

ÉCOLE DE TECHNOLOGIE SUPÉRIEURE
UNIVERSITÉ DU QUÉBEC

MÉMOIRE PRÉSENTÉ À
L'ÉCOLE DE TECHNOLOGIE SUPÉRIEURE

COMME EXIGENCE PARTIELLE
À L'OBTENTION DE LA
MAÎTRISE AVEC MÉMOIRE EN GÉNIE MÉCANIQUE
M.Sc.A.

PAR
Catherine LEDUC

ÉVALUATION DES PERFORMANCES MÉCANIQUES DE STRATIFIÉS
CARBONE-ÉPOXY PRÉFORMÉS À L'AIDE DE LA COUTURE « ONE-SIDED »

MONTRÉAL, LE 15 JANVIER 2015

© Tous droits réservés, Catherine Leduc, 2015

© Tous droits réservés

Cette licence signifie qu'il est interdit de reproduire, d'enregistrer ou de diffuser en tout ou en partie, le présent document. Le lecteur qui désire imprimer ou conserver sur un autre media une partie importante de ce document, doit obligatoirement en demander l'autorisation à l'auteur.

PRÉSENTATION DU JURY

CE MÉMOIRE A ÉTÉ ÉVALUÉ

PAR UN JURY COMPOSÉ DE:

M. Simon Joncas, directeur de mémoire
Département du génie de la production automatisée, École de technologie supérieure

M. Tan Pham, président du jury
Département de génie mécanique, École de technologie supérieure

M. François Landry, examinateur externe
Bell Helicopter

Mme. Martine Dubé, membre du jury
Département de génie mécanique, École de technologie supérieure

IL A FAIT L'OBJET D'UNE SOUTENANCE DEVANT JURY ET PUBLIC

LE 17 DÉCEMBRE 2014

À L'ÉCOLE DE TECHNOLOGIE SUPÉRIEURE

REMERCIEMENTS

En premier lieu, je tiens à remercier Simon Joncas, mon directeur de mémoire, pour les judicieux conseils et l'encadrement exemplaire qu'il m'a offert tout au long de la réalisation de ce projet.

Merci aux partenaires industriels du projet CRIAQ COMP-501 : Bell Helicopter, Bombardier Aéronautique, Delastek, Texonic (anciennement JB Martin), Hutchinson Aéronautique et le Groupe CTT. Un merci particulier à Delastek pour la découpe des renforts, à l'équipe du Laboratoire de Caractérisation des Matériaux chez Bell Helicopter pour la découpe des spécimens et la mesure des constituants, ainsi qu'à l'équipe de R&D chez Hutchinson Aéronautique pour leur précieuse aide lors de la fabrication des stratifiés.

Je remercie également le personnel technique de l'École de technologie supérieure, Serge Plamondon et Radu Romanica pour l'assistance qu'ils m'ont fournie lors de la réalisation des essais mécaniques.

Mes remerciements vont également à François, Laurent, Louis-Charles, Saad-Amine et Scott, mes collègues de laboratoire sans qui les deux dernières années n'auraient pas été aussi plai-santes et enrichissantes.

Merci à Chai pour tes encouragements, ta patience et la joie que tu m'apportes au quotidien.

En terminant, je tiens à remercier ma famille, et plus particulièrement mes parents, Claire et Mario. Je vous suis reconnaissante d'avoir cru en moi et du soutien constant que vous m'avez donné tout au long de mes études.

ÉVALUATION DES PERFORMANCES MÉCANIQUES DE STRATIFIÉS CARBONE-ÉPOXY PRÉFORMÉS À L'AIDE DE LA COUTURE « ONE-SIDED »

Catherine LEDUC

RÉSUMÉ

Le moulage par infusion sous vide se prête bien à la mise en forme de pièces en composites de formes complexes ou de grandes tailles, mais il y a un besoin criant d'automatiser le drapage des renforts secs pour que ce procédé rencontre les standards de qualité et d'efficacité de l'industrie aéronautique. Le préformage automatisé des renforts secs à l'aide de la couture « one-sided stitching » (OSS[®]) est une des techniques de préformage pouvant répondre à ce besoin. Toutefois, la couture peut altérer les performances mécaniques du stratifié et doit donc être utilisée judicieusement.

L'objectif de ce mémoire consiste à évaluer les effets de la couture OSS[®] sur les performances mécaniques de divers stratifiés afin de formuler des recommandations pour en faire une utilisation idéale pour le préformage d'un panneau raidî. Pour ce faire, les caractéristiques et propriétés de stratifiés cousus sont comparées à celles de stratifiés référentiels (non cousus) à chacune des trois étapes de la démarche expérimentale.

Durant la première étape, les effets de trois paramètres de mise en forme (c.-à-d. le pas de couture, la stratégie de moulage et l'orientation des coutures par rapport à la direction de chargement) sur les propriétés d'un stratifié quasi isotrope sont étudiés à l'aide d'une série d'essais physiques et mécaniques afin de sélectionner les paramètres de mise en forme optimaux pour la suite des travaux. Les résultats montrent que pour minimiser la surépaisseur et l'augmentation de la masse surfacique causées par la couture sans détériorer la résistance à la compression avec trou et la résistance à la compression après impact, le pas de couture doit être maximisé, la préforme doit être retournée entre le montage de couture et celui d'infusion sous vide de manière à ce que le dessus de la préforme soit placé contre le moule et finalement, les lignes coutures doivent être transversales à la direction de chargement.

Durant la seconde étape, les effets de la couture OSS[®] sur les propriétés mécaniques statiques de trois types de stratifiés sont étudiés. Les résultats des essais de tension, de compression et de flexion montrent que la couture provoque une diminution de la résistance intralaminaire, une augmentation de la résistance interlaminaire et une augmentation globale de la rigidité.

Durant la troisième étape, les effets de la couture OSS[®] sur la tolérance à l'endommagement de trois types de stratifiés sont étudiés. Les résultats des essais de compression avec trou, d'impact, de compression après impact et de propagation d'une fissure interlaminaire (Mode I) montrent que la couture augmente légèrement la résistance en présence de dommages, augmente l'énergie absorbée par le stratifié durant un impact et augmente drastiquement la résistance à la propagation d'une fissure interlaminaire.

VIII

En se basant sur les divers effets de la couture OSS® observés, des recommandations en ce qui a trait à l'usage idéal de la couture pour le préformage d'un panneau raidi sont établies. Il est notamment recommandé de (1) minimiser la densité de couture si le panneau est fortement sollicité dans le plan, (2) maximiser la densité de couture si le panneau est susceptible de subir un impact et (3) coudre le voile et la semelle du raidisseur le plus près de la nouille possible pour réduire le risque de propagation d'une fissure interlaminaire.

Mot-clés : couture « one-sided », renfort interlaminaire, tolérance à l'endommagement, propriété mécanique, panneau raidi, raidisseur

EVALUATION OF THE MECHANICAL PERFORMANCE OF CARBON-EPOXY LAMINATES PREFORMED USING « ONE-SIDED STITCHING »

Catherine LEDUC

ABSTRACT

Vacuum assisted resin infusion is a suitable molding process to manufacture large-scale or complex-shaped composite components, but there is a pressing need to automate the dry reinforcements layup process to meet aerospace quality and efficiency standards. Dry reinforcements preforming using automated one-sided stitching (OSS[®]) is one of the preforming process that can help meet this need. However, stitching may alter the laminate's mechanical performance, and therefore must be used judiciously.

This project aims to assess effects of OSS[®] on the mechanical performance of a variety of laminates in order to make recommendations on the ideal use of OSS[®] for the preforming of a stiffened panel (skin-stringer assembly). To do this, the characteristics and properties of stitched laminates are benchmarked against the ones of reference (non-stitched) laminates at each of the three stages of the research.

During the first stage of the research, the effects of three process parameters (i.e. the stitching pitch, the molding strategy and the stitching orientation with respect to the loading direction) on the properties of a quasi isotropic laminate are studied using a series of physical and mechanical tests in order to select optimal process parameters for further work. Results for mechanical tests show that stitching the preform preserves, and slightly enhances in certain cases, open-hole compression and compression after impact strength for specific combinations of process parameters. However, the use of OSS[®] causes a resin rich local laminate thickening (up to 0.5 mm) in the vicinity of the stitches that results in an increase of the laminate surface weight (between 3 % to 9 %). To minimize the increase of the laminate surface weight while maintaining the mechanical performance, the stitching pitch must be maximized, the preform must be flipped between the stitching setup and the vacuum assisted resin infusion setup so that the top of the preform is placed against the rigid mold, and finally, the preform must be transversely stitched (with respect to the loading direction).

During the second stage, effects of OSS[®] on the static mechanical properties of three (undamaged) laminates are studied. Results for tension, compression and flexure tests show that stitching reduces intralaminar strength, increases interlaminar strength and increases global stiffness for the three laminates.

During the third stage, effects of OSS[®] on the damage tolerance of three laminates are studied. Results for open-hole compression, impact, compression after impact and Mode I crack growth tests show that stitching lightly increases compression strength of a damaged laminate,

increases the total energy absorbed by the laminate during an impact and drastically increases interlaminar crack growth strength.

Based on the effects of OSS® observed, recommendations on the ideal use of OSS® for the preforming of a "T-stiffened" panel are made. It is recommended to (1) minimize stitching density if a panel is heavily loaded in the in-plane direction, (2) maximize stitching density if a panel is likely to be damaged by an impact, and (3) stitch the web and the flange of the stringer as closely as possible to the central noodle to reduce risks of interlaminar crack propagation.

Keywords: one-sided stitching, through-thickness reinforcements, damage tolerance, undamaged static mechanical property, stiffened panel, stringer

TABLE DES MATIÈRES

	Page
INTRODUCTION	1
CHAPITRE 1 REVUE DE LA LITTÉRATURE	3
1.1 Mise en situation	3
1.1.1 Sélection de la pièce à développer	3
1.1.2 Concept conventionnel d'un panneau	4
1.2 Avantages et inconvénients du moulage par infusion sous vide	6
1.3 Endommagement et rupture des composites	8
1.3.1 Modes de rupture	9
1.3.1.1 Rupture des fibres	10
1.3.1.2 Décohésion fibre-matrice	10
1.3.1.3 Rupture de la matrice	10
1.3.1.4 Délaminage	11
1.3.2 Philosophie de tolérance à l'endommagement	13
1.4 Préformage des renforts secs	14
1.4.1 Revue des procédés d'assemblage des renforts secs	15
1.4.1.1 Tissage	15
1.4.1.2 Tricotage	18
1.4.1.3 Tressage	22
1.4.1.4 Couture	24
1.4.2 Particularités de la couture aveugle	27
1.4.3 Effets des paramètres de couture sur les performances mécaniques du stratifié	30
1.4.3.1 Densité de points de couture	30
1.4.3.2 Fil de couture	31
1.4.3.3 Configuration des points de couture	32
1.4.4 Défauts typiques causés par la couture	33
1.5 Caractérisation des matériaux	34
1.5.1 Principe de caractérisation des matériaux	34
1.5.2 Séquence pour caractérisation des matériaux	35
1.5.3 Caractérisation des constituants	36
1.5.4 Caractérisation d'un pli individuel et caractérisation d'un stratifié	37
1.5.5 Caractérisation des éléments et détails	39
1.5.6 Caractérisation des sous-composantes et composantes	39
CHAPITRE 2 DÉMARCHE EXPÉRIMENTALE	41
2.1 Sélection d'un procédé de préformage	41
2.2 Démarche du projet CRIAQ COMP-501	42
2.3 Matériaux et procédé de mise en forme	44
2.3.1 Renforts et matrice	44

2.3.2	Séquence d'empilement des renforts	45
2.3.3	Découpe et préformage des renforts	47
2.3.4	Fabrication des stratifiés par VARI	48
2.4	Plan de tests	51
2.4.1	Essais physiques et mécaniques	51
2.4.2	Taille des échantillons	54
2.4.3	Préparation des spécimens	54
CHAPITRE 3 EFFET DES PARAMÈTRES DE MISE EN FORME SUR LES PROPRIÉTÉS DU STRATIFIÉ 57		
3.1	Définition des paramètres de mise en forme	57
3.2	Essais physiques	60
3.2.1	Uniformité de l'épaisseur	60
3.2.1.1	Méthodologie	60
3.2.1.2	Résultats et analyse	62
3.2.2	Masse surfacique	64
3.2.2.1	Méthodologie	64
3.2.2.2	Résultats et analyse	64
3.2.3	Taux des constituants	66
3.2.3.1	Méthodologie	67
3.2.3.2	Résultats et analyse	70
3.3	Essais mécaniques	71
3.3.1	Méthodologie	72
3.3.1.1	Essai de compression avec trou	72
3.3.1.2	Essai de compression après un impact	74
3.3.2	Résultats et analyse	77
3.3.2.1	Essai de compression avec trou	77
3.3.2.2	Essai de compression après impact	79
3.4	Paramètres de mise en forme retenus	81
CHAPITRE 4 EFFETS DE LA COUTURE OSS® SUR LES PROPRIÉTÉS MÉCANIQUES STATIQUES DES STRATIFIÉS 83		
4.1	Propriétés en tension	83
4.1.1	Méthodologie	84
4.1.2	Résultats et analyse	86
4.2	Propriétés en compression	90
4.2.1	Méthodologie	90
4.2.2	Résultats et analyse	92
4.3	Propriétés en flexion	97
4.3.1	Méthodologie	97
4.3.2	Résultats et analyse	99
4.4	Masse volumique et taux des constituants	102
4.4.1	Méthodologie	102
4.4.2	Résultats	102

CHAPITRE 5	EFFETS DE LA COUTURE OSS® SUR LA TOLÉRANCE À L'ENDOMMAGEMENT DES STRATIFIÉS	103
5.1	Résistance à la compression avec trou	103
5.1.1	Méthodologie	103
5.1.2	Résultats et analyse	104
5.2	Résistance des stratifiés à un impact	106
5.2.1	Méthodologie	107
5.2.2	Résultats et analyse	109
5.3	Résistance à la compression après un impact	112
5.3.1	Méthodologie	112
5.3.2	Résultats et analyse	113
5.4	Résistance à la propagation d'une fissure interlaminaires (Mode I)	115
5.4.1	Méthodologie	116
5.4.2	Résultats et analyse	121
	CONCLUSION	129
	RECOMMANDATIONS	133
ANNEXE I	PROPRIÉTÉS DES CONSTITUANTS	135
ANNEXE II	NOMENCLATURE POUR LES PRÉFORMES, PLAQUES ET SPÉCIMENS	147
ANNEXE III	RÉSULTATS DÉTAILLÉS POUR LES ESSAIS RÉALISÉS SUR DIVERSES COMBINAISONS DE PARAMÈTRES DE MISE EN FORME (CHAPITRE 3)	149
ANNEXE IV	RÉSULTATS DÉTAILLÉS POUR LES ESSAIS PORTANT SUR LES PROPRIÉTÉS MÉCANIQUES STATIQUES DES STRATIFIÉS (CHAPITRE 4)	155
ANNEXE V	RÉSULTATS DÉTAILLÉS POUR LES ESSAIS PORTANT SUR LA TOLÉRANCE À L'ENDOMMAGEMENT DES STRATIFIÉS (CHAPITRE 5)	163
	BIBLIOGRAPHIE	170

LISTE DES TABLEAUX

	Page	
Tableau 1.1	Comparaison des caractéristiques des procédés de couture aveugle	30
Tableau 2.1	Définition des stratifiés étudiés	45
Tableau 3.1	Combinaisons de paramètres de mise en forme testés	60

LISTE DES FIGURES

	Page	
Figure 1.1	Composantes d'un panneau (comportant un raidisseur en T).....	4
Figure 1.2	Délaminage d'un raidisseur en T	6
Figure 1.3	Mécanismes de rupture des composites.....	9
Figure 1.4	Modes de chargement pouvant causer un délaminage	11
Figure 1.5	Endroits propices à l'initiation du délaminage	12
Figure 1.6	Causes d'impact sur un avion	14
Figure 1.7	Procédés d'assemblage des renforts	16
Figure 1.8	Armures typiques	16
Figure 1.9	Métier à tisser conventionnel	17
Figure 1.10	Tissu tri axial et tissu tétra axial.....	18
Figure 1.11	Tissus multicouches	19
Figure 1.12	Tissus multi axiaux 3D	19
Figure 1.13	Tricotage en trame	20
Figure 1.14	Tricotage en chaîne	21
Figure 1.15	Segments d'une maille de tricot.....	21
Figure 1.16	Tressage multicouche	23
Figure 1.17	Tressage sur un mandrin.....	24
Figure 1.18	Exemples de préformes pouvant être tressées	24
Figure 1.19	Points de couture traditionnels	25
Figure 1.20	Exemple de broderie technique autour d'un trou	26
Figure 1.21	Couture d'une préforme de grande dimension à l'aide d'une tête de couture aveugle opérée par un bras robotisé.....	27

Figure 1.22	Points de couture à partir d'une seule surface	28
Figure 1.23	Variation de la résistance au délaminage en fonction de la densité des points de couture	32
Figure 1.24	Configuration des points de couture	33
Figure 1.25	« Building-block approach » pour le développement d'un plan de tests en vue de la certification d'une composante structurale en composite	36
Figure 2.1	Approche évolutive du projet CRIAQ COMP-501	43
Figure 2.2	Répartition des stratifiés dans une enveloppe de conception typique	46
Figure 2.3	Montage et équipement pour la couture OSS®	47
Figure 2.4	Schéma du montage pour le moulage par VARI	49
Figure 2.5	Boîtier d'isolation pour le moulage	50
Figure 3.1	Définition des paramètres de couture	59
Figure 3.2	Stratégie de moulage	59
Figure 3.3	Numériseur optique laser monté sur une MMC	61
Figure 3.4	Calcul de l'épaisseur pour chaque point numérisé à l'aide du logiciel Polyworks	62
Figure 3.5	Épaisseur des stratifiés	63
Figure 3.6	Zone riche en résine vis-à-vis les lignes de couture caractérisée par une couleur jaunâtre	65
Figure 3.7	Relation d'apparence linéaire entre la densité de couture et la masse surfacique du stratifié	65
Figure 3.8	Segments de fil dans un point de couture	66
Figure 3.9	Désalignement sévère des renforts sous la préforme	67
Figure 3.10	Zone riche en résine et porosité près d'un fil de couture	67
Figure 3.11	Propriétés physiques du stratifié <i>quasi</i> pour les diverses combinaisons de paramètres de mise en forme	70

Figure 3.12	Montage des essais de compression et compression avec trou (OHC)	73
Figure 3.13	Exemple de spécimens OHC post-mortem	73
Figure 3.14	Montage de l'essai de compression après impact (CAI)	75
Figure 3.15	Exemple de spécimens CAI post-mortem	75
Figure 3.16	Propriétés mécaniques du stratifié <i>quasi</i> pour les diverses combinaisons de paramètres de mise en forme.....	78
Figure 3.17	Exemple de dommage post-impact observé à l'aide du C-Scan	80
Figure 3.18	Observation post-mortem des bords des spécimens CAI	80
Figure 4.1	Montage de l'essai de tension	84
Figure 4.2	Exemple de spécimens de tension post-mortem	84
Figure 4.3	Propriétés des stratifiés en tension	86
Figure 4.4	Mode de rupture typique en tension tel qu'observé à la surface du spécimen	87
Figure 4.5	Exemple de spécimens de compression post-mortem	91
Figure 4.6	Propriétés des stratifiés en compression	93
Figure 4.7	Mode de rupture typique en compression tel qu'observé à la surface du spécimen	94
Figure 4.8	Mode de rupture typique en compression tel qu'observé sur les bords du spécimen	94
Figure 4.9	Montage de l'essai de flexion 3 point	98
Figure 4.10	Exemple de spécimens de flexion post-mortem	98
Figure 4.11	Propriétés des stratifiés en flexion 3 points	100
Figure 4.12	Mode de rupture typique en flexion tel qu'observé sur les bords du spécimen	101
Figure 5.1	Résistance des stratifiés à la compression avec trou.....	104

Figure 5.2	Mode de rupture typique en compression avec trou tel qu'observé sur les bords du spécimen	105
Figure 5.3	Comparaison entre la résistance en compression (COM) et la résistance en compression avec trou (OHC)	106
Figure 5.4	Banc d'essai utilisé pour l'essai d'impact selon la norme ASTM D7136/D7136-12	108
Figure 5.5	Résistance des stratifiés à un impact (normalisée par rapport aux propriétés du stratifié référentiel)	109
Figure 5.6	Endommagement typique après impact tel qu'observé à l'aide du C-Scan.....	111
Figure 5.7	Résistance des stratifiés à la compression après impact.....	113
Figure 5.8	Mode de rupture typique en compression après impact tel qu'observé à la surface du spécimen	114
Figure 5.9	Mode de rupture typique en compression après impact tel qu'observé sur les bords du spécimen	114
Figure 5.10	Spécimen pour l'essai « double cantilever beam »	117
Figure 5.11	Montage de l'essai de propagation d'une fissure interlaminaire.....	118
Figure 5.12	Suivi vidéo de la propagation de la fissure	118
Figure 5.13	Orientation et positionnement approximatif des coutures dans le spécimen pour l'essai de propagation d'une fissure interlaminaire.....	118
Figure 5.14	Variables mesurées lors de l'essai ASTM D5528 - 01	118
Figure 5.15	Résistance des stratifiés à la propagation d'une fissure interlaminaire (Mode I)	122
Figure 5.16	Courbe <i>force-déflexion</i> ($P_{cgi}-\delta$) typique de chaque stratifié durant l'essai de propagation d'une fissure interlaminaire en Mode I	123
Figure 5.17	Courbe <i>ténacité-longueur de la fissure</i> ($G_{ir.cgi}-a$) pour l'essai de propagation d'une fissure interlaminaire (Mode I)	124
Figure 5.18	Phases de propagation de la fissure interlaminaire (illustrées à partir de la courbe de ténacité du stratifié SO-ST-08)	125

Figure 5.19 Modes de rupture des stratifiés en compression après impact tels qu'observés sur les bords du spécimen 126

LISTE DES ABRÉVIATIONS, SIGLES ET ACRONYMES

1D / 2D / 3D	unidirectionnel / bidirectionnel / tridirectionnel
AFP	<i>automated fiber placement</i> , placement automatisé des renforts
AM	<i>area method</i> , méthode de l'aire (sous la courbe)
AML	<i>angle minus load</i> , paramètre reflétant la capacité d'un stratifié à redistribuer les charges autour d'une zone endommagée
CAI	compression après impact
CC	<i>compliance calibration method</i> , méthode d'ajustement tenant compte de la souplesse
CLT	<i>classical laminate theory</i> , théorie classique des stratifiés
CRIAQ	Consortium de recherche et d'innovation en aérospatiale au Québec
DCB	<i>double cantilever beam</i> , double poutre en flexion (essai)
DLR	<i>Deutsches Zentrum für Luft- und Raumfahrt</i> , Centre allemand pour l'aéronautique et l'aérospatiale
ETS	École de technologie supérieure
ITA	Institut de recherche et d'enseignement supérieur des procédés textiles
MBT	<i>modified beam theory</i> , théorie des poutres modifiée
MCC	<i>modified compliance calibration method</i> , méthode d'ajustement tenant compte de la souplesse modifiée
MMC	machine à mesurer les coordonnées
NCF	<i>non crimp fabric</i> , tissu multicouche assemblé par un point de tricot en chaîne
OHC	<i>open-hole compression</i> , compression avec trou
OSS®	one-sided stitching®
RWTH	Université technologique de Rhénanie du Nord-Westphalie d'Aix-la-Chapelle
VARI	<i>vacuum assisted resin infusion</i> , infusion sous vide

LISTE DES SYMBOLES ET UNITÉS DE MESURE

δ	déflexion au bout du spécimen (déplacement de la tête de chargement)
δ_i	déplacement de l'impacteur au moment de l'impact
$\delta(t)$	déplacement de l'impacteur à l'instant t
$\epsilon_{1000}, \epsilon_{l.1000}$	1000 microdéformations longitudinales
$\epsilon_{3000}, \epsilon_{l.3000}$	3000 microdéformations longitudinales
$\epsilon_{face.1}$	déformation sur la surface <i>moule</i>
$\epsilon_{face.2}$	déformation sur la surface <i>sac</i>
$\epsilon_{i.cai}$	déformation instantanée en compression après impact
$\epsilon_{i.f3p}$	déformation instantanée à la surface externe du spécimen en flexion 3 points
$\epsilon_{l.i.com}$	déformation longitudinale instantanée en compression
$\epsilon_{l.i.ten}$	déformation longitudinale instantanée en tension
$\epsilon_{l.u.com}$	déformation longitudinale à la contrainte maximale en compression
$\epsilon_{l.u.ten}$	déformation longitudinale à la contrainte maximale en tension
$\epsilon_{t.1000}$	1000 microdéformations transversales
$\epsilon_{t.3000}$	3000 microdéformations transversales
$\epsilon_{t.i.com}$	déformation transversale instantanée en compression
$\epsilon_{t.i.ten}$	déformation transversale instantanée en tension
$\epsilon_{u.cai}$	déformation à la contrainte maximale en compression après impact
$\epsilon_{u.f3p}$	déformation à la surface externe du spécimen à la contrainte maximale en flexion 3 points
$\epsilon_{u.ohc}$	déformation à la contrainte maximale en compression avec trou
μ	masse linéaire du fil de couture
ν_{ten}	coefficient de Poisson en tension
ν_{com}	coefficient de Poisson en compression

ρ, ρ_c	masse volumique du composite
ρ_c	masse volumique des renforts
ρ_c	masse volumique de la matrice
$\rho_{C@23^\circ}$	masse volumique du spécimen à 23 °C
$\rho_{H_2O@23^\circ}$	masse volumique de l'eau distillée à 23 °C
σ_{1000}	contrainte à 1000 microdéformations (ϵ_{1000})
σ_{3000}	contrainte à 3000 microdéformations (ϵ_{3000})
$\sigma_{i.cai}$	contrainte instantanée en compression après impact
$\sigma_{i.com}$	contrainte instantanée en compression
$\sigma_{i.f3p}$	contrainte instantanée en flexion 3 points
$\sigma_{i.ten}$	contrainte instantanée en tension
χ	facteur de correction compensant pour la rotation de la pointe de la fissure
\bar{x}	moyenne
a	longueur de la fissure
A	aire de la section du spécimen négligeant la surépaisseur causée par la couture ou les dommages causés par un impact (s'il y a lieu)
B_y	pourcentage de flexion latérale
C	souplesse du spécimen
C_v	coefficient de variation
d	distance entre les lignes de couture
D	distance entre les points d'appui en flexion
$d_{C@23^\circ}$	densité du composite à 23 °C
$d_{i.cai}$	déplacement instantané (de la tête de chargement) en compression après impact
$d_{u.cai}$	déplacement (de la tête de chargement) à la contrainte maximale en compression après impact

$d_{u.ohc}$	déplacement (de la tête de chargement) à la contrainte maximale en compression avec trou
$dia_{max.dwi}$	diamètre maximal des dommages causés par l'impact
e	épaisseur du stratifié
e_a	épaisseur des talons d'aluminium
e_c	épaisseur du spécimen
e_{nom}	épaisseur nominale de la poutre (épaisseur nominale des stratifiés)
E_a	module de rigidité de l'aluminium
$E_{a.dwi}$	énergie totale absorbée durant l'impact
$E_a(t)$	énergie totale absorbée à l'instant t
E_c	module de rigidité du composite en flexion
E_{cai}	module de rigidité résiduel en compression après impact
$E_c I_c$	rigidité du spécimen en composite tenant compte du moment quadratique de la section
E_{com}	module de rigidité en compression
E_{f3p}	module de rigidité en flexion 3 points
E_{imp}, E_i	énergie de l'impact
E_{ten}	module de rigidité en tension
EI	rigidité équivalente du composite et de l'aluminium (unis)
$F_{i.cai}$	contrainte maximale en compression après impact
$F_{i.com}$	contrainte maximale en compression
$F_{i.f3p}$	contrainte maximale en flexion 3 points
$F_{u.ohc}$	résistance à la compression avec trou
$F_{i.ten}$	contrainte maximale en tension
$F(t)$	force ressentie par l'impacteur à l'instant t

g	accélération gravitationnelle
G_{12}	module de cisaillement équivalent du composite et de l'aluminium (unis)
G_{12c}	module de cisaillement (dans le plan) du composite
G_{al}	module de cisaillement de l'aluminium
$G_{Ic}, G_{ic.cgi}$	résistance à la propagation d'une fissure interlaminaire, ténacité interlaminaire, énergie nécessaire à l'initiation de la propagation de la fissure interlaminaire
$G_{IR}, G_{ir.cgi}$	énergie nécessaire à la propagation d'une fissure
h_{chute}	hauteur de la chute de l'impacteur
l	largeur de la couture [mm], largeur du spécimen
L	longueur du spécimen
$m_{C.air@23^\circ}$	masse du spécimen dans l'air
$m_{C.H_2O@23^\circ}$	masse du spécimen dans l'eau distillée
m_i	masse de l'impacteur
MS	masse surfacique de la plaque
MS_{coustu}	masse surfacique du stratifié cousu
MS_{fil}	masse du fil de couture par unité de surface du stratifié
$M_{fil/point}$	masse de fil pour chaque point de couture
MS_{ref}	masse surfacique du stratifié référentiel
M_{res}	masse des résidus après la désintégration de la matrice
M_{spe}	masse du spécimen avant la désintégration de la matrice
Nb_{lignes}	nombre de ligne de couture dans le stratifié
$Nb_{point/ligne}$	nombre de point par ligne de couture
p	pas de la couture
$pro_{max.dwi}$	profondeur maximale de l'empreinte causée par l'impact

P, P_{cgi}	force d'ouverture de la fissure
$P_{i.cai}$	force instantanée en compression après impact
$P_{i.com}$	force instantanée en compression
$P_{i.f3p}$	force instantanée en flexion 3 points
$P_{i.ten}$	force instantanée en tension
$P_{max.cgi}$	force maximale d'opposition à l'ouverture de la fissure
$P_{u.cai}$	force maximale en compression après impact
$P_{u.com}$	force maximale en compression
$P_{u.f3p}$	force maximale en flexion 3 points
$P_{u.ohc}$	force maximale en compression avec trou
$P_{u.ten}$	force maximale en tension
R	vitesse de déplacement de la tête de chargement
$Ratio_{D/e}$	ratio de la distance entre les points d'appui et l'épaisseur nominale de la poutre
t	temps écoulé depuis le début de l'impact
t_f	temps marquant la fin de l'impact (durée de l'impact)
v_i	vélocité de l'impacteur au moment de l'impact
$v(t)$	vélocité de l'impacteur à l'instant t
V_f	portion volumique de renforts dans le composite
V_m	portion volumique de matrice dans le composite
V_v	portion volumique de vide dans le composite
W_f	portion massique de renforts dans le composite
W_m	portion massique de matrice dans le composite
X_{fil}	part de l'augmentation de la masse surfacique due à la masse du fil de couture
Z	vitesse de déformation à la surface externe du spécimen en flexion

INTRODUCTION

Alors que les critères de performance et d'efficacité énergétique ne cessent de croître, les matériaux composites à renforts continus à hautes performances (par ex. : le carbone, le verre ou l'aramide) s'avèrent intéressants pour un nombre grandissant d'applications technologiques. Dans le secteur de l'aéronautique, les composites sont couramment utilisés pour les pièces de revêtement ou autres éléments non structuraux. Toutefois, compte tenu de leur faible résistance à l'endommagement et de leurs médiocres propriétés interlaminaires, certaines précautions doivent être appliquées lorsque les composites sont utilisés pour des pièces structurales.

Pour les pièces moulées par infusion liquide, le préformage automatisé des renforts peut améliorer l'efficacité et réduire la variabilité du procédé de mise en forme. Certains procédés de préformage permettent également d'adapter les architectures de renforts aux sollicitations mécaniques que peut subir une pièce et ainsi pallier certaines faiblesses structurales des stratifiés conventionnels. C'est le cas notamment du préformage à l'aide de la couture qui permet généralement d'améliorer les propriétés interlaminaires. Toutefois, ce procédé peut altérer de façon indésirable les performances mécaniques intralaminaires des stratifiés et doit donc être utilisé judicieusement.

Comparativement aux procédés de couture traditionnels nécessitant un accès aux deux côtés de la préforme, le procédé « one-sided stitching » (OSS[®]), comme son nom l'indique, est réalisable à partir d'un seul côté. Grâce à cette particularité, la couture OSS[®] est bien mieux adaptée que les procédés de couture traditionnels pour assembler des préformes complexes. Toutefois, la géométrie et le processus de formation des points de couture OSS[®] diffèrent fortement de ceux des procédés de couture traditionnels. La couture OSS[®] peut donc avoir des effets différents des effets connus pour les procédés de couture traditionnels sur les propriétés physiques et mécaniques des stratifiés.

L'objectif de ce projet de maîtrise consiste à évaluer les effets de la couture OSS[®] sur les performances mécaniques de divers stratifiés afin de formuler des recommandations pour en faire une utilisation idéale dans un type de pièce donné.

Dans le cadre de ce travail de maîtrise, après avoir complété une revue de la littérature, une démarche expérimentale fut établie. Cette démarche expérimentale comprend trois étapes principales :

(1) Évaluer les effets de divers paramètres de mise en forme pour sélectionner les paramètres de mise en forme optimaux (cette étape est préalable aux étapes suivantes).

Pour évaluer ces effets, les caractéristiques et propriétés de stratifiés cousus (fabriqués selon diverses combinaisons de paramètres de mise en forme) sont comparées à celles d'un stratifié référentiel (c.-à-d. un stratifié non coussé). Ces caractéristiques ou propriétés sont observées ou mesurées à l'aide d'une série d'essais : inspection visuelle, mesure de l'épaisseur, mesure de la masse surfacique, mesure de la densité et mesure des constituants, compression avec trou (OHC) et compression après impact (COH).

(2) Évaluer les effets de la couture OSS® sur les propriétés mécaniques statiques des stratifiés.

Pour évaluer ces effets, les propriétés mécaniques des stratifiés cousus (fabriqués selon les paramètres de mise en forme préalablement sélectionnés à l'étape 1) sont comparées à celles des stratifiés référentiels. Ces propriétés sont mesurées à l'aide de trois types de chargement : tension, compression et flexion.

(3) Évaluer les effets de la couture OSS® sur la tolérance à l'endommagement des stratifiés.

Pour évaluer ces effets, la tolérance à l'endommagement des stratifiés cousus (fabriqués selon les paramètres de mise en forme préalablement sélectionnés à l'étape 1) est comparée à celle des stratifiés référentiels. La tolérance à l'endommagement est mesurée à l'aide de quatre essais : compression avec trou, résistance à un impact, compression après impact et propagation d'une fissure interlaminaire en mode I.

Finalement, des recommandations portant sur les conditions idéales d'utilisation de la couture OSS® sont établies.

CHAPITRE 1

REVUE DE LA LITTÉRATURE

1.1 Mise en situation

Ce mémoire de maîtrise s'inscrit dans le projet « Préformes textiles 3D pour fabrication de pièces composites complexes » (COMP-501) du Consortium de recherche et d'innovation en aérospatiale au Québec (CRIAQ).

Le projet « Préformes 3D » vise la production de préformes textiles 3D à « near net shape » pour la fabrication rapide par infusion liquide de pièces composites de forme complexe. Il utilise des renforts 3D obtenus commercialement et via de nouvelles technologies développées en parallèle par les partenaires. Différentes techniques d'assemblage des textiles 3D seront évaluées pour leur rapidité et leur efficacité. Une caractérisation des performances liées aux exigences de la mise en forme (drapabilité, piquabilité, maintien de l'intégrité physique, imprégnabilité, etc.) ainsi que des propriétés mécaniques des composites sera effectuée aux différentes étapes du projet afin de sélectionner les meilleurs textiles 3D et techniques d'assemblage. (CRIAQ, 2013).

La sélection du procédé de préformage étudié dans le cadre de cette maîtrise est faite en tenant compte des ressources et des intérêts des divers partenaires du projet COMP-501. Ainsi, afin d'orienter concrètement le projet, les partenaires ont d'abord convenu d'une pièce qu'ils souhaitent tous développer dans le cadre du projet.

1.1.1 Sélection de la pièce à développer

Dans la structure d'un aéronef, l'assemblage de raidisseurs et d'une peau (ou d'un revêtement) est très commun. Dans ce travail, on fait référence à cet assemblage à l'aide du terme *panneau*. Les raidisseurs peuvent avoir différentes géométries (par ex. : en I, en T et trapézoïdal). La Figure 1.1 présente les diverses parties d'un panneau comportant un raidisseur en T. On re-

trouve des panneaux comme celui-ci notamment dans les ailes d'avions, la poutre de queue des hélicoptères et les fuselages de ces deux types d'appareils. L'omniprésence des panneaux dans les aéronefs fait en sorte qu'une amélioration du concept peut permettre une diminution considérable du poids et du coût de fabrication de l'appareil. Les partenaires du projet COMP-501 se sont donc entendus pour améliorer le procédé de fabrication de cette sous-composante.

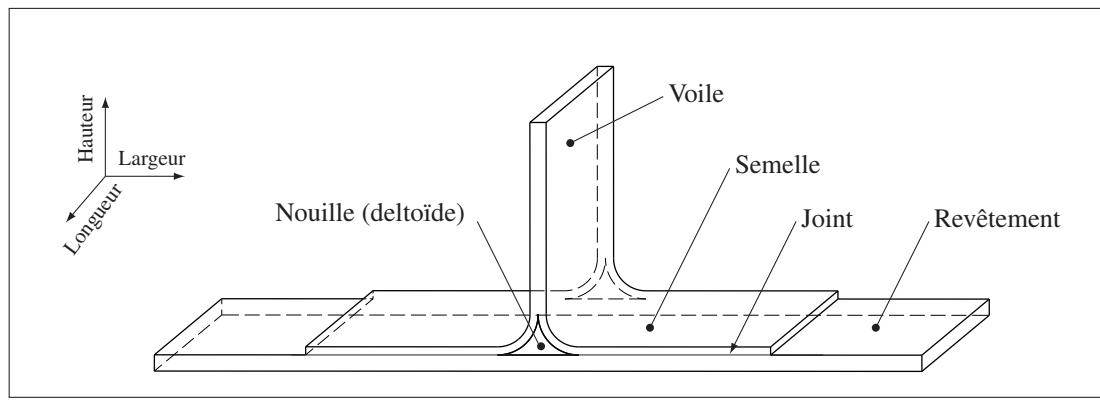


Figure 1.1 Composantes d'un panneau (comportant un raidisseur en T)

1.1.2 Concept conventionnel d'un panneau

L'objectif du projet COMP-501 ne consiste pas à réinventer le concept des panneaux, mais plutôt à évaluer le potentiel d'amélioration de leur procédé de fabrication et de leurs performances mécaniques lorsque des renforts tridirectionnels sont utilisés. Il convient donc d'étudier avant tout les caractéristiques essentielles de cet assemblage ainsi que ses faiblesses actuelles.

Il sera montré à la Section 1.3.2 que les pièces de revêtements sont susceptibles de subir plusieurs impacts tout au long de leur vie. Ces pièces sont donc habituellement faites de stratifiés quasi isotropes, généralement plus aptes à redistribuer les chargements dans une zone endommagée (Dorris *et al.*, 1992).

Les raidisseurs, quant à eux, sont des profilés qui servent généralement à limiter le flambage d'un revêtement en compression ou à raidir ce dernier localement, là où les contraintes sont

importantes. Ceux-ci peuvent être placés dans le sens de l'envergure de l'aile et dans le sens circonférentiel ou longitudinal du fuselage. Puisque les raidisseurs sont principalement sollicités dans le sens de leur longueur, leurs renforts sont habituellement orientés de façon à renforcer principalement cette direction. Cependant, certaines conceptions de raidisseur utilisent plutôt des stratifiés quasi isotropes afin d'améliorer la résistance aux chocs ou réduire les écarts de contraintes entre le raidisseur et le revêtement (CMH-17, Volume 3, 2012).

Tel qu'en fait mention Mahfuz *et al.* (2004), les éléments critiques d'un panneau sont les joints entre les raidisseurs et le revêtement. La pratique la plus courante consiste à fabriquer le raidisseur et le revêtement séparément et ensuite les assembler par collage. Lorsque le composite est fait de renforts préimprégnés, les deux pièces peuvent être assemblées préalablement à leur cuisson et placées ensemble dans l'autoclave afin de renforcer le joint (« co-curing »). Malgré tout, le joint demeure inévitablement une faiblesse dans la structure et requiert souvent l'ajout de rivets ou autres pièces de fixation. L'ajout de rivets implique des étapes supplémentaires (par ex. : perçage et installation des rivets) pour la fabrication du panneau. De plus, les trous accueillant les rivets ou pièces de fixation sont des concentrateurs de contraintes et fragilisent les raidisseurs et le revêtement.

Une autre faiblesse bien connue des raidisseurs en T faits de composite est la concentration de contraintes à l'intersection du voile et de la semelle. Lorsqu'une tension est appliquée dans le sens de la hauteur du raidisseur (« tear-off loading »), la semelle, le voile et la nouille tendent à se délaminer tel que montré à la Figure 1.2.

Pour montrer comment le préformage des renforts peut aider à réduire les coûts et la variabilité du procédé de fabrication des panneaux, les avantages et inconvénients du procédé de moulage par infusion sous vide seront présentés à la Section 1.2. Ensuite, afin de bien comprendre comment le préformage des renforts peut affecter les propriétés mécaniques d'un stratifié, les mécanismes de rupture et d'endommagement des stratifiés seront présentés à la Section 1.3.

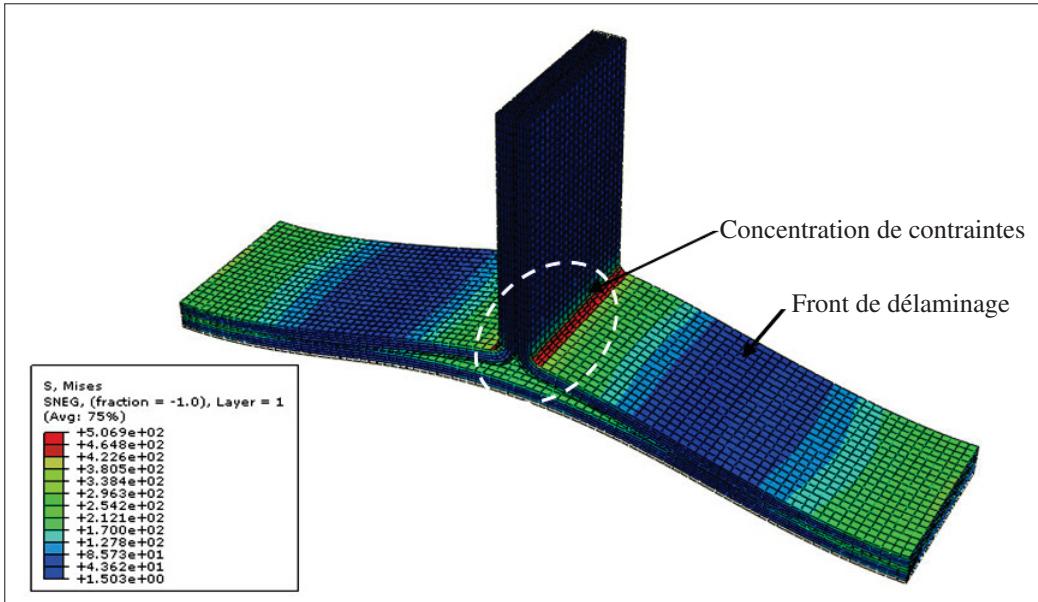


Figure 1.2 Délaminage d'un raidisseur en T
Adapté de Supergen Wind Energy Technologies Consortium (2009)

1.2 Avantages et inconvénients du moulage par infusion sous vide

En 2012, 54 % des composites renforcés de fibres de carbone étaient fabriqués à partir de renforts préimprégnés (Jahn et Witten, 2013). Avec les technologies comme l'« automated fiber placement » (AFP), les renforts préimprégnés dominent et continueront de dominer pour plusieurs années le marché de la fabrication de composites à hautes performances (Jahn et Witten, 2013). Cependant, alors que le volume de composites utilisés dans les aéronefs ne cesse d'augmenter et que l'utilisation des composites s'étend aux pièces structurales et de grandes tailles, l'utilisation des préimprégnés consolidés en autoclave devient de plus en plus complexe et coûteuse. En effet, les autoclaves construits de nos jours peuvent mesurer jusqu'à 27 m de long et 8 m de diamètre. Un autoclave de cette taille nécessite un investissement d'environ 9 M\$CAN auxquels s'ajoutent les coûts d'entretien et d'utilisation (c.-à-d. électricité, azote, etc.). De plus, les matériaux (renforts et matrice) sont entre 30 à 70 % plus dispendieux lorsqu'ils sont sous forme de renforts préimprégnés (Girardy et Blank, 2014). Les constructeurs aéronautiques se tournent donc vers de nouveaux procédés de fabrication pour réduire les coûts de production.

Selon Witik *et al.* (2012), la fabrication de pièces par infusion sous vide peut réduire les coûts de production d'environ 15 % par rapport aux coûts de fabrication d'un composite fait à partir de renforts préimprégnés cuits en autoclave.

Le moulage par infusion sous vide, aussi appelé « vacuum assisted resin infusion » (VARI), consiste à aspirer de la résine par dépression à travers des renforts placés sur un moule ouvert et scellés grâce à une pellicule plastique. L'infusion est aidée d'une série d'accessoires qui servent notamment à acheminer la résine aux endroits voulus et favoriser l'imprégnation des renforts.

La fabrication de pièces par VARI avec des méthodes de laminage traditionnelles (par ex. : drapage manuel de plusieurs plis de renforts suivi d'une infusion sous vide) n'est toutefois pas sans difficulté. D'abord, les renforts secs sont sensibles aux manipulations. Voici quelques défauts pouvant être causés durant le drapage relevés par Mesogitis *et al.* (2014) :

- mauvais alignement ou positionnement des renforts ;
- cisaillement des renforts ;
- déformation et écartement des mailles ;
- effilochage des bords ;
- erreur de séquence des plis due à une distraction du lamineur.

Le drapage est une étape délicate ; la qualité des pièces drapées manuellement dépend donc du niveau d'expérience et de la méticulosité du lamineur. Mais même lorsque le drapage est effectué proprement, il n'en demeure pas moins qu'il existe plusieurs façons de draper une pièce de tissu sur un moule de forme complexe. Le drapage manuel induit donc beaucoup de variabilité dans le procédé de fabrication et doit être automatisé (Mesogitis *et al.*, 2014). Selon Henry Girardy (Girardy et Blank, 2014), l'une des raisons principales pour laquelle les renforts secs ne rencontrent pas les standards de performances mécaniques pour les structures primaires est le manque d'automatisation du processus de drapage. Il y a donc un besoin de développement en ce qui a trait à l'automatisation du drapage des renforts secs.

Pour les pièces qui comprennent un très grand nombre de plis (>20 plis) ou les pièces de grande taille ou de géométrie complexe (par ex. : panneau raidi), il est difficile d'éviter que les renforts ne se déplacent durant le drapage et la préparation du sac. Pour éviter que les plis ne bougent, certains lamineurs utilisent du ruban adhésif en périphérie de la préforme pour retenir les plis ou un liant (en pellicule ou en aérosol) pour coller légèrement les plis entre eux. Alors que l'utilisation d'un adhésif en périphérie peut rallonger le temps nécessaire au drapage, les liants, quant à eux, sont généralement des contaminants et peuvent perturber la perméabilité des renforts et les propriétés mécaniques du stratifié (Brody et Gillespie, 2005).

Ainsi, pour contourner les difficultés liées au drapage d'une pièce complexe, les sous-composantes d'une structure (comme la peau et les raidisseurs d'un panneau) peuvent être moulées séparément et subséquemment assemblées par collage. Néanmoins, la réalisation d'un joint collé est généralement une étape laborieuse due notamment à la nécessité de préparer les surfaces et à l'application de l'adhésif. De plus, dans bien des cas, un outillage est requis pour positionner les composantes et maintenir celles-ci en place durant le durcissement de l'adhésif. Malgré toutes ces précautions, la qualité des joints collés est difficile à contrôler ce qui prédispose ceux-ci aux défaillances. Ainsi, pour limiter le nombre d'étapes et maximiser la résistance des joints, il est préférable de mouler les sous-composantes d'une structure ensemble.

1.3 Endommagement et rupture des composites

Puisque l'ajout de renforts à travers l'épaisseur des composites peut être fait notamment dans le but d'atténuer ou de corriger certaines faiblesses structurales qu'ont les composites 1D ou 2D, il paraît opportun d'étudier d'abord les mécanismes d'endommagement et de rupture de ces derniers.

1.3.1 Modes de rupture

Plusieurs mécanismes, seuls ou combinés, peuvent être responsables de la rupture des composites. Au sein d'un pli, il est possible d'observer les modes de rupture suivants : la rupture des fibres (Figure 1.3a), la décohésion fibre-matrice (Figure 1.3b) et la rupture de la matrice (Figure 1.3c). Lorsque les plis sont empilés de façon à former un stratifié, aux mécanismes élémentaires énumérés précédemment, s'ajoute un mécanisme d'endommagement entre couches, appelé délaminaison (Figure 1.3d) (Berthelot, 1996). Les mécanismes de rupture induits dépendent de la nature des constituants, de l'architecture des couches et du mode de sollicitation mécanique imposé.

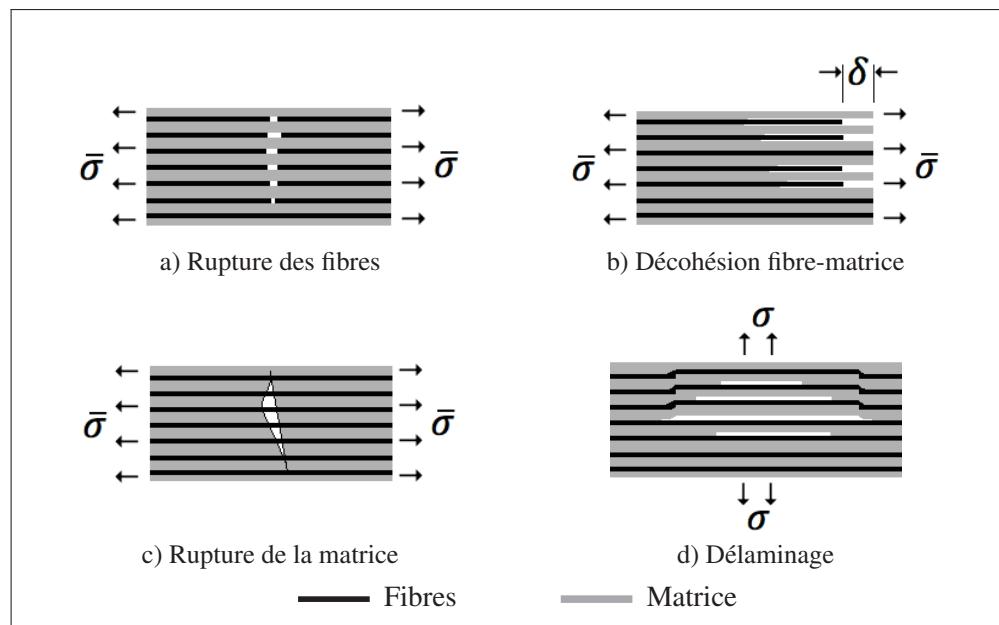


Figure 1.3 Mécanismes de rupture des composites¹

1. Les modes de chargement illustrés à la Figure 1.3 ont pour but de faciliter la compréhension. Il est à noter que d'autres modes de chargement peuvent engendrer respectivement chacun des modes de rupture.

1.3.1.1 Rupture des fibres

Lorsque la rigidité des fibres est largement supérieure à celle de la matrice, il arrive que les fibres se rompent en premier sous l'effet d'une contrainte supérieure à leur résistance. Les fibres intactes et la matrice doivent ensuite se partager la part de la charge que les fibres rompues assuraient avant leur rupture (Woodward et Stover, 2003).

1.3.1.2 Décohésion fibre-matrice

Dans un composite, les fibres et la matrice, liées l'une à l'autre via une interface, sont contraintes de se déformer ensemble et de façon égale. Toutefois, puisque la rigidité des fibres est normalement beaucoup plus élevée que celle de la matrice, un équilibre des déformations signifie qu'il y a nécessairement un déséquilibre des contraintes entre les fibres et la matrice. Dans un tel cas, il arrive que la matrice se décolle de la fibre permettant ainsi un retour à l'équilibre des contraintes entre les deux composantes. En plus de nuire à la distribution de la charge, la décohésion fibre-matrice fragilise considérablement le composite transversalement au plan renforcé (Woodward et Stover, 2003).

1.3.1.3 Rupture de la matrice

Lorsque la contrainte – soit en tension, en compression ou en cisaillement – induite dans la matrice excède sa résistance, la matrice est appelée à se fissurer. Des microfissures ou des fissures d'une taille plus importante peuvent également naître à la suite d'un impact ou d'un chargement cyclique (fatigue). Si la matrice est relativement fragile, les fissures s'y propageront rapidement. Les fibres et les régions intactes de la matrice doivent ensuite se partager la part de la charge que la matrice endommagée assurait avant sa fissuration (Woodward et Stover, 2003).

1.3.1.4 Délaminage

Le délaminage est le mode d'endommagement le plus fréquent dans les stratifiés (Dransfield *et al.*, 1994; O'Brien, 2001). Puisque l'ajout de fibres à travers l'épaisseur d'un stratifié a notamment pour but de retarder son apparition ou d'atténuer son ampleur, il convient de s'attarder un peu plus longuement à ce mécanisme de rupture. L'Office Québécois de la Langue Française définit le délaminage comme étant « un défaut existant dans les matériaux composites stratifiés se caractérisant par une séparation ou un manque de liaison entre deux strates ». Le délaminage peut être causé par trois modes de chargements : a) le Mode I, l'ouverture d'une fissure interlaminare, b) le Mode II, un cisaillement dans le plan et c) le Mode III, un arrachage dans le plan. Ces derniers sont présentés à la Figure 1.4. Greenhalgh et Hiley (2003) affirment que si l'initiation d'un délaminage est habituellement causée par des forces d'ouverture, la propagation des dommages est, quant à elle, souvent due à des forces de cisaillement dans le plan. Selon Dransfield *et al.* (1994), les contraintes interlaminaires menant au délaminage sont souvent le résultat d'un impact à basse vitesse ou d'un chargement excentrique.

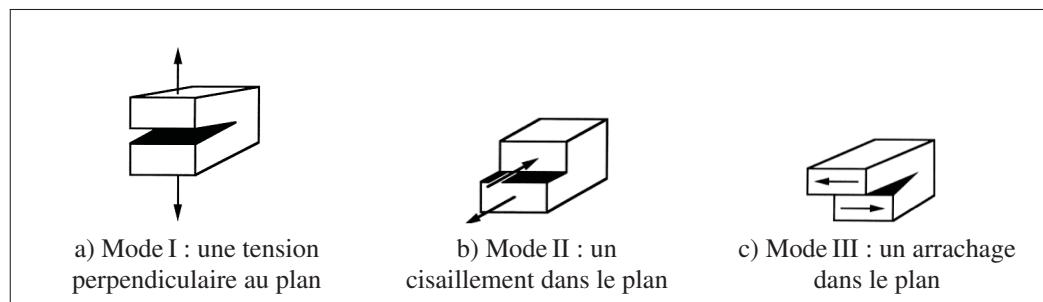


Figure 1.4 Modes de chargement pouvant causer un délaminage
Adapté de O'Brien (2001, p. 241)

Parce qu'ils sont des concentrateurs de contraintes, les discontinuités de matériaux ou les changements de géométrie sont des endroits propices à l'initiation du délaminage. Ainsi, le délaminage survient habituellement aux bords libres de contraintes lorsqu'il y a une différence de propriétés entre deux strates voisines, aux endroits où il y a une diminution du nombre de plis

et aux régions subissant des contraintes perpendiculaires au plan de renforts (Dransfield *et al.*, 1994). Quelques exemples sont illustrés à la Figure 1.5.

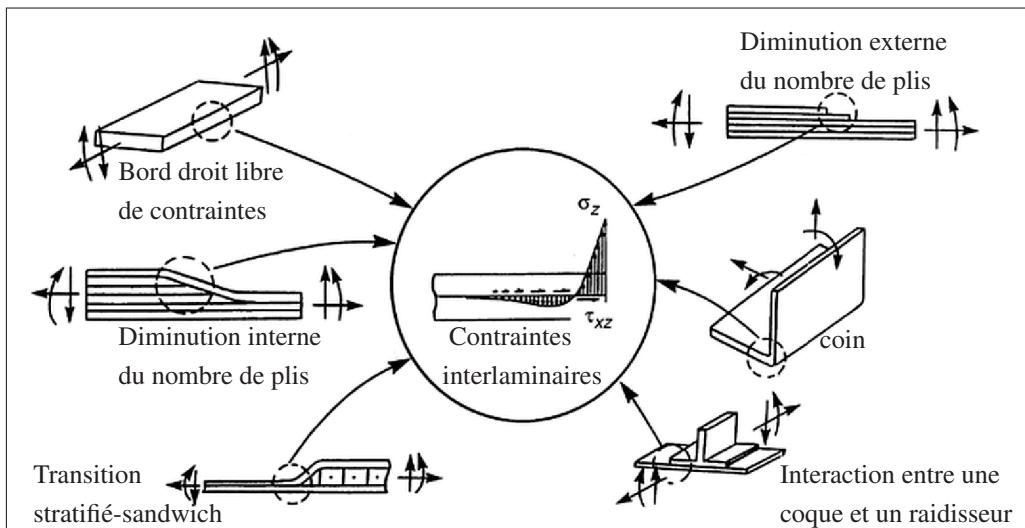


Figure 1.5 Endroits propices à l'initiation du délaminage
Adapté de O'Brien (2001, p. 241)

Le délaminage, bien qu'il affaiblisse l'ensemble des propriétés mécaniques du stratifié, affecte particulièrement les propriétés en compression. En effet, une fois délamинé, le stratifié est plus sensible au microflambage sous l'effet d'une compression longitudinale. Prichard et Hogg (1990) ont d'ailleurs observé une diminution de la résistance à la compression allant jusqu'à 40 % due à un délaminage non apparent.

Il est pertinent de noter que, bien qu'il réduise les propriétés mécaniques du stratifié, le délaminage est un mécanisme d'endommagement qui absorbe une partie de l'énergie lors d'un impact. S'il est complètement absent lors d'un impact, l'énergie de l'impact peut mener à une rupture catastrophique du composite causé par la rupture des fibres (Dransfield *et al.*, 1994).

1.3.2 Philosophie de tolérance à l'endommagement

Si l'endommagement causé par un défaut de fabrication ou par un incident n'entraîne pas la rupture immédiate du composite, la propagation des dommages peut, quant à elle, mener à un tel scénario (Berthelot, 1996). C'est pour cette raison que la caractérisation d'un composite requiert, à la fois, l'étude des propriétés du stratifié non endommagé et l'étude de la sensibilité de ce dernier à l'endommagement.

