2	Sec + Cycles therm. / -40 °C	1171,20	55,05	4,70
TB3	Saturé / -40 °C	804,24	38,02	4,73
TB4	Saturé + Cycles therm. / -40 °C	825,74	32,07	3,88

Tableau 4.4 Module de rigidité longitudinal en traction

Identificateurs	Conditionnement / température de l'essai	E_L [Mpa]	Écart type [Mpa]	CV [%]
TA1	Sec / Temp. amb.	40200,01	1183,61	2,94
TA2	Sec + Cycles therm. / Temp. amb.	41148,59	4604,21	11,19
TA3	Saturé / Temp. amb.	40065,95	1587,69	3,96
TA4	Saturé + Cycles therm. / Temp. amb.	39582,18	1379,36	3,48
TB1	Sec / -40 °C	41490,71	2154,63	5,19
TB2	Sec + Cycles therm. / -40 °C	39760,93	1066,85	2,68
TB3	Saturé / -40 °C	40070,32	1337,89	3,34
TB4	Saturé + Cycles therm. / -40 °C	40889,82	1907,26	4,66

Tableau 4.5 Coefficient de Poisson principal

Identificateurs	Conditionnement / température de l'essai	ν_{12}	Écart type	CV [%]
TA1	Sec / Temp. amb.	0,256	0,023	9,12
TA2	Sec + Cycles therm. / Temp. amb.	0,296	0,001	0,46
TA3	Saturé / Temp. amb.	0,295	0,021	6,97
TA4	Saturé + Cycles therm. / Temp. amb.	0,283	0,012	4,40
TB1	Sec / -40 °C	0,328	0,020	6,16
TB2	Sec + Cycles therm. / -40 °C	0,290	0,011	3,92
TB3	Saturé / -40 °C	0,261	0,028	10,81
TB4	Saturé + Cycles therm. / -40 °C	0,299	0,039	13,09

Afin de mieux illustrer les effets des différentes conditions d'essais, ces données sont aussi présentées sous forme graphique de la Figure 4.6 à la Figure 4.8.

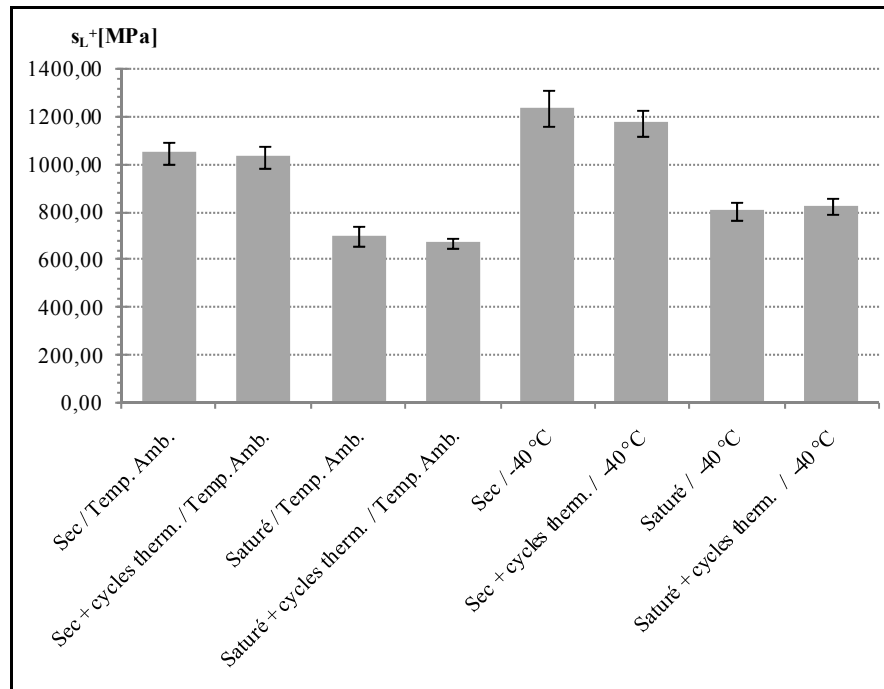


Figure 4.6 Résistance en traction longitudinale en fonction de la condition de test.

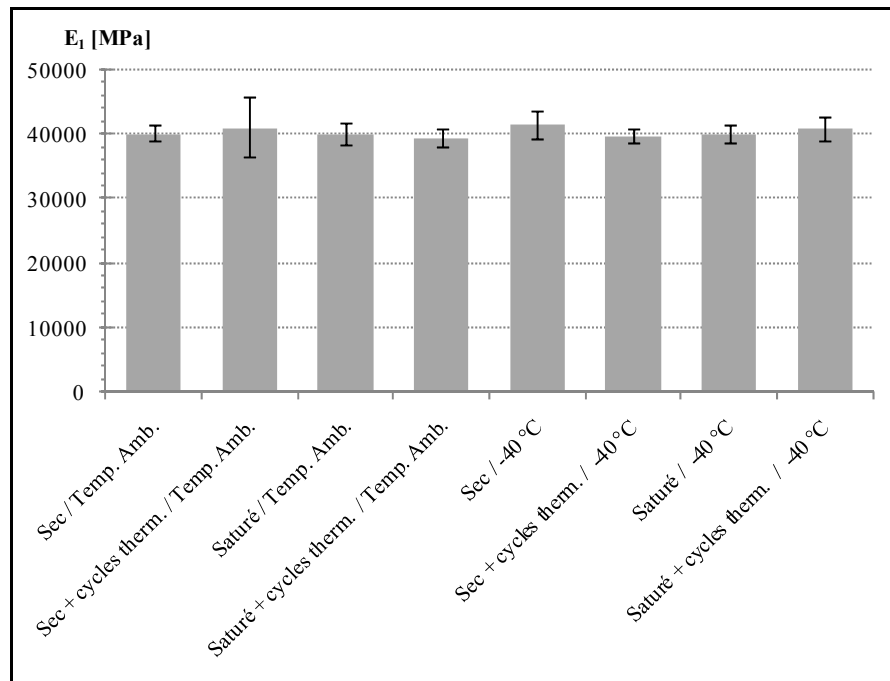


Figure 4.7 Module de rigidité longitudinal en fonction de la condition de test.

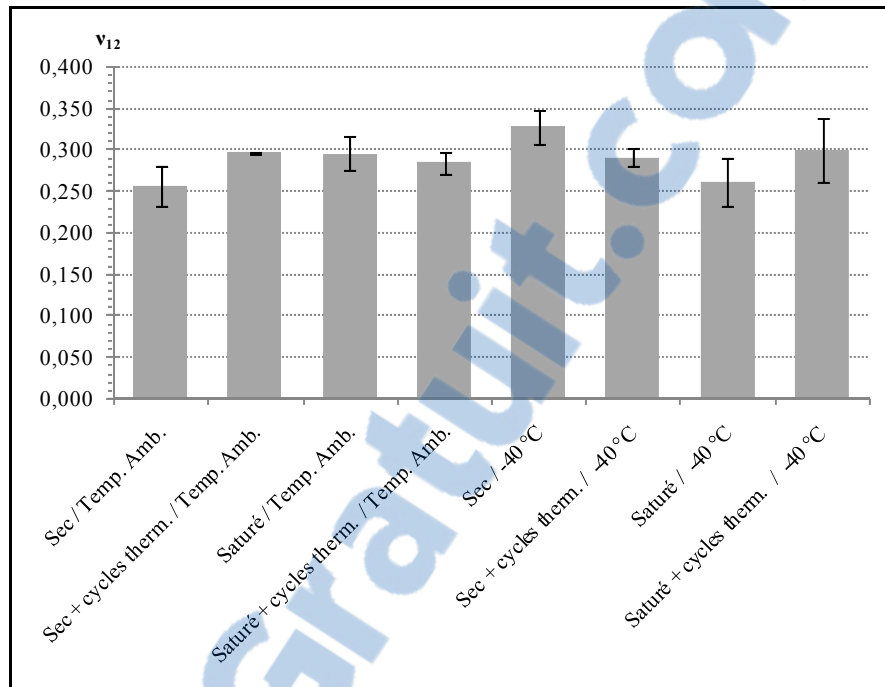


Figure 4.8 Coefficient de Poisson primaire en fonction de la condition de test.

Pour tous les essais de traction réalisés, la rupture s'est produite de manière explosive. Pour les éprouvettes humides, il y avait toutefois une tendance à initier la rupture au niveau des filaments transversaux de thermoplastique qui provoquait parfois une amorce latérale avant l'explosion de l'éprouvette. Ainsi pour les éprouvettes humides certains faisceaux de fibres étaient encore unis après la rupture, ce qui n'était pas observé sur les éprouvettes sèches. Les courbes contraintes/déformations de toutes les éprouvettes de traction sont présentées à la Figure 4.9 pour les essais à température ambiante et à la Figure 4.10 pour ceux à basse température.

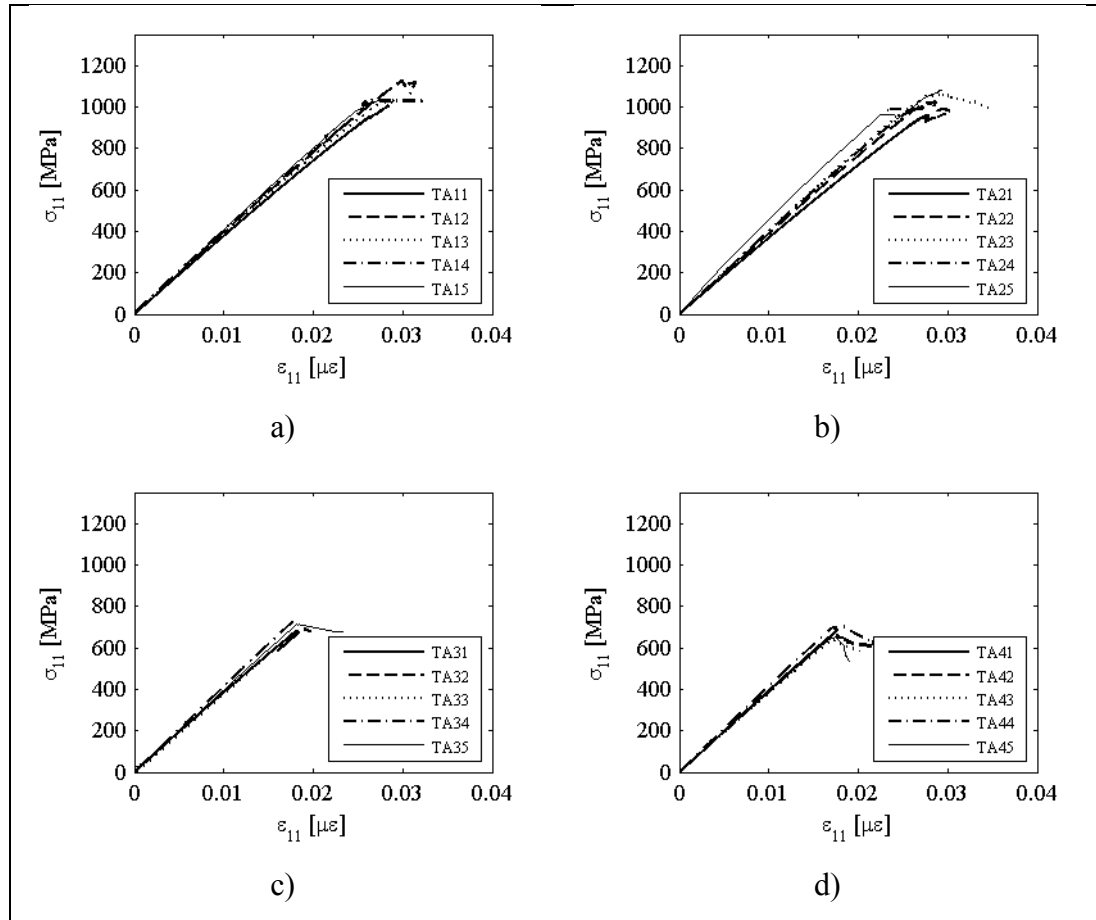


Figure 4.9 Courbes $\sigma - \varepsilon$ en traction à température ambiante.
a) éprouvettes sèches, b) éprouvettes sèches avec cycles thermiques,
c) éprouvettes saturées, d) éprouvettes saturées avec cycles thermiques.

Les courbes présentées à la Figure 4.9 montrent que la déformation du matériau est linéaire jusqu'à la rupture. De même, elles montrent bien que la rupture est plutôt fragile et que la condition humide engendre une forte baisse de résistance et d'élongation ultime.

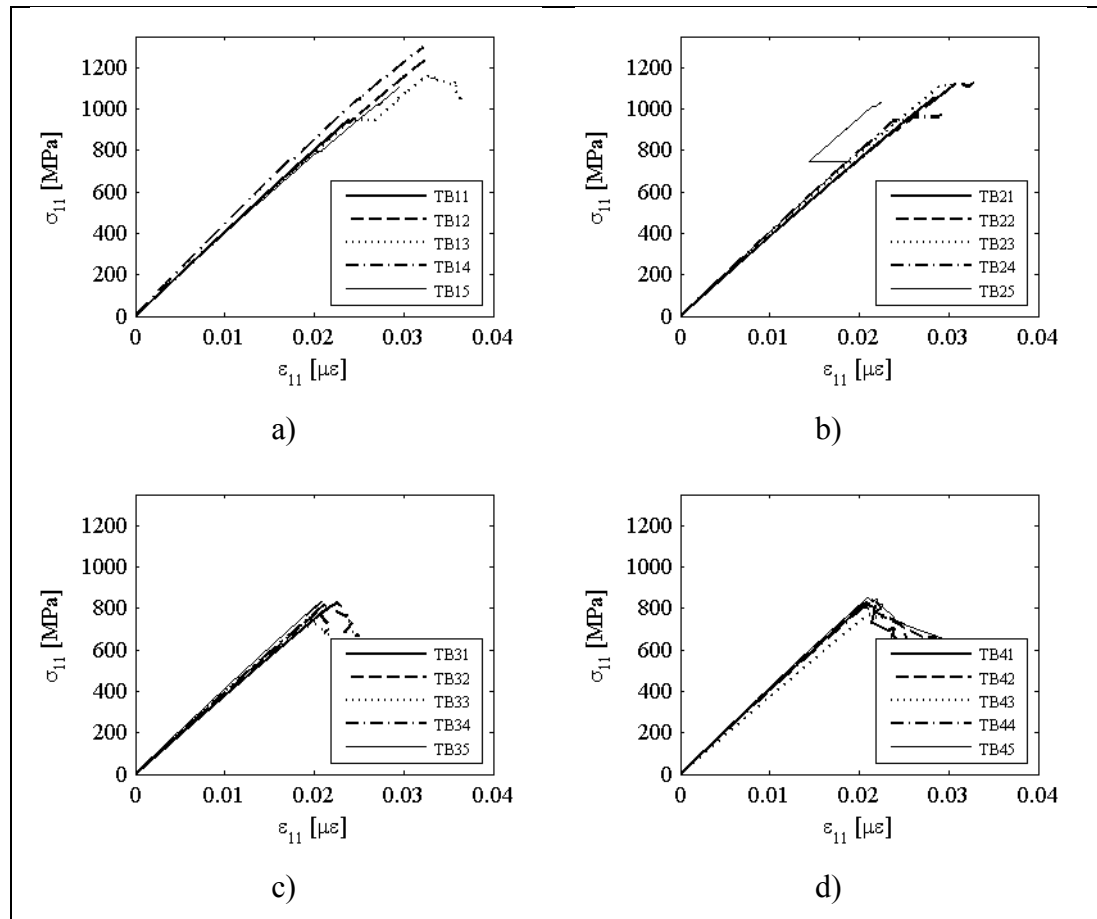


Figure 4.10 Courbes $\sigma - \varepsilon$ en traction à $-40\text{ }^{\circ}\text{C}$.

**a) éprouvettes sèches, b) éprouvettes sèches avec cycles thermiques,
c) éprouvettes saturées, d) éprouvettes saturées avec cycles thermiques.**

La Figure 4.10 montre que, comme pour les essais à température ambiante, les courbes de traction des éprouvettes testées à basse température présentent une forte linéarité jusqu'à la rupture. Les contraintes et déformations ultimes sont légèrement plus élevées qu'à température ambiante. Les détails des conditions des essais et des résultats expérimentaux pour chacune des éprouvettes sont fournis du Tableau II.1 au Tableau II.5.

4.5 Essai de compression

Les essais de compression sont réalisés selon la norme ASTM D 695 – 02a et dans les mêmes conditions que les essais de traction. Les résultats escomptés comprennent la résistance à la rupture (s_L^-), le module de rigidité (E_I^-) et le coefficient de Poisson (ν_{I2}).

Malheureusement, les éprouvettes se sont principalement brisées hors de la section de test ou en flambement. La Figure 4.11 montre la rupture typique par écrasement des extrémités obtenue lors des essais de compression. La mesure de résistance n'est donc pas fiable, mais les résultats sont tout de même présentés à titre indicatif. De plus, comme la section de test des éprouvettes est très petite, les jauges de déformation utilisées étaient minuscules et très fragiles. Par conséquent, malgré les précautions mises en œuvre pour les préserver, plusieurs jauges ont été endommagées.

Comme les essais de résistances ne donnaient pas des résultats acceptables, mais que la mesure des modules semblait relativement fiable, le nombre d'éprouvettes a été réduit à cinq par famille au lieu des huit initialement prévues. Les données obtenues sont présentées du Tableau 4.6 au Tableau 4.8.

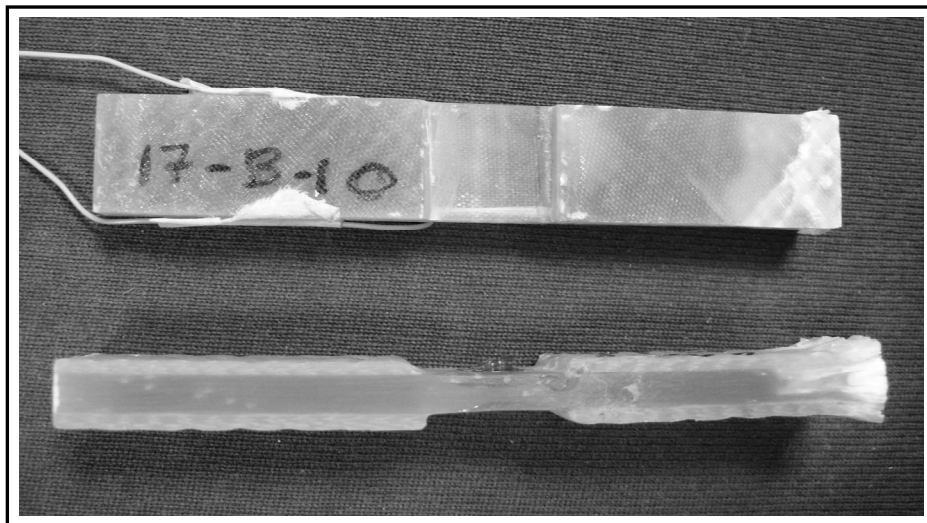


Figure 4.11 Rupture par écrasement des extrémités.

Tableau 4.6 Résistance longitudinale en compression

Identificateurs	Conditionnement / température de l'essai	s_L [Mpa]	Écart type [Mpa]	CV [%]
CA1	Sec / Temp. amb.	628,6	113,6	18,07
CA2	Sec + Cycles therm. / Temp. amb.	708,4	114,1	16,11
CA3	Saturé / Temp. amb.	504,3	155,3	30,79
CA4	Saturé + Cycles therm. / Temp. amb.	628,6	61,4	9,77
CB1	Sec / -40 °C	692,2	168,5	24,35
CB2	Sec + Cycles therm. / -40 °C	812,5	106,6	13,12
CB3	Saturé / -40 °C	455,1	135,5	29,77
CB4	Saturé + Cycles therm. / -40 °C	631,6	196,1	18,07

Tableau 4.7 Module de rigidité longitudinal en compression

Identificateurs	Conditionnement / température de l'essai	E_L [Mpa]	Écart type [Mpa]	CV [%]
CA1	Sec / Temp. amb.	45567	2708	5,94
CA2	Sec + Cycles therm. / Temp. amb.	49394	4854	9,83
CA3	Saturé / Temp. amb.	60718	8721	14,36
CA4	Saturé + Cycles therm. / Temp. amb.	46945	3744	7,98
CB1	Sec / -40 °C	50237	5789	11,52
CB2	Sec + Cycles therm. / -40 °C	50150	3499	6,98
CB3	Saturé / -40 °C	51757	4170	8,06
CB4	Saturé + Cycles therm. / -40 °C	46822	2432	5,19

Tableau 4.8 Coefficient de Poisson primaire en compression

Identificateurs	Conditionnement / température de l'essai	ν_{12}	Écart type	CV [%]
CA1	Sec / Temp. amb.	0,241	x	x
CA2	Sec + Cycles therm. / Temp. amb.	0,333	x	x
CA3	Saturé / Temp. amb.	x	x	x
CA4	Saturé + Cycles therm. / Temp. amb.	0,327	0,025	7,75
CB1	Sec / -40 °C	0,306	x	x
CB2	Sec + Cycles therm. / -40 °C	0,265	0,009	3,45
CB3	Saturé / -40 °C	x	x	x
CB4	Saturé + Cycles therm. / -40 °C	0,304	0,021	6,88

Les données pour la résistance et le module de rigidité sont aussi présentées sous forme graphique à la Figure 4.12 et à la Figure 4.13.

