

**Titre:** Étude de l'influence de défauts sur les propriétés mécaniques de matériaux composites fabriqués par le procédé de placement de fibres  
Title:

**Auteur:** Pierre Legay  
Author:

**Date:** 2011

**Type:** Mémoire ou thèse / Dissertation or Thesis

**Référence:** Legay, P. (2011). Étude de l'influence de défauts sur les propriétés mécaniques de matériaux composites fabriqués par le procédé de placement de fibres [Mémoire de maîtrise, École Polytechnique de Montréal]. PolyPublie.  
Citation: <https://publications.polymtl.ca/586/>

## Document en libre accès dans PolyPublie

Open Access document in PolyPublie

**URL de PolyPublie:** <https://publications.polymtl.ca/586/>  
PolyPublie URL:

**Directeurs de recherche:** Rachid Boukhili  
Advisors:

**Programme:** Génie mécanique  
Program:

UNIVERSITÉ DE MONTRÉAL

ÉTUDE DE L'INFLUENCE DE DÉFAUTS SUR LES PROPRIÉTÉS  
MÉCANIQUES DE MATÉRIAUX COMPOSITES FABRIQUÉS PAR LE  
PROCÉDÉ DE PLACEMENT DE FIBRES

PIERRE LEGAY

DÉPARTEMENT DE GÉNIE MÉCANIQUE  
ÉCOLE POLYTECHNIQUE DE MONTRÉAL

MÉMOIRE PRÉSENTÉ EN VUE DE L'OBTENTION  
DU DIPLÔME DE MAÎTRISE ÈS SCIENCES APPLIQUÉES (M.Sc.A.)  
(GÉNIE MÉCANIQUE)

JUIN 2011

UNIVERSITÉ DE MONTRÉAL

ÉCOLE POLYTECHNIQUE DE MONTRÉAL

Ce mémoire intitulé :

ÉTUDE DE L'INFLUENCE DE DÉFAUTS SUR LES PROPRIÉTÉS  
MÉCANIQUES DE MATÉRIAUX COMPOSITES FABRIQUÉS PAR LE  
PROCÉDÉ DE PLACEMENT DE FIBRES

Présenté par : LEGAY Pierre

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

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

M. VADEAN Aurelian, Doct., président

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

M. HUBERT Pascal, Ph.D., membre

## REMERCIEMENTS

En tout premier lieu je tiens à remercier mon directeur de recherche, le professeur Rachid Boukhili, pour m'avoir encadré tout au long de ma maîtrise. Grâce à sa disponibilité et aux nombreux échanges que nous avons eu, j'ai profité de son expérience pour orienter mon projet de recherche.

Je remercie Aymen Marouene pour son aide précieuse tout au long de ma maîtrise, il m'a particulièrement aidé dans la tâche (laborieuse) de découpe des échantillons et les tests qu'il a réalisés ont éclairé mes réflexions.

Je remercie le professeur Mehdi Hojjati, Jihua Chen et Hugo Laurin du CNRC pour la fabrication des matériaux que nous avons testés au cours de ce projet. Leur aide m'a permis de finir mon mémoire dans les délais que nous nous étions fixés.

Je remercie les équipes de McGill, de Bombardier Aéronautique et de Composite Atlantic pour leurs questions et leurs conseils au cours des différentes réunions de projet, cela m'a permis de faire avancer ma compréhension du problème.

Je remercie Christian Charles Martel pour son assistance, il a permis le fonctionnement des machines de tests tout au long de ma maîtrise.

Enfin je remercie toutes les personnes que j'ai croisées depuis mon arrivée à Montréal : Camille, Nico, Tonio, Lionel, Guillaume, Romain, mes collocs, les X et ceux que j'oublie, grâce à qui je garderai de très bon souvenirs extrascolaires de ces deux années d'études.

## RÉSUMÉ

Les *gaps* et *overlaps*, défauts provoqués par le procédé de placement de fibres automatisé, ont un effet peu connu sur les propriétés mécaniques des matériaux composites. La réponse à l'impact et la tenue en compression du matériau sont susceptibles d'être affectées par ces défauts. Ce mémoire présente l'étude de l'effet de ces défauts sur les propriétés à l'impact (ASTM D7136), en compression après impact (ASTM D7137) et en *open hole compression* (ASTM D6484) d'un laminé quasi-isotrope carbone/époxy (G40-800/5276-1). Les défauts étudiés sont « critiques » car ils sont placés dans tous les plis de même orientation du laminé et superposés les uns au dessus des autres.

Dans un premier temps nous avons réalisé des tests de *open hole compression* sur des éprouvettes contenant des défauts. 7 configurations de défauts, des *gaps* et des *overlaps* placés dans le sens de la compression ou perpendiculairement à la compression, ont été comparées aux échantillons sans défauts. Les résultats de ces tests, comparés à une modélisation analytique, montrent que les défauts placés dans la direction de la compression ne provoquent pas de concentrations de contraintes à l'origine de la rupture des éprouvettes. L'effet des défauts sur la résistance en compression du matériau est faible et prévisible. Les défauts placés à 90° par rapport au chargement provoquent une plus forte réduction des propriétés en compression du matériau, due à l'effet de *fiber waviness*. Cependant, des observations au microscope électronique ont montré que le *fiber waviness* touche principalement les plis adjacents aux défauts (+/-45°) et non les plis à 0°, porteurs de la plupart de la charge, ce qui explique que la diminution de résistance reste relativement faible.

Nous avons ensuite réalisé des tests d'impact et de compression après impact. En plus des données directes des tests d'impact (force de contact de l'impacteur et énergie absorbée au cours de l'impact), nous avons effectué des mesures à l'aide d'un scanner à ultrasons (C-scan) et des observations au microscope électronique qui nous ont permis de déterminer les dommages provoqués par l'impact sur le laminé. Dans un premier temps nous avons étudié les modes d'endommagement du laminé en fonction de l'énergie d'impact. Pour les plus faibles énergies d'impact le laminé ne présente aucun dommage. Ensuite, lorsque l'énergie augmente, des fissurations de la matrice apparaissent suivies des délaminations, puis des premières ruptures de fibres. Le dommage s'étend alors dans les plis du laminé opposés au point d'impact. Pour des

énergies plus élevées, le matériau se dégrade beaucoup plus fortement et ne peut plus supporter l'augmentation de la charge. Le dommage se propage alors à travers l'épaisseur du laminé.

Enfin les résultats des tests d'impact et de compression après impact menés sur les échantillons contenant des défauts montrent que les *gaps* et les *overlaps* ont un effet local sur le dommage mais ne changent pas la réponse globale à l'impact de l'échantillon.

## ABSTRACT

The effect of automated fiber placement defects on composite material mechanical properties needs to be characterized. Impact behavior and laminate compressive properties can be affected by these defects. This study aims at characterizing the effect of AFP defects on impact (ASTM D7136), compression after impact (ASTM D7137) and open hole compression properties (ASTM D6484) of a quasi-isotropic carbon/epoxy laminate (G40-800/5276-1). The defects that we studied were “critical” because they were located in every plies of same orientation and they were stacked.

First, we performed open hole compression tests on coupons containing defects. 7 defect configurations were studied with gaps and overlaps placed in the compression direction and perpendicular to the compression direction. The results are compared with an analytical modeling of defects and they reveal that if defects are placed along compression direction they do not cause stress concentrations which lead to specimen failure. If defects are placed in plies which are perpendicular to compression direction, fiber waviness leads to a more important reduction of compressive strength. But electron microscope observations revealed that fiber waviness only affect plies that are adjacent to defects ( $+/-45^\circ$ ) and do not affect  $0^\circ$  plies which carry most of the load. It explains that compressive strength reduction is low even for  $90^\circ$  defects.

Then we performed impact and compression after impact tests. We studied the results of impact tests (impactor contact force and impact absorbed energy) and we also performed ultrasonic measures (C-scan) and electron microscope observations, it allowed us to characterize impact damages. We first studied the effect of impact energy on laminate damage modes. For lower impact energies there is no damage in the material. When the impact energy increases, matrix cracking and délaminations appear, they are followed by the first fiber fractures. The damage spreads in plies which are opposed to the impact point. For higher energies, material properties are highly reduced and the laminate cannot support the load increase, the damage propagates through the laminate thickness.

Finally impact and compression after impact tests performed on coupons containing defects reveal that gaps and overlaps have a local effect on damage: defects do not affect coupons global mechanical properties.

## TABLE DES MATIÈRES

REMERCIEMENTS .....	III
RÉSUMÉ .....	IV
ABSTRACT .....	VI
TABLE DES MATIÈRES .....	VII
LISTE DES TABLEAUX .....	X
LISTE DES FIGURES .....	XI
LISTE DES SIGLES ET ABRÉVIATIONS .....	XVI
LISTE DES ANNEXES .....	XVIII
INTRODUCTION .....	1
CHAPITRE 1 ÉTUDE BIBLIOGRAPHIQUE .....	3
1.1 Le procédé de placement de fibres automatisé .....	3
1.1.1 Le préimprégné .....	4
1.1.2 Le procédé de placement de fibres automatisé .....	5
1.1.3 Les limitations de la technique de placement de fibres .....	7
1.2 Comportement à l'impact des matériaux composites .....	9
1.2.1 Les tests d'impact à basse vitesse .....	9
1.2.2 Méthodes d'observation des échantillons impactés .....	10
1.2.3 Dommages résultant du test d'impact .....	12
1.2.4 Les dommages de type BVID .....	14
1.3 Compression après impact d'un laminé .....	15
1.3.1 Modes de rupture .....	15
1.3.2 Flambage des échantillons en compression .....	16
1.4 Compression d'un matériau composite percé d'un trou .....	18

1.5	Effet des défauts provoqués par le procédé de placement de fibres sur le comportement d'un laminé.....	20
1.6	Calcul analytique des propriétés d'un laminé .....	21
1.6.1	Comportement du matériau.....	21
1.6.2	Comportement du matériau à la rupture.....	26
CHAPITRE 2 PROCÉDURE EXPÉRIMENTALE .....		30
2.1	Présentation des tests et observations.....	30
2.1.1	Le test d'impact - ASTM D7136 [9].....	30
2.1.2	Les observations au microscope électronique à balayage.....	35
2.1.3	Les observations au C-scan .....	36
2.1.4	Le test de compression – ASTM D7137 [29] .....	38
2.1.5	Test de <i>open hole compression</i> – ASTM D6484 [31].....	39
2.2	Matériaux utilisés .....	41
2.2.1	Matériau utilisé lors de la phase de tests préliminaires .....	42
2.2.2	Plan de tests préliminaires.....	43
2.2.3	Matériau utilisé pour le projet CRIAQ.....	44
2.2.4	Types défauts testés.....	45
2.2.5	Tests réalisés .....	49
CHAPITRE 3 RÉSULTATS, MODÉLISATION ET DISCUSSION .....		51
3.1	Observations des défauts au microscope électronique.....	51
3.2	Tests de <i>open hole compression</i> .....	54
3.2.1	L'effet des défauts sur la résistance en <i>open hole compression</i> .....	55
3.2.2	Modélisation de l'effet des défauts sur le comportement en <i>open hole compression</i>	57
3.2.3	Conclusion sur l'impact des défauts sur la compression <i>open hole</i> .....	63
3.3	Tests d'impact .....	63

3.3.1	Le comportement à l'impact d'un laminé carbone/époxy.....	63
3.3.2	Modélisation de l'impact.....	73
3.3.3	Effet des défauts sur le comportement à l'impact du matériau .....	78
3.4	Tests de compression après impact .....	83
3.4.1	Rupture en compression simple .....	83
3.4.2	Rupture en compression du laminé impacté .....	83
3.4.3	Effet des défauts sur la compression après impact.....	87
3.5	Discussion générale .....	89
3.5.1	Effet des défauts .....	89
3.5.2	Comportement à l'impact et en compression après impact du matériau.....	90
CONCLUSION	.....	91
BIBLIOGRAPHIE	.....	93
ANNEXES	.....	98

## LISTE DES TABLEAUX

Tableau 1.1 : Valeurs des coefficients $\alpha_1$ et $\alpha_4$ en fonction des conditions limites sur les faces $C_x$ .....	26
Tableau 1.2 : Valeurs des coefficients $\alpha_3$ et $\alpha_5$ en fonction des conditions limites sur les faces $C_y$ .....	26
Tableau 2.1 : Propriétés du matériau utilisé lors des essais préliminaires .....	42
Tableau 2.2: Échantillons utilisés pour les tests de compression après impact .....	44
Tableau 2.3 : Propriétés du matériau utilisé lors des essais préliminaires .....	45
Tableau 2.4: Tests réalisés sur les échantillons sans défauts .....	49
Tableau 2.5: Tests réalisés sur les échantillons contenant des défauts .....	50
Tableau 3.1: Résultat des tests de <i>open hole compression</i> sur des échantillons sans défauts.....	54
Tableau 3.2: Résultat de la modélisation de la rupture d'une éprouvette impactée .....	76
Tableau 3.3: Résultat de la modélisation de la rupture d'une éprouvette impactée .....	77

## LISTE DES FIGURES

Figure 1-1: Fabrication par <i>hand lay-up</i> (photo de : <a href="http://www.petergfk.com/en/technology/">http://www.petergfk.com/en/technology/</a> ) ....	3
Figure 1-2: Exemple de fabrication par enroulement filamentaire (photo de : <a href="http://www.gilgwang.com/english/grp01.html">http://www.gilgwang.com/english/grp01.html</a> ) .....	4
Figure 1-3 : Ruban de préimprégné carbone/époxy de 1/8'' de largeur .....	5
Figure 1-4 : Machine de placement de fibres utilisée pour fabriquer les matériaux du projet, plan sur la tête de placement de fibres et vue d'ensemble .....	6
Figure 1-5 : Schéma du mécanisme de placement de fibres .....	6
Figure 1-6: Différentes méthodes de découpe de rubans pour suivre une courbe [4] .....	7
Figure 1-7: Plaque de laminé contenant des overlaps [5] .....	8
Figure 1-8: Exemple de laminé [0/90/0/90/0] contenant un <i>overlap</i> provoquant une dissymétrie et un pli dans une couche à 0° .....	8
Figure 1-9: Schéma d'un <i>tow twist</i> sur un ruban de préimprégné.....	9
Figure 1-10: Schéma des tests de Charpy (a) et Izod (b) [7].....	10
Figure 1-11: Observation du phénomène de microflambage au microscope électronique à balayage [8] .....	10
Figure 1-12: Schéma des différents dommages observables suite à un test d'impact [9].....	11
Figure 1-13: Schéma de la rupture transverse de la matrice sur un pli, a) par cisaillement, b) en tension [17].....	12
Figure 1-14: Exemple de délaminations observées sur les interfaces entre les couches d'un laminé impacté, observé par C-scan [21] .....	13
Figure 1-15: Schéma de la forme des délaminations par rapport au pli inférieur .....	13
Figure 1-16: Schéma des étapes de la formation des dommages au cours de l'impact [18].....	14
Figure 1-17: Schéma des zones délaminées après le test d'impact et après le test de compression après impact.....	15

Figure 1-18: Différents modes de rupture des échantillons lors d'un test de compression après impact, le matériau est vu dans son épaisseur .....	16
Figure 1-19: Système de fixation des échantillons permettant d'éviter un flambage global de l'échantillon [25] .....	18
Figure 1-20: Schéma du mode de la rupture d'un composite percé d'un trou en compression .....	18
Figure 1-21: Observation de l'endommagement d'un trou sur une éprouvette en compression à l'aide d'une radiographie aux rayons X [8] .....	19
Figure 1-22: Schéma du microflambage des fibres [34] .....	20
Figure 1-23: Directions principales dans un lamina.....	21
Figure 1-24: Schéma du plan médian d'un laminé .....	23
Figure 1-25: Schéma d'une éprouvette en compression .....	24
Figure 1-26: Schéma du flambage d'une tige selon les conditions limites, a) faces latérales encastrées, b) faces latérales libres de rotation .....	25
Figure 1-27: Concentration de contraintes autour d'un trou sur une plaque en compression.....	28
Figure 2-1: Photo de la tour d'impact Dynatup.....	30
Figure 2-2: Schéma de l'impacteur .....	31
Figure 2-3: Photos du système de fixation de l'échantillon pour le test d'impact sans et avec un échantillon .....	32
Figure 2-4: Exemple de résultats de test d'impact : a) force de contact en fonction du temps, b) vitesse de l'impacteur en fonction du temps, c) déflection de la surface de l'échantillon en fonction du temps, d) énergie transmise à l'échantillon en fonction du temps .....	33
Figure 2-5: Schéma du test d'impact.....	34
Figure 2-6: Énergie en fonction du temps au cours d'un impact au cours duquel aucune énergie n'a été dissipée .....	34
Figure 2-7: Force au cours de l'impact .....	35
Figure 2-8: Zone observée au MEB .....	36

Figure 2-9: Échantillon impacté préparé pour une observation au MEB .....	36
Figure 2-10: Photo du dispositif de scanner à ultrason .....	37
Figure 2-11: Résultat d'une observation au C-scan et traitement des données afin de visualiser la zone endommagée .....	37
Figure 2-12: Support permettant de réaliser les tests de compression .....	38
Figure 2-13: Schéma d'un échantillon impacté en compression.....	39
Figure 2-14: Schéma de l'éprouvette de <i>open hole compression</i> .....	40
Figure 2-15: Photos d'une éprouvette de <i>open hole compression</i> après le test, sans et avec son support.....	41
Figure 2-16: Schéma de la position des défauts à 0° dans le laminé .....	46
Figure 2-17: Photo d'un <i>gap</i> prise au cours de la fabrication .....	46
Figure 2-18: Vue de dessus d'un pli à 0° contenant un <i>gap</i> triangulaire .....	46
Figure 2-19: Photo des rubans coupés de manière à obtenir des <i>gaps</i> triangulaires .....	47
Figure 2-20: Schéma des 4 types d'échantillons de CAI contenant des défauts .....	47
Figure 2-21: Schéma des 7 types d'échantillons de OHC contenant des défauts .....	48
Figure 2-22: Schéma d'un échantillon de CAI équipé de jauge, de face et de profil .....	50
Figure 3-1 : Observation au MEB d'un échantillon impacté à 15J, comportant des <i>gaps</i> à 0°, avant et après le traitement des plis.....	52
Figure 3-2 : Observation au MEB d'un échantillon impacté à 15J, comportant des <i>overlaps</i> à 0°, avant et après le traitement des plis.....	53
Figure 3-3 : Rupture observée sur les éprouvettes de compression après impact.....	54
Figure 3-4: Effet des défauts sur la résistance d'échantillons de <i>open hole compression</i> .....	55
Figure 3-5: Schémas d'un <i>gap</i> simple et d'un <i>gap</i> triangulaire dans un pli à 0°.....	57
Figure 3-6: Schéma de la modélisation des défauts avec la matrice $[A]_{\text{défaut}}$ .....	59