Lorsqu'un défaut naît dans une pièce en acier ou en aluminium, sa progression ou sa croissance peuvent être marginalement prévisibles. Des inspections périodiques, établies en fonction de la sensibilité de la pièce à un défaut, permettent ainsi d'intercepter ce dernier et de corriger la situation avant que celle-ci ne devienne critique. Toutefois, les composites se comportent d'une façon plus imprévisible que les métaux communs comme l'acier et l'aluminium. En effet, les défauts au sein d'un composite, en plus d'être généralement difficiles à détecter, sont habituellement instables (Woodward et Stover, 2003).

Ainsi, afin de prévenir les ruptures critiques, la philosophie de tolérance à l'endommagement doit être intégrée au processus de conception des pièces structurales en composites. Cette philosophie, apparue dans les années soixante, était initialement utilisée pour le design de structures métalliques. Toutefois, puisque les modes d'endommagement au sein des composites sont différents de ceux des pièces métalliques, la philosophie a dû être adaptée graduellement pour la conception de pièces en composites. Woodward et Stover (2003) ainsi que Dransfield *et al.* (1994) décrivent la tolérance à l'endommagement comme étant la capacité d'une pièce endommagée lors de sa fabrication ou durant son utilisation à résister suffisamment pour assurer son rôle structural jusqu'à ce que le défaut soit détecté ou jusqu'à la fin de la vie utile de la pièce si le défaut n'est pas détectable. L'objectif de cette approche est de définir, par le biais d'essais et d'analyses, ce qu'est un défaut critique et ce qui ne l'est pas afin de limiter les opérations de maintenance.

Selon Woodward et Stover (2003), les trois types d'endommagement critiques au sein des composites sont les suivants : a) un défaut de fabrication de grande taille non détecté, b) une

égratignure à la surface et c) un défaut non détecté qui a été causé par un impact. Tel que le montre la Figure 1.6, plusieurs impacts sont susceptibles de se produire durant la vie utile d'un avion.

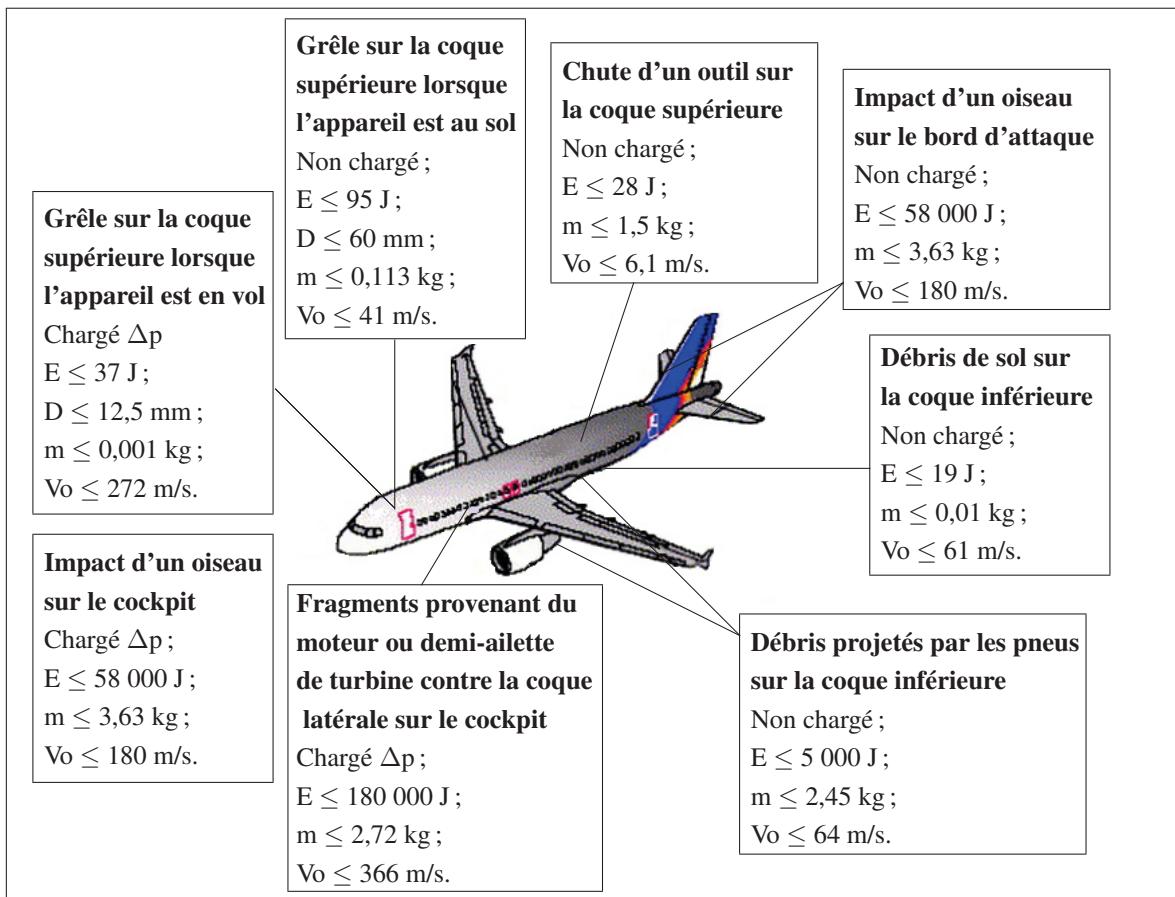


Figure 1.6 Causes d'impact sur un avion
Adapté de Herszberg et Weller (2006, p. 131)

1.4 Préformage des renforts secs

Dans un premier temps, la Section 1.2 a permis de montrer qu'il est préférable de mouler les sous-composantes d'une structure ensemble afin de maximiser leur résistance et limiter le nombre d'opérations durant la fabrication. Toutefois, le drapage doit nécessairement être automatisé afin d'améliorer l'efficacité et réduire la variabilité du procédé de fabrication. Dans un

second temps, il a été montré à la Section 1.3 que le délamination est le mode d'endommagement le plus fréquent dans les stratifiés traditionnels. Celui-ci peut être causé par un défaut de fabrication non détectable, un chargement excentrique ou un impact. Afin d'optimiser les propriétés mécaniques des stratifiés ou simplifier le drapage des renforts, certains procédés d'assemblage 2D ont été adaptés pour produire des textiles 3D.

1.4.1 Revue des procédés d'assemblage des renforts secs

Miravete (1999), Ogin (2000) et Tong *et al.* (2002) regroupent sous quatre familles chacun des procédés d'assemblage des fibres utilisés dans l'industrie des composites. Trois de ces quatre familles, le tissage, le tricotage et le tressage, sont des procédés d'assemblage primaires ; des fibres sont assemblées pour former une étoffe (« textile »). La quatrième famille, la couture, est un procédé d'assemblage secondaire. C'est-à-dire que des étoffes préalablement fabriquées à l'aide d'un procédé d'assemblage primaire sont assemblées pour former un joint ou une préforme. La Figure 1.7 présente l'ensemble des procédés recensés par Miravete (1999), Ogin (2000) et Tong *et al.* (2002).

1.4.1.1 Tissage

De nos jours, le tissage bi axial est un procédé largement utilisé dans l'industrie du composite ; en plus de faciliter la manipulation des renforts durant la fabrication du composite, les renforts tissés sont plus aptes à distribuer les contraintes intralaminaires au sein du stratifié. Les pré-formes tissées sont idéales pour la fabrication de pièces ayant une section constante comme les plaques relativement planes ou les profilés (par ex. : en I ou en T).

Le tissage bi axial est la méthode de tissage la plus commune ; elle consiste à entrecroiser, en continu, deux séries de fils, appelés respectivement la chaîne (« warp ») et la trame (« weft ») afin de former un tissu. La chaîne est parallèle au déplacement du tissu sur le métier à tisser alors que la trame y est perpendiculaire. Le métier à tisser est équipé notamment d'un mécanisme qui permet d'écartier sélectivement certains fils de la chaîne afin de laisser passer les

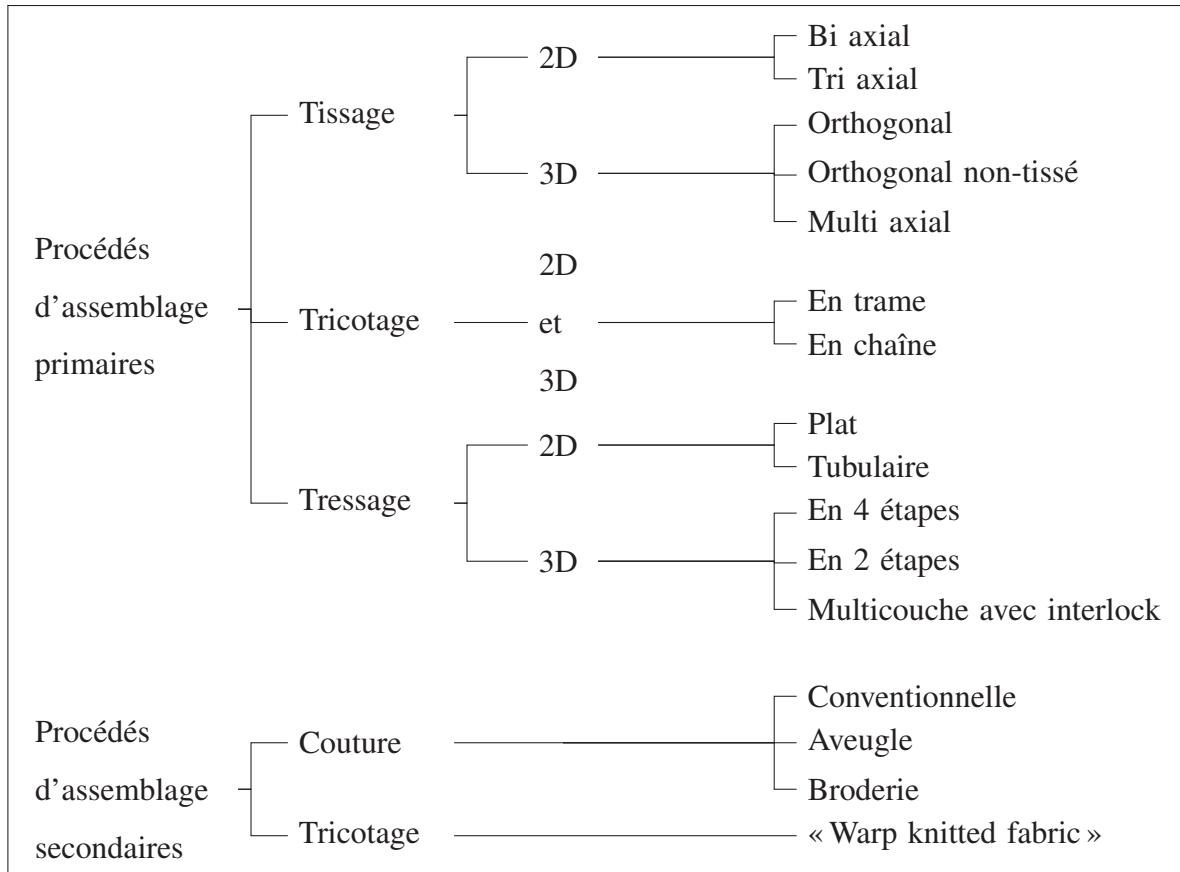


Figure 1.7 Procédés d'assemblage des renforts

fils de la trame. La séquence d'entrelacement déterminera l'armure (« pattern ») du tissu (voir Figure 1.8). Un métier conventionnel est illustré à la Figure 1.9.

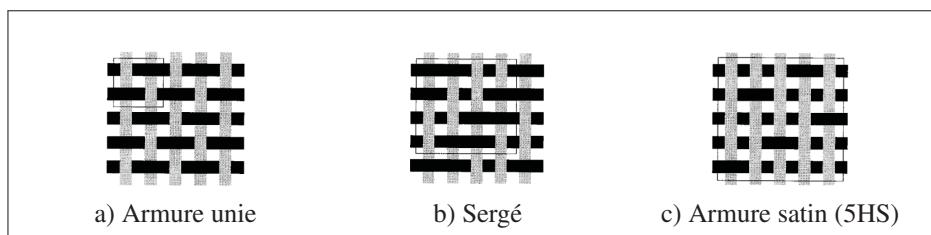


Figure 1.8 Armures typiques
Adapté de Miravete (1999, p. 69)

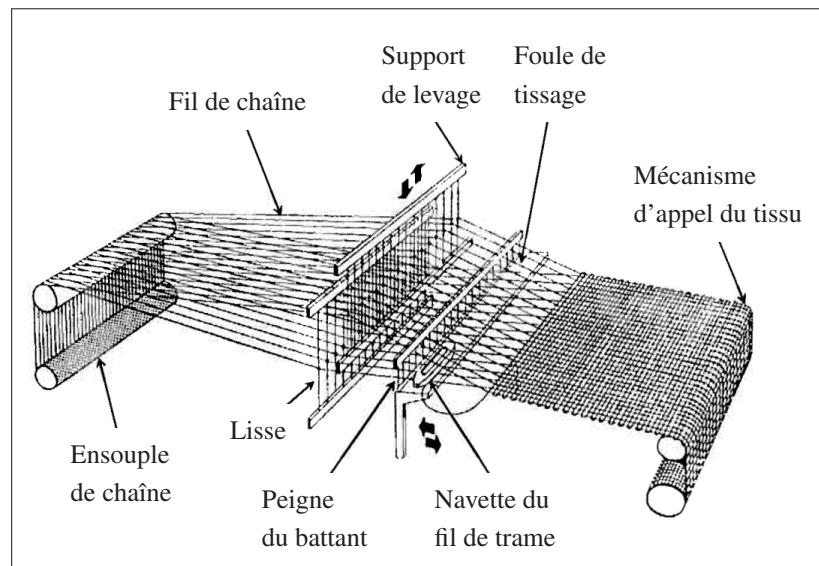


Figure 1.9 Métier à tisser conventionnel
Adapté de Tong *et al.* (2002, p. 14)

Depuis les vingt dernières années, les techniques de tissage n'ont cessé d'évoluer afin d'améliorer les propriétés structurales des composites et permettre la fabrication de tissus épais et multidirectionnels. Les tissus 2D tri axial et tétra axial comme ceux montrés à la Figure 1.10 sont généralement très résistants en cisaillement dans le plan grâce à leurs fibres en angle. Les tissus multicouches montrés à la Figure 1.11 ont quant à eux une bonne résistance interlaminaire. Finalement, les tissus multi axiaux comme ceux montrés à titre d'exemple à la Figure 1.12 sont conçus de manière à insérer, à la fois, des fibres en angle et des fibres interlaminaires. Dans la plupart des cas, les mécanismes nécessaires à la fabrication des tissus 3D sont malencontreusement trop complexes ou trop lents pour être commercialement viables. De plus, il a été démontré que les manipulations effectuées durant le tissage 3D endommagent les fibres. Lefebvre *et al.* (2013) ont observé une diminution de la résistance des fibres de para-aramide due à l'abrasion de celles-ci les unes contre les autres et contre les composantes du métier à tisser lors de la fabrication d'un tissu orthogonal 3D. Cette diminution est de l'ordre de 10 % sur les fils de chaîne et de 6 % sur les fils de trame. La diminution de la résistance mécanique serait attribuable, à la fois, à l'endommagement des fibres elles-mêmes et à la détérioration de l'interface. Dans ce cas-ci, les essais ont été réalisés avec de la fibre de para-aramide, mais

Rudov-Clark *et al.* (2003) s'attendent à une diminution des propriétés mécaniques pour toutes les fibres qualifiées de fragiles comme les fibres de carbone et de verre.

Lorsque le chargement sur une pièce en composite est excentrique, l'entrelacement des fibres tissées favorise l'interaction des fibres dans le plan (Kamiya *et al.*, 2000), ce qui peut aider à distribuer les contraintes. Toutefois, l'entrelacement des fibres implique nécessairement que celles-ci soient ondulées et l'effet que peut avoir l'ondulation des fibres sur les propriétés mécaniques du composite est non négligeable (Greenhalgh et Hiley, 2003). En effet, Rudov-Clark *et al.* (2003) mentionnent qu'il est fréquent d'observer une diminution de 10 à 20 % des propriétés en tension, en compression et en flexion dans le plan due à l'ondulation des fibres. De plus, des ondulations exagérées peuvent donner lieu à des régions riches en résine, causant ainsi des faiblesses au sein du composite.

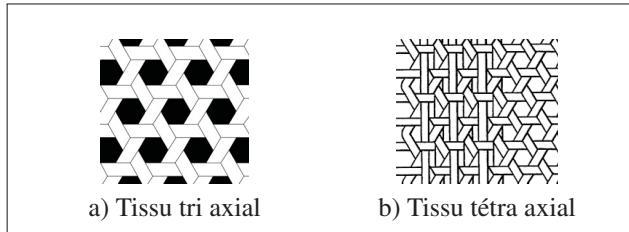


Figure 1.10 Tissu tri axial et tétra axial
 (a) Adapté de Sondhelm (2000, p. 75)
 et (b) adapté de Lida *et al.* (1995, p. 1)

1.4.1.2 Tricotage

Le tricotage est un procédé d'assemblage très flexible. Les préformes tricotées sont donc idéales pour la fabrication de pièces ayant des géométries complexes et pour lesquelles on souhaite réduire les opérations d'assemblage secondaires.

Le tricot en trame, aussi appelé tricot à mailles cueillies, est constitué que d'un seul fil qui entre dans le textile à 90° par rapport à la direction de production du textile. Comme montré à la Figure 1.13a), les mailles sont formées rangée par rangée ; chacune des mailles est rattachée à

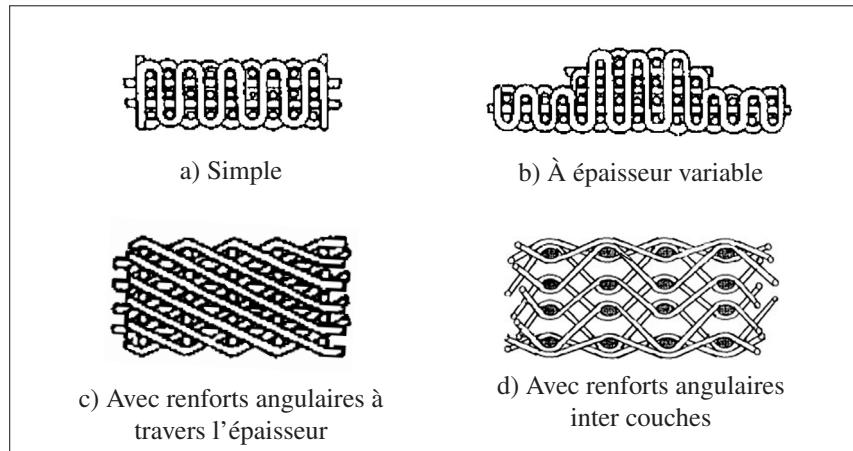


Figure 1.11 Tissus multicouches (vue de coupe)

Adapté de Miravete (1999, p. 15)
 sauf (d) adapté de Lapeyronnie *et al.* (2011, p. 2798)

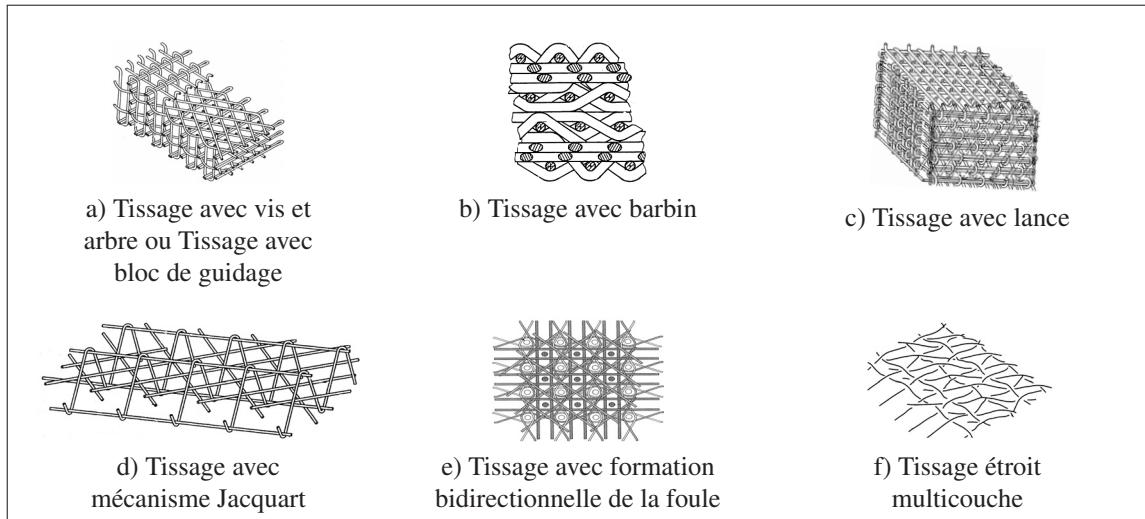


Figure 1.12 Tissus multi axiaux 3D

a) Adapté de Anahara *et al.* (1992, p. 1), b) adapté de Ruzand et Guenot (1994, p. 1),
 c) adapté de Mohamed et Bilisik (1995, p. 1), d) adapté de Mood (1996, p. 1),
 e) adapté de Khokar (2002, p. 1) et f) adapté de Bryn *et al.* (2004, p. 1)

la maille de la même colonne dans la rangée précédente. Pour multiplier le nombre de couches d'un tricot à mailles cueillies et entrelacer les couches entre elles, il suffit de multiplier les fontures (lits d'aiguilles) (Tong *et al.*, 2002). Un exemple de tricot en trame multicouche est

présenté à la Figure 1.13b). Les tricots à mailles cueillies sont réputés pour être facilement détricotables ; ils sont donc pratiques pour les applications où la priorité consiste à maximiser la drapabilité des préformes aux dépens de la résistance et de la rigidité du composite.

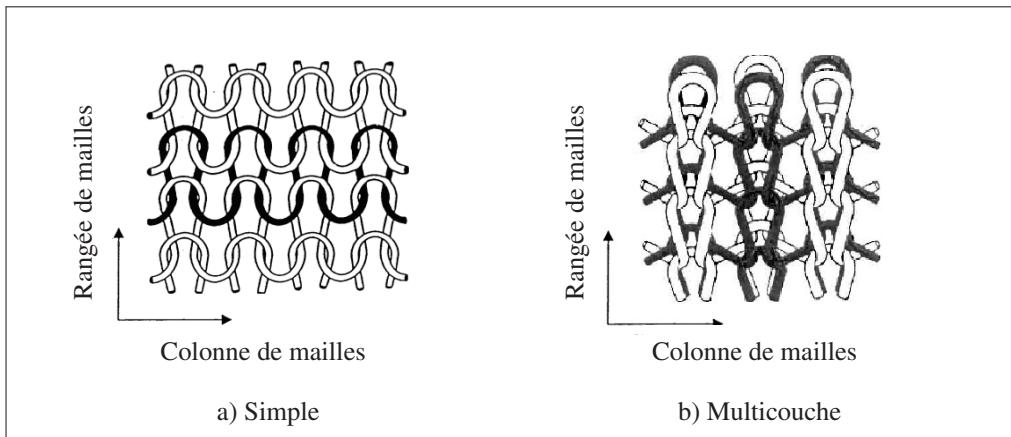


Figure 1.13 Tricotage en trame
Adapté de Tong *et al.* (2002, p. 32 et 34)

Le tricot en chaîne, aussi appelé tricot à mailles jetées, est construit de plusieurs mailles insérées simultanément dans le textile. Dans ce cas-ci, la direction d'insertion des fils est à 0° par rapport à la direction de production du textile. La structure d'un tricot en chaîne est présentée à la Figure 1.14a). Comme pour le tricot à mailles cueillies, il est possible de multiplier le nombre de couches d'un tricot en chaîne et d'entrelacer les couches entre elles en ajoutant des fontures au montage (Tong *et al.*, 2002).

Comme présenté à la Figure 1.14b), la maille de tricot en chaîne est également utilisée pour la fabrication de ce qu'on appelle « non crimp fabrics » (NCF). Ce procédé permet d'assembler des plis de renforts unidirectionnels placés à des angles quelconques afin de fabriquer, entre autres, des préformes quasi isotropes dans lesquelles les fibres sont très peu ondulées. Pour assembler ce textile, la maille de tricot en chaîne est préférée à un point de couture puisqu'elle est plus déformable que ce dernier, favorisant ainsi la drapabilité de la préforme (Tong *et al.*, 2002).

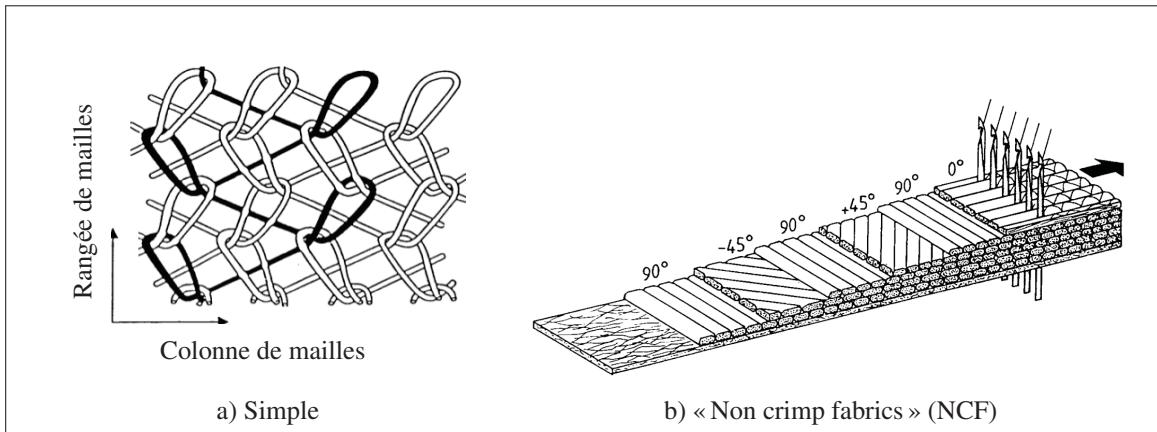


Figure 1.14 Tricotage en chaîne
Adapté de Tong *et al.* (2002, p. 32 et 38)

Dans une préforme tricotée, les renforts sont intensément courbés. Cette caractéristique procure au textile une excellente souplesse, mais elle réduit aussi considérablement la résistance et la rigidité du composite. À ce propos, Tong *et al.* (2002) suggèrent que les divers segments d'une maille (Figure 1.15) se comportent comme des fibres courtes dans le composite.

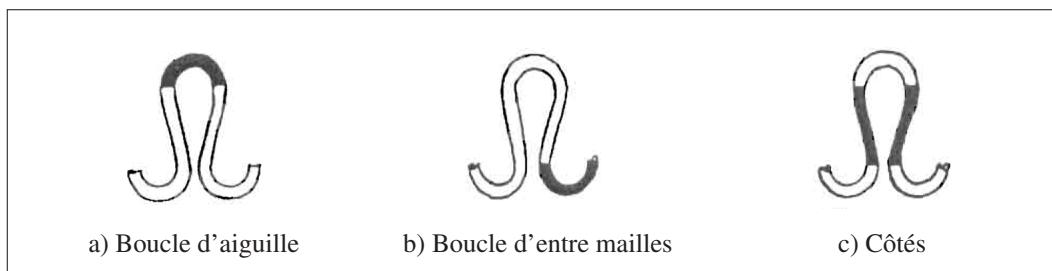


Figure 1.15 Segments d'une maille de tricot
Adapté de Tong *et al.* (2002, p. 149)

À des contraintes relativement faibles, la matrice aura tendance à se décoller des segments de maille perpendiculaires à la direction du chargement entraînant ainsi une dégradation des propriétés mécaniques. Ainsi, puisque les côtés sont les segments les moins courbés dans une maille, on cherche habituellement à les orienter dans la direction du chargement. De plus, les

mailles peuvent être étirées de façon à maximiser la longueur des côtés par rapport à celle des boucles.

1.4.1.3 Tressage

Le tressage est idéal pour la fabrication des préformes allongées tubulaires ou pleines. Contrairement au tissage, avec ce procédé, il est très facile d'insérer des fibres en angle. De plus, des trous ou des points d'attache peuvent être tressés à même la préforme, épargnant ainsi des étapes de fabrication subséquentes. Ainsi, malgré les limitations en ce qui a trait aux dimensions de la préforme et à la faible productivité du procédé, le tressage demeure un procédé flexible.

Le tressage standard 2D consiste à entrelacer une série de fils guidés par des supports grâce au mouvement contre rotatif d'engrenages communément appelés « horn gears ». La taille maximale et la vitesse de production d'une préforme fabriquée par tressage standard 2D dépendent du nombre de fils qu'elle contient, ainsi que de l'angle et de la taille de ces derniers.

Commercialisée en 1982 sous le nom « Magnaweave », la technique de tressage en 4 étapes fut la première technique permettant de tresser des préformes multicouches contenant des renforts à travers leur épaisseur. Comme illustré à la Figure 1.16a), l'entrelacement des fils se fait grâce aux quatre déplacements successifs des colonnes et des rangées de fils guidées par des supports. Le tressage en 2 étapes, quant à lui, est réalisé grâce au mouvement simultané de toutes les rangées de fils suivi du mouvement simultané de toutes les colonnes de fils tel qu'illustré à la Figure 1.16b). La séquence d'entrelacement du tressage en 2 étapes est nettement plus simple que celle du tressage en 4 étapes facilitant ainsi la fabrication de préformes plus complexes et plus grosses. Le tressage multicouche entrelacé, très différent du tissage en 4 et en 2 étapes est réalisé grâce à une série de mécanismes de tressage 2D placés sur un cadre circulaire tout autour de la préforme. Chaque mécanisme peut interchanger sa position avec celle du mécanisme voisin afin d'entrelacer les couches entre elles et ainsi générer l'architecture de renforts illustrée à la Figure 1.16c) (Tong *et al.*, 2002).

Pour toutes les techniques de tressage, la préforme peut être tressée autour d'un mandrin (voir Figure 1.17) permettant ainsi de faire varier sa géométrie et sa taille sur sa longueur (Tong *et al.*, 2002).

Pour toutes les techniques de tressage développées à ce jour, les bobines de fil doivent nécessairement suivre les déplacements des fils afin d'éviter que ceux-ci ne s'entremêlent. La taille des bobines de fil est donc limitée par l'espace disponible dans le mécanisme de tressage et le poids maximal que peut supporter le mécanisme pour une vitesse de tressage donnée. Le tressage nécessite donc des interventions fréquentes afin de remplacer les bobines de fil. Ainsi, bien qu'une grande variété de préformes 3D comme celles présentées à la Figure 1.18 puissent être fabriquées grâce aux techniques de tressage multicouche, le tressage demeure un procédé très lent et très limité en ce qui a trait à la taille des préformes.

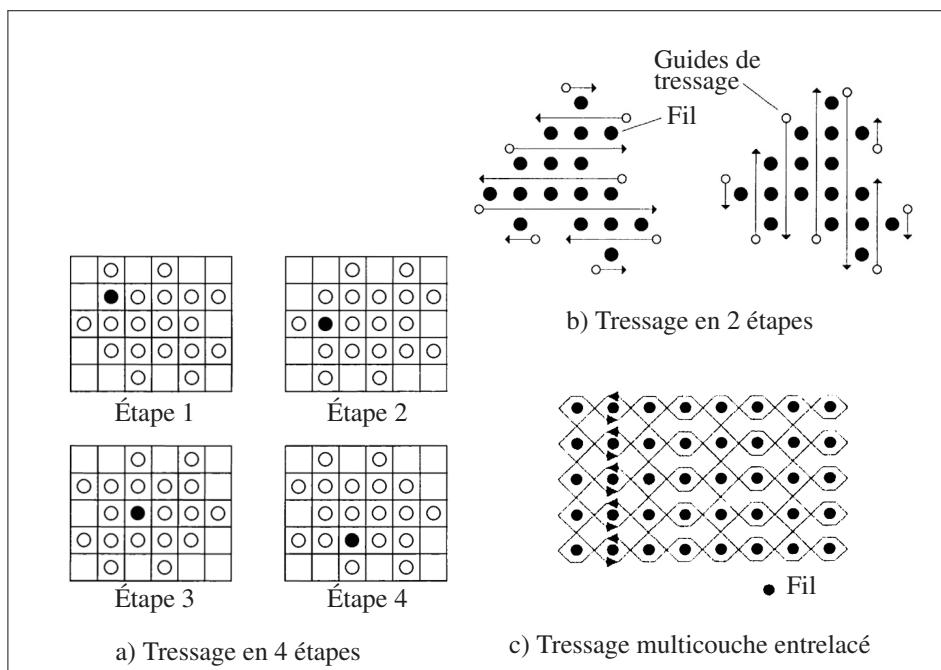


Figure 1.16 Tressage multicouche
Adapté de Tong *et al.* (2002, p. 28 à 31)

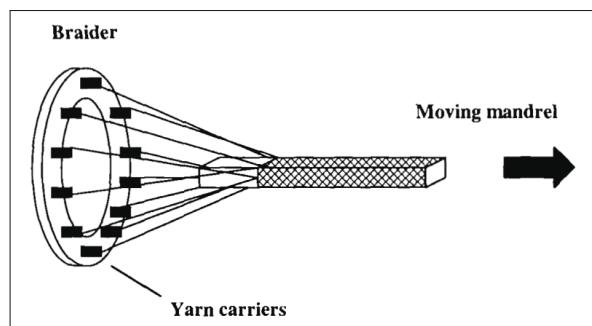


Figure 1.17 Tressage sur un mandrin
Adapté de Tong *et al.* (2002, p. 27)

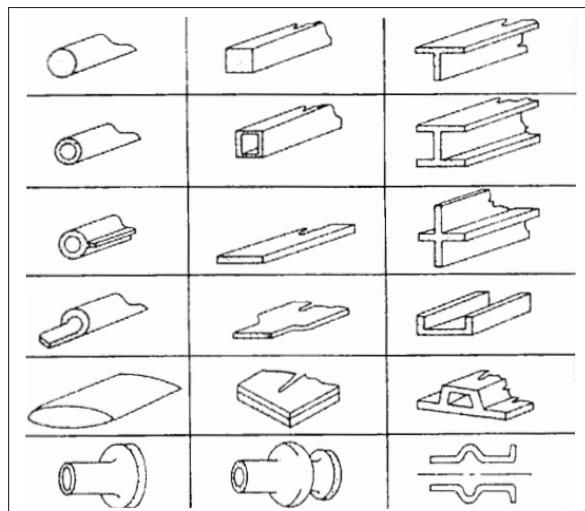


Figure 1.18 Exemples de préformes pouvant être tressées
Adapté de Tong *et al.* (2002, p. 30)

1.4.1.4 Couture

Mouritz *et al.* (1997b) et Ogale et Mitschang (2004) relèvent trois utilisations de la couture : a) positionner ou fixer, b) assembler et c) supporter (rôle structural). La grande variété de points de couture et les nombreux réglages possibles sur les machines à coudre permettent de répondre à ces différents besoins.

Les trois points de couture conventionnelle les plus utilisés sont les suivants : le point de chaînette (« chain stitch »), le point noué (« lock stitch ») et le point noué modifié (« modified lock stitch ») (Dransfield *et al.*, 1994). Ces derniers sont présentés à la Figure 1.19.

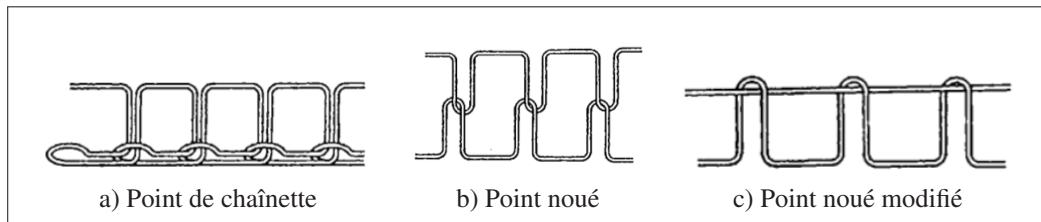


Figure 1.19 Points de couture
Adapté de Tong *et al.* (2002, p. 166)

Le point de chaînette est particulièrement apprécié pour sa simplicité notamment puisqu'il peut être constitué que d'un seul fil. Le fil de couture est généralement peu tendu. La préforme qui en résulte est donc habituellement très flexible et facile à draper. Toutefois, par le fait même, elle peut se déformer facilement durant les manipulations. Lors de la compaction de la préforme en vue de son imprégnation, le fil de couture, étant peu tendu, s'ondule et écarte les fibres dans le plan, créant ainsi des zones pauvres en fibres. De plus, la boucle du point de chaînette engendre une accumulation de fils sur l'une des faces de la préforme. Cette concentration excessive peut occasionner un chemin préférentiel pour la résine lors de l'infusion, ce qui est indésirable (Ogale et Mitschang, 2004). Pour réaliser un point de chaînette, le fil doit être intensément courbé, ce qui endommage habituellement considérablement les fibres à hautes performances comme celles utilisées dans les composites (Dransfield *et al.*, 1994).

Le point noué, très populaire dans l'industrie de la confection de vêtements consiste en une boucle entre le fil de l'aiguille et celui de la bobine. Bien que la couture soit très résistante en comparaison avec le point de chaînette, la boucle, située entre deux plis, peut occasionner une concentration de contraintes. Ce type de point est donc déconseillé pour les textiles utilisés dans une pièce structurale en composite (Dransfield *et al.*, 1994; Ogale et Mitschang, 2004).

Le point noué modifié permet de pallier cette faiblesse du point noué traditionnel. En effet, dans le cas du point noué modifié, l'un des deux fils est tendu alors que l'autre fil voyage d'une surface à l'autre de la préforme. Ainsi, bien qu'il soit moins esthétique que le point noué traditionnel, le point noué modifié convient à la plupart des cas dans l'industrie des composites. (Dransfield *et al.*, 1994; Ogale et Mitschang, 2004).

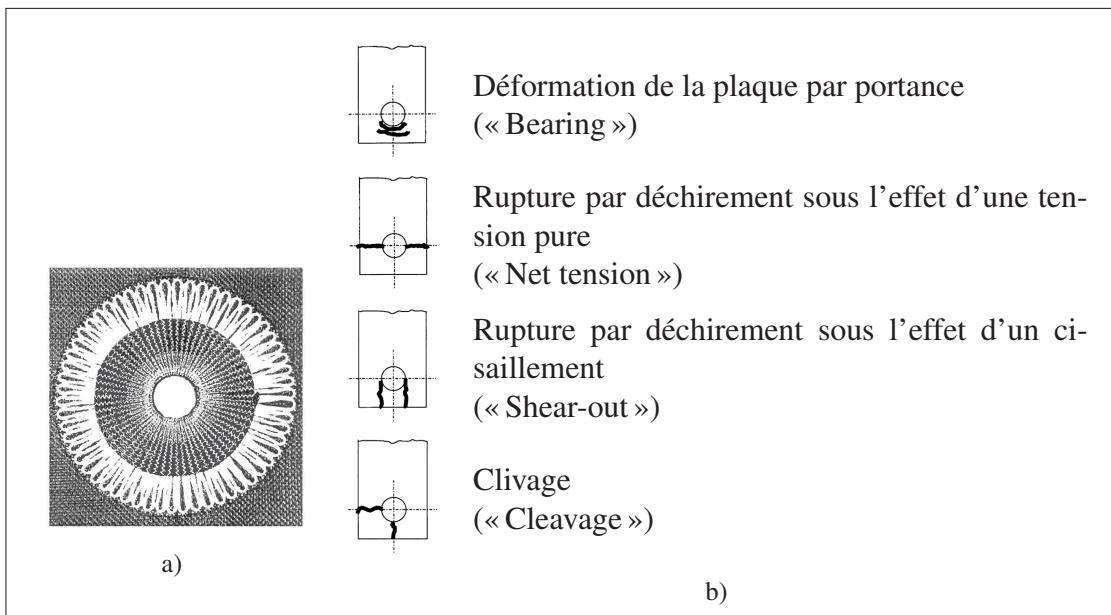


Figure 1.20 Exemple de broderie technique autour d'un trou
Adapté de Tong *et al.* (2002, p. 44)

La broderie technique, également appelée « tailored fiber placement », est une forme de couture qui consiste à ajouter localement des renforts dans une préforme. Le contrôle par ordinateur permet de disposer et d'orienter les points de broderie de façon à renforcer une caractéristique au sein de la préforme. La Figure 1.20 présente un trou dont la circonference a été renforcée par des points de broderie.

1.4.2 Particularités de la couture aveugle

Tous les points de couture conventionnelle présentés jusqu'ici nécessitent un accès aux deux surfaces de la préforme afin de coudre tous les plis dont elle est constituée en une seule étape. Cette contrainte de la couture conventionnelle fait en sorte qu'il est souvent difficile, voire impossible, de réaliser la couture tout en supportant adéquatement la préforme. Jusqu'à ce qu'elles soient consolidées avec une matrice, les préformes textiles sont susceptibles de se déformer lors des manipulations si elles ne sont pas supportées adéquatement. Ceci est davantage vrai pour les préformes complexes et de grandes dimensions. Des procédés de couture aveugle ont donc été développés afin de coudre des préformes à partir d'une seule surface. L'autre surface peut ainsi être utilisée pour supporter la préforme (Ogale et Mitschang, 2004). Un exemple d'une préforme de grande dimension cousue à l'aide d'une tête de couture aveugle est montrée à la Figure 1.21.



Figure 1.21 Couture d'une préforme de grande dimension à l'aide d'une tête de couture aveugle opérée par bras robotisé
Adapté de Bannister (2004, p. 254)

Le point « blind stitch », commercialisé par Keilmann Sondermaschinenbau GmbH (KSL, Lorsch, Allemagne), utilise une aiguille en demi-lune pour insérer un fil de couture dans la pré-

forme et ramener celui-ci à la surface (voir Figure 1.22a)). Un mécanisme secondaire s'assure alors d'entrelacer la nouvelle boucle avec la boucle précédente. Dans l'industrie de l'aéronautique, le point « blind stitch » est utilisé notamment pour préformer les renforts lors de la fabrication de la cloison de pressurisation arrière de l'appareil commercial Airbus A380 (Treiber, 2011).

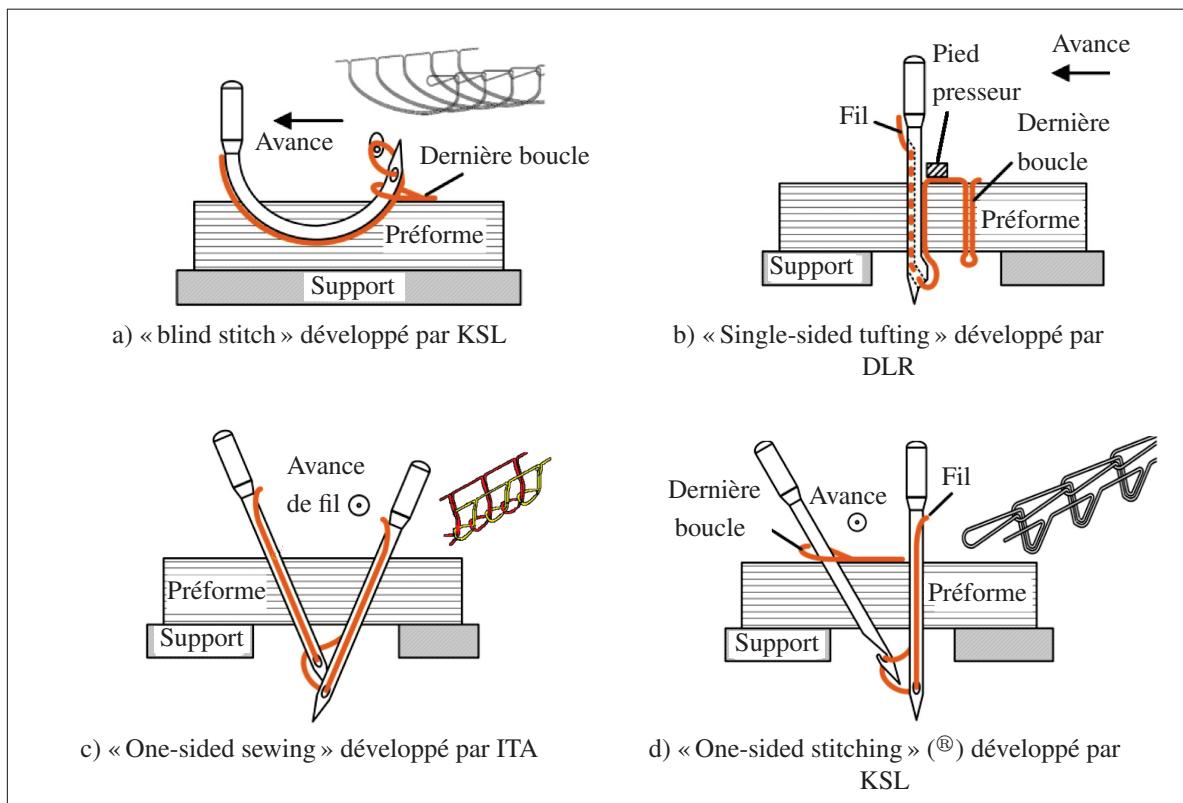


Figure 1.22 Points de couture à partir d'une seule surface
Adapté de Treiber (2011, p. 9 et 10)

Le touffetage emploie une aiguille dotée d'un chat (« needle eye ») incliné, spécialement conçue pour insérer un fil à travers la préforme et se retirer de celle-ci sans entraîner le fil. La boucle (ouverte) maintient alors les plis de la préforme ensemble grâce à la friction entre le fil de couture et les renforts de la préforme. La profondeur de pénétration de l'aiguille peut être ajustée de manière à faire dépasser ou non la boucle ouverte à l'arrière de la préforme. La Figure 1.22b) montre le « single-sided tufting » tel que développé par le « German Aerospace Centre » (DLR,

Cologne, Allemagne). Dans l'industrie de l'automobile, le touffetage est utilisé notamment pour insérer des renforts interlaminaires servant à dissiper l'énergie causée par des impacts. En ce qui a trait aux applications aéronautiques, plusieurs recherches recensées par Treiber (2011) ont montré que l'utilisation du touffetage permet de renforcer significativement la résistance des joints entre les raidisseurs (en T et en J) et les pièces de revêtement.

Le point « one-sided sewing » fut mis au point par l'« Institute for Textiles of the University RWTH Aachen » (ITA, Aix-la-Chapelle, Allemagne). Pour réaliser ce point, deux aiguilles agissent en alternance comme fournisseur de fil (« feeder needle ») et purgeur de fil (« catcher needle ») pour l'une l'autre. La boucle est formée à la surface inférieure de la préforme telle que montrée à la Figure 1.22c).

Le point « one-sided stitching » (OSS[®]), commercialisé par Keilmann Sondermaschinenbau GmbH (KSL, Lorsch, Allemagne), est également formé grâce à deux aiguilles. Tel qu'illustré à la Figure 1.22d), une première aiguille (« feeder needle ») traverse perpendiculairement la préforme pour insérer le fil de couture. Ce fil est alors attrapé par l'autre aiguille (« catcher needle ») et ramené à la surface selon un angle de 45° pour enfin être entrelacé avec la boucle précédente. À ce jour, les procédés de couture à deux aiguilles demeurent peu utilisés pour des applications industrielles notamment puisque leurs effets sont peu documentés.

Le Tableau 1.1 regroupe quelques caractéristiques des procédés de couture aveugle. Parmi ces caractéristiques, on remarque notamment que ces procédés insèrent (nécessairement ou facultativement) des renforts interlaminaires inclinés. Selon Ogale et Mitschang (2004) et Plain et L.Tong (2011), les renforts interlaminaires inclinés améliorent la résistance au cisaillement interlaminaire et intralaminaire du stratifié.

Tableau 1.1 Comparaison des caractéristiques des techniques de couture aveugle
Adapté de Treiber (2011, p. 9)

Caractéristique	« Blind » ¹	« Tufting » ²	ITA ³	OSS® ⁴
Vitesse de couture [min ⁻¹]	500	500	2 * 700	500
Pas de la couture [mm]	5 à 10	2 à 10	3 à 7	4 à 8
Épaisseur maximale de la préforme [mm]	10	40	5	20
Dégagement nécessaire sur le support pour le passage des aiguilles	Non	Facultatif	Oui	Oui
Angle des fils de coutures [°] ⁵	Fixe (irrégulier)	Variable (-45 à +45)	Fixe (-45 et +45)	Fixe (0 et 45)

¹ « Blind stitch » développé par KSL ; ² « Single-sided tufting » développé par DLR ; ³ « One-sided sewing » développé par ITA ; ⁴ « One-sided stitching » développé par KSL ; ⁵ Où 0° est perpendiculaire à la surface de la préforme.

1.4.3 Effets des paramètres de couture sur les performances mécaniques du stratifié

Pour la couture conventionnelle et la couture aveugle, les paramètres décrits ci-après peuvent être optimisés afin de répondre à des besoins spécifiques.

1.4.3.1 Densité de points de couture

Dans leur revue de la littérature concernant le rôle que joue l'architecture des renforts d'un composite sur sa résistance à la propagation des dommages lors d'un impact, Bibo et Hogg (1996) soutiennent que les régions environnant les points de couture sont des endroits propices à l'initiation des fissures. Ainsi, lorsque la densité des renforts en Z est très faible ou trop élevée, plutôt que d'améliorer la résistance au déclassement, il est probable que la résistance, autant intralaminaire qu'interlaminaire, se voit réduite. Dransfield *et al.* (1994) notent d'ailleurs qu'il semblerait y avoir une densité de renforts en Z minimale nécessaire à l'amélioration de la résistance à la propagation des fissures interlaminaires. Comme le montre la Figure 1.23, il y a une densité optimale au-delà de laquelle la couture engendre plus de dommages qu'elle n'en

épargne. À la Figure 1.23, on remarque également que la densité optimale de renfort dépend de la configuration des coutures dans le stratifié.

Entre ces deux limites critiques, il semblerait y avoir une relation positive marginalement linéaire entre la densité des renforts en Z et la résistance au délaminage. De nombreux auteurs (Farley *et al.*, 1992; Dransfield *et al.*, 1994; Adanur *et al.*, 1995; Mouritz *et al.*, 1997b; Jain *et al.*, 1998; Tanzawa *et al.*, 1999; Tan *et al.*, 2010, 2012a,b) ont d'ailleurs observé cette relation. Toutefois, d'une étude à l'autre, d'autres paramètres (par ex : la nature et l'architecture des renforts, le diamètre du fil de couture, la tension dans les points de couture, etc.) varient ; la pente de la relation linéaire entre la densité des renforts en Z et la résistance au délaminage ne peut donc pas être comparée d'une étude à une autre.

Considérant les effets néfastes que peut occasionner une densité de points de couture excessive, on utilise traditionnellement une densité allant de 1 à 25 points/cm² ; ce qui correspond à une fraction volumique des renforts en Z de l'ordre de 1 à 5 % (Tong *et al.*, 2002). Pour accroître la densité de renforts en Z, le diamètre du fil de couture et le nombre de points par unité de surface peuvent, l'un comme l'autre, être augmentés.

Malgré tout, l'amélioration des propriétés interlaminaires se fait souvent aux dépens d'une détérioration des propriétés intralaminaires (Dransfield *et al.*, 1994). Par exemple, Farley *et al.* (1992) ont constaté qu'une amélioration de 75 à 95 % de la résistance à la compression après un impact due à l'ajout de renforts en Z par couture a engendré une diminution de 30 % de la résistance à la compression dans le plan (pour une pièce initialement non endommagée).

1.4.3.2 Fil de couture

Selon Dow et Smith, rapportés dans Dransfield *et al.* (1994), les fils de verre, de carbone et de Kevlar sont tous adéquats pour servir de fil de couture. Le diamètre d'un fil de couture est dicté par le nombre de brins enroulés ensemble ; l'augmentation du nombre de brins a pour effet

2. À la Figure 1.23, les points parallèles sont parallèles au chargement et les points bi axiaux combinent (dans un même spécimen) une couture parallèle et une couture perpendiculaire au chargement.

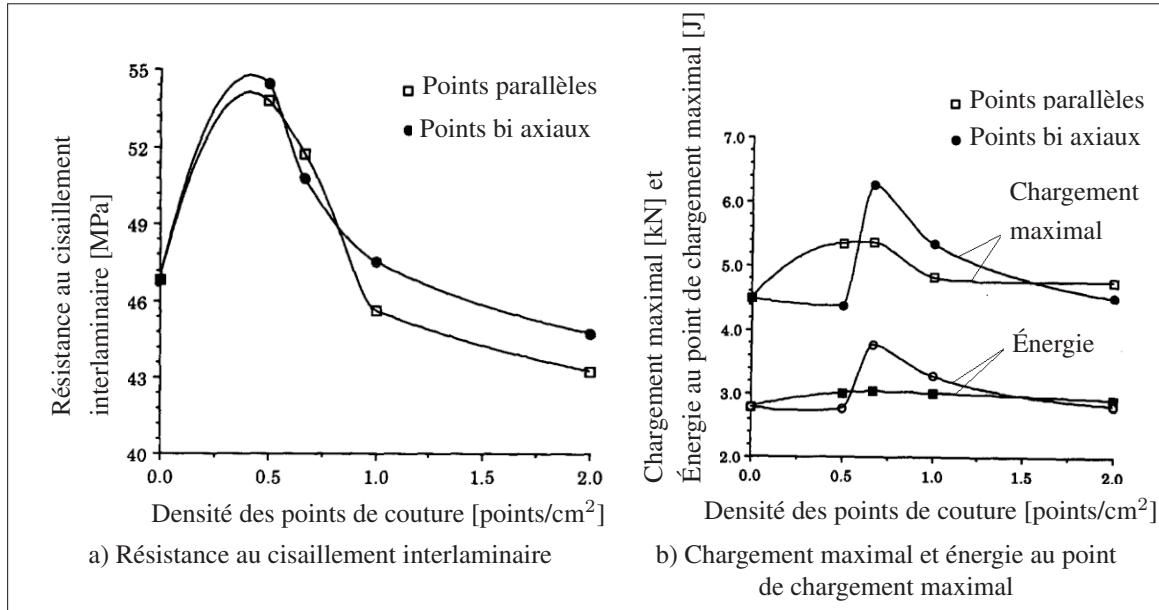


Figure 1.23 Variation de la résistance au délaminage en fonction de la densité des points de couture²

Adapté de Adanur *et al.* (1995, p. 1155 et 1156)

d'accroître la résistance du fil, mais il diminue également sa souplesse. Une certaine souplesse est essentielle pour que le fil puisse être courbé pour boucler le point de couture et pour limiter les discordances de contraintes entre les fibres en Z et la matrice. Quant à la surface du fil de couture, elle doit, à la fois, pouvoir résister à l'abrasion et favoriser l'adhérence entre la fibre et la matrice (Dransfield *et al.*, 1994).

1.4.3.3 Configuration des points de couture

Les points de couture peuvent être disposés de plusieurs façons sur la préforme. Les quatre configurations les plus utilisées dans l'industrie des composites sont illustrées à la Figure 1.24. La couture peut également être utilisée sélectivement sur la préforme ; de façon à renforcer uniquement les éléments critiques du stratifié comme ceux présentés à la Figure 1.5 par exemple.

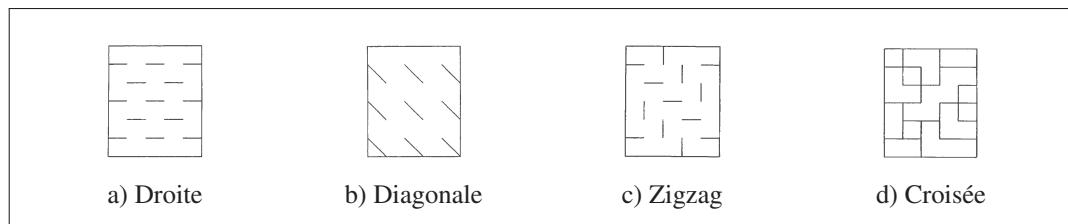


Figure 1.24 Configuration des points de couture

Adapté de Tong *et al.* (2002, p. 166)

1.4.4 Défauts typiques causés par la couture

La couture est un procédé très flexible et rentable pour construire une préforme. Toutefois, pour des applications structurales, la dégradation des propriétés dans le plan peut contrebalancer les avantages que celle-ci procure. En effet, tel que le souligne Mouritz *et al.* (1997b), la couture peut améliorer, dégrader considérablement ou laisser inchangées les propriétés dans le plan selon l'architecture des renforts et des paramètres de couture. Afin d'optimiser le procédé, il est nécessaire de bien comprendre les dommages causés par la couture d'une préforme.

Pendant la couture, la pénétration de l'aiguille dans l'empilement de renforts peut endommager l'interface des fibres ou les fibres elles-mêmes. Selon Junqian et Yuqing (2007), cet endommagement est causé par le frottement de l'aiguille et du fil de couture contre les renforts de la préforme. Toutefois, la rupture des fibres due à la couture s'est avérée négligeable ($\sim 0,5\%$ de la totalité des fibres) dans une étude réalisée par Herszberg and Bannister rapportée dans Junqian et Yuqing (2007). Selon Wu et Wang (1995), Mouritz *et al.* (1997b), Dransfield *et al.* (1994) et Greenhalgh et Hiley (2003), la détérioration des propriétés dans le plan est principalement causée par la distorsion des fibres et les régions riches en résine qui en résultent. Mouritz *et al.* (1997b) relèvent des cas où le désalignement des fibres est aussi faible que 2.5° et d'autres où il atteint jusqu'à 20° . Ce phénomène est habituellement nettement plus prononcé aux plis se trouvant aux surfaces de la préforme.

Vandermey *et al.* (1991), rapportés dans Mouritz *et al.* (1997b), ont noté des microfissures dans la matrice autour des fils de couture. Furrow *et al.* (1996) suggèrent que la microfissu-

ration serait due à l'écart entre le coefficient d'expansion thermique du fil de couture et ceux des composantes environnantes. De plus, alors que beaucoup s'entendent pour dire que la couture freine habituellement la propagation des fissures interlaminaires (voir Section 1.4.3), Bibo et Hogg (1996) ont remarqué que les dommages ont tendance à se propager le long des fils de couture. Selon cet auteur, les fils de couture favoriseraient donc plutôt la propagation des fissures d'une strate à une autre.

1.5 Caractérisation des matériaux

Rappelons que le présent projet de maîtrise a pour but d'évaluer les performances mécaniques de stratifiés. Ainsi, avant d'entamer les travaux expérimentaux, il convient de définir ce qu'est la caractérisation des matériaux, qu'elles sont les étapes à suivre et les propriétés recherchées pour caractériser un matériau composite.

1.5.1 Principe de caractérisation des matériaux

La caractérisation d'un matériau est un processus analytique permettant de mesurer ses propriétés et d'identifier les mécanismes ou les phénomènes internes qui le gouvernent (Office québécois de la langue française). Le manuel des matériaux composites (CMH-17, Volume 1, 2012) relève cinq raisons différentes de caractériser un matériau :

- le tri ou la sélection de matériaux pour une application donnée ;
- la qualification d'un matériau vis-à-vis certaines exigences préétablies ;
- l'acceptation d'un lot de production ;
- la démonstration d'une équivalence entre deux matériaux ;
- la validation de la capacité d'une structure à rencontrer les exigences d'une application donnée.