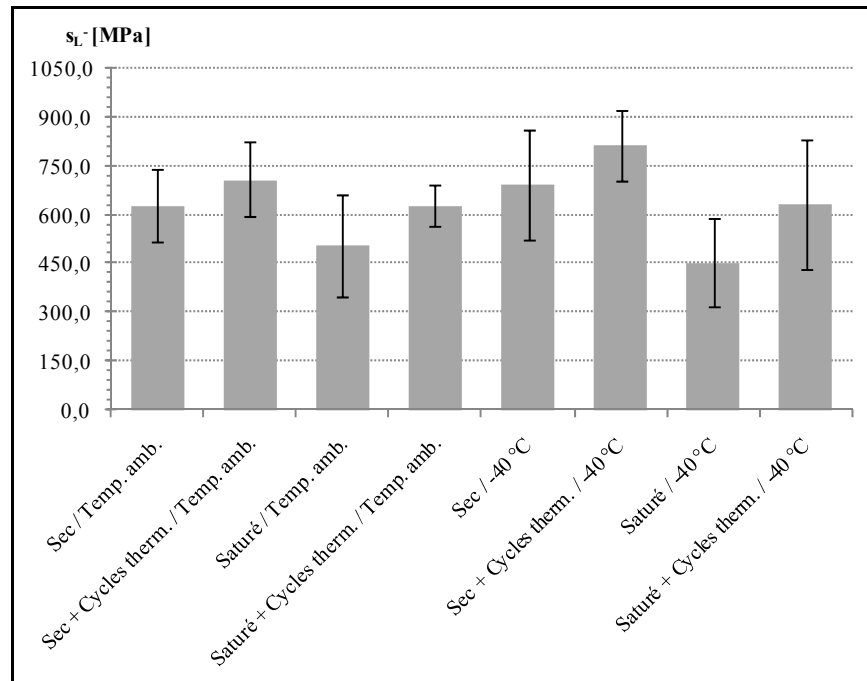


Figure 4.12 Résistance en compression longitudinale.

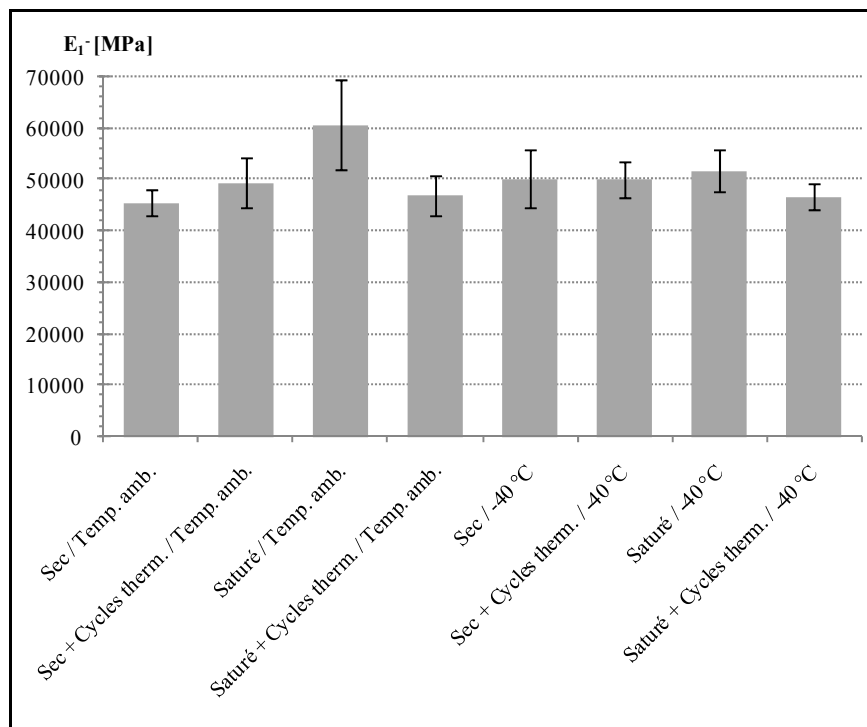


Figure 4.13 Module de rigidité en compression.

Les courbes de contraintes/déformations en compression sont présentées à la Figure 4.14, pour les essais à température ambiante et à la Figure 4.15 pour les essais à basse température. Les indicatifs j1 et j2 associés aux éprouvettes correspondent respectivement à la jauge principale et à la jauge secondaire, installées sur les faces opposées de la section de test.

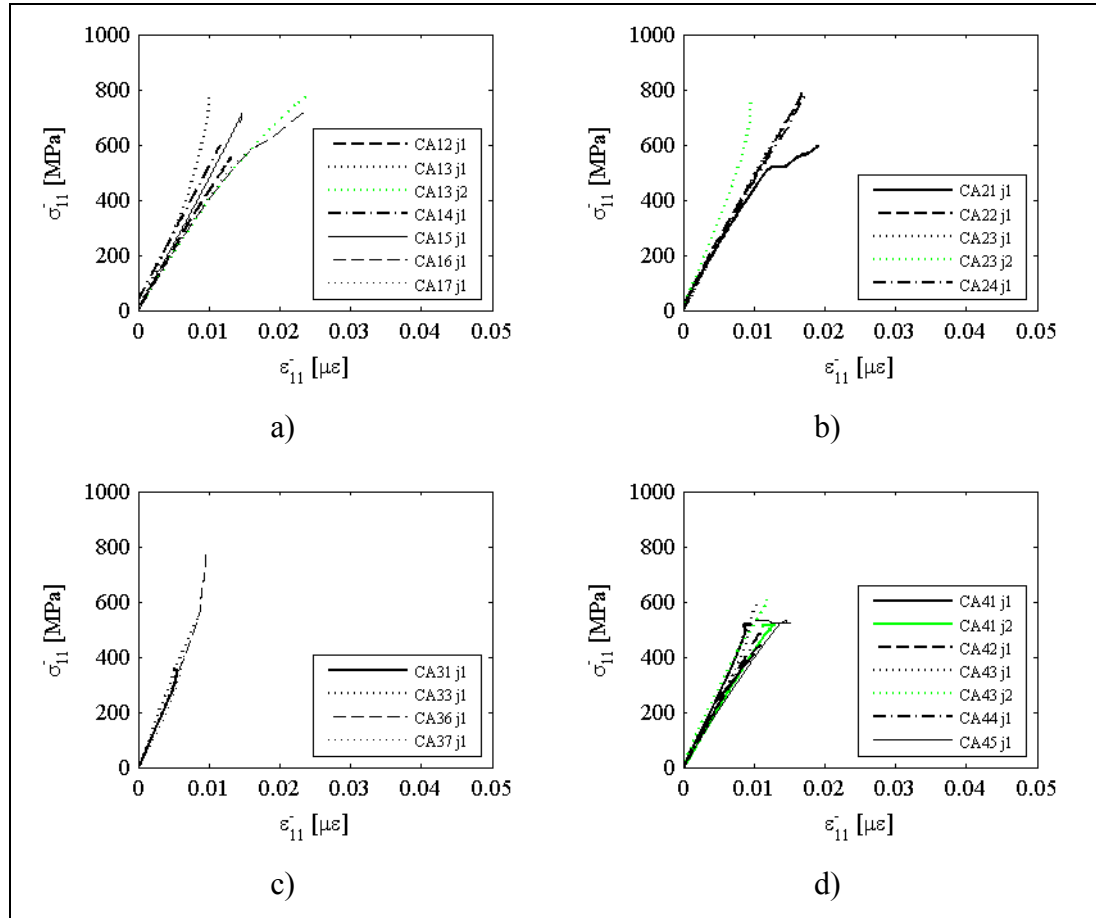


Figure 4.14 Courbes $\sigma - \varepsilon$ en compression à température ambiante.
a) éprouvettes sèches, b) éprouvettes sèches avec cycles thermiques,
c) éprouvettes saturées, d) éprouvettes saturées avec cycles thermiques.

Ces courbes montrent plusieurs phénomènes. D'abord, les comportements observés ne sont pas tous linéaires et il y a divergence entre les courbures obtenues pour différents essais. Cette remarque amène à la conclusion que plusieurs éprouvettes ont subi du flambement dans la section d'essai. On peut aussi remarquer que, même si elles sont aussi entrées en flambement, certaines éprouvettes testées à basse température se sont brisées à des contraintes légèrement supérieures à celles pour les essais à température ambiante. La

saturation provoque un effet très néfaste sur la résistance. Il faut toutefois se rappeler que les éprouvettes ne se sont pas rompues dans des modes de rupture acceptables et que les valeurs obtenues ne correspondent pas à la résistance ultime du composite en compression.

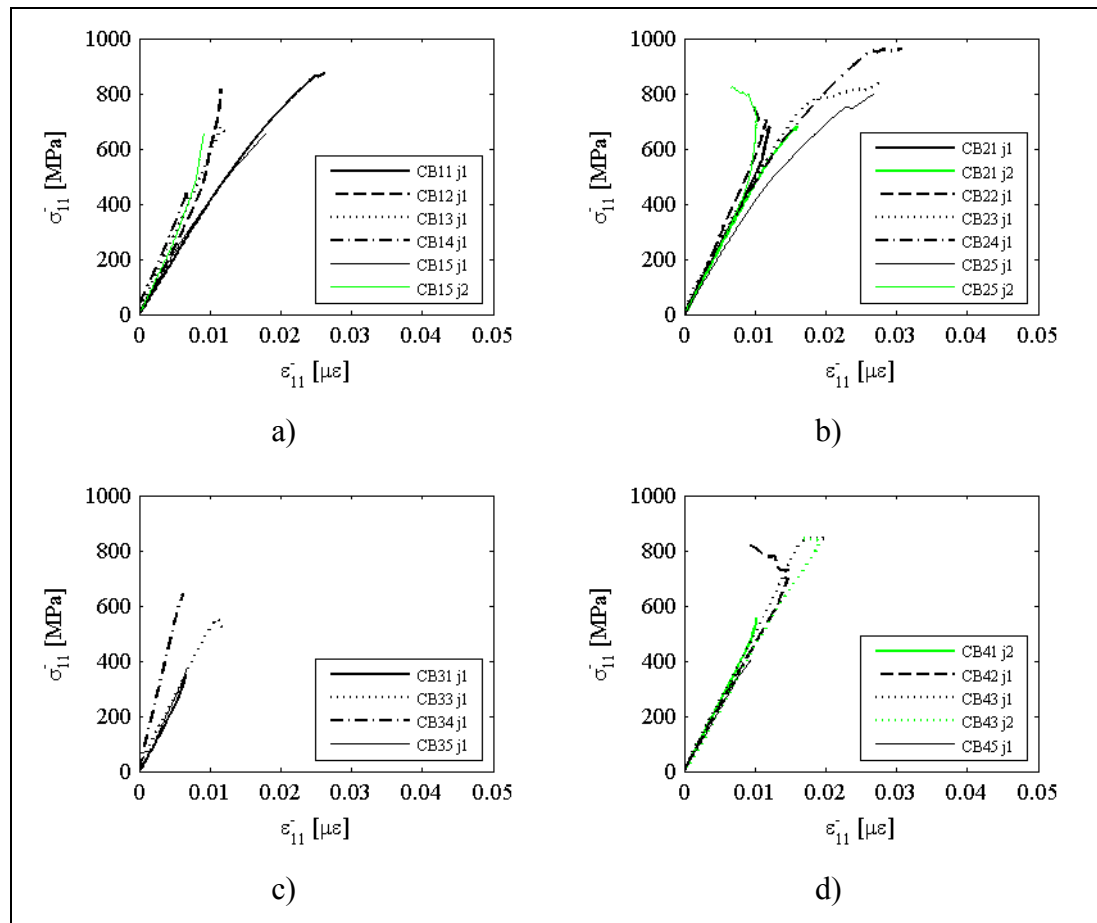


Figure 4.15 Courbes $\sigma - \varepsilon$ en compression à $-40\text{ }^{\circ}\text{C}$.

**a) éprouvettes sèches, b) éprouvettes sèches avec cycles thermiques,
c) éprouvettes saturées, d) éprouvettes saturées avec cycles thermiques.**

La description des éprouvettes, le détail des conditions d'essais et les résultats individuels sont fournis du Tableau III.1 au Tableau III.4, en Annexe.

4.6 Essai de flexion en poutre courte

Les essais de flexion en poutre courte sont réalisés selon la norme ASTM D 2344/2344M-00 (06), dans les huit conditions prévues. Cet essai permet d'évaluer

la résistance de la poutre courte et son mode de rupture. La résistance normalisée est obtenue par l'équation suivante :

$$F^{SBS} = 0,75 * \frac{P_m}{w * b} \quad (4.1)$$

avec :

F^{SBS} = résistance de la poutre courte [MPa];

P_m = charge maximale [N];

w = largeur de la poutre [mm];

b = épaisseur de la poutre [mm].

Les résultats obtenus pour les différentes conditions d'essais sont présentés à la Figure 4.16 et au Tableau 4.9.

Tableau 4.9 Résistance de la poutre courte en fonction de la condition d'essais

Identificateurs	Condition / température de l'essai	F^{SBS} [Mpa]	Écart type [Mpa]	CV [%]
SA1	Sec / Temp. amb.	51,53	2,16	4,19
SA2	Sec + Cycles therm. / Temp. amb.	53,86	1,16	2,16
SA3	Saturé / Temp. amb.	45,67	2,44	5,35
SA4	Saturé + Cycles therm. / Temp. amb.	42,33	1,01	2,39
SB1	Sec / -40 °C	65,59	2,17	3,31
SB2	Sec + Cycles therm. / -40 °C	69,36	3,69	5,31
SB3	Saturé / -40 °C	58,23	3,03	5,20
SB4	Saturé + Cycles therm. / -40 °C	62,51	2,12	3,39

Toutes les éprouvettes se sont rompues par cisaillement. Toutefois, pour certaines éprouvettes, cette rupture était suivie d'un bris des plis supérieurs par compression avant l'arrêt du test.

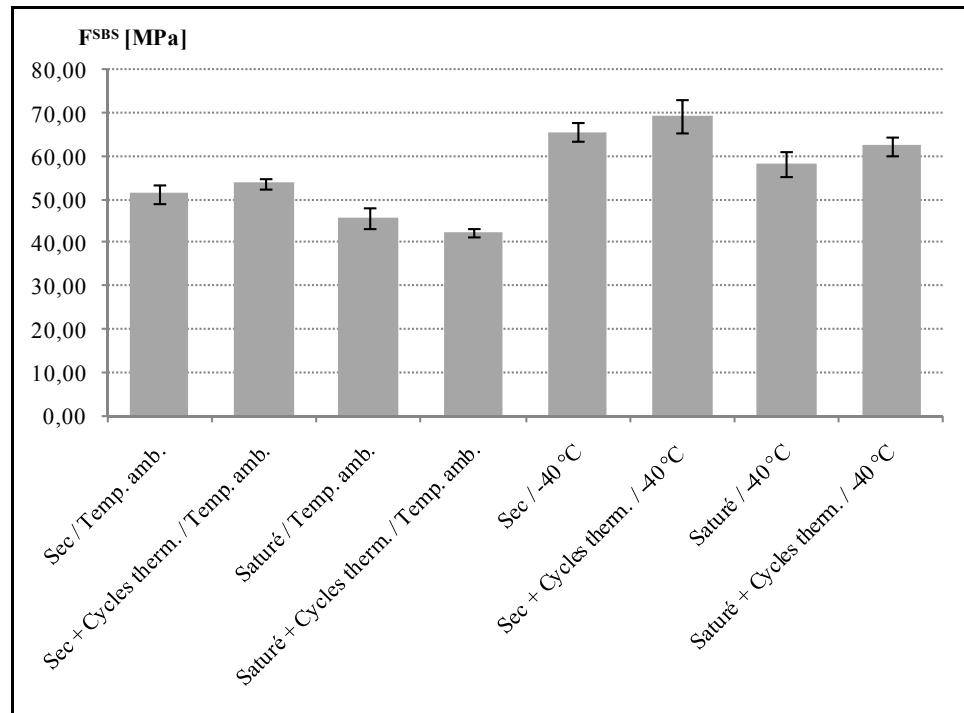


Figure 4.16 Résistance de la poutre courte en flexion (F^{SBS}) en fonction des conditions d'essais.

Les détails expérimentaux pour chacune des éprouvettes de l'essai sont présentés du Tableau IV.1 au Tableau IV.3, présentés en annexe.

4.7 Mesures de déformations lors des cycles de gel et dégel

Lors des cycles de gel et dégel, des mesures de déformations longitudinales et transversales ont été effectuées sur des éprouvettes provenant des plaques destinées à la fabrication des échantillons de compression. Il est à noter qu'en raison d'une erreur de manipulation, les déformations des huit premiers cycles de gel et dégel n'ont pas été enregistrées. De plus, sur chacune des deux éprouvettes, l'une des jauges a cessé de fonctionner adéquatement en cours d'expérience. Par conséquent, les mesures de déformations longitudinales proviennent d'une éprouvette et les mesures de déformations transversales proviennent de la seconde. La Figure 4.17 et la Figure 4.18 présentent respectivement les mesures de déformations longitudinales et transversales enregistrées pour les premiers cycles et les derniers cycles de 40 °C à -40 °C.

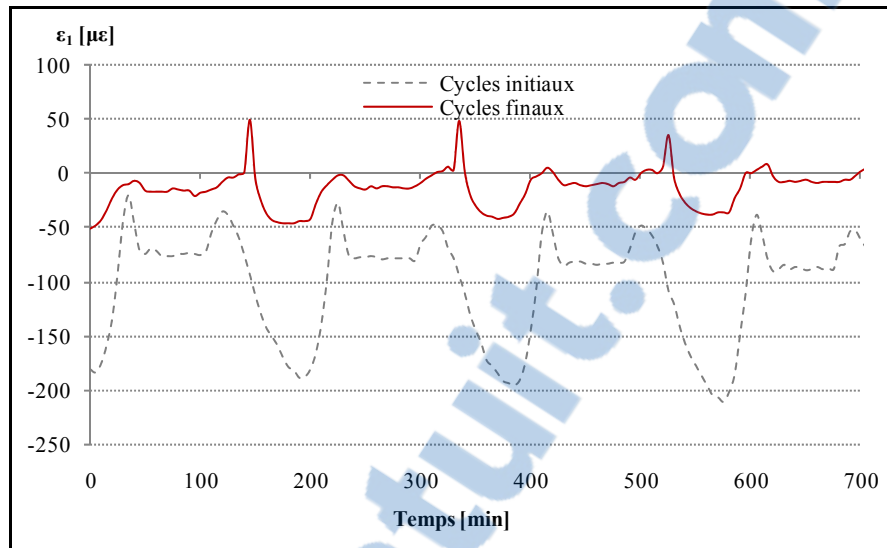


Figure 4.17 Déformations longitudinales en fonction du temps.

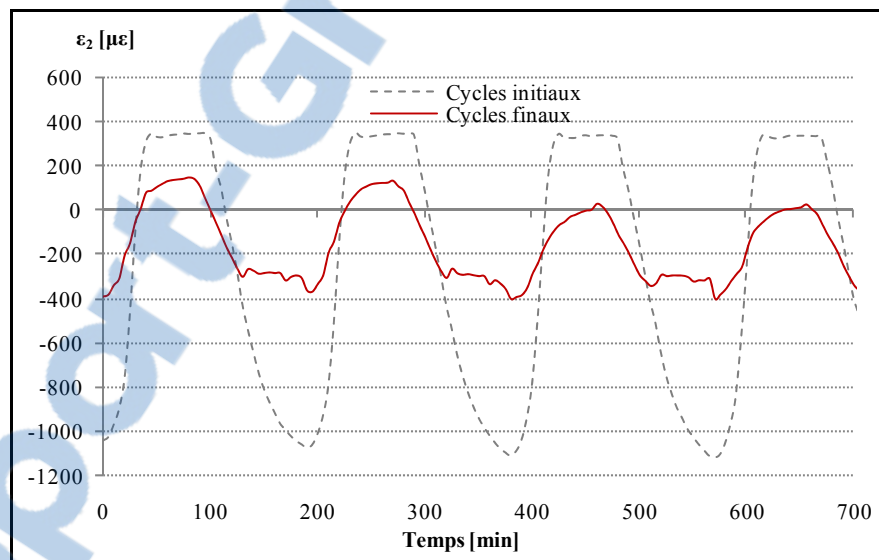


Figure 4.18 Déformations transversales en fonction du temps.