Figure 3-7: Effet des défauts sur la résistance en compression du matériau (Aymen Marouene, <i>Compression simple d'éprouvettes de carbone/époxy contenant des défauts</i> , Rapport interne, 2011, École Polytechnique de Montréal) .....	62
Figure 3-8: Observation d'une rupture transverse de la matrice dans un pli à 0°, énergie d'impact : 10J .....	64
Figure 3-9: Observation générale du laminé et photo d'une rupture de fibres dans un pli à 90°, énergie d'impact : 15J .....	64
Figure 3-10: Observation générale du laminé et photo d'une structure en escalier des ruptures transverses de la matrice et des délaminations, énergie d'impact : 20J .....	65
Figure 3-11: Observation générale du laminé pour un impact de 25J .....	65
Figure 3-12: Énergie absorbée en fonction de l'énergie d'impact, tests préliminaires .....	67
Figure 3-13: Force de contact maximale et force d'apparition du premier dommage en fonction de l'énergie d'impact, tests préliminaires .....	67
Figure 3-14: Énergie absorbée en fonction de l'énergie d'impact, tests principaux .....	68
Figure 3-15: Force de contact maximale et force d'apparition du premier dommage en fonction de l'énergie d'impact, tests principaux .....	68
Figure 3-16: Taille du dommage en fonction de l'énergie d'impact, tests principaux .....	70
Figure 3-17: Taille du dommage en fonction de l'énergie absorbée au cours de l'impact .....	71
Figure 3-18: Schéma récapitulatif de l'évolution du dommage dans un laminé en fonction de l'énergie d'impact pour le matériau des tests CRIAQ .....	72
Figure 3-19: Schéma de flexion d'une poutre .....	73
Figure 3-20: Déformée et contraintes appliquées à une plaque impactée .....	75
Figure 3-21: Déformée et contraintes appliquées à une plaque impactée dans notre modèle .....	75
Figure 3-22: Variation de la force d'initiation du dommage des échantillons contenant des défauts par rapport aux échantillons sans défauts .....	79
Figure 3-23: Variation de la force maximale au cours de l'impact des échantillons contenant des défauts par rapport aux échantillons sans défauts .....	80

Figure 3-24: Énergie absorbée en fonction de l'énergie d'impact au cours des tests d'impact pour les échantillons contenant des défauts.....	81
Figure 3-25: Taille du dommage en fonction de l'énergie d'impact pour les échantillons contenant des défauts .....	81
Figure 3-26: Détail du dommage sur un échantillon impacté à 15J, présentant des <i>gaps</i> à 0° .....	82
Figure 3-27: Résistance en compression après impact du matériau, normalisée par la résistance en compression simple, en fonction de l'énergie d'impact, matériaux des tests préliminaires ..	85
Figure 3-28: Résistance en compression après impact du matériau, normalisée par la résistance en compression simple, en fonction de l'énergie d'impact, matériaux des tests du CRIAQ.....	85
Figure 3-29: Module d'élasticité en compression après impact en fonction de l'énergie d'impact .....	86
Figure 3-30: Résistance en compression après impact selon le type de défaut pour les différentes énergies d'impact .....	87
Figure 3-31: Variation de la résistance en compression après impact par rapport aux échantillons vierge selon le type de défaut, résultat moyen de la variation de résistance obtenue pour les trois énergies d'impact (15J, 20J et 25J).....	88
Figure 3-32: Module d'élasticité en compression après impact selon le type de défaut pour les différentes énergies d'impact .....	88
Figure 3-33: Variation du module de compression après impact par rapport aux échantillons vierge selon le type de défaut, résultat moyen des trois énergies d'impact .....	89

## LISTE DES SIGLES ET ABRÉVIATIONS

OHC	<i>open hole compression</i>
CAI	compression après impact
MEB	microscope électronique à balayage
$\sigma_1, \sigma_2, \tau_{12}$	contraintes dans le repère (1,2)
$\varepsilon_1, \varepsilon_2, \gamma_{12}$	déformations dans le repère (1,2)
$\sigma_x, \sigma_y, \tau_{xy}$	contraintes dans le repère (x,y)
$\varepsilon_x, \varepsilon_y, \gamma_{xy}$	déformations dans le repère (x,y)
$\varepsilon_x^0, \varepsilon_y^0, \gamma_{xy}^0$	déformations dans le plan médian du laminé
$k_x, k_y, k_{xy}$	courbures de flexion et de torsion du stratifié
$N_x, N_y$ et $N_{xy}$	forces par unité de longueur appliquées au laminé dans le repère (x,y)
$M_x, M_y$ et $M_{xy}$	moments par unité de longueur appliqués au laminé dans le repère (x,y)
$E_1, E_2$	modules d'Young d'un pli dans les directions principales 1 et 2
$\nu_{12}$	coefficient de poisson dans la direction 1
$G_{12}$	module de cisaillement dans la direction 1
$[Q]$	matrice de rigidité dans le repère (1,2)
$[\bar{Q}]$	matrice de rigidité dans le repère (x,y)
$[\bar{Q}_i]$	matrice de rigidité du pli $i$ dans le repère (x,y)
$[T]$	matrice de passage du repère (1,2) au repère (x,y)
$[A], [B], [D]$	matrices de comportement du laminé
$h$	épaisseur du laminé
$e$	épaisseur d'un pli
$z_i$	distance du pli $i+1$ au plan médian du laminé
$N$	nombre de plis du laminé

$F_x, F_y$	forces appliquées dans les directions $x$ et $y$ sur un échantillon rectangulaire
$L_x, L_y$	dimensions d'un échantillon rectangulaire
$F_{cr}$	force au flambage d'un échantillon rectangulaire
$S_{Lt}, S_{Lc}$	contraintes ultimes respectivement en tension et en compression dans la direction longitudinale
$S_{Tt}$ et $S_{Tc}$	contraintes ultimes respectivement en tension et en compression dans la direction transverse
$S_{LTs}$	contrainte ultime en cisaillement
$K_T$	facteur de concentrations de contraintes
$d_0$	distance par rapport au trou à laquelle se produit la rupture d'une éprouvette en OHC, d'après la théorie du <i>point stress criterion</i>
$E_i$	énergie d'impact
$E_c$	énergie cinétique de l'impacteur
$E_p$	énergie cinétique de l'impacteur
$m$	masse de l'impacteur
$H$	hauteur initiale de l'impacteur
$v_i$	vitesse de l'impacteur
$\delta$	déflexion d'une poutre en flexion
$F_i$	force de contact de l'impacteur avec l'échantillon
$\delta_u$	déflexion à la première rupture de l'échantillon impacté
$F_{iu}$	force d'impact à la première rupture de l'échantillon impacté
$\sigma_{u,exp}$	contrainte à la rupture, résultat expérimental
$\sigma_{u,th}$	contrainte à la rupture, résultat analytique

## **LISTE DES ANNEXES**

ANNEXE 1 : Calcul des paramètres de l'impact à partir de la vitesse d'impact et de la force de contact mesurée au cours de l'impact

ANNEXE 2 : Observation au microscope électronique des échantillons impactés contenant des défauts

## INTRODUCTION

Ces dernières années, l'augmentation du coût des carburants et la prise de conscience de l'importance de réduire les émissions de gaz à effet de serre ont poussé les industriels de l'aéronautique à développer des solutions innovantes afin de réduire la consommation des avions de ligne.

Les matériaux composites carbone/époxy sont légers et possèdent d'excellentes propriétés mécaniques. Leur utilisation sur des pièces structurelles permet de réduire significativement le poids des appareils et ainsi de diminuer leur consommation de carburant. Cependant, les techniques traditionnelles de fabrication de pièces en composites ne permettent pas d'obtenir à la fois un haut niveau de répétabilité, des grandes performances mécaniques et la production de pièces de géométrie complexe.

Le procédé de placement de fibres automatisé permet de répondre à ces 3 exigences, il intéresse donc particulièrement les grands avionneurs. Néanmoins, l'utilisation de ce procédé de fabrication provoque la formation inévitable de défauts (*gaps* et *overlaps*) dans le matériau. Ces défauts sont des irrégularités qui peuvent affaiblir les propriétés en compression du laminé car ils perturbent l'alignement des fibres.

Cette maîtrise a consisté, par la réalisation de tests mécaniques, à déterminer l'effet de ces défauts sur les propriétés mécaniques de composites carbone/époxy. Cette maîtrise se place au sein d'un projet plus vaste réalisé dans le cadre du Consortium de Recherche et d'Innovation en Aérospatiale au Québec (CRIAQ) et réunissant l'École Polytechnique de Montréal, le Conseil National de Recherche du Canada (CNRC), l'université McGill, Bombardier Aéronautique et Composite Atlantic. Le travail expérimental que nous avons réalisé est la première étape d'une étude visant à effectuer une modélisation numérique du matériau contenant des défauts puis à optimiser le design de pièces en composites fabriquées par le procédé de placement de fibres.

Nous avons réalisé des tests de compression *open hole*, des tests d'impact et des tests de compression après impact sur des échantillons vierges de défauts et sur des échantillons contenant des défauts. Nous avons complété les résultats directs de ces tests par des observations au microscope électronique des défauts et des dommages provoqués par les impacts ainsi que par des mesures de l'endommagement à l'aide d'un scanner à ultrasons. Enfin le développement de

modèles analytiques nous a permis de mieux comprendre l'effet des défauts sur le comportement du matériau.

Ce mémoire s'articule en 3 parties. Dans un premier temps, à travers une analyse de la littérature, nous introduisons le procédé de placement de fibres, les défauts de fabrication, les tests mécaniques et les équations permettant de déterminer analytiquement les propriétés des matériaux composites. Dans la deuxième partie nous développons la démarche expérimentale en présentant les matériaux utilisés et les tests réalisés. La troisième et dernière partie est consacrée aux résultats des différents tests, observations et modélisations réalisés. Nous y faisons la synthèse et l'analyse des différents résultats.

## CHAPITRE 1 ÉTUDE BIBLIOGRAPHIQUE

### 1.1 Le procédé de placement de fibres automatisé

Il existe différentes techniques pour fabriquer des matériaux composites. La plupart des méthodes nécessitent un important travail manuel. Le *hand lay-up* consiste, par exemple, à fabriquer le matériau en déposant à la main les renforts sur un moule, les fibres sont ensuite enduites de résine. Enfin, l'application d'un sac à vide ou le placement de la pièce dans un autoclave (chambre hermétique appliquant une haute pression sur le matériau) permettent de drainer la résine excédentaire, d'obtenir un niveau suffisant de compaction du matériau (taux de fibres du composite) et d'assurer la polymérisation de la résine. Cette technique donne des résultats intéressants mais dépend fortement de la qualité du travail effectué par l'opérateur qui réalise la fabrication. Dans des domaines, comme l'aéronautique, où la qualité de certaines pièces doit être assurée on ne peut pas utiliser ces techniques, la qualité des pièces produites étant trop aléatoires.



Figure 1-1: Fabrication par *hand lay-up* (photo de : <http://www.petergfk.com/en/technology/>)

D'autres procédés sont automatisés et permettent donc une meilleure répétabilité au niveau de la fabrication. Mais les procédés sont souvent limités à certaines géométries. L'enroulement filamentaire consiste, par exemple, à enrouler des fibres autour d'un moule placé sur un mandrin (une poutre tournante). Les fibres peuvent avoir été trempées dans un bain de résine avant l'application sur le moule ou elles peuvent être placées à sec, la résine étant ajoutée par un procédé d'infusion. La pièce est finalement placée en autoclave. Cette technique permet d'obtenir des pièces de très bonne qualité mais elle est limitée aux pièces de forme convexe, les fibres ne

pouvant pas être appliquées dans les parties concaves d'un moule. Ce procédé est très utilisé pour la fabrication de pièces cylindriques.



Figure 1-2: Exemple de fabrication par enroulement filamentaire (photo de : <http://www.gilgwang.com/english/frp/grp01.html>)

L'avantage de la technique de placement de fibres est de permettre la fabrication de pièces de géométrie complexe avec un très bon niveau de qualité et une grande répétabilité.

### 1.1.1 Le préimprégné

Le préimprégné est un mélange de fibres et de résine thermodurcissable non polymérisée, il se présente généralement sous forme de bandes. Ce mélange doit être maintenu à basse température avant son application, soit manuelle, soit par un robot. Une basse température de stockage permet d'éviter la polymérisation de la résine. Le préimprégné est déposé couche par couche selon la séquence d'empilement que l'on souhaite obtenir. Ensuite, un traitement dans un four ou un autoclave permet d'obtenir la polymérisation de la résine. La technique de placement de fibres utilise des rubans de préimprégné carbone/époxy dans lesquels les fibres de carbone sont orientées dans la direction du ruban (Figure 1-3).

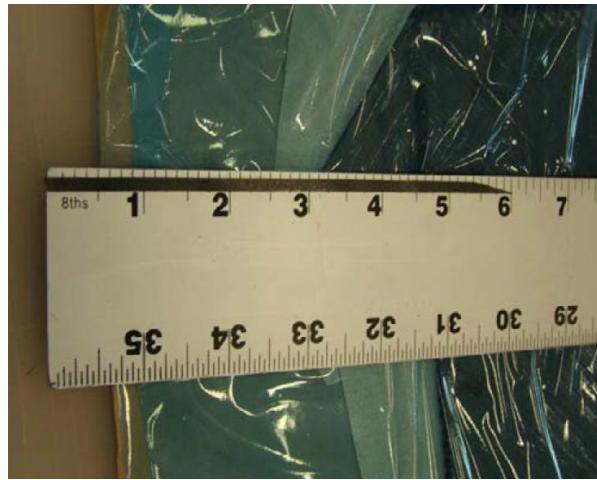


Figure 1-3 : Ruban de préimprégné carbone/époxy de 1/8'' de largeur

### 1.1.2 Le procédé de placement de fibres automatisé

Le procédé de placement de fibres a été développé à la fin des années 70 pour résoudre les limitations liées à la méthode d'enroulement filamentaire. Il y avait en 2006, à travers le monde, une trentaine de machines de placement de fibres utilisées dans l'industrie [1]. Ces machines fabriquent principalement des composites de haute performance en fibres de carbone.

Le placement de fibre consiste à appliquer des rubans de préimprégné sur un moule à l'aide d'une tête robotisée (voir Figure 1-4). Ces rubans sont généralement d'une largeur de 1/8'', 1/4'', ou 1/2'' et la tête robotisée permet, selon les machines, de placer simultanément jusqu'à 32 rubans [1]. Une fois que les différentes couches de préimprégné ont été appliquées la pièce est mise sous vide en sac puis placée dans un autoclave pour terminer la polymérisation de la résine et obtenir un taux de compaction suffisant pour le laminé.

Cette technique de fabrication présente de nombreux avantages : les rubans de préimprégné peuvent être coupés et redéposés à n'importe quelle étape de la fabrication, le contrôle de l'angle d'orientation des fibres est très précis et surtout le placement de fibres permet une très grande répétabilité [2].

L'utilisation d'une tête robotisée permet de déposer les fibres sur des moules de formes variées et donc de réaliser des pièces de géométrie complexe.

Les bobines de préimprégné sont stockées dans un compartiment de la machine, les rubans de préimprégné sont acheminés jusqu'à la tête de placement par un système de rouleaux qui servent

à les tendre. Le préimprégné est ensuite chauffé pour lui donner des propriétés adhésives afin qu'il colle bien au moule ou sur les fibres sur lesquelles il est déposé. Puis un rouleau de compaction vient appliquer les rubans sur la surface de dépôt. Des capteurs de force sont utilisés pour vérifier que le rouleau de compaction applique une force suffisante sur le matériau. Cette pression permet d'éviter que des *gaps* et des bulles d'air restent piégés sous le ruban [2] (voir Figure 1-5). La tête de placement de fibres est aussi équipée d'outils permettant de découper les rubans de préimprégné.



Figure 1-4 : Machine de placement de fibres utilisée pour fabriquer les matériaux du projet, plan sur la tête de placement de fibres et vue d'ensemble

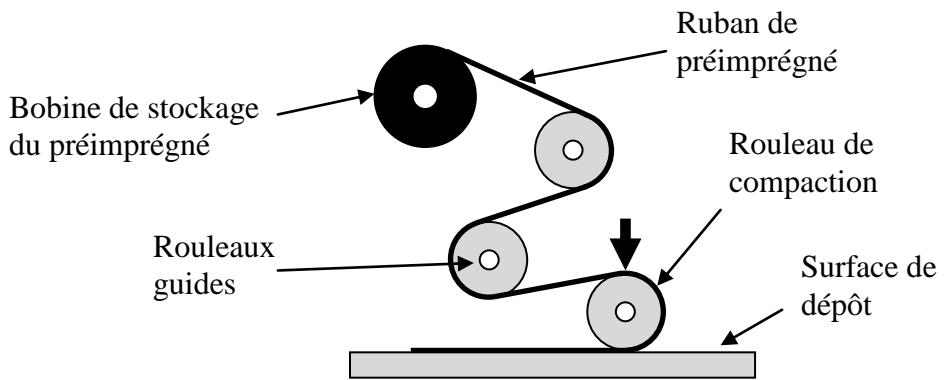


Figure 1-5 : Schéma du mécanisme de placement de fibres

### 1.1.3 Les limitations de la technique de placement de fibres

#### 1.1.3.1 Problème de planéité

Les machines de placement de fibres permettent de placer les rubans de préimprégné le long de trajectoires courbées. Cependant lorsque le rayon de courbure est trop faible le ruban a tendance à former des ondulations [3]. Il faut donc que tous les rubans déposés par la machine respectent un rayon de courbure minimum afin de garder la surface fabriquée bien plane.

#### 1.1.3.2 Problème de *gaps* et d'*overlaps*

La formation des défauts de type *gaps* et *overlaps* est un problème inévitable lié au procédé de placement de fibres automatisé. Lorsque l'extrémité des rubans de préimprégné doit être coupée pour épouser une courbe, on appelle cela le *tow drop*, il apparaît forcément une discontinuité entre les rubans car les rubans sont coupés perpendiculairement aux fibres (Figure 1-6). Il y a différentes façons de couper les rubans : soit le ruban est coupé avant d'atteindre la courbe, il peut être coupé après la courbe ou il peut être coupé après avoir partiellement dépassé la courbe que l'on veut suivre [4].

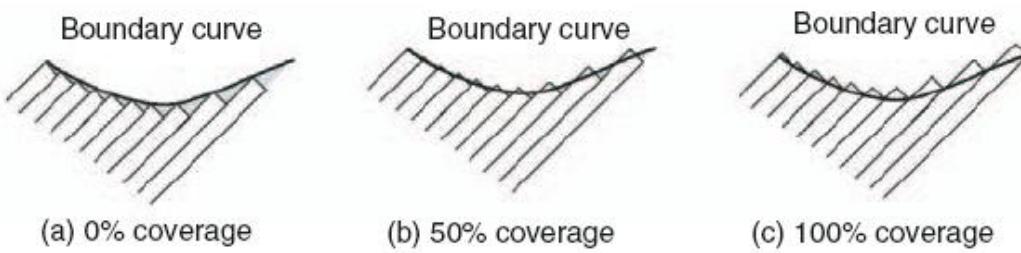


Figure 1-6: Différentes méthodes de découpe de rubans pour suivre une courbe [4]

Selon la manière dont est coupé le ruban il y a apparition de *gaps* (Figure 1-6 (a)), des zones riches en résines et pauvres en fibres, ou apparition d'*overlaps* (Figure 1-6 (c)), des zones où le ruban se superpose sur un autre pli formant un épaissement.

La présence de *gaps* provoque un affaiblissement du matériau car les *gaps* forment des zones pauvres en fibres qui sont donc des zones dans lesquelles le renforcement est faible. À l'inverse les *overlaps* forment des zones riches en fibres au niveau desquelles les couches de préimprégné déposées ne sont plus planes (Figure 1-7).

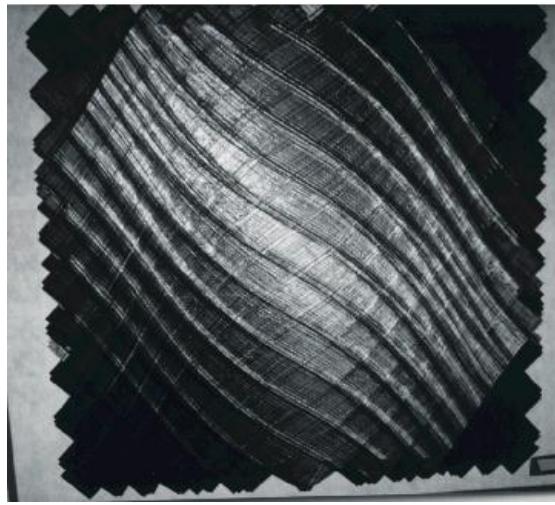


Figure 1-7: Plaque de laminé contenant des overlaps [5]

*Gaps* et *overlaps* sont à l'origine de deux problèmes. Tout d'abord ils provoquent une dissymétrie au niveau du laminé, cette dissymétrie est due au fait que la partie inférieure du laminé est déposée sur une surface parfaitement plane alors que la partie extérieure est libre au moment de la fabrication (Figure 1-8). Ainsi la partie inférieure du matériau est plane et la partie supérieure présente des irrégularités provoquées par les défauts. Ces défauts provoquent la formation d'angles marqués au niveau des fibres, ces angles diminuent la résistance du matériau en compression car ils favorisent le microflambage (flambage dans le matériau au niveau des fibres) [6].