1.5.2 Séquence pour caractérisation des matériaux

Si la caractérisation du composite a pour but de guider chacune des étapes de la conception d'une pièce structurale, le manuel des matériaux composites (CMH-17, Volume 1, 2012) suggère une « building-block approach » qui se résume aux étapes suivantes :

- a. Générer les valeurs de base et les critères de conception préliminaires.
- b. En se basant sur la conception et l'analyse de la structure, sélectionner les zones critiques nécessitant des vérifications expérimentales subséquentes.
- c. Déterminer les modes de ruptures susceptibles de se produire pour chacune des particularités de conception.
- d. Sélectionner les conditions d'essais (modes de chargement et environnements) qui causeront les modes de rupture jugés critiques.
- e. Planifier et réaliser des essais sur des échantillons couvrant ainsi l'ensemble des conditions d'essais et modes de ruptures préalablement établis comme étant critiques pour ensuite comparer les résultats des essais avec les prédictions du modèle analytique et ajuster ce dernier si cela est nécessaire.
- f. Planifier et réaliser des essais toujours plus spécifiques ou plus complexes afin d'évaluer notamment les modes de ruptures combinés pour ensuite comparer les résultats des essais avec les prédictions du modèle analytique et ajuster ce dernier si cela est nécessaire.
- g. Concevoir et réaliser des essais statiques et des essais de fatigue sur des composantes de tailles réelles pour la validation finale des contraintes internes et la vérification de l'intégrité structurale et terminer en comparant les résultats au modèle analytique.

Cette approche peut être appliquée progressivement aux cinq différents niveaux de complexité de structures illustrés à la Figure 1.25. L'importance accordée à chacun des niveaux est déterminée en fonction de divers paramètres comme le procédé de fabrication, le rôle structural de la composante ou les critères de certification d'une agence. Les coupons sont habituellement utilisés pour caractériser les constituants, les plis individuels (« laminae ») et les stratifiés (« laminate »).

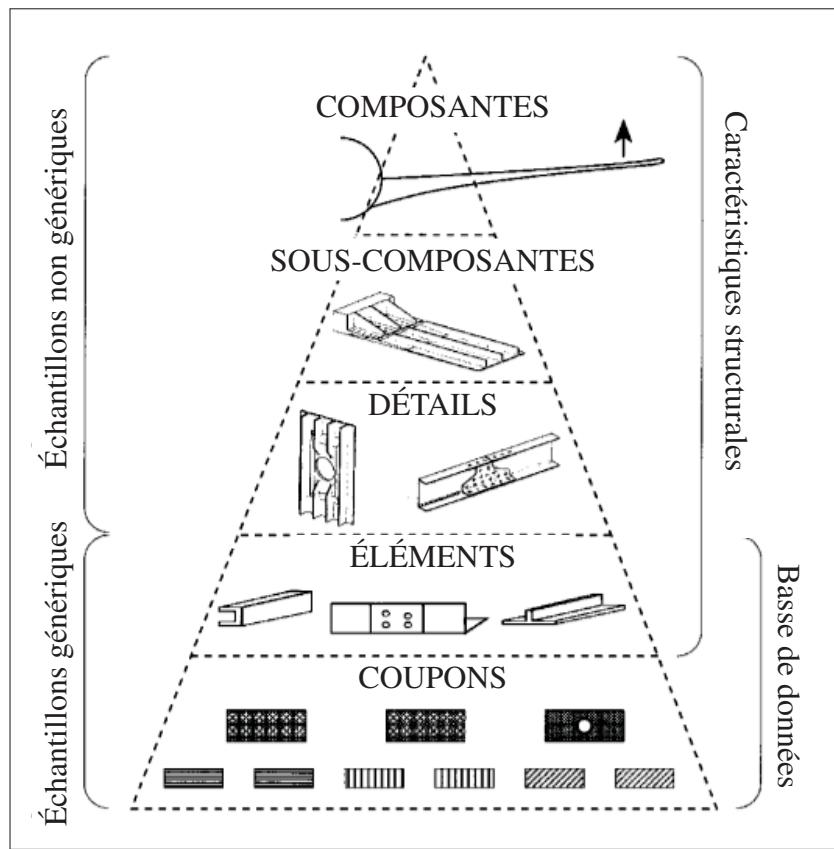


Figure 1.25 « Building-block approach » pour le développement d'un plan de tests en vue de la certification d'une composante structurale en composite
 Adapté de CMH-17, Volume 1 (2012, page 2-2)

1.5.3 Caractérisation des constituants

Les constituants sont les fibres et leur interface, les textiles ou préformes (s'il y a lieu) et la matrice.

Les fibres et leur interface peuvent être caractérisées en mesurant leurs propriétés chimiques et spectroscopiques (par ex. : taux de carbone des fibres, potentiel chimique à la surface des fibres, structure cristalline ou semi-cristalline, épaisseur de l'interface, taux d'humidité, stabilité thermique et résistance à l'oxydation), leurs propriétés physiques (par ex. : diamètre d'un filament, densité, résistivité électrique, coefficient d'expansion thermique, conductivité thermique, capa-

cité thermique, température de transition) et leurs propriétés mécaniques (par ex. : résistance à la tension d'un filament) (CMH-17, Volume 1, 2012)

Les textiles et préformes peuvent être caractérisés en mesurant leurs propriétés physiques (par ex. : section d'un faisceau de fibres, torsion des faisceaux et densité surfacique, épaisseur, drapabilité et manipulabilité du textile) et leurs propriétés mécaniques. (par ex. : résistance et module de rigidité d'un faisceau en tension, résistance d'un textile en tension, en compression et en cisaillement) (CMH-17, Volume 1, 2012).

La matrice thermodurcissable (polymérisée) peut être caractérisée en mesurant ses propriétés chimiques (par ex. : composition chimique, degré de polymérisation, structure moléculaire, conformation, morphologie et masse moléculaire du polymère), ses propriétés physiques et thermiques (par ex. : densité, température de transition vitreuse, température de dégradation thermique et température de distorsion) et ses propriétés mécaniques statiques, dynamiques, et viscoélastiques (par ex. : résistance et module en tension, compression, flexion et cisaillement, résistance aux impacts et dureté) (CMH-17, Volume 1, 2001).

1.5.4 Caractérisation d'un pli individuel et caractérisation d'un stratifié

Les propriétés d'un pli individuel de composite sont fréquemment utilisées pour générer des bases de données utilisées pour le design et le dimensionnement des pièces structurales. Pour mesurer avec précision les propriétés d'un pli, des essais sont conduits sur des spécimens faits à partir d'un stratifié comportant plusieurs plis identiques orientés selon le même angle. Les propriétés sont ensuite normalisées pour obtenir les propriétés d'un seul pli. D'après le manuel des matériaux composites (CMH-17, Volume 1, 2012), les propriétés clés devant être mesurées pour un pli individuel sont la densité, le taux des constituants, l'épaisseur d'un pli polymérisé, la résistance, le module et le coefficient de Poisson en tension et en compression dans le plan à 0° et à 90° ainsi que la résistance et le module en cisaillement dans le plan.

La caractérisation d'un stratifié (c.-à-d. un empilement de plusieurs plis orientés selon des angles différents) peut être faite dans le but de comparer des stratifiés entre eux ou valider

les performances mécaniques d'un stratifié conçu, par exemple, à partir d'un modèle optimisé à l'aide de la méthode des éléments finis ou encore de la théorie classique des stratifiés (« classical laminate theory » CLT) utilisant, dans un cas comme dans l'autre, les propriétés connues pour un pli individuel. D'après le manuel des matériaux composites (CMH-17, Volume 1, 2012), les propriétés clés devant être mesurées pour un composite sont les suivantes :

- densité et taux des constituants ;
- épaisseur du stratifié polymérisé ;
- résistance, module et coefficient de Poisson en tension dans le plan en x et en y ;
- résistance, module et coefficient de Poisson en compression dans le plan en x et en y ;
- résistance et module en cisaillement dans le plan ;
- résistance au cisaillement interlaminaires ;
- résistance à la propagation d'une fissure interlaminaires ;
- résistance à la fatigue en tension et en compression.

Les propriétés mécaniques des plis individuels et des stratifiés doivent être mesurées dans des conditions représentatives de celles vues en service, généralement définie par :

- température ambiante – 50 % humidité relative ;
- haute température – saturé en humidité ;
- basse température – sec.

Les résultats des essais pour les diverses conditions permettent d'établir des facteurs de réduction (« knockdown factors »). Ces facteurs de réduction permettent d'estimer les performances d'une composante dans diverses conditions (chaud-humide ou froid-sec) à partir des performances de la composante dans des conditions ambiantes.

Les stratifiés peuvent également être caractérisés en mesurant leurs propriétés physiques et thermiques (par ex. : degré de polymérisation, température de transition vitreuse, température de dégradation thermique et température de distorsion, conductivité thermique, capacité thermique, coefficient de diffusion thermique, coefficient de diffusion de l'humidité et résistance

au cyclage thermique) et leurs propriétés électriques (par ex. : permittivité électrique, résistance diélectrique, résistance magnétique, degré d'interférence électromagnétique et résistance à une décharge electrostatique) (CMH-17, Volume 1, 2012).

1.5.5 Caractérisation des éléments et détails

La caractérisation des éléments a pour but d'évaluer la capacité du matériau à tolérer des dommages générés volontairement (par ex. un trou accueillant un rivet) ou involontairement (par ex. une pénétration causée par un impact). D'après le manuel des matériaux composites (CMH-17, Volume 1, 2012), les propriétés clés devant être mesurées sont la résistance à la tension avec trou (« open-hole »), la résistance à la compression avec trou (« open-hole ») et la résistance à la compression après impact.

La caractérisation des détails a pour but d'évaluer la résistance des assemblages rivetés, boulonnés, collés ou soudés. Les propriétés clés devant être mesurées sont la résistance à la pression diamétrale (« bearing and bearing/by-pass »), la résistance au cisaillement et à l'arrachage des pièces d'assemblage ou des joints (co-cuits, collés ou soudés).

1.5.6 Caractérisation des sous-composantes et composantes

Les essais sur des sous-composantes et composantes permettent de valider la capacité de la structure à résister aux chargements excentriques, aux variations de rigidité de la structure, au flambage et aux dommages. Ces cas de chargement sont parfois difficiles à prévoir ou à éliminer lors du design. Les essais sur les sous-composantes et composantes permettent également de valider le modèle d'analyse par éléments finis qui a servi au dimensionnement de la pièce structurale. Les essais sont conçus de manière à recréer les conditions de chargement statiques ou dynamiques réelles de la sous-composante ou composante. Une série de jauge de déformation (ou toute autre méthode de mesure des déformations) sont habituellement utilisées pour mesurer les déformations dans la structure et comparer celles-ci à celles prédictes grâce au modèle d'analyse par éléments finis.

CHAPITRE 2

DÉMARCHE EXPÉRIMENTALE

Ce chapitre présente les éléments suivants :

- La démarche générale utilisée dans le cadre du projet CRIAQ COMP-501 pour sélectionner et étudier un procédé de préformage.
- La méthodologie employée pour évaluer les effets du procédé de préformage retenu sur les performances mécaniques des stratifiés. Cette méthodologie comprend notamment une description des matériaux, du procédé de mise en forme et des essais utilisés.

2.1 Sélection d'un procédé de préformage

Il a été montré à la Section 1.4 que les procédés de préformage des renforts ne s'équivalent pas tous ; chacun d'eux possède des avantages et des inconvénients. Afin de sélectionner adéquatement les procédés pertinents d'être étudiés pour la fabrication d'un panneau, il convient d'abord de dresser la liste des principales caractéristiques recherchées en ce qui a trait à la technologie de préformage des renforts :

- ↗ [maximiser] **l'efficacité de la technologie de préformage** : L'équipement doit être disponible et suffisamment au point afin d'être industriellement viable pour la fabrication de panneaux.
- ↘ [minimiser] **le coût de production** : Le procédé doit être suffisamment abordable (en incluant le coût d'amortissement de l'équipement) pour permettre une réduction du coût de production d'un lot de pièces.
- ↘ [minimiser] **la variabilité du procédé** : Le procédé doit être automatisable et suffisamment stable pour que les pièces produites rencontrent les standards de qualité de l'industrie aéronautique.
- ↗ [maximiser] **la polyvalence de la technologie de préformage** : L'équipement doit permettre la fabrication de panneaux de tailles et de géométries différentes (par ex. : droit,

courbé, etc.) ainsi que diverses dispositions des raidisseurs sur la surface d'un panneau (par ex. : série parallèle, série croisée, etc.) tout en limitant l'outillage spécifique à chaque pièce.

- ↗ [maximiser] **la capacité à fabriquer des stratifiés quasi isotropes** : Le procédé de préformage doit permettre le placement de renforts orientés à 0° , 90° et $\pm 45^\circ$.
- ↗ [maximiser] **la fabrication de préformes à haute densité volumique de renforts** : Le procédé de préformage doit permettre la fabrication de préformes suffisamment denses et comprimables pour que les stratifiés qui en résultent aient des fractions volumiques de renforts (V_f) de plus de 0.50 afin de rencontrer les standards de l'industrie aéronautique.
- ↘ [minimiser] **les ondulations dans les renforts** : L'architecture tridirectionnelle des renforts ne doit pas diminuer considérablement la résistance ou la rigidité des stratifiés en raison de fortes ondulations ou déviations des fibres.

Considérant les capacités et les limitations de chacun des procédés d'assemblage des renforts présentés à la Section 1.4, la pièce qui doit être développée et les critères de sélection de la technologie de préformage énumérés ci-dessus, les partenaires du projet COMP-501 ont choisi de fabriquer des préformes constituées de pièces de tissu assemblées par couture. Parce qu'elle est très polyvalente, la technique de couture retenue est la couture aveugle commercialement appelée « one-sided stitching » (OSS[®]).

Ultimement, le touffetage pourrait aussi être combiné à la couture OSS[®] pour le préformage des panneaux. Néanmoins, pour une question de charge de travail, ce mémoire se limite à la caractérisation de stratifiés fabriqués à partir de préformes assemblées uniquement par OSS[®].

2.2 Démarche du projet CRIAQ COMP-501

Pour comprendre les effets de la couture OSS[®], les propriétés des stratifiés cousus sont comparées aux propriétés de stratifiés traditionnels (non cousus). Les préformes et stratifiés non cousus sont appelés préformes et stratifiés *référentiels* dans ce mémoire.

Fidèles à l'approche « Building-block » présentée à la Figure 1.25, les membres du projet COMP-501 s'attardent successivement aux effets du procédé de préformage retenu d'abord sur des coupons, puis des éléments et enfin des sous-composantes. La Figure 2.1 présente l'approche évolutive utilisée dans le cadre du projet COMP-501. Pour une question de charge de

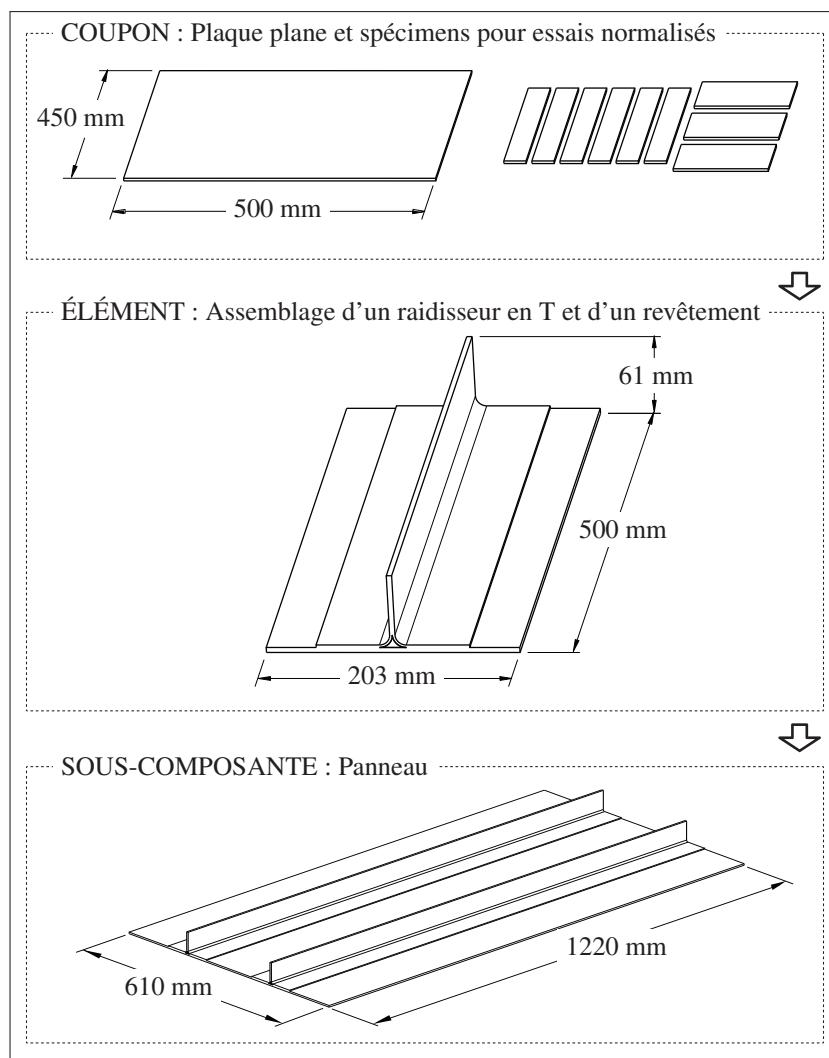


Figure 2.1 Approche évolutive du projet CRIAQ COMP-501

travail, ce mémoire se limite à la caractérisation des stratifiés sous forme de coupons plats non conditionnés (« as molded »). Les essais sont réalisés à température ambiante ($23^{\circ}\text{C} \pm 3^{\circ}\text{C}$) et humidité ambiante ($50\% \pm 10\%$).

2.3 Matériaux et procédé de mise en forme

Afin de permettre la comparaison entre les performances des stratifiés et composantes développés dans le cadre du projet COMP-501 et ceux typiquement utilisés dans l'industrie aéronautique, les renforts, la matrice et le procédé de mise en forme des stratifiés sont sélectionnés de manière à être représentatifs de ceux utilisés dans l'industrie aéronautique.

2.3.1 Renforts et matrice

À la Section 2.1, il a été décidé que les préformes seront fabriquées de pièces de tissu assemblées par couture ; les pièces de tissu en question sont des sergés 2 x 2 TC-06-T tissés par JB Martin (Saint-Jean-sur-Richelieu, Québec) et faits de fibres de carbone Tenax®-J HTS40 E13 3K 200tex fabriquées par Toho Tenax (Tokyo, Japon). Les propriétés des renforts sont présentées au Tableau I-1 de l'Annexe I et la fiche technique des fibres est présentée à la Figure I-1 de la même Annexe. Ces renforts sont choisis pour leur bonne drapabilité et leur disponibilité presque immédiate due à leur utilisation courante.

La matrice utilisée est l'époxy monocomposante Cycom® 890 RTM fabriqué par Cytec Industries (Wrexham, Royaume-Uni). La fiche technique de la résine est présentée à la Figure I-2 de l'Annexe I. Pour les fabricants du secteur aéronautique, cette résine se distingue des autres époxy par sa température d'utilisation continue allant jusqu'à 170°C.

La couture est réalisée avec le fil de carbone TENAX® fabriqué par Schappe Techniques (Blyes, France) en collaboration avec Toho Tenax (Tokyo, Japan). Ce fil est sélectionné puisqu'il est fait à partir des mêmes fibres que les renforts principaux du composite. De plus, le fil TENAX® est spécialement conçu pour coudre des renforts (secs ou imprégnés) : il est flexible, résistant à la friction et compatible avec la plupart des matrices.

Le diamètre du fil de couture est sélectionné en tenant compte de la disponibilité des fils TENAX® sur le marché au moment de l'étude et de la capacité du fil à résister au procédé OSS®. Quelques essais de couture préliminaires réalisés par le Groupe CTT ont permis d'éta-

blir qu'un fil 67 tex x 2 (c.-à-d. un fil fait de deux brins faisant chacun 67 g/km) convient pour la couture d'une préforme faite d'une vingtaine de plis de renforts de carbone. Le diamètre de ce fil est évalué à 0,44 mm grâce à l'Équation 2.1 :

$$\phi_{fil} = Nbre_{brins} \cdot \sqrt{\frac{4 \cdot 10^{-3} \cdot tex}{\pi \rho}} \quad (2.1)$$

où ϕ_{fil} est le diamètre du fil en mm, $Nbre_{brins}$ est le nombre de brins du fil, tex est la densité linéaire d'un brin en g/km et ρ est la densité du matériau, en occurrence le carbone, en g/cm³.

2.3.2 Séquence d'empilement des renforts

Sachant que les effets de la couture peuvent varier d'un stratifié à un autre, les essais de caractérisation sont menés sur trois stratifiés : un stratifié *souple*, un stratifié quasi isotrope (*quasi*), et un stratifié *rigide*. Définis à l'aide de la méthode « angle minus load » (AML), ces trois stratifiés sont décrits au Tableau 2.1 et sont répartis, autant que possible, dans une enveloppe de conception traditionnellement utilisée en aéronautique tel que présenté à la Figure 2.2.

Tableau 2.1 Définition des stratifiés étudiés

	Souple			Quasi			Rigide		
Séquence	[((±45) ₂ / (0-90) / (±45) ₂) ₂] _S			[((±45) / (0-90)) ₅] _S			[((0-90) ₂ / (±45) / (0-90) ₂) ₂] _S		
Pourcentage de renforts	0 °	90 °	±45 °	0 °	90 °	±45 °	0 °	90 °	±45 °
	10 %	10 %	80 %	25 %	25 %	50 %	40 %	40 %	20 %
AML ¹	70			25			-20		

¹Selon la méthode modifiée par Boeing.

Méthode « angle minus load » (AML) : La méthode AML est un paramètre applicable aux stratifiés symétriques et balancés constitués de plis orientés à 0 °, 90 ° et ±45 ° et d'un minimum de 10 % de renforts dans chacune de ces directions. Utilisé dans le secteur aéronautique, ce

paramètre reflète la capacité du stratifié à redistribuer les charges aux alentours d'une zone endommagée ou d'une zone endommagée et à résister au flambage des plis (Dorris *et al.*, 1992).

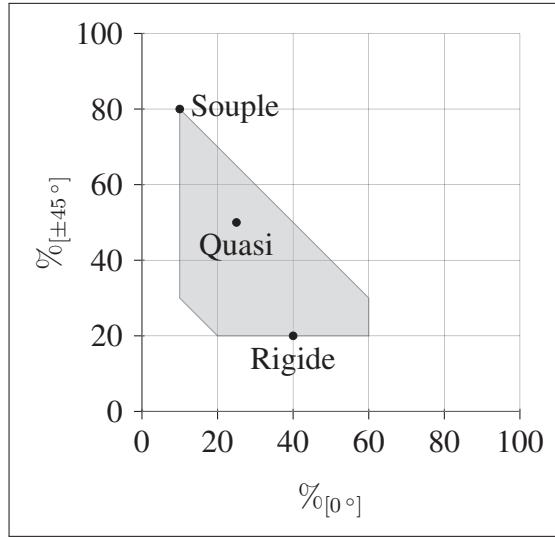


Figure 2.2 Répartition des stratifiés dans une enveloppe de conception typique

Initialement élaboré par Lockheed Martin, le paramètre était calculé à l'aide de l'Équation 2.2 :

$$AML_{Lockheed\ Martin} = \%_{[+45^\circ]} + \%_{[-45^\circ]} - \%_{[0^\circ]} \quad (2.2)$$

où $\%_{[+45^\circ]}$, $\%_{[-45^\circ]}$ et $\%_{[0^\circ]}$ sont respectivement les pourcentages de renforts orientés à $+45^\circ$, -45° et 0° au sein du stratifié.

Dernièrement, la Méthode AML modifiée par Boeing est préférée parce qu'elle est plus représentative. Cette dernière est définie par l'Équation 2.3 :

$$AML_{Boeing} = \%_{[+45^\circ]} + \%_{[-45^\circ]} - 0,5 | \%_{[+45^\circ]} + \%_{[-45^\circ]} | - \%_{[0^\circ]} \quad (2.3)$$

Sachant que les plis en angle permettent de distribuer les charges autour d'une zone endommagée, on peut attendre d'un stratifié ayant un paramètre AML élevé une bonne tolérance à

l'endommagement. Au contraire, un stratifié ayant un paramètre AML faible, voire négatif, sera plus sensible aux concentrations de contraintes (Dorris *et al.*, 1992).

2.3.3 Découpe et préformage des renforts

Les renforts des préformes référentielles sont découpés chez Delastek (Grand-Mère, Québec) à l'aide d'une table de découpe automatique Gerber® cutter DCS2500. Immédiatement après leur découpe, les plis de renforts sont empilés selon les séquences décrites au Tableau 2.1 et emballés séparément pour éviter qu'ils ne se contaminent ou ne s'endommagent jusqu'à ce qu'ils soient moulés. Les préformes référentielles ont une largeur de 45 cm et une longueur de 50 cm.

Les préformes cousues sont préparées (c.-à-d. découpées et empilées) manuellement et assemblées à l'aide d'une tête de couture robotisée par le Groupe CTT (Saint-Hyacinthe, Québec). Pour réaliser la couture OSS®, le groupe CTT utilise la tête de couture RS 530 fabriquée par KSL Keilmann Sondermaschinenbau GmbH (Lorsch, Allemagne).

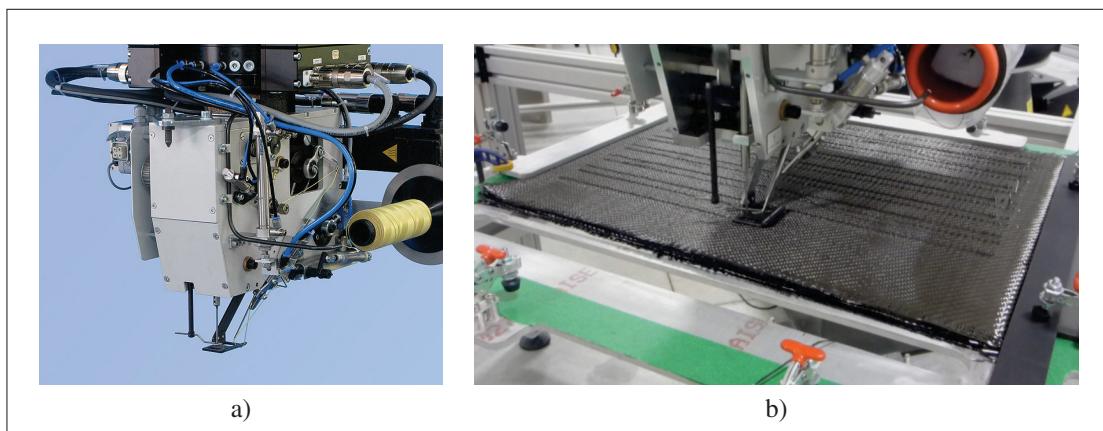


Figure 2.3 Montage et équipement pour la couture OSS®

a) Tête de couture à deux aiguilles RS 530 fabriquée par KSL Keilmann Sondermaschinenbau GmbH pour la couture OSS®, b) Montage pour la couture au Groupe CTT

La « feeder needle » et la « catcher needle » de cette tête de couture ont respectivement un diamètre de Nm 180 (1.8 mm) et Nm 200 (2 mm)¹. Pendant la couture, les renforts sont placés sur un support et serrés contre celui-ci grâce à des serres à bascule placées en périphérie des renforts comme montré à la Figure 2.3b). Les préformes cousues sont légèrement plus grandes que les préformes référentielles puisque les contours ne peuvent pas être cousus. Le support est rainuré pour laisser passer les aiguilles aux endroits où la préforme doit être cousue.

La tête de couture utilisée pour ce projet n'était pas équipée d'un appareil servant à mesurer la tension dans le fil de couture au moment de la fabrication des préformes. Ainsi, tout comme le synchronisme des aiguilles et la vitesse de déplacement des aiguilles, la tension dans le fil de couture est simplement ajustée manuellement de manière à minimiser les défauts de couture (par ex. : un saut de point) et les déformations induites dans la préforme. La largeur des coutures réalisées à l'aide de la tête de couture RS 530 n'est pas ajustable et a une valeur fixe de 25 mm. D'autres paramètres comme le pas et la distance entre les lignes de couture sont ajustables et seront définis et étudiés au Chapitre 3.

Lorsque la couture est terminée, les préformes cousues sont emballées séparément pour éviter qu'elles ne se contaminent ou ne s'endommagent jusqu'à ce qu'elles soient moulées.

2.3.4 Fabrication des stratifiés par VARI

Les plaques sont fabriquées par « vacuum assisted resin infusion » (VARI) selon le montage illustré à la Figure 2.4. Les plaques sont moulées sur un moule plat en aluminium (16 mm d'épais) préalablement traité avec un agent démouleur. Un tissu d'arrachage est placé sur les deux surfaces de la préforme pour faciliter le démoulage et obtenir une texture similaire sur les deux surfaces de la plaque. Un médium d'infusion (en filet) est utilisé pour favoriser l'imprégnation des renforts. Finalement, le tout est scellé à l'aide d'un mastic d'étanchéité placé en périphérie du moule et d'une pellicule plastique (c.-à-d. un sac). Le tout est mis sous vide et l'herméticité du montage est validée grâce à un manomètre.

1. Le « Needle metric » (Nm) est l'unité conventionnellement utilisée pour décrire le diamètre d'une aiguille. 1 Nm équivaut à un centième de millimètre.

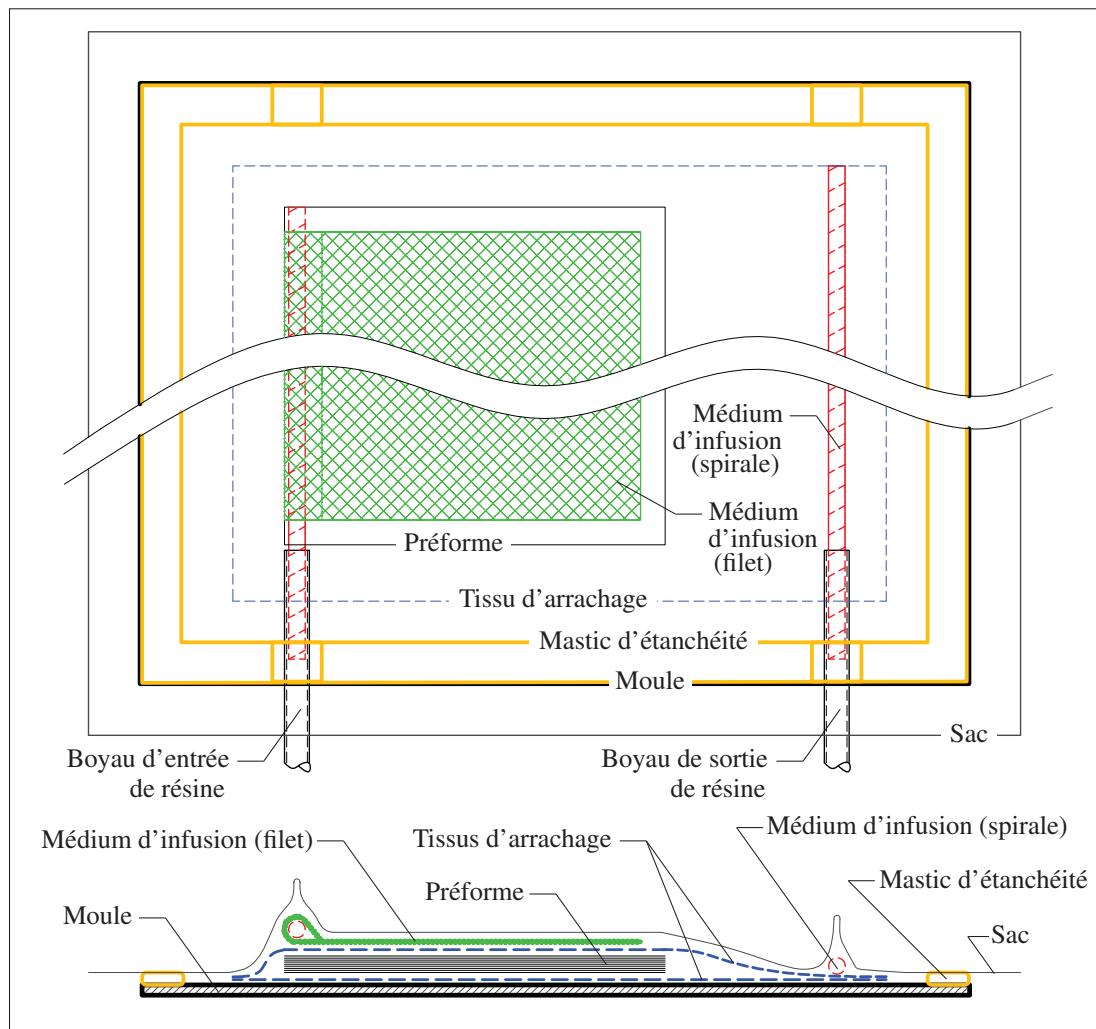


Figure 2.4 Schéma du montage pour le moulage par VARI

À température ambiante, l'époxy monocomposante Cycom® 890 RTM a une viscosité trop élevée ($\sim 1000 \text{ cP}$) pour être dégazée ou infusée. La résine doit donc être chauffée à 80°C pour réduire sa viscosité à $\sim 45 \text{ cP}$ lors du dégazage et de l'infusion. Le pot contenant la quantité de résine nécessaire pour infuser une plaque est chauffé à l'aide d'un collet chauffant électrique et sa température est contrôlée grâce à un contrôleur tout ou rien (TOR) et un thermocouple inséré dans le pot de résine. Pour minimiser le taux de porosité dans le stratifié, la résine est dégazée sous un vide complet pendant un minimum de 45 minutes dans une cuve équipée d'un

mélangeur. Pour réduire le temps de travail, plusieurs pots de résine peuvent être dégazés à l'avance et congelés jusqu'à ce qu'ils soient utilisés pour une infusion.

Le montage d'infusion est déposé sur une plaque chauffante électrique placée à l'intérieur du boîtier thermiquement isolé montré à la Figure 2.5. La température du montage est contrôlée grâce à un contrôleur TOR et un thermocouple collé contre la surface de moulage. Pour chauffer le montage, ce boîtier est préféré à un four notamment pour les raisons suivantes :

- Le couvercle fait d'un double vitrage (c.-à-d. une vitre thermos) facilite le contrôle visuel du montage tout au long du processus de moulage.
- Le couvercle placé sur le dessus du boîtier facilite l'accès à la préforme en cas d'une nécessité d'intervention (par ex. : l'apparition d'une fuite).

L'infusion est effectuée à 90 °C et est suivie d'une cuisson à 180 °C pendant 120 minutes. Le montage est ensuite refroidi à 40 °C avant d'amorcer le démoulage de la plaque. Une rampe de ~1 °C/min est utilisée pour le chauffage et le refroidissement du montage.



Figure 2.5 Boîtier d'isolation pour le moulage

2.4 Plan de tests

2.4.1 Essais physiques et mécaniques

Rappelons que l'objectif de ce projet de maîtrise consiste à évaluer les effets de la couture OSS® sur les performances mécaniques de divers stratifiés afin de formuler des recommandations pour en faire une utilisation idéale lors de la fabrication d'un panneau. Pour atteindre cet objectif, une démarche expérimentale en trois étapes est établie. Ces trois étapes ainsi que les essais employés à chacune d'elles sont présentés ci-dessous.

(1) Évaluer les effets de divers paramètres de mise en forme pour sélectionner les paramètres de mise en forme optimaux

À la Section 1.4.3, il a été montré que les propriétés mécaniques des stratifiés cousus dépendent des paramètres de couture utilisés lors du préformage des renforts (par ex. : la densité des points de couture). Au-delà des paramètres de couture, il est probable que d'autres aspects du processus de mise en forme (par ex. : la stratégie de moulage) affectent également les propriétés des stratifiés préformés par couture OSS®. Ainsi, avant d'entamer une caractérisation complète des stratifiés, des essais préliminaires sont réalisés pour évaluer les effets de certains paramètres de mise en forme sur les propriétés physiques et mécaniques des stratifiés². Les résultats de ces essais préliminaires aideront ensuite à sélectionner les paramètres de mise en forme optimaux pour fabriquer les stratifiés qui seront caractérisés plus exhaustivement aux étapes subséquentes du projet.

Pour vérifier quels sont les effets des paramètres de coutures sur les propriétés physiques des stratifiés, les quatre essais suivants sont réalisés :

- une inspection visuelle des plaques ;
- une mesure de l'épaisseur à l'aide d'un numériseur optique laser installé sur une machine à mesurer les coordonnées (MMC) ;
- une mesure de la masse surfacique des plaques ;

2. Les paramètres de mise en forme seront définis et étudiés au Chapitre 3.

- une mesure de la masse volumique et une mesure des constituants selon les normes ASTM D792-13 et ASTM D3171-11 (digestion à l'acide).

Une inspection visuelle est une étape simple, rapide et accessible à tous qui permet de déceler les défauts de surface macroscopiques et d'évaluer la qualité et l'uniformité de l'imprégnation des renforts à la surface des plaques. Les trois autres essais physiques permettent, quant à eux, d'évaluer si la couture affecte le degré de compaction des renforts lors du moulage, la densité surfacique et le taux de fibre ou le taux de porosité des plaques.

Tel qu'expliqué à la Section 1.3, le délaminage peut s'amorcer à proximité d'une discontinuité ou peut être causé par un impact. Le délaminage est le mode d'endommagement le plus fréquent dans les stratifiés et affecte particulièrement leurs propriétés en compression. Pour obtenir un aperçu des effets des paramètres de couture sur la résistance à la compression des stratifiés lorsque ceux-ci sont délaminés ou prédisposés au délaminage, les deux essais suivants sont réalisés :

- une mesure de la résistance à la compression avec trou selon la norme ASTM D6484/D6484M-09 ;
- une mesure de la résistance à la compression après impact selon la norme ASTM D7137/D7137M-12 (impact selon la norme ASTM D7136/D7136M-12).

Selon le manuel des matériaux composites (CMH-17, Volume 1, 2012), la résistance à la compression avec trou et la résistance à la compression après impact sont des propriétés clés à mesurer lors de la caractérisation d'un matériau composite (voir Section 1.5.5).

Puisque l'objectif de cette première étape consiste à comparer les effets de paramètres de couture pour identifier les paramètres qui performent le mieux, il n'est pas nécessaire de réaliser les essais sur diverses combinaisons de stratifiés. Ainsi, pour cette étape, les essais sont réalisés uniquement sur un stratifié quasi isotrope.

(2) Évaluer les effets de la couture OSS® sur les propriétés mécaniques des stratifiés

À la Section 1.4.3, il a également été montré que le préformage des renforts à l'aide de la couture peut causer une diminution considérable des propriétés intralaminaires due no-

tamment aux ondulations et aux désalignements des fibres. Pour vérifier si les propriétés intralaminaires des stratifiés sont affectées et, si elles le sont, dans quelles proportions, trois essais mécaniques sont réalisés.

- une mesure des propriétés en tension selon la norme ASTM D3039/D3039M-14 ;
- une mesure des propriétés en compression selon la norme ASTM D6484/D6484M-09 (sans trou) ;
- une mesure des propriétés en flexion selon la norme ASTM D790-10.

Les essais de tension et de compression sélectionnés sont recommandés par le manuel des matériaux composites (CMH-17, Volume 1, 2012) pour la caractérisation d'un stratifié (voir Section 1.5.4). L'essai de flexion, quant à lui, est un essai rapide et facile à réaliser puisqu'il nécessite peu de préparation. L'essai de flexion est donc utilisé pour comparer les stratifiés entre eux et contre-vérifier les tendances qui seront observées à l'aide des autres essais.

En terminant, pour vérifier si la qualité des plaques est similaire et satisfaisante, leur masse volumique et leur taux de constituants sont respectivement mesurés à l'aide des essais normalisés ASTM D792-13 et ASTM D3171-11 (digestion à l'acide).

(3) Évaluer les effets de la couture OSS® sur la tolérance à l'endommagement des stratifiés

La Section 1.3 a permis de montrer qu'il est essentiel d'améliorer la tolérance à l'endommagement des composites pour utiliser ces matériaux dans les pièces structurales. À la Section 1.4.3 il a été montré que la couture (en général) peut augmenter la tolérance à l'endommagement en améliorant les propriétés interlaminaires des stratifiés. Pour vérifier si le préformage des renforts à l'aide de la couture OSS® améliore la tolérance à l'endommagement des stratifiés, quatre essais sont réalisés :

- une mesure de la résistance à la compression avec trou selon la norme ASTM D6484/D6484M-09 ;
- une mesure de la résistance à un impact selon la norme ASTM D7136/D7136M-12 ;

- une mesure de la résistance à la compression après impact selon la norme ASTM D7137/D7137M-12 ;
- une mesure de la résistance à la propagation d'une fissure interlaminaire (Mode I) selon la norme ASTM D5528-01.

À cette étape, les essais de compression avec trou et de compression après impact sont utilisés pour les mêmes raisons qu'à la première étape. Par contre, cette fois-ci, le test d'impact à basse vitesse ne sert pas seulement de préalable à l'essai de compression, mais il est également utilisé pour vérifier si la couture réduit la zone endommagée ou augmente l'absorption de l'énergie produite par l'impact. Finalement, l'essai d'ouverture d'une fissure interlaminaire en Mode I est très utilisé dans la littérature portant sur les renforts tridirectionnels. Cet essai est donc réalisé afin de comparer le comportement des stratifiés étudiés dans le cadre de ce projet avec le comportement des autres stratifiés assemblés par couture relevés dans la littérature.

2.4.2 Taille des échantillons

Au moins 6 spécimens sont testés pour chaque type de stratifiés impliqué dans un essai décrit à la Section 2.4.1. À moins d'indication contraire, la moyenne et l'écart-type sont calculés à partir d'au moins 5 spécimens. Les spécimens dont la rupture n'est pas conforme (selon les critères suggérés par la norme à laquelle se réfère l'essai) sont exclus des résultats présentés.

2.4.3 Préparation des spécimens

De la préforme au spécimen, un numéro d'identification accompagne constamment les échantillons. Ces numéros d'identification sont définis par une nomenclature présentée à l'Annexe II. Ce numéro d'identification permet d'effectuer une traçabilité complète de chaque spécimen testé. Pour connaître les détails relatifs à la fabrication de chacune des plaques fabriquées et connaître tous les détails relatifs aux essais (spécimen, paramètres, résultats détaillés, courbes, cliché des spécimens post-mortem, etc.), le lecteur peut consulter les Annexes numériques suivantes :

ANNEXE NUMÉRIQUE I Feuilles de suivi pour la préparation de la résine ;

ANNEXE NUMÉRIQUE II Feuilles de suivi pour la fabrication des plaques ;

ANNEXE NUMÉRIQUE III Sommaire des essais ;

ANNEXE NUMÉRIQUE IV Clichés des spécimens post-mortem.

Les plaques sont taillées et divisées en sous-plaques à l'aide d'une scie circulaire munie d'un disque abrasif au diamant. Les spécimens sont ensuite coupés à partir des sous-plaques sur une scie à commande numérique (également équipée d'un disque abrasif au diamant) chez Bell Helicopter (Mirabel, Québec). Suite à la découpe, le tolérancement dimensionnel et géométrique ainsi que le fini de surface des bords des spécimens rencontrent les exigences des normes ASTM qui doivent être appliquées ; aucun polissage subséquent n'est donc requis.

Pour les essais qui requièrent des talons (par ex. : l'essai de tension), les talons sont collés sur les sous-plaques avant la découpe des spécimens. Les talons sont faits de 4 plis ($[+45^\circ/-45^\circ]_2$) de renforts de fibres de verre unidirectionnels TG-13-U fabriqués par JB Martin (Saint-Jean-sur-Richelieu, Québec) consolidés avec l'époxy MomentiveTM EpikoteTM MGS[®] LR135-EpikureTM MGS[®] LH135. Avant d'être collées, les surfaces de collages sont sablées et nettoyées à l'acétone. Les plaques de talons sont collées aux sous-plaques de spécimens avec l'époxy en pâte MomentiveTM EpikoteTM MGS[®] BPR-135G3-EpikureTM MGS[®] BPH-137G.

CHAPITRE 3

EFFET DES PARAMÈTRES DE MISE EN FORME SUR LES PROPRIÉTÉS DU STRATIFIÉ

Ce chapitre présente les travaux réalisés pour évaluer les effets de divers paramètres de mise en forme sur les propriétés physiques et les performances mécaniques d'un stratifié préformé à l'aide de la couture OSS®.

Pour évaluer ces effets, les caractéristiques et propriétés de stratifiés *quasi* cousus (fabriqués selon diverses combinaisons de paramètres de mise en forme) sont comparées à celles d'un stratifié *quasi* référentiel. Ces caractéristiques ou propriétés sont observées ou mesurées à l'aide d'une série d'essais : inspection visuelle, mesure de l'épaisseur, mesure de la masse surfacique, mesure de la densité et mesure des constituants, compression avec trou et compression après impact.

Après une sélection et une description des paramètres de mise en forme étudiés, la méthodologie, les résultats et l'analyse des résultats sont présentés pour chacun des essais physiques et mécaniques réalisés. Finalement, des paramètres de mise en forme (jugés optimaux) sont sélectionnés pour la suite des travaux de ce projet de maîtrise.

3.1 Définition des paramètres de mise en forme

À la Section 1.4.3, les effets de divers paramètres de couture (par ex. : la densité, la nature du fil et la configuration des points) sur les performances mécaniques d'un stratifié ont été présentés. Au-delà des paramètres utilisés pour la couture elle-même, d'autres paramètres de mise en forme peuvent également affecter les performances des stratifiés cousus par OSS®.

Parmi les divers paramètres de mise en forme, certains paramètres ont déjà été sélectionnés ou sont invariables :

- le **matériau et la taille du fil de couture** ont été sélectionnés à la Section 2.3.1 ;

- la **tension dans le fil de couture** ne peut être mesurée ; elle est donc ajustée pour minimiser la déformation dans les renforts et maintenue fixe pour toutes les préformes ;
- la **largeur de la couture** n'est pas ajustable et a une valeur de 25 mm.

D'autres paramètres de mise en forme peuvent être ajustés pour améliorer la qualité des plaques et les performances mécaniques du stratifié.

- **Pas de couture :** Le pas de couture est la distance entre deux points consécutifs dans une ligne de couture (voir Figure 3.1). La tête de couture utilisée pour ce projet peut produire un pas de couture entre 4 et 8 mm. Ces deux valeurs extrêmes du pas de couture (4 et 8 mm) sont testées.
- **Distance entre les lignes de couture :** La distance entre les lignes de couture (voir Figure 3.1) est entièrement ajustable. Pour ce projet, la distance entre les lignes de couture est fixée à 42 mm afin d'obtenir une densité de couture située entre 1 à 25 points/cm² tout en maximisant le nombre de spécimens fabriqués à partir de chaque plaque.
- **Stratégie de moulage :** À la Figure 3.1, on remarque que le dessus et le dessous de la préforme sont asymétriques. Puisque le montage de moulage est également asymétrique (voir Figure 3.2), le sens de la préforme dans le montage de moulage peut affecter les propriétés du stratifié. Les deux stratégies de moulage possibles (préforme non retournée et préforme retournée) sont testées.
- **Orientation des coutures (par rapport à la direction d'infusion et au sens de chargement) :** L'orientation des lignes de couture est entièrement ajustable : les lignes de coutures peuvent être placées selon n'importe quel angle par rapport à la direction d'infusion et au sens de chargement. Pour ce projet, l'orientation des lignes de couture demeure simple ; deux orientations de la couture (longitudinale et transversale) sont testées.

Les différentes combinaisons de paramètres de mise en forme testés sont listées au Tableau 3.1.

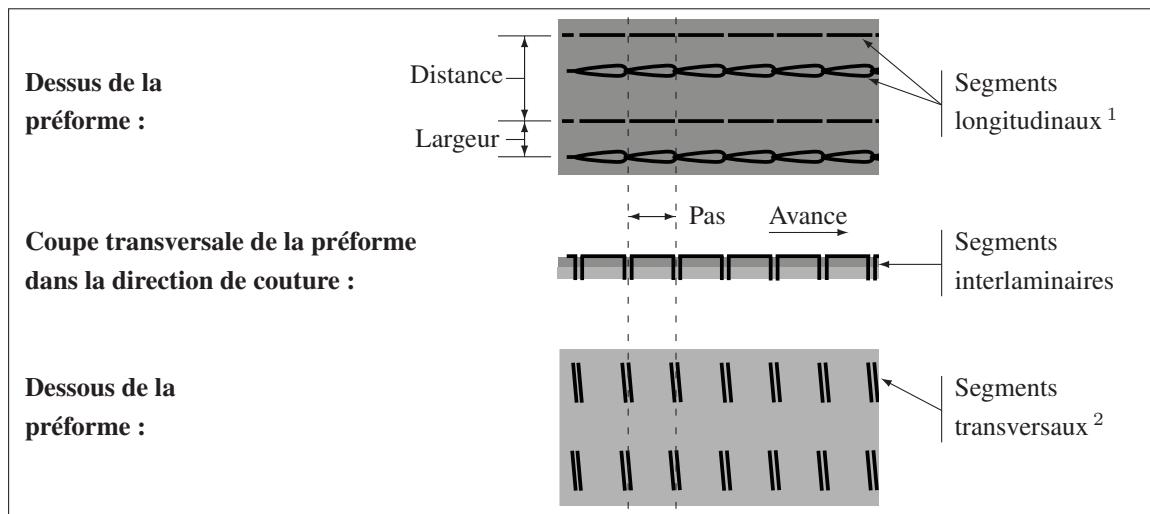


Figure 3.1 Définition des paramètres de couture

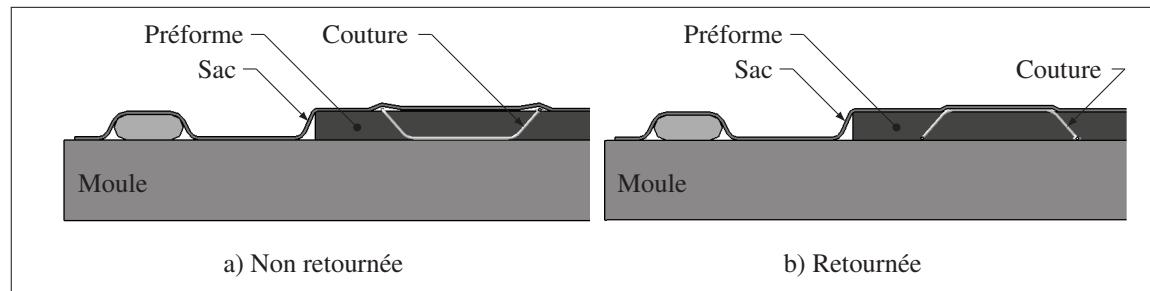


Figure 3.2 Stratégie de moulage³

1. Segments du fil de couture longitudinaux par rapport à la ligne de couture.
2. Segments du fil de couture transversaux par rapport à la ligne de couture.
3. Montage d'infusion simplifié pour illustrer la stratégie de moulage.

Tableau 3.1 Combinaisons de paramètres de mise en forme testés

Détaillé ¹	Abrégé ²	Pas de couture [mm]	Stratégie de moulage	Orientation de la couture ³	Densité de couture ⁴ [fils en Z/cm ²]
REF.	00-00	-	-	-	0
8-NR-L	ST-03	8	Non retournée	Longitudinale	11.5
8-NR-T	ST-04	8	Non retournée	Transversale	11.5
8-RE-L	ST-07	8	Retournée	Longitudinale	11.5
8-RE-T	ST-08	8	Retournée	Transversale	11.5
4-NR-L	ST-01	4	Non retournée	Longitudinale	23.0
4-NR-T	ST-02	4	Non retournée	Transversale	23.0
4-RE-L	ST-05	4	Retournée	Longitudinale	23.0
4-RE-T	ST-06	4	Retournée	Transversale	23.0

¹ Numéro d'identification détaillé pour faciliter la lecture du Chapitre 3.

² Numéro d'identification abrégé utilisé pour l'ensemble du projet.

³ Relative à la direction du chargement.

⁴ La *densité de couture* est un paramètre calculé à partir du *pas de couture*, de la *distance entre les coutures* et du *nombre de fils en Z* contenu dans chaque point (chaque point de couture OSS® contient 4 fils en Z).

3.2 Essais physiques

3.2.1 Uniformité de l'épaisseur

Immédiatement après leur fabrication, les plaques sont inspectées visuellement. Une ondulation est observable et palpable vis-à-vis les lignes de couture sur la surface *sac* des plaques préformées par OSS®. La surface *moule* est, quant à elle, plane.

3.2.1.1 Méthodologie

Pour en savoir plus sur l'ampleur et l'étendue de cette ondulation, les plaques sont numérisées à l'aide du numériseur optique laser METRIS LC50. Ce numériseur optique est opéré par une machine à mesurer les coordonnées (MMC) Mitutoyo Bright Strato 7106. Le montage est présenté à la Figure 3.3. Pour mesurer l'épaisseur d'une plaque en chaque point de celle-ci,

l'appareil laser numérise les deux surfaces de la plaque placée à la verticale avec une résolution de 1 point/mm².

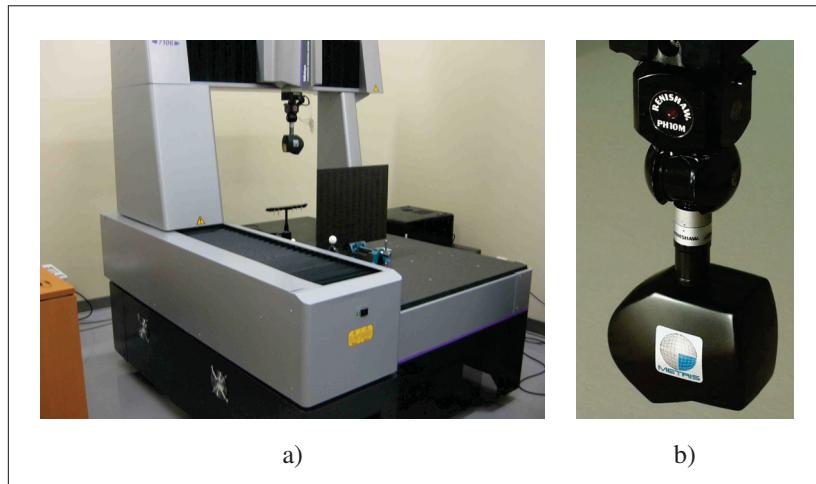


Figure 3.3 Numériseur optique laser monté sur une MMC :
a) MMC Mitutoyo Bright Strato 7106, b) numériseur optique
laser METRIS LC50

L'outil Inspector du logiciel de métrologie Polyworks conçu par Innovmetric est utilisé pour comparer les deux surfaces numérisées. Les points numérisés sur chacune des deux surfaces peuvent être légèrement décalés (c.-à-d. qu'ils peuvent avoir des coordonnées X-Y légèrement différentes). Le logiciel associe donc l'un à l'autre les points issus de chaque surface ayant des coordonnées X-Y les plus semblables. L'épaisseur est ensuite obtenue en calculant le Δz entre les points analogues de chaque surface tel qu'illustré à la Figure 3.4. Puisque la résolution utilisée pour la numérisation des surfaces est suffisamment élevée, le léger décalage en X-Y entre les points analogues n'affecte pas de façon significative la précision de la mesure de l'épaisseur.

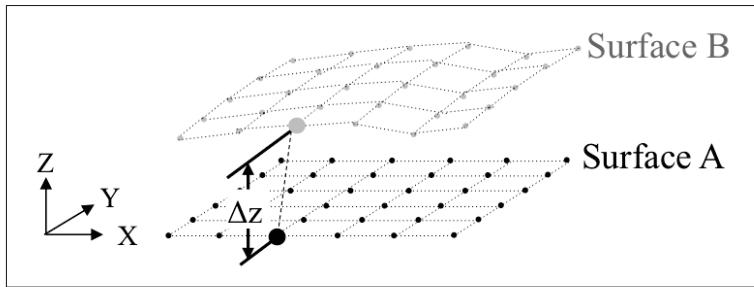


Figure 3.4 Calcul de l'épaisseur pour chaque point numérisé à l'aide du logiciel Polyworks

3.2.1.2 Résultats et analyse

La Figure 3.5 présente un rendu graphique de l'épaisseur des plaques pour différentes combinaisons de paramètres de mise en forme.

La plaque référentielle a une épaisseur relativement uniforme d'environ 4.3 mm. La faible variation de l'épaisseur est de l'ordre de ± 0.15 mm et est due en majeure partie à la variabilité de compaction des plis de sergé 3K.

Toutes les plaques préformées par couture OSS[®] ont une surépaisseur variant de 0.2 mm à 0.5 mm vis-à-vis les lignes de couture. Pour chacune d'elles, la surépaisseur est maximale sur les bords de la couture, là où se trouvent les *segments longitudinaux* des fils de couture. Ce phénomène peut être expliqué par l'une ou la combinaison des mécanismes suivants :

- le fil de couture ne se « fond » pas dans la préforme puisque son diamètre est trop gros ;
- les *segments interlaminaires* résistent à la compaction lors du moulage ;
- les fils de couture sont entrelacés et plus intensément courbés sur les bords de la couture OSS[®] réduisant ainsi leur compaction lors du moulage.

La surépaisseur causée par la couture OSS[®] est plus uniforme le long des coutures pour les stratifiés ayant un pas de couture de 4 mm (en comparaison avec les stratifiés cousus avec un pas de 8 mm). La diminution du pas de couture intensifie donc la présence des mécanismes qui restreignent la compaction des renforts et l'uniformité de l'épaisseur.