On y voit clairement que les déformations ont changé lors du conditionnement. Dans les deux directions, l'amplitude des déformations initiales est beaucoup supérieure à celle des déformations finales. De plus, la déformation moyenne est aussi altérée.

CHAPITRE 5

INTERPRÉTATION DES RÉSULTATS

5.1 Essai de pyrolyse

Pour un moulage par infusion sur des renforts unidirectionnels, un taux volumique de renforts de 50 % à 55 % est attendu. Les taux de constituants mesurés sont relativement uniformes d'un stratifié à l'autre avec un taux volumique de renforts d'approximativement 55 %. La seule plaque qui en dévie est celle destinée à l'essai de flexion en poutre courte, avec un taux de renfort de 61 %. Pour cette plaque, les échantillons de pyrolyse ont été prélevés en périphérie de la plaque plutôt qu'au centre. De plus, ils proviennent majoritairement de la section du moulage orienté vers la sortie de vide lors de l'infusion. Comme lors du moulage, un gradient de pression se forme entre l'entrée de résine, qui est approximativement à pression ambiante, et la pompe à vide, l'épaisseur et la compaction du stratifié varient dans la direction de l'infusion. Vers la sortie de vide, la pression sur le stratifié est plus élevée et la pièce est plus compactée, ce qui explique probablement la hausse du taux de constituants mesuré.

Le moulage par infusion produit habituellement des pièces ayant un taux de vide assez faible. Dans le cas présent, les mesures suggèrent un taux volumique de vide d'environ 1 %, ce qui est raisonnable. Par contre, la précision des mesures n'était pas tout à fait suffisante pour obtenir une évaluation précise de ce paramètre.

Notons que le taux de vide n'est pas une mesure directe puisqu'il est déterminé à partir des taux volumiques de renforts et de résine. Comme ces taux sont eux-mêmes évalués indirectement, par une conversion des mesures de taux massique à l'aide des densités, il y a la possibilité d'une accumulation d'erreur significative. Compte tenu des incertitudes et comme le taux de vide est normalement très faible, il est difficile d'avoir une évaluation précise de ce paramètre. Malgré tout, cette approche demeure préférable à des alternatives comme l'analyse micrographique pour l'évaluation des taux de constituants.

5.2 Micrographies

Les micrographies permettent de renforcer ou d'infirmer certaines hypothèses présentées pour expliquer les changements de propriétés mesurées. Les résultats des essais au microscope optique sont d'abord traités, suivis de ceux effectués au MEB.

5.2.1 Microscope optique

À l'exception de la région voisine d'un filament transversal, les micrographies présentées à la Figure 4.1 et à la Figure 4.3 montrent une imprégnation adéquate du composite avec peu de vides visibles. Toutefois, la Figure 4.1 a) et la Figure 4.3 a) montrent, que lors de la mise en forme, des bulles d'air peuvent être emprisonnées dans le composite, près des filaments transversaux en thermoplastique. Ces bulles d'air sont indésirables puisqu'elles peuvent affecter négativement la résistance du composite et permettre l'absorption d'eau sous forme liquide.

Les micrographies sur une éprouvette sèche ayant subi des cycles thermiques ne présentent pas de grandes porosités, mais on y dénote toutefois la présence de petits vides au sein des faisceaux de renforts. Cette éprouvette semble montrer un taux de compaction un peu plus faible que les éprouvettes M4 et M1 puisque les plis y sont un peu plus facilement distingués. Les cycles de gel et dégel ne semblent toutefois pas avoir causé d'endommagement important puisqu'aucune fissuration n'est évidente sur les observations effectuées.

Le conditionnement de l'éprouvette M4 ne semble pas avoir eu d'effet sur la microstructure du composite. Les images obtenues ne présentent pas de signes évidents d'une dégradation de la matrice ou de l'interface. La Figure 4.3 e) et f) montre que même au voisinage de porosité ayant pu contenir de l'eau sous forme liquide, il n'y a pas de signe de fissuration due à l'expansion lors du changement de phase. Cette observation montre que les cycles de gel et dégel en conditions saturées ne semblent pas avoir provoqué la fissuration de la matrice. L'absence de fissure autour des porosités indique que : soit la matrice a résisté aux

contraintes dues à l'expansion de l'eau gelée, soit les porosités ne contenaient pas d'eau liquide en quantité suffisante pour poser un problème lors de la solidification.

5.2.2 Microscope électronique à balayage

Les observations au microscope électronique à balayage sont effectuées dans le but de qualifier la qualité de l'interface et le mode de rupture des éprouvettes de flexion en poutre courte. Les images présentées à la Figure 4.4 et à la Figure 4.5 montrent clairement que, pour toutes les conditions d'essai, le mode de rupture principal est la décohésion de l'interface. Cette conclusion est évidente en raison de la surface complètement propre des renforts, de l'emprunte nette de ces derniers dans la matrice et du très faible nombre de fibres brisées.

Toutefois, la taille et le nombre de fragments de résine changent d'une condition à l'autre, suggérant qu'un changement s'opère au niveau du comportement de la matrice et de l'interface. Ainsi, les conditions sèches semblent présenter une meilleure adhésion que les conditions humides et une détérioration de l'interface après les cycles thermiques est soupçonnée.

Par ailleurs, les micrographies présentées montrent bien que le taux de renfort des pièces est élevé et très peu de porosités ont été détectées dans le matériau.

5.3 Séchage et saturation

Le conditionnement des éprouvettes s'est avéré laborieux puisque le maintien des conditions stabilisées est difficile. Par exemple, les éprouvettes séchées, même ensachées sous vide, ont pu réabsorber un peu d'humidité par diffusion à travers le sac.

Aussi, la différence d'absorption entre les types d'éprouvettes provoque une certaine incertitude. Par contre, comme la résine utilisée pour les talons était différente de celle utilisée pour les éprouvettes et que la colle des talons peut aussi absorber de l'eau, le gain de masse utilisé en référence est celui des éprouvettes ILSS, qui sont dépourvues de talons.

Il est aussi important de noter que, malgré que l'état d'absorption des éprouvettes ait été stabilisé selon la norme, les éprouvettes ont pu absorber une quantité d'eau additionnelle significative. Par conséquent, bien que le terme de saturation soit utilisé pour identifier la condition humide testée, il est possible que la saturation réelle du composite soit à un gain de masse plus élevé.

Les mesures d'humidité absorbée effectuées avant l'application des cycles thermiques correspond bien à un modèle Fickien avec un gain de masse initial approximativement linéaire puis une stabilisation. Toutefois, une longue période s'est écoulée entre la dernière mesure après avoir atteint le critère de saturation de la norme ASTM et la pesée finale après les cycles thermiques. Entre un gain de masse de 0,2 % et 0,4 %, il est donc impossible de déterminer si l'absorption suivait toujours le modèle Fickien.

Compte tenu du taux de renfort élevé, avec un w_f d'environ 75 %, le taux d'humidité absorbé dans la résine est d'environ 1,6 %. Cette valeur est raisonnable pour une matrice époxy étant donné que les résinesaturent généralement en humidité entre 2 % et 4 % massique (Gibson, 2007).

5.4 Essais de traction

Cette section présente les interprétations tirées des résultats présentés au chapitre 4. Quelques considérations générales sur les valeurs obtenues sont d'abord présentées. Les effets des cycles de gel et dégel, du froid et de l'humidité sont ensuite présentés. Finalement, une comparaison avec les modèles théoriques est entreprise.

Avant de passer à l'analyse des effets environnementaux sur le composite, quelques remarques générales sur les résultats peuvent être formulées. Premièrement, il est important de noter que les mesures du coefficient de Poisson n'ont été faites que sur trois spécimens par familles. Les barres d'écart type présentées à la Figure 4.8 doivent donc être utilisées avec

réserve puisque l'essai montre une variabilité significative et que le nombre d'éprouvettes est restreint.

Les courbes de contraintes déformations présentées à la Figure 4.9 et à la Figure 4.10 montrent que les éprouvettes testées présentent un comportement linéaire jusqu'à la rupture. Toutefois, les éprouvettes saturées et soumises aux cycles de température ont une rupture plus graduelle que celles des autres conditions. Cette différence pourrait être le résultat d'une réduction de la qualité de l'interface ou des propriétés de la matrice. Ainsi, la rupture explosive serait précédée d'une décohésion locale entre les renforts et la matrice, résultant ultimement en une rupture explosive.

Finalement, les modes de rupture sont similaires pour toutes les conditions, mais les éprouvettes humides présentaient davantage de fibres toujours regroupées en faisceau après la rupture explosive. Ce phénomène s'explique probablement par l'effet plastifiant de l'humidité sur la résine.

5.4.1 Effets des cycles de gel et dégel sur les propriétés en traction

Les résultats des essais de traction effectués offrent beaucoup d'information sur les effets hygrothermiques à basse température. D'abord le Tableau 5.1 présente les valeurs des propriétés mécaniques après les 100 cycles de gel et dégel entre 40 °C et -40 °C, normalisées par rapport à la condition n'ayant pas subi de cycles thermiques.

Tableau 5.1 Effet des cycles de gel et dégel sur s_L^+ , E_I et ν_{I2}

Conditions	$s_L^+ \text{ cycles} / s_L^+$	$E_I \text{ cycles} / E_I$	$\nu_{I2} \text{ cycles} / \nu_{I2}$
Sec / Temp. amb.	0,983	1,024	1,160
Saturé / Temp. amb.	0,959	0,988	0,961
Sec / -40 °C	0,951	0,958	0,886
Saturé / -40 °C	1,027	1,020	1,145

La résistance en traction et le module de rigidité ne présentent que des variations de l'ordre de 2 % à 5 % et le coefficient de Poisson de 5 % à 14 %. Comme les mesures présentent des écarts types comparables aux variations obtenues dans les résultats, les cycles de gel et dégel n'ont pas montré d'effets significatifs sur les propriétés mécaniques étudiées lors de l'essai. Cette constatation n'exclut toutefois pas le fait que des microfissures aient pu se former dans la matrice ou que l'interface soit endommagée, car la résistance en traction des composites, de même que les caractéristiques élastiques dans la direction principale, sont des propriétés principalement déterminées par les renforts. Ainsi, les propriétés transversales, la ténacité ou la résistance en fatigue pourraient être modifiées par les cycles de gel et dégel imposés sans que cela affecte les propriétés mesurées par le protocole expérimental effectué.

5.4.2 Effets du froid sur les propriétés en traction

Les basses températures ont, quant à elles, provoqué un changement plus marqué de certaines des propriétés mesurées. Le Tableau 5.2 présente les propriétés mécaniques moyennes mesurées à -40 °C, normalisées par rapport à la même propriété mesurée à température ambiante.

Tableau 5.2 Effets de la basse température sur s_L^+ , E_I et ν_{I2}

Conditions	$s_L^+ -40^\circ\text{C} / s_L^+ \text{T.amb.}$	$E_I -40^\circ\text{C} / E_I \text{T.amb.}$	$\nu_{I2} -40^\circ\text{C} / \nu_{I2} \text{T.amb.}$
Sec	1,177	1,032	1,282
Saturé	1,138	0,966	0,979
Sec + cycles	1,151	1,000	0,884
Saturé + cycles	1,233	1,033	1,054

Dans le cas de la résistance en traction, une amélioration de 14 % à 23 % est observée à -40 °C. Cette observation vient corroborer l'hypothèse de base selon laquelle le renforcement de la matrice provoqué par une baisse de température améliore la résistance d'un composite.

L'effet des basses températures sur le module de rigidité longitudinal est toutefois négligeable puisque les différences produites sont clairement à l'intérieur de la dispersion des

résultats. De même, bien que la variation du coefficient de Poisson soit marquée pour certaines conditions, elle ne semble pas significative compte tenu de la variabilité des mesures et du fait que le comportement varie d'une condition à l'autre. Ainsi, à basse température, l'humidité ferait diminuer le coefficient de Poisson avant l'exposition à des cycles thermiques, mais le ferait augmenter si des cycles de gel et dégel sont appliqués. Par contre, les cycles thermiques sans humidité feraient chuter ν_{12} . Un tel comportement semble plutôt relié à l'imprécision et au nombre restreint de mesures effectuées qu'à un comportement physique réel.

5.4.3 Effets de l'humidité sur les propriétés en traction

Le Tableau 5.3 présente le rapport des propriétés mesurées sur les éprouvettes saturées normalisées par la propriété de l'éprouvette sèche.

Tableau 5.3 Effets de l'humidité sur s_L^+ , E_I et ν_{12}

Conditions	$s_L^+ \text{ saturé} / s_L^+ \text{ sec}$	$E_I \text{ saturé} / E_I \text{ sec}$	$\nu_{12} \text{ saturé} / \nu_{12} \text{ sec}$
Temp. amb.	0,667	0,997	1,154
Cycles / Temp. amb.	0,651	0,962	0,956
-40 °C	0,653	0,966	0,796
Cycles / -40 °C	0,705	1,028	1,029

La présence d'humidité absorbée dans le composite montre un effet marqué sur la résistance du composite testé. Pour toutes les combinaisons de conditionnement et de condition d'essai, les éprouvettes saturées ont présenté une résistance diminuée de 30 % à 35 %. Cette réduction de la résistance peut provenir de la diminution de la résistance de la résine, de la dégradation de l'interface et des contraintes résiduelles provoquées par le gonflement de la résine. Le module de rigidité longitudinal n'a pas été affecté de manière significative par la saturation du composite. Comme précédemment, la variabilité des mesures sur le coefficient de Poisson ne permet pas de statuer sur l'effet de l'humidité.

5.4.4 Comparaison avec les modèles théoriques

Les résultats obtenus décrivent un comportement qui s'écarte significativement des prédictions effectuées à l'aide du modèle de Chamis. Ainsi, ce modèle prévoit que, dans le cas où la déformation maximale de la matrice est inférieure à celle de la fibre, la résistance en traction d'un composite n'est pas affectée significativement par une température de $-40\text{ }^{\circ}\text{C}$. Toutefois, les essais effectués montrent une hausse marquée de la résistance, ce qui serait plutôt en accord avec la théorie présentée pour les composites ayant des fibres qui se brisent avant la matrice. Par contre encore une fois, le modèle prédirait une variation de l'ordre de 3 % alors que celle obtenue est de loin supérieure avec une amélioration allant jusqu'à 23 %. Pour ce qui est du module de rigidité longitudinal, le modèle de Chamis propose des variations d'environ 3 % pour les conditions testées, ce qui est à l'intérieur des incertitudes des essais effectués. Rappelons aussi que ce modèle ne prévoit pas de modifications du coefficient de Poisson. De même, le modèle de Chamis sous-estime largement la détérioration due à la présence d'humidité.

Les effets d'une synergie entre les conditions froides, humides et les cycles de gel et dégel ne sont pas évidents dans les résultats obtenus. D'abord, comme les cycles n'ont pas montré d'effets significatifs, ils sont dès lors exclus d'une synergie possible. Ensuite, la combinaison d'humidité et de froid semble avoir des effets tout à fait comparables avec les résultats ne présentant qu'une seule de ces conditions.

Les résultats obtenus sont aussi en opposition avec ceux de Dutta, selon lesquels les composites unidirectionnels sont les plus sensibles à l'exposition à basse température et présenteraient une diminution de leurs résistances de l'ordre de 20 %. Cette constatation met en évidence la dépendance importante reliant la nature des constituants et le comportement hygrothermique du composite. Ainsi, bien qu'il s'agisse de composite verre/époxy dans les deux cas, les travaux de Dutta utilisent du verre S2, contrairement au verre E utilisé ici. De plus, la nature de l'époxy et des ensimages est possiblement différente.

5.5 Essai de compression

L'essai de compression s'est avéré beaucoup moins concluant que prévu en raison des difficultés rencontrées pour obtenir un mode de rupture acceptable. En effet, la majorité des ruptures se sont produites à l'extérieur de la section de test de l'éprouvette. Principalement, les bouts des échantillons ont éclaté prématurément ou les éprouvettes se sont rompues en flambage. Malgré tout, les mesures de déformations effectuées permettent d'évaluer le module de rigidité des éprouvettes et quelques données sont disponibles pour le coefficient de Poisson. Notons que, suite aux problèmes rencontrés avec les deux groupes d'éprouvettes témoins, le nombre d'essais a été réduit à cinq éprouvettes par familles pour les groupes de test restants. Cette décision a été prise puisque la mesure des modules est normalement stable par rapport à la mesure de la résistance en compression et que, comme cette dernière n'était pas mesurée correctement pour les groupes de référence, il était inutile de viser à obtenir des données très précises pour le reste des essais.

Tableau 5.4 Effet des conditions sur le module de rigidité en compression

Conditions	$E_{I \text{ cycles}}/E_I$	Conditions	$E_{I -40^\circ\text{C}}/E_{I \text{ T}_{\text{amb.}}}$	Conditions	$E_{I \text{ saturé}}/E_{I \text{ sec}}$
Sec/ $T_{\text{amb.}}$	1,08	Sec	1,10	$T_{\text{amb.}}$	1,33
Saturé/ $T_{\text{amb.}}$	0,77	Saturé	1,02	Cycles/ $T_{\text{amb.}}$	0,95
Sec/ -40°C	1,00	Sec+cycles	0,85	-40°C	1,03
Saturé/ -40°C	0,90	Saturé+cycles	1,00	Cycles/ -40°C	0,93

Les résultats présentés au Tableau 5.4 montrent des variations importantes des propriétés mesurées en fonction des conditions d'essai. Par contre, la variabilité des résultats, visible à la Figure 4.14 et à la Figure 4.15, indique un manque de précision dans les mesures. De plus, les modules de rigidité mesurés sont environ 20 % supérieurs à ceux mesurés en traction. Comme les éprouvettes des deux groupes ont des taux de renforts similaires, cette différence est inattendue. En effet, les caractéristiques élastiques devraient être les mêmes en traction et en compression. Il est possible que cet accroissement du module provienne d'une force de friction trop importante dans le support utilisé pour l'essai (voir Figure 2.3). Cette friction peut être une conséquence du fini de surface trop rugueux du support, de la pression de

serrage du gabarit ou de déformation thermiques du support et de l'éprouvette. Compte tenu des problèmes rencontrés lors des essais et des incertitudes importantes, les variations des résultats ne sont donc pas considérées significatives.

Malgré tout, quelques conclusions préliminaires peuvent être émises avec les résultats obtenus, mais sous réserve d'être vérifiées lors de travaux ultérieurs. D'abord, on remarque que, bien que les ruptures ne se soient pas produites par compression pure, les résistances mesurées sont toutes supérieures aux prédictions présentées au Tableau 3.2. De plus, le Tableau 4.6 montre que les éprouvettes sèches semblent présenter une amélioration de la résistance à basse température et que les cycles de gel et dégel auraient un effet favorable pour la résistance en compression. Finalement, les cycles de gel et dégel semblent avoir affecté négativement le module de rigidité, ce qui suggère une dégradation importante de la matrice.

Les difficultés rencontrées lors des essais peuvent être le résultat de plusieurs paramètres. Premièrement, les éprouvettes et le montage de l'essai ASTM D 695 – 02a doivent avoir des tolérances très serrées. Les équipements disponibles à l'ETS n'ont pas permis de respecter ces tolérances, ce qui peut produire des concentrations de contraintes indésirables dans le bout des éprouvettes. Deuxièmement, le fini de surface du bout des éprouvettes doit être très fin pour éviter les amorces et la séparation des renforts lors de l'application du chargement. Bien que les bouts aient été finis avec du papier abrasif de grain 180, certaines éprouvettes portaient de légères marques d'échauffement et le fini de surface obtenu n'était probablement pas suffisamment fin pour assurer l'intégrité des éprouvettes. Troisièmement, les talons installés sur les éprouvettes provenaient des mêmes laminés que les talons de tension. Par conséquent, ils étaient relativement minces et constitués de plis à $\pm 45^\circ$. Ils n'étaient donc probablement pas assez rigides, ni assez épais pour reprendre une part importante du chargement et n'ont pas suffi pour prévenir l'éclatement du bout des éprouvettes. Finalement, l'élancement des éprouvettes, bien qu'il ait correspondu aux exigences de la norme, s'est avéré trop important puisque des ruptures par flambage ont aussi été observées. Les courbes de compression présentées à la Figure 4.14 et à la Figure 4.15 montrent bien la dispersion des

mesures au sein d'une même famille ou de familles différentes. Les courbes divergentes sont aussi un indice de la forte tendance au flambement lors de l'essai. Un autre facteur ayant pu favoriser le flambement est, encore une fois, la qualité de l'usinage des éprouvettes. En effet, des problèmes de perpendicularité pourraient avoir contribué à l'initiation du flambage en n'assurant pas une distribution uniforme de la charge sur l'éprouvette.