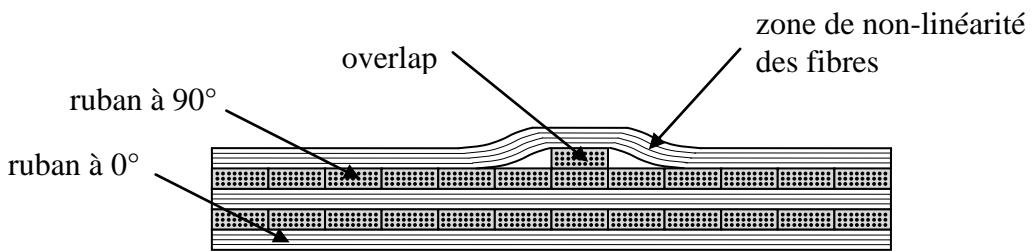


Figure 1-8: Exemple de laminé [0/90/0/90/0] contenant un *overlap* provoquant une dissymétrie et un pli dans une couche à  $0^\circ$

Les *gaps* et *overlaps* peuvent apparaître de manière aléatoire au moment de la fabrication, par exemple si un ruban de préimprégné casse au moment où il est déposé. Mais ces défauts sont souvent directement liés à la géométrie que l'on veut donner au laminé. Par exemple dans le cas d'un fuselage d'avion que l'on voudrait fabriquer par placement de fibres, la réduction du

diamètre du fuselage au niveau du nez de l'avion nécessite la réduction de la quantité de préimprégné déposé afin de conserver l'épaisseur du matériau, cela impose donc d'effectuer des *tow drop* et provoque la formation de *gaps* et d'*overlaps*.

### 1.1.3.3 Problème de *tow twist*

Un autre défaut est la formation de *tow twist*, qui apparaît lorsque un ruban de préimprégné se retourne accidentellement ce qui crée un pli au niveau du retournement. Ce type de défaut est très peu décrit et étudié dans la littérature.

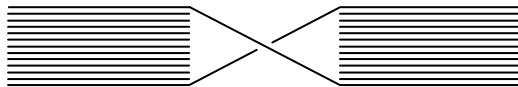


Figure 1-9: Schéma d'un *tow twist* sur un ruban de préimprégné

## 1.2 Comportement à l'impact des matériaux composites

### 1.2.1 Les tests d'impact à basse vitesse

Dans l'aéronautique, les matériaux tels que ceux du fuselage peuvent être soumis à de nombreux impacts avec des objets de poids, taille, vitesse et rigidité variables. Les tests statiques ne suffisent pas à reproduire les conditions et les dommages provoqués par un impact. Les tests d'impact permettent d'étudier la résistance à l'impact du matériau. La résistance à l'impact désigne la capacité du matériau à absorber et à dissiper l'énergie au cours d'un impact [7].

Il existe trois principaux tests d'impact à basse vitesse. Les tests de Charpy et Izod consistent à laisser tomber un marteau accroché à un pendule sur le matériau et à regarder à quelle hauteur il remonte de manière à déterminer l'énergie qui a été absorbée au cours de l'impact. Dans le cas du test de Charpy, l'échantillon est simplement posé contre une surface à ses deux extrémités alors que dans le cas du test d'Izod, l'échantillon est maintenu à une extrémité par une mâchoire (voir Figure 1-10).

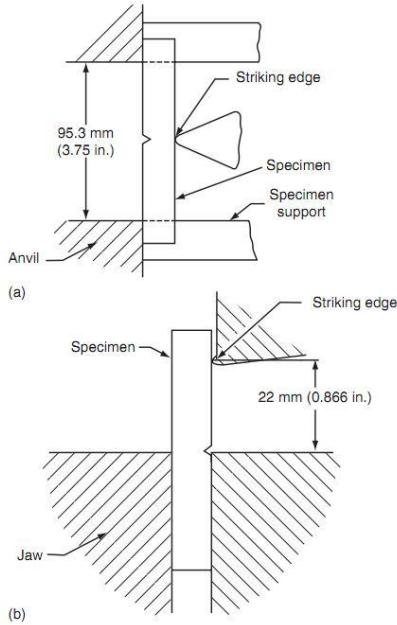


Figure 1-10: Schéma des tests de Charpy (a) et Izod (b) [7]

Le dernier test, celui que nous utilisons dans ce projet, est le test à poids tombant qui consiste à laisser tomber en chute libre un poids sur le matériau. L'énergie d'impact est déterminée à partir d'une cellule de charge placée au niveau de l'impacteur.

### 1.2.2 Méthodes d'observation des échantillons impactés

Après le test on peut effectuer une analyse visuelle de l'échantillon endommagé, à l'œil nu ou à l'aide d'un microscope électronique (Figure 1-11), et par des méthodes plus poussées qui permettent de sonder l'intérieur du matériau.

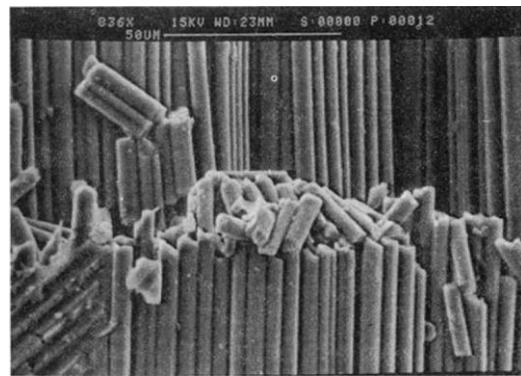


Figure 1-11: Observation du phénomène de microflame au microscope électronique à balayage [8]

À l'œil nu on peut identifier l'endommagement des couches externes du matériau, comme sur la Figure 1-12, on peut observer [9] :

- un simple enfoncement de la surface
- une rupture transverse de la matrice (Figure 1-13)
- une rupture transverse de la matrice combinée à des délaminations (décollement entre deux plis)
- la rupture des fibres

La méthode d'analyse non destructive la plus utilisée est l'observation du dommage par C-scan. L'analyse au C-scan consiste à envoyer des ondes ultrason sur l'échantillon et à analyser l'onde réfléchie par le matériau. La réponse est influencée par l'endommagement de la matrice et on peut ainsi visualiser les phénomènes de délamination et de rupture transverse de la matrice.

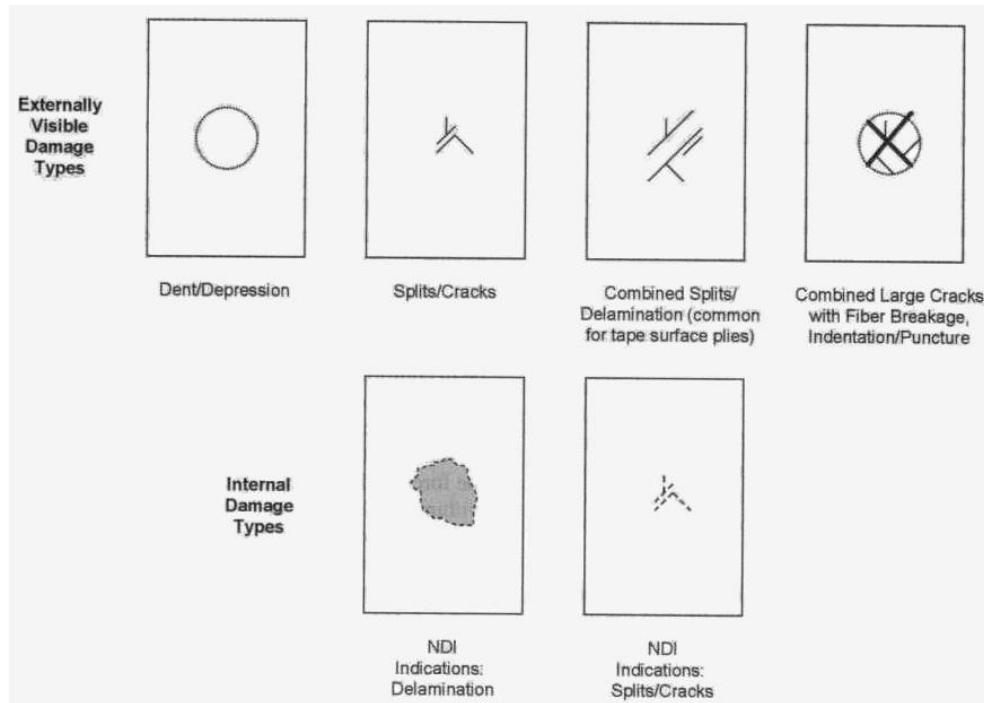


Figure 1-12: Schéma des différents dommages observables suite à un test d'impact [9]

Les méthodes destructives consistent souvent à couper le matériau dans le sens de la largeur afin de pouvoir observer le matériau par la tranche. L'utilisation d'un microscope électronique permet de visualiser précisément les détails de la rupture. En effet, les grossissements de ce type d'appareils nous permettent de voir distinctement jusqu'à l'échelle des fibres.

Pour déterminer les dimensions des délaminations, Wu [10] a effectué des mesures au C-scan et des observations de la tranche du matériau. Il constate que les résultats obtenus par les deux méthodes diffèrent : l'observation au microscope donne des délaminations en moyenne 20% plus élevées. D'après les auteurs de l'article cette différence est due au fait que la découpe de l'échantillon à l'aide d'une scie circulaire provoque l'agrandissement des délaminations. Le scanner à ultrason paraît donc une méthode plus précise pour étudier les délaminations.

### 1.2.3 Dommages résultant du test d'impact

Un matériau dont les deux faces sont libres est sujet à un couplage de deux types de déformations au cours de l'impact : une indentation de type Hertz [11] et un mouvement de flexion qui vont provoquer des dommages [12]. Différents travaux montrent l'existence d'une énergie seuil en dessous de laquelle il n'y a pas de dommage visible [13-15]. Au-delà de cette énergie seuil des fissurations transverses de la matrice et des délaminations apparaissent. Lorsque l'énergie d'impact augmente encore, on observe des ruptures de fibres (voir Figure 1-16).

Les ruptures transverses de la matrice sont les premiers dommages à apparaître [16], elles peuvent provenir de deux types de contraintes : elles sont soit liées à un cisaillement de la matrice soit à des contraintes en tension [17]. Le cisaillement de la matrice provoque une rupture transversale par rapport à la surface des plis tandis que les efforts de tension provoquent une rupture perpendiculaire à la surface du pli. Généralement les ruptures en cisaillement naissent au niveau de la surface d'impact alors que les ruptures en tension sont plutôt présentes dans le cas de laminés fins dans les plis opposés au point d'impact (voir Figure 1-13).

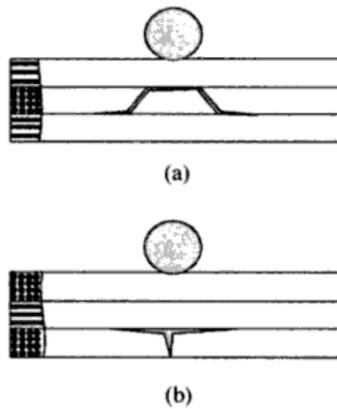


Figure 1-13: Schéma de la rupture transverse de la matrice sur un pli, a) par cisaillement, b) en tension [17]

Les premières délaminations apparaissent à des énergies d'impact plus élevées, elles naissent au niveau des ruptures transverses de la matrice [18]. Les délaminations, un décollement des plis les uns par rapport aux autres, sont provoquées par les contraintes interlaminaires. L'aire des zones délaminées augmente avec l'énergie d'impact, ces zones forment aussi une sorte de cône dont le sommet est le point d'impact [16, 17, 19] (voir Figure 1-14 et Figure 1-16). La forme conique est due à la distribution des contraintes à l'intérieur du laminé. Lorsque l'énergie augmente encore et que l'on se rapproche de la perforation du matériau, la taille des délaminations a tendance à diminuer [20].

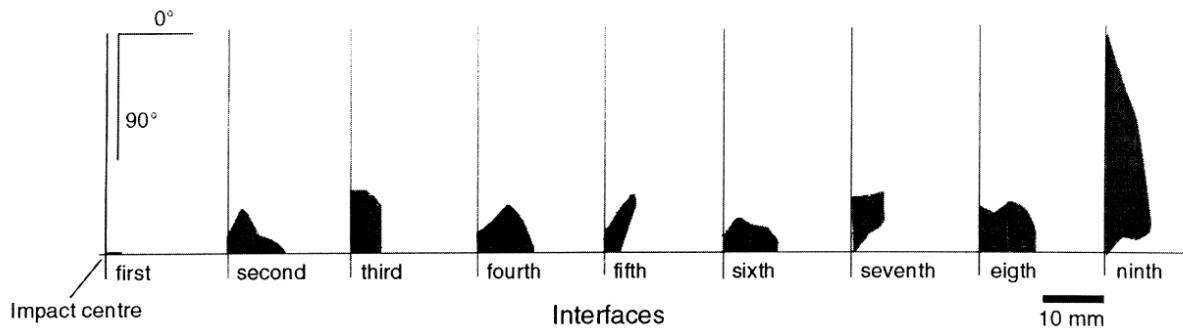


Figure 1-14: Exemple de délaminations observées sur les interfaces entre les couches d'un laminé impacté, observé par C-scan [21]

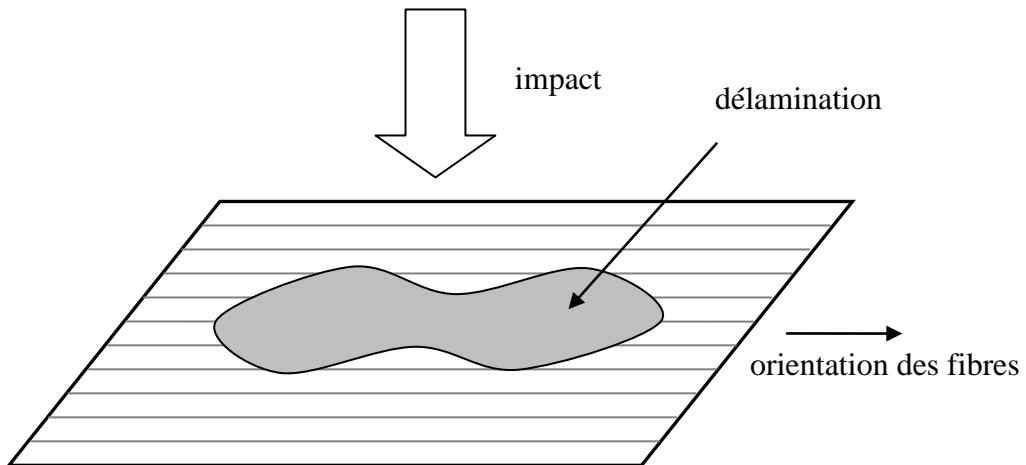


Figure 1-15: Schéma de la forme des délaminations par rapport au pli inférieur

Les délaminations ont généralement une forme de « cacahuète » (Figure 1-15) dont la direction principale est la direction des fibres du pli inférieur [10, 22]. Les délaminations peuvent provenir de deux types d'efforts : soit les plis sont en flexion ce qui provoque un développement stable de la fissure, soit les plis sont en cisaillement ce qui provoque une progression instable des

délaminations [23]. Enfin Wu [10] trouve expérimentalement que, pour un laminé multidirectionnel, les délaminations ne se forment qu'entre des plis dont les fibres ont des orientations différentes.

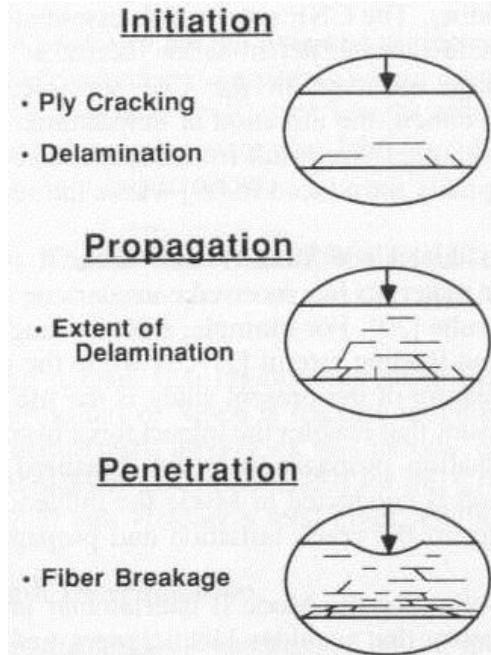


Figure 1-16: Schéma des étapes de la formation des dommages au cours de l'impact [18]

#### 1.2.4 Les dommages de type BVID

Un type d'impact intéresse particulièrement les avionneurs : le *Barely Visible Impact Damage* (BVID). Ce type d'impact est critique car il ne provoque pas un endommagement du matériau visible à l'œil nu. Un tel impact sur un avion peut entraîner une fragilisation invisible de la structure du matériau et provoquer la rupture en fonctionnement de celui-ci [12]. Dans le standard de procédures d'Airbus, il est considéré que l'impact est de type BVID si l'indentation permanente provoquée par l'impact est inférieure à 0.3mm. Reis a trouvé que pour des composite carbone/époxy de 24 plis l'impact était de type BVID si l'énergie d'impact était inférieure à 20J [14].

Il est important de connaître l'effet des BVID afin de pouvoir éviter la rupture en fonctionnement des matériaux impactés. Les tests de compression après impact sont un bon moyen d'étudier l'effet des BVID sur les propriétés mécaniques des matériaux [24].

## 1.3 Compression après impact d'un laminé

L'objectif des tests de compression après impact (CAI) est d'évaluer la tolérance au dommage du matériau. Dans un premier temps, l'analyse du test d'impact a permis de mettre en évidence l'endommagement du matériau suite à l'impact. Dans un deuxième temps le test de compression permet de connaître l'effet de l'impact sur les propriétés mécaniques en compression du matériau.

### 1.3.1 Modes de rupture

Au cours de la compression, les délaminations provoquées par l'impact se propagent perpendiculairement au chargement [14, 19, 25] (voir Figure 1-17). Cette augmentation des délaminations est provoquée par un microflambage des fibres de plis à  $0^\circ$  [26].

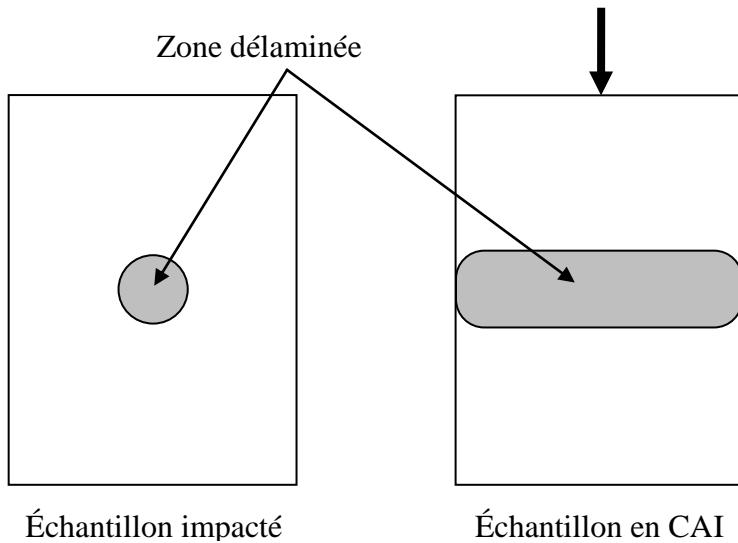


Figure 1-17: Schéma des zones délaminées après le test d'impact et après le test de compression après impact

La rupture finale des échantillons est généralement provoquée par un flambage local des plis qui est favorisé par l'endommagement du matériau [19, 25]. En effet, la contrainte ultime en compression diminue avec l'augmentation de l'aire des délaminations.