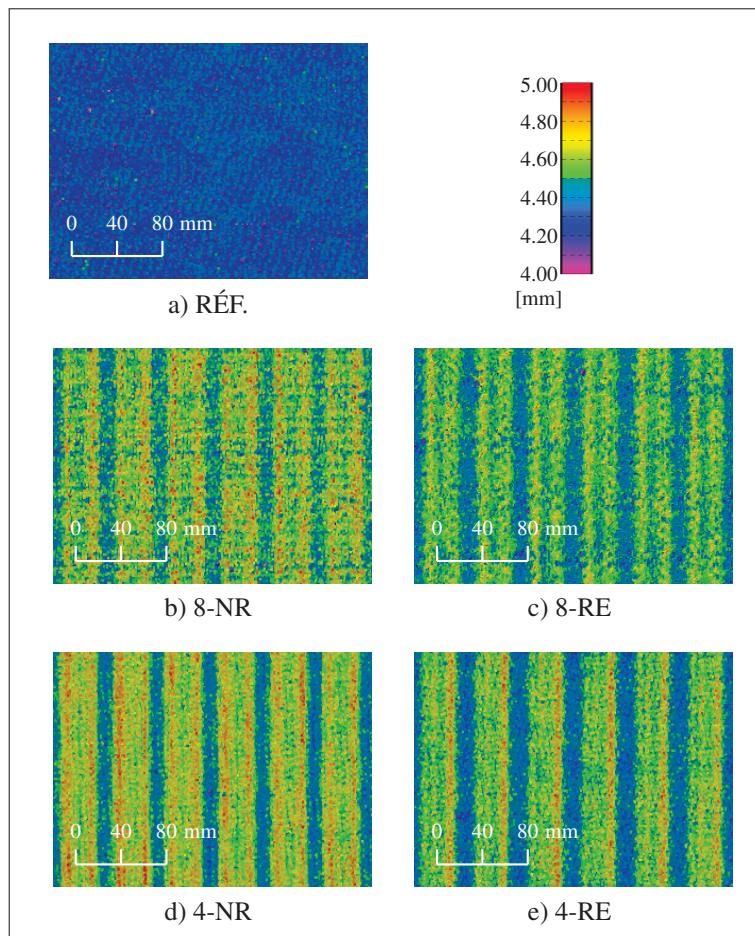


Figure 3.5 Épaisseur des stratifiés : a) stratifié référentiel, b) stratifié cousu (pas de 8 mm, préforme non retournée), c) stratifié cousu (pas de 8 mm, préforme retournée), d) stratifié cousu (pas de 4 mm, préforme non retournée), e) stratifié cousu (pas de 4 mm, préforme retournée)

La surépaisseur causée par la couture OSS[®] est plus étroite lorsque la préforme est retournée lors du moulage que lorsqu'elle ne l'est pas. Ce phénomène peut être expliqué par le fait que les renforts sont compactés moins uniformément du côté *sac* (en comparaison avec le côté *moule*) puisque le sac est flexible. Puisque la couture est plus large sur le dessus de la préforme, la surépaisseur est plus étroite lorsque le dessus de la préforme est placé contre le moule (voir Figure 3.2).

3.2.2 Masse surfacique

L'inspection visuelle a également révélé que la surépaisseur causée par la couture OSS® semble riche en résine d'après la couleur différente et jaunâtre du stratifié vis-à-vis les coutures. Cette légère différence de couleur est montrée à la Figure 3.6. La présence d'autant de zones riches en résine signifie qu'une pièce préformée par OSS® pourrait être plus lourde qu'une pièce en composite traditionnelle.

3.2.2.1 Méthodologie

Pour savoir dans quelles proportions la surépaisseur causée par le préformage des renforts à l'aide de la couture OSS® peut affecter la masse de la pièce finale, la masse surfacique des plaques est mesurée. Pour ce faire, les plaques sont pesées à l'aide d'une balance analytique et leurs dimensions sont mesurées à l'aide d'un pied à coulisse. Les plaques sont préalablement taillées pour éliminer les bords non cousus ou d'épaisseur irrégulière et comportent toutes exactement le même nombre de lignes de couture. La masse surfacique (MS) est ensuite calculée à partir de l'Équation 3.1.

$$MS = \frac{m}{s} \quad (3.1)$$

où m est la masse de la plaque et s est la surface de la plaque.

3.2.2.2 Résultats et analyse

Sachant que le pas de couture et la stratégie de moulage affectent la surépaisseur, les résultats de cet essai sont présentés à la Figure 3.7 de manière à distinguer l'effet de ces deux paramètres de mise en forme. Les résultats détaillés de cet essai sont présentés au Tableau III-1 de l'Annexe III. À la Figure 3.7, on remarque que pour les densités de couture étudiées, il y a une relation d'apparence linéaire entre l'augmentation de la masse surfacique et la densité de couture OSS® présente dans le stratifié. On remarque également qu'il n'y a aucune distinction entre la masse surfacique des préformes retournées et celle des préformes non retournées pour des densités de couture égales.

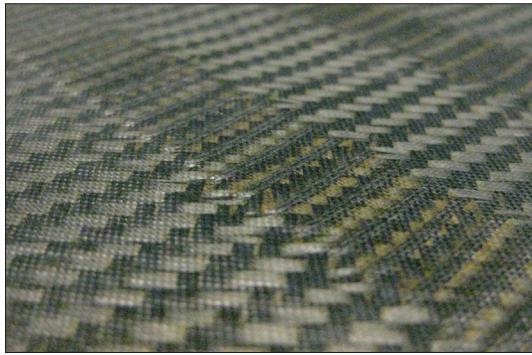


Figure 3.6 Zone riche en résine vis-à-vis les lignes de couture caractérisée par une couleur jaunâtre

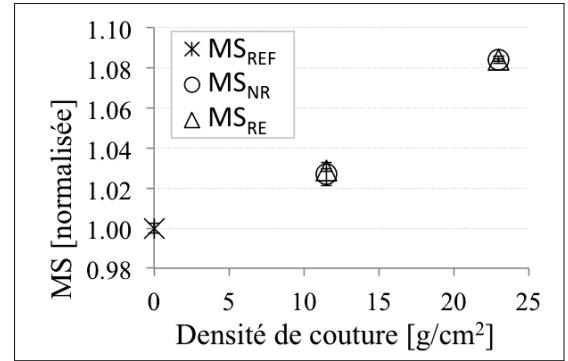


Figure 3.7 Relation d'apparence linéaire entre la densité de couture et la masse surfacique du stratifié

L'augmentation de la masse surfacique observée pour les stratifiés cousus peut être due à deux éléments : la masse du fil de couture et la masse de la résine excédentaire qui n'a pu être évacuée en raison des restrictions de compaction causées par les coutures. La part de l'augmentation de la masse surfacique des stratifiés due à la masse du fil de couture est calculée à partir de l'Équation 3.2.

$$X_{fil} = \frac{MS_{fil}}{MS_{cousu} - MS_{ref}} \cdot 100 \quad (3.2)$$

Pour l'Équation 3.2, la masse du fil de couture par unité de surface du stratifié (MS_{fil}) peut être estimée à partir de l'Équation 3.3.

$$MS_{fil} = Nb_{lignes} \cdot Nb_{points/ligne} \cdot M_{fil/point} \quad (3.3)$$

Pour l'Équation 3.3, le nombre de lignes de coutures (Nb_{lignes}) correspond à $1/d$ où d est la distance entre les lignes de couture et le nombre de points par ligne ($Nb_{points/ligne}$) correspond à $1/p$ où p est le pas de la couture. La masse du fil pour chaque point est évaluée à partir de l'Équation 3.4.

$$M_{fil/point} = (\underbrace{3p}_1 + \underbrace{2e}_2 + \underbrace{2\sqrt{2}e}_3 + \underbrace{2(l - \sqrt{2}e)}_4) \cdot \mu_{fil} \quad (3.4)$$

où p est le pas de couture, l est la largeur de la couture et μ_{fil} est la masse linéique du fil de couture. Les termes numérotés à l'Équation 3.4 correspondent aux longueurs des différentes sections du point de couture illustrées à la Figure 3.8. Pour ce projet, $d = 42$ mm, $p = 8$ ou 4 mm, $l = 25$ mm et $\mu_{fil} = 134$ g/km (2 x 60 Tex). Avec ces valeurs, $MS_{couture} = 2.54 \cdot 10^{-3}$ g/cm² pour un pas $p = 8$ mm et $MS_{couture} = 4.12 \cdot 10^{-3}$ g/cm² pour un pas $p = 4$ mm.

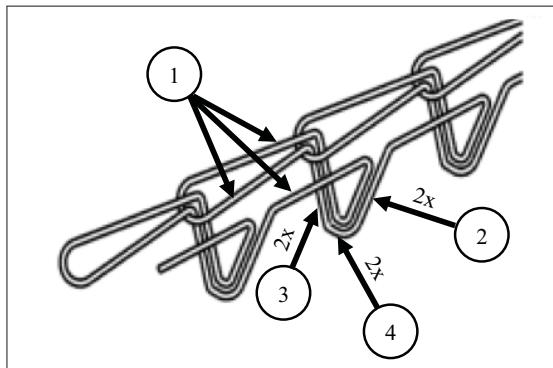


Figure 3.8 Segments de fil dans un point de couture

À partir de l'Équation 3.2, la part de l'augmentation de la masse surfacique due à la masse du fil de couture (X_{fil}) est estimée à 14 % pour les stratifiés cousus avec un pas de 8 mm et 7 % pour les stratifiés cousus avec un pas de 4 mm. L'augmentation de la masse surfacique des plaques cousues est donc due, en majeure partie, à l'excédent de résine.

3.2.3 Taux des constituants

L'inspection visuelle des plaques a permis d'observer des zones riches en résine à la surface des plaques cousues du côté *sac* (voir Section 3.2.2). L'inspection visuelle a également révélé un désalignement sévère des renforts parallèles à la couture sur le dessous de la préforme (voir Figure 3.9). Les irrégularités de teneur en renforts causées par ce désalignement sont susceptibles d'affecter l'écoulement de résine lors de l'infusion et peuvent ainsi favoriser la formation de porosités. Après la découpe des plaques en spécimens, une inspection visuelle

des parois des spécimens a permis d'observer des zones riches en résine et des porosités près du fil de couture (voir Figure 3.10). Pour vérifier si les coutures ou les paramètres de mise en forme affectent la composition des stratifiés tel que le laisse croire l'inspection visuelle, la masse volumique et le taux des constituants des stratifiés sont mesurés.

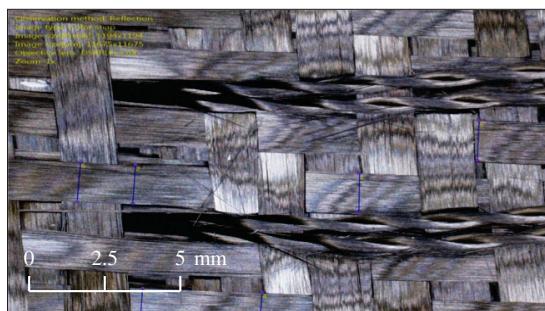


Figure 3.9 Désalignement sévère des renforts sous la préforme

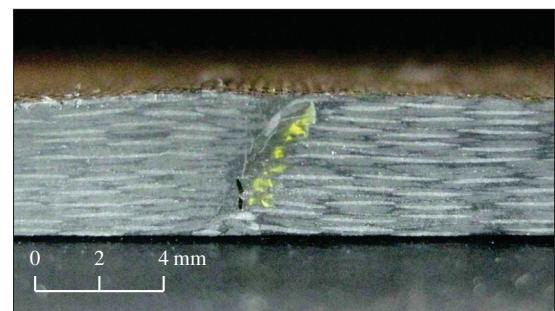


Figure 3.10 Zone riche en résine et porosité près d'un fil de couture

3.2.3.1 Méthodologie

La mesure de la densité est réalisée par le Laboratoire de Matériaux et Procédés chez Bell Helicopter (Mirabel, Québec) selon une norme interne très similaire à la méthode A de la norme ASTM D792-13. Cette méthode consiste à mesurer la densité d'un matériau en comparant la masse d'un spécimen dans l'air à la masse du même spécimen lorsque celui-ci est immergé dans l'eau.

Pour cet essai, les spécimens ont une dimension de 25 mm x 25 mm et une tolérance de ± 1 mm. La taille des spécimens est sélectionnée de manière à contenir une portion représentative de la couture tout en limitant la masse du spécimen pour minimiser le temps nécessaire à la digestion de la résine (pour la mesure des constituants). Pour chaque plaque produite, deux spécimens sont testés. Ces spécimens sont généralement taillés dans le coin inférieur gauche et le coin supérieur droit de la plaque.

Après leur découpe, les spécimens sont légèrement ébavurés, nettoyés à l'acétone et conditionnés à une température de $23^{\circ}\text{C} \pm 3^{\circ}\text{C}$ et une humidité relative de $50\% \pm 10\%$ pendant 24 heures. Les spécimens sont ensuite pesés dans l'air et dans l'eau (distillée) à l'aide d'une balance analytique.

La densité du composite, $d_{C@23^{\circ}}$, est calculée à partir de l'Équation 3.5.

$$d_{C.23/23^{\circ}} = \frac{m_{C.\text{air}@23^{\circ}}}{m_{C.\text{air}@23^{\circ}} - m_{C.H_2O@23^{\circ}}} \quad (3.5)$$

où $m_{C.\text{air}@23^{\circ}}$ et $m_{C.H_2O@23^{\circ}}$ correspondent respectivement à la masse du spécimen dans l'air et la masse du spécimen immergé dans de l'eau distillée. Les deux milieux, l'air et l'eau sont à une température de 23° .

La densité peut ensuite être convertie en masse volumique à l'aide de l'Équation 3.6.

$$\rho_{C@23^{\circ}} = d_{C.23/23^{\circ}} \cdot \rho_{H_2O@23^{\circ}} \quad (3.6)$$

où la masse volumique du composite à 23°C ($\rho_{C@23^{\circ}}$) est en kg/m^3 , la densité du composite $d_{C.23/23^{\circ}}$ est sans unité et la masse volumique de l'eau distillée à 23°C ($\rho_{H_2O@23^{\circ}}$) a une valeur de 997 kg/m^3 .

La mesure des constituants est réalisée par le Laboratoire de Matériaux et Procédés chez Bell Helicopter (Mirabel, Québec) selon une norme interne très similaire à la Méthode I de la norme ASTM D3171-11. Cette méthode consiste à désintégrer la matrice par digestion chimique ou combustion d'un spécimen qui a préalablement été pesé. Après la désintégration de la matrice, les résidus sont nettoyés, rincés, séchés, refroidis et pesés. La portion massique de renforts est ensuite calculée à partir de la différence de poids du spécimen avant et après la désintégration de la matrice. Si la densité des composantes et celle du composite sont connues, la portion volumique de renforts et de matrice peut être calculée. La portion volumique de vide contenu dans le composite peut également être déduite.

Puisque les renforts en carbone ne conservent pas leur intégrité à une température suffisamment élevée pour brûler la matrice d'époxy et puisque la résine Cytec 890 est susceptible de contenir des agents ignifugeants, la désintégration de la matrice ne peut être faite par combustion. La matrice est donc digérée chimiquement dans une solution de 10 % d'hydroxyde de potassium et d'éthylène glycol (tel que prescrit par la procédure C de la norme ASTM D3171-11). Cette solution est spécialement adaptée pour les composites composés d'une résine époxy utilisant un agent de réticulation (durcisseur) à base d'anhydride et des renforts d'aramide ou de carbone.

La portion massique de renforts dans le composite, W_f , est calculée à partir de l'Équation 3.7.

$$W_f = \frac{M_{res}}{M_{spe}} \cdot 100 \quad (3.7)$$

où M_{spe} et M_{res} sont respectivement la masse du spécimen avant la désintégration de la matrice et la masse des résidus après la désintégration de la matrice. Suivant la même logique, la portion massique de matrice dans le composite, W_m , est calculée à partir de l'Équation 3.8.

$$W_m = \frac{M_{spe} - M_{res}}{M_{spe}} \cdot 100 \quad (3.8)$$

La portion volumique de renforts (V_f) et la portion volumique de matrice (V_m) dans le composite sont calculées à partir des Équations 3.9 et 3.10.

$$V_f = W_f \cdot \frac{\rho_c}{\rho_f} \quad (3.9)$$

$$V_m = W_m \cdot \frac{\rho_c}{\rho_m} \quad (3.10)$$

où ρ_f et ρ_m sont respectivement la masse volumique des renforts et la masse volumique de la matrice. Pour ce projet, les renforts ont une masse volumique de 1.76 g/cm³ et la matrice a une masse volumique de 1.22 g/cm³ (voir la description des constituants à la Section 2.3.1 et leurs fiches techniques à l'Annexe I).

Finalement, la portion volumique de vide dans le composite (V_v) est calculée à partir de l'Équation 3.11.

$$V_v = 100 - (V_f + V_m) \quad (3.11)$$

3.2.3.2 Résultats et analyse

Les résultats détaillés de la mesure des constituants sont présentés au Tableau III-1 de l'Annexe III. Avec une portion volumique de renforts comprise entre 60 à 64 % et une portion volumique de vide en dessous de 1.25 %, toutes les plaques ont une qualité similaire et satisfaisante (selon les critères de l'industrie aéronautique).

Pour mieux visualiser si les paramètres de mise en forme ont un effet sur la densité et le taux des constituants des stratifiés, les résultats normalisés (par rapport aux résultats du stratifié référentiel) sont présentés à la Figure 3.11.

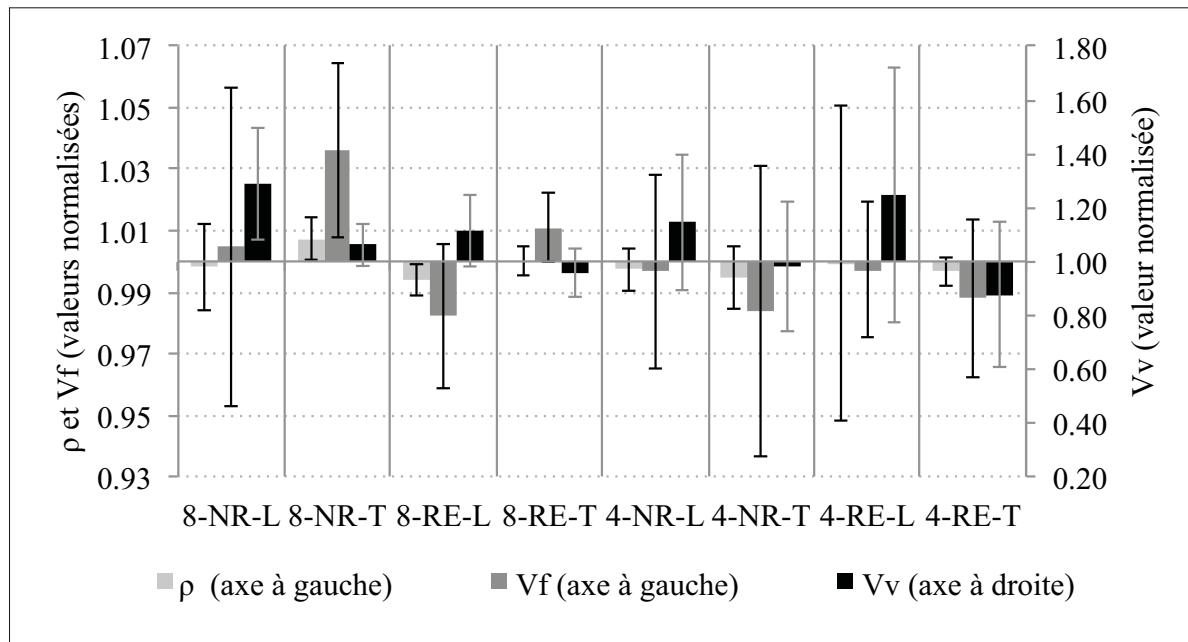


Figure 3.11 Propriétés physiques du stratifié *quasi* pour les diverses combinaisons de paramètres de mise en forme (normalisées par rapport aux propriétés du stratifié référentiel)

À la Figure 3.11, on remarque que la masse volumique des stratifiés cousus varie très peu ($<\pm 0.7\%$) par rapport à la masse volumique du stratifié référentiel. La densité du stratifié n'est donc pas affectée par la couture.

La portion volumique de renforts, quant à elle, varie un peu plus que la densité parmi les différents stratifiés ($<\pm 3.7\%$), mais aucune tendance n'est observable. De plus, l'écart-type dans chaque famille est généralement plus grand que l'augmentation ou la diminution du taux de renforts moyen (par rapport à celui du stratifié référentiel). Il ne semble donc pas y avoir d'effet considérable de la couture ou des paramètres de mise en forme sur le taux volumique de renforts ou le taux volumique de matrice dans les stratifiés.

Pour les stratifiés dont les coutures ont été infusées longitudinalement, la portion volumique de vide est légèrement supérieure à celle du stratifié référentiel. Pour les stratifiés dont les coutures ont été infusées transversalement, il ne semble pas y avoir de tendance. Il est important de noter que la portion volumique de vide est mesurée indirectement. Cette mesure cumule donc l'imprécision de la mesure de la densité et l'imprécision de la mesure de la masse volumique de la matrice et du composite. Cette erreur cumulative est d'autant plus significative puisque la portion volumique de vide dans un stratifié infusé est habituellement faible.

3.3 Essais mécaniques

Dans cette section, l'effet des paramètres de mise en forme sur les performances mécaniques du stratifié est évalué. Pour ce faire, deux essais mécaniques sont réalisés : un essai de compression avec trou (Open-Hole Compression, OHC) et un essai de compression après impact (CAI). Après une présentation de la méthodologie employée pour chacun des essais, les résultats des essais sont présentés conjointement.

3.3.1 Méthodologie

3.3.1.1 Essai de compression avec trou

La résistance à la compression avec trou est mesurée d'après la procédure B de la norme ASTM D6484/D6484M-09. Cette norme propose d'appliquer un chargement uniaxial en compression sur un spécimen ayant un trou. Durant l'essai, le spécimen est supporté latéralement à l'aide d'une fixture comportant plusieurs pièces boulonnées (voir Figure 3.12). La procédure B de cette norme propose de charger le spécimen par les bouts au moyen de plateaux de compression plats. Bien que la procédure A soit plus précise que la procédure B (en raison de la reprise du jeu au début du chargement lors de la procédure B), la procédure B est sélectionnée puisque la fixture est trop épaisse pour être saisie dans les mâchoires du banc d'essai tel que le requiert la procédure A.

Pour cet essai, les spécimens ont une longueur (L) de 12.00 po ± 0.010 po (304.8 mm ± 0.25 mm) et une largeur (l) de 1.50 po ± 0.010 po (38.1 mm ± 0.25 mm). Le trou se situe au centre des spécimens et a un diamètre de 0.250 po ± 0.003 po (6.35 mm ± 0.06 mm). Les spécimens sont taillés selon la méthode générale décrite à la Section 2.4.3. Le trou est percé sur une perceuse à colonne au moyen d'un foret doté d'un revêtement en diamant (« diamond film coating », DFC). Durant le perçage, le spécimen est placé dans un gabarit pour bien positionner le trou et la surface externe du spécimen est supportée par une cale en acrylique à usage unique pour limiter le délamination.

L'essai OHC est réalisé dans le laboratoire de caractérisation des matériaux à l'ÉTS sur le banc d'essai MTS Alliance RF/200. Durant l'essai, la force est mesurée à l'aide d'une cellule de charge 200 kN et le déplacement est mesuré à l'aide du déplacement de la tête du banc d'essai. À noter que l'objectif principal de cet essai consiste à mesurer la résistance des stratifiés. Il n'est donc pas nécessaire de mesurer la déformation avec une grande précision. Après une précharge de 23 N, la charge est réduite à 7 N et le spécimen est alors chargé en compression

à raison de 2.00 mm/min jusqu'à sa rupture. Pour que l'essai soit valide, la rupture doit avoir lieu vis-à-vis le trou comme montré à la Figure 3.13.

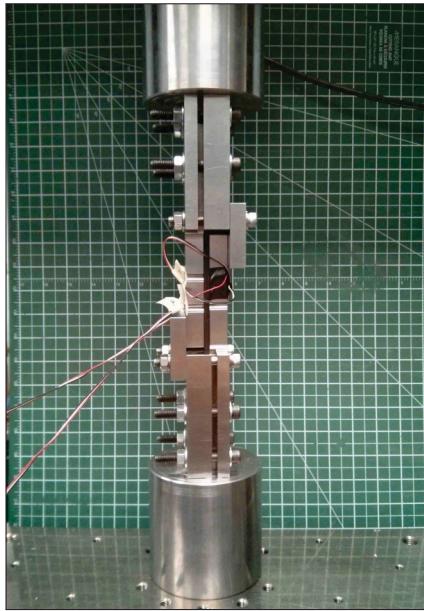


Figure 3.12 Montage des essais de compression et compression avec trou (OHC)

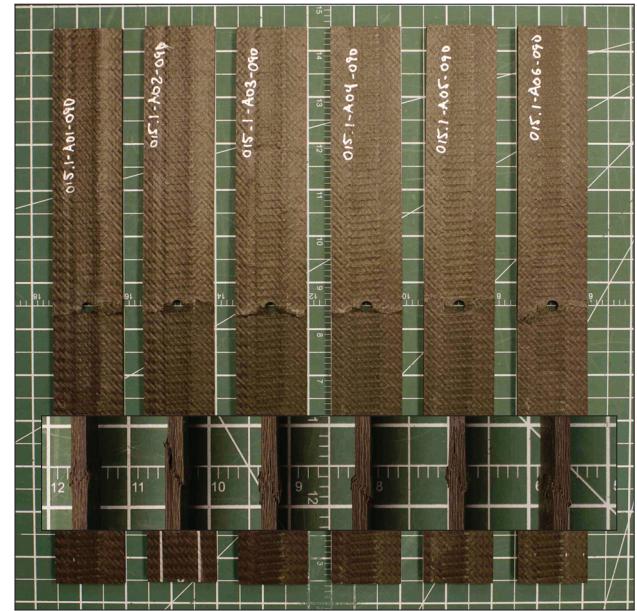


Figure 3.13 Exemple de spécimens OHC post-mortem

La résistance à la compression avec trou ($F_{u.ohc}$) est calculée à partir de l'Équation 3.12.

$$F_{u.ohc} = \frac{P_{u.ohc}}{A} \quad (3.12)$$

où $P_{u.ohc}$ est la force maximale et A est l'aire de la section du spécimen négligeant le trou et la surépaisseur causée par la couture.

Bien que la mesure du déplacement ne soit pas d'une grande précision, la déformation à la contrainte maximale ($\epsilon_{u.ohc}$) est calculée à partir de l'Équation 3.13.

$$\epsilon_{u.ohc} = \frac{d_{u.ohc}}{L} \quad (3.13)$$

où $d_{u.ohc}$ est le déplacement à la force maximale et L est la longueur du spécimen. Cette approche est imprécise puisqu'elle néglige les inégalités de déformation dans le spécimen dues à la présence du trou et à la friction du spécimen contre la fixture.

3.3.1.2 Essai de compression après un impact

La résistance à la compression après impact (CAI) est mesurée selon la norme ASTM D7137/D7137-12. Cette norme propose d'appliquer un chargement uniaxial en compression sur un spécimen qui a préalablement été endommagé (et inspecté). Les spécimens sont endommagés par un impact réalisé selon la norme ASTM D7136/D7136-12.

Pour cet essai, les spécimens ont une longueur (L) de $6.00 \text{ po} \pm 0.010 \text{ po}$ ($152.4 \text{ mm} \pm 0.25 \text{ mm}$) et une largeur (l) de $4.00 \text{ po} \pm 0.010 \text{ po}$ ($76.2 \text{ mm} \pm 0.25 \text{ mm}$). Les spécimens sont taillés selon la méthode générale décrite à la Section 2.4.3.

Les spécimens sont impactés au Centre de Développement des Composites du Québec (CDCQ, St-Jérôme, Québec) sur le banc d'essai Instron CEAST 9350. Durant l'impact, le spécimen est soutenu en périphérie et fixé, aux quatre coins, à l'aide de serres à bascule conformément à la norme ASTM D7136/D7136-12. L'impact est généré en laissant tomber un impacteur hémisphérique d'un diamètre de $16 \text{ mm} \pm 0.1 \text{ mm}$ au centre du spécimen. L'énergie de l'impact (E_{imp}) peut être ajustée en variant la masse de l'impacteur et la hauteur de sa chute. Plus de détails concernant cet essai sont présentés à la Section 5.2.

Des essais préliminaires d'impact sont réalisés pour aider à sélectionner une énergie d'impact causant une empreinte d'une profondeur minimale de 2.5 mm dans le spécimen. Cette profondeur minimale de l'empreinte est recommandée par le partenaire industriel Bombardier Aéronautique. Des spécimens sont impactés avec une énergie de 8, 10, 13, 15, 20 et 30 J. Une énergie de 20 J semble être suffisante pour produire une empreinte de 2.5 mm en profondeur sur le spécimen « dummy » non cousu. Pour s'assurer que l'empreinte sera d'une profondeur suffisante sur les spécimens cousus (potentiellement plus résistants aux impacts), une énergie de 30 J est sélectionnée pour impacter les spécimens CAI.

Après l'impact, les spécimens CAI sont inspectés par ultrasons dans un bassin d'immersion à l'ÉTS. Durant l'inspection, la sonde ayant un diamètre de 0.75 po et fonctionnant à une fréquence de 5 MHz est immergée et placée à environ 10 cm de la pièce. La sonde est déplacée au-dessus de la pièce à l'aide d'un système de déplacement à deux axes et est contrôlée à l'aide du logiciel TechViewTM 3D UT commercialisé par TecScan. La résolution utilisée est de 0.25 mm en Z et 0.5 mm en X-Y.

L'essai CAI est réalisé dans le laboratoire de caractérisation des matériaux à l'ÉTS sur le banc d'essai MTS Alliance RF/200. Durant l'essai, la force est mesurée à l'aide d'une cellule de charge 200 kN et le déplacement est mesuré à l'aide du déplacement de la tête du banc d'essai. Durant l'essai CAI, le spécimen est supporté à l'aide d'une fixture comportant plusieurs pièces dont l'alignement est ajusté de manière à minimiser les forces excentriques induites dans le spécimen (voir Figure 3.14).

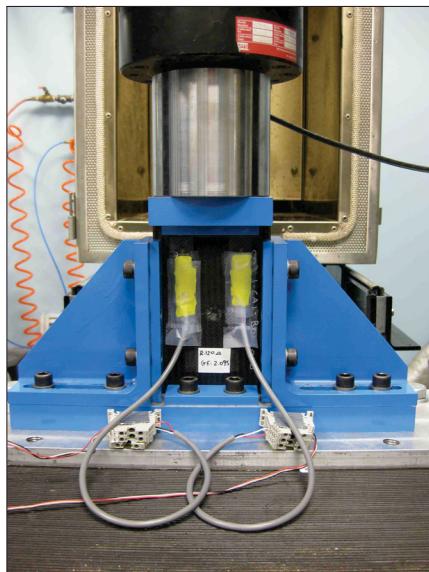


Figure 3.14 Montage de l'essai de compression après impact (CAI)

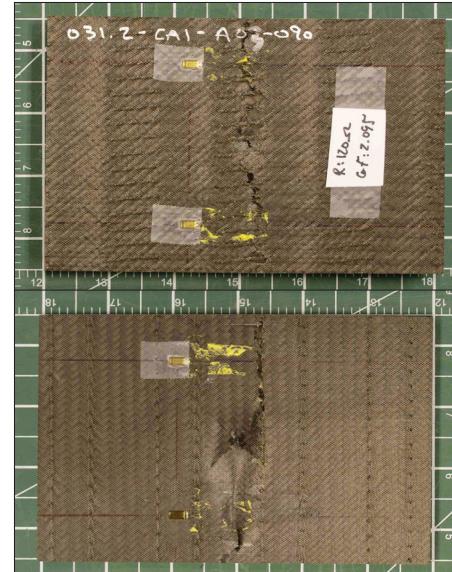


Figure 3.15 Exemple de spécimens CAI post-mortem

Pour ajuster et valider l'alignement du spécimen dans le support, au moins un spécimen sur trois est équipé de quatre jauge extensométriques. Les jauge extensométriques uniaxiales sont

placées à gauche et à droite (à une distance égale des bords) sur chaque surface du spécimen.

Si le spécimen est cousu, les jauge extensométriques sont placées dans une zone non cousue.

Le pourcentage de flexion latérale (B_y) est calculé pour les deux côtés du spécimen (gauche et droite) à partir de l'Équation 3.14 alors que le spécimen est préchargé avec une force en compression de 450 N.

$$B_y = \frac{\epsilon_{face.1} - \epsilon_{face.2}}{\epsilon_{face.1} + \epsilon_{face.2}} \cdot 100 \quad (3.14)$$

où $\epsilon_{face.1}$ et $\epsilon_{face.2}$ sont les déformations mesurées à partir des jauge placées vis-à-vis l'une l'autre respectivement sur la surface *moule* et la surface *sac* du spécimen.

Si le pourcentage de flexion latéral (B_y) est supérieur à 10 % pour l'un ou l'autre des côtés, le spécimen est déchargé et le support est ajusté pour corriger son alignement. Cette procédure d'ajustement de la fixture est répétée jusqu'à ce que le pourcentage de flexion soit inférieur à 10 % pour un chargement de 450 N. Une fois la fixture ajustée, les essais de compression peuvent débuter : une précharge de 450 N est appliquée, la charge est réduite à 150 N et le spécimen est alors chargé en compression à raison de 1.25 mm/min jusqu'à sa rupture. Pour que l'essai soit valide, la rupture doit avoir lieu vis-à-vis la zone endommagée comme à la Figure 3.15.

La contrainte en compression après impact ($\sigma_{i.cai}$) est calculée à partir de l'Équation 3.15

$$\sigma_{i.cai} = \frac{P_{i.cai}}{A} \quad (3.15)$$

où $P_{i.cai}$ est la force appliquée lors du test et A est l'aire de la section du spécimen négligeant les irrégularités de la section dues à l'endommagement et la surépaisseur causée par la couture.

La déformation ($\epsilon_{i.cai}$) est calculée à partir de l'Équation 3.16

$$\epsilon_{i.cai} = \frac{d_{i.cai}}{L} \quad (3.16)$$

où $d_{i.cai}$ est le déplacement et L est la longueur du spécimen.

La résistance ($F_{u.cai}$) est calculée en remplaçant $P_{i.cai}$ par la force maximale ($P_{u.cai}$). La déformation à la contrainte maximale ($\epsilon_{u.cai}$) est calculée en remplaçant $d_{i.cai}$ par le déplacement de la tête à la force maximale ($d_{u.cai}$).

Le module de rigidité résiduel (E_{cai}) est calculé à partir de l'Équation 3.17

$$E_{cai} = \frac{\sigma_{3000} - \sigma_{1000}}{(\epsilon_{3000} - \epsilon_{1000})} \quad (3.17)$$

où σ_{3000} et σ_{1000} sont respectivement la contrainte à 3000 microdéformations (ϵ_{3000}) et la contrainte à 1000 microdéformations (ϵ_{1000}).

3.3.2 Résultats et analyse

Pour les deux essais mécaniques, les résultats normalisés (par rapport aux résultats du stratifié référentiel) sont présentés à la Figure 3.16. Les résultats détaillés de ces essais sont présentés au Tableau III-2 et aux Figures III-1 à III-2 de l'Annexe III.

3.3.2.1 Essai de compression avec trou

À la Figure 3.16a), on remarque que la couture OSS® peut améliorer ou détériorer la résistance OHC selon les paramètres de mise en forme utilisés. Pour mieux comprendre comment certains paramètres influencent la résistance OHC, il faut regarder chaque paramètre individuellement.

- Le *pas de couture* ne semble pas affecter la résistance OHC du stratifié.
- La *stratégie de moulage* semble affecter la résistance OHC du stratifié : les stratifiés dont la préforme est retournée lors du moulage ont une résistance OHC similaire ou supérieure à celle des stratifiés référentiels et des stratifiés dont la préforme est non retournée.
- L'effet de *l'orientation des coutures* sur la résistance OHC du stratifié semble dépendre de la *stratégie de moulage* : les préformes cousues longitudinalement sont plus résistantes que les préformes cousues transversalement lorsque la préforme est non retournée lors du

moulage. Inversement, les préformes cousues transversalement sont plus résistantes que les préformes cousues longitudinalement lorsque la préforme est retournée lors du moulage.

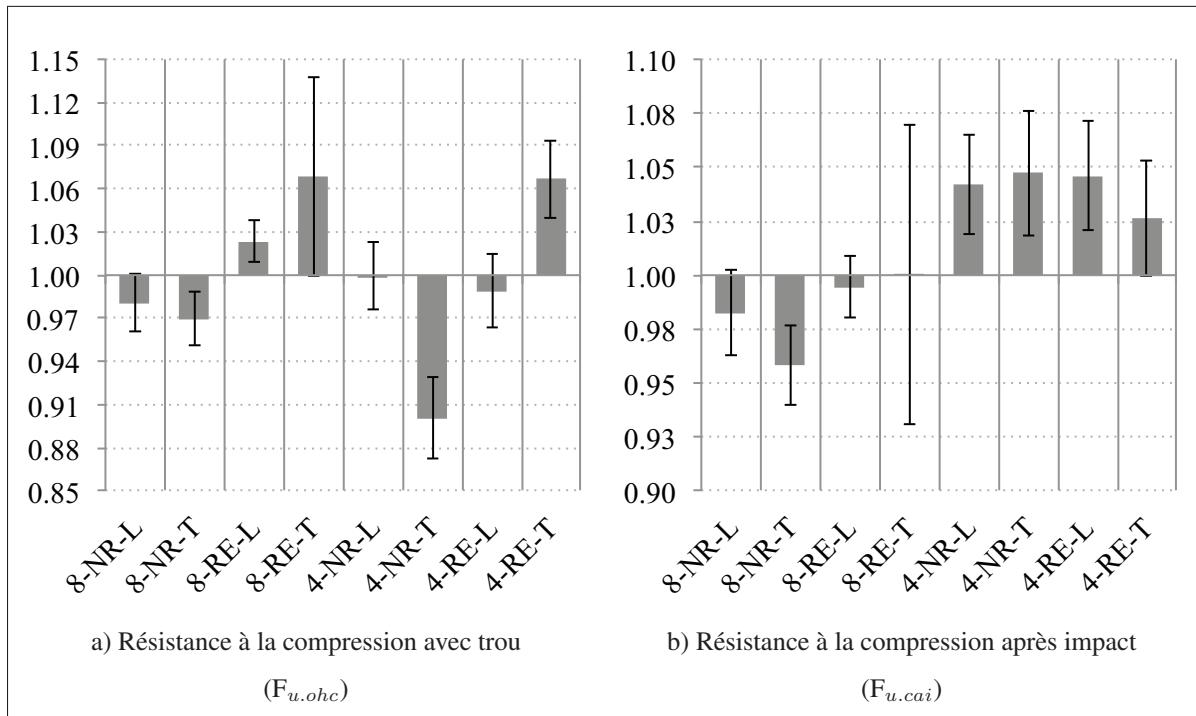


Figure 3.16 Propriétés mécaniques du stratifié *quasi* pour les diverses combinaisons de paramètres de mise en forme (normalisées par rapport aux propriétés du stratifié référentiel)

Il est probable que l'influence de la stratégie de moulage sur la résistance OHC soit attribuable à la combinaison du désalignement sévère des renforts situés sur le dessous de la préforme et des ondulations causées par la couture sur la surface *sac* du stratifié. Lorsque la préforme est non retournée, la surface de la préforme la plus distordue par la couture (c.-à-d. le dessous de la préforme) est placée contre le moule. Pendant ce temps, le dessus de la préforme (ayant de plus faibles désalignements de renforts) est moulé contre le sac flexible, provoquant ainsi des ondulations sur cette surface du stratifié. Ainsi, lorsque la préforme est non retournée, les deux surfaces du stratifié sont affectées par la couture : l'une est principalement affectée par le désalignement sévère des renforts survenant lors de la couture de la préforme, et l'autre est principalement affectée par les ondulations survenant lors du moulage du stratifié. Par contre,

lorsque la préforme est retournée, le désalignement des renforts et les ondulations se retrouvent sur la même surface. L'autre surface peut ainsi bénéficier de renforts bien droits. L'efficacité des renforts les mieux alignés (c.-à-d. ceux sur le dessus de la préforme) est donc maximisée lorsque la préforme est retournée.

Les essais menés ne sont pas suffisants pour justifier le lien entre *l'orientation des coutures* et la *stratégie de moulage*. Il est plausible que l'ondulation discutée à la Section 3.2.1 soit un concentrateur de contraintes ; alors que la géométrie de ce concentrateur de contraintes varie selon la stratégie de moulage, l'impact que celui-ci a dépend du sens de chargement du stratifié.

D'après ces résultats et l'interprétation des résultats qui a été faite, on peut déduire que la couture peut améliorer la résistance OHC des stratifiés, mais elle peut également détériorer la résistance due au désalignement des renforts causé par la tension dans le fil de couture. En somme, pour maximiser la résistance OHC du stratifié, la préforme doit être retournée durant le moulage et cousue transversalement (par rapport à la direction de chargement).

3.3.2.2 Essai de compression après impact

Pour les spécimens CAI, l'impact a causé une pénétration sur la surface impactée et une rupture des fibres sur la surface opposée. Aucune perforation du stratifié n'a eu lieu. L'inspection par ultrasons des spécimens post-impact n'a montré aucun délaminate considérable s'étendant au-delà de l'empreinte visuellement observable (voir Figure 3.17)⁴.

Une observation post-mortem des bords des spécimens CAI référentiels a révélé, dans la plupart des cas, une fissuration longitudinale (voir Figure 3.18a)), signe typique d'un flambage local d'un sous-laminé (« local sublamine buckle ») causé par une compression. Pour les spécimens cousus, l'absence d'une fissure longitudinale (voir Figure 3.18b)) ou le raccourcissement de celle-ci montre que la traction fournie par les renforts en Z (« stitch fiber bridging ») a significativement réduit le « local sublamine buckle ». Les spécimens CAI cousus se brisent

4. Une analyse plus complète des effets de la couture OSS® sur la résistance aux impacts est présentée à la Section 5.2.

plutôt plus souvent sous l'effet de la rupture des fibres : un mécanisme de rupture qui a généralement lieu à des contraintes plus élevées qu'un « local sublamine buckle ».

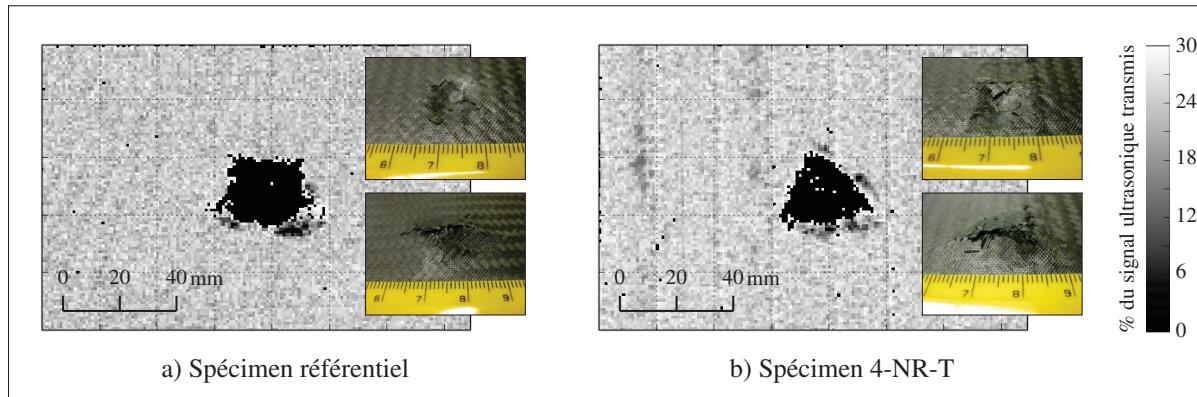


Figure 3.17 Exemple de dommage post-impact observé à l'aide du C-Scan

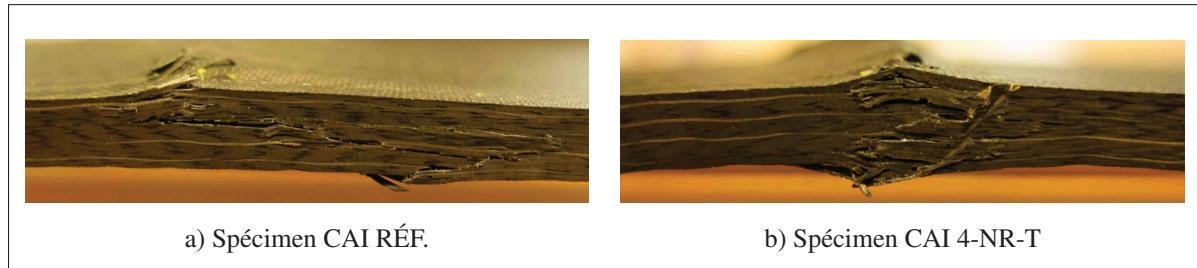


Figure 3.18 Observation post-mortem des bords des spécimens CAI

Tel que le montre la Figure 3.16b), la résistance CAI a augmentée pour tous les stratifiés cousus avec un pas de 4 mm. Cette amélioration de la résistance CAI prouve que la couture OSS[®] peut améliorer la résistance aux dommages en diminuant le « local sublamine buckle ». Cependant, comme on peut l'observer avec des stratifiés cousus avec un pas de 8 mm, lorsque la densité de couture est faible, la couture n'améliore pas la résistance à la compression après impact. Cette observation est cohérente avec les observations de Tan *et al.* (2012b) qui ont noté aucune amélioration pour des stratifiés cousus avec un pas excédant 5 mm. D'après Tan *et al.* (2012b), lorsque la distance entre les points de couture est trop élevée, le flambage lo-

cal survient entre les points de couture et provoque une rupture par « sublamine buckle ». Pour certains stratifiés cousus avec un ps de 8 mm, la résistance est même réduite due à la dégradation des propriétés intralaminaires causée par la couture OSS®.

D'après les résultats présentés à la Figure 3.16b), la *stratégie de moulage et l'orientation des coutures* n'affectent pas significativement la résistance CAI du stratifié *quasi*. En somme, pour maximiser la résistance CAI du stratifié, la préforme doit être cousue avec un pas de 4 mm.

3.4 Paramètres de mise en forme retenus

Il a été montré dans ce chapitre que la couture OSS® cause :

- une surépaisseur allant jusqu'à 0.5 mm sur la surface *sac* du stratifié (indépendamment des paramètres de mise en forme utilisés),
- une augmentation de la masse surfacique du stratifié proportionnelle à la densité de couture,
- une augmentation de la résistance OHC du stratifié lorsque la préforme est retournée et cousue transversalement,
- une augmentation de la résistance CAI du stratifié lorsque la préforme est cousue avec un pas de 4 mm.

En se basant sur ces observations, il est évident que la préforme doit être retournée lors du moulage et cousue transversalement à la direction de chargement pour maximiser les propriétés du stratifié. On remarque cependant que l'augmentation de la résistance CAI se fait aux dépens d'une augmentation de la masse surfacique du stratifié. Le choix du pas de couture est donc plus difficile à faire.

Pour les partenaires industriels, l'augmentation de la masse surfacique d'un peu plus de 8 % causée par la couture OSS® pour les préformes cousues avec un pas de 4 mm est jugée trop importante. Il est donc préférable d'utiliser un pas de couture de 8 mm pour minimiser l'augmentation de la masse surfacique du stratifié.

En somme, les paramètres de mise en forme retenus pour la suite du projet sont les suivants :

- pas de couture : 8 mm ;
- stratégie de moulage : Retournée ;
- orientation de la couture : Transversale.

CHAPITRE 4

EFFETS DE LA COUTURE OSS[®] SUR LES PROPRIÉTÉS MÉCANIQUES STATIQUES DES STRATIFIÉS

Ce chapitre présente les travaux réalisés pour évaluer les effets de la couture OSS[®] sur les propriétés mécaniques des stratifiés *souple*, *quasi*, et *rigide*.

Pour évaluer ces effets, les propriétés mécaniques des stratifiés cousus (fabriqués selon les paramètres de mise en forme sélectionnés au Chapitre 3) sont comparées à celles des stratifiés référentiels. Ces propriétés sont mesurées à l'aide de trois essais : tension, compression et flexion. Finalement, la masse volumique et le taux de constituants sont mesurés afin de valider que les plaques sont d'une qualité similaire et acceptable.

Pour chacun des essais mécaniques réalisés, la méthodologie, les résultats et l'analyse des résultats sont présentés. Finalement, les effets de la couture OSS[®] sur les propriétés mécaniques des trois stratifiés sont comparés à ceux relevés dans la littérature.

4.1 Propriétés en tension

Selon le manuel des matériaux composites (CMH-17, Volume 1, 2012), les propriétés en tension sont des propriétés clés à mesurer lors de la caractérisation d'un matériau composite (voir Section 1.5.5). Pour mesurer les propriétés en tension, ce manuel suggère d'employer la norme ASTM D3039/D3039M (utilisant un spécimen d'une largeur constante) ou la norme ASTM D638 (utilisant un spécimen « dog-bone-shaped »). La norme ASTM D3039/D3039M est sélectionnée pour ce projet puisqu'elle est la plus fréquemment utilisée pour mesurer les propriétés en tension des composites à hautes performances et puisqu'elle est recommandée par les partenaires industriels du projet COMP-501. L'essai consiste à appliquer une tension sur un spécimen en éloignant, à vitesse constante, les extrémités du spécimen prises dans les mâchoires du banc d'essai.

4.1.1 Méthodologie

Pour cet essai, les spécimens ont une longueur (L) de $250.0 \text{ mm} \pm 0.5 \text{ mm}$ et une largeur (l) de $25.40 \text{ mm} \pm 0.03 \text{ mm}$. Pour réduire la concentration de contraintes vis-à-vis les mâchoires et ainsi favoriser une rupture dans la zone de test, les spécimens sont munis de talons. Les talons ont une longueur de 50 mm et sont biseautés avec un angle de 20° . Les spécimens sont préparés d'après la méthode générale décrite à la Section 2.4.3.

L'essai de tension est réalisé dans le laboratoire de caractérisation des matériaux à l'ÉTS sur le banc d'essai MTS Alliance RF/200. Les extrémités du spécimen sont tenues par des mâchoires mécaniques autoserrantes munies de mors ayant un fini abrasif. Le montage utilisé est montré à la Figure 4.1.



Figure 4.1 Montage de l'essai de tension



Figure 4.2 Exemple de spécimens de tension post-mortem

Durant l'essai, la force est mesurée à l'aide d'une cellule de charge 200 kN. La déformation longitudinale et la déformation transversale sont mesurées à l'aide d'une jauge extensométrique bi axiale (MG L2A-06-125LT-350 fabriquée par Vishay Precision Group) collée dans la zone non cousue située au centre de la surface du spécimen. La jauge est collée sur la surface *moule* du spécimen (préalablement sablée et nettoyée à l'acétone) à l'aide d'un adhésif cyanoacrylate. Le signal de la jauge extensométrique à trame pelliculaire 350Ω montée en quart de pont est lu et traité à l'aide du système d'acquisition StrainSmart® 6100 fabriqué par Vishay Precision Group (Malvern, États-Unis).

Le spécimen est chargé en tension à raison de 2.00 mm/min jusqu'à sa rupture. Pour que l'essai soit valide, la rupture doit être distancée des talons d'au moins une largeur de spécimen ($distancerupture - talon \geq l$). À titre d'exemple, à la Figure 4.2, tous les spécimens ont une rupture valide à l'exception du troisième spécimen à partir de la gauche dont la rupture est trop rapprochée du talon supérieur.

La contrainte en tension ($\sigma_{i.ten}$) est calculée à partir de l'Équation 4.1.

$$\sigma_{i.ten} = \frac{P_{i.ten}}{A} \quad (4.1)$$

où $P_{i.ten}$ est la force et A est l'aire de la section du spécimen négligeant la surépaisseur causée par la couture.

La déformation longitudinale ($\epsilon_{l.i.ten}$) et la déformation transversale ($\epsilon_{t.i.ten}$) sont obtenues directement à partir des jauge extensométriques.

La résistance ($F_{u.ten}$) est calculée en remplaçant $P_{i.ten}$ par la force maximale ($P_{u.ten}$). La déformation à la contrainte maximale ($\epsilon_{u.ten}$) est la déformation lue à partir de la jauge extensométrique longitudinale ($\epsilon_{l.i.ten}$) à l'instant où la contrainte maximale est atteinte.

Le module de rigidité (E_{ten}) est calculé à partir de l'Équation 4.2.

$$E_{ten} = \frac{\sigma_{3000} - \sigma_{1000}}{(\epsilon_{l.3000} - \epsilon_{l.1000})} \quad (4.2)$$

où σ_{3000} et σ_{1000} sont respectivement la contrainte à 3000 microdéformations longitudinales ($\epsilon_{l.3000}$) et la contrainte à 1000 microdéformations longitudinales ($\epsilon_{l.1000}$).

Le coefficient de Poisson (ν_{ten}) est calculé à partir de l'Équation 4.3.

$$\nu_{ten} = \frac{-(\epsilon_{t.3000} - \epsilon_{t.1000})}{(\epsilon_{l.3000} - \epsilon_{l.1000})} \quad (4.3)$$

où $\epsilon_{t.3000}$ et $\epsilon_{t.1000}$ sont respectivement la déformation transversale à 3000 microdéformations longitudinales ($\epsilon_{l.3000}$) et la déformation transversale à 1000 microdéformations longitudinales ($\epsilon_{l.1000}$).

4.1.2 Résultats et analyse

Les résultats détaillés de l'essai de tension sont présentés au Tableau IV-1 et à la Figure IV-1 de l'Annexe IV. Pour mieux visualiser l'effet de la couture OSS® sur les propriétés en tension des divers stratifiés, les résultats normalisés (par rapport aux résultats des stratifiés référentiels) sont présentés à la Figure 4.3.

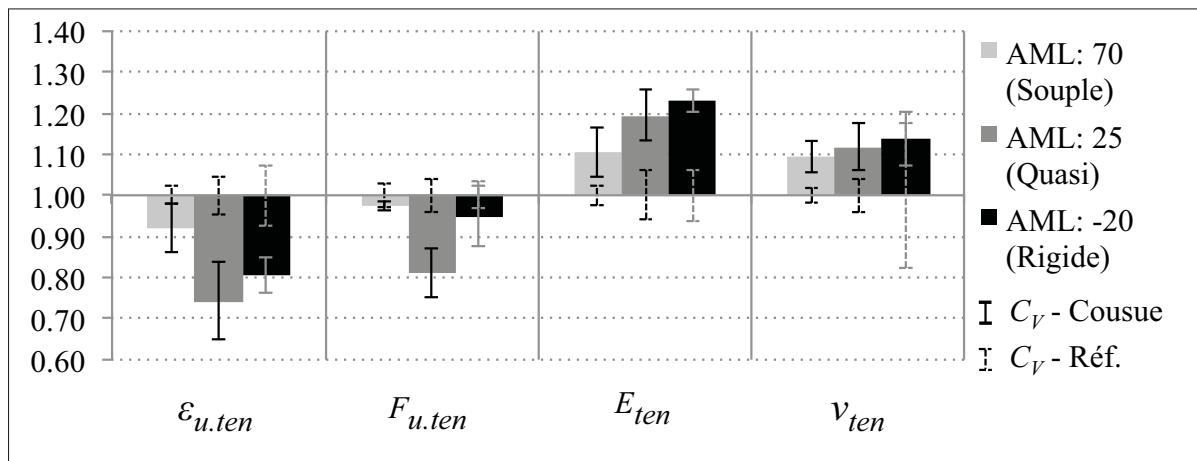


Figure 4.3 Propriétés des stratifiés en tension (normalisées par rapport aux propriétés du stratifié référentiel)

À la Figure 4.3, on remarque que la couture diminue la déformation à la rupture pour tous les stratifiés. Cette diminution de la déformation à la rupture en tension est due à l'effet combiné de la diminution de la résistance et de l'augmentation de la rigidité.

Les stratifiés cousus sont (généralement) moins résistants en tension. La diminution de la résistance à la tension n'est pas significative pour le stratifié *souple* ($\sim 2\%$), mais elle est plus significative pour les stratifiés *quasi* ($\sim 19\%$) et *rigide* ($\sim 5\%$).

À la Figure 4.4, on peut voir le mode de rupture typique de chaque stratifié. On y remarque notamment que le mode de rupture typique du stratifié *souple* cousu est semblable à celui du stratifié *souple* référentiel : la rupture se produit à $\pm 45^\circ$ et sa position ne semble pas être influencée par la présence des coutures. Pour les stratifiés *quasi* et *rigide*, le mode de rupture et la position de la rupture semblent être influencés par la présence de la couture. La rupture est généralement plus nette dans les stratifiés cousus et elle a systématiquement lieu vis-à-vis les segments *interlaminaires* du fil de couture.

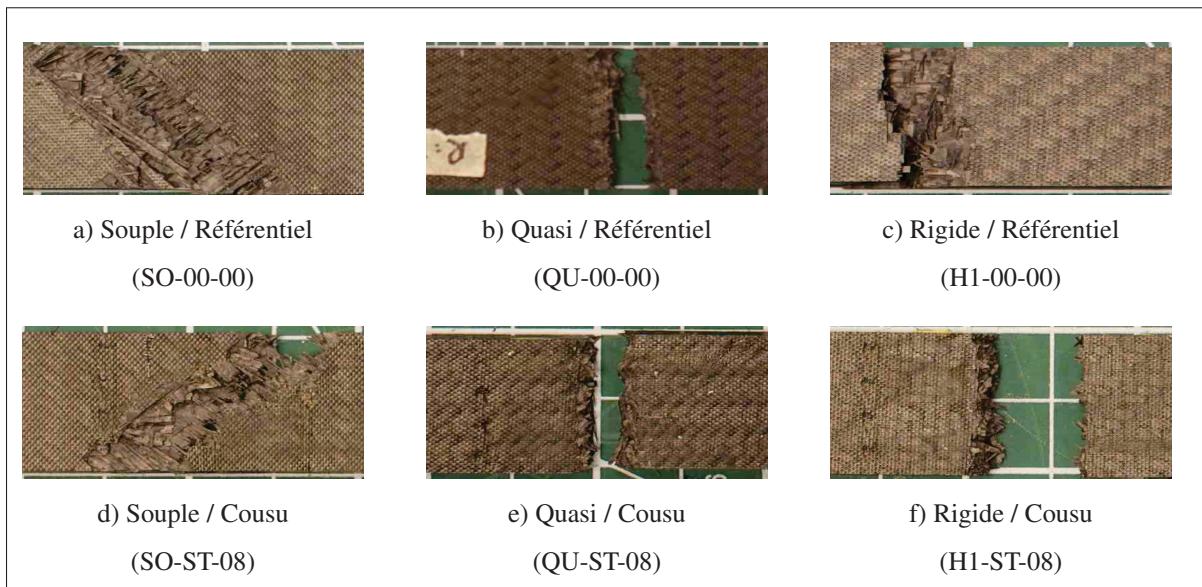


Figure 4.4 Mode de rupture typique en tension tel qu'observé à la surface du spécimen

D'après ces observations, on peut déduire que la diminution de la résistance à la tension observée chez les stratifiés *quasi* et *rigide* est due à l'affaiblissement de la section du spécimen vis-à-vis les *segments interlaminaires* de la couture OSS®. Cet affaiblissement de la section peut être dû au désalignement des renforts, aux poches de résine qui en résultent, à l'endommagement des renforts (causé par la friction entre les renforts et les aiguilles lors de la couture) et aux concentrations de contraintes résultant des variations de l'épaisseur. Dans le cas du stratifié *souple*, la propagation de la rupture à $\pm 45^\circ$ est due à la grande quantité de renforts à $\pm 45^\circ$ dans le stratifié. Puisque la rupture n'est pas nette ou clairement vis-à-vis les lignes de couture, il est difficile d'évaluer si l'endommagement a débuté près d'une ligne de couture.