5.6 Essai de flexion en poutre courte

De prime abord, les résultats présentés à la Figure 4.16 montrent que les conditions d'humidité et de température influencent la résistance de la poutre courte de manière significative. Afin de faire ressortir les variations sur F^{SBS} , les résultats sont normalisés par rapport à la condition non soumise aux cycles thermiques, par rapport aux résultats à température ambiante puis par rapport à la condition sèche. Ces informations sont respectivement présentées au Tableau 5.5, au Tableau 5.6 et au Tableau 5.7.

En ce qui a trait aux modes de ruptures, toutes les éprouvettes se sont rompues par cisaillement interlaminaire. Certaines éprouvettes ont aussi présenté un second mode de rupture par compression sur la face supérieure mais après le début de la rupture par cisaillement. De plus, comme tous les groupes de test contenaient des échantillons ayant subi de rupture secondaire, cet élément ne sera pas considéré dans l'analyse. Finalement, comme toutes les éprouvettes se sont rompues par cisaillement, le mode de rupture ne permet pas de conclure qu'il y a eu une modification du comportement dû au conditionnement ou à la température.

5.6.1 Effets des cycles de gel et dégel sur la résistance en flexion de la poutre courte

Les cycles de gel et dégel ne montrent pas d'effets très forts, mais il semble que, pour toutes les conditions ayant subi ces cycles à l'exception de la condition saturée et testée à température ambiante, il y ait une légère amélioration de F^{SBS} . Les cycles de gel et dégel ont donc un effet contradictoire en fonction de la présence ou de l'absence d'humidité absorbée.

Tableau 5.5 Effet des cycles de gel et dégel sur F^{SBS}

Condition de l'essai	F^{SBS} cycles / F^{SBS}
Sec / Temp. amb.	1,045
Saturé / Temp. amb.	0,927
Sec / -40 °C	1,057
Saturé / -40 °C	1,074

En comparant les résultats présentés au Tableau 5.5, on voit que pour les deux conditions sèches, la résistance de la poutre courte s'est améliorée d'environ 5 %. Toutefois pour la condition saturée, les essais à température ambiante verraient la résistance réduite d'environ 7 % alors que les essais à -40 °C montreraient une amélioration de 7 %. Considérant que ces écarts sont relativement faibles, qu'ils sont du même ordre de grandeur que les coefficients de variation des résultats et que le comportement après l'application des cycles thermiques est contradictoire, cette étude ne permet pas de conclure avec certitude que ces variations sont significatives.

Toutefois, s'il y a bel et bien un changement des propriétés suite aux cycles de gel dégel, l'amélioration de la résistance de la poutre courte, pour l'état anhydre, pourrait s'expliquer par une poursuite de la polymérisation favorisée par les périodes à haute température des cycles de gel et dégel. Dans le cas des cycles thermiques subis par les éprouvettes humides, il est possible qu'une dégradation « irréversible » de la résine soit induite par le conditionnement, mais que celle-ci soit compensée par l'amélioration des propriétés de la matrice à basse température.

5.6.2 Effets du froid sur la résistance en flexion de la poutre courte

Selon le Tableau 5.6, la température provoque un changement important de F^{SBS} avec une hausse allant jusqu'à 47,7 % pour la condition saturée et exposée aux cycles de température. Bien que plus modeste, l'augmentation de la résistance pour les autres conditions demeure tout de même significative avec une augmentation de F^{SBS} d'au moins 27 %. Cette amélioration de la résistance du composite peut s'expliquer par la théorie du renforcement de

la matrice présentée au chapitre 1. En effet, le facteur de rétention de propriété F calculé pour une température de -40 °C est de 1,58, ce qui correspond à une amélioration notable des propriétés de la matrice et, par conséquent, des propriétés du composite influencées par celle-ci.

Tableau 5.6 Effet de la température sur F^{SBS}

Condition de l'essai	$F^{SBS} -40\text{°C} / F^{SBS} \text{ T.amb.}$
Sec	1,273
Saturé	1,288
Sec + cycles	1,275
Saturé + cycles	1,477

5.6.3 Effets de l'humidité sur la résistance en flexion de la poutre courte

Tel que suggéré par la littérature, la présence d'humidité absorbée dégrade les propriétés mécaniques du composite. Ce mécanisme est relativement bien connu et s'explique par un gonflement de la matrice qui crée des contraintes dans le composite ainsi que par une réduction des caractéristiques élastiques et de la résistance de cette dernière. Comme la résistance de la poutre courte est principalement dictée par la résistance au cisaillement interlaminaire et que cette propriété du composite est dominée par la résistance de la matrice et par la qualité de l'interface avec le renfort, il est normal que la diminution soit marquée.

Tableau 5.7 Effet de l'humidité absorbée sur F^{SBS}

Condition de l'essai	$F^{SBS} \text{ saturé} / F^{SBS} \text{ sec}$
Temp. amb.	0,886
Cycles / Temp. amb.	0,786
-40 °C	0,888
Cycles / -40 °C	0,901

Les éprouvettes saturées ayant subi des cycles de gel et dégel puis testées à température ambiante montrent la plus grande dégradation de F^{SBS} . En effet, pour cette condition, la

détérioration excède 20 % alors qu'elle n'est que de 10 % -11 % dans les autres conditions. Cette remarque porte à croire que les éprouvettes humidifiées et cyclées thermiquement subiraient des changements structuraux permanents, mais qui pourraient être compensés par un milieu froid.

5.6.4 Comparaison avec le modèle théorique

Par rapport à la formulation théorique, la résistance mesurée pour la condition sèche à température ambiante est assez près de la résistance prédite avec une erreur de 7 % seulement. Toutefois, l'expérience montre que, bien que la température influence fortement la résistance, la prédiction excède largement la réalité. En effet, la théorie prédit une amélioration de 65 %, contre les 27 % mesurés en réalité. La prédiction pour les effets de l'humidité est quant à elle assez près de la réalité avec une réduction prédite de 14 % contre les 12 % mesurés. La différence excède légèrement ce qui est prévu, car le facteur de rétention F calculé pour la condition humide est de 0,95, donc une dégradation de l'ordre de 5 %.

Encore une fois, la synergie entre les effets de la température et de l'humidité n'est pas évidente dans les résultats obtenus. Les données de résistance sèches ou saturées sont tout à fait comparables pour les résultats des éprouvettes n'ayant pas subi de cycle de gel et dégel.

Rappelons que la résistance au cisaillement de la résine utilisée pour ce calcul est une estimation et que la précision de la résistance prédite est ainsi limitée.

5.7 Mesures de déformations lors des cycles de gel et dégel

Les mesures de déformations lors des cycles de gel et dégel, présentées à la Figure 4.17 pour la direction longitudinale et à la Figure 4.18 pour la direction transversale, montrent clairement que le comportement change entre le début et la fin du conditionnement. Toutefois, ces mesures seules ne permettent pas de déterminer l'origine de cette altération.

Pour les deux directions principales, au début des cycles de gel et dégel, l'amplitude des déformations est supérieure à celles mesurées lors des derniers cycles. De plus, la déformation moyenne augmente.

Deux hypothèses peuvent être posées pour expliquer ce phénomène. La première, les jauges installées ont été abîmées par les cycles de gel/dégel et l'humidité lors du conditionnement. Deuxièmement, le comportement du matériau est altéré.

Si la seconde hypothèse est avérée, la modification du comportement pourrait être le résultat d'une altération à l'échelle microscopique. Ce changement aurait pour effet de modifier sa réaction aux chargements hygrothermiques. Toutefois, les micrographies exécutées sur cette éprouvette ne montrent pas de changement physique sur la microstructure. Par conséquent, il se peut que le changement soit de nature chimique ou se soit opéré à une échelle inférieure à ce qui est détectable au microscope optique.

L'augmentation de la déformation moyenne pourrait quant à elle être le résultat de cette relaxation ou provenir d'une augmentation du niveau d'humidité absorbée par la résine. Notons que les taux d'humidité absorbée entre la dernière mesure prise avant les cycles thermiques et la mesure à la fin de ces cycles montraient un gain de masse. Toutefois, une certaine période d'immersion avait précédé l'application des cycles thermiques sans que des mesures de masse soient effectuées puisque l'état des éprouvettes était stabilisé selon la norme ASTM D 3171. Il est donc impossible de savoir si le gain de masse s'est effectué durant les cycles de température ou lors de l'immersion. Rappelons aussi que les coefficients de dilatation thermique et hygroscopique des composites unidirectionnels sont influencés par l'humidité absorbée. Le comportement observé pourrait donc s'expliquer par un gain d'humidité absorbé lors des cycles de gel et dégel.

Toutefois, compte tenu du peu de données disponibles par l'essai effectué, il n'est pas réellement possible de conclure de manière fiable sur les causes des changements observés et ce test est plutôt une piste d'investigation pour des travaux ultérieurs.

CHAPITRE 6

DISCUSSION SUR LES RÉSULTATS

6.1 Aspects généraux et relations avec la théorie

D'une manière générale, les résultats obtenus sont surprenants par le fait que les comportements observés sont assez différents de ce qui a été relevé dans la revue de la littérature.

En effet, pour les cycles de gel et dégel, plusieurs études suspectaient ou montraient la présence d'un endommagement du composite. En général, ces dommages se reflétaient par une réduction des propriétés du composite. Toutefois, dans le cadre de l'étude présentée ici, les cycles de gel et dégel n'ont pas eu d'effet important sur les propriétés. De plus, si effets il y avait, ils ne correspondaient pas nécessairement à une dégradation. En fait, pour tous les essais valides, les éprouvettes en condition saturée ayant subi des cycles thermiques et testés à une température de -40 °C montrent les meilleures performances. Cette observation, tout à fait inattendue, n'a été observée nulle part dans la littérature et s'explique difficilement, d'autant plus que la même condition mais testée à température ambiante correspond souvent à la condition la moins favorable.

Pour l'influence des basses températures, encore une fois les résultats de la présente étude dévient de l'information trouvée dans la littérature en montrant une amélioration marquée de la résistance en traction comme en flexion de la poutre courte. Toutefois, la littérature ne présentait pas un consensus au sujet des effets du froid sur la résistance en traction puisque Dutta avait mesuré une dégradation des propriétés, Shen concluait que le froid était sans effet et Chamis proposait un modèle suggérant une amélioration des propriétés. Notons que bien que le modèle de Chamis suggère une amélioration des propriétés d'un composite unidirectionnel soumis à de basses températures, les changements observés sont au moins cinq fois supérieurs à la prédiction.

De manière générale, l'influence de l'humidité sur les propriétés mécaniques des composites est considérée comme relativement bien comprise, du moins d'un point de vue conceptuel. Les équations proposées par Chamis sont largement diffusées et font même partie de manuels de référence. Toutefois, comme ce fut le cas pour l'influence d'une basse température, les effets de l'humidité suivent la tendance proposée par Chamis, mais de manière plus prononcée. Ainsi, la résistance en traction est réduite d'au moins 30 %, ce qui excède largement les prédictions, ici 0,5 % pour la condition saturée.

La synergie entre la température et l'humidité n'est pas évidente dans les essais réalisés. Ainsi, l'humidité provoque des changements tout à fait similaires sur la résistance en traction ou en cisaillement interlaminaire pour des essais réalisés à température ambiante ou à basse température. Cependant, les modèles prédisent que la synergie est plus forte à température et humidité élevées qu'à température ambiante. Il est donc raisonnable de penser qu'à basse température, les interactions sont réduites.

De plus, même pour la condition de référence, les résultats ne concordent pas tous parfaitement avec les modèles micromécaniques présentés. Par exemple, le module de rigidité calculé par le modèle de Chamis est de 41,3 GPa. Cette estimation estime relativement bien la valeur mesurée de 40,2 GPa. Toutefois, la résistance à la traction prédite est largement supérieure à la valeur obtenue expérimentalement. Ainsi, le modèle propose une résistance à la traction de 1641 MPa alors que l'expérience produit une mesure de 1047 MPa, soit une surestimation de près de 57 %. Pour ce qui est des essais de compression, il faut remarquer que le modèle de rupture par effet de Poisson proposé pour le composite sous-estime sa résistance en compression. La valeur estimée de 600 MPa est d'ailleurs dépassée dans presque toutes les conditions d'essais à sec, bien que plusieurs ruptures prématurées des bouts des éprouvettes aient eus lieu.

Finalement, le modèle de résistance en traction présenté dans Dutta (1993), après l'application du facteur de correction de 0,1, permet une estimation assez précise de la résistance avec une erreur de seulement 3 % à température ambiante et 12 % à basse

température. Pour les deux conditions, la résistance prédite est supérieure à la réalité. Toutefois, ce modèle micromécanique fait appel à un facteur de correction qui n'a aucun fondement mathématique, mais qui est purement empirique. Cette approche n'est donc pas tout à fait rigoureuse et il serait nécessaire de s'attarder à comprendre les causes de cet écart entre la théorie et la pratique.

6.2 Aspects méthodologiques

Les résultats de cette recherche illustrent bien la complexité de la prédiction des performances des composites à matrice polymérique. En effet, même comparativement à des travaux ayant étudié des matériaux similaires, c'est-à-dire un composite verre/époxy, les résultats diffèrent largement. Cette remarque mène à la conclusion que même une petite différence dans la nature des constituants, des procédés de mise en forme ou de l'environnement d'utilisation peut mener à une différence marquée des performances du composite. Ainsi, dans le cadre des essais mécaniques sous environnements contrôlés, il pourrait être très intéressant de normaliser des environnements d'essais afin de faciliter l'utilisation des résultats sur une base comparative et d'améliorer la portée des études effectuées.

Aussi, comme l'influence des environnements de test peut être assez faible, il est important de s'assurer d'avoir un maximum d'éprouvettes à tester afin de réduire les incertitudes. De même, pour minimiser la variabilité des résultats, les échantillons devraient être fabriqués avec le plus grand soin possible.

6.3 Implications pour le domaine de l'énergie éolienne

Les résultats obtenus montrent que si les matériaux sont choisis adéquatement, l'influence du climat nordique pourrait présenter certains avantages pour le contexte de la production d'énergie éolienne. Par exemple, des pales opérant à basse température pourraient être plus légères si l'amélioration des propriétés des matériaux est prise en compte dès la conception. De même, si les cycles de gel et dégel n'endommagent pas le matériau, l'opération d'une

turbine à basse température pourrait améliorer sa tenue en fatigue puisque le matériau sera sollicité à une plus faible proportion de sa limite. Par contre, sachant que les pales d'éolienne sont soumises à des chargements en fatigue très importants et que la présente recherche n'a traité que des performances en statique, une étude plus approfondie du sujet est absolument nécessaire pour s'assurer de la durabilité des turbines à basse température et pour évaluer un gain potentiel en résistance à la fatigue. La littérature montre bien que si le matériau n'est pas sélectionné adéquatement, des effets indésirables sont aussi possibles.

Ainsi, pour l'industrie éolienne, il serait important d'approfondir la base de connaissance sur l'influence de la nature des matériaux sur leur réponse à l'environnement. Ainsi, tant les matrices que les renforts devraient être analysés quant à leur compatibilité pour une utilisation en milieu nordique. Autrement, avant d'implanter une machine dans un tel climat, il serait important de procéder à des essais sur les matériaux composites utilisés, tel qu'ils sont fabriqués.

CONCLUSION

Le but de ce projet est de mesurer l'influence d'un conditionnement accéléré simulant l'exposition d'un composite à un environnement nordique sur les propriétés mécaniques statiques en traction, en compression et en cisaillement interlaminaire de ce dernier. Cette information est destinée à étudier la possibilité, du point de vue de l'intégrité des structures et de leur durabilité, d'installer des turbines éoliennes dans des régions nordiques.

Pour y arriver, une série d'essais mécaniques a été réalisée selon les normes ASTM D 695 – 02a pour la compression, ASTM D 2344 – 00 (2006) pour le cisaillement interlaminaire et ASTM D 3039 – 00 (2006) pour les propriétés en traction. Ces essais sont accompagnés d'observations au microscope de la microstructure du composite avant et après l'exposition à des cycles de gel et dégel ainsi que de micrographies des faciès de rupture résultant de l'essai ASTM D 2344. Les essais ont été réalisés sur des éprouvettes de fibres de verre E unidirectionnelles dans une matrice époxy testées à température ambiante et à -40 °C après divers conditionnements, incluant des cycles de gel et dégel.

Les conclusions retenues sont les suivantes :

- Les cycles de gel et dégel, une température de -40 °C et l'humidité absorbée ont une influence négligeable sur le module de rigidité du composite.
- Une température de -40 °C augmente la résistance en traction du composite d'environ 15 % et la résistance en flexion de la poutre courte de 30 %.
- Une humidité absorbée de 0,4 % produit une diminution appréciable de la résistance en traction longitudinale et de la résistance de la poutre courte en flexion, avec une réduction respective de 35 % et d'environ 12 %.
- Pour les conditions des essais réalisés, il n'y a pas de synergie évidente entre les effets du froid, de l'humidité et des cycles de gel et dégel.

- Les modèles proposés dans la littérature ne sont pas adéquats pour prédire les performances, en particulier la résistance, des composites à basse température puisque la majorité des résultats obtenus ou présentés dans la littérature ne s'y conforme pas.
- L'absence d'un consensus de la communauté scientifique est le résultat d'un manque d'uniformité dans les méthodes et de la grande variabilité de la réponse des composites à l'environnement en fonction de leur nature.

Pour l'instant, les résultats obtenus sont encore insuffisants pour répondre entièrement à la problématique de l'implantation des éoliennes en milieu nordique puisque les effets environnementaux sur les composites sont complexes et variables. Il est donc nécessaire de poursuivre les travaux pour étudier des matériaux tels que produits par les turbiniers et de les soumettre à des environnements encore plus représentatifs des milieux réels où les machines auront à opérer. De plus, la question de la durabilité en fatigue demeure.

RECOMMANDATIONS

Suite à la réalisation de ce projet, plusieurs recommandations peuvent être émises. D'abord, d'un point de vue méthodologique, des recommandations concernant le présent projet peuvent être proposées, mais des concepts plus généraux peuvent aussi être traités.

Au niveau de la méthodologie du projet de recherche réalisé, quelques recommandations peuvent être émises afin de pallier certaines lacunes. D'abord, les résultats ont montré que, compte tenu des variations assez faibles de certaines propriétés, des groupes d'échantillons plus importants augmenteraient le niveau de confiance dans les résultats et permettraient probablement d'approfondir les conclusions obtenues. Les essais de compression réalisés ont aussi démontré que, pour les éprouvettes testées, des talons de 1 mm d'épaisseur en stratifié $\pm 45^\circ$ ne sont pas adéquats. Des talons plus rigides et plus épais pourraient solutionner le problème d'éclatement du bout des éprouvettes en améliorant le transfert de charge et en réduisant les contraintes. De même, un usinage plus précis et un fini de surface plus fin seraient sans doute bénéfiques en réduisant l'effet de concentrateur de contraintes produit par une discontinuité géométrique. Finalement, le conditionnement des éprouvettes s'est aussi avéré problématique, en particulier le maintien du taux d'humidité des échantillons. Ainsi, les éprouvettes sèches mises sous vide lors des cycles de gel et dégel ont montré des signes d'absorption d'humidité. Il serait donc préférable de mettre un dessiccant dans l'emballage sous vide afin de minimiser l'humidification des éprouvettes. Pour la saturation, la période de référence entre les pesées était de 24 heures. Toutefois, bien que les éprouvettes n'aient plus montré une absorption significative selon la norme ASTM D 5229M, des indices suggèrent que la saturation n'était pas atteinte. Une période de sept jours serait donc à préconiser pour l'humidification du composite testé.

D'un point de vue plus large, le problème du manque d'uniformité dans les pratiques des essais à basse température représente une embuche sérieuse à la portée des travaux réalisés. Une première recommandation serait donc d'établir une normalisation des conditions d'essais qui seraient représentatives de plusieurs climats typiques rencontrés sur terre. Cette

approche permettrait d'améliorer la possibilité de croiser les résultats de plusieurs études pour en augmenter la portée. Autrement, il pourrait être intéressant que la communauté de chercheurs qui travaillent sur des problématiques reliées à l'utilisation des composites en milieu nordique se regroupe afin de mieux intégrer les différents travaux.