Ishikawa [27] et De Freitas [19] observent deux modes de flambage local conduisant à la ruine de l'échantillon. Soit toutes les couches du laminé flambent localement du même côté, soit une partie des couches flambe d'un côté de la plaque et l'autre partie flambe de l'autre côté (Figure

1-18). D'après De Freitas [19] le mode de flambage dépend de l'énergie d'impact. Pour une faible énergie d'impact, on observe un flambage du type A et pour une énergie plus élevée un flambage du type B. Les impacts d'énergie élevée provoquent une indentation résiduelle de l'échantillon et un désalignement des fibres ce qui induit un flambage des deux faces de l'échantillon dans la direction de l'impact (mode B).

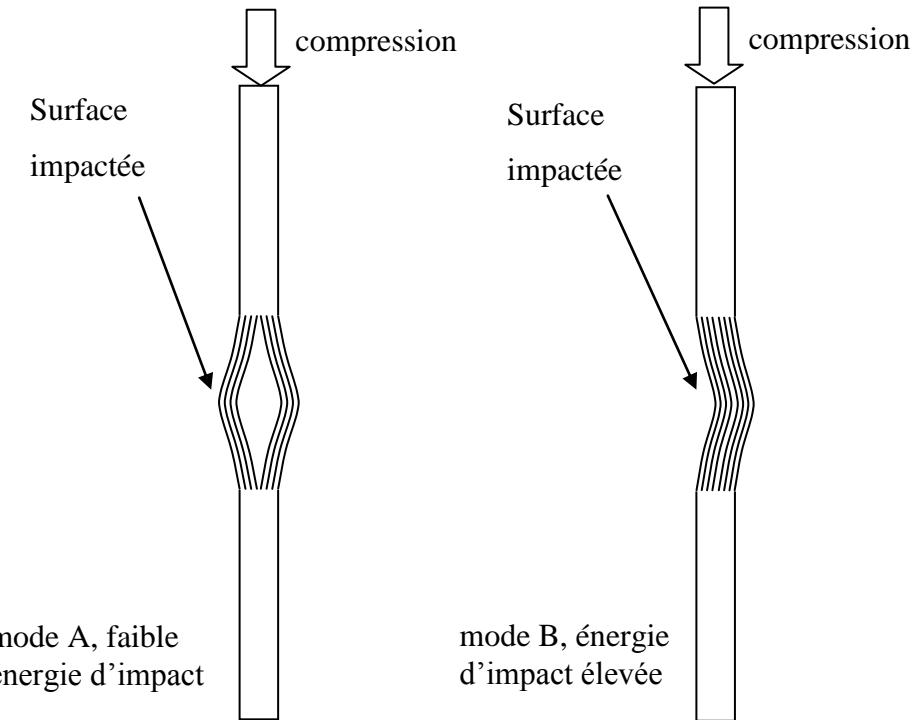


Figure 1-18: Différents modes de rupture des échantillons lors d'un test de compression après impact, le matériau est vu dans son épaisseur

Généralement la différence de contrainte ultime entre un laminé impacté et un laminé sans dommage est assez importante. Par exemple, pour un laminé quasi isotropique de 16 plis et un impact de 5J, Sanchez-Saez [28] trouve une réduction de 30% de la contrainte ultime par rapport à un échantillon non impacté. De même pour des laminées de 16 plis impactés à 7J, Soutis trouve des réductions pouvant aller jusqu'à 60% [26].

### 1.3.2 Flambage des échantillons en compression

Des matériaux fins soumis à une contrainte de compression présentent un risque de flambage global à des contraintes inférieures à la contrainte à la rupture. Les tests de compression après

impact sont souvent équipés d'un système de fixation permettant de limiter ce flambage. Par exemple, pour la norme ASTM D7137 de compression après impact [29], des glissières permettent de retarder le flambage global de l'échantillon (voir Figure 2-12, p38). Les normes recommandent aussi une épaisseur minimale du matériau afin d'éviter un flambage prématûré [26, 29], la norme ASTM D7137 recommande par exemple une épaisseur minimale de 4mm pour éviter le flambage.

Cependant les matériaux utilisés pour les structures aéronautiques peuvent être parfois très fins (moins de 2mm) [25] et les tests habituels ne permettent pas d'éviter le flambage à des contraintes inférieures à la contrainte à la rupture.

Pour des laminés plus fins que ceux recommandés par la norme, Sanchez-Saez [25] propose un système anti-flambage qui permet d'éviter un flambage global de l'échantillon (Figure 1-19). Le système anti flambage consiste à utiliser des mâchoires qui laissent une zone libre de l'échantillon plus réduite que le système de fixation classique (environ 2''x2''). En diminuant la zone libre de l'échantillon on augmente la force critique provoquant un flambage. Les auteurs de l'article montrent par une simulation en éléments finis que l'utilisation du système anti-flambage provoque une variation des contraintes faible de 2 à 4% par rapport au système de fixation classique.

Une autre technique développée par Liu et al [30], consiste à équiper les échantillons fins de talons qui les recouvrent pratiquement sur toute leur longueur, à l'exception de la zone endommagée. Cependant de nombreux échantillons testés dans cette configuration rompent par *crushing* (rupture de l'éprouvette au niveau du système de fixation).

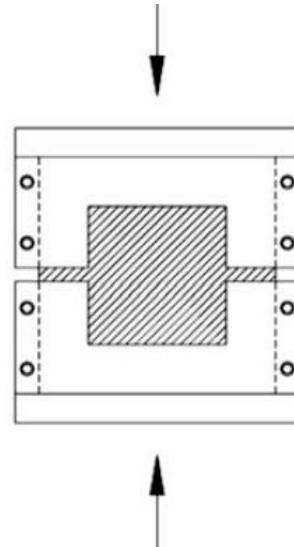


Figure 1-19: Système de fixation des échantillons permettant d'éviter un flambage global de l'échantillon [25]

#### 1.4 Compression d'un matériau composite percé d'un trou

Le test de *open hole compression* consiste à mettre en compression une éprouvette percée d'un trou. Il est décrit dans la norme ASTM D6484 [31].

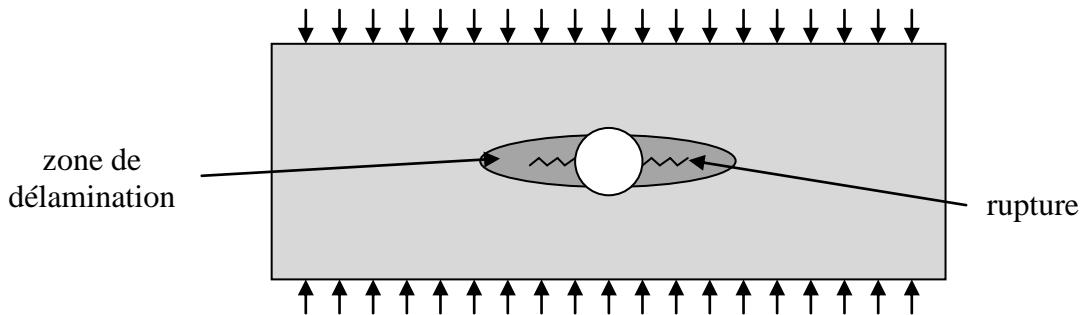


Figure 1-20: Schéma du mode de la rupture d'un composite percé d'un trou en compression

Comme nous avons pu le voir précédemment, les matériaux composites sont susceptibles de subir des dommages lors de leur utilisation. Le test de *open hole compression* a été développé pour reproduire un dommage dans le matériau à l'aide d'un trou, il peut aussi être utilisé pour simuler l'effets des trous percés pour effectuer un rivetage [32]. La présence d'un trou permet de créer des concentrations de contraintes autour du trou; ces concentrations de contraintes initient la rupture du matériau au niveau du bord du trou et de limitent ainsi les effets de bord indésirables

tels que le *crushing*. Le test D6484 a été adopté par l'ASTM en 2000 à partir d'un test développé par Boeing. Le test de compression *open hole* a tendance à être préféré au test de compression après impact car le trou a des effets similaires au dommage provoqué par l'impact et il présente l'avantage d'être moins couteux et plus facile à mettre en œuvre que la compression après impact [33].

Soutis a mené une étude pour déterminer le mécanisme de la rupture en compression des composites percés d'un trou [8]. Pour cela il a effectué des radiographies aux rayons X et des observations au microscope électronique d'éprouvettes endommagées à différents stades de la compression. Les résultats montrent qu'à environ 75% de la charge ultime, des fissures longitudinales apparaissent dans les plis à  $0^\circ$  en haut et en bas des trous, cependant ces fissures ne provoquent pas de fragilisation significative du matériau (voir Figure 1-21). Entre 75% et 80% du chargement ultime du microflambage apparaît dans les plis à  $0^\circ$  à gauche et à droite des trous (voir Figure 1-11), il est accompagné de fissuration de la matrice et de délaminations.

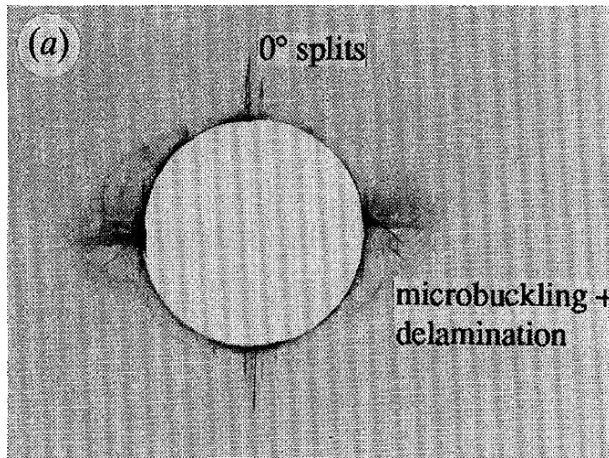


Figure 1-21: Observation de l'endommagement d'un trou sur une éprouvette en compression à l'aide d'une radiographie aux rayons X [8]

D'après Soutis [34], le microflambage est le dommage à l'origine de la rupture complète du matériau. Dans le cas d'un trou sous compression, le microflambage naît sur les bords du trou et se propage 2 à 3mm avant la ruine complète du matériau. Le microflambage provoque une rotation des fibres, il se propage selon un angle  $\beta$ , sur une longueur de fibres  $w$ , avec une inclinaison  $\phi$  (voir Figure 1-22). Pour un laminé unidirectionnel T800/924C, Soutis trouve  $\beta = 15^\circ$  et  $w = 50-60\mu\text{m}$  [8].

Les observations de Suemasu [33] au niveau du trou montrent que lorsque l'interface entre les plis est renforcée, le microflambage s'accompagne de délaminations au niveau des plis à  $0^\circ$  qui se propagent jusqu'à atteindre un seuil critique qui provoque la rupture finale de l'éprouvette. En revanche, lorsque la résistance de l'interface est plus faible la rupture se produit de manière brutale sans que des dommages ne soient observables au niveau du trou, avant la rupture.

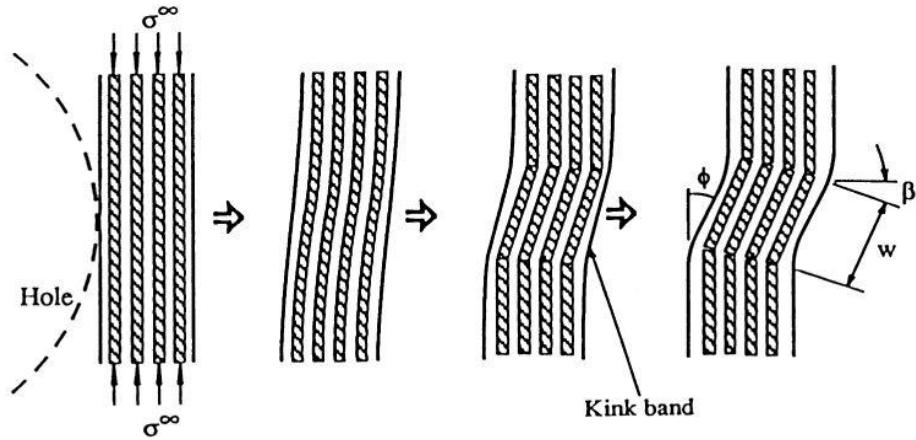


Figure 1-22: Schéma du microflambage des fibres [34]

## 1.5 Effet des défauts provoqués par le procédé de placement de fibres sur le comportement d'un laminé

Minguet et al. [6] ont effectué des tests de compression sur des éprouvettes en laminé carbone/époxy. Les défauts ont été fabriqués en décalant une bande de préimprégné de la moitié de sa largeur de manière à créer à la fois un *gap* et un *overlap* de même largeur, ces défauts sont placés dans les plis à  $90^\circ$ , les auteurs ont fait varier la longueur des défauts. Les résultats montrent une réduction de la résistance en compression liée à la présence de défauts mais la dimension des défauts n'influe pas significativement sur la diminution de résistance du matériau. La réduction de la contrainte ultime est provoquée par le fait que les fibres à  $0^\circ$  ne se situent plus toutes dans le même plan à cause des gaps et des overlaps présents dans les plis à  $90^\circ$  (« fiber waviness »). Ces discontinuités dans les plis qui supportent la majorité de la charge initient la rupture en compression du matériau.

Ces ondulations dans les plis à  $0^\circ$  sont aussi identifiées par Croft et al. [35], elles sont à l'origine des variations relativement importantes de la résistance en compression du matériau. À l'inverse

les défauts liés au placement de fibres provoquent peu de variations de la contrainte ultime dans les laminés unidirectionnels car la géométrie des plis porteurs de la charge n'est pas affectée.

## 1.6 Calcul analytique des propriétés d'un laminé

Les propriétés d'un laminé peuvent être calculées de manière analytique à partir des propriétés du pli. Dans cette partie nous développons les équations classiques de comportement d'un matériau composite. Ces équations seront reprises dans la partie 3 du mémoire pour prendre en compte l'effet des défauts de type *gap* ou *overlap* sur le comportement d'un matériau composite. Les équations développées dans cette partie sont issues de [36] et [7].

### 1.6.1 Comportement du matériau

#### 1.6.1.1 Lois de comportement d'un matériau orthotrope

Un pli d'un laminé est un matériau orthotrope : ses propriétés présentent deux directions principales, la direction des fibres et la direction perpendiculaire aux fibres.

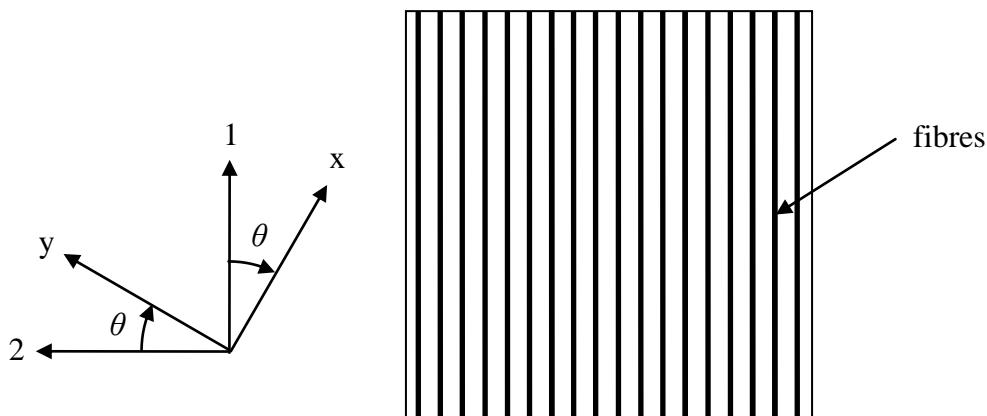


Figure 1-23: Directions principales dans un laminé

Les directions principales sont celles présentées sur la Figure 1-23. La direction 1 est celle des fibres et la direction 2 est perpendiculaire aux fibres. Les directions  $x$  et  $y$  sont tournées d'un angle  $\theta$  par rapport aux directions 1 et 2. La loi de comportement du matériau s'exprime de la manière suivante :

$$\begin{bmatrix} \sigma_1 \\ \sigma_2 \\ \tau_{12} \end{bmatrix} = [Q] \begin{bmatrix} \varepsilon_1 \\ \varepsilon_2 \\ \gamma_{12} \end{bmatrix} \quad (3.1)$$

Où  $[Q]$  est la matrice de rigidité.  $\sigma_1$ ,  $\sigma_2$  et  $\tau_{12}$  sont les contraintes respectivement dans les directions 1 et 2 et en cisaillement.  $\varepsilon_1$ ,  $\varepsilon_2$ , et  $\gamma_{12}$  sont les déformations dans les directions 1 et 2 et en cisaillement. La matrice  $[Q]$  s'exprime de la manière suivante :

$$[Q] = \begin{bmatrix} \frac{1}{E_1} & -\frac{\nu_{12}}{E_1} & 0 \\ -\frac{\nu_{12}}{E_1} & \frac{1}{E_2} & 0 \\ 0 & 0 & \frac{1}{G_{12}} \end{bmatrix}^{-1} \quad (3.2)$$

Où  $E_1$  et  $E_2$  sont les modules d'Young dans les directions 1 et 2,  $\nu_{12}$  est le coefficient de poisson dans la direction 1 et  $G_{12}$  est le module de cisaillement. Pour passer du repère (1,2) au repère (x,y) on utilise la matrice  $[T]$  suivante :

$$[T] = \begin{bmatrix} \cos^2(\theta) & \sin^2(\theta) & -2\sin(\theta)\cos(\theta) \\ \sin^2(\theta) & \cos^2(\theta) & 2\sin(\theta)\cos(\theta) \\ \sin(\theta)\cos(\theta) & -\sin(\theta)\cos(\theta) & \cos^2(\theta) - \sin^2(\theta) \end{bmatrix} \quad (3.3)$$

Les contraintes dans le repère (x,y) s'expriment alors :

$$\begin{bmatrix} \sigma_x \\ \sigma_y \\ \tau_{xy} \end{bmatrix} = [T] \begin{bmatrix} \sigma_1 \\ \sigma_2 \\ \tau_{12} \end{bmatrix} \quad (3.4)$$

On en déduit la matrice de rigidité  $[\bar{Q}]$  dans le repère (x,y) :

$$[\bar{Q}] = [T][Q][T]^{-1} \quad (3.5)$$

### 1.6.1.2 Calcul des matrices A, B et D

Pour un laminé, le calcul du comportement se fonde sur les hypothèses suivantes [7] :

- l'épaisseur du matériau est faible par rapport à sa largeur et sa longueur
- le lien entre les plis est parfait
- la distribution des déformations à travers l'épaisseur est linéaire
- tous les plis sont macroscopiquement homogènes et se comportent de manière linéaire.

Les déformations selon les directions (x,y),  $\varepsilon_x$ ,  $\varepsilon_y$  et  $\gamma_{xy}$ , dans le plan du stratifié à la hauteur  $z$  par rapport au plan médian du stratifié (voir Figure 1-24) peuvent donc s'écrire de la manière suivante :

$$\begin{bmatrix} \varepsilon_x \\ \varepsilon_y \\ \varepsilon_{xy} \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} \varepsilon_x^0 \\ \varepsilon_y^0 \\ \gamma_{xy}^0 \end{bmatrix} + z \begin{bmatrix} k_x \\ k_y \\ k_{xy} \end{bmatrix} \quad (3.6)$$

Où  $\varepsilon_x^0$ ,  $\varepsilon_y^0$  et  $\gamma_{xy}^0$  sont les déformations du plan médian,  $k_x$  et  $k_y$  sont les courbures de flexion du stratifié et  $k_{xy}$  est la courbure de torsion du matériau.