La couture augmente la rigidité et le coefficient de Poisson des stratifiés. L'augmentation du coefficient de Poisson signifie que la déformation transversale est plus grande dans un stratifié cousu qu'elle ne l'est dans un stratifié référentiel pour une même déformation longitudinale.

Il est possible que les segments de la couture parallèles au chargement rigidifient longitudinalement le stratifié vis-à-vis les coutures. Le stratifié serait donc composé de segments plus rigides et moins rigides placés en série (c.-à-d. les uns à la suite des autres). Puisque la jauge est placée entre deux coutures, il n'est pas possible de déterminer si une rigidification longitudinale a lieu vis-à-vis la couture.

Une partie de l'augmentation de la rigidité peut également être expliquée par le mécanisme suivant : la couture restreint le réalignement (ou la rotation) des renforts en angle augmentant ainsi le module de cisaillement des plis à $\pm 45^\circ$. Toutefois, puisque l'augmentation de la rigidité est plus faible pour le stratifié souple (contenant 80 % de renforts en angle) qu'elle ne l'est pour le stratifié rigide (contenant seulement 20 % de renforts en angle), ce mécanisme ne peut être que secondaire.

À noter que l'augmentation de la rigidité croît avec la réduction du paramètre AML : l'augmentation de la rigidité du stratifié *souple* (AML : 70) est d'environ 10 %, celle du stratifié *quasi* (AML : 25) est d'environ 19 % et celle du stratifié *rigide* (AML : -20) est d'environ 22 %. Il est possible que les effets de rigidification du stratifié causés par la couture soient moins efficaces

sur les renforts en angle que sur les renforts à 0° . Ceci peut être expliqué par le fait que les renforts à 0° sont ininterrompus d'un bout à l'autre du spécimen alors que les renforts à $\pm 45^\circ$ ne couvrent qu'une longueur maximale de 25 mm.

Rappelons que chaque point de couture OSS® est formé à partir d'un fil continu comportant des *segments longitudinaux* et des segments *segments transversaux* (voir Figure 3.1). Il est donc raisonnable de penser que la géométrie particulière du point de couture OSS® contribue à distribuer la charge appliquée sur les renforts à 0° vers les renforts à 90° et augmente ainsi le coefficient de Poisson des stratifiés.

Des résultats contradictoires sont trouvés dans la littérature concernant l'effet de la couture sur les propriétés en tension (Mouritz *et al.*, 1997b). La majorité des études concluent cependant que la couture réduit la résistance et le module de rigidité en tension¹ (Herzeberg *et al.* (1996), Herszberg et Bannister (1993), Palmeret *al.* (1991) et Pelstring et Madan (1989) tous relevés dans Mouritz *et al.* (1997b), Beier *et al.* (2007), Larsson (1997), Kang et Lee (1994) et Dransfield *et al.* (1994)). À noter que l'effet de la couture sur le coefficient de Poisson en tension n'est pas traité dans la littérature.

Les diminutions de la résistance en tension mesurées sur les trois stratifiés ainsi que le changement de la position de la rupture pour les stratifiés *quasi* et *rigide* sont cohérents avec certains résultats et observations relevés dans la littérature. Toutefois, l'augmentation de la rigidité en tension observée pour les trois stratifiés ne supporte pas les résultats généralement obtenus pour des études similaires relevées dans la littérature.

À noter que la déformation fut mesurée vis-à-vis une zone non cousue. La déformation devrait également être mesurée vis-à-vis les coutures pour voir si les segments du fil de couture parallèles au chargement rigidifient davantage le stratifié localement. La déformation devrait également être mesurée vis-à-vis les fils en Z pour voir si le désalignement des renforts et les zones riches en résine qui en résultent causés par la couture réduisent localement la rigi-

1. Puisque les résultats sont sensibles au type de stratifié, au type de couture et aux paramètres de mise en forme utilisés, l'ordre de grandeur est très différent d'une étude à l'autre.

dité du stratifié. Pour mesurer l'ensemble de ces déformations, un extensomètre vidéo pourrait être utilisé.

4.2 Propriétés en compression

Selon le manuel des matériaux composites (CMH-17, Volume 1, 2012), tout comme les propriétés en tension, les propriétés en compression sont des propriétés clés à mesurer lors de la caractérisation d'un matériau composite (voir Section 1.5.5). Ce manuel fait référence à diverses normes pour mesurer les propriétés en compression, dont la norme ASTM D695 (utilisant une fixture supportant latéralement le spécimen sur presque toute sa longueur) , la norme ASTM D6641 (utilisant une fixture conçue pour charger le spécimen en combinant un chargement par les bouts et un chargement par friction latérale) et la norme ASTM D3410 (utilisant un spécimen ayant une zone de test très courte et non supportée). Le manuel conseille d'utiliser une géométrie de spécimen et un support adéquat pour générer une compression pure (c.-à-d. sans flambage) et un mode de rupture adéquat (c.-à-d. une rupture située dans la zone de test). Pour faciliter la comparaison des résultats de l'essai OHC et de l'essai de compression, l'essai de compression est réalisé d'après une procédure fortement inspirée de la procédure B de la norme ASTM D6484/D6484M-09². Cependant, comparativement au spécimen OHC, le spécimen de compression n'est pas percé et il est instrumenté d'une jauge extensométrique bi axiale.

4.2.1 Méthodologie

Pour cet essai, les spécimens ont une longueur (L) de 12.00 po ± 0.010 po (304.8 mm ± 0.25 mm) et une largeur (l) de 1.50 po ± 0.010 po (38.1 mm ± 0.25 mm). Les spécimens sont taillés selon la méthode générale décrite à la Section 2.4.3.

2. Pour plus de détails concernant la procédure B de la norme ASTM D6484/D6484M - 09, consulter la Section 3.3.1.1

Durant l'essai, la force est mesurée à l'aide d'une cellule de charge 200 kN. La déformation longitudinale et la déformation transversale sont mesurées à l'aide d'une jauge extensométrique bi axiale comme pour l'essai de tension (voir Section 4.1.1).

Le spécimen est chargé en compression à raison de 2.00 mm/min jusqu'à sa rupture. Pour que l'essai soit jugé valide, la rupture ne doit pas être due à l'éclatement des bouts du spécimen. Des spécimens post-mortem sont montrés à la Figure 4.5.

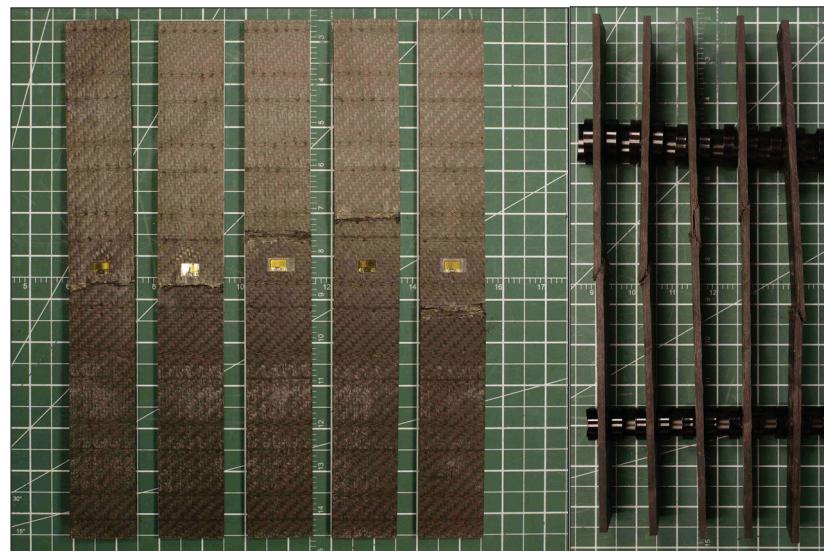


Figure 4.5 Exemple de spécimens de compression post-mortem

La contrainte en compression ($\sigma_{i.com}$) est calculée à partir de l'Équation 4.4

$$\sigma_{i.com} = \frac{P_{i.com}}{A} \quad (4.4)$$

où $P_{i.com}$ est la force et A est l'aire de la section du spécimen négligeant la surépaisseur causée par la couture.

La déformation longitudinale ($\epsilon_{l.i.com}$) et la déformation transversale ($\epsilon_{t.i.com}$) sont obtenues directement à partir des jauge extensométriques.

La résistance ($F_{u.com}$) est calculée en remplaçant $P_{i.com}$ par la force maximale ($P_{u.com}$). La déformation à la contrainte maximale ($\epsilon_{u.com}$) est la déformation lue à partir de la jauge extensométrique ($\epsilon_{l.i.com}$) correspondant à l'instant où la contrainte maximale est atteinte.

Le module de rigidité (E_{com}) est calculé à partir de l'Équation 4.5.

$$E_{com} = \frac{\sigma_{3000} - \sigma_{1000}}{(\epsilon_{l.3000} - \epsilon_{l.1000})} \quad (4.5)$$

où σ_{3000} et σ_{1000} sont respectivement la contrainte à 3000 microdéformations longitudinales ($\epsilon_{l.3000}$) et la contrainte à 1000 microdéformations longitudinales ($\epsilon_{l.1000}$).

Le coefficient de Poisson (ν_{com}) est calculé à partir de l'Équation 4.6

$$\nu_{com} = \frac{-(\epsilon_{t.3000} - \epsilon_{t.1000})}{(\epsilon_{l.3000} - \epsilon_{l.1000})} \quad (4.6)$$

où $\epsilon_{t.3000}$ et $\epsilon_{t.1000}$ sont respectivement la déformation transversale à 3000 microdéformations longitudinales ($\epsilon_{l.3000}$) et la déformation transversale à 1000 microdéformations longitudinales ($\epsilon_{l.1000}$).

4.2.2 Résultats et analyse

Les résultats détaillés de l'essai de compression sont présentés au Tableau IV-2 et à la Figure IV-2 de l'Annexe IV. Pour mieux visualiser l'effet de la couture OSS® sur les propriétés en compression des divers stratifiés, les résultats normalisés (par rapport aux résultats des stratifiés référentiels) sont présentés à la Figure 4.6.

À la Figure 4.6, on remarque que la couture diminue la déformation à la rupture pour les trois stratifiés (*souple*, *quasi*, et *rigide*). Comme pour l'essai de tension, la diminution de la déformation à la rupture en compression est attribuable à l'effet combiné de la diminution de la résistance et de l'augmentation de la rigidité.

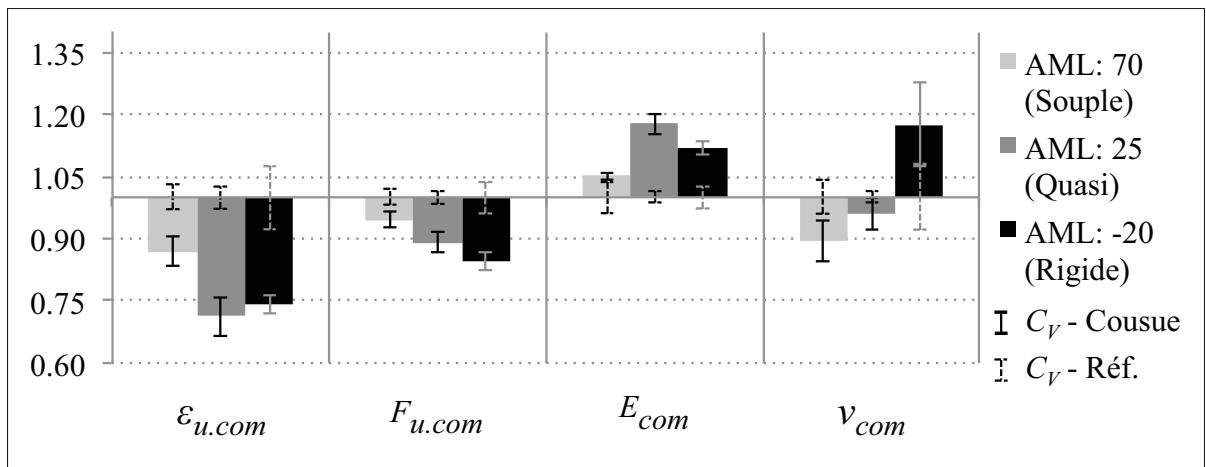


Figure 4.6 Propriétés des stratifiés en compression (normalisées par rapport aux propriétés du stratifié référentiel)

Les stratifiés cousus sont moins résistants en compression. La diminution de la résistance à la compression croît avec la diminution du paramètre AML : la diminution de la résistance à la compression du stratifié *souple* (AML : 70) est d'environ 5 %, celle du stratifié *quasi* (AML : 25) est d'environ 10 % et celle du stratifié *rigide* (AML : -20) est d'environ 13 %.

À la Figure 4.7, on peut voir le mode de rupture typique de chaque stratifié. Pour les trois stratifiés, le mode de rupture et la position de la rupture semblent être influencés par la présence de la couture. La rupture des stratifiés cousus est généralement plus nette qu'elle ne l'est dans les stratifiés référentiels et elle a systématiquement lieu vis-à-vis les *segments interlaminaires* du fil de couture. Pour le stratifié *souple* cousu, la rupture est irrégulière, légèrement inclinée et s'étend sur près de 15 mm. À l'inverse, pour le stratifié *rigide*, la rupture est bien nette et parfaitement perpendiculaire au sens de chargement. Le mode de rupture du spécimen *quasi* est un entre-deux entre la rupture du spécimen *souple* et celle du spécimen *rigide*. À la Figure 4.8, on peut voir que les stratifiés référentiels sont fissurés longitudinalement. La rupture des stratifiés référentiels est donc due, en partie, au flambage local d'un sous-laminé (« local sublamine buckling ») causé par la compression.

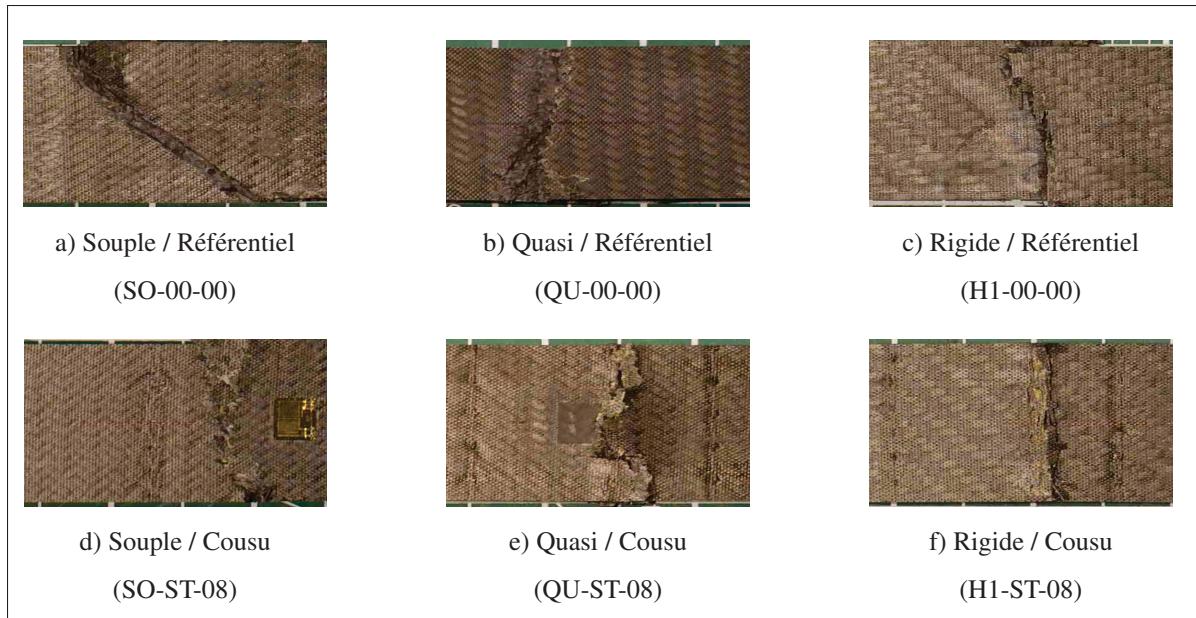


Figure 4.7 Mode de rupture typique en compression tel qu'observé à la surface du spécimen

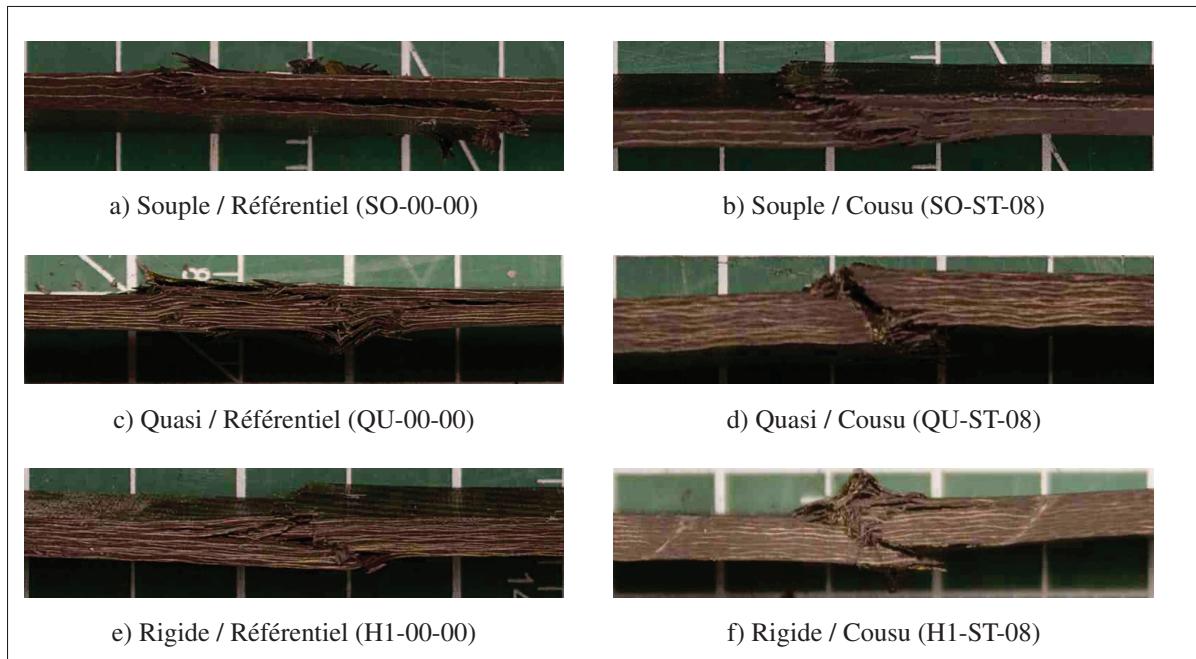


Figure 4.8 Mode de rupture typique en compression tel qu'observé sur les bords du spécimen

Pour les spécimens cousus, l'absence d'une fissure longitudinale ou le raccourcissement de celle-ci montre que la traction fournie par les renforts interlaminaires (« stitch fiber bridging ») a significativement réduit le « local sublamine buckling ».

D'après ces observations, on peut déduire que la diminution de la résistance à la compression observée pour les trois stratifiés est due à l'affaiblissement de la section du spécimen vis-à-vis les *segments interlaminaires* de la couture OSS®. Cet affaiblissement de la section peut être dû au désalignement des renforts, aux poches de résine qui en résultent, à l'endommagement des renforts (causé par la friction entre les renforts et les aiguilles lors de la couture) et aux concentrations de contraintes résultant des variations de l'épaisseur. Les dommages légèrement plus étendus dans les stratifiés *souple* et *quasi* (en comparaison avec les dommages dans le stratifié *rigide*) sont dus à la grande proportion de renforts à $\pm 45^\circ$.

La couture cause une augmentation du module de rigidité de 5 % pour le stratifié *souple*, de 18 % pour le stratifié *quasi* et de 12 % pour le stratifié *rigide*. La couture provoque une diminution du coefficient de Poisson pour les stratifiés *souple* (10 %) et *quasi* (4 %) et une augmentation du coefficient de Poisson pour le stratifié *rigide* (18 %).

Comme pour l'essai de tension, il est possible que les segments de la couture parallèles au chargement rigidifient longitudinalement le stratifié vis-à-vis les coutures et que la couture restreigne le réalignement (ou la rotation) des renforts en angle augmentant ainsi le module de cisaillement des plis à $\pm 45^\circ$.

Toutefois, d'après les résultats obtenus, il est difficile de déterminer la raison pour laquelle la couture provoque une augmentation de la rigidité maximale pour le stratifié *quasi* et une augmentation aussi drastique du coefficient de Poisson pour le stratifié *rigide*. À noter que les déformations transversales sont très faibles dans le stratifié rigide. La mesure du coefficient de Poisson du stratifié *rigide* est donc plus sensible aux défauts d'alignement de la jauge extenso-métrique.

Tout comme pour l'essai de tension, des résultats contradictoires sont trouvés dans la littérature concernant l'effet de la couture sur les propriétés en compression. Plusieurs études (Le *et al.*(1993), Harris *et al.* (1993), Herszeberg et Bannister(1993), Dow *et al.* (1989), Du *et al.* (1986) tous relevés dans Mouritz *et al.* (1997b)) ont observé que la couture n'affecte pas significativement la résistance à la compression des stratifiés. Beier *et al.* (2007) ainsi qu'une quinzaine d'études relevées par Mouritz *et al.* (1997b) ont plutôt observé une diminution significative de la résistance à la compression due à la couture³. Reeders (1994) relevé dans Mouritz *et al.* (1997b), Furrow *et al.* (1996) et Dransfield *et al.* (1994) ont remarqué un changement du mode de rupture dominant dû à la couture. Sans la couture, la rupture est principalement causée par le flambage local d'un sous-laminé (« local sublamine buckle »). Pour les stratifiés cousus, la rupture est plutôt principalement causée par la rupture des renforts. Selon Thuis *et al.* (1996), Jain (1994), Harris *et al.* (1991), Dexter *et al.* (1986) relevés dans Mouritz *et al.* (1997b) ainsi que Furrow *et al.* (1996), la couture n'a pas d'effet significatif sur la rigidité du stratifié. À noter que l'effet de la couture sur le coefficient de Poisson en compression n'est pas traité dans la littérature.

La diminution de la résistance en compression mesurée sur les trois stratifiés ainsi que le changement du mode de rupture dominant sont cohérents avec certains résultats et observations relevés dans la littérature. L'augmentation de la rigidité en compression observée pour les trois stratifiés ne supporte pas les résultats généralement obtenus pour des études similaires relevées dans la littérature.

En terminant, la déformation devrait également être mesurée vis-à-vis les coutures pour voir si les segments du fil de couture parallèles au chargement rigidifient davantage le stratifié localement. La déformation devrait également être mesurée vis-à-vis les fils en Z pour voir si le désalignement des renforts et les zones riches en résine qui en résultent causés par la couture réduisent localement la rigidité du stratifié. Pour mesurer l'ensemble de ces déformations, un extensomètre vidéo pourrait être utilisé.

3. Puisque les résultats sont sensibles au type de stratifié, au type de couture et aux paramètres de mise en forme utilisés, l'ordre de grandeur est très différent d'une étude à l'autre.

4.3 Propriétés en flexion

L'essai de flexion est rapide et facile à réaliser puisqu'il nécessite peu de préparation. C'est pour cette raison que les essais de flexion sont généralement utilisés pour contrôler la qualité des pièces produites dans un contexte de production industrielle. Pour ce projet, l'essai de flexion est plutôt utilisé pour comparer les stratifiés entre eux et contre-vérifier les tendances observées à l'aide des autres essais.

Les propriétés des stratifiés en flexion sont mesurées selon la Procédure A de la norme ASTM D790-10. Cette procédure est très similaire à la Procédure A de la norme ASTM D7264/D7264M. L'essai de flexion consiste à fléchir un spécimen en appliquant une force au centre de sa longueur alors que le spécimen est supporté par deux points d'appui (équidistants du point de chargement). La procédure A consiste à déformer le spécimen à une vitesse de 0.01 mm/mm/min.

4.3.1 Méthodologie

Pour cet essai, les spécimens ont une longueur (L) de $175 \text{ mm} \pm 2 \text{ mm}$ et une largeur (l) de $25.40 \text{ mm} \pm .03 \text{ mm}$. Les spécimens sont taillés selon la méthode générale décrite à la Section 2.4.3.

L'essai de flexion est réalisé dans le laboratoire de caractérisation des matériaux à l'ÉTS sur le banc d'essai MTS Alliance RF/200. Durant l'essai, la force est mesurée à l'aide d'une cellule de charge 10 kN et le déplacement est mesuré à l'aide du déplacement de la tête du banc d'essai. Le montage utilisé est montré à la Figure 4.9.

La distance entre les points d'appui (D) est calculée à partir de l'Équation 4.7.

$$D = \text{Ratio}_{D/e} \cdot e_{nom} \quad (4.7)$$



Figure 4.9 Montage de l'essai de flexion 3 point

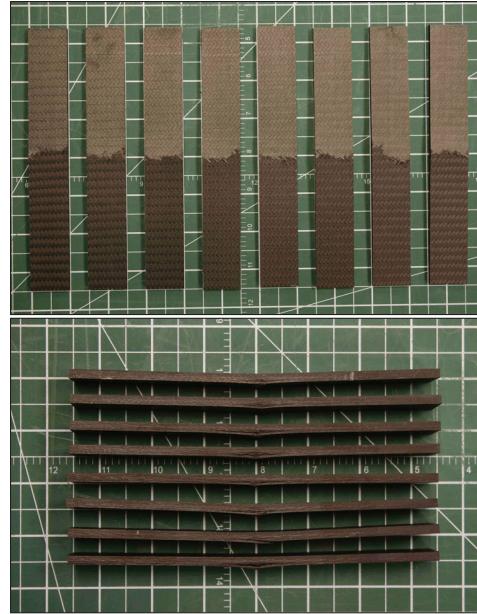


Figure 4.10 Exemple de spécimens de flexion post-mortem

où e_{nom} est l'épaisseur nominale des spécimens (négligeant la surépaisseur causée par la couture) et $Ratio_{D/e}$ est le ratio de la distance entre les points d'appui et de l'épaisseur nominale des spécimens (« span-to-depth »). Pour la mesure des propriétés en flexion des stratifiés à hautes performances, la norme ASTM D790 - 10 recommande un ratio $Ratio_{D/e}$ de 32 : 1. Puisque l'épaisseur nominale des spécimens est de $e = 4.31$ mm, la distance entre les points d'appui est fixée à $D = 138$ mm. Les points d'appui et le point de chargement sont des cylindres ayant un rayon de 5 mm.

La vitesse de déplacement de la tête de chargement (R) nécessaire pour induire une vitesse de déformation (Z) est calculée à partir de l'Équation 4.8. Pour déformer le spécimen à une vitesse de $R = 0.01$ mm/mm/min, la force au centre du spécimen est appliquée à une vitesse de $Z = 7.4$ mm/min.

$$R = \frac{Z \cdot D^2}{6 \cdot e} \quad (4.8)$$

Le spécimen est chargé jusqu'à sa rupture ou jusqu'à ce que la déformation à la surface externe atteigne 0.05 mm/mm. Pour que la rupture soit valide, la surface externe doit se briser en tension comme montré à la Figure 4.10.

La contrainte en flexion ($\sigma_{i.f3p}$) est calculée à partir de l'Équation 4.9.

$$\sigma_{i.f3p} = \frac{3 \cdot P_{i.f3p} \cdot D}{l \cdot e^2} \quad (4.9)$$

où $3P_{i.f3p}$ est la force appliquée par la tête de chargement et l est la largeur du spécimen.

La déformation à la surface externe (c.-à-d. sur le dessous) du spécimen ($\epsilon_{i.f3p}$) est calculée à partir de l'Équation 4.10.

$$\epsilon_{i.f3p} = \frac{6 \cdot d_{i.f3p} \cdot e}{D^2} \quad (4.10)$$

où $d_{i.f3p}$ est le déplacement de la tête de chargement du banc d'essai.

La résistance ($F_{u.f3p}$) est calculée en remplaçant $P_{i.f3p}$ par la force maximale ($P_{u.f3p}$) dans l'Équation 4.9. La déformation à la contrainte maximale ($\epsilon_{u.ten}$) est calculée en remplaçant $d_{i.f3p}$ par le déplacement de la tête à la force maximale ($d_{u.f3p}$) dans l'Équation 4.10.

Le module de rigidité en flexion (E_{f3p}) est calculé à partir de l'Équation 4.11.

$$E_{f3p} = \frac{D^3 \cdot m}{4 \cdot l \cdot e^3} \quad (4.11)$$

ou m est la pente de la tangente de la courbe force-déflexion (dans la phase élastique).

4.3.2 Résultats et analyse

Les résultats détaillés de l'essai de flexion sont présentés au Tableau IV-3 et à la Figure IV-3 de l'Annexe IV. Pour mieux visualiser l'effet de la couture OSS® sur les propriétés en flexion des divers stratifiés, les résultats normalisés (par rapport aux résultats des stratifiés référentiels) sont présentés à la Figure 4.11.

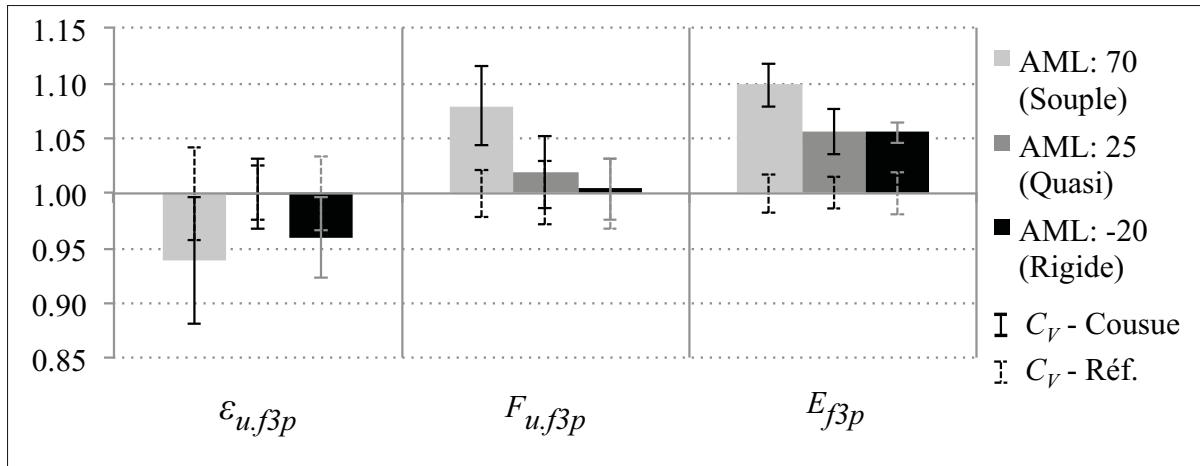


Figure 4.11 Propriétés des stratifiés en flexion 3 points (normalisées par rapport aux propriétés du stratifié référentiel)

Les stratifiés cousus sont (généralement) plus résistants à la flexion. L'augmentation de la résistance à la flexion croît avec l'augmentation du paramètre AML : l'augmentation de la résistance à la flexion du stratifié *rigide* (AML : -20) est négligeable, celle du stratifié *quasi* (AML : 25) est d'environ 4 % et celle du stratifié *souple* (AML : 70) est d'environ 8 %.

À la Figure 4.12, on peut voir le mode de rupture typique de chaque stratifié. On y remarque notamment que la couture réduit la propagation des dommages interlaminaires. Il est raisonnable de croire que la couture retient les plis situés près de la surface extérieure (c.-à-d. la surface en tension) et retardé ainsi leur délaminaison et leur rupture. Il est également probable qu'à l'instant de la rupture, la couture absorbe une partie de l'énergie relâchée par les renforts qui se brisent et réduise ainsi l'étendue des dommages.

Les stratifiés cousus ont un module de rigidité plus élevé que les stratifiés référentiels. L'augmentation du module de rigidité en flexion est d'environ 10 % pour le stratifié *souple*, et d'environ 5 % pour les stratifiés *quasi* et *rigide*. L'atténuation des dommages interlaminaires grâce à la couture (voir Figure 4.12) nous indique que la couture améliore la résistance au cisaillement interlamininaire. Il est raisonnable de penser que cette amélioration de la résistance au cisaillement interlamininaire est accompagnée d'une augmentation du module de cisaillement interlamininaire. L'augmentation du module de cisaillement interlaminaire pourrait ainsi justifier, en

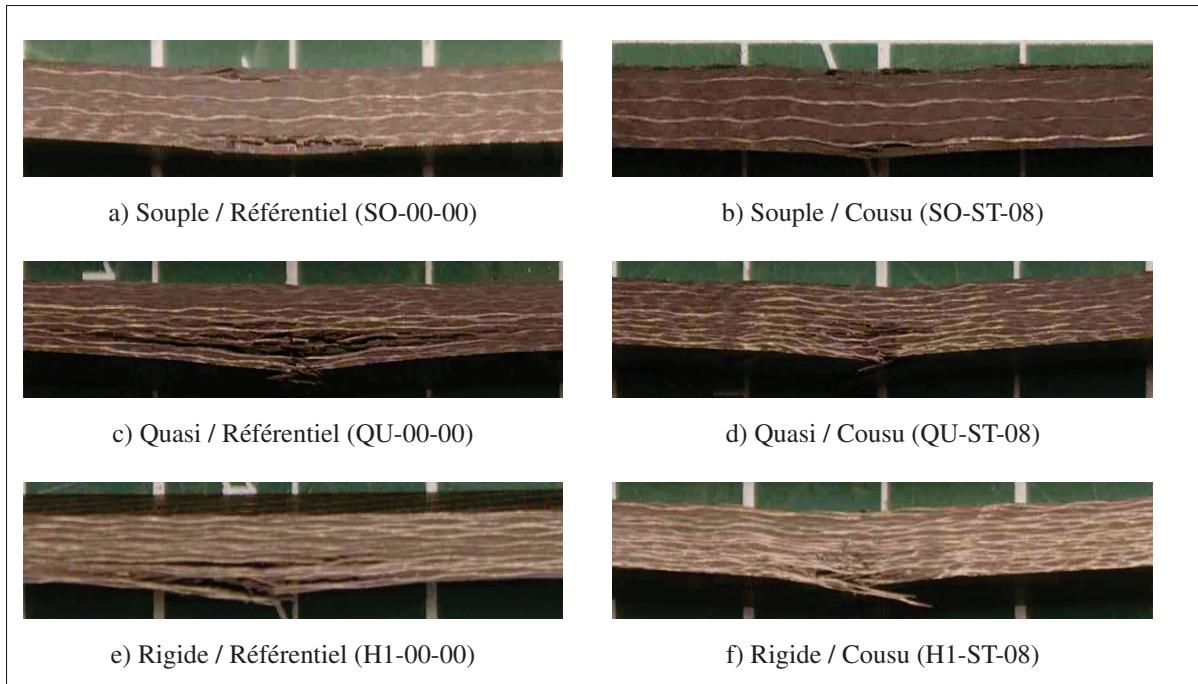


Figure 4.12 Mode de rupture typique en flexion tel qu'observé sur les bords du spécimen

(grande) partie, l'augmentation de la rigidité des stratifiés en flexion. Les mécanismes responsables de la rigidification des stratifiés observés lors des essais de tension et de compression sont également susceptibles de contribuer à rigidifier le stratifié en flexion.

Adanur *et al.* (1994) et Chung *et al.* (1989) relevés dans Mouritz *et al.* (1997b) ainsi que Kang et Lee (1994) ont observé une augmentation des propriétés en flexion pour de faibles densités de couture. Toutefois, Koziol (2013) et Mouritz *et al.* (1997a) ont observé une diminution des propriétés en flexion due à l'endommagement et au désalignement des renforts causés par la couture. Chung *et al.* (1989) relevé dans Mouritz *et al.* (1997b) ont remarqué que l'augmentation de la résistance à la flexion est accompagnée d'un changement du mode de rupture dominant dû à la couture : dans les stratifiés cousus sollicités en flexion, la couture atténue significativement le délaminate. La rupture des fibres devient alors le mode de rupture dominant.

L'augmentation de la résistance et du module de cisaillement mesurées sur les trois stratifiés ainsi que le changement du mode de rupture dominant en flexion sont cohérents avec certains résultats et observations relevés dans la littérature.

4.4 Masse volumique et taux des constituants

À la Section 3.2.3, il a été montré que la couture OSS[®] n'affecte pas significativement la masse volumique et le taux des constituants du stratifié *quasi*. Dans ce chapitre, la masse volumique et le taux des constituants des stratifiés *souple*, *quasi*, et *rigide* sont mesurés pour valider que la qualité des plaques produites soit similaire et acceptable.

4.4.1 Méthodologie

La méthodologie employée pour mesurer la masse volumique et le taux des constituants est celle décrite à la Section 3.2.3.1.

4.4.2 Résultats

Les résultats détaillés de la mesure des constituants sont présentés au Tableau IV-4 de l'Annexe IV. Avec une portion volumique de renforts comprise entre 60 à 64 % et une portion volumique de vide en dessous de 1.25 %, toutes les plaques ont une qualité similaire et satisfaisante (selon les critères de l'industrie aéronautique).

CHAPITRE 5

EFFETS DE LA COUTURE OSS[®] SUR LA TOLÉRANCE À L'ENDOMMAGEMENT DES STRATIFIÉS

Ce chapitre présente les travaux réalisés pour évaluer les effets de la couture OSS[®] sur la tolérance à l'endommagement des stratifiés *souple*, *quasi*, et *rigide*.

Pour évaluer ces effets, la tolérance à l'endommagement des stratifiés cousus (fabriqués selon les paramètres de mise en forme sélectionnés au Chapitre 3) est comparée à celle des stratifiés référentiels. La tolérance à l'endommagement est mesurée à l'aide de quatre essais : compression avec trou, résistance à un impact, compression après impact et ouverture d'une fissure interlaminaire.

Pour chacun des essais mécaniques réalisés, la méthodologie, les résultats et l'analyse des résultats sont présentés. Finalement, les effets de la couture OSS[®] sur la tolérance à l'endommagement des trois stratifiés sont comparés à ceux relevés dans la littérature.

5.1 Résistance à la compression avec trou

À la Section 3.3.2.1, un essai OHC a été conduit d'après la procédure B de la norme ASTM D6484/D6484M-09 pour mesurer la résistance OHC des stratifiés *quasi*. Cette procédure est réutilisée pour mesurer la résistance OHC des trois stratifiés (*souple*, *quasi*¹ et *rigide*).

5.1.1 Méthodologie

La méthodologie employée pour mesurer la résistance OHC est celle décrite à la Section 3.3.1.1.

1. Les résultats OHC obtenus pour le stratifié *quasi* au Chapitre 3 sont réutilisés dans la présente section.

5.1.2 Résultats et analyse

Les résultats détaillés de l'essai OHC sont présentés au Tableau V-1 et à la Figure V-1 de l'Annexe V. Pour mieux visualiser l'effet de la couture OSS[®] sur la résistance OHC des divers stratifiés, les résultats normalisés (par rapport aux résultats des stratifiés référentiels) sont présentés à la Figure 5.1.

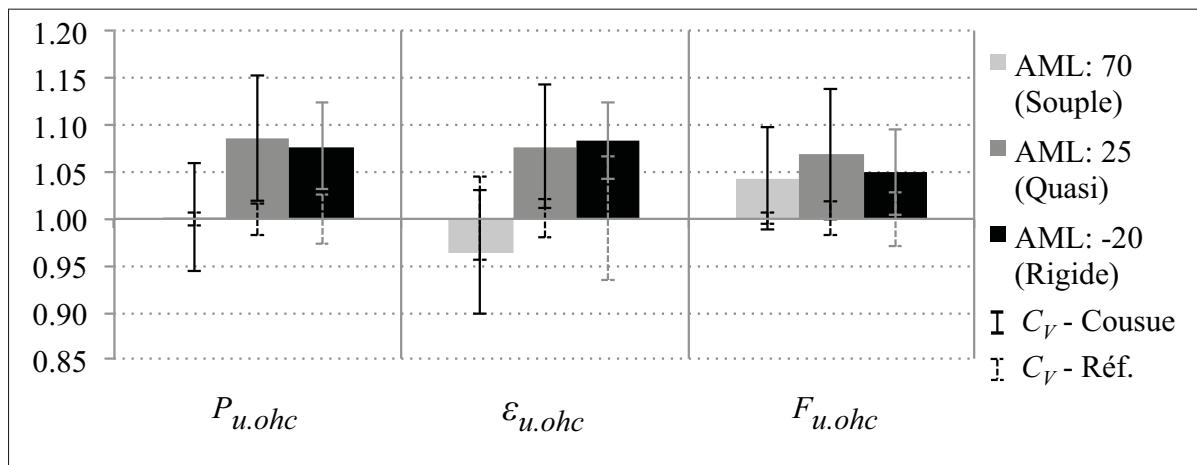


Figure 5.1 Résistance des stratifiés à la compression avec trou (normalisée par rapport aux propriétés du stratifié référentiel)

À la Figure 5.2, on peut voir le mode de rupture typique de chaque stratifié. On y remarque que la couture n'affecte pas l'étendue des dommages et le mode de rupture. Toutes les ruptures sont dues à la rupture des fibres vis-à-vis le trou.

Bien que la couture n'ait pas d'effet apparent sur le mode de rupture, la couture augmente la résistance du stratifié *souple* de 4 %, celle du stratifié *quasi* de 7 % et celle du stratifié *rigide* de 5 %. Cette augmentation de la résistance est accompagnée d'une augmentation du coefficient de variation. En compression, les stratifiés cousus sont donc plus instables en présence de dommages.

On remarque que l'augmentation de la résistance des spécimens *souple* cousus n'est pas due à une augmentation de la force maximale atteinte par les spécimens. Il est important de rappeler

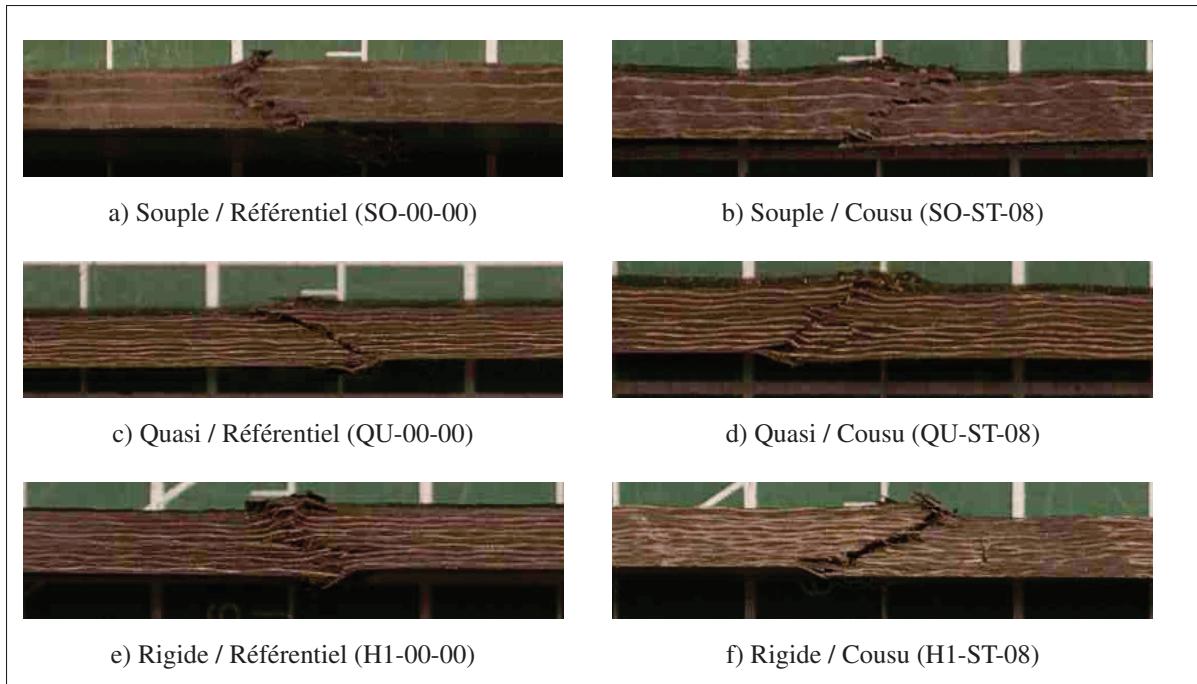


Figure 5.2 Mode de rupture typique en compression avec trou tel qu'observé sur les bords du spécimen

que la couture provoque des variations importantes de l'épaisseur du stratifié. Ainsi, pour le stratifié *ouple*, il est probable que l'augmentation de la résistance soit légèrement faussée par l'irrégularité de la section effective.

À la Figure 5.3, on peut comparer l'effet de la couture sur la résistance en compression et la résistance en compression avec trou. On y remarque que la couture cause une diminution de la résistance en compression nettement plus grande que l'amélioration de la résistance OHC qu'elle apporte pour les stratifiés *rigide* et *quasi*.

Zhang *et al.* (2012) ont observé une augmentation de la résistance OHC d'environ 19 % pour des stratifiés cousus transversalement. Zhang *et al.* (2012) ont également remarqué un changement du mode de rupture dominant dû à la couture. Sans la couture, la rupture est principalement causée par le flambage local d'un sous-laminé (« local sublamine buckling »). Pour les stratifiés cousus, la rupture est plutôt principalement causée par la rupture des renforts. À noter

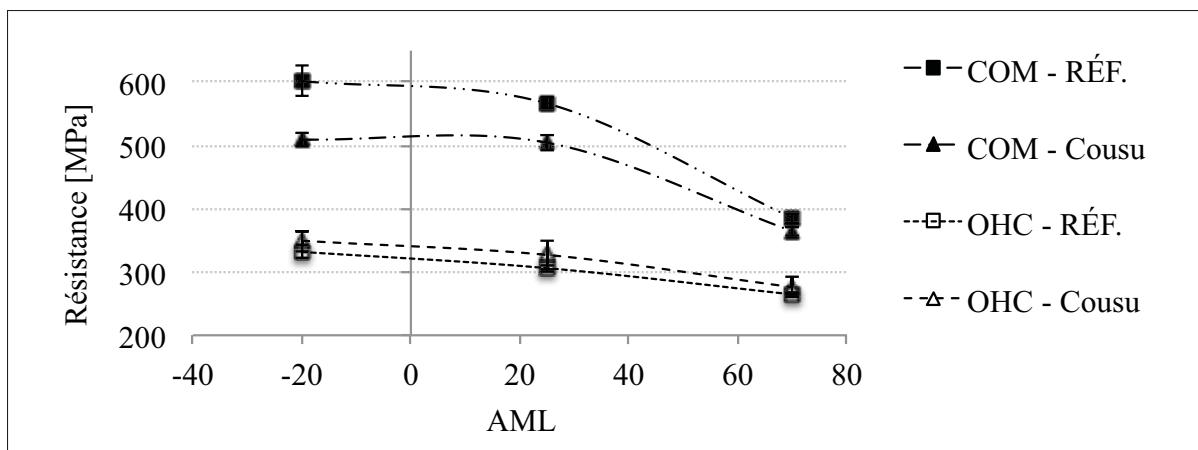


Figure 5.3 Comparaison entre la résistance en compression (COM) et la résistance en compression avec trou (OHC)

qu'à l'exception de Zhang *et al.* (2012), les effets de la couture (tous types confondus) sur la résistance OHC (en statique) sont peu documentés dans la littérature.

L'augmentation de la résistance OHC mesurée sur les trois stratifiés est plus faible, mais elle est cohérente avec l'augmentation observée par Zhang *et al.* (2012). Contrairement à Zhang *et al.* (2012), aucun changement du mode de rupture n'est observé pour l'essai OHC.

5.2 Résistance des stratifiés à un impact

La résistance à un impact est la capacité d'un matériau à conserver son intégrité physique ou minimiser ses dommages lorsque celui-ci subit un impact d'une énergie et d'une nature donnée (Greenhalgh et Hiley, 2003).

Pour ce projet, la résistance aux impacts est mesurée d'après la norme ASTM D7136/D7136M-12. Cette norme est sélectionnée puisqu'elle est un préalable à l'essai CAI (ASTM D7137/D7137M-12). L'essai consiste à quantifier et qualifier les dommages causés par un impact.

5.2.1 Méthodologie

Pour générer l'impact, un impacteur hémisphérique d'un diamètre de 16 mm ± 0.1 mm est laissé tombé et chute contre le spécimen fixé sur un support. L'énergie de l'impact (E_i) peut être ajustée en variant la masse de l'impacteur et la hauteur de sa chute d'après l'Équation 5.1.

$$E_i = h_{chute} \cdot m_i \cdot g \quad (5.1)$$

où h_{chute} est la hauteur de la chute de l'impacteur, m_i est la masse de l'impacteur et g est l'accélération gravitationnelle (9.81 m/s²). Pour générer un impact d'une énergie de 30 J, un impacteur d'une masse de 3.977 kg est laissé tomber d'une hauteur de 769.14 mm.

Pour cet essai, les spécimens ont une longueur (L) de 6.00 po ± 0.010 po (152.4 mm ± 0.25 mm) et une largeur (l) de 4.00 po ± 0.010 po (76.2 mm ± 0.25 mm). Les spécimens sont taillés selon la méthode générale décrite à la Section 2.4.3.

L'impact est réalisé au Centre de Développement des Composites du Québec (CDCQ, St-Jérôme, Québec) sur le banc d'essai Instron CEAST 9350 présenté à la Figure 5.4. Le banc d'essai est muni d'une cellule de charge mesurant la force transmise à l'impacteur tout au long de l'essai et d'un système de capteurs mesurant la vitesse de l'impact. Le banc d'essai est également muni d'un système anti-rebond.

Immédiatement après l'essai, la profondeur et le diamètre maximal de l'empreinte sont mesurés à l'aide d'un pied à coulisse. À noter que l'endroit exact où le diamètre ou la profondeur de l'empreinte sont mesurés est subjectif en raison de la forme irrégulière de l'empreinte.

Après l'essai, l'énergie de l'impact (E_i) est validée à partir de la vitesse de l'impacteur au moment de l'impact (v_i) mesurée par le banc d'essai.

$$E_i = \frac{m_i \cdot v_i^2}{2} \quad (5.2)$$

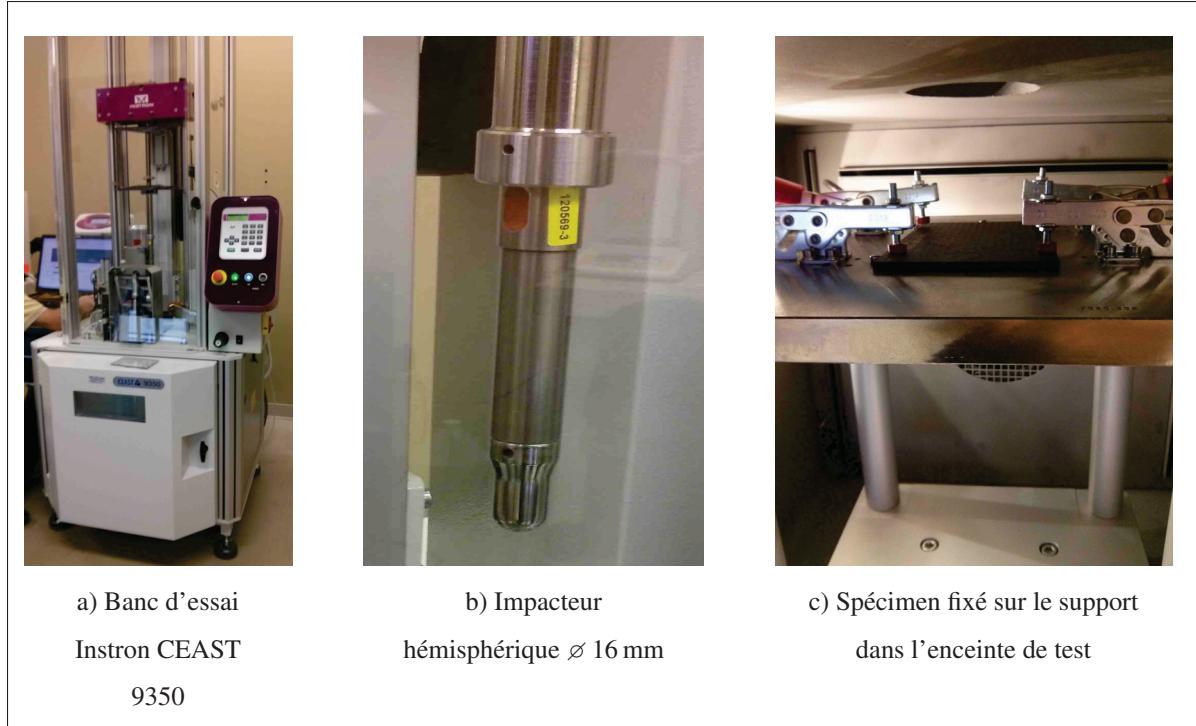


Figure 5.4 Banc d'essai utilisé pour l'essai d'impact selon la norme ASTM D7136/D7136-12

L'énergie absorbée en fonction du temps ($E_a(t)$) est calculée à partir de l'Équation 5.3.

$$E_a(t) = \frac{m_i(v_i^2 - v(t)^2)}{2} + m_i \cdot g \cdot \delta(t) \quad (5.3)$$

où t est le temps écoulé depuis le début de l'impact ($t=0$ lorsque l'impacteur entre en contact avec le spécimen), $v(t)$ est la vitesse de l'impacteur à l'instant t obtenue à partir de l'Équation 5.4 et $\delta(t)$ est le déplacement de l'impacteur à l'instant t obtenu à partir de l'Équation 5.5.

$$v(t) = v_i + g t - \int_0^t \frac{F(t)}{m_i} dt \quad (5.4)$$

$$\delta(t) = \delta_i + v(t) t + \frac{g t^2}{2} - \int_0^t \left(\int_0^t \frac{F(t)}{2} dt \right) dt \quad (5.5)$$

À l'Équation 5.5, $F(t)$ est la force mesurée à l'instant t .

La fin de l'impact (t_f) correspond à l'instant où la force mesurée par l'impacteur est de nouveau nulle après avoir atteint une valeur maximale. L'énergie totale absorbée par le spécimen tout au long de l'impact est obtenue en remplaçant t par t_f aux Équation 5.3 à 5.5.

À la Section 3.3.2.2, l'inspection par ultrasons (C-Scan) a permis de montrer que les dommages causés par l'impact se limitent à ceux visuellement observables. Pour vérifier que les dommages causés par l'impact se limitent toujours à la zone endommagée visuellement observable, une inspection par ultrasons est de nouveau réalisée. Toutefois, puisque les dommages observés sont (d'une taille et d'une forme) similaires et puisque l'inspection d'un spécimen peut nécessiter plus de 30 minutes (sans compter l'analyse des données), seulement un spécimen sur trois est inspecté. L'inspection est réalisée dans un bassin d'immersion à l'ÉTS dans les mêmes conditions que celles décrites à la Section 3.3.1.2.

5.2.2 Résultats et analyse

Les résultats détaillés de l'essai d'impact sont présentés au Tableau V-2 et aux Figures V-2 et V-3 de l'Annexe V. Pour mieux visualiser l'effet de la couture OSS[®] sur la résistance aux

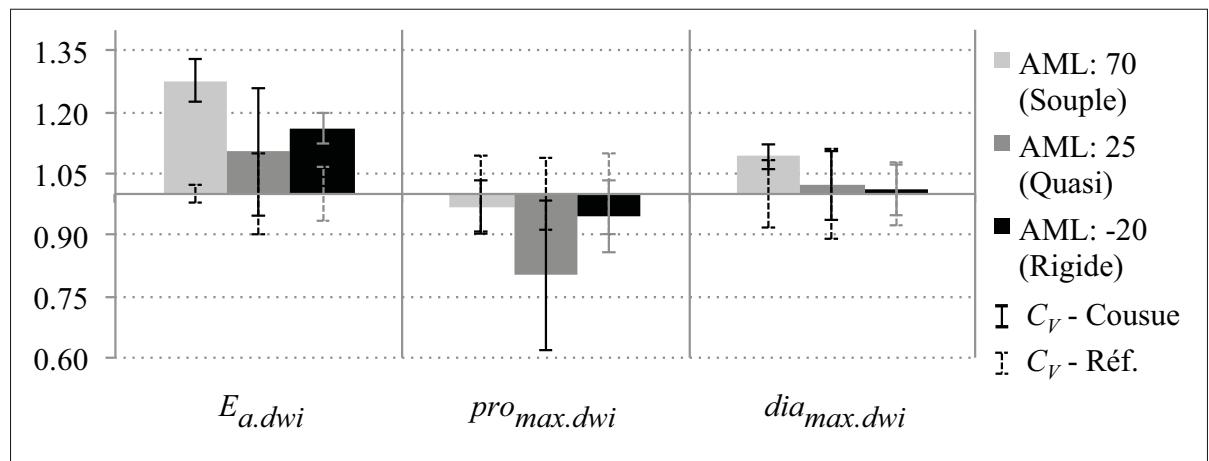


Figure 5.5 Résistance des stratifiés à un impact (normalisée par rapport aux propriétés du stratifié référentiel)

impacts des divers stratifiés, les résultats normalisés (par rapport aux résultats des stratifiés référentiels) sont présentés à la Figure 5.5.

Pour tous les spécimens, l'impact a causé une pénétration sur la surface impactée et une rupture des fibres sur la surface opposée. Aucune perforation du stratifié n'a eu lieu. L'inspection par ultrasons des spécimens post-impact n'a montré aucun délaminage considérable s'étendant au-delà de l'empreinte visuellement observable (voir Figure 5.6). Ce mode de rupture est similaire à celui observé dans le cadre de l'étude des paramètres de mise en forme (voir Section 3.3.2.2).

La couture augmente l'énergie totale absorbée lors de l'impact d'environ 26 % pour le stratifié souple, d'environ 11 % pour le stratifié *quasi* et d'environ 16 % pour le stratifié rigide. Puisque cette augmentation significative de l'énergie absorbée par le spécimen durant l'impact n'est pas accompagnée d'une augmentation aussi significative des dommages, il est raisonnable de penser que la couture absorbe ou contribue à absorber une part de l'énergie de l'impact ou permet de mieux disperser l'énergie dans le stratifié.

La couture semble réduire la profondeur de l'indentation et augmenter légèrement le diamètre maximal endommagé. Il est possible que le léger agrandissement de la zone endommagée soit dû au fait que les dommages se propagent le long des coutures. Toutefois, la diminution de la profondeur de l'indentation nettement plus importante pour le stratifié *quasi* est difficilement explicable et nous fait douter de l'exactitude de la mesure de la taille de la zone endommagée. Il est important de rappeler que la mesure de la profondeur de l'indentation et la mesure du diamètre maximal endommagé sont des mesures marginalement subjectives et sont donc peu précises.

Les effets de la couture sur la résistance à un impact sont abondamment traités dans la littérature. Deux effets de la couture sur la résistance à un impact sont couramment observés :

- une réduction de la zone délaminée (Tan *et al.* (2012a), Tan *et al.* (2011), Herszberg et Weller (2006), Larsson (1997), Bibo et Hogg (1996), Adanur *et al.* (1995), Wu et Wang (1995), Liu (1990));

- une augmentation de l'énergie totale absorbée durant l'impact (Tan *et al.* (2012b), Kang et Lee (1994)).