D'un point de vue plus spécifique, l'industrie de l'énergie éolienne devrait s'assurer de valider le comportement des matériaux qu'elle utilise pour une implantation de turbine en milieu nordique. Cette recommandation provient du fait que les différentes recherches démontrent qu'il y a un large éventail de réponse des matériaux au milieu auxquels ils sont soumis, et ce, même au sein de la famille de matériaux semblables. Il serait donc imprudent d'utiliser une formule prédictive sans d'abord l'avoir validé expérimentalement pour un matériau spécifique.

Ensuite, pour compléter la recherche présentée ici et avoir un portrait plus complet de l'influence du climat nordique sur la fibre de verre unidirectionnelle dans une matrice époxy, il serait important de poursuivre les travaux en effectuant des essais en fatigue. En effet, les pales d'éoliennes sont fortement sollicitées en fatigue et des essais en statique sont clairement insuffisants pour s'assurer de la durabilité des matériaux.

De plus, il sera indispensable de considérer l'étude des stratifiés multidirectionnels puisque ceux-ci représentent tout de même une part importante des pièces susceptibles de subir une exposition au climat nordique.

Finalement, pour bien comprendre les effets environnementaux sur les composites, il pourrait s'avérer nécessaire d'étudier les réactions physico-chimiques présentes entre les constituants et l'environnement, particulièrement si l'humidité est en jeu. Une telle approche serait sans doute plus complexe, mais assurerait la compréhension des phénomènes observés.

ANNEXE I

Données détaillées des essais ASTM D 792 et ASTM D 2344

Tableau I.1 Dimensions des éprouvettes de pyrolyse

Éprouvette	Largeur [mm]	Hauteur [mm]	Épaisseur [mm]
13A	34,56	27,06	1,41
13B	34,41	28,42	1,49
13C	34,18	27,63	1,52
13D	34	28,76	1,61
13E	33,98	27,5	1,53
13F	34,88	38,36	1,41
13G	28,15	33,81	1,56
13H	33,66	31,02	1,58
14A	32,96	32,2	1,47
14B	33,2	32,22	1,49
14C	33,36	32,26	1,41
14D	32,67	32,15	1,45
14E	32,43	32,11	1,41
14F	32,17	32,35	1,44
15A	26,84	11,54	4,64
15B	29,98	13,72	4,82
15C	29,87	11,85	4,94
15D	28,14	11,02	4,88
15E	30,03	12,67	4,88
15F	29,63	10,2	4,92
16A	30,58	11,99	3,62
16B	30,7	14,29	3,56
16C	30,77	13,02	3,57
16D	30,83	12,8	3,62
16E	30,87	12,84	3,62
16F	30,8	15,57	3,6
16G	30,2	13,96	3,58
17A	33,08	11,97	3,65
17B	28,11	13,2	3,62
17C	30,16	12,31	3,67
17D	28,55	13,28	3,59
17E	29,96	12,32	3,68

Tableau I.2 Masse volumique et taux de constituants de la plaque 13

Commentaires			Plaque	13 (Tension)							
			Éprouvette	13A	13B	13C	13D	13E	13F	13G	13H
			Dimesions (mm)								
ASTM D792-00 MÉTHODE A	Mesures	Température de l'eau	Tw [°C]	20,6	20,6	20,6	20,6	20,6	20,6	20,6	20,6
		Température de l'air	Ta [°C]	20,3	20,3	20,3	20,3	20,3	20,3	20,3	20,3
		Masse de l'éprouvette dans l'air	a [g]	2,312	2,448	2,3763	2,5255	2,4003	3,2619	2,4535	2,6879
		Masse de l'éprouvette submergée+ mise à zéro crochet dans l'eau	w-b [g]	1,1197	1,1847	1,1293	1,1839	1,1429	1,5966	1,1675	1,3372
	Calculs	Densité à 23°C	sp gr 23/23°C	1,93800495	1,93667843	1,90452822	1,88138172	1,90785193	1,95763066	1,90676728	1,98887187
		Densité aux conditions de laboratoire Ta et Tw	sp gr Ta/Tw°C	1,93910928	1,937782	1,90561347	1,88245379	1,90893908	1,95874617	1,90785381	1,99000518
		Masse volumique ramenée à 23°C	D conversion 23°C [kg/m³]	1933,15994	1931,83673	1899,7669	1876,67827	1903,0823	1952,73658	1902,00036	1983,89969
		Densité moyenne à 23°C	sp gr 23/23°C bar	1,928							
		Masse volumique moyenne à 23°C	D23°C bar [kg/m³]	1922,895							
		Écart type de densité à 23°C	σ_sp gr 23/23°C	0,035							
ASTM D3171-99 PROCÉDURE G	Données	Masse volumique des fibres (jb Martin)	Df [kg/m³]	2600	2600	2600	2600	2600	2600	2600	2600
			Df [g/cm³]	2,6	2,6	2,6	2,6	2,6	2,6	2,6	2,6
		Masse volumique de la matrice (fiche tech.)	Dm [kg/m³]	1141,55067	1141,55067	1141,55067	1141,55067	1141,55067	1141,55067	1141,55067	1141,55067
			Dm [g/cm³]	1,14155067	1,14155067	1,14155067	1,14155067	1,14155067	1,14155067	1,14155067	1,14155067
	Mesures	Température du four	Tfour [°C]	565							
		Temps de pyrolyse	tfour [minutes]	70	130	130	130	130	130	130	130
		Masse initiale de l'éprouvette	Mi [g]	2,3115	2,4463	2,3754	2,5228	2,3984	3,2594	2,4523	2,6857
		Masse du creuset	Mc [g]	36,8169	35,3992	31,2934	34,7323	37,9447	35,6499	36,7276	39,2123
		Masse du creuset et des résidus	Mcr [g]	38,5343	37,1937	33,0302	36,5249	39,6667	38,1148	38,4898	41,1437
		Calculs	Teneur massique en renforts	wf [%]	74,30	73,36	73,12	71,06	71,80	75,62	71,86
Teneur volumique en renforts (avec masse vol. moyenne)	vf [%]		55,24	54,50	53,42	51,29	52,55	56,80	52,57	54,87	
Teneur massique moyenne en renforts	wf [%] baf		72,67								
Teneur volumique moyenne en renforts	vf [%] baf		53,72								
Écart type de teneur massique en renforts	σ_wf [%]		1,53								
Écart type de teneur volumique en renforts	σ_vf [%]		1,83								
Teneur massique en résine	wm [%]		25,70	26,64	26,88	28,94	28,20	24,38	28,14	28,09	
Teneur volumique en résine (avec masse vol. moyenne)	vm [%]		43,52	45,09	44,74	47,58	47,02	41,70	46,89	48,81	
Teneur massique moyenne en résine	wm [%] baf		27,12								
Teneur volumique moyenne en résine	vm [%] baf		45,67								
Écart type de teneur massique en résine	σ_wm [%]		1,53								
Écart type de teneur volumique en résine	σ_vm [%]		2,34								
Teneur volumique en vide	vv [%]		1,23	0,41	1,84	1,13	0,43	1,51	0,55	-3,68	
Teneur volumique moyenne en vide	vv [%] baf		0,43								
Écart type de teneur volumique en vide	σ_vv [%]	1,74									

Tableau I.3 Masse volumique et taux de constituants de la plaque 14

		Commentaires	Plaque	14 (Tension)						
			Éprouvette	14A	14B	14C	14D	14E	14F	
			Dimesions (mm)							
ASTM D792-00 MÉTHODE A	Mesures	Température de l'eau	Tw [°C]	20,6	20,6	20,6	20,6	20,6	20,6	
		Température de l'air	Ta [°C]	20,3	20,3	20,3	20,3	20,3	20,3	
		Masse de l'éprouvette dans l'air	a [g]	2,6791	2,6723	2,7122	2,6554	2,6323	2,6131	
		Masse de l'éprouvette submergée+ mise à zéro crochet dans l'eau	w-b [g]	1,2978	1,315	1,3372	1,304	1,3543	1,2657	
	Calculs	Densité à 23°C	sp gr 23/23°C	1,93844512	1,96771393	1,97138574	1,96380623	2,05852965	1,93826023	
		Densité aux conditions de laboratoire Ta et Tw	sp gr Ta/Tw°C	1,9395497	1,96883519	1,97250909	1,96492526	2,05970266	1,9393647	
		Masse volumique ramenée à 23°C	D conversion 23°C [kg/m³]	1933,59901	1962,79464	1966,45728	1958,89671	2053,38333	1933,41458	
		Densité moyenne à 23°C	sp gr 23/23°C bar	1,974						
		Masse volumique moyenne à 23°C	D23°C bar [kg/m³]	1968,091						
		Écart type de densité à 23°C	σ_sp gr 23/23°C	0,044						
		Écart type de masse volumique à 23°C	σ_D23°C [kg/m³]	44,232						
		ASTM D3171-99 PROCÉDURE G	Données	Masse volumique des fibres (jb Martin)	Df [kg/m³]	2600	2600	2600	2600	2600
				Df [g/cm³]	2,6	2,6	2,6	2,6	2,6	2,6
	Masse volumique de la matrice (fiche tech.)			Dm [kg/m³]	1141,55067	1141,55067	1141,55067	1141,55067	1141,55067	1141,55067
				Dm [g/cm³]	1,14155067	1,14155067	1,14155067	1,14155067	1,14155067	1,14155067
	Mesures		Température du four	Tfour [°C]	565					
Temps de pyrolyse			tfour [minutes]	105	105	105	105	105	105	
Masse initiale de l'éprouvette			Mi [g]	2,6779	2,6714	2,7114	2,6524	2,6294	2,6098	
Masse du creuset			Mc [g]	34,7337	35,4009	36,8183	35,6519	39,52	31,294	
Calculs	Masse du creuset et des résidus		Mcr [g]	0	37,3649	38,8007	37,5994	41,446	33,2105	
	Teneur massique en renforts		wf [%]	-1297,05	73,52	73,11	73,42	73,25	73,43	
	Teneur volumique en renforts (avec masse vol. moyenne)		vf [%]	-964,61	55,50	55,30	55,32	57,85	54,61	
	Teneur massique moyenne en renforts		wf [%] baf	73,35						
	Teneur volumique moyenne en renforts		vf [%] baf	55,72						
	Écart type de teneur massique en renforts		σ_wf [%]	0,16						
	Écart type de teneur volumique en renforts		σ_vf [%]	1,24						
	Teneur massique en résine		wm [%]	1397,05	26,48	26,89	26,58	26,75	26,57	
	Teneur volumique en résine (avec masse vol. moyenne)		vm [%]	2366,37	45,53	46,32	45,60	48,12	44,99	
	Teneur massique moyenne en résine		wm [%] baf	26,65						
	Teneur volumique moyenne en résine		vm [%] baf	46,11						
	Écart type de teneur massique en résine	σ_wm [%]	0,16							
	Écart type de teneur volumique en résine	σ_vm [%]	1,22							
	Teneur volumique en vide	vv [%]	-1301,77	-1,03	-1,61	-0,92	-5,97	0,40		
	Teneur volumique moyenne en vide	vv [%] baf	-1,83							
Écart type de teneur volumique en vide	σ_vv [%]	2,43								

Tableau I.4 Masse volumique et taux de constituants de la plaque 15

Commentaires			Plaque	15 (ILSS)						
			Éprouvette	15A	15B	15C	15D	15E	15F	
			Dimesions (mm)							
ASTM D792-00 MÉTHODE A	Mesures	Température de l'eau	Tw [°C]	20,6	20,6	20,6	20,6	20,6	20,6	
		Température de l'air	Ta [°C]	20,3	20,3	20,3	20,3	20,3	20,3	
		Masse de l'éprouvette dans l'air	a [g]	2,418	2,9034	2,8383	2,603	2,9114	2,687	
		Masse de l'éprouvette submergée+ mise à zéro crochet dans l'eau	w-b [g]	1,2333	1,4591	1,5024	1,3338	1,4582	1,343	
	Calculs	Densité à 23°C	sp gr 23/23°C	2,03986067	2,00910234	2,12342509	2,04973021	2,00229972	1,99811737	
		Densité aux conditions de laboratoire Ta et Tw	sp gr Ta/Tw°C	2,04102304	2,01024718	2,12463508	2,0508982	2,00344068	1,99925595	
		Masse volumique ramenée à 23°C	D conversion 23°C [kg/m³]	2034,76102	2004,07958	2118,11653	2044,60588	1997,29397	1993,12208	
		Densité moyenne à 23°C	sp gr 23/23°C bar	2,038						
		Masse volumique moyenne à 23°C	D23°C bar [kg/m³]	2031,997						
		Écart type de densité à 23°C	σ_sp gr 23/23°C	0,047						
		Écart type de masse volumique à 23°C	σ D23°C [kg/m³]	47,070						
		ASTM D3171-99 PROCÉDURE G	Données	Masse volumique des fibres (jb Martin)	Df [kg/m³]	2600	2600	2600	2600	2600
				Df [g/cm³]	2,6	2,6	2,6	2,6	2,6	2,6
	Masse volumique de la matrice (fiche tech.)			Dm [kg/m³]	1141,55067	1141,55067	1141,55067	1141,55067	1141,55067	1141,55067
				Dm [g/cm³]	1,14155067	1,14155067	1,14155067	1,14155067	1,14155067	1,14155067
Mesures	Température du four		Tfour [°C]	565						
	Temps de pyrolyse		tfour [minutes]	105	105	105	105	105	105	
	Masse initiale de l'éprouvette		Mi [g]	2,4174	2,9028	2,8377	2,6022	2,9106	2,6866	
	Masse du creuset		Mc [g]	35,8701	33,6469	35,9482	36,5622	34,3676	36,7282	
Calculs	Masse du creuset et des résidus		Mcr [g]	37,7527	35,9088	38,2477	38,5835	36,6274	38,8118	
	Teneur massique en renforts		wf [%]	77,88	77,92	81,03	77,68	77,64	77,56	
	Teneur volumique en renforts (avec masse vol. moyenne)		vf [%]	60,95	60,06	66,02	61,08	59,64	59,45	
	Teneur massique moyenne en renforts		wf [%] baf	78,28						
	Teneur volumique moyenne en renforts		vf [%] baf	61,20						
	Écart type de teneur massique en renforts		σ_wf [%]	1,35						
	Écart type de teneur volumique en renforts	σ_vf [%]	2,45							
	Teneur massique en résine	wm [%]	22,12	22,08	18,97	22,32	22,36	22,44		
	Teneur volumique en résine (avec masse vol. moyenne)	vm [%]	39,43	38,76	35,19	39,98	39,12	39,19		
	Teneur massique moyenne en résine	wm [%] baf	21,72							
	Teneur volumique moyenne en résine	vm [%] baf	38,61							
	Écart type de teneur massique en résine	σ_wm [%]	1,35							
	Écart type de teneur volumique en résine	σ_vm [%]	1,72							
	Teneur volumique en vide	vv [%]	-0,38	1,18	-1,21	-1,07	1,24	1,36		
	Teneur volumique moyenne en vide	vv [%] baf	0,19							
	Écart type de teneur volumique en vide	σ_vv [%]	1,21							

Tableau I.5 Masse volumique et taux de constituants de la plaque 16

		Commentaires	Plaque	16 (Compression)					
			Éprouvette	16A	16B	16C	16D	16E	16G
			Dimesions (mm)						
ASTM D792-00 MÉTHODE A	Mesures	Température de l'eau	Tw [°C]	20,6	20,6	20,6	20,6	20,6	20,6
		Température de l'air	Ta [°C]	20,3	20,3	20,3	20,3	20,3	20,3
		Masse de l'éprouvette dans l'air	a [g]	2,3484	2,5986	2,5242	2,4993	2,3543	2,6594
		Masse de l'éprouvette submergée+ mise à zéro crochet dans l'eau	w-b [g]	1,1336	1,2585	1,2187	1,2066	1,1348	1,2962
	Calculs	Densité à 23°C	sp gr 23/23°C	1,93205678	1,93800469	1,93241092	1,93229414	1,92944585	1,94973992
		Densité aux conditions de laboratoire Ta et Tw	sp gr Ta/Tw°C	1,93315772	1,93910902	1,93351206	1,93339522	1,93054531	1,95085094
		Masse volumique ramenée à 23°C	D conversion 23°C [kg/m³]	1927,22664	1933,15968	1927,57989	1927,46341	1924,62224	1944,86557
		Densité moyenne à 23°C	sp gr 23/23°C bar	1,940					
		Masse volumique moyenne à 23°C	D23°C bar [kg/m³]	1933,664					
		Écart type de densité à 23°C	σ sp gr 23/23°C	0,010					
		Écart type de masse volumique à 23°C	σ D23°C [kg/m³]	10,130					
		Masse volumique des fibres (jb Martin)	Df [kg/m³]	2600	2600	2600	2600	2600	2600
	ASTM D3171-99 PROCÉDURE G		Df [g/cm³]	2,6	2,6	2,6	2,6	2,6	2,6
		Masse volumique de la matrice (fiche tech.)	Dm [kg/m³]	1141,55067	1141,55067	1141,55067	1141,55067	1141,55067	1141,55067
			Dm [g/cm³]	1,14155067	1,14155067	1,14155067	1,14155067	1,14155067	1,14155067
		Température du four	Tfour [°C]	565					
		Temps de pyrolyse	tfour [minutes]	90	90	90	90	90	90
		Masse initiale de l'éprouvette	Mi [g]	2,3476	2,5978	2,523	2,4983	2,3534	2,6888
		Masse du creuset	Mc [g]	39,2114	34,7449	32,4884	35,8715	35,4001	36,5635
		Masse du creuset et des résidus	Mcr [g]	40,9441	36,6591	34,3563	37,7273	37,1413	38,5598
		Teneur massique en renforts	wf [%]	73,81	73,69	74,03	74,28	73,99	74,31
		Teneur volumique en renforts (avec masse vol. moyenne)	vf [%]	54,71	54,79	54,89	55,07	54,77	55,58
		Teneur massique moyenne en renforts	wf [%] baf	74,12					
		Teneur volumique moyenne en renforts	vf [%] baf	55,12					
		Écart type de teneur massique en renforts	σ wf [%]	0,35					
		Écart type de teneur volumique en renforts	σ vf [%]	0,51					
		Teneur massique en résine	wm [%]	26,19	26,31	25,97	25,72	26,01	25,69
		Teneur volumique en résine (avec masse vol. moyenne)	vm [%]	44,22	44,56	43,84	43,42	43,86	43,77
		Teneur massique moyenne en résine	wm [%] baf	25,88					
		Teneur volumique moyenne en résine	vm [%] baf	43,84					
		Écart type de teneur massique en résine	σ wm [%]	0,35					
		Écart type de teneur volumique en résine	σ vm [%]	0,45					
		Teneur volumique en vide	vv [%]	1,07	0,65	1,27	1,51	1,37	0,64
		Teneur volumique moyenne en vide	vv [%] baf	1,03					
		Écart type de teneur volumique en vide	σ vv [%]	0,36					

Tableau I.6 Masse volumique et taux de constituants de la plaque 17

		Commentaires	Plaque	17 (Compression)				
			Éprouvette	17A	17B	17C	17D	17E
			Dimesions (mm)					
ASTM D792-00 MÉTHODE A	Mesures	Température de l'eau	Tw [°C]	20,6	20,6	20,6	20,6	20,6
		Température de l'air	Ta [°C]	20,3	20,3	20,3	20,3	20,3
		Masse de l'éprouvette dans l'air	a [g]	2,5453	2,3166	2,4011	2,3404	2,4187
		Masse de l'éprouvette submergée+ mise à zéro crochet dans l'eau	w-b [g]	1,2381	1,1205	1,115	1,1445	1,1733
		Densité à 23°C	sp gr 23/23°C	1,94603002	1,93569157	1,86589889	1,95590529	1,94100092
	Calculs	Densité aux conditions de laboratoire Ta et Tw	sp gr Ta/Tw°C	1,94713892	1,93679458	1,86696213	1,95701982	1,94210695
		Masse volumique ramenée à 23°C	D conversion 23°C [kg/m³]	1941,16494	1930,85234	1861,23414	1951,01552	1936,14841
		Densité moyenne à 23°C	sp gr 23/23°C bar	1,930				
		Masse volumique moyenne à 23°C	D23°C bar [kg/m³]	1924,083				
		Écart type de densité à 23°C	$\sigma_{sp\ gr\ 23/23^\circ C}$	0,036				
		Écart type de masse volumique à 23°C	$\sigma_{D23^\circ C\ [kg/m^3]}$	35,911				
		Masse volumique des fibres (jb Martin)	Df [kg/m³]	2600	2600	2600	2600	2600
ASTM D3171-99 PROCÉDURE G	Données		Df [g/cm³]	2,6	2,6	2,6	2,6	2,6
		Masse volumique de la matrice (fiche tech.)	Dm [kg/m³]	1141,55067	1141,55067	1141,55067	1141,55067	1141,55067
			Dm [g/cm³]	1,14155067	1,14155067	1,14155067	1,14155067	1,14155067
		Température du four	Tfour [°C]	565				
	Mesures	Temps de pyrolyse	tfour [minutes]	90	90	90	90	90
		Masse initiale de l'éprouvette	Mi [g]	2,5446	2,3161	2,3998	2,3398	2,418
		Masse du creuset	Mc [g]	36,7274	34,3692	31,294	39,5198	36,8182
		Masse du creuset et des résidus	Mcr [g]	38,6092	36,0941	33,0616	41,2626	38,6062
		Teneur massique en renforts	wf [%]	73,95	74,47	73,66	74,48	73,95
	Calculs	Teneur volumique en renforts (avec masse vol. moyenne)	vf [%]	55,21	55,31	52,73	55,89	55,07
		Teneur massique moyenne en renforts	wf [%] baf	74,10				
		Teneur volumique moyenne en renforts	vf [%] baf	54,84				
		Écart type de teneur massique en renforts	$\sigma_{wf\ [%]}$	0,36				
		Écart type de teneur volumique en renforts	$\sigma_{vf\ [%]}$	1,22				
		Teneur massique en résine	wm [%]	26,05	25,53	26,34	25,52	26,05
		Teneur volumique en résine (avec masse vol. moyenne)	vm [%]	44,29	43,17	42,95	43,61	44,19
		Teneur massique moyenne en résine	wm [%] baf	25,90				
		Teneur volumique moyenne en résine	vm [%] baf	43,64				
		Écart type de teneur massique en résine	$\sigma_{wm\ [%]}$	0,36				
		Écart type de teneur volumique en résine	$\sigma_{vm\ [%]}$	0,60				
		Teneur volumique en vide	vv [%]	0,49	1,52	4,32	0,50	0,74
		Teneur volumique moyenne en vide	vv [%] baf	1,52				
		Écart type de teneur volumique en vide	$\sigma_{vv\ [%]}$	1,62				

ANNEXE II

Données détaillées des essais ASTM D 3039 – 00 (2006)

Renforts : verre E unidirectionnel JB Martin Texitek TG-18-U-50A.