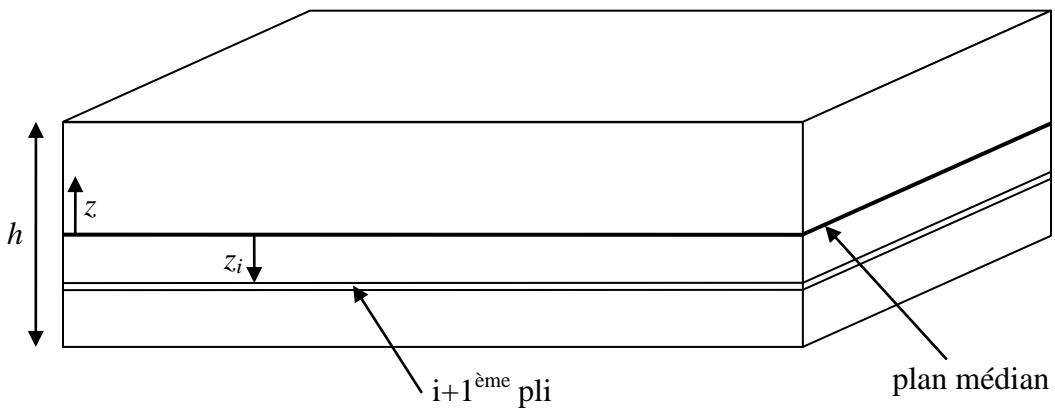


Figure 1-24: Schéma du plan médian d'un laminé

On définit les contraintes résultantes dans le repère  $(x,y)$ , pour un matériau d'épaisseur  $h$  :

$$\begin{bmatrix} N_x \\ N_y \\ N_{xy} \end{bmatrix} = \int_{-h/2}^{h/2} \begin{bmatrix} \sigma_x \\ \sigma_y \\ \tau_{xy} \end{bmatrix} dz \quad (3.7)$$

ainsi que le moment résultant :

$$\begin{bmatrix} M_x \\ M_y \\ M_{xy} \end{bmatrix} = \int_{-h/2}^{h/2} \begin{bmatrix} \sigma_x \\ \sigma_y \\ \tau_{xy} \end{bmatrix} z dz \quad (3.8)$$

Que l'on peut relier aux déformations et aux courbures du matériau par les matrices 3x3  $[A]$ ,  $[B]$  et  $[D]$  :

$$\begin{bmatrix} N_x \\ N_y \\ N_{xy} \\ M_x \\ M_y \\ M_{xy} \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} [A] & [B] \\ [B] & [D] \end{bmatrix} \begin{bmatrix} \varepsilon_x^0 \\ \varepsilon_y^0 \\ \gamma_{xy}^0 \\ k_x \\ k_y \\ k_{xy} \end{bmatrix} \quad (3.9)$$

Les matrices  $[A]$ ,  $[B]$  et  $[D]$  se calculent à partir de la rigidité  $[\bar{Q}_i]$  de chacun des plis  $i$ , dans le repère  $(x,y)$  avec  $z_i$  la distance du pli  $i+1$  au plan médian du matériau (voir Figure 1-24) et  $N$  le nombre de plis :

$$[A] = \sum_{i=1}^N [\bar{Q}_i] (z_i - z_{i-1}) \quad (3.10)$$

$$[B] = \frac{1}{2} \sum_{i=1}^N [\bar{Q}_i] (z_i^2 - z_{i-1}^2) \quad (3.11)$$

$$[D] = \frac{1}{2} \sum_{i=1}^N [\bar{Q}_i] (z_i^3 - z_{i-1}^3) \quad (3.12)$$

Il est à noter que pour un laminé symétrique  $[B] = 0$ .

### 1.6.1.3 Calcul de la force de flambage

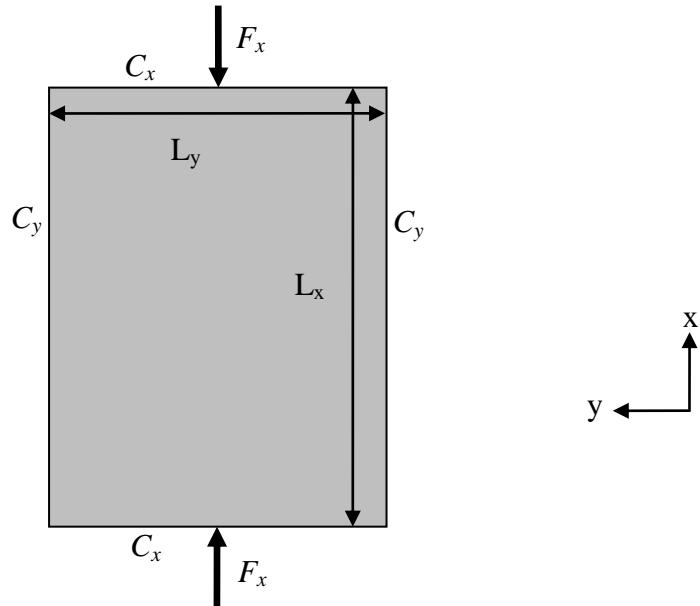


Figure 1-25: Schéma d'une éprouvette en compression

Un matériau en compression est sujet au flambage. Ce problème nous intéresse particulièrement si l'on veut déterminer la mode de rupture d'un laminé fin mis en compression comme cela est le cas lors du test de compression après impact. Ce calcul est détaillé dans *Mechanics of composite structures* [36] (part 4.3 : *Buckling of Rectangular Plates*). Si l'on considère la compression d'une plaque de dimensions  $L_x \times L_y$  soumise à une force  $F_x$  (voir Figure 1-25) il faut tout d'abord calculer la valeur propre du mode de flambage  $\lambda_{cr}$ :

$$\lambda_{cr} = \frac{D_{11} \frac{\alpha_1^4}{L_x^4} + D_{22} \frac{\alpha_3^4}{L_y^4} + 2(D_{11} + 2D_{66}) \frac{\alpha_4 \alpha_5}{L_x^2 L_y^2}}{N_x \frac{\alpha_4}{L_x^2} + N_y \frac{\alpha_5}{L_y^2}} \quad (3.13)$$

Où  $D_{11}$ ,  $D_{22}$  et  $D_{66}$  sont les coefficients diagonaux de  $[D]$ ,  $N_x$  et  $N_y$  sont les forces de compression, par unité de longueur appliquées sur les parois du laminé. Les  $\alpha_i$  sont des coefficients donnés qui dépendent des conditions limites appliquées sur les côtés de la plaque. Dans le cas d'un chargement en compression simple appliqué selon l'axe  $x$ , une contrainte nulle ( $N_y = 0$ ) est appliquée sur les parois latérales dans la direction  $y$ . On en déduit la force critique de flambage :

$$F_{cr} = N_x \lambda_{cr} L_y = \left[ D_{11} \alpha_1^4 + D_{22} \alpha_3^4 \left( \frac{L_x}{L_y} \right)^4 + 2(D_{11} + 2D_{66}) \alpha_4 \alpha_5 \left( \frac{L_x}{L_y} \right)^2 \right] \frac{L_y}{\alpha_4 L_x^2} \quad (3.14)$$

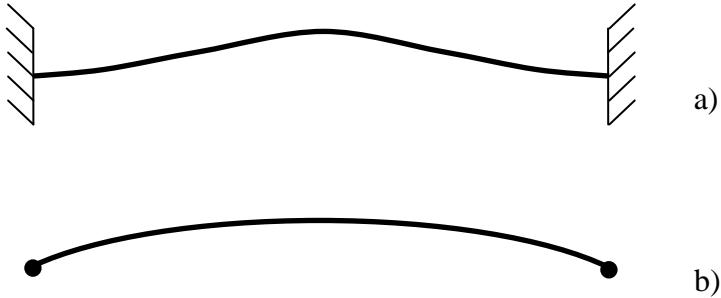


Figure 1-26: Schéma du flambage d'une tige selon les conditions limites, a) faces latérales encastrées, b) faces latérales libres de rotation

Les coefficients  $\alpha_i$  dépendent des conditions limites de la plaque en compression, le flambage ne se produit pas aux mêmes contraintes et la déformée produite par le flambage varie selon les conditions limites (voir Figure 1-26). Les valeurs des  $\alpha_i$  sont récapitulées dans les tableaux 1.1 et 1.2.

Tableau 1.1 : Valeurs des coefficients  $\alpha_1$  et  $\alpha_4$  en fonction des conditions limites sur les faces  $C_x$ 

	Faces libres	Faces encastrées	Faces maintenues mais libres de pivoter
$\alpha_1$	0	$1.5\pi$	$\pi$
$\alpha_4$	0	$1.5\pi (1.5\pi - 2)$	$\pi^2$

Tableau 1.2 : Valeurs des coefficients  $\alpha_3$  et  $\alpha_5$  en fonction des conditions limites sur les faces  $C_y$ 

	Faces libres	Faces encastrées	Faces maintenues mais libres de pivoter
$\alpha_3$	0	$1.5\pi$	$\pi$
$\alpha_5$	0	$1.5\pi (1.5\pi - 2)$	$\pi^2$

Le calcul de la force de flambage nous sera utile par la suite pour déterminer le mode de rupture du matériau après les tests de compression après impact.

## 1.6.2 Comportement du matériau à la rupture

### 1.6.2.1 Critère de rupture de Azzi-Tsai-Hill

Le calcul de la contrainte à la rupture détaillé dans cette partie nous permettra de comparer les résultats des tests expérimentaux effectués dans le cadre de cette étude à un résultat théorique fondé sur les valeurs données par les fabricants des matériaux utilisés.

Le critère de rupture de Azzi-Tsai-Hill est un critère de rupture quadratique dérivé du critère de Von Mises pour les matériaux isotropes [7]. La rupture est atteinte dans un pli lorsque l'équation suivante est vérifiée :

$$\left( \frac{\sigma_1}{\sigma_{1u}} \right)^2 + \left( \frac{\sigma_2}{\sigma_{2u}} \right)^2 \pm \frac{\sigma_1 \sigma_2}{\sigma_{1u}^2} + \left( \frac{\tau_{12}}{\tau_{12u}} \right)^2 = 1 \quad (3.15)$$

Où  $\sigma_1$ ,  $\sigma_2$  et  $\tau_{12}$  sont les contraintes et le cisaillement dans les directions principales du laminé (1,2) et  $\sigma_{1u}$ ,  $\sigma_{2u}$  et  $\tau_{12u}$  sont les contraintes ultimes et le cisaillement à la rupture dans ces deux directions. Les contraintes ultimes prennent des valeurs qui dépendent du sens de la compression :

- si  $\sigma_1 > 0$  et  $\sigma_2 > 0$  : 
$$\left(\frac{\sigma_1}{S_{Lt}}\right)^2 + \left(\frac{\sigma_2}{S_{Tt}}\right)^2 - \frac{\sigma_1\sigma_2}{S_{Lt}^2} + \left(\frac{\tau_{12}}{S_{LTs}}\right)^2 = 1 \quad (3.16)$$

- si  $\sigma_1 < 0$  et  $\sigma_2 > 0$  : 
$$\left(\frac{\sigma_1}{S_{Lc}}\right)^2 + \left(\frac{\sigma_2}{S_{Tt}}\right)^2 + \frac{\sigma_1\sigma_2}{S_{Lc}^2} + \left(\frac{\tau_{12}}{S_{LTs}}\right)^2 = 1 \quad (3.17)$$

- si  $\sigma_1 > 0$  et  $\sigma_2 < 0$  : 
$$\left(\frac{\sigma_1}{S_{Lt}}\right)^2 + \left(\frac{\sigma_2}{S_{Tc}}\right)^2 + \frac{\sigma_1\sigma_2}{S_{Lt}^2} + \left(\frac{\tau_{12}}{S_{LTs}}\right)^2 = 1 \quad (3.18)$$

- si  $\sigma_1 < 0$  et  $\sigma_2 < 0$  : 
$$\left(\frac{\sigma_1}{S_{Lc}}\right)^2 + \left(\frac{\sigma_2}{S_{Tc}}\right)^2 - \frac{\sigma_1\sigma_2}{S_{Lc}^2} + \left(\frac{\tau_{12}}{S_{LTs}}\right)^2 = 1 \quad (3.19)$$

Où  $S_{Lt}$  et  $S_{Lc}$  sont les contraintes ultimes respectivement en tension et en compression dans la direction longitudinale (direction des fibres),  $S_{Tt}$  et  $S_{Tc}$  sont les contraintes ultimes respectivement en tension et en compression dans la direction transverse (direction perpendiculaire aux fibres) et  $S_{LTs}$  est la contrainte ultime en cisaillement.

Le calcul des contraintes dans les directions principales du pli  $i$  s'effectue grâce à la connaissance des contraintes dans les directions  $(x,y)$  du laminé par l'équation suivante, inverse de l'équation (1.4) :

$$\begin{bmatrix} \sigma_1 \\ \sigma_2 \\ \tau_{12} \end{bmatrix} = [T]^{-1} \begin{bmatrix} \sigma_x \\ \sigma_y \\ \tau_{xy} \end{bmatrix} \quad (3.20)$$

Les contraintes dans les directions  $(x,y)$  du pli  $i$  sont déterminées à partir des déformations calculées par l'équation suivante :

$$\begin{bmatrix} \sigma_x \\ \sigma_y \\ \tau_{xy} \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} \bar{Q}_i \end{bmatrix} \begin{bmatrix} \varepsilon_x \\ \varepsilon_y \\ \gamma_{xy} \end{bmatrix} \quad (3.21)$$

Où  $\varepsilon_x$ ,  $\varepsilon_y$  et  $\gamma_{xy}$  proviennent des déformations du plan médian (équation (1.6)) elles-mêmes calculées par l'équation (1.9) de comportement du laminé.

### 1.6.2.2 Rupture d'un laminé en compression *open hole*

La présence d'un trou sur une éprouvette en compression provoque des concentrations de contraintes qui vont accélérer la rupture du matériau à proximité du trou. La rupture se produit généralement sur le côté du trou. Whitney et Nuismer [37] ont développé deux critères de rupture permettant de déterminer la contrainte à la rupture.

La contrainte au bord d'un trou de rayon  $R$  suit l'équation suivante :

$$\sigma_x(0, y) = \frac{\sigma_{x0}}{2} \left\{ 2 + \left( \frac{R}{y} \right)^2 + 3 \left( \frac{R}{y} \right)^4 - (K_T - 3) \left[ 5 \left( \frac{R}{y} \right)^6 - 7 \left( \frac{R}{y} \right)^8 \right] \right\} \quad (3.22)$$

Où  $y$  est la distance au centre du trou,  $K_T$  le facteur de concentration de contrainte au bord du trou et  $\sigma_{x0}$  la contrainte à l'infini dans la direction  $x$  lorsque l'on s'éloigne du trou (voir Figure 1-27).

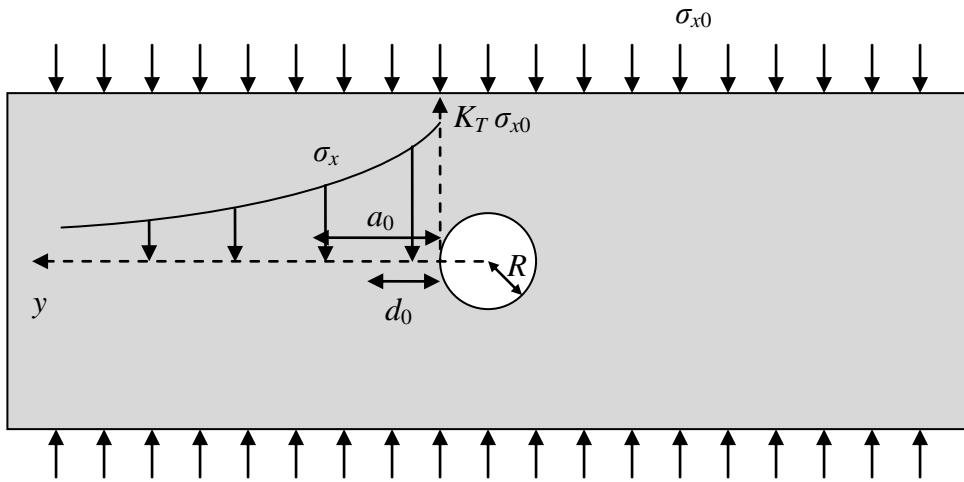


Figure 1-27: Concentration de contraintes autour d'un trou sur une plaque en compression

Le facteur de concentration de contrainte  $K_T$  est calculé grâce à la matrice  $[A]$ , il prend la forme suivante :

$$K_T = 1 + \sqrt{\frac{2}{A_{11}} \left( \sqrt{A_{11}A_{22}} - A_{12} + \frac{A_{11}A_{22} - A_{12}^2}{2A_{66}} \right)} \quad (3.23)$$

*Point stress criterion*

Ce critère suppose que la rupture se produit lorsque le critère de rupture classique (par exemple Azzi-Tsai-Hill) est atteint à la distance  $d_0$  du bord du trou (voir Figure 1-27), cette distance étant

déterminée expérimentalement. La formule suivante, tirée de l'équation (1.22) donne donc la contrainte à la rupture :

$$\sigma_{xu}^{hole} = \frac{2\sigma_{xu}}{\left\{ 2 + \left( \frac{R}{R+d_0} \right)^2 + 3 \left( \frac{R}{R+d_0} \right)^4 - (K_T - 3) \left[ 5 \left( \frac{R}{R+d_0} \right)^6 - 7 \left( \frac{R}{R+d_0} \right)^8 \right] \right\}} \quad (3.24)$$

Où  $\sigma_{xu}$  est la contrainte ultime calculée pour un matériau en compression non troué.

*Average stress criterion*

Ce critère de rupture prédit que la rupture se produit lorsque le critère de rupture classique est atteint en moyenne sur la longueur  $a_0$  en s'éloignant du trou. C'est-à-dire lorsque :

$$\frac{1}{a_0} \int_R^{R+a_0} \sigma_x(0, y) dy = \sigma_{xu} \quad (3.25)$$

La distance  $a_0$  se détermine de manière expérimentale.

## CHAPITRE 2 PROCÉDURE EXPÉRIMENTALE

Dans le cadre de cette maîtrise nous avons réalisé des tests d'impact, des tests de compression après impact et des tests de *open hole compression*. Ces tests ont été réalisés sur deux types de laminés carbone/époxy fournis par Bombardier Aéronautique, le Conseil National de Recherche du Canada et Composite Atlantic. Dans cette partie nous décrivons les tests effectués ainsi que les propriétés des matériaux testés.

### 2.1 Présentation des tests et observations

#### 2.1.1 Le test d'impact - ASTM D7136 [9]

##### 2.1.1.1 Présentation du test



Figure 2-1: Photo de la tour d'impact Dynatup

Pour ce test nous utilisons une machine Dynatup Model 8250 d'Instron. Le test d'impact sur les matériaux composites est réalisé en suivant la norme ASTM D7136 [9]. Ce test consiste à laisser tomber un impacteur sur le matériau. D'après la norme l'impacteur (Figure 2-2) doit avoir une masse de 5.5Kg et la tête de l'impacteur doit avoir un diamètre de 16mm (5/8''). La machine d'impact est équipée d'un système anti-rebond qui permet d'éviter que l'impacteur, après avoir rebondi sur l'échantillon, frappe à nouveau le matériau.