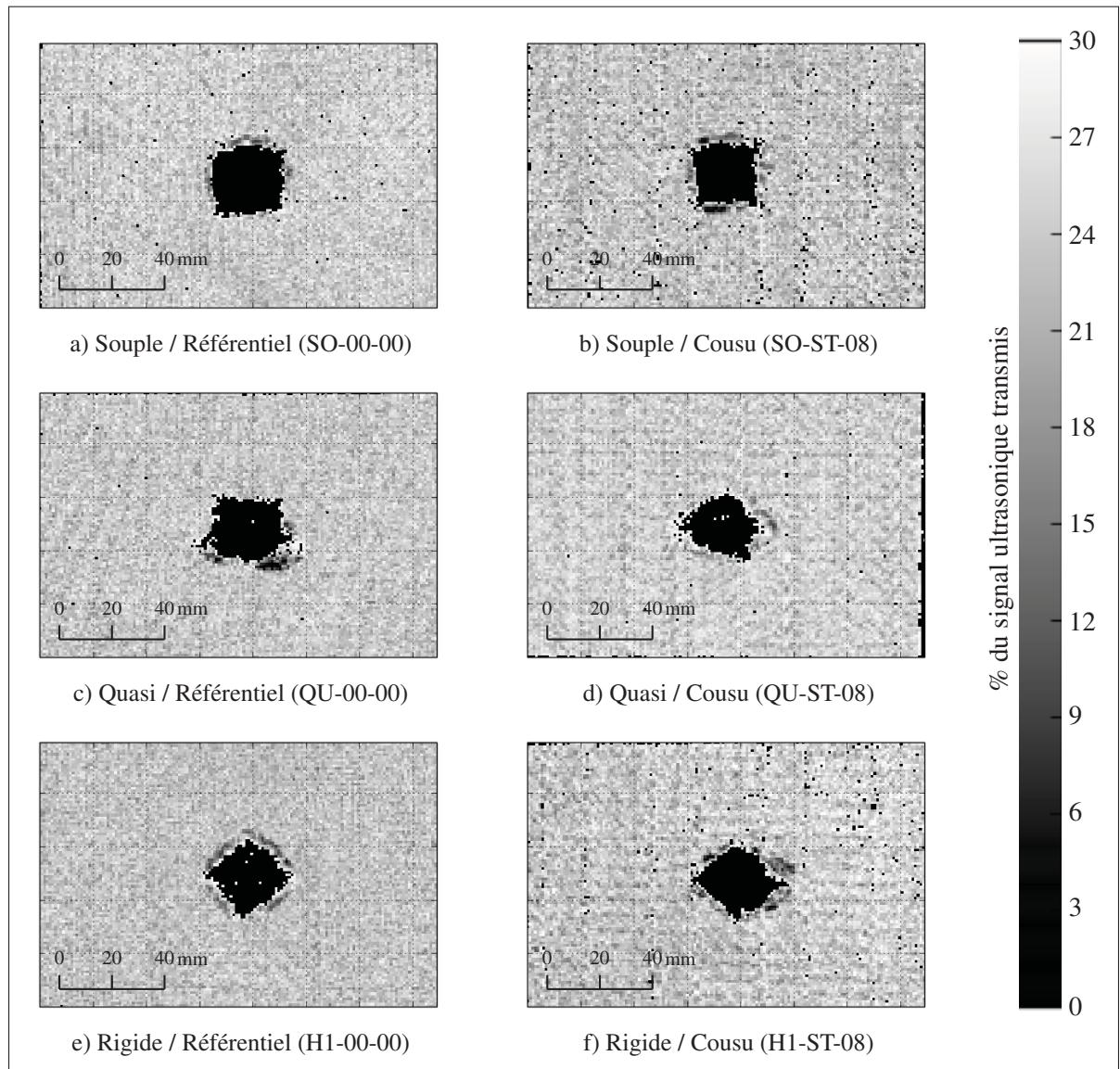


Figure 5.6 Endommagement typique après impact tel qu'observé à l'aide du C-Scan

Tan *et al.* (2012a) ont observé que la couture diminue la propagation des fissures interlaminaires en agissant comme des discontinuités dans le matériau et en refermant la fissure (« stitch fiber bridging »). Cependant, les discontinuités provoquées par la couture peuvent favoriser

l’initiation des fissures et réduire l’énergie nécessaire à l’initiation des dommages (Bibo et Hogg (1996), Tan *et al.* (2011) et Tan *et al.* (2012a))

Selon Greenhalgh et Hiley (2003), l’amélioration de la résistance à un impact est attribuable à l’ajout de nouveaux mécanismes d’endommagement comme la déformation et la rupture du fil de couture, la décohésion du fil de couture et la délocalisation des forces (normalement) appliquées sur la pointe de la fissure. Selon, Tan *et al.* (2012c), la proportion d’énergie absorbée par chacun de ces mécanismes dépend des paramètres de couture.

L’augmentation de l’énergie totale absorbée au cours de l’impact observée pour les trois stratifiés est cohérente avec certains résultats trouvés dans la littérature. Bien que la couture a permis de diminuer légèrement la profondeur moyenne des dommages causés par l’impact, les paramètres d’impact utilisés n’ont pas causé suffisamment de délamination pour illustrer si la couture peut atténuer le délamination. Pour révéler ou mettre en valeur les effets possibles des fils en Z sur la résistance au délamination des stratifiés soumis à un impact, un impacteur plus gros pourrait être utilisé pour intensifier le délamination par cisaillement interlamininaire.

5.3 Résistance à la compression après un impact

À la Section 3.3.2.2, un essai CAI a été conduit d’après la procédure B de la norme ASTM D7137/D7137M-12 pour mesurer la résistance CAI des stratifiés *quasi*. Cette procédure est réutilisée pour mesurer la résistance CAI des trois stratifiés (*souple*, *quasi*² et *rigide*).

5.3.1 Méthodologie

La méthodologie employée pour mesurer la résistance CAI est celle décrite à la Section 3.3.1.2.

2. Les résultats CAI obtenus pour le stratifié *quasi* au Chapitre 3 sont réutilisés dans la présente section.

5.3.2 Résultats et analyse

Les résultats détaillés de l'essai CAI sont présentés au Tableau V-3 et à la Figure V-4 de l'Annexe V. Pour mieux visualiser l'effet de la couture OSS[®] sur la résistance CAI des divers stratifiés, les résultats normalisés (par rapport aux résultats des stratifiés référentiels) sont présentés à la Figure 5.7.

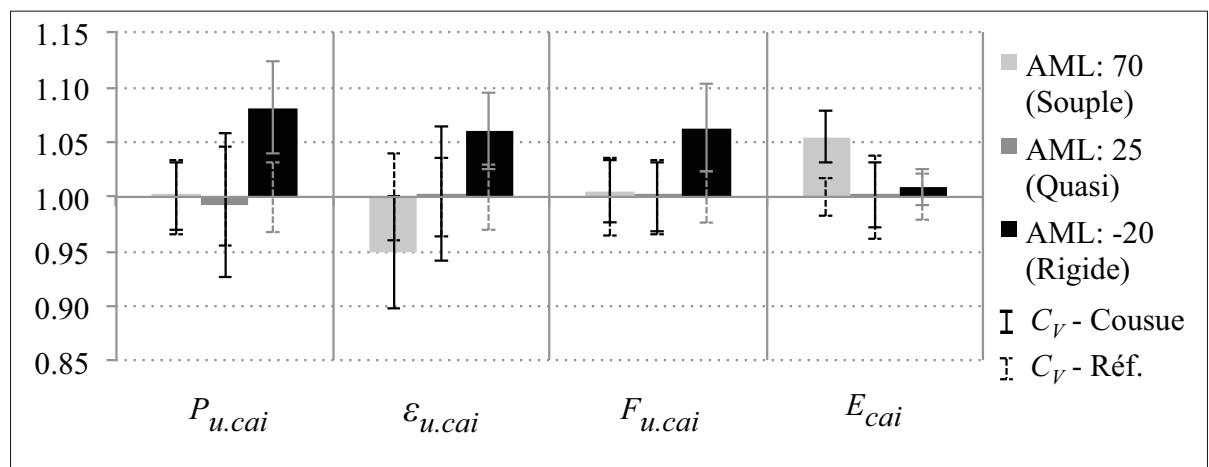


Figure 5.7 Résistance des stratifiés à la compression après impact (normalisée par rapport aux propriétés du stratifié référentiel)

Aux Figures 5.8 et 5.9, on peut voir le mode de rupture typique de chaque stratifié. On y remarque que la couture réduit légèrement la longueur de la fissuration longitudinale du stratifié *souple*, mais la couture ne semble pas affecter l'étendue des dommages et le mode de rupture des stratifiés *quasi* et *rigide*.

La couture n'affecte pas la résistance des stratifiés *souple* et *quasi*, mais elle augmente la résistance du stratifié *rigide* d'environ 6 %. Il est difficile d'expliquer à quoi est due cette augmentation de la résistance du stratifié *rigide* puisqu'il n'y a pas de changement apparent dans le mode de rupture du stratifié.

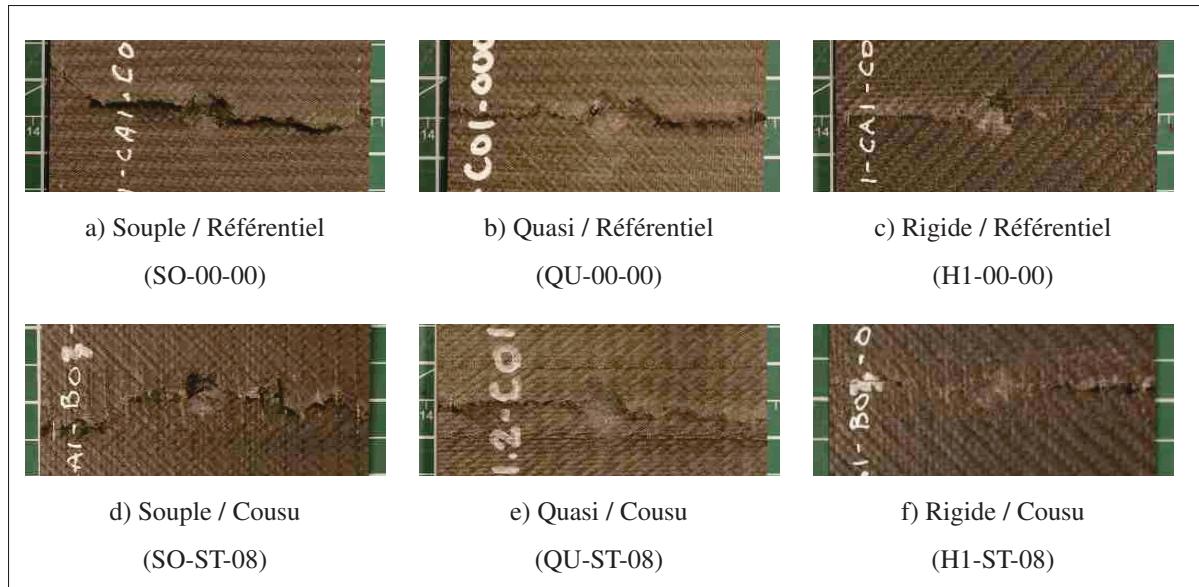


Figure 5.8 Mode de rupture typique en compression après impact tel qu'observé à la surface du spécimen

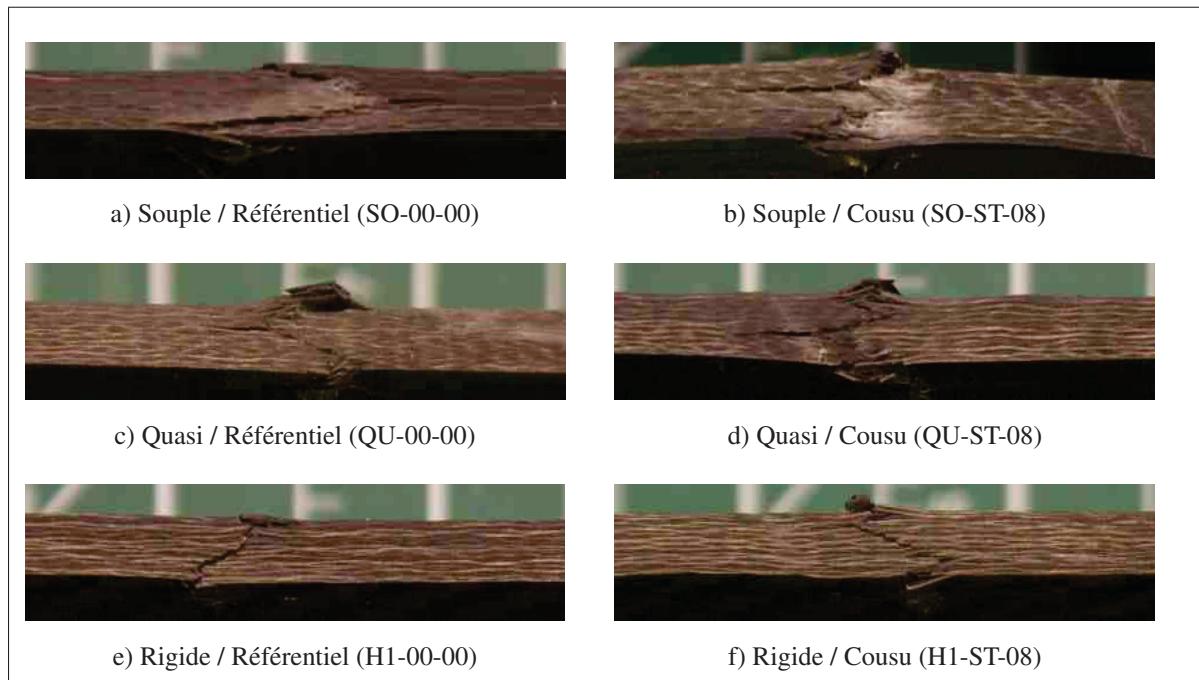


Figure 5.9 Mode de rupture typique en compression après impact tel qu'observé sur les bords du spécimen

Il est probable que les renforts interlaminaires de la couture libèrent partiellement la pointe des fissures (initiées lors de l'impact) de leurs contraintes. Sachant que le stratifié *rigide* dispose de très peu de renforts angulaires pour redistribuer les contraintes dues à la compression autour de la zone endommagée par l'impact, il est raisonnable de penser que le stratifié *rigide* bénéficie davantage (que les autres stratifiés) de cet effet de la couture.

La couture n'affecte pas la rigidité résiduelle des stratifiés *quasi* et *rigide*, mais elle augmente la rigidité résiduelle du stratifié *souple* d'environ 6 %. L'augmentation du module de rigidité du stratifié *souple* en CAI est similaire à l'augmentation observée en compression et peut donc être expliquée par l'augmentation du module de cisaillement des plis à $\pm 45^\circ$ discutée à la Section 4.2.2. L'augmentation du module de cisaillement des plis à $\pm 45^\circ$ affecte principalement le stratifié souple, puisque 80 % de ses renforts sont orientés à $\pm 45^\circ$.

Tan *et al.* (2012b) et Shu et Mai (1993) ont tous deux observé une augmentation de la résistance CAI. L'ordre de grandeur de cette amélioration dépend principalement de la densité de couture, de la taille du fil de couture et de l'énergie de l'impact. Cette augmentation de la résistance CAI est due au pontage des fissures (« stitch fiber bridging ») qui retarde où atténue la progression du délaminage et le flambage des sous-laminés. Selon Shu et Mai (1993), la couture complexifie les mécanismes de délaminage et peut faire en sorte que le délaminage devienne instable lors de la compression.

La modeste amélioration de la résistance CAI observée pour le stratifié *rigide* est cohérente avec les résultats relevés dans la littérature. Pour les conditions d'impact considérées pour ce projet, l'impact n'a pas causé un délaminage suffisant pour mettre en valeur le potentiel des coutures à retarder ou atténuer le délaminage et le flambage des sous-laminés.

5.4 Résistance à la propagation d'une fissure interlaminaire (Mode I)

D'après Dransfield *et al.* (1998), la propriété susceptible de bénéficier le plus directement de la couture est la résistance à la propagation d'une fissure interlaminaire en Mode I (G_{IC}). D'après le manuel des matériaux composites (CMH-17, Volume 1, 2012), l'essai « double cantilever

beam» (DCB) est l'essai idéal pour déterminer la résistance à la propagation d'une fissure interlaminaire en Mode I (G_{IC}). Cet essai fut utilisé notamment par Dransfield *et al.* (1998), Plain et L.Tong (2011), Treiber (2011), Hojo *et al.* (2010), pour mesurer la résistance G_{IC} de stratifiés comportant des renforts interlaminaires.

Pour ce projet, G_{IC} est mesurée selon une méthode dérivée de la norme ASTM D5528-01. L'essai normalisé consiste à appliquer une force d'ouverture sur une fissure interlaminaire au moyen de pentures à piano ou de blocs de chargement installés à l'extrémité fissurée sur chacune des faces de l'échantillon tel qu'illustré à la Figure 5.10.

5.4.1 Méthodologie

La résistance à la propagation des fissures des composites 3D est souvent trop élevée pour permettre l'utilisation de l'un ou l'autre des montages présentés à la Figure 5.10. En effet, la force nécessaire pour propager la fissure entraîne la rupture indésirable du composite en flexion. Pour éviter ce mode de rupture, Guénon *et al.* (1989) suggèrent d'ajouter des talons d'aluminium sur toute la longueur de l'échantillon. Guénon *et al.* (1989) et Jain *et al.* (1998) ont tous deux vérifié, au moyen d'un essai expérimental, que l'ajout de talons d'aluminium a un effet négligeable sur la validité de la mesure de la résistance à la propagation des fissures. En plus de Guénon *et al.* (1989) et Jain *et al.* (1998), cette modification de l'essai normalisé a été appliquée avec succès notamment par Dransfield *et al.* (1998), Tanzawa *et al.* (2001), Horikawa *et al.* (2003), Wood *et al.* (2007a) et Plain et L.Tong (2011).

Pour cet essai, les spécimens ont une longueur (L) de $155\text{ mm} \pm 0.5\text{ mm}$ et une largeur (l) de $25.40\text{ mm} \pm 0.03\text{ mm}$. La longueur de la fissure artificielle est de $50\text{ mm} \pm 0.5\text{ mm}$. Les spécimens sont préparés d'après la méthode générale décrite à la Section 2.4.3. La fissure est artificiellement amorcée au bout du spécimen grâce à une pellicule antiadhésive (pellicule de Teflon® d'une épaisseur de 0.05 mm ($\pm 0.013\text{ mm}$) insérée au centre de l'épaisseur du stratifié durant sa fabrication. Des talons d'aluminium (alliage 6061-T6511) d'une épaisseur de 12.7 mm (1/2 po) sont collés sur chaque surface du spécimen à l'aide de l'époxy en pâte

MomentiveTM EpikoteTM MGS® BPR-135G3 – EpikureTM MGS® BPH-137G. Avant d'être collées, les surfaces de collages sont sablées et nettoyées à l'acétone. Pour suivre la longueur de la fissure, les bords des spécimens sont peinturés à l'aide de liquide correcteur blanc et gradués à tous les millimètres. L'essai de propagation d'une fissure interlaminaire est réalisé dans le

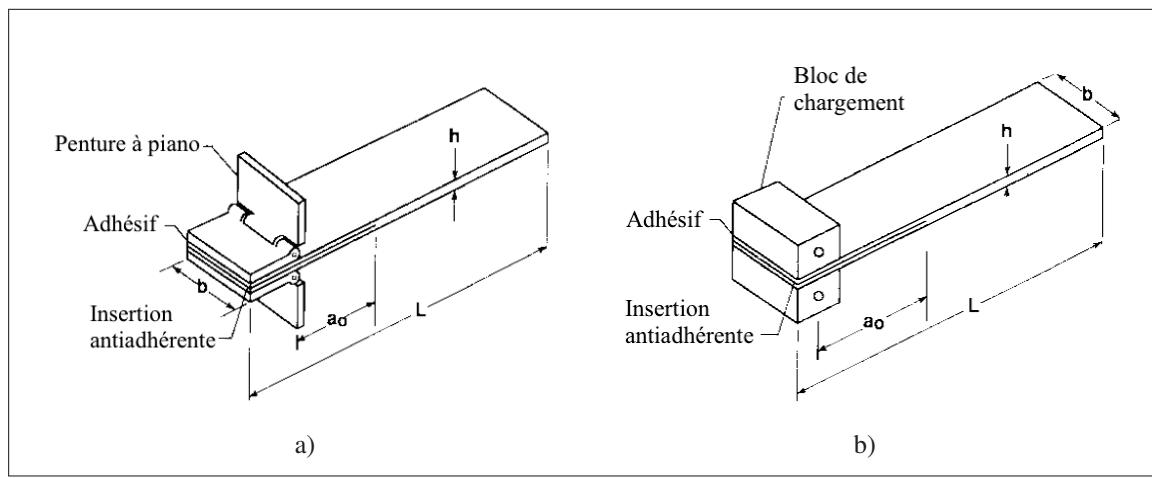


Figure 5.10 Spécimen pour l'essai DCB :
a) avec des pentures à piano et b) avec des blocs de chargement
Adapté de la norme ASTM D5528-01 (2007)e3.

laboratoire de caractérisation des matériaux à l'ÉTS sur le banc d'essai MTS Alliance RF/200. Durant l'essai, la force (P) est mesurée à l'aide d'une cellule de charge 10 kN et la déflexion au bout du spécimen (δ) est mesurée à l'aide du déplacement de la tête du banc d'essai. Le montage utilisé est présenté à la Figure 5.11. La propagation de la fissure est filmée à l'aide d'une caméra SLR munie d'un objectif macro branchée à un PC. Un exemple de l'image obtenue à partir de la caméra est présenté à la Figure 5.12. Après l'essai, la vidéo est visionnée et la longueur de la fissure (a) obtenue à partir de la vidéo est corrélée aux données de force et de déflexion mesurées par le banc d'essai. Les variables P , δ et a sont présentées à la Figure 5.14. Pour les stratifiés cousus, la couture se propage à travers les *segments interlaminaires* de la couture tel qu'illustré à la Figure 5.13.



Figure 5.11 Montage de l'essai de propagation d'une fissure interlaminaire

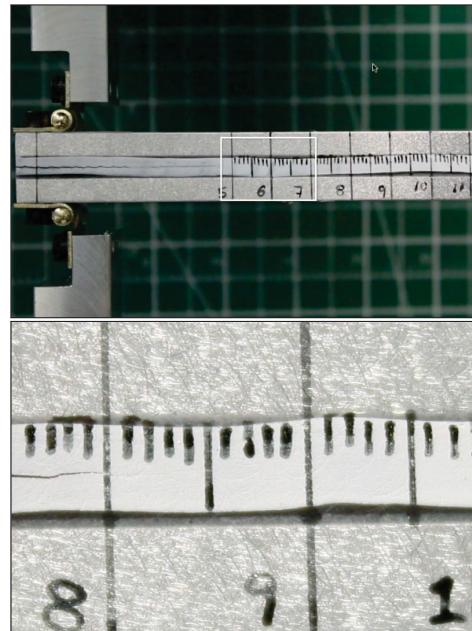


Figure 5.12 Suivi vidéo de la propagation de la fissure

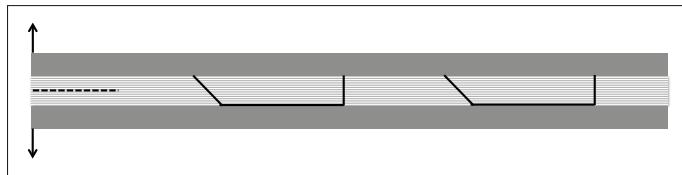


Figure 5.13 Orientation et positionnement approximatif des coutures dans le spécimen pour l'essai de propagation d'une fissure interlaminaire

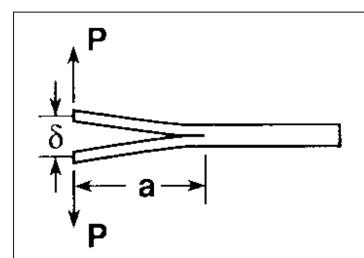


Figure 5.14 Variables mesurées lors de l'essai ASTM D5528 - 01

Avant de commencer l'essai, une « precrack » est générée. La « precrack » permet de s'assurer que la pellicule antiadhésive n'affecte pas l'essai et que la fissure a toutes les caractéristiques d'une vraie fissure. Lorsque la « precrack » atteint une longueur d'au moins 5 mm, le spécimen est déchargé afin de refermer complètement la fissure et l'essai est prêt à commencer. Le spécimen est ensuite chargé à raison de 3.0 mm/min jusqu'à ce que la fissure se soit propagée d'au moins 45 mm.

La norme ASTM D5528-01 propose différentes méthodes pour analyser les données : la théorie des poutres modifiées (modified beam theory, MBT), la méthode d'ajustement tenant compte de la souplesse (compliance calibration method, CC), la méthode de l'ajustement tenant compte de la souplesse modifiée (modified compliance calibration, MCC) et la méthode de l'aire sous la courbe (area method, AM).

D'après Dransfield (1995), en présence de renforts 3D, les méthodes MBT, CC et MCC sous-estiment considérablement G_{IC} et la méthode AM surestime considérablement G_{IC} . Pour cette raison, Dransfield (1995), Jain *et al.* (1998) et Wood *et al.* (2007a) utilisent la *méthode directe* pour analyser les données des essais DCB réalisés sur des spécimens à renforts 3D.

La *méthode directe* utilise le critère de Griffith (ou l'équation de Irwin-Kies) pour définir l'énergie nécessaire à la propagation de la fissure :

$$G_{IR} = \frac{P^2}{2l} \frac{dC}{da} \quad (5.6)$$

À l'Équation 5.6, C est la souplesse du spécimen. En supposant que chaque moitié du stratifié se comporte comme une poutre en flexion d'une longueur a , la déflexion (δ) peut être estimée à partir de l'Équation 5.7.

$$\delta = \frac{2P(a + \chi e_c)^3}{3E_c I_c} + \frac{12(a + \chi e_c)}{5G_{12c} + 12e_c l} \quad (5.7)$$

où P est la force d'ouverture appliquée au bout du spécimen, a est la longueur de la fissure, E_c est le module de rigidité en flexion du composite, $E_c I_c$ est la rigidité du composite en flexion tenant compte du moment quadratique de la section du spécimen, l est la largeur du spécimen, e_c est l'épaisseur du spécimen (négligeant la surépaisseur causée par la couture), G_{12c} est le module de cisaillement (dans le plan) du composite et χ est un facteur de correction compensant pour la rotation de la pointe de la fissure approximé à 0.6 (Jain *et al.*, 1998). Sachant que la souplesse correspond au ratio entre la force et la déflexion, la souplesse est

définie par l'Équation 5.8.

$$C = \frac{2(a + \chi e_c)^3}{3 E_c I_c} + \frac{12(a + \chi e_c)}{5 G_{12c} + 12 e_c l} \quad (5.8)$$

Pour tenir compte de l'effet des talons d'aluminium, les modifications suivantes sont apportées à l'Équation 5.8 :

- l'épaisseur du composite (e_c) est remplacée par la somme de l'épaisseur du composite et de l'épaisseur des talons ($e_c + e_a$) ;
- la rigidité du composite en flexion ($E_c I_c$) est remplacée par la rigidité équivalente du composite et de l'aluminium (EI) défini à l'Équation 5.9 ;

$$EI = E_c \left[\frac{l e_c^3}{12} + l e_c \left(\bar{y} - \frac{e_c}{2} \right)^2 + l \left(\frac{E_a}{E_c} \right) \frac{e_a^3}{12} + l \left(\frac{E_a}{E_c} \right) e_a \left(\frac{e_a}{2} + e_c - \bar{y} \right)^2 \right] \quad (5.9)$$

où e_a est l'épaisseur des talons d'aluminium, E_a est le module de rigidité en flexion de l'aluminium³ et \bar{y} est le centroïde de la section composée (spécimen-talon) obtenu à partir de l'Équation 5.10.

$$\bar{y} = \left[\frac{l e_c \left(\frac{e_c}{2} \right) + l \left(\frac{E_a}{E_c} \right) e_a \left(e_c + \frac{e_a}{2} \right)}{l e_c + l \left(\frac{E_a}{E_c} \right) e_a} \right] \quad (5.10)$$

- le module de cisaillement dans le plan du composite (G_{12c}) est remplacé par le module de cisaillement dans le plan équivalent du composite et de l'aluminium (G_{12}) défini à l'Équation 5.11.

$$G_{12} = \frac{(e_c + e_a)}{\left(\frac{e_c}{G_{12c} + \frac{e_a}{G_{al}}} \right)} \quad (5.11)$$

où G_{al} est le module de cisaillement de l'aluminium.

3. Le module de rigidité en flexion est équivalent au module de rigidité en tension puisque l'aluminium est un matériau isotrope

Pour ce projet, E_a est approximé à 68.9 GPa, G_{al} est approximé à 26.9 GPa (ASM International, Alloy Center Database, 2013), E_c est obtenu (pour chacun des stratifiés) à partir des résultats de l'essai de flexion à la Section 4.3 et G_{12c} est approximé à 4.3 GPa (Cytec Industries inc, 2010). À noter que ces variables ont peu de poids dans les Équations 5.8 à 5.11 ; la mesure de l'énergie nécessaire à la propagation de la fissure interlaminaire (G_{IR}) est donc peu sensible aux imprécisions du module de rigidité en flexion et du module de cisaillement dans le plan du composite et de l'aluminium.

Finalement, en tenant compte de ces modifications et en substituant l'Équation 5.8 dans l'Équation 5.6, l'Équation 5.12 est obtenue.

$$G_{IR} = \frac{P^2}{l} \left(\frac{(a + \chi(e_c + e_a))^2}{EI} + \frac{6}{5G_{12}(e_c + e_a)l} \right) \quad (5.12)$$

La résistance à la propagation de la fissure en Mode I ($G_{Ic.vis}$) correspond à l'énergie nécessaire à la propagation de la fissure à l'instant où la fissure commence à se propager (observation visuelle). Ce point correspond généralement à la première discontinuité de la courbe *force-déflexion* ($P_{cgi} - \delta$).

5.4.2 Résultats et analyse

Les résultats détaillés de l'essai d'ouverture de fissure (Mode I) sont présentés au Tableau V-4 et à la Figure V-5 de l'Annexe V. Pour mieux visualiser l'effet de la couture OSS® sur la résistance à la propagation d'une fissure interlaminaire des divers stratifiés, les résultats normalisés (par rapport aux résultats des stratifiés référentiels) sont présentés à la Figure 5.15.

À la Figure 5.15, on peut constater que la couture augmente significativement la force maximale d'opposition à l'ouverture de la fissure ($P_{max.cgi}$) ainsi que la force ($P_{vis.cgi}$) et l'énergie ($G_{ic.vis.cgi}$) nécessaires à la propagation apparente de la fissure. À la Figure 5.16, on peut voir une courbe *force-déflexion* ($P_{cgi} - \delta$) typique pour chaque stratifié.

Pour les stratifiés référentiels, la force d'opposition à l'ouverture de la fissure croît de façon linéaire jusqu'à ce que la fissure commence à se propager. Une fois la propagation de la fissure amorcée, la force continue de croître légèrement (de moins de 100 N) de façon non linéaire et diminue ensuite progressivement jusqu'à la fin de l'essai. Durant la propagation de la fissure, la force fluctue légèrement due aux faibles ondulations des renforts tissés.

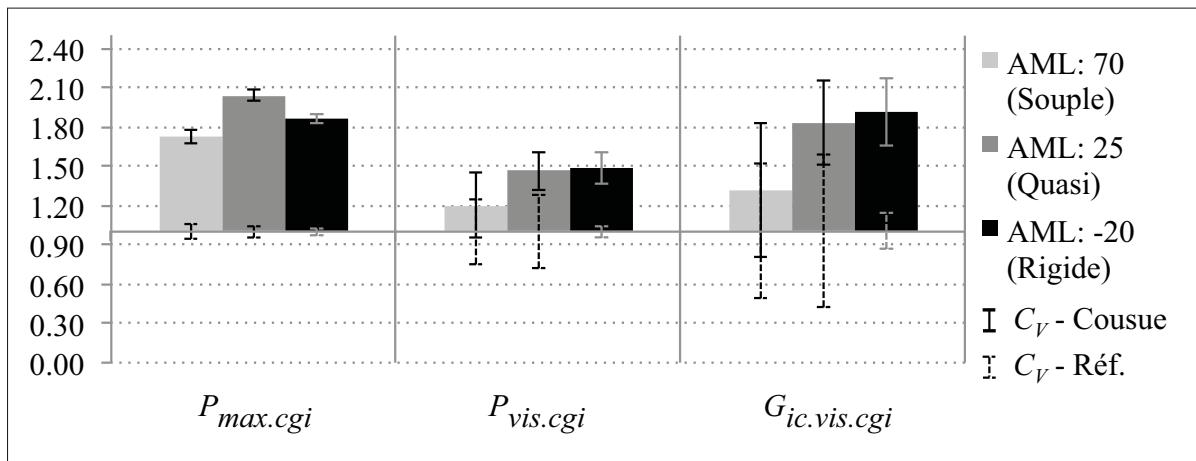


Figure 5.15 Résistance des stratifiés à la propagation d'une fissure interlaminaire (Mode I) (normalisée par rapport aux propriétés du stratifié référentiel)

Pour les stratifiés cousus, la fissure commence à se propager à une force plus élevée que celle observée pour les stratifiés référentiels ; la partie linéaire de la courbe est donc légèrement prolongée. Une fois la propagation de la fissure amorcée, la force continue de croître (d'un peu plus de 200 N) de façon non linéaire.

La force d'opposition à l'ouverture de la fissure est certes plus grande dans les stratifiés cousus qu'elle ne l'est dans les stratifiés référentiels, mais elle est beaucoup plus instable dans les stratifiés cousus *souple* et *rigide*. Malgré des fluctuations atteignant parfois plusieurs centaines de Newtons, la force d'opposition à l'ouverture de la fissure demeure systématiquement plus élevée dans les stratifiés cousus qu'elle ne l'est dans les stratifiés référentiels. À ce stade-ci, il est difficile d'évaluer la raison pour laquelle le stratifié cousu *quasi* ne subit pas de fluctuations comme les deux autres stratifiés cousus.

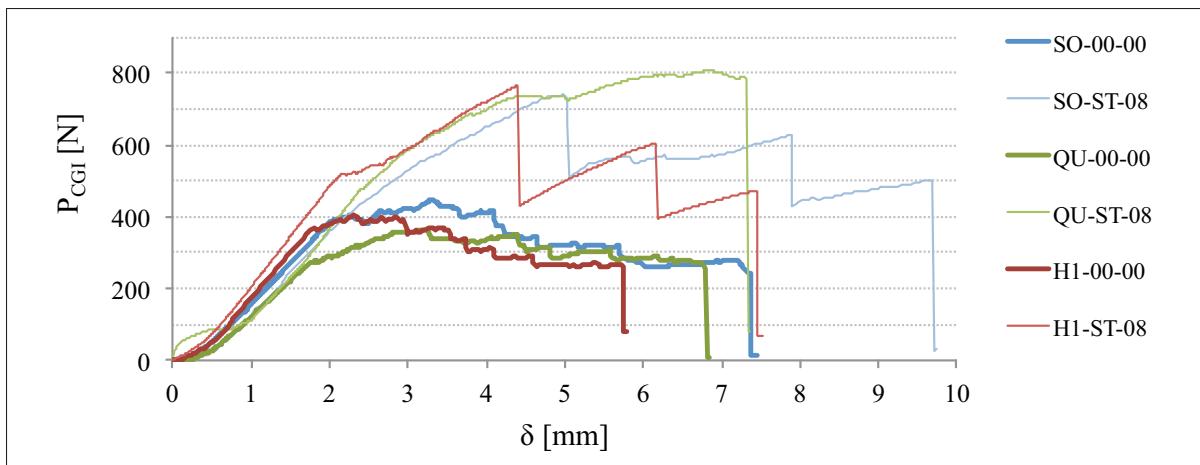


Figure 5.16 Courbe *force – déflexion* ($P_{cgi} - \delta$) typique de chaque stratifié durant l'essai de propagation d'une fissure interlaminaire en Mode I

À la Figure 5.17, on peut voir les courbes *ténacité – longueur de la fissure* ($G_{ir.cgi} - a$) montrant tous les spécimens testés avec succès pour chacun des stratifiés. Pour les stratifiés référentiels *souple* et *quasi*, une fois que la propagation de la fissure est amorcée, la propagation de la fissure est relativement constante. Pour le stratifié rigide, les points de la courbe $G_{ir.cgi} - a$ sont très dispersés. Cela signifie que la propagation de la fissure est plutôt irrégulière.

La courbe $G_{ir.cgi} - a$ des stratifiés *cousus souple* et *rigide* fluctue significativement, reflétant ainsi les variations de la force d'opposition à l'ouverture de la fissure interlaminaire observées précédemment. Pour les stratifiés *cousus souple* et *rigide*, deux modes de propagation de la fissure s'enchaînent l'un à la suite de l'autre.

- *Propagation constante* : une rangée de *segments interlaminaires* du fil de couture résiste à l'ouverture de la fissure libérant ainsi le front de fissuration d'une part de la contrainte.
- *Propagation brusque* : une rangée de *segments interlaminaires* du fil de couture cède et la force d'ouverture est de nouveau appliquée sur le front de fissuration entraînant ainsi une propagation de la fissure jusqu'à la prochaine section comportant des *segments interlaminaires* du fil de couture.

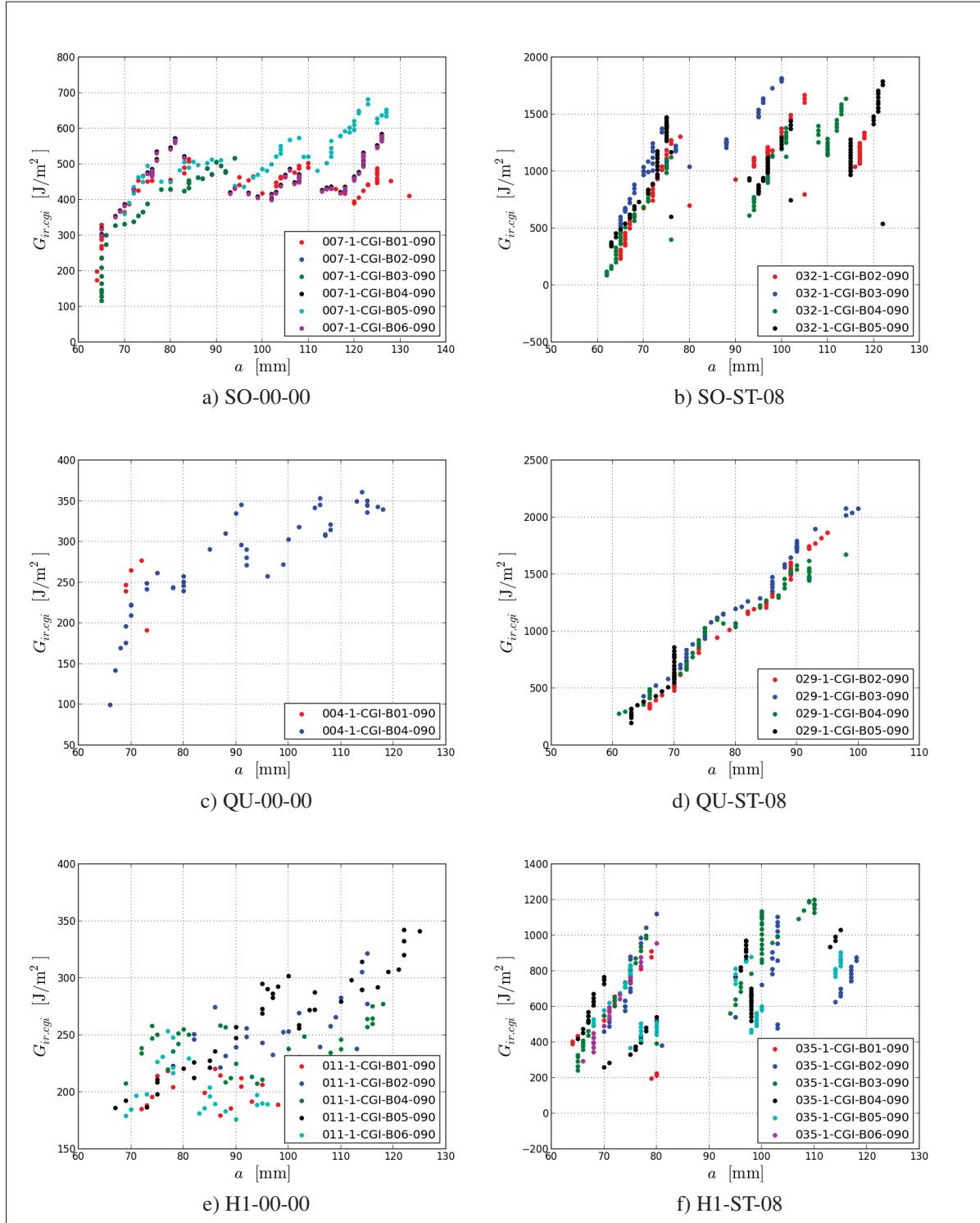


Figure 5.17 Courbe ténacité–longueur de la fissure ($G_{ir.cgi}$ – a) pour l’essai de propagation d’une fissure interlaminaire (Mode I)

À la Figure 5.18, on peut distinguer grossièrement les différentes phases de propagation de la fissure dans le stratifié *cousu souple*.

Phase A : Propagation constante retenue par les *segments interlaminaires* du fil de couture inséré selon un angle de 45° par rapport à la surface de la préforme (c.-à-d. le segment « tiré » par la « catcher needle »).

Phase B : Propagation brusque entre les rangées de *segments interlaminaires* d'une même ligne de couture.

Phase C : Propagation constante retenue par les *segments interlaminaires* du fil inséré perpendiculairement à la surface de la préforme (c.-à-d. le segment « inséré,» par la « feeder needle »).

Phase D : Propagation brusque entre deux lignes de couture distinctes.

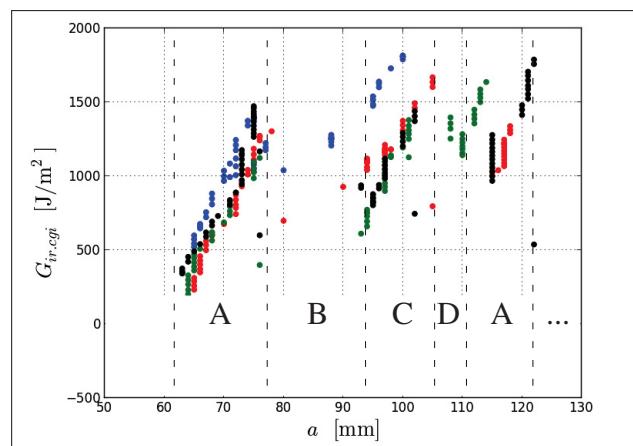


Figure 5.18 Phases de propagation de la fissure interlaminaire (illustrées à partir de la courbe de ténacité du stratifié SO-ST-08)

Puisque les coutures sont placées côte à côte, le cycle de quatre phases (A, B, C, D) se répète pour chaque ligne de couture. Toutefois, les spécimens utilisés pour cet essai sont trop courts pour observer ce cycle en entier plus d'une fois sur les courbes $G_{ir.cgi} - a$ montrées à la Figure 5.17. Bien qu'elles soient moins bien définies, les mêmes phases sont observables dans le stratifié *cousu rigide*. Il est possible de distinguer de légers changements de pente dans

la courbe $G_{ir.cgi}-a$ du spécimen *quasi* (voir Figure 5.17d)). Ces changements de pente sont des symptômes atténués des quatre phases de propagation de la fissure. Les informations recueillies demeurent toutefois insuffisantes pour comprendre pourquoi le stratifié *quasi* coustue subit pas les fluctuations brusques observées chez les deux autres stratifiés cousus.

À la Figure 5.19, on peut voir la surface de rupture typique d'un stratifié référentiel et celle d'un stratifié cousu. Les deux surfaces de ruptures sont très similaires l'une à l'autre à l'exception des résidus du fil de couture visibles sur la face de rupture du stratifié cousu. Les résidus du fil de couture sont visibles pour les deux *segments interlaminaires* du point de couture (c.-à-d. le segment inséré par la « *feeder needle* » et celui « *tiré* » par la « *catcher needle* »).

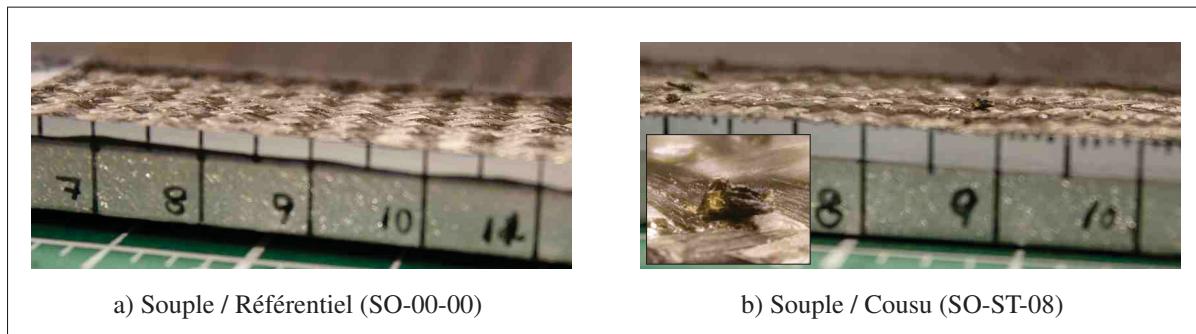


Figure 5.19 Modes de rupture des stratifiés en compression après impact tels qu'observés sur les bords du spécimen

Les effets de la couture (tous types confondus) sur la résistance à la propagation d'une fissure en Mode I sont abondamment traités dans la littérature. Il y a un consensus sur le fait que la couture améliore la ténacité interlaminaire, mais l'ordre de grandeur de cette amélioration peut varier de 100 à 900 % d'une étude à l'autre (Guénon *et al.* (1989), Larsson (1997), Dransfield *et al.* (1998), Plain et L.Tong (2011)). L'ordre de grandeur de l'amélioration de la ténacité interlaminaire dépend de la taille du fil de couture, de la densité de couture, de l'arrangement des points et du type de couture utilisé. Selon Dransfield *et al.* (1998) et Wood *et al.* (2007b), l'augmentation de l'énergie nécessaire à la propagation de la fissure est due aux mécanismes suivants :

- décohésion du fil de couture d'avec la matrice ;
- étirement et reprise du jeu dans le fil de couture ;
- rupture du fil de couture ;
- retrait du fil de couture suite à sa rupture générant de la friction ;
- délocalisation des contraintes (normalement) appliquées sur le front de fissuration grâce au pontage de la fissure ;
- bifurcation ou ramification de la fissure.

D'après Dransfield *et al.* (1998), l'étirement du fil de couture préalablement à sa rupture est le mécanisme qui contribue le plus à améliorer la ténacité.

L'amélioration de la résistance à la propagation d'une fissure interlaminaire mesurée pour les trois stratifiés est cohérente avec les résultats et observations relevés dans la littérature. En apparence, la bifurcation et de la ramification de la fissure n'a pas lieu. Cependant, il est raisonnable de penser que tous les autres mécanismes proposés par Dransfield *et al.* (1998) et Wood *et al.* (2007b) contribuent à améliorer la ténacité interlaminaire des stratifiés cousus.

CONCLUSION

L'objectif de ce projet de maîtrise était d'évaluer les effets de la couture OSS[®] sur les performances mécaniques de divers stratifiés afin de formuler des recommandations pour en faire une utilisation idéale pour le préformage d'un panneau.

Puisque les paramètres de mise en forme peuvent influencer grandement les effets de la couture dans un stratifié, une série d'essais physiques et mécaniques ont d'abord été réalisés afin de sélectionner les paramètres de mise en forme les plus performants pour un procédé d'infusion sous vide. La mesure de l'épaisseur du stratifié réalisée à l'aide d'un scanner laser et la mesure de la masse surfacique ont montré que la couture provoque une surépaisseur locale, riche en résine, atteignant 0.5 mm vis-à-vis les lignes de couture entraînant une augmentation de la masse surfacique proportionnelle à la densité de couture pouvant atteindre 8 % pour les stratifiés les plus densément cousus. La mesure des constituants a montré que la couture n'affecte pas le taux de renforts et le taux de porosités. L'essai de compression avec trou et l'essai de compression après impact ont montré que la résistance d'un stratifié *quasi* (AML : 25) est maximisée lorsque la préforme est retournée (dans le montage de moulage par VARI) et cousue transversalement (par rapport à la direction de chargement), avec un pas de couture de 4 mm. Pour les raisons établies à la Section 3.4, la suite des essais fut réalisée sur des stratifiés cousus transversalement, avec un pas de 8 mm et dont la préforme fut retournée lors du moulage.

Sachant que la couture provoque un désalignement des renforts, des zones riches en résine et des ondulations à la surface des stratifiés, une diminution des propriétés dans le plan était attendue pour les stratifiés cousus. Ainsi, trois essais mécaniques, un essai de tension, un essai de compression et un essai de flexion ont été réalisés afin d'évaluer les effets de la couture OSS[®] sur la résistance dans le plan des stratifiés *souple* (AML : 70), *quasi* (AML : 25), et *rigide* (AML : -20). En tension et en compression, la couture cause généralement une diminution de la résistance ($\leq 20\%$) et une augmentation du module de rigidité ($\leq 25\%$). En flexion, la couture entraîne une augmentation de la résistance ($\leq 8\%$) et du module de rigidité ($\leq 10\%$).

Puisque la plupart des défaillances dans les pièces en composite sont dues à un endommagement interlaminé ou à l'instabilité en présence d'un endommagement des stratifiés, une amélioration de la tolérance à l'endommagement était attendue pour les stratifiés cousus. Ainsi, quatre essais mécaniques, un essai de compression avec trou, un essai d'impact à basse vitesse, un essai de compression après impact et un essai de propagation d'une fissure interlaminé en Mode I ont été réalisés afin d'évaluer si la couture améliore la tolérance à l'endommagement des stratifiés *souple* (AML : 70), *quasi* (AML : 25), et *rigide* (AML : -20). Ces essais ont montré que la couture OSS® augmente la résistance à la compression avec trou ($\leq 7\%$), l'énergie absorbée lors d'un impact de 30 J ($\leq 26\%$), la résistance à la compression après impact ($\leq 6\%$) et la ténacité interlaminé ($\leq 100\%$).

Compte tenu de ces résultats et du type de chargement ou d'endommagement typiquement subit par les diverses composantes d'un panneau (voir Section 1.1.2), les conditions d'utilisation de la couture OSS® pour le préformage d'un panneau renforcé par des raidisseurs en T décrites ci-dessous sont recommandées⁴ :

- Limiter l'utilisation de la couture et maximiser le pas de couture si le panneau est principalement sollicité dans le plan et qu'il est peu susceptible de subir un impact.
- Réduire le pas de couture si le panneau est susceptible de subir un impact.
- Coudre le voile et coudre la semelle et le revêtement (ensemble) le plus près de la nouille possible pour réduire la concentration de contrainte et retarder la propagation du délamnage présentés à la Figure 1.2.
- Coudre la semelle du raidisseur près des extrémités de la semelle si le panneau est susceptible de subir un choc ou qu'il y a des écarts de contraintes entre le raidisseur et le revêtement pouvant causer un délamnage.
- Coudre le revêtement entre les raidisseurs si le panneau est susceptible de subir un impact ou si la préforme n'est pas suffisamment « rigide » pour résister aux manipulations entre le support de couture et le moule.

4. Pour un rappel sur les diverses composantes d'un panneau (c.-à-d. la nouille, le voile, la semelle et le revêtement), consulter la Figure 1.1.

Grâce aux essais expérimentaux réalisés, ce mémoire procure une vue d'ensemble des effets, encore peu documentés, de l'utilisation de la couture OSS® sur les propriétés mécaniques et la tolérance à l'endommagement de stratifiés appelés à être de plus en plus utilisés dans des composantes structurales.

RECOMMANDATIONS

Pour mieux comprendre les effets de la couture sur les propriétés des stratifiés, certains changements peuvent être apportés à la méthodologie. D'abord, lors des essais de tension et de compression, des jauge extensométriques ont été utilisées pour mesurer les déformations. Puisque la couture peut altérer localement la rigidité du stratifié, il serait préférable de mesurer les déformations à plusieurs endroits dans un même spécimen. Pour ce faire, un extensomètre vidéo pourrait être utilisé. Ensuite, les paramètres de l'essai d'impact furent sélectionnés de manière à respecter la norme ASTM D7136/D7136M-12. Toutefois, ces paramètres causent principalement une pénétration de l'impacteur et provoquent très peu de délaminaison dû au cisaillement interlaminaires. Pour mettre en valeur les effets de la couture sur la résistance à un impact et la résistance à la compression après un impact, il serait intéressant de modifier les paramètres de l'impact de manière à causer plus de délaminaison. Pour ce faire, le diamètre de l'impacteur pourrait être augmenté. Finalement, bien qu'elles ne semblent pas être liées à la couture, de faibles variations du taux de renforts sont observées d'un stratifié à un autre. Puisqu'elles sont relativement faibles, ces variations ont été négligées dans ce projet de maîtrise. Comme le suggère la norme ASTM D3171-11, par souci de rigueur, les propriétés mécaniques des stratifiés pourraient être normalisées selon leur taux de renforts pour tenir compte de ces faibles variations.

Il est important de rappeler que ce mémoire de maîtrise s'inscrit dans le projet CRIAQ COMP-501 dont le but consiste à développer une technique de préformage pour tenter d'améliorer le procédé de fabrication et la résistance des panneaux. La concrétisation d'une partie du projet COMP-501 a permis aux membres du projet de se familiariser avec le procédé de couture OSS® et avec les techniques de moulage des panneaux. Pour une série de considérations pratiques, il apparaît aujourd'hui évident aux membres du projet COMP-501 que l'orientation des coutures et la stratégie de moulage sont limitées lors de la fabrication d'un panneau raid. Dans le contexte d'une pièce 2D, une couture transversale (au sens de chargement) est à prioriser. Toutefois, pour un panneau comportant des raidisseurs, il est beaucoup plus approprié et pratique de coudre les raidisseurs longitudinalement. De plus, sachant que les raidisseurs sont générale-

ment chargés longitudinalement et qu'ils doivent également être cousus longitudinalement, il serait souhaitable de réaliser les essais de tension, de compression, de flexion, de compression avec trou et de compression après impact sur des spécimens cousus longitudinalement. Sachant aussi que les raidisseurs doivent être supportés par un contre-moule durant le moulage, il serait préférable de tester des stratifiés également fabriqués à l'aide d'un contre-moule. Une « caul plate » pourrait être placée sur le dessus de la préforme afin d'uniformiser la surface *sac*. Cette méthode de moulage fut testée et élimine presque entièrement les ondulations causées par la couture.

ANNEXE I
PROPRIÉTÉS DES CONSTITUANTS

Tableau-A I-1 Propriétés des renforts TC-06-T tissés par JB Martin

	Armure	Épaisseur nominale	Masse surfacique
Générale	Sergé 2x2	0.3 mm	197 g/m ²
	Matériau	Taille d'un faisceau	Faisceau/cm
Chaîne	Carbone	3K 200 Tex	5.0 99 g/m ²
Trame	Carbone	3K 200 Tex	5.0 99 g/m ²



Tenax® - J	HTS40 E13 3K 200tex
	HTS40 E13 6K 400tex
	HTS40 E13 12K 800tex
Tenax® - E	HTS40 F13 12K 800tex
	HTS40 F13 24K 1600tex

HTS40 is a family of high strength/standard modulus aerospace grade carbon fibers made in Japan (E13-sized products) and Germany (F13-sized product) for use as reinforcement in high performance composites. These fibers are produced from poly-acrylonitrile (PAN) precursor and are surface treated to promote adhesion to organic matrix polymers. Sizing materials are designed to aid in handling.

The -J HTS40 E13 3K/6K and the -E HTS40 F13 12K fibers have been qualified to the NMS 818 dry fiber specification. This allows manufacturers to call out an industry standard, PCD-controlled, aerospace-grade carbon fiber without the expense of writing and maintaining their own in-house specifications.

Typical Fiber Properties		Inch-Pound	SI
Tensile strength	3K E13 (EP03)	610 ksi	4205 MPa
	6K E13	630 ksi	4345 MPa
	12K E13	620 ksi	4275 MPa
	12K/24K F13 (F301)	670 ksi	4620 MPa
Tensile modulus*	3K/6K/12K E13 ⁽¹⁾	34.3 Msi	237 GPa
	12K/24K F13 ⁽²⁾	34.7 Msi	239 GPa
Elongation*	3K E13 ⁽¹⁾	1.78%	
	6K E13 ⁽¹⁾	1.82%	
	12K E13 ⁽¹⁾	1.80%	
	12K/24K F13 ⁽²⁾	1.80%	
Density		0.064 lb/in ³	1.76 g/cc
Yield/Linear density (with sizing)	3K E13 (EP03)	2456 yd/lb	202 tex (g/km)
	6K E13	1222 yd/lb	406 tex
	12K E13	612 yd/lb	810 tex
	12K F13 (F301)	620 yd/lb	800 tex
	24K F13	310 yd/lb	1600 tex
Sizing level w/w	3K/6K/12K E13 (EP03) 12K/24K F13 (F301)	1.30% 1.00%	
Yarn / Tow Characteristics			
Filament Diameter		7.0 x 10 ⁻⁶ m	
Twist		Never Twisted	
Equivalent Yarn Cross Section	3K	1.79 x 10 ⁻⁴ in ² (0.115 mm ²) Nominal	
	6K	3.58 x 10 ⁻⁴ in ² (0.231 mm ²) Nominal	
	12K	7.16 x 10 ⁻⁴ in ² (0.462 mm ²) Nominal	
	24K	1.43 x 10 ⁻⁴ in ² (0.924 mm ²) Nominal	

* Toho Tenax Impregnated Strand Test Method. Based on ⁽¹⁾ JIS R7601 or ⁽²⁾ DIN 29965

To the best of Toho Tenax's knowledge the information contained in this publication is accurate; however, we do not assume any liability whatsoever for the accuracy or completeness of such information. Moreover, there is a need to reduce human exposure to many materials to the lowest practical limits in view of possible long-term adverse effects. To the extent that any hazards may have been mentioned in this publication, we neither suggest nor guarantee that such hazards are the only ones which exist. Final determination of the suitability of any information or product for the use contemplated by any user, the matter of that use and whether any infringement of patents is the sole responsibility of the user. We recommend that anyone intending to rely on any recommendation or to use any equipment or processing technique or material mentioned in this publication should satisfy himself as to such suitability and that he can meet all applicable safety and health standards. We strongly recommend that users seek and adhere to the manufacturers' or suppliers' current instructions for handling each material they use.