Matrice : époxy Gurit SP Prime 20LV.

Procédé de moulage : infusion de résine sous membrane flexible.

Empilement : [0₃]

Banc d'essai : MTS 810 100 kN

Extensomètre : MTS 634.12E-24

Jauges de déformation (mesures transversales) : OMEGA SGD 3 / 350-LY41

Mâchoires : hydrauliques MTS 647

Mors : plats à surface abrasive

Fréquence d'acquisition : 10 Hz

Vitesse de chargement : 1 mm/min

Tableau II.1 Description des éprouvettes de traction

Essai	Éprouvette	Date	vr	Dimensions de l'éprouvette									
			[%]	Largeur [mm]			Largeur moyenne [mm]	Longueur [mm]	Épaisseur [mm]			Épaisseur moyenne [mm]	Section [mm ²]
TA11	13A4	2009-04-24	53,72	14,77	14,6	14,63	14,67	138,3	1,59	1,32	1,48	1,46	21,46
TA12	13B1	2009-04-24	53,72	14,78	14,85	14,9	14,84	138,6	1,41	1,34	1,39	1,38	20,48
TA13	14A2	2009-04-24	55,72	14,78	14,97	14,99	14,91	139,5	1,5	1,45	1,33	1,43	21,28
TA14	14A8	2009-04-24	55,72	14,8	14,63	14,75	14,73	137,1	1,48	1,23	1,44	1,38	20,37
TA15	14B8	2009-04-24	55,72	14,75	14,78	14,79	14,77	137,5	1,56	1,34	1,33	1,41	20,83
TA21	13A7	2009-05-14	53,72	14,75	14,85	14,84	14,81	137,48	1,51	1,56	1,52	1,53	22,66
TA22	13B10	2009-05-14	53,72	14,56	14,25	13,68	14,16	137,92	1,48	1,43	1,39	1,43	20,30
TA23	14A3	2009-05-20	55,72	14,86	14,81	14,91	14,86	135,75	1,29	1,36	1,38	1,34	19,96
TA24	14B7	2009-05-20	55,72	14,9	14,89	14,85	14,88	137,13	1,36	1,39	1,4	1,38	20,58
TA25	14B1	2009-05-20	55,72	13,74	14,45	14,68	14,29	136,9	1,33	1,2	1,32	1,28	18,34
TA31	13A1	2009-04-28	53,72	14,77	14,6	14,36	14,58	137,1	1,43	1,46	1,41	1,43	20,89
TA32	13A3	2009-04-28	53,72	14,63	14,72	14,59	14,65	137,1	1,4	1,38	1,51	1,43	20,94
TA33	13B7	2009-04-28	53,72	15,03	14,81	14,71	14,85	138	1,48	1,39	1,41	1,43	21,19
TA34	14A10	2009-04-28	55,72	14,66	14,52	14,69	14,62	138	1,37	1,29	1,32	1,33	19,40
TA35	14B9	2009-04-28	55,72	14,77	14,84	14,87	14,83	137,8	1,42	1,33	1,34	1,36	20,21
TA41	13A6	2009-05-20	53,72	15,02	14,96	14,84	14,94	137,78	1,41	1,45	1,36	1,41	21,02
TA42	13B4	2009-05-20	53,72	14,63	14,62	14,66	14,64	138,01	1,31	1,33	1,43	1,36	19,86
TA43	13B6	2009-05-14	53,72	14,94	14,97	15,01	14,97	137,41	1,43	1,46	1,4	1,43	21,41
TA44	14A6	2009-05-20	55,72	14,87	14,81	15,27	14,98	137,51	1,28	1,34	1,28	1,30	19,48
TA45	14B5	2009-05-14	55,72	14,57	14,57	14,36	14,50	137,63	1,36	1,46	1,44	1,42	20,59
TB11	13A9	2009-05-01	53,72	14,74	14,81	14,95	14,83	137,65	1,33	1,33	1,55	1,40	20,82
TB12	13B8	2009-05-01	53,72	14,6	14,71	14,56	14,62	136,25	1,56	1,33	1,3	1,40	20,42
TB13	14A5	2009-05-01	55,72	14,78	14,6	14,89	14,76	137,83	1,34	1,36	1,43	1,38	20,32
TB14	14B2	2009-05-01	55,72	14,67	14,74	14,75	14,72	136,93	1,29	1,28	1,31	1,29	19,04
TB15	14B10	2009-05-01	55,72	14,76	14,65	14,49	14,63	137,13	1,4	1,44	1,31	1,38	20,24
TB21	13A2	2009-05-14	53,72	14,58	14,46	14,1	14,38	136,85	1,42	1,54	1,37	1,44	20,76
TB22	13B5	2009-05-14	53,72	14,71	14,62	14,57	14,63	138,22	1,46	1,5	1,41	1,46	21,32
TB23	14A1	2009-05-20	55,72	14,85	14,82	14,87	14,85	138,01	1,37	1,37	1,44	1,39	20,69
TB24	14A7	2009-05-20	55,72	14,5	14,55	14,64	14,56	136,49	1,33	1,36	1,43	1,37	20,00
TB25	14B3	2009-05-20	55,72	14,75	14,65	14,76	14,72	136,9	1,32	1,36	1,4	1,36	20,02
TB31	13A8	2009-05-04	53,72	14,47	14,89	14,99	14,78	137,8	1,44	1,36	1,41	1,40	20,75
TB32	13B9	2009-05-04	53,72	14,61	14,69	14,54	14,61	138,07	1,43	1,36	1,37	1,39	20,26
TB33	13B2	2009-05-04	53,72	14,93	14,77	14,65	14,78	137,84	1,51	1,46	1,4	1,46	21,53
TB34	14A9	2009-05-04	55,72	14,64	14,72	14,83	14,73	137	1,39	1,44	1,38	1,40	20,67
TB35	14B4	2009-05-14	55,72	14,68	14,68	14,78	14,71	137,71	1,36	1,32	1,38	1,35	19,91
TB41	13A5	2009-05-20	53,72	14,45	14,31	x	14,38	137,5	1,35	1,42	1,43	1,40	20,13
TB42	13A10	2009-05-20	53,72	14,72	14,66	14,5	14,63	137,48	1,31	1,44	1,36	1,37	20,04
TB43	13B3	2009-05-14	53,72	14,51	14,58	14,54	14,54	137,66	1,47	1,46	1,47	1,47	21,33
TB44	14A4	2009-05-14	55,72	14,84	14,75	14,86	14,82	137,92	1,43	1,4	1,34	1,39	20,60
TB45	14B6	2009-05-20	55,72	14,3	14,4	14,34	14,35	137,69	1,37	1,25	1,42	1,35	19,32

Tableau II.2 Description des conditions de l'essai de traction

Essai	Éprouvette	Conditionnement	Conditions de laboratoire		Conditions de l'essai		Pression dans les mors
			Température [°C]	Humidité relative [%]	Température [°C]	Humidité relative [%]	[Mpa]
TA11	13A4	Sec	21,9	< 30	21,9	< 30	6
TA12	13B1	Sec	21,9	< 30	21,9	< 30	6
TA13	14A2	Sec	21,9	< 30	21,9	< 30	6
TA14	14A8	Sec	21,9	< 30	21,9	< 30	6
TA15	14B8	Sec	21,9	< 30	21,9	< 30	6
TA21	13A7	Sec, 100 cycles de 40°C à -40°C	22,2	< 30	22,2	< 30	6
TA22	13B10	Sec, 100 cycles de 40°C à -40°C	22,2	< 30	22,2	< 30	6
TA23	14A3	Sec, 100 cycles de 40°C à -40°C	22	31	22	31	6
TA24	14B7	Sec, 100 cycles de 40°C à -40°C	22	31	22	31	6
TA25	14B1	Sec, 100 cycles de 40°C à -40°C	22	31	22	31	6
TA31	13A1	Saturation	22,9	< 30	22,9	< 30	6
TA32	13A3	Saturation	21,5	< 30	21,5	< 30	6
TA33	13B7	Saturation	21,6	< 30	21,6	< 30	6
TA34	14A10	Saturation	21,6	< 30	21,6	< 30	6
TA35	14B9	Saturation	21,6	< 31	21,6	< 31	6
TA41	13A6	Saturation, 100 cycles de 40°C à -40°C	22	32	22	32	6
TA42	13B4	Saturation, 100 cycles de 40°C à -40°C	22	32	22	32	6
TA43	13B6	Saturation, 100 cycles de 40°C à -40°C	22,2	< 30	22,2	< 30	6
TA44	14A6	Saturation, 100 cycles de 40°C à -40°C	22	32	22	32	6
TA45	14B5	Saturation, 100 cycles de 40°C à -40°C	22,2	< 30	22,2	< 30	6
TB11	13A9	Sec	22	32	-40	x	12
TB12	13B8	Sec	22	32	-40	x	12
TB13	14A5	Sec	22	32	-40	x	12
TB14	14B2	Sec	22	32	-40	x	12
TB15	14B10	Sec	22	32	-40	x	14
TB21	13A2	Sec, 100 cycles de 40°C à -40°C	22	36	-40	x	6
TB22	13B5	Sec, 100 cycles de 40°C à -40°C	22	36	-40	x	6
TB23	14A1	Sec, 100 cycles de 40°C à -40°C	22,6	37	-40	x	8
TB24	14A7	Sec, 100 cycles de 40°C à -40°C	22,6	37	-40	x	14
TB25	14B3	Sec, 100 cycles de 40°C à -40°C	22,6	37	-40	x	14
TB31	13A8	Saturation	22,2	< 30	-40	x	12
TB32	13B9	Saturation	22,2	< 30	-40	x	12
TB33	13B2	Saturation	22,2	< 30	-40	x	12
TB34	14A9	Saturation	22,2	< 30	-40	x	12
TB35	14B4	Saturation	22,2	< 30	-40	x	10
TB41	13A5	Saturation, 100 cycles de 40°C à -40°C	22,6	37	-40	x	10
TB42	13A10	Saturation, 100 cycles de 40°C à -40°C	22,6	37	-40	x	10
TB43	13B3	Saturation, 100 cycles de 40°C à -40°C	22	36	-40	x	10
TB44	14A4	Saturation, 100 cycles de 40°C à -40°C	22	36	-40	x	10
TB45	14B6	Saturation, 100 cycles de 40°C à -40°C	22,6	37	-40	x	10

Tableau II.3 Résistances des éprouvettes pour
l'essai de traction

Essai	Éprouvette	Charge à la rupture	Charge maximale	Contrainte maximale	Moyenne	Écart type	CV
		[N]	[N]	[MPa]	[MPa]	[MPa]	[%]
TA11	13A4	21601,5	21601,5	1006,5	1047,0	47,0	4,5
TA12	13B1	23114,5	23114,5	1128,4			
TA13	14A2	22004,8	22004,8	1034,2			
TA14	14A8	21070,9	21070,9	1034,3			
TA15	14B8	21489,4	21489,4	1031,6			
TA21	13A7	21809,8	21809,8	962,3	1028,9	48,6	4,7
TA22	13B10	20793,4	20793,4	1024,3			
TA23	14A3	21237,2	21237,2	1063,9			
TA24	14B7	20741,2	20741,2	1007,6			
TA25	14B1	19924,6	19924,6	1086,5			
TA31	13A1	14294,9	14294,9	684,2	698,5	41,2	5,9
TA32	13A3	14438,1	14438,1	689,3			
TA33	13B7	13682,6	13682,6	645,8			
TA34	14A10	14686,3	14686,3	757,0			
TA35	14B9	14480,1	14480,1	716,4			
TA41	13A6	14342,4	14342,4	682,5	669,9	22,1	3,3
TA42	13B4	13174,0	13174,0	663,4			
TA43	13B6	13814,8	13814,8	645,2			
TA44	14A6	13660,3	13660,3	701,3			
TA45	14B5	13528,4	13528,4	657,0			
TB11	13A9	26109,3	26109,3	1254,3	1232,2	74,8	6,1
TB12	13B8	26274,8	26274,8	1286,5			
TB13	14A5	23647,1	23647,1	1164,0			
TB14	14B2	24986,3	24986,3	1312,5			
TB15	14B10	23151,7	23151,7	1143,7			
TB21	13A2	22620,5	22620,5	1089,9	1171,2	55,0	4,7
TB22	13B5	24469,1	24469,1	1147,9			
TB23	14A1	25131,3	25131,3	1214,9			
TB24	14A7	24524,1	24524,1	1226,2			
TB25	14B3	23565,7	23565,7	1177,2			
TB31	13A8	17118,8	17118,8	825,2	804,2	38,0	4,7
TB32	13B9	16144,8	16144,8	796,7			
TB33	13B2	15970,4	15970,4	741,6			
TB34	14A9	16950,3	16950,3	820,0			
TB35	14B4	16679,8	16679,8	837,7			
TB41	13A5	16665,8	16665,8	827,8	825,7	32,1	3,9
TB42	13A10	16692,3	16692,3	833,0			
TB43	13B3	16448,8	16448,8	771,1			
TB44	14A4	17364,9	17364,9	843,2			
TB45	14B6	16490,7	16490,7	853,5			

**Tableau II.4 Déformations ultimes et modes de rupture pour
l'essai de traction**

Essai	Éprouvette	Déformation à la rupture	Déformation maximale	Moyenne	Écart type	CV	Mode de rupture
		[µε]	[µε]	[µε]	[µε]	[%]	
TA11	13A4	28423	28423	37566	7674	20,43	XGV
TA12	13B1	39575	39575				XGM
TA13	14A2	31069	31069				XGM
TA14	14A8	46910	46910				XGM
TA15	14B8	41855	41855				XGM
TA21	13A7	36514	36514	50672	16720	33,00	XGR
TA22	13B10	77603	77603				XGM
TA23	14A3	54291	54291				XGV
TA24	14B7	37731	37731				XGV
TA25	14B1	47222	47222				XGM
TA31	13A1	23293	23293	21831	2644	12,11	XGM
TA32	13A3	22343	22343				SGV
TA33	13B7	17162	17162				XGV
TA34	14A10	22922	22922				XGV
TA35	14B9	23437	23437				MGM (Lat+explosive)
TA41	13A6	17576	17576	31734	10825	34,11	MGM
TA42	13B4	41784	41784				XGM
TA43	13B6	36237	36237				XGR
TA44	14A6	40108	40108				XGM
TA45	14B5	22966	22966				XGT
TB11	13A9	46360	46360	48484	15243	31,44	XGM (Glissement dans les mors)
TB12	13B8	37265	37265				XGM
TB13	14A5	41683	41683				XGM
TB14	14B2	41977	41977				XGM
TB15	14B10	75137	75137				XGM (Glissement dans les mors)
TB21	13A2	54294	54294	59669	22350	37,46	XW/G
TB22	13B5	38925	38925				XGM
TB23	14A1	45369	45369				XGV
TB24	14A7	95966	95966				XGV
TB25	14B3	63788	63788				XGV
TB31	13A8	62638	62638	45424	17380	38,26	MGM (Lat+explosive)
TB32	13B9	22515	22515				MGM (Lat+explosive)
TB33	13B2	38499	38499				XGM
TB34	14A9	40343	40343				XGM
TB35	14B4	63126	63126				XGV
TB41	13A5	34895	34895	35438	5121	14,45	XGV
TB42	13A10	42842	42842				XGM
TB43	13B3	30298	30298				XGM
TB44	14A4	31269	31269				XGV
TB45	14B6	37884	37884				XGM

Tableau II.5 Constantes élastiques pour l'essai de traction

Essai	Éprouvette	Déformations de référence		E _{corde} [Mpa]	Moyenne [Mpa]	Écart type [Mpa]	CV [%]	v12 corde	Moyenne	Écart type	CV [%]
		min [µε]	max [µε]								
TA11	13A4	0,000996	0,002997	38540	40200	1184	2,94	0,241	0,256	0,023	9,12
TA12	13B1	0,000999	0,003008	40276				0,244			
TA13	14A2	0,001000	0,003005	39881				x			
TA14	14A8	0,001000	0,005585	40469				0,282			
TA15	14B8	0,001001	0,003006	41834				x			
TA21	13A7	0,000993	0,002992	37015	41149	4604	11,19	x	0,296	0,001	0,46
TA22	13B10	0,000996	0,002997	39010				x			
TA23	14A3	0,000998	0,002992	40352				0,297			
TA24	14B7	0,000988	0,002999	40351				0,295			
TA25	14B1	0,001000	0,002997	49014				0,297			
TA31	13A1	0,000990	0,002997	38755	40066	1588	3,96	x	0,295	0,021	6,97
TA32	13A3	0,000986	0,002991	38882				0,304			
TA33	13B7	0,000998	0,003000	39587				0,309			
TA34	14A10	0,000994	0,002989	42628				0,271			
TA35	14B9	0,000993	0,002990	40478				x			
TA41	13A6	0,000999	0,002999	39944	39582	1379	3,48	0,292	0,283	0,012	4,40
TA42	13B4	0,000995	0,002998	38697				0,275			
TA43	13B6	0,000996	0,003000	38554				x			
TA44	14A6	0,000996	0,002997	41847				x			
TA45	14B5	0,000993	0,002998	38868				x			
TB11	13A9	0,000995	0,002996	40760	41491	2155	5,19	0,344	0,328	0,020	6,16
TB12	13B8	0,000996	0,002997	40805				0,305			
TB13	14A5	0,000989	0,002990	40676				x			
TB14	14B2	0,000995	0,002999	45291				0,334			
TB15	14B10	0,000993	0,002996	39922				x			
TB21	13A2	0,000998	0,002995	38533	39761	1067	2,68	x	0,290	0,011	3,92
TB22	13B5	0,000998	0,002993	38654				x			
TB23	14A1	0,000991	0,002995	40554				0,300			
TB24	14A7	0,000999	0,002995	40563				0,293			
TB25	14B3	0,000988	0,002999	40501				0,278			
TB31	13A8	0,000994	0,002998	38585	40070	1338	3,34	0,292	0,261	0,028	10,81
TB32	13B9	0,000999	0,002992	39194				0,254			
TB33	13B2	0,000999	0,002989	40843				x			
TB34	14A9	0,000991	0,002994	39786				x			
TB35	14B4	0,000990	0,002990	41943				0,236			
TB41	13A5	0,000998	0,002996	41627	40890	1907	4,66	0,271	0,299	0,039	13,09
TB42	13A10	0,000996	0,002998	42046				0,326			
TB43	13B3	0,000994	0,002994	37537				x			
TB44	14A4	0,000993	0,002993	41193				x			
TB45	14B6	0,000990	0,002991	42046				x			

ANNEXE III

Données détaillées des essais ASTM D 695 – 02a

Renforts : verre E unidirectionnel JB Martin Texitek TG-18-U-50A.