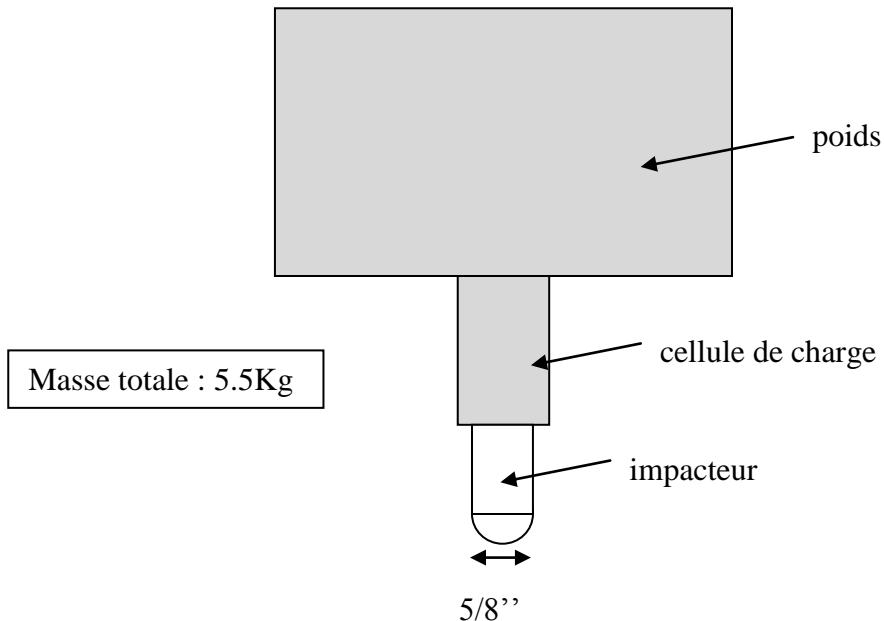


Figure 2-2: Schéma de l'impacteur

Pour le matériau la norme ASTM D7136 recommande une séquence d'empilement de la forme suivante : [45/0/-45/90]<sub>NS</sub> où N est un nombre entier.

L'échantillon de 4''x6'' doit être fixé sur un support tel que celui présenté sur la Figure 2-3, la partie supérieure est bloquée à ses 4 coins. La partie inférieure est maintenue par le support qui laisse une fenêtre libre de 3''x5'' permettant la déflexion de l'échantillon.

La norme ASTM D7136 recommande une énergie d'impact qui est calculée de la manière suivante :

$$E_i = C_E e \quad (2.1)$$

Où  $e$  est l'épaisseur du matériau et  $C_E$ , le ratio énergie d'impact sur épaisseur du matériau, est un coefficient multiplicatif donné ( $C_E = 6.7\text{J/mm}$ ).

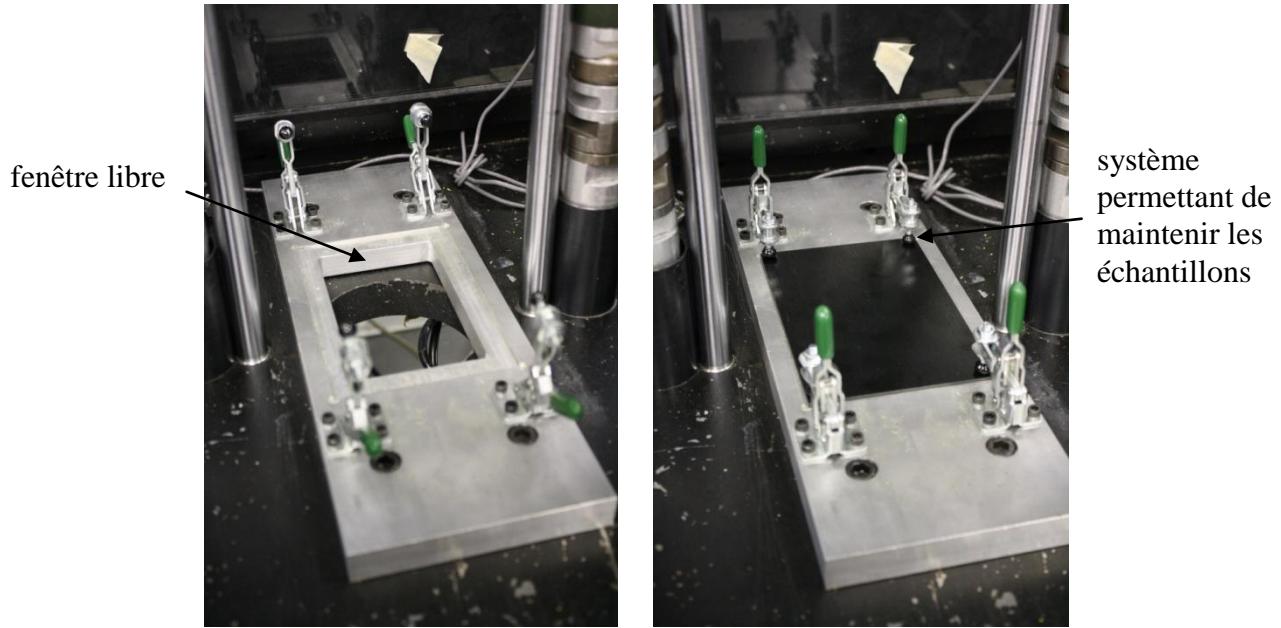


Figure 2-3: Photos du système de fixation de l'échantillon pour le test d'impact sans et avec un échantillon

### 2.1.1.2 Données mesurées et calculées au cours du test

Au cours du test la machine dont nous disposons permet de connaître :

- la vitesse et l'énergie de l'impacteur avant l'impact

(cette mesure est effectuée à l'aide d'un capteur de vitesse placé juste avant l'impact)

- la force appliquée par l'impacteur sur l'échantillon au cours de l'impact

(cette mesure est effectuée à l'aide de la cellule de charge placée au niveau de l'impacteur, voir

Figure 2-2)

- l'énergie dissipée lors de l'impact en fonction du temps
- la défexion de l'échantillon impacté en fonction du temps
- la vitesse de l'impacteur au cours du temps

(ces grandeurs sont calculées à partir de la connaissance de la force d'impact)

Le calcul de ces différentes grandeurs est détaillé en Annexe 1. Un exemple de résultat est donné

Figure 2-4.

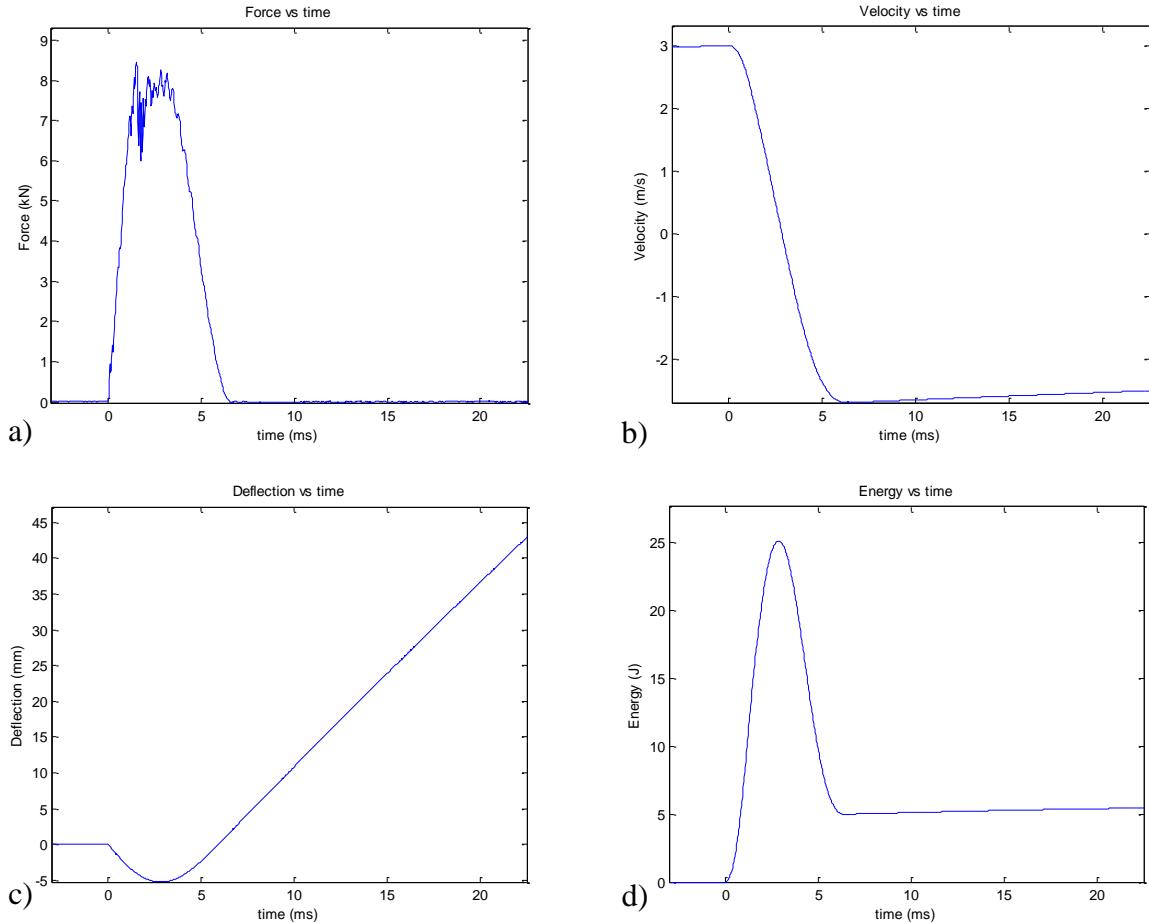


Figure 2-4: Exemple de résultats de test d'impact : a) force de contact en fonction du temps, b) vitesse de l'impacteur en fonction du temps, c) déflexion de la surface de l'échantillon en fonction du temps, d) énergie transmise à l'échantillon en fonction du temps

Ainsi l'énergie d'impact  $E_i$  peut être calculée de deux façons, soit à partir de l'énergie cinétique soit à partir de l'énergie potentielle de l'impacteur :

$$E_c = \frac{1}{2}mv_i^2 \quad (2.2)$$

$$E_p = mgH \quad (2.3)$$

Où  $m$  est la masse de l'impacteur,  $H$  la hauteur initiale de l'impacteur (voir Figure 2-5) et  $v_i$  la vitesse de l'impacteur au moment du contact avec le matériau. On peut ainsi facilement déterminer la hauteur nécessaire pour obtenir une énergie donnée au moment de l'impact. Cependant l'énergie prise en compte dans les résultats est l'énergie cinétique, plus proche de la réalité car une partie de l'énergie potentielle de départ est dissipée par frottement au cours de la chute de l'impacteur.

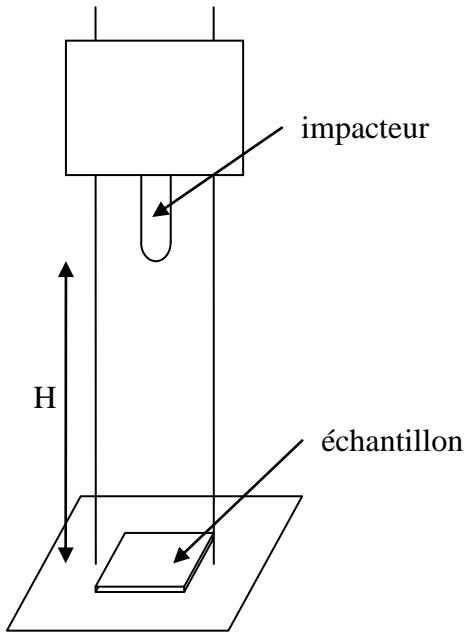


Figure 2-5: Schéma du test d'impact

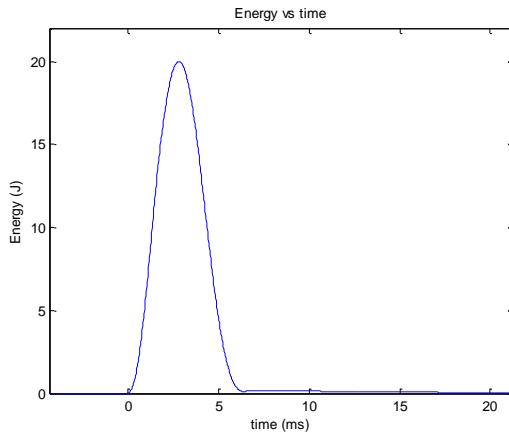


Figure 2-6: Énergie en fonction du temps au cours d'un impact au cours duquel aucune énergie n'a été dissipée

Lors de l'analyse de l'énergie dissipée au cours du temps on observe deux types de comportements. Soit l'énergie d'impact est suffisante pour produire la dégradation du matériau et dans ce cas une partie de l'énergie est absorbée par le matériau provoquant l'endommagement du laminé (Figure 2-4 d) une partie de l'énergie d'impact a été absorbée par le matériau). Soit l'énergie d'impact est insuffisante pour provoquer la dégradation du matériau, la totalité de l'énergie est alors rendue à l'impacteur (Figure 2-6), on observe alors un rebond élastique parfait.

En ce qui concerne l'analyse de la courbe de force en fonction du temps (Figure 2-7), la cellule de charge utilisée permet seulement de détecter les délaminations importantes et les ruptures de fibres car ces dommages provoquent des variations marquées de la force de contact [38]. Les ruptures transverses de la matrice ne provoquent pas de variations suffisamment importantes du chargement pour pouvoir être détectées. Les variations de chargement moins importantes qui sont détectées par le capteur sont provoquées par les vibrations de l'impacteur et de la plaque, ces vibrations peuvent être filtrées mais on obtient un lissage de la courbe et on perd l'information donnée par les pics de chargement [39]. Les oscillations apparaissant après le pic de charge sont provoquées par les ruptures de fibres [40].

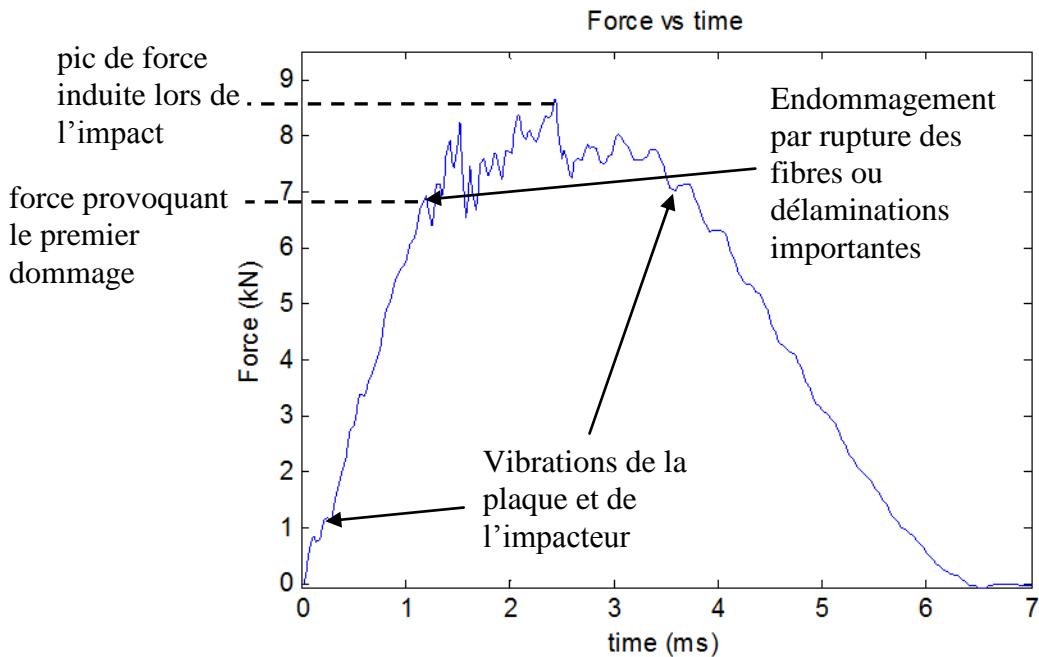


Figure 2-7: Force au cours de l'impact

Les données importantes exploitées des courbes de force en fonction du temps sont la première chute marquée de la force, qui montre le premier endommagement notable du matériau et le pic de force induite par l'impact (voir Figure 2-7). Ces deux mesures sont des paramètres importants permettant de caractériser la réponse à l'impact du matériau.

### 2.1.2 Les observations au microscope électronique à balayage

Nous avons observé en coupe des échantillons impactés à l'aide d'un microscope électronique à balayage JEOL JSM-840. La zone observée est la zone directement située sous l'impact (voir

Figure 2-8), nos échantillons font approximativement 1'' de large. Cette dimension réduite nous a permis d'insérer facilement les échantillons dans le microscope.

Les échantillons découpés ont été polis de manière à avoir une surface observée parfaitement lisse et nous avons réalisé un dépôt d'or pour avoir des observations de meilleure qualité (Figure 2-9).

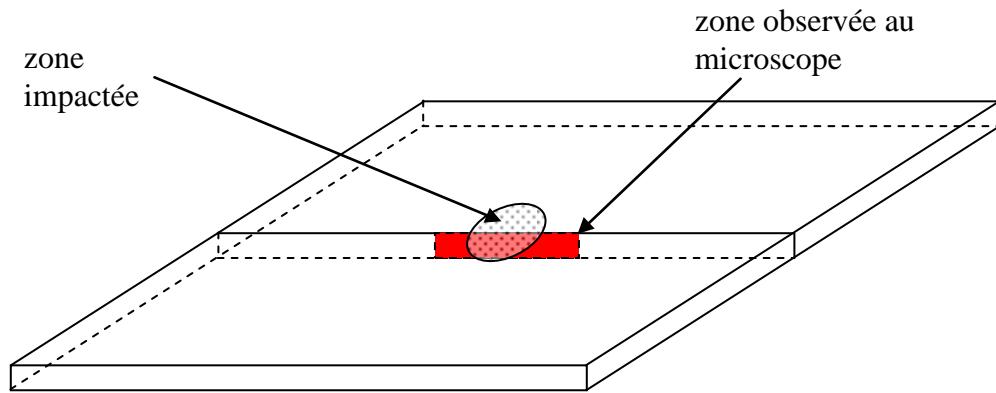


Figure 2-8: Zone observée au MEB

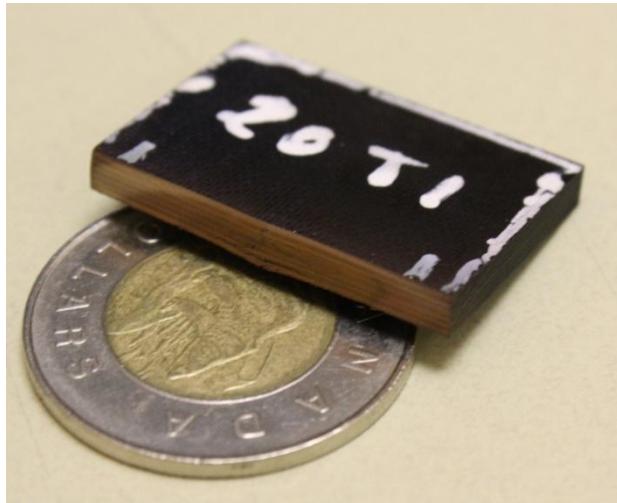


Figure 2-9: Échantillon impacté préparé pour une observation au MEB

### 2.1.3 Les observations au C-scan

Les observations au C-scan ont été effectuées à l'aide d'un appareil NDT Pocket UT équipé d'une sonde émettrice et réceptrice d'ultrasons montée sur un système motorisé qui permet à la sonde de parcourir la surface de la pièce (voir Figure 2-10). Nous avons utilisé l'option *Time of*

*flight* de l'appareil qui permet de déterminer la position d'un défaut en fonction du temps de retour de l'onde émise par la sonde à ultrasons. Les échantillons sont plongés dans l'eau qui sert à transmettre les ondes ultrasons.