Figure-A I-1 Propriétés des fibres de carbone Tenax®-J HTS40 E13 3K 200tex fabriquées par Toho Tenax



RECOMMENDED STORAGE AND SHELF LIFE

A HTS Carbon Fiber Properties

Filament tensile strength, modulus of elasticity, coefficient of expansion, electric and thermal conductivities and yield are inherent properties of the HTS fiber and have indefinite shelf life.

B. HTS Carbon Fiber Processing

Typically, the original processing characteristics of E13 (EP01) and F13 (F301) sized yarn will be essentially constant for at least one year from date of delivery. The product should be stored indoors. The recommended storage conditions are 40°F-77°F (5°C-25°C) and less than 50 percent RH. Direct exposure to sunlight or rain should be avoided. The shrink wrap should not be removed until immediately prior to use.

If the roving is stored at high temperatures and/or high humidity conditions, it may become difficult to process. Roving that stiffens during storage should still be useable. However, a thorough evaluation of the processing characteristics (e.g., resin wet out, spreadability) relative to the customer's operation is strongly recommended.

STANDARD PACKAGING AND SPOOL BUILD

Spool designation	"A"		"B"		"Z"		"H"	
	Inch-Pound	Metric	Inch-Pound	Metric	Inch-Pound	Metric	Inch-Pound	Metric
Net Weight	2.2 lb	(1 kg)	4.41 lb	(2 kg)	< 2.2 lb	(< 1 kg)	8.82 lb	(4 kg)
Tube Length	11.0 in	(27.9 cm)	11.0 in	(27.9 cm)	11.0 in	(27.9 cm)	11.0 in	(27.9 cm)
Tube I.D.	3.0 in	(7.6 cm)	3.0 in	(7.6 cm)	3.0 in	(7.6 cm)	3.0 in	(7.6 cm)
Tube weight	6.0 oz	(170g)	6.0 oz	(170g)	6.0 oz	(170g)	6.0 oz	(170g)
Stroke	10.0 in	(25.4 cm)	10.0 in	(25.4 cm)	10.0 in	(25.4 cm)	10.0 in	(25.4 cm)
Outside dia. (OD)	4.75±0.2 in	(12.1±0.5 cm)	5.0±0.25 in	(12.7±0.6 cm)	Varies		6.4±0.3 in	(16.3±0.8 cm)
Pallet Type	Carton		Carton		Carton		Carton	
Nominal length	5400 yd	(4938 m)	5400 yd	(4938 m)	Non-metered		5400 yd	(4938 m)
No. spools per carton	20		12		Varies		6	
Carton weight	44.1 lb	20 kg	52.9 lb	24 kg	Varies		52.9 lb	24 kg
Carton dimensions (LxWxH)	24.8 x 20.1 x 11.6 in	63 x 51 x 29.5 cm	Same		Same		21.7 x 14.6 x 11.6 in	55 x 37 x 29 cm
Pallet dimensions (LxWxH)	40.6 x 50.8 x 41.5 in	103 x 129 x 105 cm	Same		Same		44.9 x 31.9 x 37.2 in	114 x 81 x 94 cm
Approx. Pallet weight	529 lb	240 kg	635 lb	288 kg	Varies		635 lb	288 kg

Notes:

- "A" spool is standard for 3K, "B" spool for 6K and "H" spool for 12K/24K. "Z" spool is un-metered.
- 12-14 cartons per pallet. Height of pallet not included in dimensions. The pallet size may be changed without notice.

AMERICAS

Toho Tenax America, Inc.
121 Cardiff Valley Road
Rockwood, TN 37854-4134
Tel (800) 252-3001 or (865) 354-8408
West Coast - (949) 474-3278 Ext 25
<http://www.tohotenaxamerica.com>

ASIA

Toho Tenax Co. Ltd.
Kasumigaseki Common Gate West Tower
3-2-1 Kasumigaseki, Chiyoda-ku
Tokyo 100-8585 Japan
Tel +81 (3) 3506-6506
<http://www.tohotenax.com>

EUROPE

Toho Tenax Europe GmbH
Kasinostraße 19-21
Wuppertal 42103
Germany
Tel +49 (202) 322339
<http://www.tohotenax-eu.com>

To the best of Toho Tenax's knowledge the information contained in this publication is accurate; however, we do not assume any liability whatsoever for the accuracy or completeness of such information. Moreover, there is a need to reduce human exposure to many materials to the lowest practical limits in view of possible long-term adverse effects. To the extent that any hazards may have been mentioned in this publication, we neither suggest nor guarantee that such hazards are the only ones which exist. Final determination of the suitability of any information or product for the use contemplated by any user, the manner of that use and whether any infringement of patents is the sole responsibility of the user. We recommend that anyone intending to rely on any recommendation or to use any equipment or processing technique or material mentioned in this publication should satisfy himself as to such suitability and that he can meet all applicable safety and health standards. We strongly recommend that users seek and adhere to the manufacturers' or suppliers' current instructions for handling each material they use.

Figure-A I-1 (suite) Propriétés des fibres de carbone Tenax®-J HTS40 E13 3K 200tex fabriquées par Toho Tenax

>

CYCOM® 890 RTM RESIN SYSTEM

TECHNICAL DATA SHEET

DESCRIPTION

CYCOM® 890 RTM is a one-part liquid epoxy resin system. It has one month out-life at room temperature which reduces the time required for the freeze-thaw-storage processes in a production environment. Its frozen storage shelf-life is 12 months at -18°C (0°F).

CYCOM 890 RTM's viscosity is low enough at 80°C (175°F) to allow injection without excessive heating of either the resin or the transfer pipework. When the resin is heated to cure temperature its viscosity is further reduced, helping to ensure full wet-out of the reinforcing fibers.

CYCOM 890 RTM is fully cured after two hours at 180°C (355°F) after which it will have a continuous dry service performance of 170°C (338°F) and a continuous hot/wet service performance of 160°C (320°F)

If needed, an optional free-standing postcure for two hours at 200°C (390°F) can be used. After postcure the resin will have a continuous dry service performance of 195°C (383°F) and a continuous hot/wet service performance of 170°C (338°F).

CYCOM 890 RTM is compatible with the range of reinforcing fibers used in manufacturing composite components, i.e., carbon, glass, aramid, etc.

A fully compatible binder system, CYCOM® 7720 has been developed for use with CYCOM 890 RTM. The binder is available pre-coated onto fabric. A separate datasheet for CYCOM 7720 is available on request.

FEATURES & BENEFITS

- One-part system
- 30 day out-life at room temperature
- 12 month shelf-life at -18°C (0°F)
- Injectable at 80°C (175°F) with a 24-hour pot-life
- 250 cps initial injection viscosity
- Less than 10 cps minimum viscosity
- Two hours at 180°C (355°F) cure
- 170°C (350°F) continuous dry service performance [195°C (383°F) after optional post-cure]
- 160°C (320°F) continuous hot/wet service performance [170°C (338°F) after optional post-cure]
- Fully compatible with CYCOM 7720 binder coating and CYCOM® 890-1 low resin content (LRC) film for tack enhancing fabrics
- Low reactivity; No special shipping requirements

SUGGESTED APPLICATIONS

Infusion applications requiring low viscosity and extended pot-life

▪ Control surfaces	Large surface fairings
▪ Nacelle casing	▪ Hinges/brackets/fittings

AECM-00011
REV: 01
19 MARCH 2012

Figure-A I-2 Propriétés de la résine d'époxy monocomposante Cycom® 890 RTM fabriquée par Cytec Industries

> CYCOM® 890 RTM RESIN SYSTEM

TECHNICAL DATA SHEET

CHARACTERISTICS

Table 1 | Neat Resin Characteristics

Property	Specimen Conditioning	Value
Cured resin density	Room temperature, dry	1.22 g/cm ³ (76.1 lb/ft ³)
Resin shrinkage on cure	Room temperature, dry	0.2%
Tg (peak tan delta)*	Room temperature, dry	210°C (408°F)
Tg (E' onset)*	Room temperature, dry	191°C (376°F)
Tg (peak tan delta)*	Wet, 48 hour water boil ¹	210°C (408°F)
Tg (E' onset)*	Wet, 48 hour water boil ¹	169°C (336°F)
Elastic shear modulus, G'	82°C (180°F), dry 93°C (200°F), dry	1.20 GPa (170 ksi) 1.13 GPa (160 ksi)
Tensile strength	Room temperature, dry	70 MPa (10.0 ksi)
Tensile modulus	Room temperature, dry	3.1 GPa (440 ksi)
Tensile elongation	Room temperature, dry	6.3%
Flexural strength	Room temperature, dry	139 MPa (19.7 ksi)
Flexural modulus	Room temperature, dry	3.2 GPa (454 ksi)
Flexural elongation	Room temperature, dry	3.3 %
Strain energy release, G _{IC}	Room temperature, dry	0.2 kJ/m ² (1.2 in.lb/in ²)
Fracture toughness, K _{IC}	Room temperature, dry	0.9 MPa.m ^½ (0.8 ksi.in ^½)

* **NOTE:** Tg data is not applicable for U.S. export control classification or licensing.
For export-related information please contact us.

VISCOSITY DATA

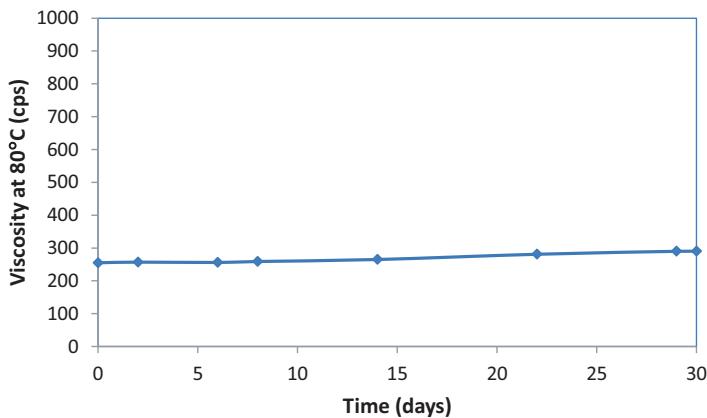


Figure 1| CYCOM 890 RTM room temperature out-life. Initial viscosity at 80°C (175°F) is 250 cps. Viscosity at 80°C (175°F) is still less than 300 cps after 30 days at room temperature



2

www.cytec.com

AECM-00011
REV: 01
19 MARCH 2012

Figure-A I-2 (suite) Propriétés de la résine d'époxy monocomposante Cycom® 890 RTM fabriquée par Cytec Industries

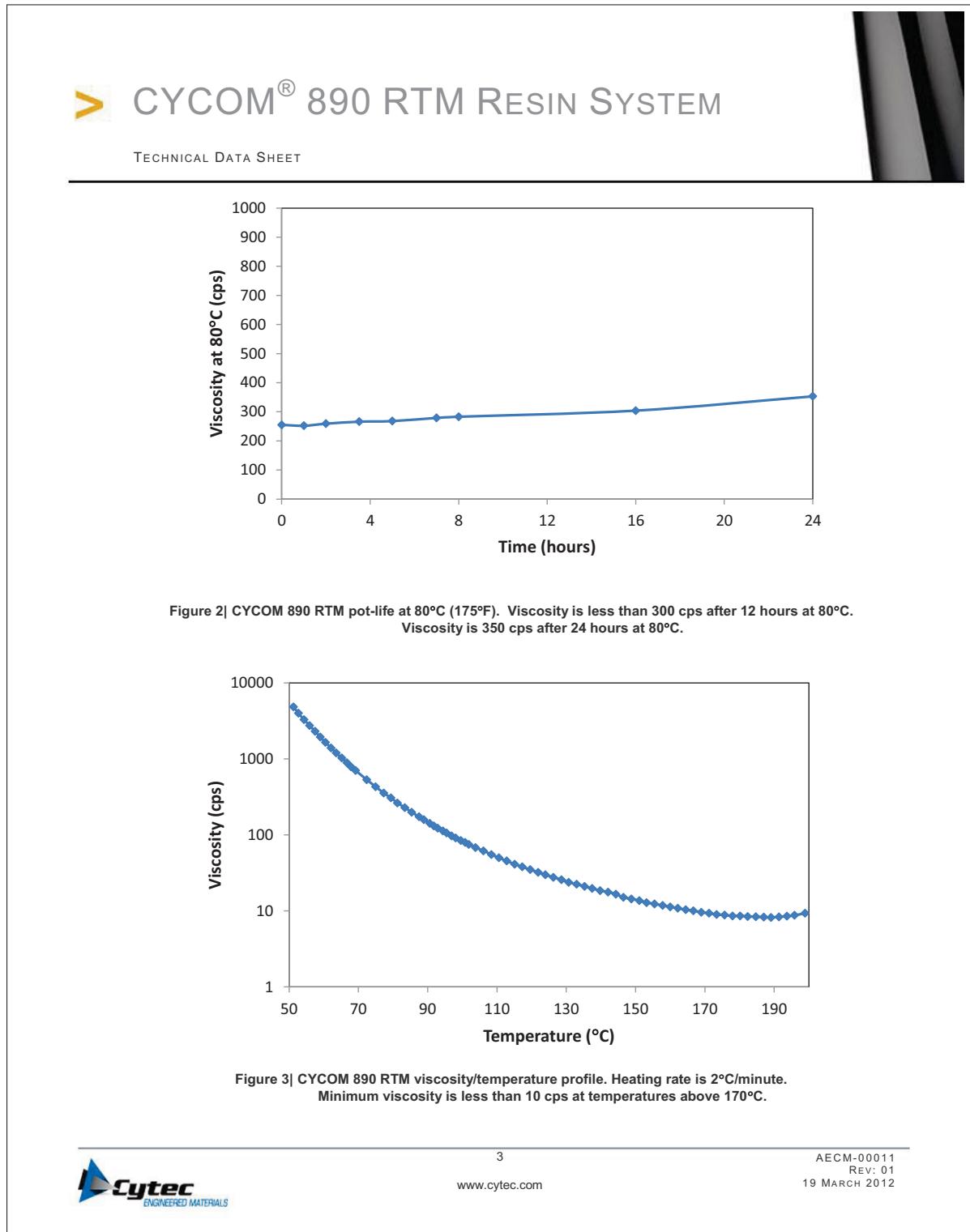


Figure-A I-2 (suite) Propriétés de la résine d'époxy monocomposante Cycom® 890 RTM fabriquée par Cytec Industries

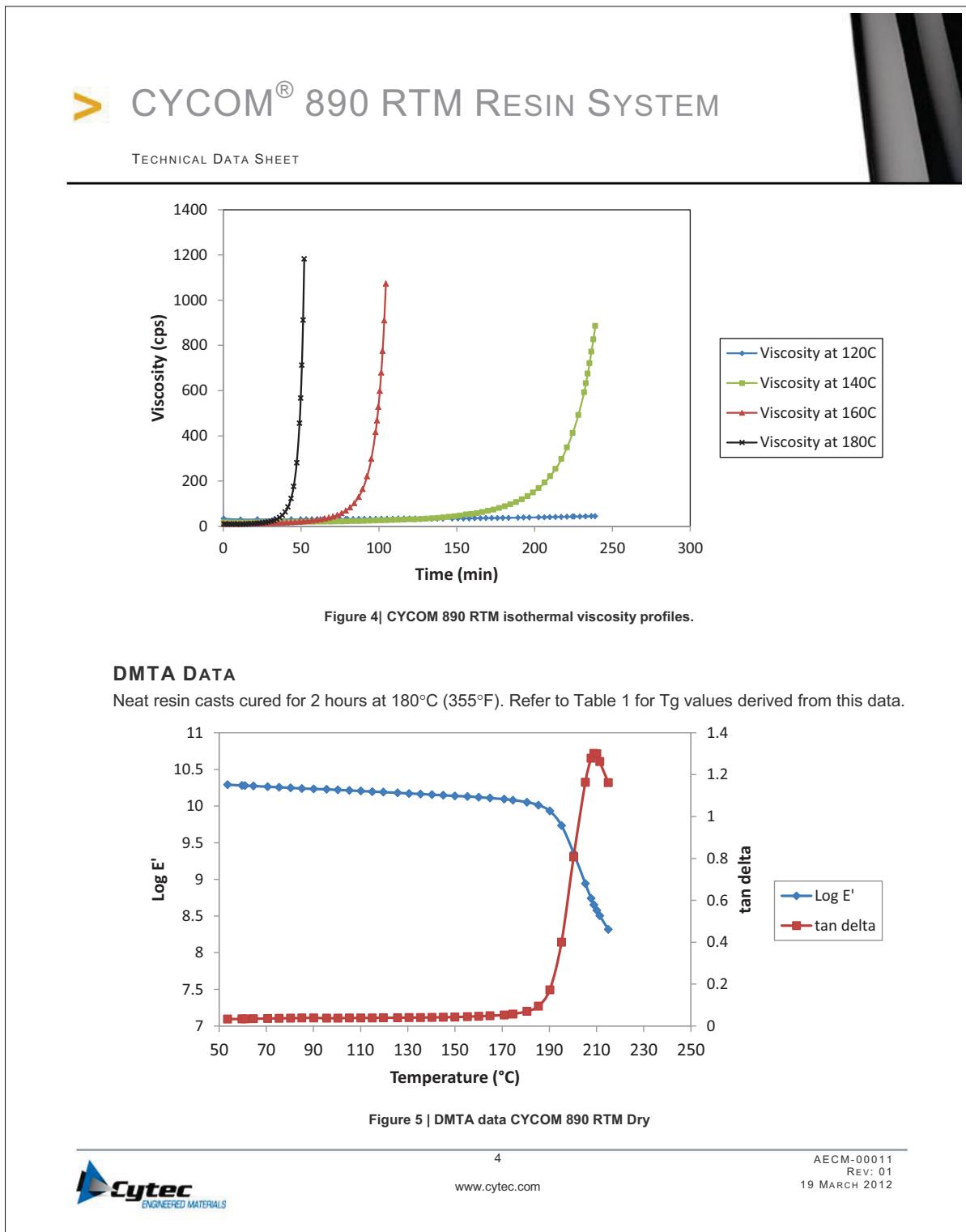


Figure-A I-2 (suite) Propriétés de la résine d'époxy monocomposante Cycom® 890 RTM fabriquée par Cytec Industries

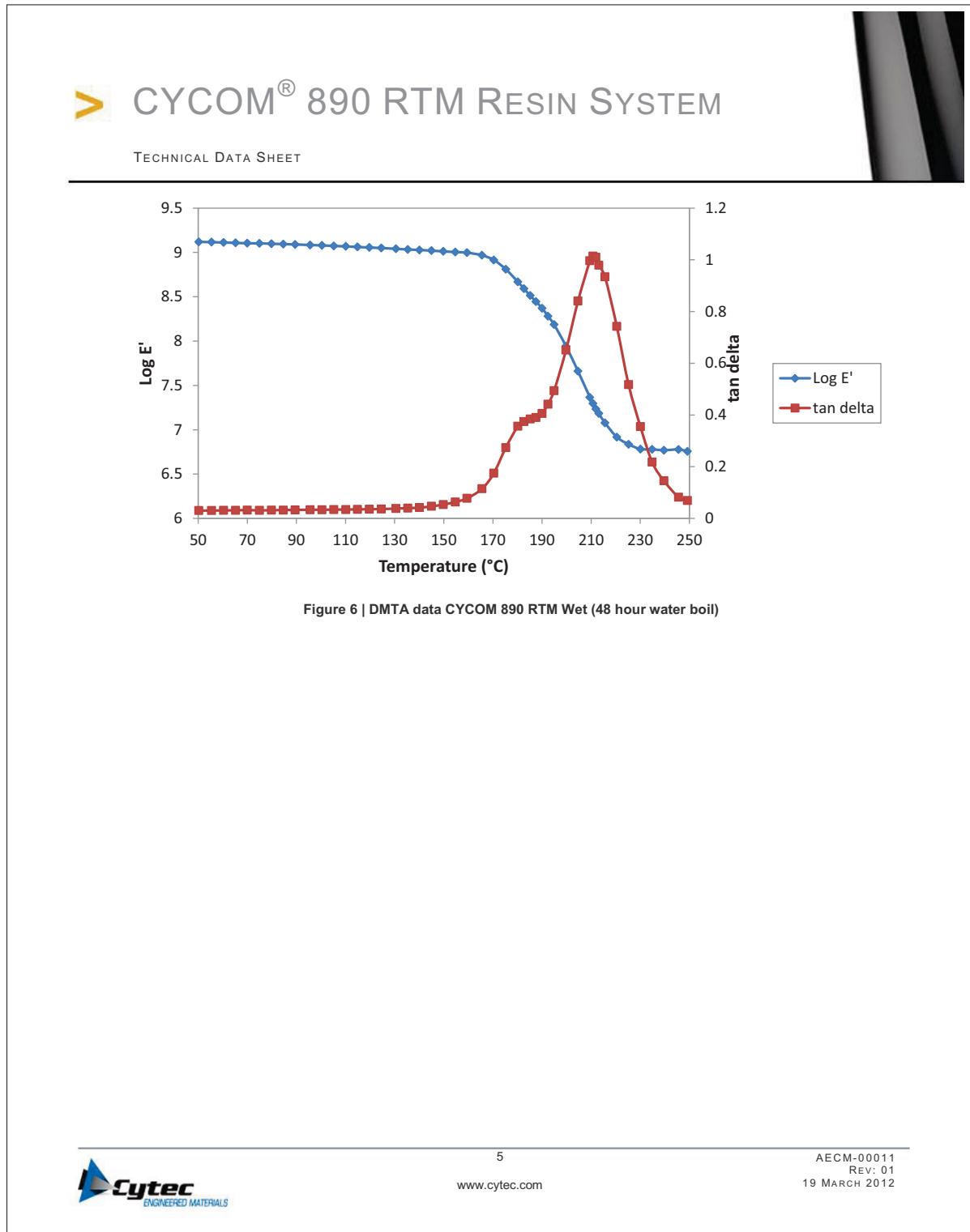


Figure-A I-2 (suite) Propriétés de la résine d'époxy monocomposante Cycom® 890 RTM fabriquée par Cytec Industries



CYCOM® 890 RTM RESIN SYSTEM

TECHNICAL DATA SHEET



PROPERTIES

Table 2 | Mechanical Properties: CYCOM 890 RTM/T650 6K-5HS woven carbon fabric¹

Property	Test Method	-55°C, Dry ² (-65°F, Dry)	24°C, Dry (75°F, Dry)	82°C, Wet ³ (180°F, Wet)
Warp Tensile Strength, MPa (ksi) ¹	ASTM D638 (SACMA SRM-4)	—	866.2 (125.6)	—
Warp tensile modulus, GPa (msi) ¹	ASTM D638 (SACMA SRM-4)	—	71.8 (10.4)	—
Weft Tensile Strength, MPa (ksi) ¹	ASTM D638 (SACMA SRM-4)	755.3 (109.5)	801.8 (116.3)	872.7 (126.6)
Weft Tensile modulus, GPa (msi) ¹	ASTM D638 (SACMA SRM-4)	66.8 (9.68)	66.7 (9.67)	70.4 (8.76)
Warp Compression Strength, MPa (ksi) ¹	SACMA SRM-1	—	663.4 (96.2)	—
Warp Compression Modulus, GPa (msi) ¹	SACMA SRM-1	—	63.5 (9.21)	—
Weft Compression Strength, MPa (ksi) ¹	SACMA SRM-1	720.0 (104.4)	702.3 (101.9)	652.7 (94.7)
Weft compression Modulus, GPa (msi) ¹	SACMA SRM-1	59.9 (8.69)	58.9 (8.54)	60.4 (8.76)
Weft Flexural Strength, MPa (ksi) ⁴	ASTM D790	—	886.4 (128.6)	—
Weft Flexural Modulus, GPa (msi) ⁴	ASTM D790	—	51.2 (7.43)	—
Warp Interlaminar Shear Strength, MPa (ksi)	EN 2563	—	71.9 (10.4)	—
Weft Interlaminar Shear Strength, MPa (ksi)	EN 2563	—	69.5 (10.1)	—
In-plane shear strength, MPa (ksi)	EN 6031	116.1 (16.8)	110.3 (16.0)	94.3 (13.7)
In-plane shear modulus, GPa (msi)	EN6031	4.8 (0.70)	4.2 (0.61)	3.8 (0.55)
Un-Notched Tensile Strength, MPa (ksi) ¹	prEN6035	570.1 (82.7)	603.2 (87.5)	619.3 (89.8)
Un-Notched Compression Strength, MPa (ksi) ¹	prEN6035	458.1 (66.4)	417.1 (60.5)	349.2 (50.6)
Open Hole Tensile Strength, MPa (ksi) ¹	SRM 5	344.0 (49.9)	352.0 (51.1)	368.2 (53.4)
Open Hole Compression Strength, MPa (ksi) ¹	SRM 3	306.5 (44.5)	268.1 (38.9)	225.7 (32.7)
Compression Strength After Impact, MPa (ksi) ¹	SRM 2	246.4 (38.3)	226.6 (32.9)	190.7 (27.6)

¹Values are normalized to 57% fiber volume

²Dry = As Received

³Wet = Equilibrium at 70°C (160°F) and 85% RH

Note: Additional fluid soak data is available upon request

Figure-A I-2 (suite) Propriétés de la résine d'époxy monocomposante Cycom® 890 RTM fabriquée par Cytec Industries



CYCOM® 890 RTM RESIN SYSTEM

TECHNICAL DATA SHEET



SUGGESTED PROCESSING PARAMETERS¹

- Preheat the resin to 80°C (175°F) in its container for transfer to the RTM equipment injection system (eg., pressure pot, piston ram, etc.).
At this temperature the resin will achieve an initial viscosity of 250 cps and will stay below 350 cps for 24 hours. The resin holding vessel and all transfer pipework should be maintained at a minimum of 80°C (175°F) for the duration of the injection in order to ensure proper resin viscosity.
- Prior to injecting, degas the resin in a homogeniser for a minimum of 30 minutes at 80°C (175°F), under a minimum of 25" Hg vacuum
- Apply full vacuum to the tool containing the preformed reinforcement, ensuring that there is no vacuum loss.
- Preheat the tool to 180 +5/-0°C (355 +8/-0°F).
At this temperature the resin will gel in 50 minutes after injection has completed.

Depending on factors such as total cure cycle time requirements, degree of heating control on the tool and component geometry, it is possible to inject the resin under alternative conditions in order to ensure full wet-out of the reinforcement. The resin may be injected into a tool at any temperature between 80° and 180°C (175° and 355°F). After injection has been completed, the tool may be heated at 2 – 3°C (3 – 5°F)/minute to 180°C (355°F).

- Close off the vacuum line and open the homogenizer to start injection
- Increase homogenizer pressure (typically to 1 – 2 bar) to fill the tool
- When the resin appears in the vent lines, close off the vent lines and continue injecting under pressure until the resin has gelled [50 minutes at 180°C (355°F)]
- Shut off the inlet valve to trap the pressure
- Dwell at 180 +5/-0°C (355 +9/-0°F) for 2 hours
- Cooling to 60°C (140°F) or below before attempting to release the part from the tool

¹ The above cure parameters have been defined using the viscosity profile information found in Figures 2, 3 and 4 and Cytec Engineered Material's experience of molding panels (280mmx530mmx2mm) for process and mechanical performance evaluation of various RTM resin systems. A Plastech Hypajet system has been utilized to inject resin into a steel tool held in a heated platen press for such panel fabrication. Some parameters may require adjustment depending upon the nature of the part being molded and the equipment being used.

For larger or thicker parts, some parameters may require adjustment to avoid the risk of exotherm. Injection pressure for larger parts/alternative tooling may require adjustment to ensure filling of the tool cavity within the resin gel time (if injecting into a pre-heated tool) and to ensure full consolidation of the component.

Different injection equipment may require alternative conditions for degassing.

Figure-A I-2 (suite) Propriétés de la résine d'époxy monocomposante Cycom® 890
RTM fabriquée par Cytec Industries

> CYCOM® 890 RTM RESIN SYSTEM

TECHNICAL DATA SHEET

PRODUCT HANDLING AND SAFETY

Cytec Engineered Materials recommends wearing clean, impervious gloves when working with epoxy resin systems to reduce skin contact and to avoid contamination of the product.

Materials Safety Data Sheets (MSDS) and product labels are available upon request and can be obtained from any Cytec Engineered Materials Office.

DISPOSAL OF SCRAP MATERIAL

Disposal of scrap material should be in accordance with local, state, and federal regulations.

CONTACT INFORMATION

GLOBAL HEADQUARTERS

Tempe, Arizona
tel 480.730.2000
fax 480.730.2088

NORTH AMERICA

Olean, New York
tel 716.372.9650
fax 716.372.1594

Winona, Minnesota
tel 507.454.3611
fax 507.452.8195

Greenville, Texas
tel 903.457.8500
fax 903.457.8598

Springfield, Massachusetts
tel 1.800.253.4078
fax 716.372.1594

Anaheim, California
tel 714.630.9400
fax 714.666.4345

Cytec Carbon Fibers LLC
Piedmont, South Carolina
tel 864.277.5720
fax 864.299.9373

Havre de Grace, Maryland
tel 410.939.1910
fax 410.939.8100

Orange, California
tel 714.639.2050
fax 714.532.4096

D Aircraft Products, Inc.
Anaheim, California
tel 714.632.8444
fax 714.632.7164

EUROPE AND ASIA

Wrexham, United Kingdom
tel +44.1978.665200
fax +44.1978.665222

Östringen, Germany
tel +49.7253.934111
fax +49.7253.934102

Shanghai, China
tel +86.21.5746.8018
fax +86.21.5746.8038

DISCLAIMER: The data and information provided in this document have been obtained from carefully controlled samples and are considered to be representative of the product described. Cytec Engineered Materials (CEM) does not express or imply any guarantee or warranty of any kind including, but not limited to, the accuracy, the completeness or the relevance of the data and information set out herein. Because the properties of this product can be significantly affected by the fabrication and testing techniques employed, and since CEM does not control the conditions under which its products are tested and used, CEM cannot guarantee that the properties provided will be obtained with other processes and equipment. No guarantee or warranty is provided that the product is adapted for a specific use or purpose and CEM declines any liability with respect to the use made by any third party of the data and information contained herein. CEM has the right to change any data or information when deemed appropriate.

All trademarks are the property of their respective owners.



Figure-A I-2 (suite) Propriétés de la résine d'époxy monocomposante Cycom® 890 RTM fabriquée par Cytec Industries

ANNEXE II

NOMENCLATURE POUR LES PRÉFORMES, PLAQUES ET SPÉCIMENS

Nom de la préforme				
XX – X – XX.00 – 000.0 – XXX –X00 – 000				
Plaque	Paramètre spécifique à la méthode d'assemblage (Voir Tab. 1)	No. de la sous-plaque (Voir Fig. 2)	No. du spécimens (Voir Fig. 3)	Angle de rotation du spécimen (Voir Fig. 3)
A				
B				
C				
D				
...				
XX – X – XX.00 – 000.0 – XXX –X00 – 000				
Séquence	Méthode d'assemblage	No. de la plaque	Essais	
SO : Souple (Soft)	00 : Aucune		3PB	Flexion 3 Points
QU: Quasi (Quasi)	ST : Couture		COM	Compression
H1 : Rigide (Hard)	TU : Toufetage		CAI	Compression après impact
...	WE : Tissage		COH	Compression avec trou débouchant
	...		CCM	Mesure des constituants
			CGI	Propagation de fissure – Mode I
			TEN	Tension
			...	

Figure-A II-1 Nomenclature

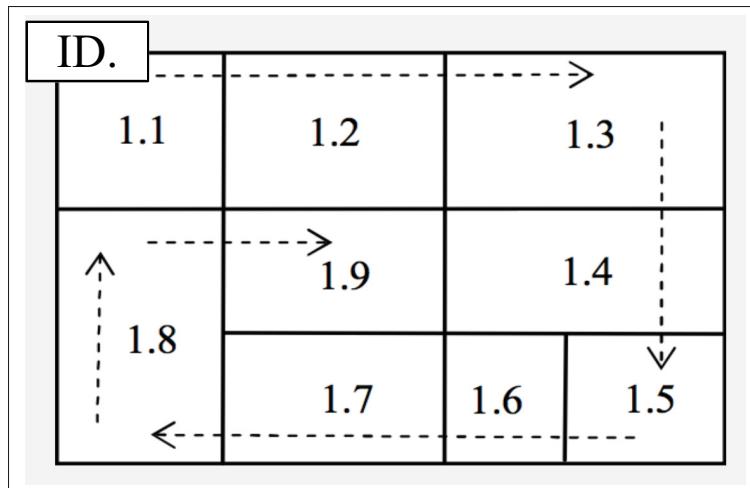


Figure-A II-2 Ordre d'identification des sous-plaques

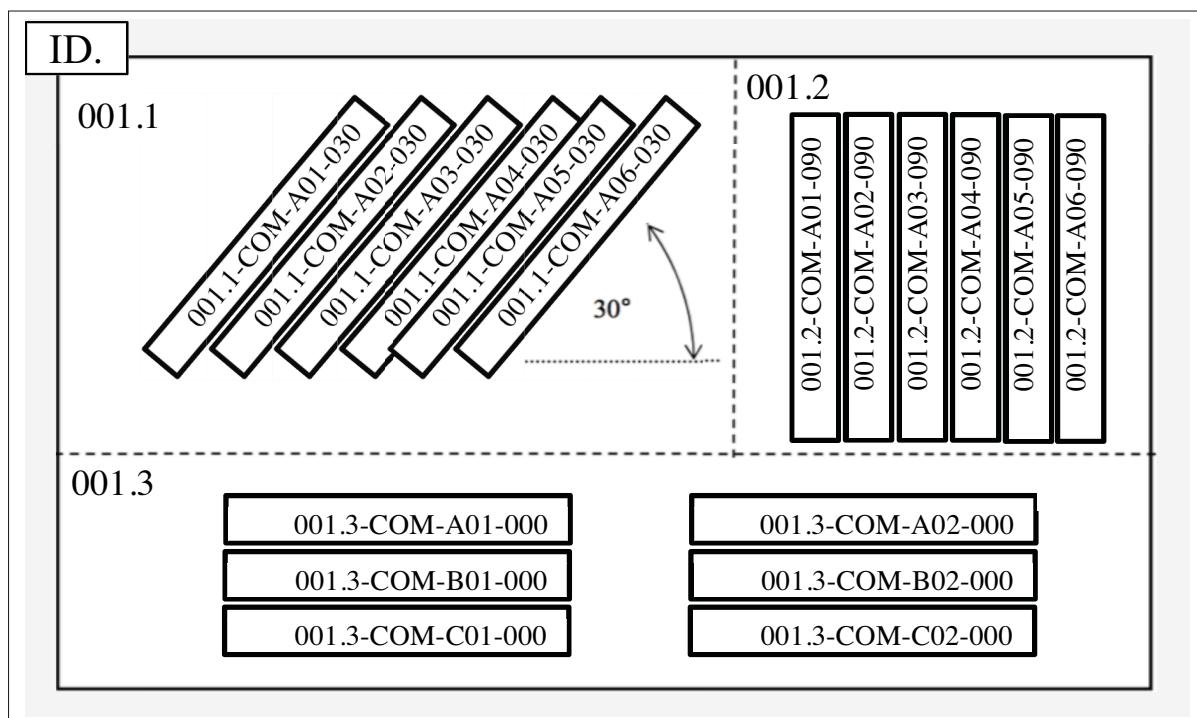


Figure-A II-3 Ordre d'identification des spécimens

ANNEXE III

RÉSULTATS DÉTAILLÉS POUR LES ESSAIS RÉALISÉS SUR DIVERSES COMBINAISONS DE PARAMÈTRES DE MISE EN FORME (CHAPITRE 3)

Tableau-A III-1 Propriétés physiques du stratifié *quasi* pour les diverses combinaisons de paramètres de mise en forme : masse surfacique du stratifié (MS), masse volumique (ρ), fraction volumique de renforts (V_f) et fraction volumique de vide (V_v).

ID	<i>n</i>	MS		ρ		V_f		V_v		
		\bar{x}	C_v	\bar{x}	C_v	\bar{x}	σ	\bar{x}	σ	
		[g/cm ²]	[%]	[g/cm ³]	[%]	[%]	[%]	[%]	[%]	
REF.	6	0.651	0.16	8	1.507	0.70	61.70	1.35	0.97	0.17
8-NR-L	6	0.668	0.38	4	1.504	1.39	61.99	3.21	1.25	0.26
8-NR-T				4	1.518	0.70	63.93	1.81	1.03	0.08
8-RE-L	6	0.670	0.04	4	1.498	0.53	60.61	1.43	1.08	0.14
8-RE-T				6	1.509	0.48	62.38	0.69	0.93	0.08
4-NR-L	6	0.705	0.04	4	1.503	0.70	61.50	1.94	1.11	0.28
4-NR-T				4	1.499	1.01	60.69	2.86	0.95	0.23
4-RE-L	6	0.705	0.13	4	1.506	0.55	61.53	1.35	1.21	0.58
4-RE-T				4	1.502	0.46	60.96	1.57	0.85	0.23

Tableau-A III-2 Propriétés mécaniques du stratifié *quasi* pour les diverses combinaisons de paramètres de mise en forme : résistance ($F_{u.ohv}$) et déformation à la rupture ($\epsilon_{u.ohv}$) en compression avec trou (OHC) et résistance ($F_{u.cai}$), déformation à la rupture ($\epsilon_{u.cai}$) et Module résiduel (E_{cai}) en compression après impact (CAI)

ID	<i>n</i>	OHC				CAI						
		$F_{u.ohc}$		$\epsilon_{u.ohc}$		$F_{u.cai}$		$\epsilon_{u.cai}$		E_{cai}		
		\bar{x}	C_v	\bar{x}	C_v	\bar{x}	C_v	\bar{x}	C_v	\bar{x}	C_v	
		[MPa]	[%]	[-]	[%]	[MPa]	[%]	[-]	[%]	[GPa]	[%]	
REF.	5	306.1	1.8	0.0079	2.0	8	200.6	3.5	0.0077	3.6	26.282	3.8
8-NR-L	6	300.1	2.0	0.0078	4.3	6	197.1	5.7	0.0077	6.9	26.886	3.0
8-NR-T	5	296.8	1.8	0.0073	3.0	6	192.2	4.7	0.0073	4.5	26.370	3.2
8-RE-L	6	313.2	1.4	0.0083	2.4	6	199.5	5.2	0.0076	2.6	26.873	3.2
8-RE-T	6	327.0	7.0	0.0085	6.6	6	200.7	3.2	0.0078	6.1	26.333	3.0
4-NR-L	5	306.0	2.3	0.0080	3.0	6	209.1	6.5	0.0084	3.9	26.475	2.9
4-NR-T	6	275.8	2.9	0.0071	3.3	6	210.1	4.6	0.0078	5.4	27.280	1.3
4-RE-L	6	302.7	2.6	0.0079	3.2	6	209.9	6.2	0.0082	6.9	26.839	4.3
4-RE-T	6	326.5	2.7	0.0090	4.1	6	205.9	6.0	0.0080	6.8	26.492	1.8

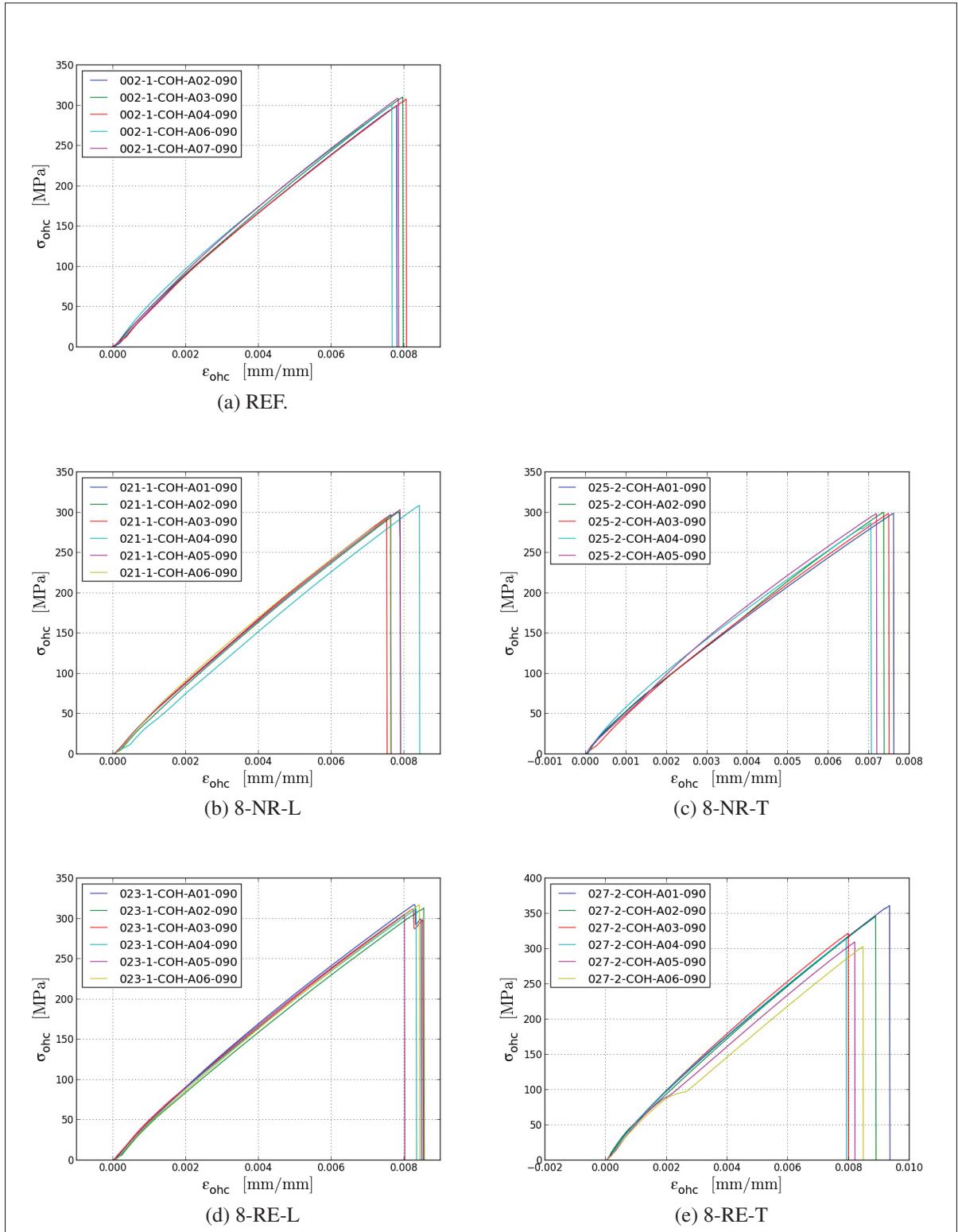


Figure-A III-1 Courbes *contrainte – déformation* (σ_{och} – ϵ_{och}) en compression avec trou (OHC) pour les différentes combinaisons de paramètres de mise en forme

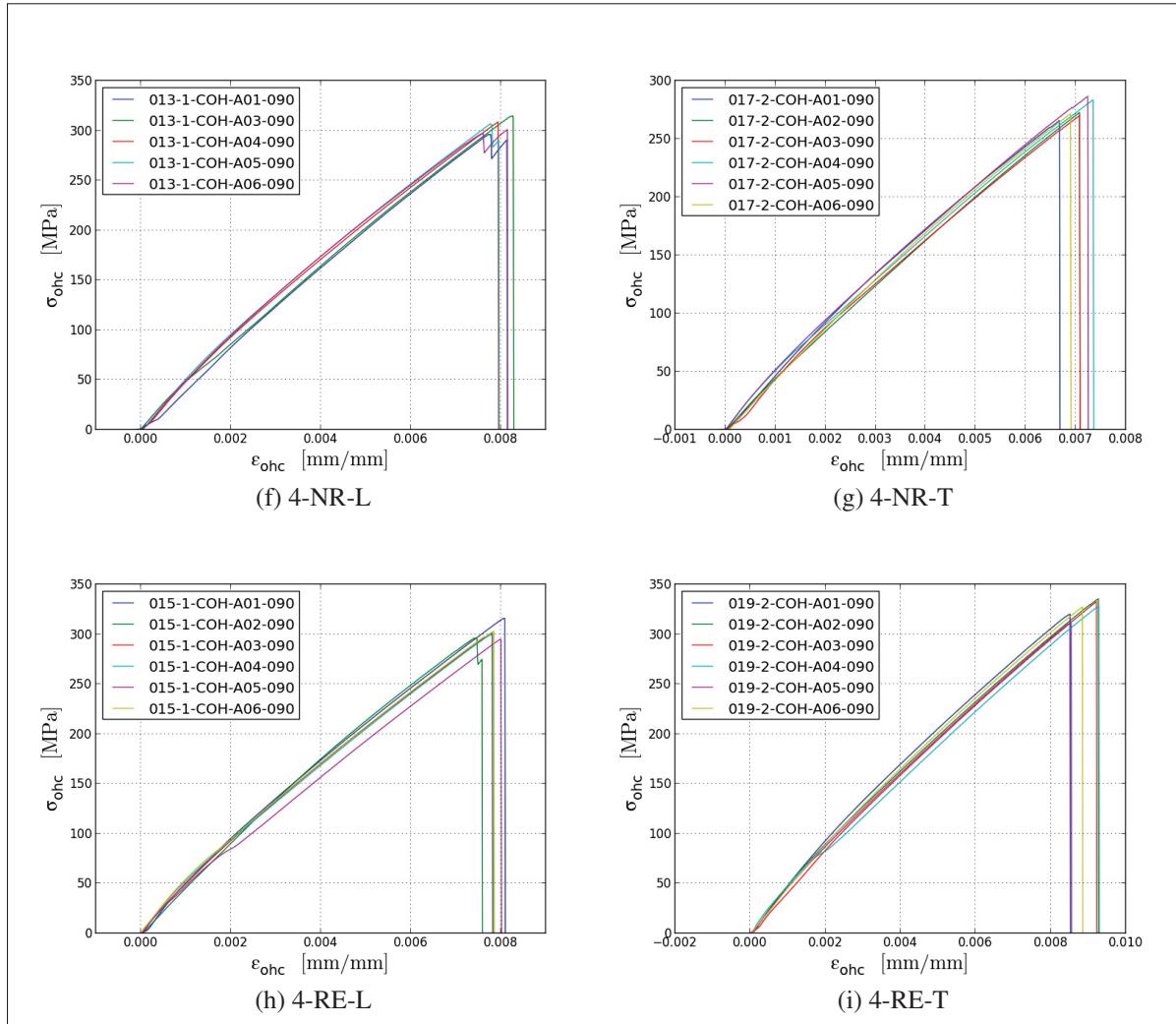


Figure-A III-1 (Suite) Courbes *contrainte – déformation* ($\sigma_{och} - \epsilon_{och}$) en compression avec trou (OHC) pour les différentes combinaisons de paramètres de mise en forme

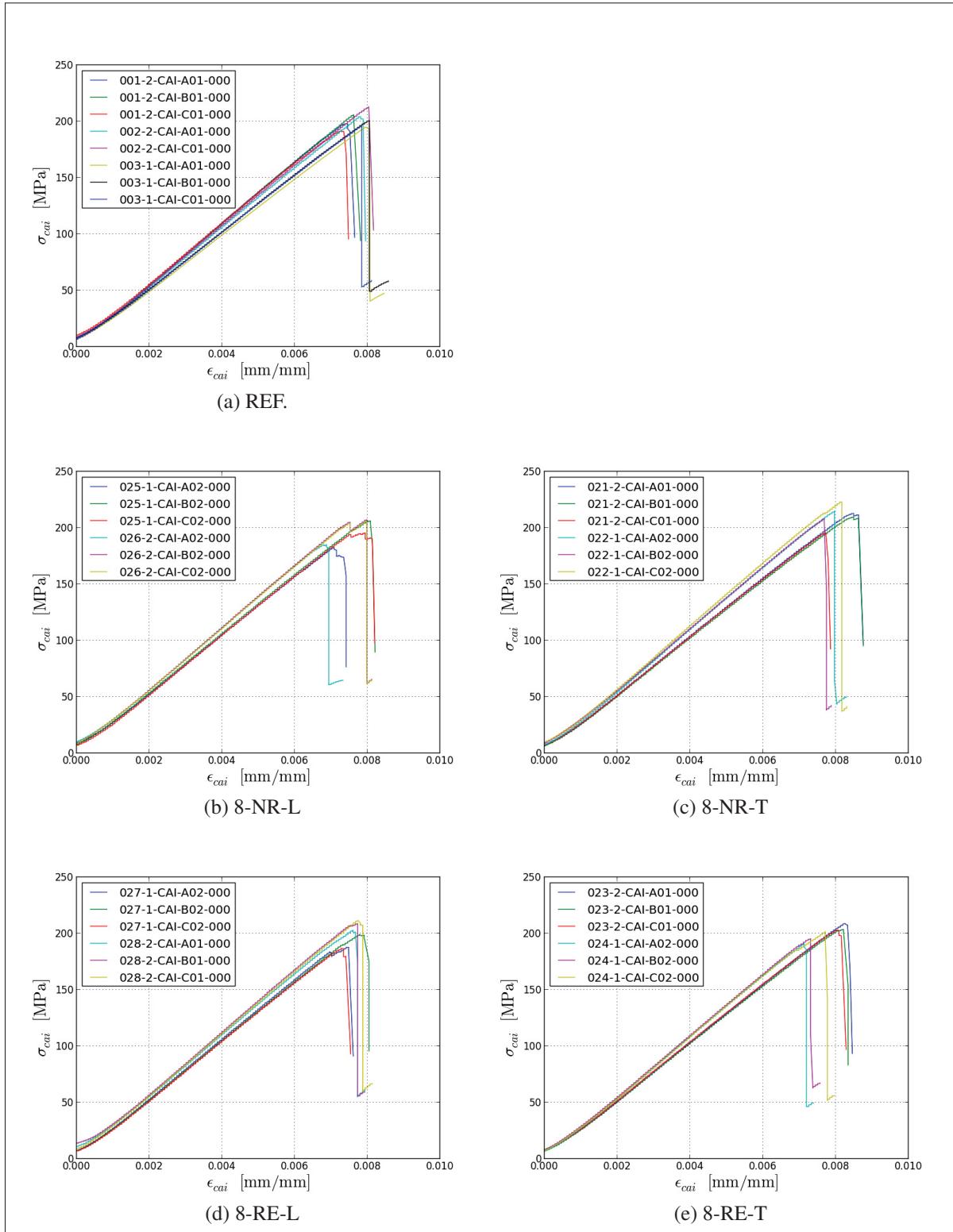


Figure-A III-2 Courbes *contrainte – déformation* (σ_{cai} – ϵ_{cai}) en compression après impact (CAI) pour les différentes combinaisons de paramètres de mise en forme

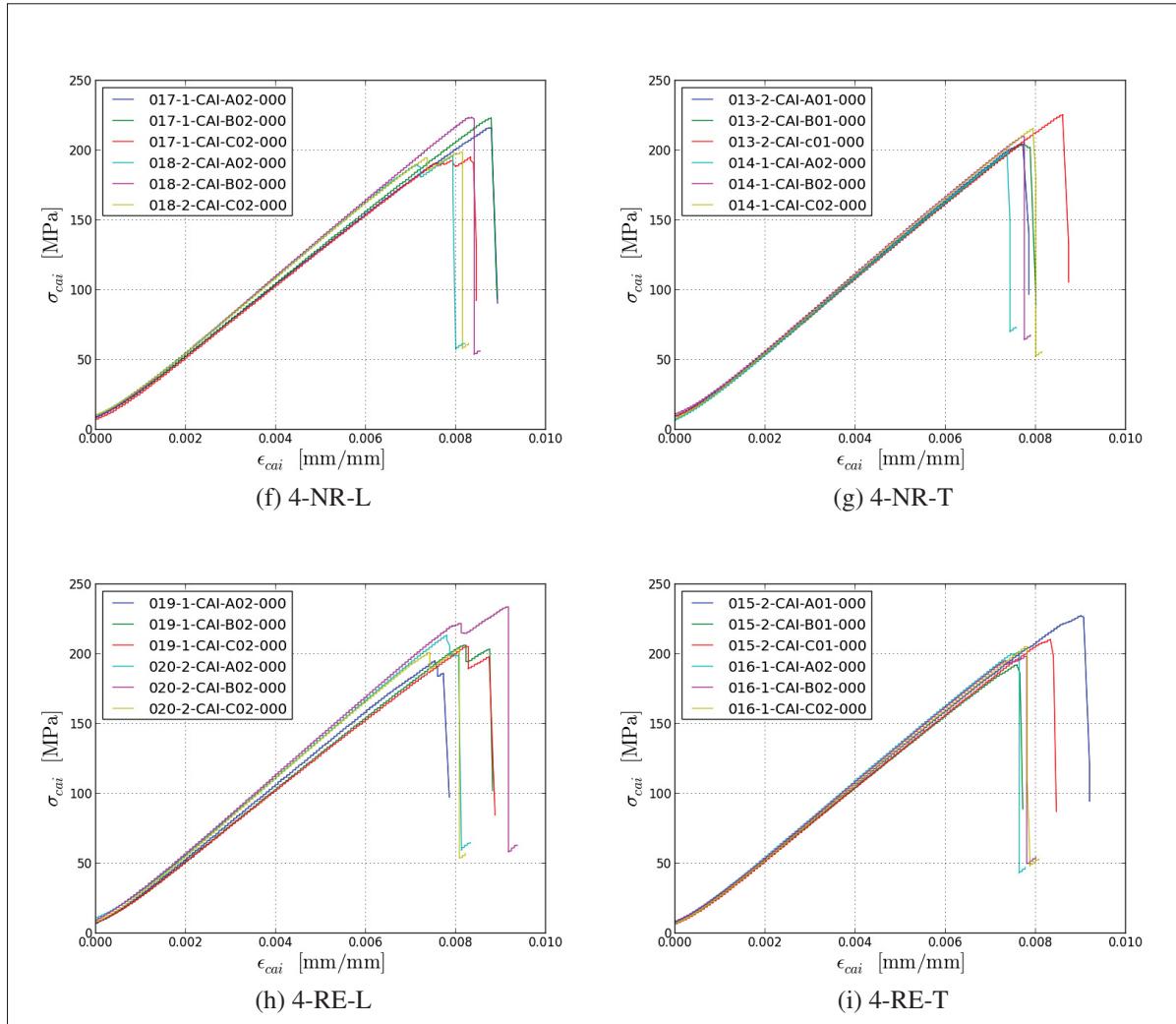


Figure-A III-2 (suite) Courbes *contrainte – déformation* (σ_{cai} – ϵ_{cai}) en compression après impact (CAI) pour les différentes combinaisons de paramètres de mise en forme

ANNEXE IV

RÉSULTATS DÉTAILLÉS POUR LES ESSAIS PORTANT SUR LES PROPRIÉTÉS MÉCANIQUES STATIQUES DES STRATIFIÉS (CHAPITRE 4)

Tableau-A IV-1 Propriétés des stratifiés en tension : contrainte ultime ($F_{u.ten}$), déformation à la rupture ($\epsilon_{u.ten}$), module de rigidité (E_{ten}) et coefficient de Poisson (ν_{ten})

ID	n	$F_{u.ten}$		$\epsilon_{u.ten}$		E_{ten}		ν_{ten}	
		\bar{x}	C_v	\bar{x}	C_v	\bar{x}	C_v	\bar{x}	C_v
		[MPa]	[%]	[-]	[%]	[-]	[%]	[GPa]	[%]
SO-00-00	6	398.1	2.9	0.0167	2.2	23.672	2.4	0.605	1.8
SO-ST-08	6	388.2	4.9	0.0154	6.0	26.113	6.0	0.661	3.9
QU-00-00	6	654.5	4.1	0.0157	4.7	38.905	6.0	0.324	4.1
QU-ST-08	6	530.9	5.9	0.0117	9.3	46.473	6.1	0.362	5.8
H1-00-00	5	697.5	3.2	0.0140	7.4	48.965	6.3	0.125	17.7
H1-ST-08	6	660.9	7.4	0.0113	4.3	60.262	2.9	0.142	6.5

Tableau-A IV-2 Propriétés des stratifiés en compression : contrainte ultime ($F_{u.com}$), déformation à la rupture ($\epsilon_{u.com}$), module de rigidité (E_{com}) et coefficient de Poisson (ν_{com})

ID	n	$F_{u.com}$		$\epsilon_{u.com}$		E_{com}		ν_{com}	
		\bar{x}	C_v	\bar{x}	C_v	\bar{x}	C_v	\bar{x}	C_v
		[MPa]	[%]	[-]	[%]	[-]	[%]	[GPa]	[%]
SO-00-00	5	385.3	2.0	0.0182	3.0	22.752	3.8	0.640	4.0
SO-ST-08	5	364.4	1.9	0.0158	3.6	23.932	0.9	0.572	5.0
QU-00-00	5	566.4	1.6	0.0182	2.8	33.193	1.4	0.315	1.4
QU-ST-08	6	504.4	2.4	0.0130	4.7	39.092	2.5	0.302	4.0
H1-00-00	6	601.9	3.9	0.0149	7.7	42.167	2.7	0.133	7.8
H1-ST-08	5	509.0	2.1	0.0111	2.2	47.209	1.6	0.156	10.1

Tableau-A IV-3 Propriétés des stratifiés en flexion : contrainte ultime ($F_{u.f3p}$), déformation à la rupture ($\epsilon_{u.f3p}$) et module de rigidité (E_{f3p})

ID	<i>n</i>	$F_{u.f3p}$		$\epsilon_{u.f3p}$		E_{f3p}	
		\bar{x}	C_v	\bar{x}	C_v	\bar{x}	C_v
		[MPa]	[%]	[-]	[%]	[GPa]	[%]
SO-00-00	8	583.0	2.1	0.0271	4.3	27.446	1.7
SO-ST-08	8	629.3	3.6	0.0254	5.8	30.153	2.0
QU-00-00	8	787.4	2.9	0.0215	2.5	38.418	1.4
QU-ST-08	7	802.8	3.3	0.0215	3.2	40.563	2.1
H1-00-00	8	860.4	3.2	0.0176	3.3	50.399	1.9
H1-ST-08	7	863.9	2.8	0.0169	3.7	53.194	1.0

Tableau-A IV-4 Propriétés physiques des stratifiés : masse volumique (ρ), fraction volumique de renforts (V_f) et fraction volumique de vide (V_v).