Matrice : époxy Gurit SP Prime 20LV.

Procédé de moulage : infusion de résine sous membrane flexible.

Banc d'essai : MTS 810 100 kN

Jauges de déformation (mesures longitudinales – j1) : OMEGA SGD 1.5/120 LY41 et LY11

Jauges de déformation (bidirectionnelles – j2) : OMEGA SGD 2/120 XY41 et XY11

Fréquence d'acquisition : 10 Hz

Vitesse de chargement : 1,3 mm/min

Tableau III.1 Description des éprouvettes de compression

Essai	Éprouvette	Orientation des plis	Taux de renfort	Dimensions [mm]					Section [mm ²]
				Largeur moyenne	Longueur	Longueur de la section d'essai	Épaisseur	Épaisseur des talons	
CA11	16A5	[0] ₈	55,12	12,18	77,82	13,0	3,38	6,1	41,16
CA12	16B5	[0] ₈	55,12	11,05	78,38	12,8	3,23	5,98	35,69
CA13	17A4	[0] ₈	54,84	11,46	78,78	12,9	2,94	6,47	33,70
CA14	17A11	[0] ₈	54,84	11,73	78,72	13,0	3,35	6,25	39,30
CA15	17B4	[0] ₈	54,84	11,82	74,67	12,1	3,55	6,5	41,97
CA16	17B7	[0] ₈	54,84	11,51	76,28	12,3	3,5	6,48	40,30
CA17	17C7	[0] ₈	54,84	10,97	74,33	13,3	3,3	6,27	36,20
CA18	17C15	[0] ₈	54,84	10,45	77,08	14,0	3,35	6,18	35,02
CA21	16A2	[0] ₈	55,12	12,32	78,04	13,0	3,39	6,03	41,75
CA22	16A7	[0] ₈	55,12	11,51	78,02	13,7	3,47	6	39,95
CA23	17A6	[0] ₈	54,84	11,96	78,81	12,8	3,21	6,54	38,38
CA24	17A3	[0] ₈	54,84	12,09	77,48	13,0	3	6,35	36,28
CA25	17B11	[0] ₈	54,84	11,48	76,4	12,8	3,37	6,47	38,70
CA31	16A3	[0] ₈	55,12	11,97	77,74	12,8	3,38	6,19	40,47
CA32	16B6	[0] ₈	55,12	11,31	78,57	12,4	3,41	6,09	38,56
CA33	17A9	[0] ₈	54,84	11,84	77,43	13,0	3,16	6,03	37,41
CA34	17A1	[0] ₈	54,84	12,15	78,7	12,7	3,24	6,44	39,35
CA35	17B10	[0] ₈	54,84	11,60	75,69	13,1	3,48	6,49	40,36
CA36	17B5	[0] ₈	54,84	8,63	76	80,0	3,67	6,61	31,67
CA37	17C9	[0] ₈	54,84	10,90	75,65	13,2	3,32	6,35	36,19
CA38	17C14	[0] ₈	54,84	10,97	3,42	12,8	3,39	6,28	37,17
CA41	16A8	[0] ₈	55,12	12,11	78,23	13,0	3,29	6,14	39,85
CA42	16B2	[0] ₈	55,12	11,51	78,54	13,3	3,35	5,92	38,57
CA43	17A7	[0] ₈	54,84	11,48	78,81	12,8	3,21	6,56	36,86
CA44	17A12	[0] ₈	54,84	11,05	78,63	13,0	3,3	6,18	36,45
CA45	17B3	[0] ₈	54,84	11,23	75,7	12,4	3,49	6,39	39,18
CB11	16A6	[0] ₈	55,12	12,17	77,95	13,1	3,44	6,14	41,88
CB12	16A1	[0] ₈	55,12	12,24	78,38	14,0	3,4	5,95	41,62
CB13	17A8	[0] ₈	54,84	11,97	79,43	12,5	2,97	6,08	35,56
CB14	17A11	[0] ₈	54,84	12,15	77,79	12,4	3,27	6,1	39,72
CB15	17B2	[0] ₈	54,84	11,54	79,09	12,9	3,21	6,18	37,05
CB21	16A4	[0] ₈	55,12	11,88	78,08	13,1	3,25	6,01	38,62
CB22	16B1	[0] ₈	55,12	11,35	79,13	12,9	3,36	5,95	38,12
CB23	17A10	[0] ₈	54,84	11,21	77,85	13,0	3,18	6,59	35,64
CB24	17A2	[0] ₈	54,84	11,72	78,89	12,8	3,02	6,11	35,40
CB25	17B14	[0] ₈	54,84	11,26	76,49	12,6	3,35	6,45	37,71
CB31	16A10	[0] ₈	55,12	11,60	77,81	13,3	3,32	6,04	38,50
CB32	16B4	[0] ₈	55,12	11,52	78,58	13,3	3,28	5,95	37,80
CB33	17A5	[0] ₈	54,84	11,09	79,26	12,9	3,08	6,42	34,16
CB34	17B15	[0] ₈	54,84	11,20	76,65	12,3	3,33	6,49	37,28
CB35	17C6	[0] ₈	54,84	11,03	76,6	13,0	3,4	6,33	37,49
CB41	16A9	[0] ₈	55,12	12,00	78,2	14,1	3,29	6,15	39,49
CB42	16B3	[0] ₈	55,12	11,88	78,9	13,0	3,47	6,01	41,21
CB43	17A16	[0] ₈	54,84	11,51	78,92	12,6	3,23	6,06	37,17
CB44	17A13	[0] ₈	54,84	11,43	78,21	12,9	3,24	6,23	37,03
CB45	17C13	[0] ₈	54,84	11,14	77,27	13,2	3,45	6,3	38,44

Tableau III.2 Description des conditions d'essais de compression

Essai	Éprouvette	Conditionnement	Conditions de laboratoire		Conditions de l'essai		Vitesse de chargement	Fréquence d'échantillonnage	Date
			Température [°C]	Humidité relative [%]	Température [°C]	Humidité relative [%]	[mm/min]	[Hz]	
CA11	16A5	Temp. Amb. - Sec	22	< 30	22	< 30	1	10	x
CA12	16B5	Temp. Amb. - Sec	22,4	37	22,4	37	1,3	10	2009-05-07
CA13	17A4	Temp. Amb. - Sec	22,4	37	22,4	37	1,3	10	2009-05-07
CA14	17A11	Temp. Amb. - Sec	22,4	37	22,4	37	1,3	10	2009-05-07
CA15	17B4	Temp. Amb. - Sec	22,4	37	22,4	37	1,3	10	2009-05-07
CA16	17B7	Temp. Amb. - Sec	22,4	37	22,4	37	1,3	10	2009-05-07
CA17	17C7	Temp. Amb. - Sec	22,4	37	22,4	37	1,3	10	2009-05-07
CA18	17C15	Temp. Amb. - Sec	22,5	< 30	22,5	< 30	1,3	10	x
CA21	16A2	Temp. Amb. + cycles / Sec	21,6	41	21,6	41	1,3	10	2009-05-21
CA22	16A7	Temp. Amb. + cycles / Sec	21,6	41	21,6	41	1,3	10	2009-05-21
CA23	17A6	Temp. Amb. + cycles / Sec	22,2	39	22,2	39	1,3	10	2009-05-21
CA24	17A3	Temp. Amb. + cycles / Sec	22,2	39	22,2	39	1,3	10	2009-05-21
CA25	17B11	Temp. Amb. + cycles / Sec	22,2	39	22,2	39	1,3	10	2009-05-21
CA31	16A3	Temp. Amb. - Saturé	22,2	48	22,2	48	1,3	10	2009-05-07
CA32	16B6	Temp. Amb. - Saturé	22,2	48	22,2	48	1,3	10	2009-05-07
CA33	17A9	Temp. Amb. - Saturé	22,2	48	22,2	48	1,3	10	2009-05-07
CA34	17A1	Temp. Amb. - Saturé	22,2	48	22,2	48	1,3	10	2009-05-07
CA35	17B10	Temp. Amb. - Saturé	22,2	48	22,2	48	1,3	10	2009-05-07
CA36	17B5	Temp. Amb. - Saturé	22,2	48	22,2	48	1,3	10	2009-05-07
CA37	17C9	Temp. Amb. - Saturé	22,2	48	22,2	48	1,3	10	2009-05-07
CA38	17C14	Temp. Amb. - Saturé	22,2	48	22,2	48	1,3	10	2009-05-07
CA41	16A8	Temp. Amb. + cycles / Saturé	22,5	38	22,5	38	1,3	10	2009-05-21
CA42	16B2	Temp. Amb. + cycles / Saturé	22,5	38	22,5	38	1,3	10	2009-05-21
CA43	17A7	Temp. Amb. + cycles / Saturé	22,5	38	22,5	38	1,3	10	2009-05-21
CA44	17A12	Temp. Amb. + cycles / Saturé	22,5	38	22,5	38	1,3	10	2009-05-21
CA45	17B3	Temp. Amb. + cycles / Saturé	22,5	38	22,5	38	1,3	10	2009-05-21
CB11	16A6	-40 Celsius - Sec	21,9	44	-40	x	1,3	10	2009-05-22
CB12	16A1	-40 Celsius - Sec	21,9	44	-40	x	1,3	10	2009-05-22
CB13	17A8	-40 Celsius - Sec	21,9	44	-40	x	1,3	10	2009-05-22
CB14	17A11	-40 Celsius - Sec	21,9	44	-40	x	1,3	10	2009-05-22
CB15	17B2	-40 Celsius - Sec	21,9	44	-40	x	1,3	10	2009-05-22
CB21	16A4	-40 Celsius + cycles / Sec	22,1	25	-40	x	1,3	10	2009-05-25
CB22	16B1	-40 Celsius + cycles / Sec	22,1	25	-40	x	1,3	10	2009-05-25
CB23	17A10	-40 Celsius + cycles / Sec	22,1	25	-40	x	1,3	10	2009-05-25
CB24	17A2	-40 Celsius + cycles / Sec	22,1	25	-40	x	1,3	10	2009-05-25
CB25	17B14	-40 Celsius + cycles / Sec	22,1	25	-40	x	1,3	10	2009-05-25
CB31	16A10	-40 Celsius / Saturé	21,9	41	-40	x	1,3	10	2009-05-22
CB32	16B4	-40 Celsius / Saturé	21,9	41	-40	x	1,3	10	2009-05-22
CB33	17A5	-40 Celsius / Saturé	21,9	41	-40	x	1,3	10	2009-05-22
CB34	17B15	-40 Celsius / Saturé	21,9	41	-40	x	1,3	10	2009-05-22
CB35	17C6	-40 Celsius / Saturé	21,9	41	-40	x	1,3	10	2009-05-22
CB41	16A9	-40 Celsius + cycles / Saturé	22,2	26	-40	x	1,3	10	2009-05-25
CB42	16B3	-40 Celsius + cycles / Saturé	22,2	26	-40	x	1,3	10	2009-05-25
CB43	17A16	-40 Celsius + cycles / Saturé	22,2	26	-40	x	1,3	10	2009-05-25
CB44	17A13	-40 Celsius + cycles / Saturé	22,2	26	-40	x	1,3	10	2009-05-25
CB45	17C13	-40 Celsius + cycles / Saturé	22,2	26	-40	x	1,3	10	2009-05-25

Tableau III.3 Description de la résistance des éprouvettes de compression

Essai	Éprouvette	Charge maximale	Contrainte maximale	Moyenne	Écart type	CV	Commentaires
		[N]	[MPa]	[MPa]	[MPa]	[%]	
CA11	16A5	22973	558,18	628,61	113,62	18,1	Écrasement d'un bout
CA12	16B5	x	x				Jauge bidirectionnelle défectueuse - Écrasement du bout inférieur
CA13	17A4	26007	771,67				Écrasement du bout supérieur
CA14	17A11	23559	599,53				Écrasement du bout inférieur
CA15	17B4	29975	714,15				Écrasement du bout inférieur
CA16	17B7	28832	715,49				Flambement
CA17	17C7	21764	601,20				Écrasement du bout supérieur
CA18	17C15	15409	440,02				Écrasement d'un bout
CA21	16A2	26995	646,53	708,41	114,10	16,1	Rupture dans section d'essai - Données non sauvegardées
CA22	16A7	21459	537,13				Écrasement du bout supérieur - initiation de la rupture dans section d'essai
CA23	17A6	31040	808,74				Rupture dans section d'essai - Flambement
CA24	17A3	27988	771,44				Rupture dans section d'essai - Flambement
CA25	17B11	30115	778,19				Écrasement du bout supérieur
CA31	16A3	18482	456,69	504,30	155,28	30,8	
CA32	16B6	11685	303,07				Jauge brisée - Écrasement du bout supérieur
CA33	17A9	20565	549,65				Jauge bidirectionnelle défectueuse - Écrasement du bout supérieur
CA34	17A1	22508	572,00				Écrasement du bout supérieur
CA35	17B10	24832	615,32				Écrasement du bout inférieur
CA36	17B5	24523	774,28				Écrasement du bout inférieur
CA37	17C9	15453	427,02				Écrasement du bout supérieur
CA38	17C14	12504	336,39				Écrasement du bout inférieur
CA41	16A8	20767	521,09	628,61	61,43	9,8	Rupture dans section d'essai - Flambement
CA42	16B2	17046	441,95				Écrasement du bout supérieur
CA43	17A7	22323	605,59				Rupture dans section d'essai - Flambement
CA44	17A12	17645	484,03				Écrasement du bout inférieur
CA45	17B3	21152	539,85				Écrasement du bout inférieur
CB11	16A6	36578	873,48	692,21	168,52	24,3	Écrasement du bout inférieur
CB12	16A1	33965	816,15				Écrasement du bout supérieur
CB13	17A8	24170	679,68				Écrasement du bout inférieur
CB14	17A11	17479	440,06				Écrasement du bout supérieur
CB15	17B2	24148	651,70				Écrasement du bout supérieur
CB21	16A4	26296	680,88	812,50	106,57	13,1	Écrasement du bout supérieur
CB22	16B1	28501	747,57				Écrasement du bout supérieur - initiation de la rupture dans section d'essai
CB23	17A10	30191	847,18				Rupture dans section d'essai - Flambement
CB24	17A2	34083	962,68				Rupture dans section d'essai - Flambement
CB25	17B14	31080	824,19				Rupture dans section d'essai - Flambement
CB31	16A10	13431	348,85	455,13	135,47	29,8	Écrasement du bout supérieur
CB32	16B4	13489	356,88				Écrasement du bout supérieur - Jauge endommagée
CB33	17A5	18888	552,97				Écrasement du bout supérieur - Rosette défectueuse
CB34	17B15	24043	644,85				Écrasement du bout supérieur
CB35	17C6	13950	372,09				Écrasement du bout supérieur
CB41	16A9	21930	555,32	631,64	196,10	18,1	Écrasement du bout supérieur
CB42	16B3	33930	823,30				Rupture dans section d'essai - Flambement
CB43	17A16	31584	849,80				Écrasement du bout supérieur
CB44	17A13	19566	528,34				Écrasement du bout supérieur - Jauge défectueuse
CB45	17C13	15433	401,44				Écrasement du bout supérieur - talon décollé

Tableau III.4 Constantes élastiques des éprouvettes de compression

Essai	Éprouvette	Module de rigidité	Moyenne	Écart type	CV	Coefficient de Poisson	Moyenne	Écart type	CV
		[MPa]	[MPa]	[MPa]	[%]				
CA11	16A5	x	45567,35	2707,79	5,9	x	0,24	x	x
CA12	16B5	44638				x			
CA13	17A4	48846				0,24			
CA14	17A11	47888				x			
CA15	17B4	46817				x			
CA16	17B7	43144				x			
CA17	17C7	42071				x			
CA18	17C15	x				x			
CA21	16A2	x	49394,33	4854,44	9,8	x	0,33	x	x
CA22	16A7	45065				x			
CA23	17A6	47669				x			
CA24	17A3	56336				0,33			
CA25	17B11	48507				x			
CA31	16A3	58952	60718,21	8720,55	14,4	x	x	x	x
CA32	16B6	x				x			
CA33	17A9	71339				x			
CA34	17A1	x				x			
CA35	17B10	x				x			
CA36	17B5	62334				x			
CA37	17C9	50248				x			
CA38	17C14	x				x			
CA41	16A8	47733	46944,70	3743,96	8,0	0,34	0,33	0,03	7,7
CA42	16B2	45909				x			
CA43	17A7	52154				0,31			
CA44	17A12	47197				x			
CA45	17B3	41732				x			
CB11	16A6	42111	50237,19	5789,08	11,5	x	0,31	x	x
CB12	16A1	47844				x			
CB13	17A8	55705				0,31			
CB14	17A11	55897				x			
CB15	17B2	49628				x			
CB21	16A4	49525	50149,52	3498,69	7,0	0,27	0,27	0,01	3,4
CB22	16B1	55341				x			
CB23	17A10	49383				x			
CB24	17A2	50878				x			
CB25	17B14	45621				0,26			
CB31	16A10	47641	51757,03	4169,63	8,1	x	x	x	x
CB32	16B4	x				x			
CB33	17A5	51653				x			
CB34	17B15	105201				x			
CB35	17C6	55978				x			
CB41	16A9	49648	46822,13	2432,11	5,2	0,29	0,30	0,02	6,9
CB42	16B3	46643				x			
CB43	17A16	47263				0,32			
CB44	17A13	x				x			
CB45	17C13	43735				x			

ANNEXE IV

Données détaillées des essais ASTM D 2344 – 00 (2006)

Renforts : verre E unidirectionnel JB Martin Texitek TG-18-U-50A.

Matrice : époxy Gurit SP Prime 20LV.

Procédé de moulage : infusion de résine sous membrane flexible.