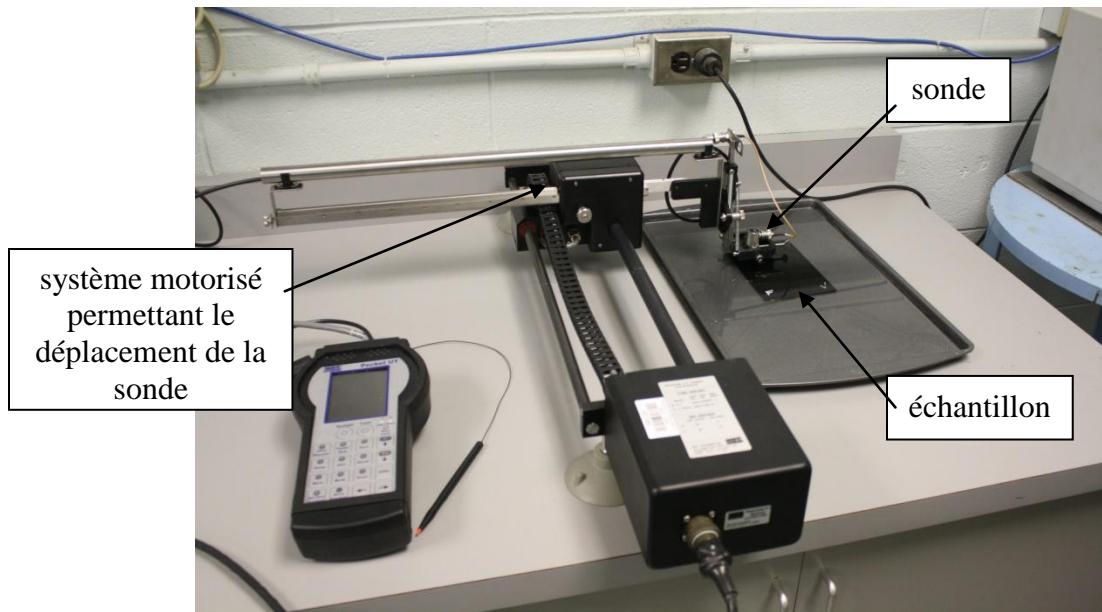


Figure 2-10: Photo du dispositif de scanner à ultrason

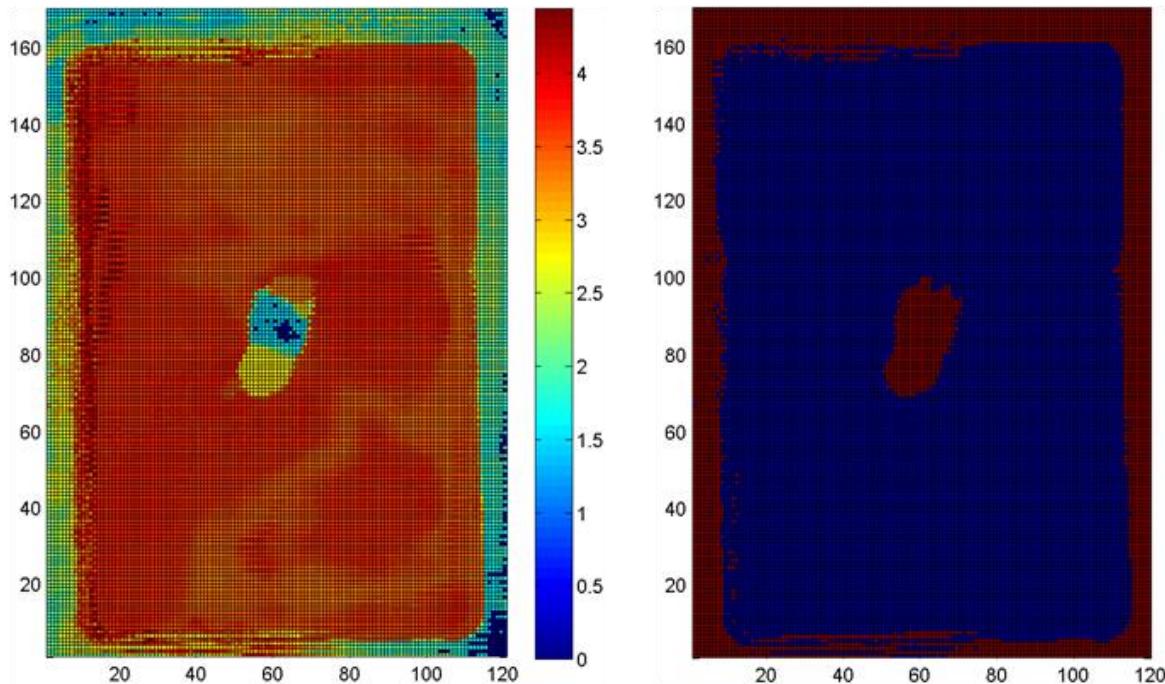


Figure 2-11: Résultat d'une observation au C-scan et traitement des données afin de visualiser la zone endommagée

Sur la Figure 2-11, nous avons représenté le résultat de l'observation d'un échantillon impacté à une énergie de 25J. La première image donne la profondeur du défaut là où il est présent et l'épaisseur du matériau ailleurs. La deuxième image donne la zone endommagée après l'analyse des observations au scanner à ultrasons, ce qui permet d'en déduire la zone endommagée.

### 2.1.4 Le test de compression – ASTM D7137 [29]

Ce test est réalisé grâce à une machine de compression MTS 810 dans les cas des éprouvettes utilisées pour la phase préliminaire du projet, cette machine étant cependant limitée à 100kN. Par la suite nous avons utilisé une machine Amsler permettant d'atteindre une charge de 600kN. Le test de compression après impact suit la norme ASTM D7137 [29], il nécessite une éprouvette ayant subi un test d'impact suivant la norme ASTM D7136 [9], aucune modification de l'échantillon n'est nécessaire. Le support (Figure 2-12) permet de maintenir la plaque par ses quatre côtés, les faces latérales sont maintenues mais l'échantillon est libre de pouvoir pivoter (Figure 2-13). Au sommet et à sa base, la plaque est maintenue par un système de fixation qui empêche sa rotation, c'est une liaison de type encastrement. Le matériau est mis en compression et on mesure la force et le déplacement. Nous avons effectué nos tests à une vitesse de chargement de 2mm/min.

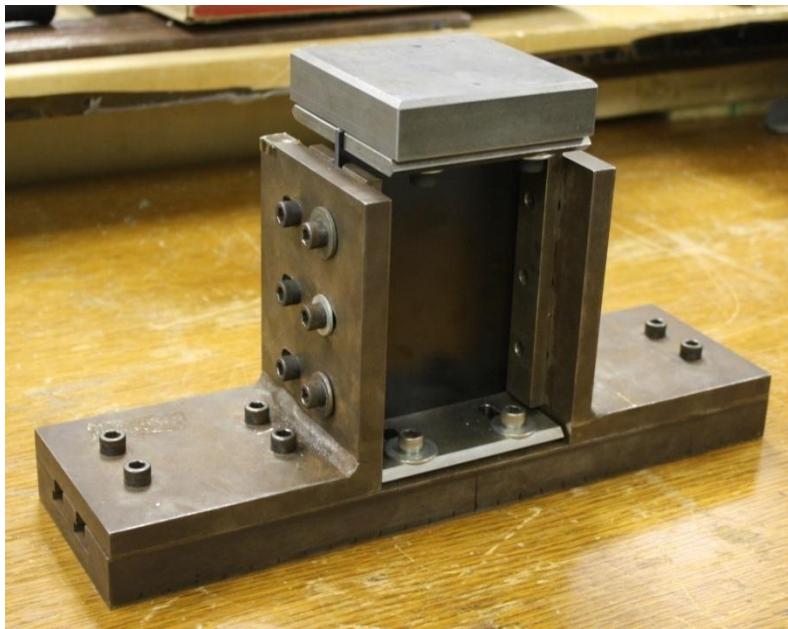


Figure 2-12: Support permettant de réaliser les tests de compression

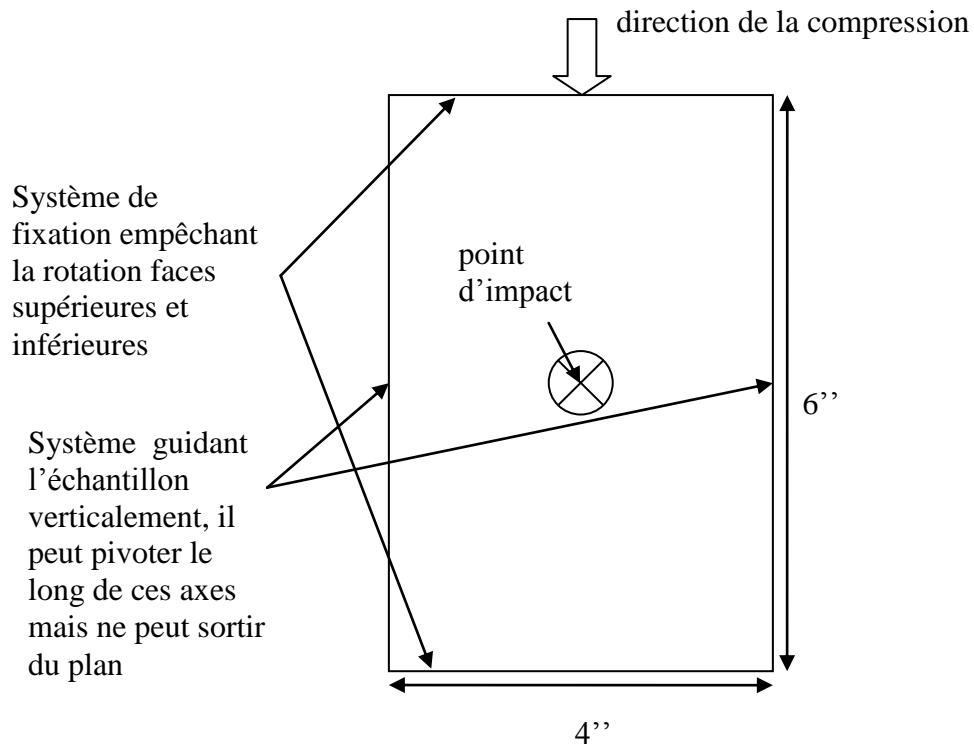


Figure 2-13: Schéma d'un échantillon impacté en compression

Pour le test de compression l'échantillon doit avoir une épaisseur située entre 4 et 6mm, cela permet d'éviter les problèmes de flambage de la plaque lorsqu'elle est mise en compression. En effet, dans ce test nous voulons observer la rupture du matériau mais cette rupture ne doit pas être précédée d'un flambage global de la plaque.

### 2.1.5 Test de *open hole compression* – ASTM D6484 [31]

Le test de *open hole compression* ASTM D6484 utilise une éprouvette de 1.5" x 12" percée en son centre d'un trou 1/4" de diamètre. L'échantillon est maintenu de part et d'autre par un système de mâchoires de 4" qui permet de transmettre les efforts du montage du test à l'échantillon (voir Figure 2-14 et Figure 2-15) laissant une fenêtre libre de 4". Le support est aussi équipé d'un système anti-flambage, qui permet d'obtenir une rupture de l'échantillon en compression même pour les laminés les plus fins.

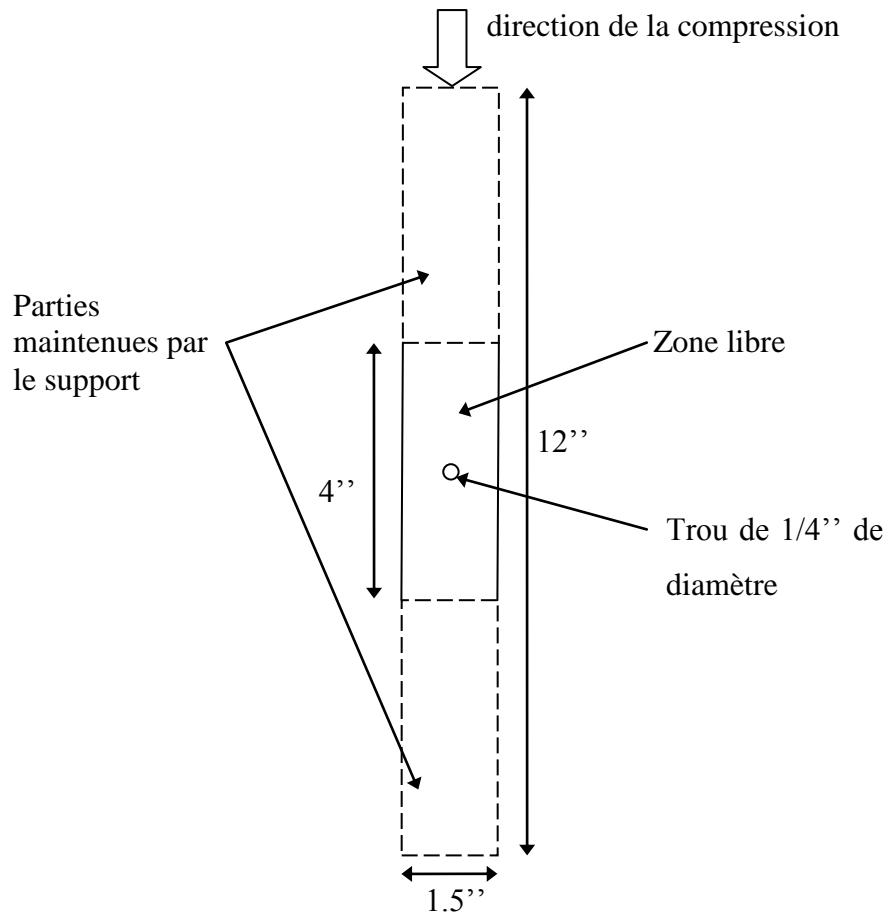


Figure 2-14: Schéma de l'éprouvette de *open hole compression*

Nous avons effectué le test à l'aide de la machine de compression MTS 810, et un support de Wyoming Fixture fourni par le CNRC qui répond à la norme ASTM D6484 [31]. La vitesse de chargement est de 2mm/min et nous enregistrons la force en fonction du déplacement au cours du test. La seule information tirée des tests de *open hole compression* est la contrainte ultime en compression.

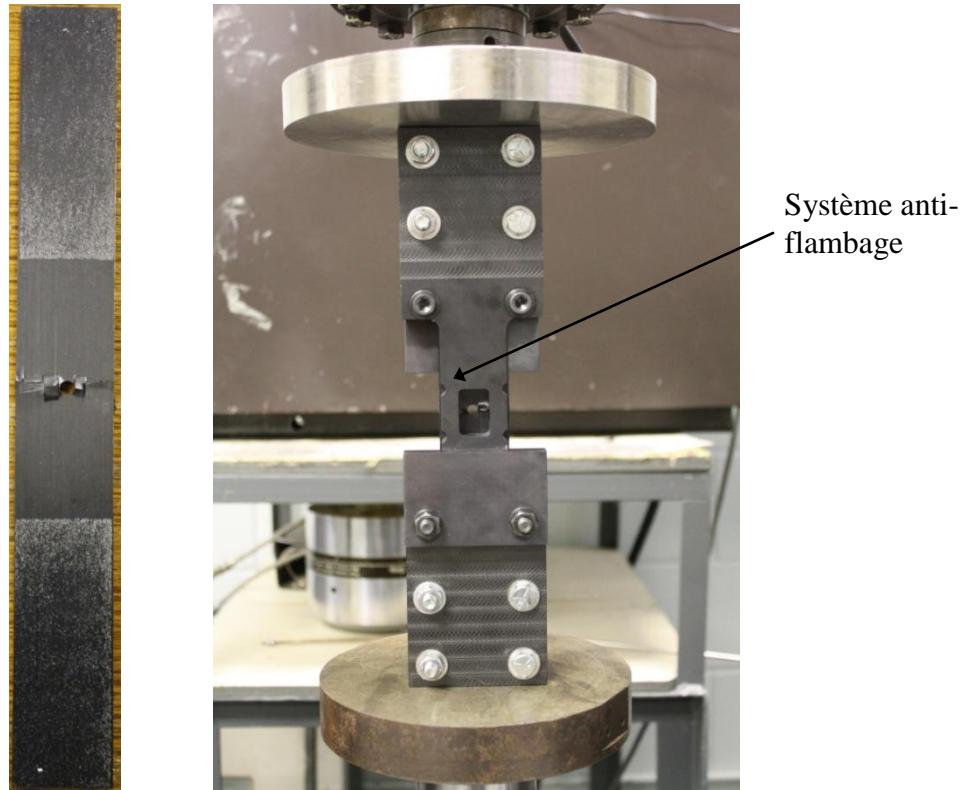


Figure 2-15: Photos d'une éprouvette de *open hole compression* après le test, sans et avec son support

## 2.2 Matériaux utilisés

Dans un premier temps, dans la phase préliminaire nous avons utilisé des échantillons fournis par Bombardier afin de nous familiariser avec les tests des laminés carbone/époxy. Ces tests nous ont permis de définir une procédure expérimentale qui a pu être réutilisée avec les matériaux étudiés dans le cadre du projet CRIAQ. Grâce à cette étude nous avons acquis une meilleure connaissance du comportement à l'impact et en compression des composites carbone/époxy et une meilleure connaissance des difficultés que nous pouvions rencontrer lors de la réalisation des tests de *open hole compression* et de compression après impact.

Dans un deuxième temps nous avons utilisé un matériau fabriqué par l'équipe du CNRC partenaire du projet CRIAQ, sur lequel nous avons étudié les défauts provoqués par la technique de placement de fibres automatisé.

### 2.2.1 Matériaux utilisés lors de la phase de tests préliminaires

Les matériaux utilisés nous ont été fournis par Bombardier directement aux dimensions des échantillons nécessaires à la réalisation des tests d'*open hole compression* et de compression après impact. Ce matériau est un laminé quasi-isotropique de 24 plis de 3.5mm d'épaisseur présentant la séquence d'empilement suivante :

$$[0/60/90/-60/-30/30/90/-30/30/60/-60/0]_s$$

La plaque dans laquelle ont été découpés les échantillons a été fabriquée par le procédé de placement de fibres automatisé. Le préimprégné utilisé est composé de la résine époxy 977-2 de Cytec et de fibres de carbone HTS40 de Toho. Ce matériau n'est pas le même que celui utilisé dans le cas du projet CRIAQ mais ses propriétés mécaniques et son comportement sont relativement proches. Les propriétés du matériau sont récapitulées dans le tableau suivant.

Tableau 2.1 : Propriétés du matériau utilisé lors des essais préliminaires

$E_1$ (GPa) (1)	$E_2$ (GPa) (2)	$v_{12}$ (1)	$G_{12}$ (GPa) (1)	
112	8.61	0.3	4.4	
$S_{Lt}$ (MPa) (2)	$S_{Lc}$ (MPa) (1)	$S_{Tt}$ (MPa) (1)	$S_{Tc}$ (MPa) (3)	$S_{LTs}$ (MPa) (1)
2805	1396	90.3	200	101

(1) Valeurs calculées à partir des propriétés mécaniques données par les fabricants Toho [41] et Cytec [42], en utilisant la loi des mélanges pour un taux de fibres de 60%

(2) Données déterminées par Jumahat, Soutis, et al [43]

(3) Valeur usuelle pour un préimprégné unidirectionnel carbone/époxy

La découpe effectuée directement chez Bombardier nous a permis d'avoir des échantillons de très bonne qualité. Les outils utilisés chez Bombardier sont ceux utilisés pour la fabrication de pièces aéronautiques, ils doivent donc respecter un certain nombre de spécifications pour, notamment, endommager le moins possible le matériau. Par exemple l'utilisation d'un foret de mauvaise qualité pour percer un trou peut provoquer un endommagement du matériau sur les bords du trou et donc fragiliser l'échantillon.

## 2.2.2 Plan de tests préliminaires

### 2.2.2.1 Test de *open hole compression*

Pour les tests de *open hole compression* nous avons testé dix échantillons.

### 2.2.2.2 Tests d'impact

Les tests d'impact ont tous été réalisés sur la machine Dynatup 8250 d'Instron. Pour les tests de compression après impact nous pouvons faire varier l'énergie d'impact. Dans un premier temps nous avons souhaité déterminer approximativement autour de quelle énergie d'impact se produit le premier dommage dans le matériau. Pour cela nous avons testé 6 échantillons à 3 énergies d'impact différentes. Ces tests ont fourni, pour chaque énergie, un échantillon pour la compression après impact et un échantillon pour les observations au microscope électronique (voir Tableau 2.2).