ID	<i>n</i>	ρ		V_f		V_v	
		\bar{x}	C_v	\bar{x}	σ	\bar{x}	σ
		[g/cm ³]	[%]	[%]	[%]	[%]	[%]
SO-00-00	6	1.513	0.3	63.51	0.59	1.25	0.47
SO-ST-08	6	1.516	0.5	62.93	1.11	0.72	0.13
QU-00-00	8	1.507	0.7	61.70	1.35	0.97	0.17
QU-ST-08	8	1.509	0.5	62.38	0.69	0.93	0.08
H1-00-00	6	1.506	0.5	62.38	0.96	0.93	0.08
H1-ST-08	6	1.509	0.3	63.93	1.81	1.03	0.08

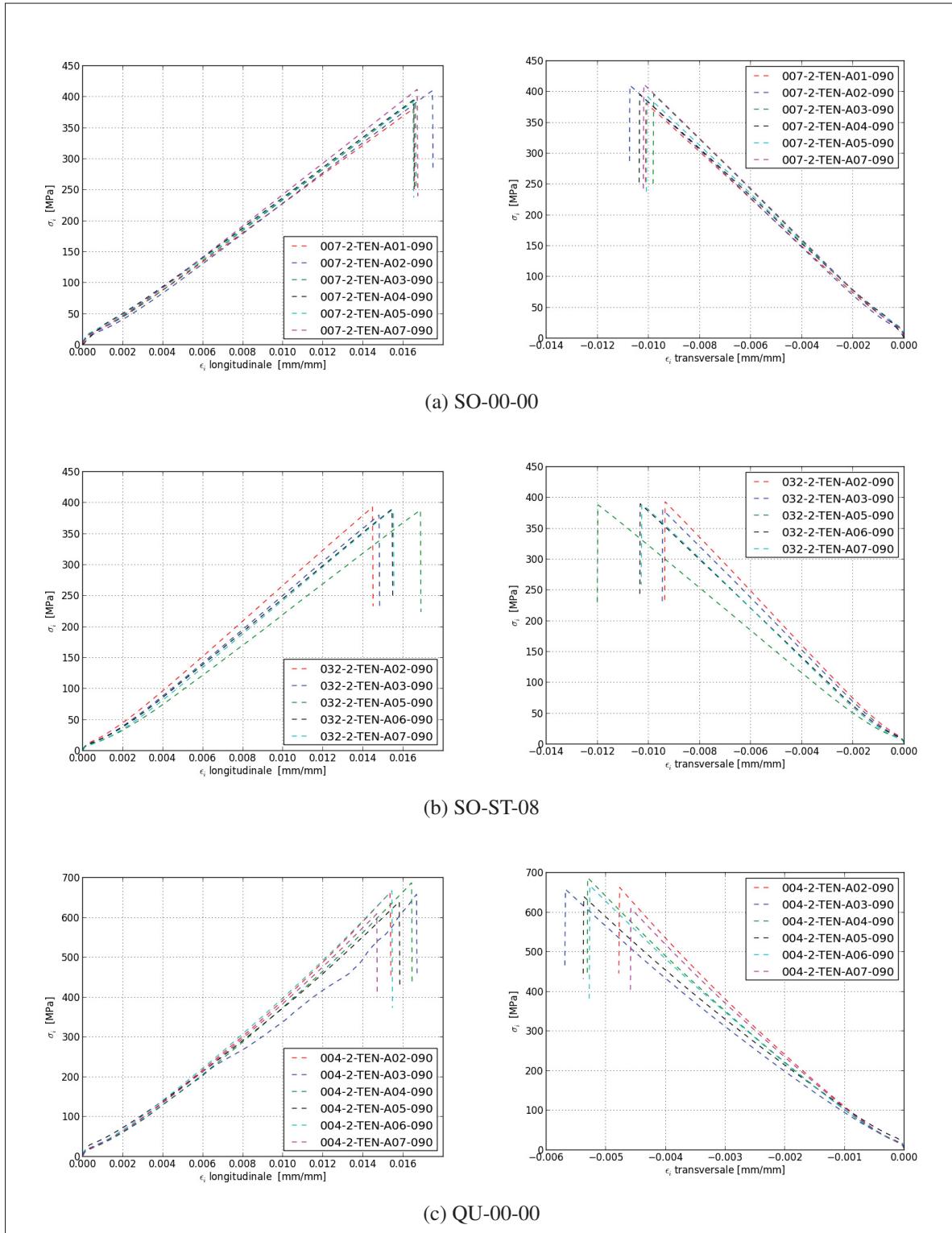


Figure-A IV-1 Courbes *contrainte-déformation* ($\sigma_{\text{ten}} - \epsilon_{\text{ten}}$) en tension

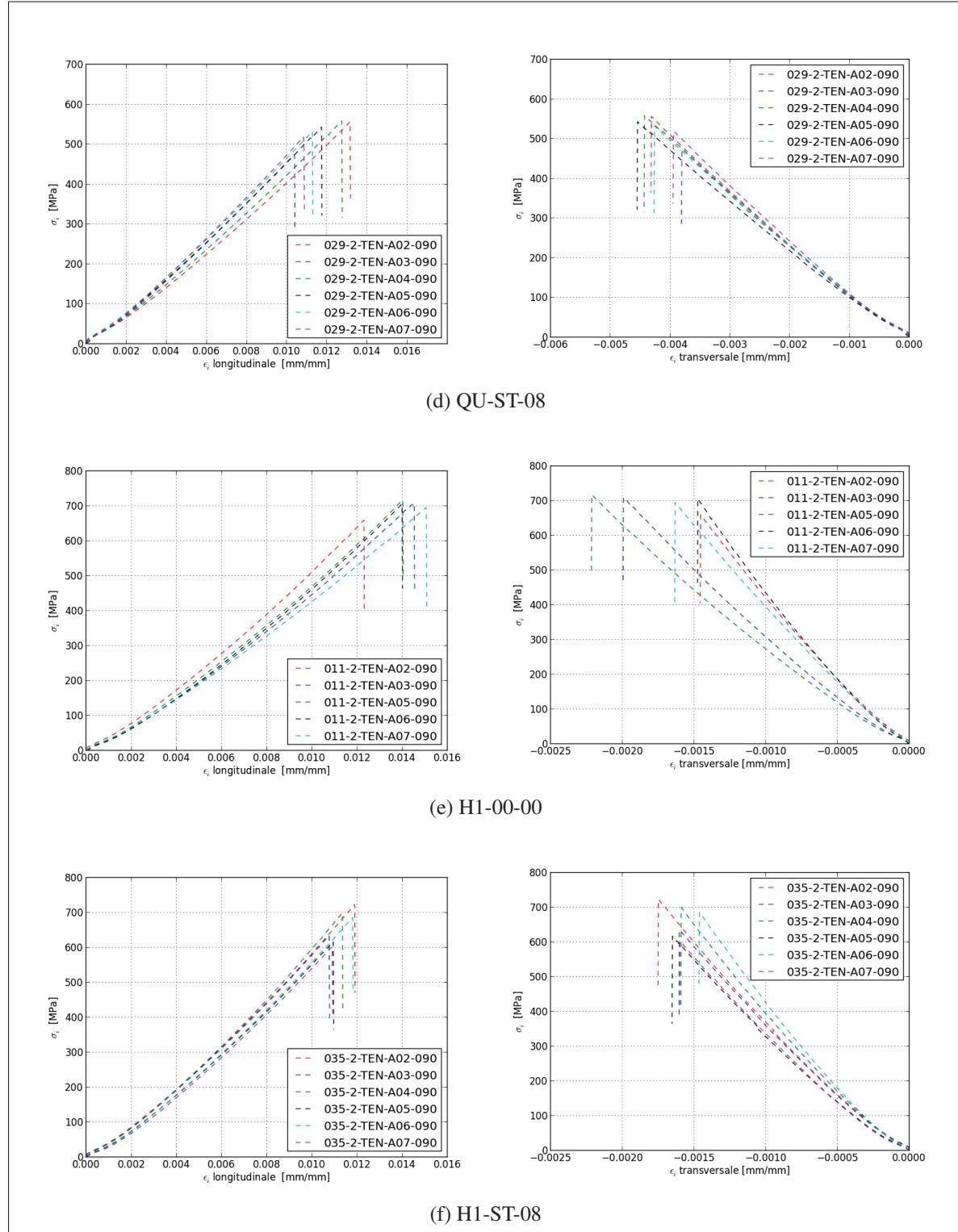


Figure-A IV-1 (suite) Courbes *contrainte-déformation* (σ_{ten} – ϵ_{ten}) en tension

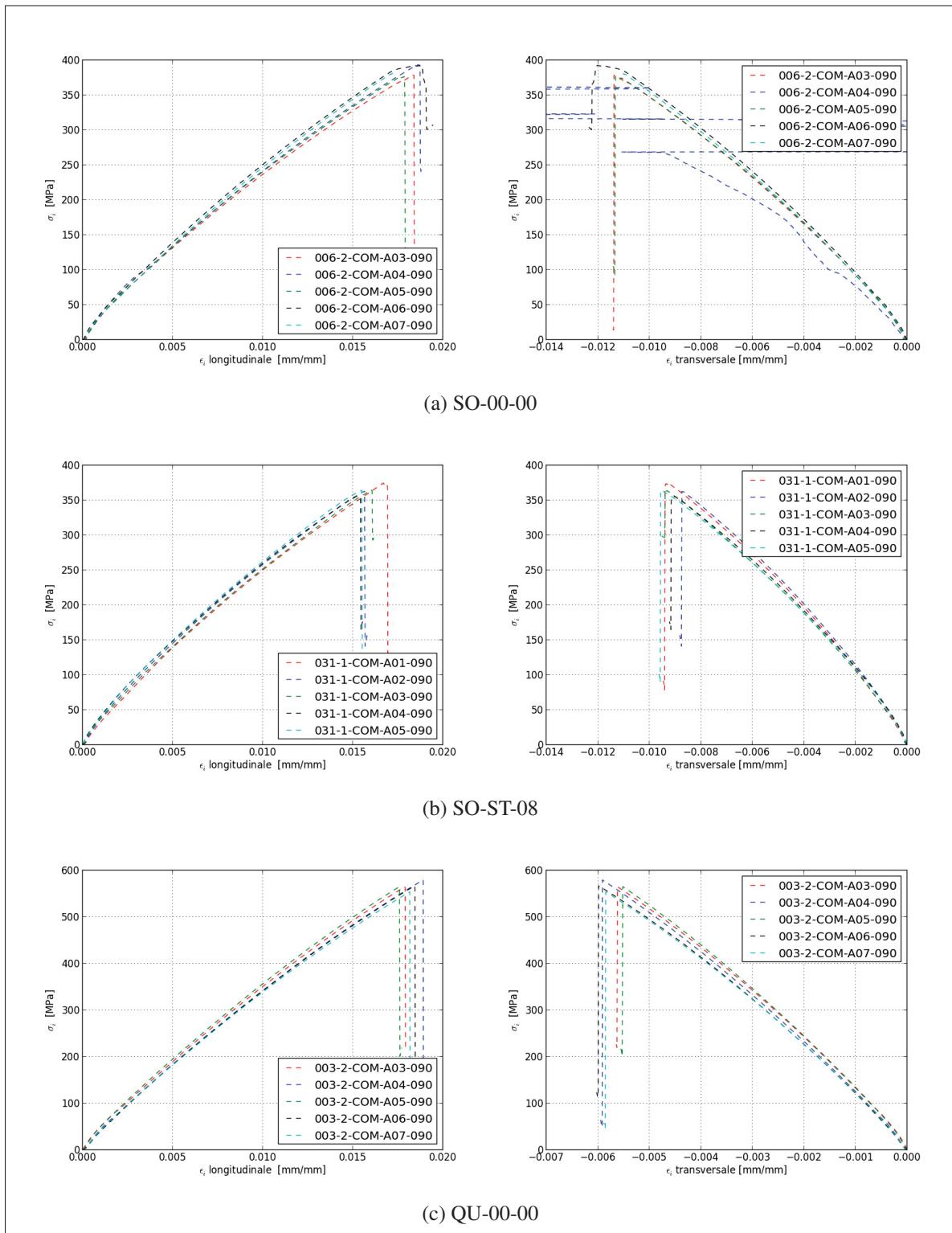


Figure-A IV-2 Courbes *contrainte-déformation* ($\sigma_{com} - \epsilon_{com}$) en compression

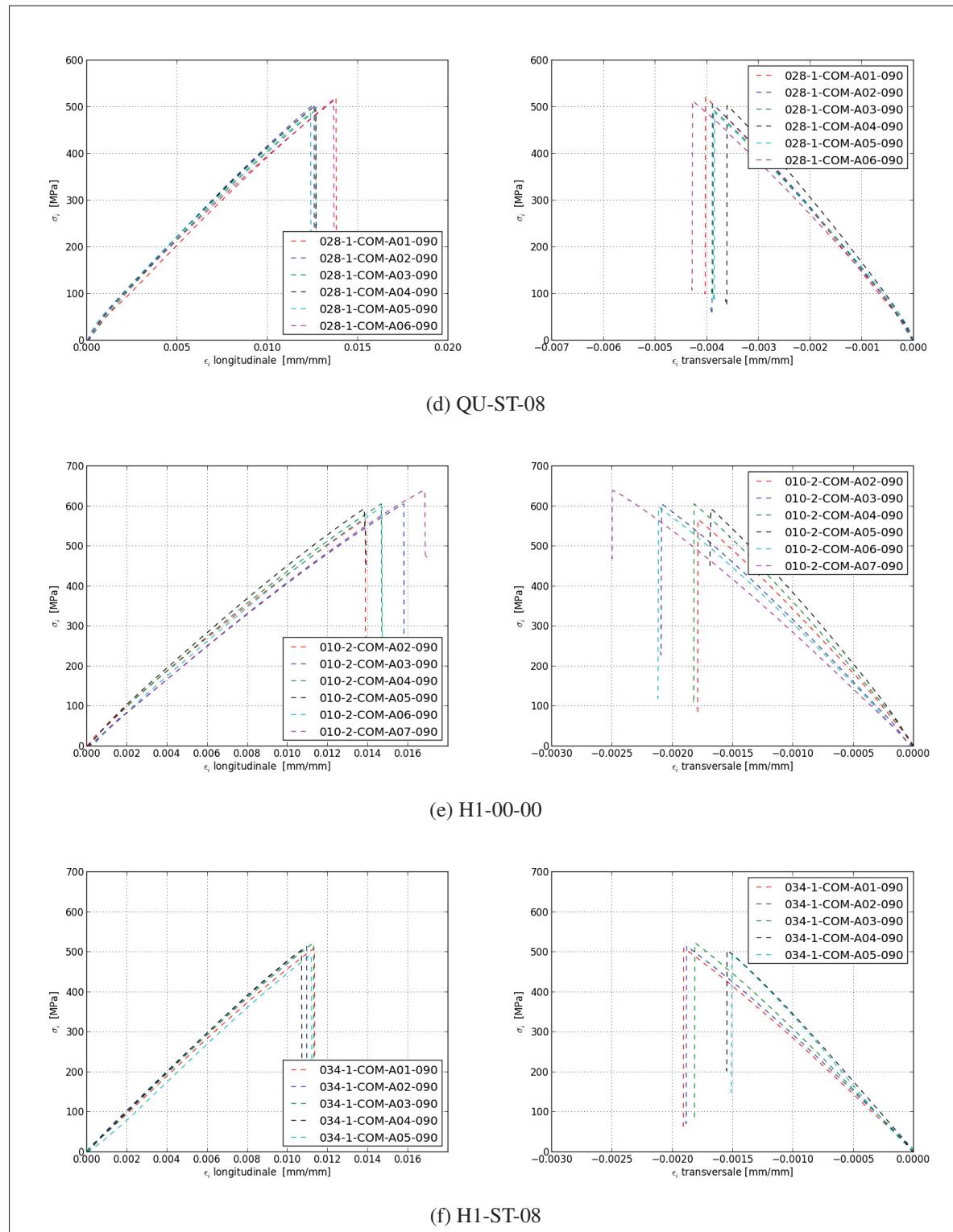


Figure-A IV-2 (suite) Courbes *contrainte – déformation* ($\sigma_{com} – \epsilon_{com}$) en compression

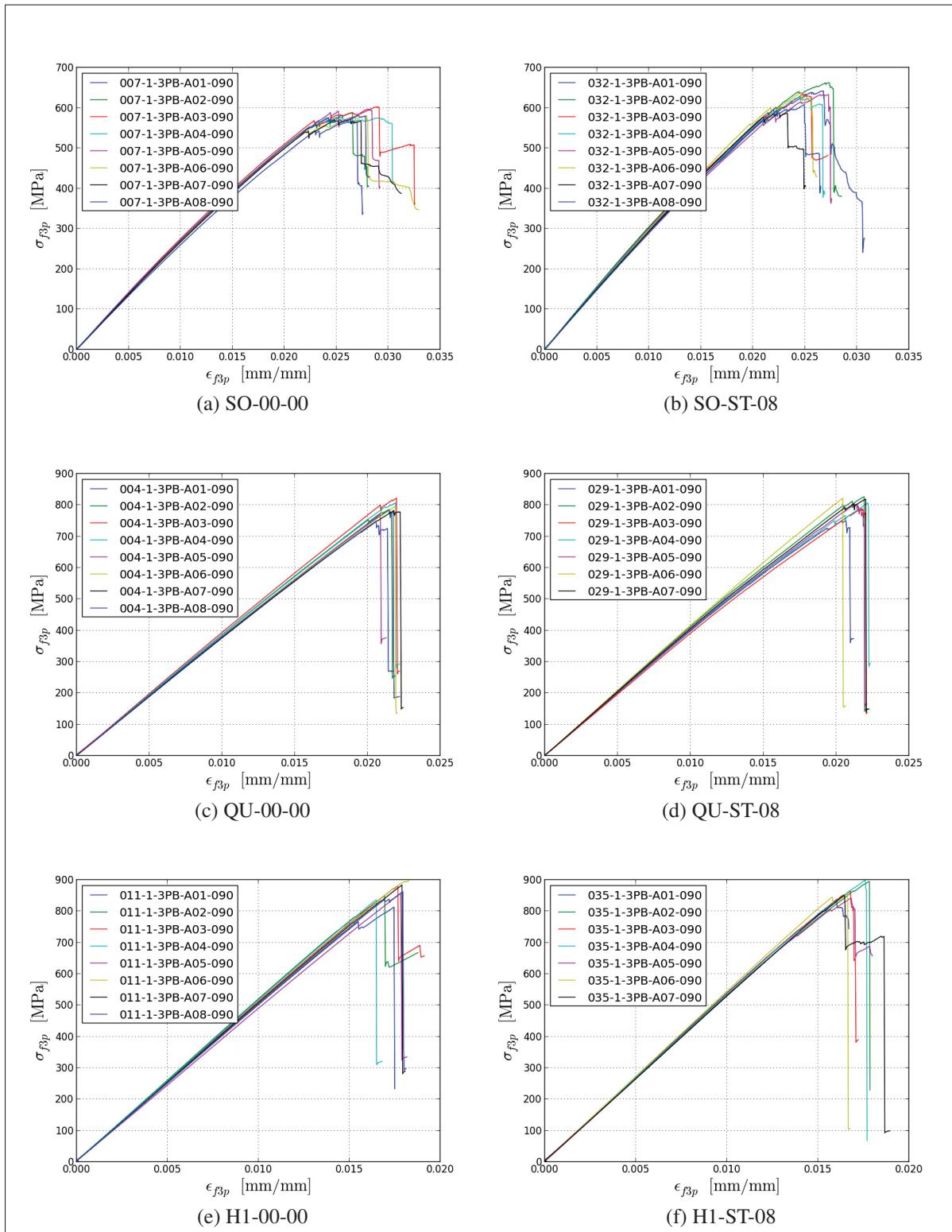


Figure-A IV-3 Courbes *contrainte – déformation* (σ_{f3p} – ϵ_{f3p}) en flexion 3 points

ANNEXE V

RÉSULTATS DÉTAILLÉS POUR LES ESSAIS PORTANT SUR LA TOLÉRANCE À L'ENDOMMAGEMENT DES STRATIFIÉS (CHAPITRE 5)

Tableau-A V-1 Résistance des stratifiés en compression avec trou : force maximale ($P_{u.ohc}$), contrainte ultime ($F_{u.ohc}$) et déformation à la rupture ($\epsilon_{u.ohc}$)

ID	n	$P_{u.ohc}$		$F_{u.ohc}$		$\epsilon_{u.ohc}$	
		\bar{x}	C_v	\bar{x}	C_v	\bar{x}	C_v
		[kN]	[%]	[MPa]	[%]	[-]	[%]
SO-00-00	6	43.657	0.7	264.6	0.6	0.0110	4.4
SO-ST-08	5	43.767	5.8	276.1	5.5	0.0106	6.6
QU-00-00	5	51.780	1.7	306.1	1.8	0.0079	2.0
QU-ST-08	6	56.228	6.7	327.0	7.0	0.0085	6.6
H1-00-00	6	54.608	2.9	332.1	2.9	0.0075	6.6
H1-ST-08	5	58.837	4.6	348.6	4.6	0.0081	4.1

Tableau-A V-2 Résistance des stratifiés à un impact : énergie absorbée ($E_{a.dwi}$), profondeur maximale de l'indentation ($pro_{max.dwi}$) et diamètre maximal endommagé ($dia_{max.dwi}$)

ID	n	$E_{a.dwi}$		$pro_{max.dwi}$		$dia_{max.dwi}$	
		\bar{x}	C_v	\bar{x}	C_v	\bar{x}	C_v
		[J]	[%]	[mm]	[%]	[mm]	[%]
SO-00-00	6	34.0	2.1	2.61	9.2	34.20	8.5
SO-ST-08	8	43.3	5.3	2.53	6.6	37.33	3.1
QU-00-00	7	40.4	10.0	2.97	8.7	36.79	11.1
QU-ST-08	6	44.6	15.7	2.38	18.4	37.55	8.4
H1-00-00	6	40.4	6.7	2.18	9.8	33.10	7.7
H1-ST-08	8	46.9	3.7	2.06	8.9	33.46	6.3

Tableau-A V-3 Résistance des stratifiés en compression après impact : force maximale ($P_{u.cai}$), contrainte ultime ($F_{u.cai}$), déformation à la rupture ($\epsilon_{u.cai}$) et module de rigidité (E_{cai})

ID	<i>n</i>	$P_{u.cai}$		$F_{u.cai}$		$\epsilon_{u.cai}$		E_{cai}	
		\bar{x}	C_v	\bar{x}	C_v	\bar{x}	C_v	\bar{x}	C_v
		[kN]	[%]	[MPa]	[%]	[-]	[%]	[GPa]	[%]
SO-00-00	5	89.946	3.4	207.2	3.5	0.0110	4.0	19.671	1.7
SO-ST-08	6	90.003	3.2	208.3	2.9	0.0105	5.1	20.753	2.3
QU-00-00	8	90.379	4.5	200.6	3.5	0.0077	3.6	26.282	3.8
QU-ST-08	8	89.676	6.6	200.7	3.2	0.0078	6.1	26.333	3.0
H1-00-00	6	85.391	3.2	193.9	2.3	0.0067	3.0	29.623	2.1
H1-ST-08	8	92.371	4.3	206.2	4.0	0.0071	3.5	29.878	1.6

Tableau-A V-4 Résistance des stratifiés à la propagation d'une fissure interlaminaire (Mode I) : force maximale ($P_{max.cgi}$), contrainte ultime ($P_{vis.cgi}$) et déformation à la rupture ($G_{ic.vis.cgi}$)

ID	<i>n</i>	$P_{max.cgi}$		$P_{vis.cgi}$		$G_{ic.vis.cgi}$	
		\bar{x}	C_v	\bar{x}	C_v	\bar{x}	C_v
		[kN]	[%]	[kN]	[%]	[J/m ²]	[%]
SO-00-00	6	440	5.4	345	24.9	250	51.3
SO-ST-08	4	760	6.3	413	37.8	331	73.6
QU-00-00	2	378	4.9	312	27.8	169	58.3
QU-ST-08	4	771	4.6	456	14.3	310	32.0
H1-00-00	5	392	3.2	530	4.3	201	13.7
H1-ST-08	6	728	3.1	383	12.1	383	25.6

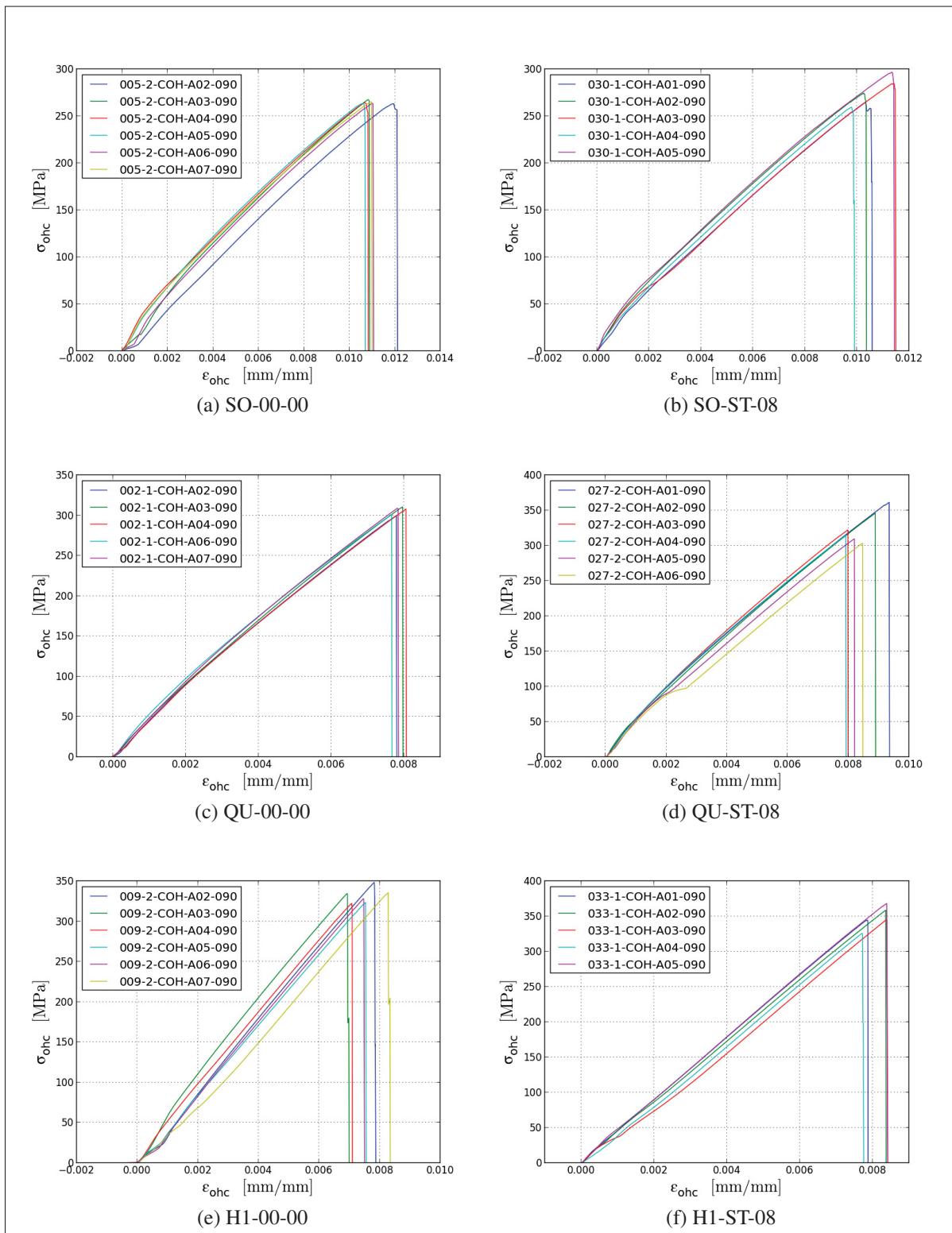


Figure-A V-1 Courbes *contrainte-déformation* ($\sigma_{ohc}-\epsilon_{ohc}$) en compression avec trou

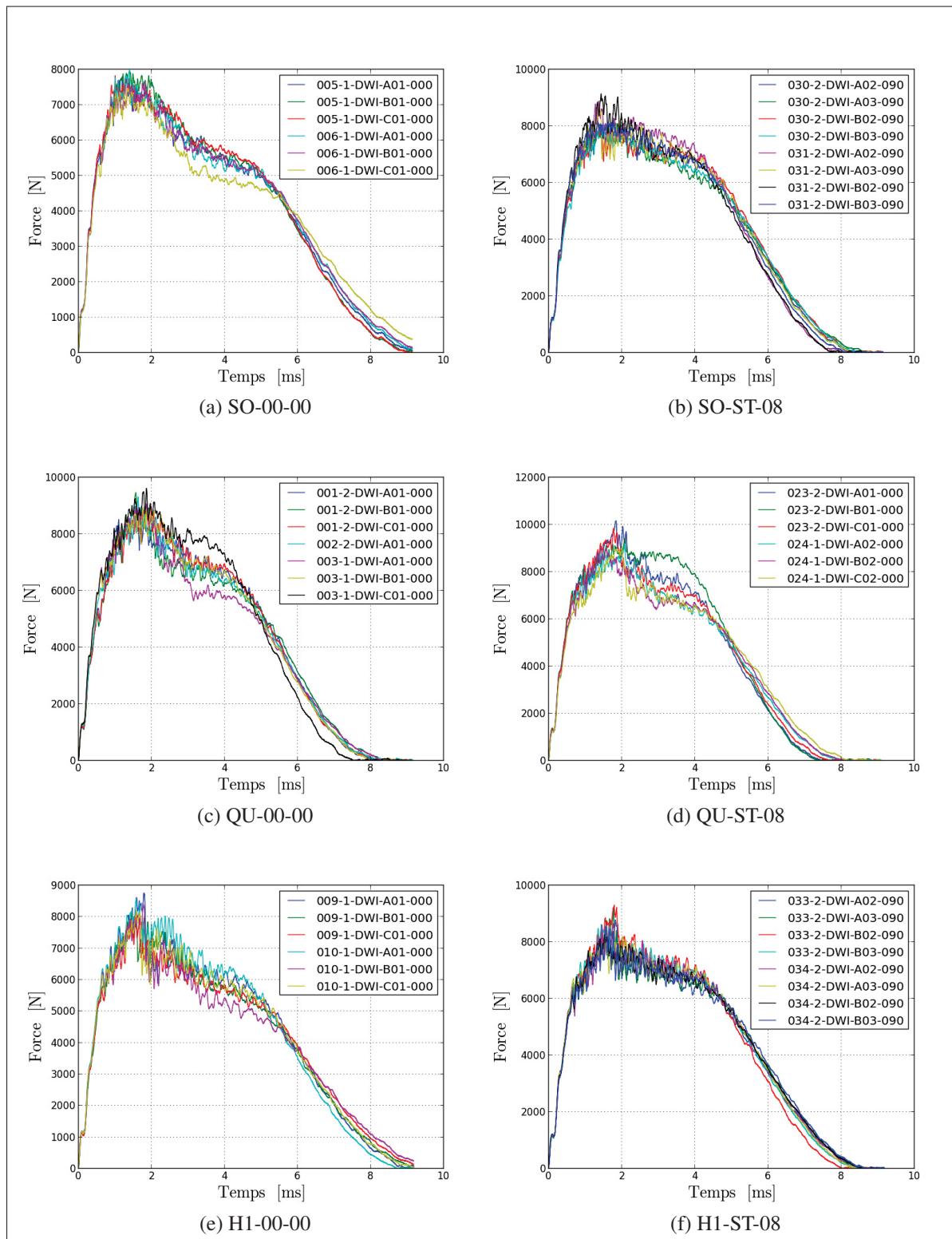


Figure-A V-2 Courbes *force – temps* ($P_{dwi} - t$) pour un impact à basse vitesse

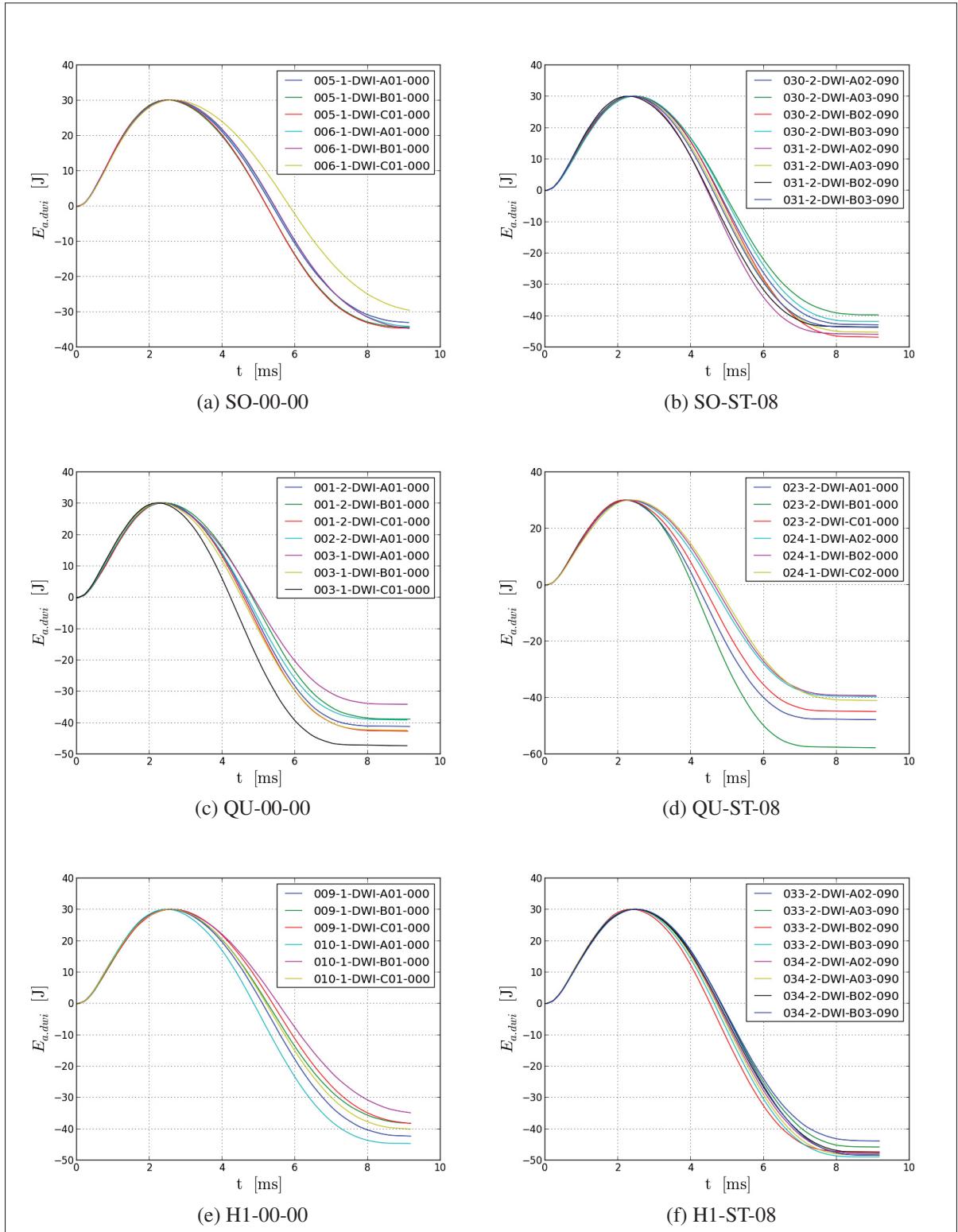


Figure-A V-3 Courbes énergie absorbée – temps ($E_{a.dwi} - t$) pour un impact à basse vitesse

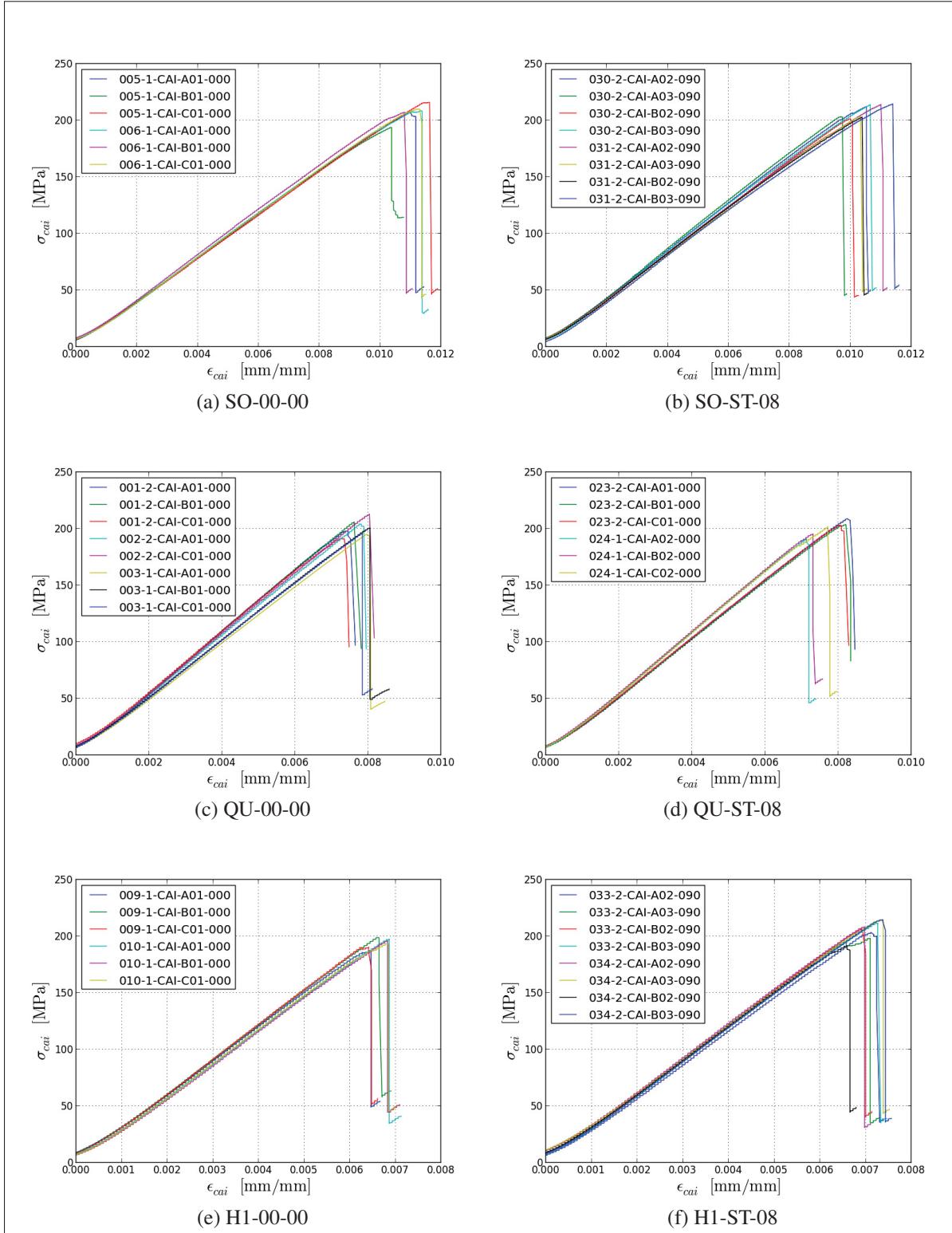


Figure-A V-4 Courbes *contrainte – déformation* (σ_{cai} – ϵ_{cai}) en compression après impact

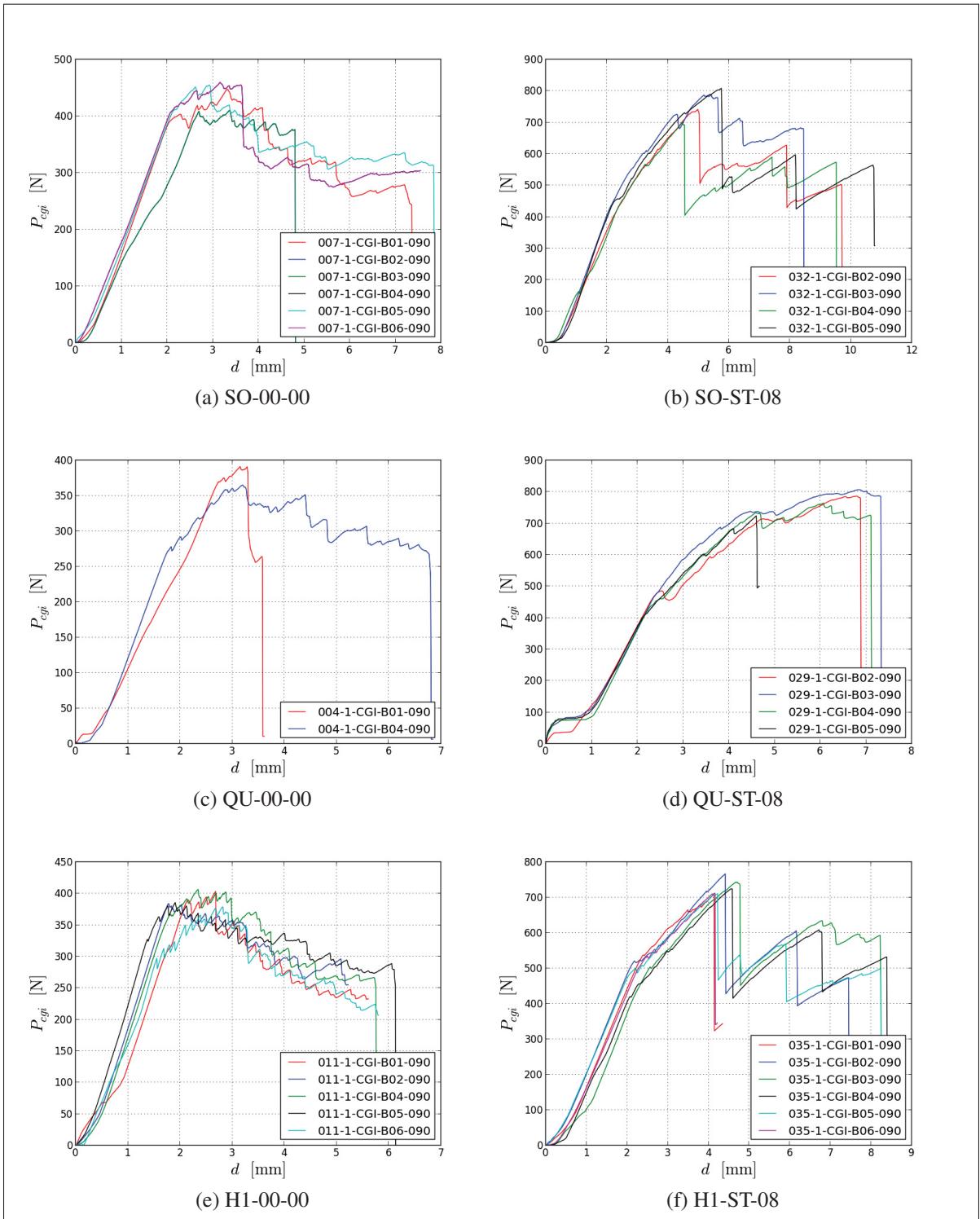


Figure-A V-5 Courbes force – déflexion (P_{cgi} – d_{cgi}) pour l’essai de propagation d’une fissure interlaminaire (Mode I)

BIBLIOGRAPHIE

- 2012a. *CMH-17, Composite Materials Handbook*, volume 1 - Polymer Matrix Composites : Guidelines for Characterization of Structural Materials. 719 p.
- 2012b. *CMH-17, Composite Materials Handbook*, volume 2 - Polymer Matrix Composites : Materials Properties. 896 p.
- 2012c. *CMH-17, Composite Materials Handbook*, volume 3 - Polymer Matrix Composites : Materials Usage, Design, and Analysis. 952 p.
- Adanur, S., Y.P. Tsao, et C.W. Tam. 1995. « Improving Fracture Resistance of Laminar Textile Composites by Third Direction Reinforcement ». *Composites Engineering*, vol. 5, n° 9, p. 1149 - 1158.
- Anahara, M., Y. Yasui, et H. Omori. 1992. « Three Dimensional Fabric and Method for Producing the Same ».
- ASM International, Alloy Center Database. 2013. « (6xxx series) wrought aluminum-magnesium-silicon, 6061, T6, T651, T6511, (Except for T6 sheet and rolled-and-drawn products) ». En ligne. Consulté le 24 août 2014. <<http://products.asminternational.org>>.
- Bannister, M.K. 2004. « Development and Application of Advanced Textile Composites ». *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part L : Journal of Materials Design and Applications*, vol. 218, n° 3, p. 253-260.
- Beier, U., F. Fischer, J.K.W. Sandler, V. Altstädt, C. Weimer, et W. Buchs. 2007. « Mechanical Performance of Carbon Fibre-Reinforced Composites Based on Stitched Preforms ». *Composites Part A : Applied Science and Manufacturing*, vol. 38, n° 7, p. 1655 - 1663.
- Berthelot, J.M., 1996. *Matériaux Composites : Comportement Mécanique et Analyse des Structures*. Recherche en Mécanique. éd. 2. 620 p.
- Bibo, G.A. et P.J. Hogg. 1996. « Review - The Role of Reinforcement Architecture on Impact Damage Mechanisms and Post-Impact Compression Behaviour ». *Journal of Materials Science*, vol. 31, n° 5, p. 1115–1137.
- Brody, John C. et John W. Gillespie. 2005. « Reactive and Non-Reactive Binders in Glass/Vinyl Ester Composites ». *Polymer Composites*, vol. 26, n° 3, p. 377–387.
- Bryn, L., M.A. Islam, W.L. Lowery, et H. D. Harries. 2004. « Three-Dimensional Woven Forms With Integral Bias Fibers and Bias Weaving Loom ».
- CRIAQ. 2013. « Préformes Textiles 3D pour Fabrication de Pièces Composites Complexes ». En ligne. <http://www.criag.aero/Projets_A/ListeProjets/12927534120/liste_de_projets.html>. Consulté le 27 juin 2013.

- Cytec Industries inc. Août 2010. « CYCOM® 890 RTM Resin System - Technical Data Sheet ». En ligne. Consulté le 24 août 2014. <http://cytec.com/sites/default/files/datasheets/CYCOM_890_RTM_031912-03a.pdf>.
- Dorris, W.J., W.J. Hairr, J.T. Huang, J.E. Ingram, et B.M. Shah, 1992. *Advanced Composites Structural Concepts and Materials Technologies for Primary Aircraft Structures, Strucutral Response and Failure Analysis*. Lockheed Aeronautical Systems Company, Marietta, Georgia : NASA, 87 p.
- Dransfield, K., C. Baillie, et Y.-W. Mai. 1994. « Improving the Delamination Resistance of CFRP by Stitching - A Review ». *Composites Science and Technology*, vol. 50, n° 3, p. 305 - 317.
- Dransfield, K. A. 1995. « Through-Thickness Reinforcement of Carbon Fibre Composites by Stitching ». PhD thesis, Department of Mechanical and Mechatronic Engineering, University of Sydney, Sydney, Australia.
- Dransfield, K. A., L.K. Jain, et Y.-W. Mai. 1998. « On the Effects of Stitching in CFRPs I. Mode I Delamination Toughness ». *Composites Science and Technology*, vol. 58, n° 6, p. 815 - 827.
- Farley, G.L., B.T. Smith, et J. Maiden. 1992. « Compression Response of Thick Layer Composite Laminates with Through-the-Thickness Reinforcement ». *Journal of Reinforced Plastics and Composites*, vol. 11, n° 7, p. 787-810.
- Furrow, K.W., A.C. Loos, et R.J. Cano. 1996. « Environmental Effects on Stitched RTM Textile Composites ». *Journal of Reinforced Plastics and Composites*, vol. 15, n° 4, p. 378-419.
- Girardy, Henri et Sven Blank. June 2014. « Raw Material Suppliers Outlook a Good Future for Dry Composite Materials ». Online. <<http://www.drycomposites.com/raw-material-suppliers-outlook-a-good-future-for-dry-composite-materials/>>.
- Greenhalgh, E. et M. Hiley. 2003. « The Assessment of Novel Materials and Processes for the Impact Tolerant Design of Stiffened Composite Aerospace Structures ». *Composites Part A : Applied Science and Manufacturing*, vol. 34, n° 2, p. 151 - 161.
- Guénon, V.A., T.-W. Chou, et J.W. Gillespie. 1989. « Toughness Properties of a Three-Dimensional Carbon-Epoxy Composite ». *Journal of Materials Science*, vol. 24, p. 4168-4175.
- Herszberg, I. et T. Weller. 2006. « Impact Damage Resistance of Buckled Carbon/Epoxy Panels ». *Composite Structures*, vol. 73, n° 2, p. 130 - 137.
- Hojo, M., K. Nakashima, T.Kusaka, M. Tanaka, T. Adachi, T. Fukuoka, et M. Ishibashi. 2010. « Mode I Fatigue Delamination of Zanchor-Reinforced CF/Epoxy Laminates ». *International Journal of Fatigue*, vol. 32, n° 1, p. 37 - 45.

- Horikawa, S., Y. Iwahori, T. Ishikawa, et H. Fukuda. 2003. « Stitching Effect for Interlaminar Fracture Toughness of CFRP Laminates ». In *ICCM-14. In : 14th international conference on composite materials. San Diego*.
- Jahn, B. et E. Witten. 09 2013. « Composites Market Report ». Online. <http://www.carbon-composites.eu/sites/carbon-composites.eu/files/anhaenge/13/09/17/ccev-avk-marktbericht_2013-final-englisch-bj.pdf>.
- Jain, L.K., K.A. Dransfield, et Y.-W. Mai. 1998. « Effect of Reinforcing Tabs on the Mode I Delamination Toughness of Stitched CFRPs ». *Journal of Composite Materials*, vol. 32, n° 22, p. 2016-2041.
- Junqian, Z. et W. Yuqing. 2007. « A Predictive Approach to the In-Plane Mechanical Properties of Stitched Composite Laminates ». *Acta Mechanica Solida Sinica*, vol. 20, n° 2, p. 130 - 140.
- Kamiya, R., B.A. Cheeseman, P. Popper, et T.-W. Chou. 2000. « Some Recent Advances in the Fabrication and Design of Three-Dimensional Textile Preforms : A Review ». *Composites Science and Technology*, vol. 60, n° 1, p. 33-47.
- Kang, T.J. et S.H. Lee. 1994. « Effect of Stitching on the Mechanical and Impact Properties of Woven Laminate Composite ». *Journal of Composite Materials*, vol. 28, p. 1574 - 1587.
- Khokar, Nandan. 2002. « Woven 3D Fabric Material. ». <<https://docs.google.com/viewer?url=patentimages.storage.googleapis.com/pdfs/US6338367.pdf>>. Consulté le 2 août 2012.
- Koziol, M. 2013. « Effect of Thread Tension on Mechanical Performance of Stitched Glass Fibre-Reinforced Polymer Laminates – Experimental Study ». *Journal of Composite Materials*, vol. 47, n° 16, p. 1919-1930.
- Lapeyronnie, P., P. Le Grogne, C. Binétruy, et F. Boussu. 2011. « Homogenization of the Elastic Behavior of a Layer-to-Layer Angle-Interlock Composites ». *Composite Structures*, vol. 93, n° 11, p. 2795 - 2807.
- Larsson, F. 1997. « Damage Tolerance of a Stitched Carbon/Epoxy Laminates ». *Composites Part A : Applied Science and Manufacturing*, vol. 28, n° 11, p. 923 - 934.
- Lefebvre, Marie, Boussu Francois, et Coutellier Daniel. 2013. « Influence of high-performance yarns degradation inside three-dimensional warp interlock fabric ». *Journal of Industrial Textiles*, vol. 42, n° 4, p. 475-488.
- Lida, S., C. Ohmori, et T. Ito. 1995. « Multi-Axial Fabric with Triaxial and Quartaxial Portions ». <<http://www.google.com/patents/US5472020>>.
- Liu, D. 1990. « Delamination Resistance in Stitched and Unstitched Composite Plates Subjected to Impact Loading ». *Journal of Reinforced Plastics and Composites*, vol. 9, n° 1, p. 59-69.

- Mahfuz, H., P. Majumdar, M. Saha, F. Shamery, et S. Jeelani. 2004. « Integral Manufacturing of Composite Skin-Stringer Assembly and Their Stability Analyses ». *Applied Composite Materials*, vol. 11, n° 3, p. 155-171.
- Mesogitis, T.S., A.A. Skordos, et A.C. Long. 2014. « Uncertainty in the Manufacturing of Fibrous Thermosetting Composites : A Review ». *Composites Part A : Applied Science and Manufacturing*, vol. 57, n° 0, p. 67 - 75.
- Miravete, A., 1999. *3-D Textile Reinforcements In Composite Materials*. éd. 1. 308 p.
- Mohamed, M.H. et A.K. Bilisik. 1995. « Multi-Layer Three-Dimensional Fabric and Method for Producing ».
- Mood, G.I. 1996. « Multiaxial Yarn Structure and Weaving Methods ».
- Mouritz, A.P., J. Gallagher, et A.A. Goodwin. 1997a. « Flexural Strength and Interlaminar Shear Strength of Stitched GRP Laminates Following Repeated Impacts ». *Composites Science and Technology*, vol. 57, n° 5, p. 509 - 522.
- Mouritz, A.P., K.H. Leong, et I. Herszberg. 1997b. « A Review of the Effect of Stitching on the In-Plane Mechanical Properties of Fibre-Reinforced Polymer Composites ». *Composites Part A : Applied Science and Manufacturing*, vol. 28, n° 12, p. 979 - 991.
- O'Brien, T. Kevin. 2001. Fracture Mechanics of Composite Delamination. *ASM Handbook Online*, volume 21. ASM International.
- Office québécois de la langue française. « Le Grand Dictionnaire Terminologique ». En ligne. <<http://www.gdt.oqlf.gouv.qc.ca>>.
- Ogale, A. et P. Mitschang. 2004. « Tailoring of Textile Preforms for Fibre-reinforced Polymer Composites ». *Journal of Industrial Textiles*, vol. 34, n° 2, p. 77-96.
- Ogin, S.L., 2000. *Handbook of Technical Textiles*, chapter 11 - Textile-reinforced composite materials, p. 264-281. Woodhead Publishing.
- Plain, K.P. et L.Tong. 2011. « An Experimental Study on Mode I and II Fracture Toughness of Laminates Stitched with a One-Sided Stitching Technique ». *Composites Part A : Applied Science and Manufacturing*, vol. 42, n° 2, p. 203 - 210.
- Prichard, J.C. et P.J. Hogg. 1990. « The Role of Impact Damage in Post-Impacted Compression Testing ». *Composites*, vol. 21, p. 503-511.
- Rudov-Clark, S., A.P. Mouritz, L. Lee, et M.K. Bannister. 2003. « Fibre Damage in the Manufacture of Advanced Three-Dimensional Woven Composites ». *Composites Part A : Applied Science and Manufacturing*, vol. 34, n° 10, p. 963 - 970.
- Ruzand, J.-M. et G. Guenot. 1994. « Multiaxial Three-Dimensional Fabric and Process for its Manufacture ».

- Shu, D. et Y.-W. Mai. 1993. « Effect of Stitching on Interlaminar Delamination Extension in Composite Laminates ». *Composites Science and Technology*, vol. 49, n° 2, p. 165 - 171.
- Sondhelm, W.S., 2000. *Handbook of Technical Textiles*, chapter 4 - Technical fabric structures – 1. Woven fabrics, p. 62-94. Woodhead Publishing.
- Supergen Wind Energy Technologies Consortium. 2009. « Wind Energy Technology ». En ligne. <<http://www.supergen-wind.org.uk/Phase1/achievements.html>>. Consulté le 8 août 2013.
- Tan, K. T., N. Watanabe, et Y. Iwahori. 2012a. « Impact Damage Resistance, Response, and Mechanisms of Laminated Composites Reinforced by Through-Thickness Stitching ». *International Journal of Damage Mechanics*, vol. 21, n° 1, p. 51-80.
- Tan, K.T., N. Watanabe, M. Sano, Y. Iwahori, et H. Hoshi. 2010. « Interlaminar Fracture Toughness of Vectran-stitched Composites - Experimental and Computational Analysis ». *Journal of Composite Materials*, vol. 44, p. 3203 - 3229.
- Tan, K.T., N. Watanabe, et Y. Iwahori. 2011. « X-Ray Radiography and Micro-Computed Tomography Examination of Damage Characteristics in Stitched Composites Subjected to Impact Loading ». *Composites Part B : Engineering*, vol. 42, n° 4, p. 874 - 884.
- Tan, K.T., N. Watanabe, Y. Iwahori, et T. Ishikawa. 2012b. « Effect of Stitch Density and Stitch Thread Thickness on Compression After Impact Strength and Response of Stitched Composites ». *Composites Science and Technology*, vol. 72, n° 5, p. 587 - 598.
- Tan, K.T., N. Watanabe, Y. Iwahori, et T. Ishikawa. 2012c. « Understanding Effectiveness of Stitching in Suppression of Impact Damage : An Empirical Delamination Reduction Trend for Stitched Composites ». *Composites Part A : Applied Science and Manufacturing*, vol. 43, n° 6, p. 823 - 832.
- Tanzawa, Y., N. Watanabe, et T. Ishikawa. 1999. « Interlaminar Fracture Toughness of 3-D Orthogonal Interlocked Fabric Composites ». *Composites Science and Technology*, vol. 59, n° 8, p. 1261 - 1270.
- Tanzawa, Y., N. Watanabe, et T. Ishikawa. 2001. « FEM Simulation of a Modified DCB Test for 3-D Orthogonal Interlocked Fabric Composites ». *Composites Science and Technology*, vol. 61, n° 8, p. 1097 - 1107.
- Tong, L., A.P. Mouritz, et M.K. Bannister, 2002. *3D Fibre Reinforced Polymer Composites*. éd. 1. 254 p.
- Treibler, J.W.G. 2011. « Performance of Tufted Carbon Fibre/Epoxy Composites ». PhD thesis, Cranfield University.
- Vandermeij, Nancy, D. H. Morris, John E. Masters, et United States., 1991. *Damage Development Under Compression-Compression Fatigue Loading in a Stitched Uniwoven Graphite/Epoxy Composite Materials*.

- Witik, R.A., F. Gaille, R. Teuscher, H. Ringwald, V. Michaud, et J.E. Månsen. 2012. « Economic and Environmental Assessment of Alternative Production Methods for Composite Aircraft Components ». *Journal of Cleaner Production*, vol. 29–30, n° 0, p. 91 - 102.
- Wood, M.D.K., X. Sun, L. Tong, A. Katzlos, A. R. Rispler, et Y. Mai. 2007a. « The Effect of Stitch Distribution on Mode I Delamination Toughness of Stitched Laminated Composites – Experimental Results and FEA Simulation ». *Composites Science and Technology*, vol. 67, n° 6, p. 1058 - 1072.
- Wood, M.D.K., X. Sun, L. Tong, Q. Luo, A. Katzlos, et A. Rispler. 2007b. « A New ENF Test Specimen for the Mode II Delamination Toughness Testing of Stitched Woven CFRP Laminates ». *Journal of Composite Materials*, vol. 41, n° 14, p. 1743-1772.
- Woodward, M. R. et R. Stover. 2003. Damage Tolerance. *ASM Handbook Online*, volume 21. ASM International.
- Wu, E. et J. Wang. 1995. « Behavior of Stitched Laminates under In-Plane Tensile and Transverse Impact Loading ». *Journal of Composite Materials*, vol. 29, n° 17, p. 2254-2279.
- Zhang, Y., L. Jiang, B. Sun Sun, et B. Gu. 2012. « Transverse Impact Behaviors of Four-Step 3-D Rectangular Braided Composites from Unit-Cell Approach ». *Journal of Reinforced Plastics and Composites*, vol. 31, n° 4, p. 233-246.