Empilement : $[0_{12}]$

Taux de renfort v_f : 61,2 %

Banc d'essai : MTS 810 100 kN

Fréquence d'acquisition : 10 Hz

Diamètre des supports : 3 mm

Matériau des supports : acier trempé

Diamètre du nez de chargement : 6 mm

Matériau du nez de chargement : acier trempé

Vitesse de chargement : 1 mm/min

Tableau IV.1 Description des éprouvettes pour l'essai
de cisaillement interlaminaire

Essai	Éprouvette	Date de l'essai	Dimensions de l'éprouvette			
			Largeur [mm]	Longueur [mm]	Épaisseur [mm]	Section [mm ²]
SA11	9	2009-04-24	9,69	29,96	5,1	49,42
SA12	13	2009-04-24	9,63	29,76	4,87	46,90
SA13	20	2009-04-24	9,46	29,7	4,82	45,60
SA14	29	2009-04-24	9,5	29,74	4,89	46,46
SA15	38	2009-04-24	9,45	29,79	4,79	45,27
SA21	4	2009-05-06	9,45	29,86	4,75	44,89
SA22	8	2009-05-06	9,75	29,97	4,89	47,68
SA23	21	2009-05-06	9,52	29,7	4,65	44,27
SA24	30	2009-05-06	9,61	29,81	4,91	47,19
SA25	37	2009-05-06	9,61	29,71	4,89	46,99
SA31	2	2009-04-24	9,4	29,81	4,81	45,21
SA32	10	2009-04-24	9,81	29,58	4,93	48,36
SA33	22	2009-04-24	9,61	29,71	4,96	47,67
SA34	27	2009-04-24	9,56	29,95	4,84	46,27
SA35	39	2009-04-24	9,71	29,8	4,9	47,58
SA41	12	2009-04-30	9,59	29,67	4,77	45,74
SA42	15	2009-04-30	9,42	29,82	4,85	45,69
SA43	26	2009-04-30	9,54	29,71	4,89	46,65
SA44	32	2009-04-30	9,66	29,71	4,72	45,60
SA45	40	2009-04-30	9,72	30,17	4,73	45,98
SB11	1	2009-05-12	9,37	30,03	4,85	45,44
SB12	7	2009-05-12	9,66	29,86	4,88	47,14
SB13	18	2009-05-12	9,63	29,81	4,88	46,99
SB14	24	2009-05-12	9,52	29,87	4,73	45,03
SB15	31	2009-05-12	9,43	29,79	4,81	45,36
SB21	3	2009-05-13	9,45	29,67	4,74	44,79
SB22	6	2009-05-13	9,56	29,86	4,89	46,75
SB23	16	2009-05-13	9,38	29,75	4,77	44,74
SB24	28	2009-05-13	9,65	29,95	4,8	46,32
SB25	36	2009-05-13	9,71	29,8	4,97	48,26
SB31	5	2009-05-12	9,45	29,65	4,86	45,93
SB32	11	2009-05-12	9,66	29,82	4,79	46,27
SB33	19	2009-05-12	9,68	29,61	4,9	47,43
SB34	23	2009-05-12	9,57	29,72	4,83	46,22
SB35	34	2009-05-12	9,63	29,81	4,84	46,61
SB41	14	2009-05-13	9,74	29,81	4,79	46,65
SB42	17	2009-05-13	9,76	29,64	4,96	48,41
SB43	25	2009-05-13	9,67	29,86	5,12	49,51
SB44	33	2009-05-13	9,36	30,09	4,96	46,43
SB45	35	2009-05-13	9,43	29,76	4,94	46,58



Tableau IV.2 Conditions pour les essais de cisaillement interlaminaire

Essai	Éprouvette	Conditionnement	Conditions de laboratoire		Conditions de l'essai	
			Humidité relative [%]	Température [°C]	Humidité relative [%]	Température [°C]
SA11	9	Séchage sous vide à 40C	< 30	22	< 30	22
SA12	13	Séchage sous vide à 40C	< 30	22	< 30	22
SA13	20	Séchage sous vide à 40C	< 30	22	< 30	22
SA14	29	Séchage sous vide à 40C	< 30	22	< 30	22
SA15	38	Séchage sous vide à 40C	< 30	22	< 30	22
SA21	4	Saturation par immersion	< 30	22,2	< 30	22,2
SA22	8	Saturation par immersion	< 30	22,2	< 30	22,2
SA23	21	Saturation par immersion	< 30	22,2	< 30	22,2
SA24	30	Saturation par immersion	< 30	22,2	< 30	22,2
SA25	37	Saturation par immersion	< 30	22,2	< 30	22,2
SA31	2	Séchage sous vide à 40C + 100 cycles de 40 à -40C	< 30	22,4	< 30	22,4
SA32	10	Séchage sous vide à 40C + 100 cycles de 40 à -40C	< 30	22,4	< 30	22,4
SA33	22	Séchage sous vide à 40C + 100 cycles de 40 à -40C	< 30	22,4	< 30	22,4
SA34	27	Séchage sous vide à 40C + 100 cycles de 40 à -40C	< 30	22,8	< 30	22,8
SA35	39	Séchage sous vide à 40C + 100 cycles de 40 à -40C	< 30	22,8	< 30	22,8
SA41	12	Saturation par immersion + 100 cycles de 40 à -40C	< 30	21,7	< 30	21,7
SA42	15	Saturation par immersion + 100 cycles de 40 à -40C	< 30	21,7	< 30	21,7
SA43	26	Saturation par immersion + 100 cycles de 40 à -40C	< 30	21,9	< 30	21,9
SA44	32	Saturation par immersion + 100 cycles de 40 à -40C	< 30	21,9	< 30	21,9
SA45	40	Saturation par immersion + 100 cycles de 40 à -40C	< 30	21,9	< 30	21,9
SB11	1	Séchage sous vide à 40C	< 30	22,4	x	-40
SB12	7	Séchage sous vide à 40C	< 30	22,4	x	-40
SB13	18	Séchage sous vide à 40C	< 30	22,4	x	-40
SB14	24	Séchage sous vide à 40C	< 30	22,4	x	-40
SB15	31	Séchage sous vide à 40C	< 30	22,4	x	-40
SB21	3	Saturation par immersion	< 30	22,1	x	-40
SB22	6	Saturation par immersion	< 30	22,1	x	-40
SB23	16	Saturation par immersion	< 30	22,1	x	-40
SB24	28	Saturation par immersion	< 30	22,1	x	-40
SB25	36	Saturation par immersion	< 30	22,1	x	-40
SB31	5	Séchage sous vide à 40C + 100 cycles de 40 à -40C	< 30	22	x	-40
SB32	11	Séchage sous vide à 40C + 100 cycles de 40 à -40C	< 30	22	x	-40
SB33	19	Séchage sous vide à 40C + 100 cycles de 40 à -40C	< 30	22	x	-40
SB34	23	Séchage sous vide à 40C + 100 cycles de 40 à -40C	< 30	22	x	-40
SB35	34	Séchage sous vide à 40C + 100 cycles de 40 à -40C	< 30	22	x	-40
SB41	14	Saturation par immersion + 100 cycles de 40 à -40C	< 30	21,9	x	-40
SB42	17	Saturation par immersion + 100 cycles de 40 à -40C	< 30	21,9	x	-40
SB43	25	Saturation par immersion + 100 cycles de 40 à -40C	< 30	21,9	x	-40
SB44	33	Saturation par immersion + 100 cycles de 40 à -40C	< 30	21,9	x	-40
SB45	35	Saturation par immersion + 100 cycles de 40 à -40C	< 30	21,9	x	-40

Tableau IV.3 Description de la rupture pour les essais de cisaillement interlaminaire

Essai	Éprouvette	Charge maximale	F ^{SBS}	Moyenne	Écart type	CV	Mode de rupture
		[N]	[MPa]	[MPa]	[MPa]	[%]	
SA11	9	3291	49,95	51,53	2,16	4,19	Cisaillement interlaminaire / droite
SA12	13	3326	53,19				Cisaillement interlaminaire + compression / droite
SA13	20	3248	53,42				Cisaillement interlaminaire + compression / gauche
SA14	29	3008	48,56				Cisaillement interlaminaire / droite
SA15	38	3170	52,52				Cisaillement interlaminaire + compression
SA21	4	3194	53,37	53,86	1,16	2,16	Cisaillement interlaminaire / droite
SA22	8	3363	52,90				Cisaillement interlaminaire / gauche
SA23	21	3298	55,88				Cisaillement interlaminaire / droite
SA24	30	3366	53,50				Cisaillement interlaminaire + compression / droite
SA25	37	3362	53,66				Cisaillement interlaminaire / droite
SA31	2	2574	42,70	45,67	2,44	5,35	Cisaillement interlaminaire + compression / gauche
SA32	10	3142	48,72				Cisaillement interlaminaire / gauche
SA33	22	2862	45,03				Cisaillement interlaminaire / droite
SA34	27	2736	44,35				Cisaillement interlaminaire / droite
SA35	39	3017	47,56				Cisaillement interlaminaire + compression / droite
SA41	12	2646	43,38	42,33	1,01	2,39	Cisaillement interlaminaire + compression / droite
SA42	15	2485	40,79				Cisaillement interlaminaire / droite
SA43	26	2650	42,60				Cisaillement interlaminaire + compression / droite
SA44	32	2548	41,91				Cisaillement interlaminaire / droite
SA45	40	2633	42,95				Cisaillement interlaminaire + compression / droite
SB11	1	3798	62,68	65,59	2,17	3,31	Cisaillement interlaminaire / droite
SB12	7	4206	66,92				Cisaillement interlaminaire / centre-droite
SB13	18	4041	64,49				Cisaillement interlaminaire / droite
SB14	24	4101	68,31				Cisaillement interlaminaire / centre-droite
SB15	31	3966	65,58				Cisaillement interlaminaire / gauche
SB21	3	4238	70,96	69,36	3,69	5,31	Cisaillement interlaminaire / gauche
SB22	6	4068	65,26				Cisaillement interlaminaire / gauche
SB23	16	4210	70,57				Cisaillement interlaminaire / centre-droite
SB24	28	4074	65,97				Cisaillement interlaminaire / droite
SB25	36	4765	74,05				Cisaillement interlaminaire / gauche
SB31	5	3569	58,28	58,23	3,03	5,20	Cisaillement interlaminaire / gauche
SB32	11	3401	55,13				Cisaillement interlaminaire / gauche
SB33	19	3776	59,71				Cisaillement interlaminaire + compression / gauche
SB34	23	3425	55,57				Cisaillement interlaminaire / droite
SB35	34	3881	62,45				Cisaillement interlaminaire / droite
SB41	14	3938	63,31	62,51	2,12	3,39	Cisaillement interlaminaire / gauche
SB42	17	4202	65,10				Cisaillement interlaminaire / droite
SB43	25	4190	63,47				Cisaillement interlaminaire / droite
SB44	33	3757	60,69				Cisaillement interlaminaire / centre-droite
SB45	35	3726	59,99				Cisaillement interlaminaire / droite

ANNEXE V

Programmes MatLab

Les programmes MatLab rédigés et utilisés lors de ce projet sont fournis sur le CD joint. Les programmes sont présentés en deux dossiers. L'un contient les codes nécessaires pour l'application de la CLT et l'autre, pour le calcul des propriétés d'un composite unidirectionnel et l'application des modèles hygrothermiques présentés dans la revue de la littérature.

Le dossier *CLT* contient le programme *CLT.m* et la fonction *Elastic_ctes.m*. Le programme *CLT.m* permet :

- d'évaluer les propriétés effective d'un stratifié;
- de calculer les déformations et les contraintes dans chaque pli pour des charges mécaniques et hygrothermiques connues;
- de calculer les contraintes dans chaque pli pour des déformations imposées et un chargement hygrothermique connu.

Le programme *CLT.m* peut être utilisé soit pour un stratifié dont les caractéristiques du pli sont connues ou, pour un composite dont les propriétés des constituants sont connues.

La fonction *Elastic_ctes.m* est utilisée par le programme *CLT.m* pour évaluer les caractéristiques élastiques d'un pli de composite à partir des propriétés de ses constituants.

Le dossier *Pli_unidirectionnel* contient les programmes suivant :

- *Prop_mec_pli_uni.m* – calcul les propriétés d'un pli de composite UD (constantes élastiques, résistance, propriétés thermomécaniques, etc.) à partir des propriétés des constituants.
- *boucleT_Mr.m* – boucle de calcul, basée sur le programme *Prop_mec_pli_uni.m*, pour le traçage des graphiques illustrant le comportement du composite soumis à des charges hygrothermiques.

Ainsi que les fonctions :

- *Alpha_Beta.m* – évaluation des propriétés hygrothermiques d'un pli de composite à partir des propriétés des constituants;
- *Elastic_ctes.m* – évaluation des caractéristiques élastiques d'un pli UD en fonction des caractéristiques des constituants;
- *Hygroscopique.m* -
- *Hygrothermique.m* -
- *Output.m* – copie de *Prop_mec_pli_uni.m* adaptée en fonction pour le programme *boucleT_Mr.m*
- *Ply_Strenght.m* -
- *Thermique.m* -
- *SigmaCr.m* et *HT_sigma.m* – pour le modèle de Lord et Dutta (1988).

Pour utiliser ces programmes, copier les dossiers sur le répertoire de votre choix.

LISTE DE RÉFÉRENCES

- Adams, R. D., et M. M. Singh. 2001. « Low temperature transitions in fibre reinforced polymers ». *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, vol. 32, n° 6, p. 797-814.
- Bouaziz, Ait-Idriss, Francis Pelletier et Louis et al. Robert. 2004. « Étude sur l'évaluation du potentiel éolien, de son prix de revient et des retombées économiques pouvant en découler au Québec ». (Montréal). En ligne. p. 71
<<http://www.canwea.ca/images/uploads/File/Resources/Helimax-Report-FR.pdf>>.
- Brondsted, Povl, Hans Lilholt et Aage Lystrup. 2005. « Composite materials for wind power turbine blades ». *Annual Review of Materials Research*, vol. 35, p. 505-538.
- Budiansky, B. 1993. « Compressive failure of fibre composites ». *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, vol. 41, p. 183.
- Bulmanis, V. N., G. M. Gunyaev, V. V. Krivonos, G. P. Mashinskaya, V. M. Merkulova, G. I. Milyutin, A. A. Gerasimov et S. A. Kuz'min. 1991. « Atmospheric durability of polymer-fiber composites in cold climates ». *Mechanics of Composite Materials*, vol. 27, n° 6, p. 698-705.
- Chamis, C. C. 1983. *Simplified Composite Micromechanics Equations for Hygral, Thermal and Mechanical Properties*. Coll. « NASA Technical Memorandum », NASA-TM-83320. États-Unis: NASA Glenn Research Center 19 p.
- Chamis, C. C. 1984. *Simplified composite micromechanics equations for strength, fracture toughness and environmental effects*. Coll. « NASA Technical Memorandum », NASA Technical Memorandum 83696. États-Unis: NASA Glenn Research Center, 27 p.
- Collectif. 2001. *ASM Handbook : Composites*, 21 vol. En ligne. vol. 21. ASM International.
<<http://products.asminternational.org/hbk/index.jsp>>.
- Cusson, Renée, et Yunping Xi. 2002. *The Behavior of Fiber-Reinforced Polymer Reinforcement in Low Temperature Environmental Climates*. CDOT-DTD-R-2003-4.
<<http://www.dot.state.co.us/publications/PDFFiles/frp.pdf>>.

- Dutta, P. K. 2001. « The Fracturing Process of Freezing Composites ». In *Proceedings of the Eleventh (2001) Internationale Offshore and Polar Engineering Conference* (Stavanger, Norvège), sous la dir. de Engineers, The International Society of Offshore and Polar. p. 118-123. Vol. IV. Cupertino, Californie, É-U
<http://202.120.57.205/cdbook/isope2001/pdf/papers/357.pdf>.
- Dutta, Piyush K. 1988. « Structural Fiber Composite Materials for Cold Regions ». *Journal of Cold Regions Engineering*, vol. 2, n° 3, p. 124-134.
- Dutta, Piyush K. 1989. « Fiber composite materials in an arctic environment ». In *Structural Materials* (San Francisco, CA, 1-5 mai 1989), sous la dir. de Orofino, James F. Vol. 5, p. 216-225. Coll. « Structures Congress '89 Proceedings », 5. San Francisco, CA, USA: Publ by ASCE, New York, NY, USA.
- Dutta, Piyush K. 1993. « Tensile Strength of Unidirectional Fiber Composites at Low Temperatures ». In (Orlando, FL; 22-24 juin 1992), 6. p. 782-792. Coll. « Japan-U.S. Conference on Composite Materials ».
- Dutta, Piyush K. 1994. « Low-temperature compressive strength of glass-fiber-reinforced polymer composites ». *Journal of Offshore Mechanics and Arctic Engineering, Transactions of the ASME*, vol. 116, n° 3, p. 167-172.
- Dutta, Piyush K. 1998. « Thermo-mechanical behavior of polymer composites. ». In *Advanced multilayered and fibre-reinforced composites; Proceedings of the NATO Advanced Research Workshop*, (Kiev, Ukraine; 2-6 June 1997). p. 541-554. Pays-Bas.
- Dutta, Piyush K., et D. Hui. 1996. « Low-temperature and freeze-thaw durability of thick composites ». *Composites Part B: Engineering*, vol. 27, p. 371-379.
- Gibson, Ronald F. 2007. *Principles of Composite Material Mechanics*, 2e éd. Coll. « Mechanical Engineering ». Boca-Raton (É-U): CRC Press, 608 p.
- Griffin, D. A. 2001. *WindPACT Turbine Design Scaling Studies Technical : Area 1 - Composite Blades for 80 to 120 Meter Rotor*. Coll. « Other Information: PBD: 30 Apr 2001 ». United States, 44 p.
<http://www.osti.gov/energycitations/servlets/purl/783406-67RAL1/native/>.
- Hahn, H. Thomas, et Jerry G. Williams. 1984. *Compression Failure Mechanisms in Unidirectional Composites*. Coll. « NASA Technical Memorandum ». États-Unis: NASA Langley Research Center, 43 p.

- Jelf, P. M., et N. A. Fleck. 1992. « Compression Failure Mechanisms in Unidirectional Composites ». *Journal of Composite Materials*, vol. 26, n° 18 (January 1, 1992), p. 2706-2726.
- Karbhari, V. M., J. W. Chin, D. Hunston, B. Benmokrane, T. Juska, R. Morgan, J. J. Lesko, U. Sorathia et D. Reynaud. 2003. « Durability gap analysis for fiber-reinforced polymer composites in civil infrastructure ». *Journal of Composites for Construction*, vol. 7, n° 3, p. 238-247.
- Karjalainen, Jukka-Pekka, et Sebastian. Segercrantz. 2006. *WP 8 Reference and Extreme Condition Tests at VTT*. Coll. « Optimat blades », OB_TG3_R018 rev.000. Delft: TU Delft, 27 p.
- Koufopoulos, T., et P. S. Theocaris. 1969. « Shrinkage stresses in two-phase materials ». *Journal of Composite Materials*, vol. 3, n° 2, p. 308-320.
- Lacroix, Antoine, et James Manwell. 2000. *Wind Energy: Cold Weather Issue*. Massachusetts: University of Massachusetts at Amherst. In *Scopus* <http://www.ecs.umass.edu/mie/labs/rerl/research/Cold_Weather_White_Paper.pdf>.
- Liu, Judy J., et Vistasp M. Karbhari. 2007. « Performance and design of fibre-reinforced polymer composites at cold temperatures – current status and future needs ». *International Journal of Materials and Product Technology*, vol. 28, n° 1, p. 1-7.
- Lord, Harold W., et Piyush K. Dutta. 1988. « On the Design of Polymeric Composite Structures for Cold Regions Applications ». *Journal of Reinforced Plastics and Composites*, vol. 7, n° 5 (September 1, 1988), p. 435-458.
- Manwell, James F., J.G. McGowan et A.L. Rogers. 2002. *Wind Energy Explained : Theory, Design and Application*, 1. 1. Royaumes-Unis: John Wiley and Sons Ltd., 590 p.
- Marsh, George. 2003. « Composites - prime enabler of wind energy ». *Reinforced Plastics*, vol. 47, n° 5, p. 29-45.
- Nie, G. H., Samit Roy et Piyush K. Dutta. 2004. « Failure in composite materials due to volumetric expansion of freezing moisture ». *Journal of Cold Regions Engineering*, vol. 18, n° 4, p. 135-154.
- Nijssen, Rogier, et Arno van Wingerde. 2005. *Shear strength of UD material at -40°C – Iosipescu test results at WMC*. Coll. « Optimat blades », OB_TG3_R023 rev.000 Delft: TU Delft, 19 p.

- Ray, B. C. 2004. « Effects of crosshead velocity and sub-zero temperature on mechanical behaviour of hygrothermally conditioned glass fibre reinforced epoxy composites ». *Materials Science and Engineering A*, vol. 379, n° 1-2, p. 39-44.
- Rivera, J., et V. M. Karbhari. 2002. « Cold-temperature and simultaneous aqueous environment related degradation of carbon/vinylester composites ». *Composites Part B: Engineering*, vol. 33, n° 1, p. 17-24.
- Roy, Samit, G. H. Nie, R. Karedla et L. Dharani. 2002a. « Matrix cracking and delaminations in orthotropic laminates subjected to freeze-thaw: Model development ». *Polymers and Polymer Composites*, vol. 10, n° 5, p. 327-339.
- Roy, Samit, G. H. Nie, R. Karedla et L. Dharani. 2002b. « Stress intensity factor for an elliptic inclusion in orthotropic laminates subjected to freeze-thaw: Model verification ». *Polymers and Polymer Composites*, vol. 10, n° 8, p. 571-587.
- Shao, Yixin, et Fabien Darchis. 2007. « Low temperature response of pultruded composites at saturation ». *International Journal of Materials and Product Technology*, vol. 28, n° 1-2, p. 46-65.
- Shen, Chi-Hung, et George S. Springer. 1977a. « Effects of Moisture and Temperature on the Tensile Strength of Composite Materials ». *Journal of Composite Materials*, vol. 11, n° 1 (January 1, 1977), p. 2-16.
- Shen, Chi-Hung, et George S. Springer. 1977b. « Environmental effects on the elastic moduli of composite materials ». *Journal of Composite Materials*, vol. 11, p. 250-64.
- Tangler, James L. 2000. « Evolution of Rotor and Blade Design ». In (Palm Springs, California, 30 avril au 4 mai 2000). pdf. p. 11. Coll. « American Wind Energy Association WindPower 2000 ».
- Veers, P. S. 2003. « Trends in the design, manufacture and evaluation of wind turbine blades ». *Wind energy*, vol. 6, n° 3, p. 245.
- Xi, Yunping, Sunyoung Chang, Andi Asiz et Yue Li. 2004. *Long-Term Durability of Fiber-Reinforced Polymers (FRP) and In-Situ Monitoring of FRP Bridge Decks at O'Fallon Park Bridge*. En ligne. États-Unis: Colorado Departement of Transport Research Branch.