Nous avons ensuite décidé de nous intéresser à l'étude de l'énergie absorbée par le matériau au cours du test en fonction de l'énergie d'impact. Nous avons donc réalisé des tests d'impact à des énergies d'impact variées, à raison d'un test par énergie d'impact (voir Tableau 2.2).

Dans cette phase de tests préliminaires nous avons observé 4 échantillons au microscope électronique à balayage.

### 2.2.2.3 Tests de compression après impact

Nous avons ensuite réalisé des tests de compression après impact sur 8 échantillons impactés ainsi que sur un échantillon non impacté. Une partie des tests a été réalisée sur la machine de compression MTS. L'autre partie, concernant les échantillons les moins endommagés (énergie d'impact inférieure à 10J), donc les plus résistants, a été réalisée sur la machine Amsler.

Nous avons aussi effectué des tests de compression simple (le matériau ne présente ni trou ni impact) sur des échantillons suivant la norme ASTM D695 *Boeing modified* [44] pour comparer la rupture en compression après impact avec la rupture en compression simple.

Tableau 2.2: Échantillons utilisés pour les tests de compression après impact

Énergie d'impact (J)	Première série de tests d'impact	Seconde série de tests d'impact	Tests de compression	Observations MEB
0 (échantillon non impacté)			<b>X (1)</b>	
4.5	2		<b>X (1)</b>	<b>X</b>
6.5		1		
7.6		1	<b>X (1)</b>	
8.9	2		<b>X (1)</b>	<b>X</b>
10.5		1		
12.1		1	<b>X (2)</b>	
14.3	2		<b>X (2)</b>	<b>X</b>
14.8		1	<b>X (2)</b>	
16.3		1	<b>X (2)</b>	
17.5		1		<b>X</b>
19		1		
22.4		1		
25.4		1		
29.9		1		
35.2		1		
37.4		1	<b>X (2)</b>	

(1) Échantillon testé sur la machine Amsler de 600kN

(2) Échantillon testé sur la machine MTS 810 de 100kN

### 2.2.3 Matériaux utilisés pour le projet CRIAQ

Pour le projet CRIAQ nous avons utilisé un matériau fabriqué par l'équipe du CNRC sur une machine de placement de fibres VIPER 4000 de Cincinnati Machine. Cette machine permet de placer simultanément 32 rubans de préimprégné de 1/8''. 6 panneaux de 3x3ft<sup>2</sup> ont été fabriqués pour le projet, dont 4 contenant des défauts. Le laminé est un quasi-isotrope de 24 plis de 3.71mm d'épaisseur et dont la séquence d'empilement est :

$$[45/0/-45/90]_{3s}$$

Le préimprégné est composé d'une résine Cycom 5276-1 et de fibres G40-800 [45].

Tableau 2.3 : Propriétés du matériau utilisé lors des essais préliminaires

<b>E<sub>1</sub> (GPa) (1)</b>	<b>E<sub>2</sub> (GPa) (2)</b>	<b>v<sub>12</sub> (2)</b>	<b>G<sub>12</sub> (GPa) (1)</b>	
142.7	9.1	0.3	4.82	
<b>S<sub>Lt</sub> (MPa) (1)</b>	<b>S<sub>Lc</sub> (MPa) (1)</b>	<b>S<sub>Tt</sub> (MPa) (2)</b>	<b>S<sub>Tc</sub> (MPa) (3)</b>	<b>S<sub>LTS</sub> (MPa) (1)</b>
3013	1744	90 n	200	170

(1) Notice CYTEC

(2) Données de Park et al. [46]

(3) Valeur usuelle pour un préimprégné unidirectionnel carbone/époxy

Les matériaux ont été découpés dans les locaux du CNRC et de l'École Polytechnique de Montréal.

## 2.2.4 Types défauts testés

### 2.2.4.1 Fabrication des défauts

Différentes configurations de défauts ont été testées dans le cadre de ce projet. Nous avons décidé de tester les défauts dans les situations que nous jugions les plus critiques, c'est-à-dire des défauts positionnés dans les directions 0° ou 90° superposés les uns sur les autres et présents dans toutes les couches à 0° ou à 90° du laminé (voir Figure 2-16).

Pour fabriquer un *gap* ou un *overlap*, le logiciel de commande de la machine de placement de fibres permet d'indiquer à la tête de ne pas poser de ruban ou de rajouter un ruban supplémentaire. Les défauts fabriqués font la largeur d'un ruban de préimprégné, c'est-à-dire 1/8" (voir Figure 2-16). Les défauts de type *gap* triangulaire sont fabriqués à la main, les rubans de préimprégné ont été découpés de manière à former un défaut triangulaire de la largeur d'un ruban (1/8") et de 1/2" de longueur (voir Figure 2-18 et Figure 2-19). Les rubans ont ensuite été posés manuellement.

4 types différents de défauts ont été fabriqués :

- des *gaps* à 0°
- des *gaps* à 90°
- des *gaps* triangulaires à 0°
- des *overlaps* à 0°

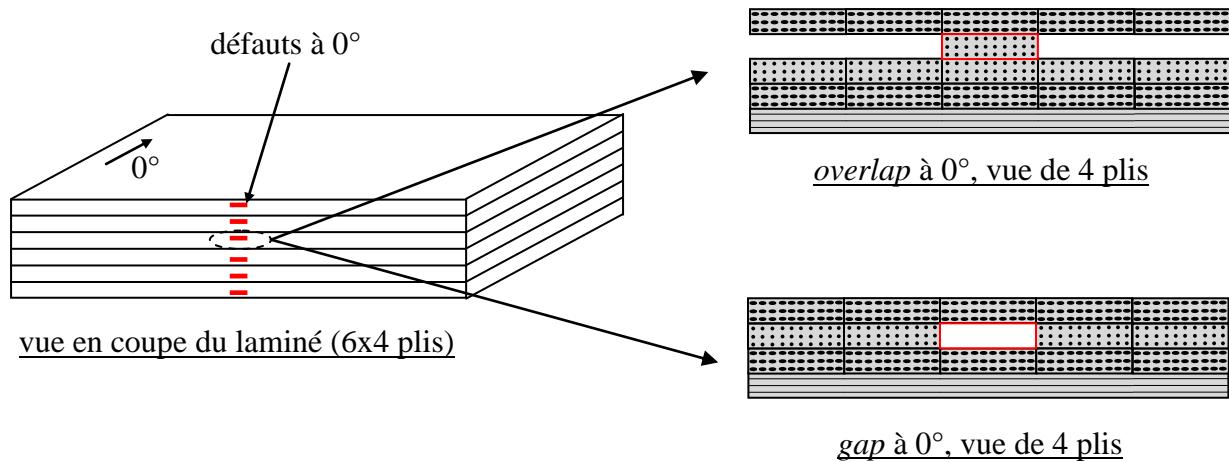
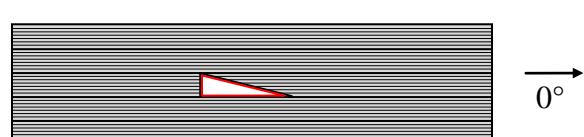
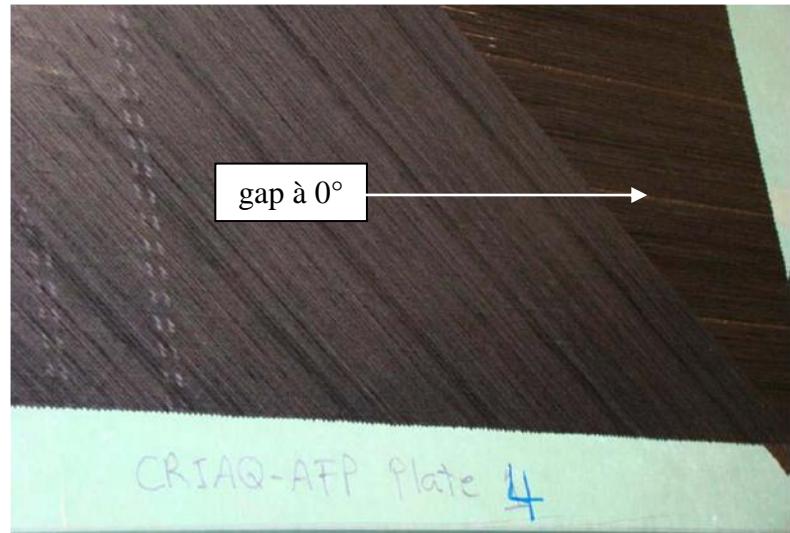


Figure 2-16: Schéma de la position des défauts à  $0^\circ$  dans le laminé



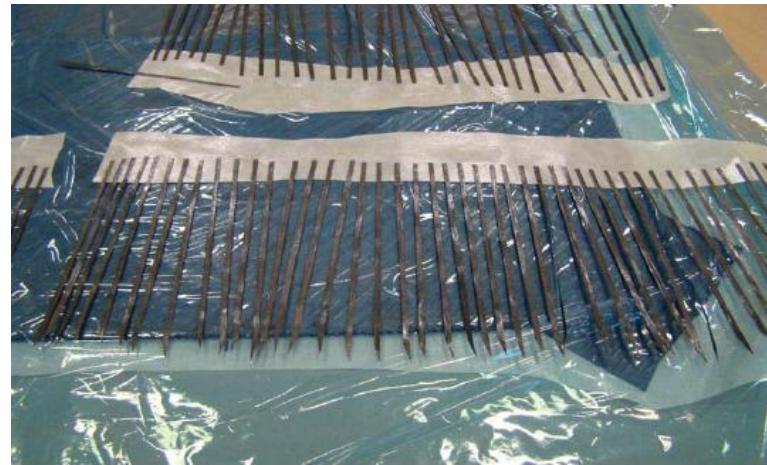


Figure 2-19: Photo des rubans coupés de manière à obtenir des *gaps* triangulaires

#### 2.2.4.2 Position des défauts dans les échantillons

*Compression après impact*

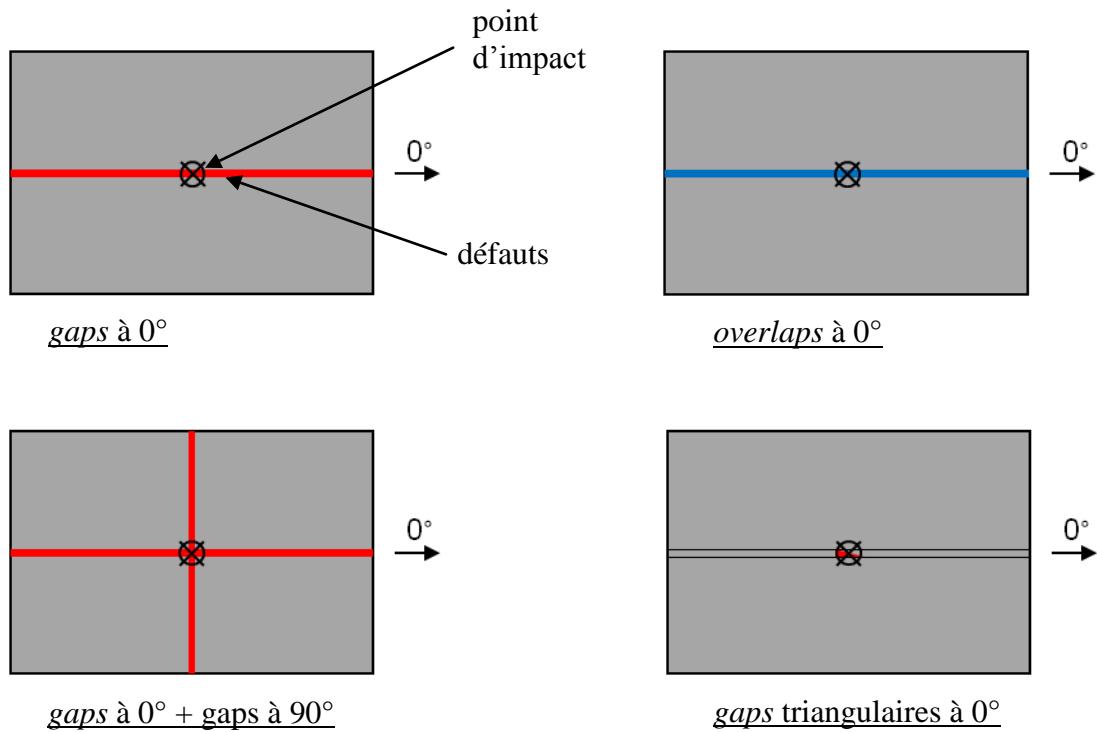


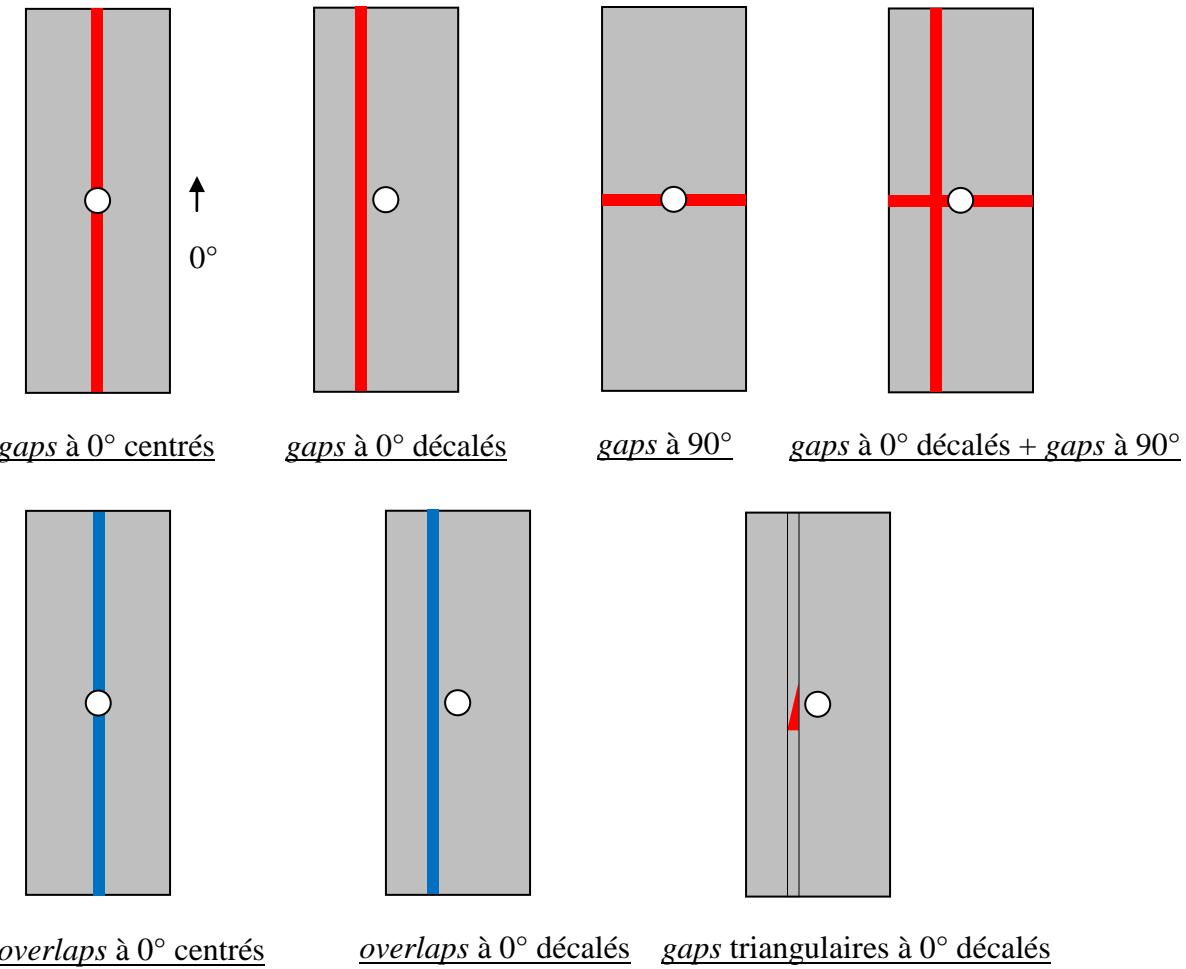
Figure 2-20: Schéma des 4 types d'échantillons de CAI contenant des défauts

Pour les tests de compression après impact nous avons testé 5 types d'échantillons : des échantillons sans défauts, des échantillons contenant des *gaps* à  $0^\circ$ , des échantillons contenant

des *overlaps* à  $0^\circ$ , des échantillons contenant des *gaps* à  $0^\circ$  et des *gaps* à  $90^\circ$  et des échantillons contenant des *gaps* triangulaires à  $0^\circ$  (voir Figure 2-20). Les défauts sont centrés de façon à ce que l'impact se produise sur le défaut.

#### *Open hole compression*

Pour les tests de *open hole compression* nous avons comparé 7 types d'échantillons avec défauts aux échantillons sans défauts. Les différents types de défauts sont présentés sur la Figure 2-21, les défauts à  $0^\circ$  décalés par rapport au centre de l'éprouvette sont positionnés à 1cm du centre du trou. Pour chaque type de défaut 4 échantillons ont été testés et pour le matériau sans défaut 7 échantillons ont été testés.



## 2.2.5 Tests réalisés

### 2.2.5.1 Compression après impact

Le détail des tests effectués est donné dans le Tableau 2.4 et le Tableau 2.5.

Dans un premier temps nous avons réalisé des tests d'impact sur des échantillons sans défauts (27 échantillons testés), à différentes énergies d'impact, afin de déterminer à quelles énergies serait faite l'étude en compression après impact des échantillons contenant des défauts. Les trois énergies sélectionnées par la suite ont été 15J, 20J et 25J mais le détail de ce choix est expliqué dans le chapitre 3 p78. Les échantillons contenant des défauts ont été testés à ces trois énergies d'impact, pour les échantillons contenant des *gaps* à 0° et ceux contenant de *overlaps* à 0° des tests ont été effectués à des énergies d'impact supérieures.

Des observations au C-scan ont été effectuées sur quasiment tous les échantillons impactés. Pour les échantillons sans défauts des observations au microscope électronique ont été réalisées sur tous les échantillons impactés à une énergie inférieure à 25J. En effet aux énergies supérieures le dommage est trop important pour que l'observation au microscope électronique soit pertinente. Pour les échantillons contenant des défauts, des observations au microscope électronique ont été effectuées pour les trois énergies d'impact sélectionnées.

Tableau 2.4: Tests réalisés sur les échantillons sans défauts

Énergie d'impact (J)	Nombres d'échantillons sans défauts impactés	Tests de compression après impact	Observations MEB
5	3	2	1
10	3	2	1
15	4	3	1
20	4	3	1
25	4	3	1
30	3	3	
35	3	3	
40	3	3	

Tableau 2.5: Tests réalisés sur les échantillons contenant des défauts

Énergie d'impact (J)	gap à 0° et overlap à 0°			gap à 0° + gap à 90° et gap triangulaire à 0°		
	Nombres d'échantillons sans défauts impactés	Tests de compression après impact	Observations MEB	Nombres d'échantillons sans défauts impactés	Tests de compression après impact	Observations MEB
15	4	3	1	4	3	1
20	4	3	1	4	3	1
25	4	3	1	4	3	1
30	1	1				
35	1	1				
40	1	1				

Les échantillons de compression après impact sans défauts ont été équipés en jauge de déformations. 2 jauge simples ont été posées sur chacun des échantillons, une sur chacune des faces de manière à identifier un éventuel flambage des échantillons (voir Figure 2-22), elles sont placées suffisamment loin du point d'impact et du système de fixation pour permettre de détecter l'effet du flambage. En effet, pour le premier mode de flambage d'une plaque en compression, les déformations des deux jauge sont très différentes : pour l'une la déformation augmente avec la charge alors que pour l'autre elle diminue.

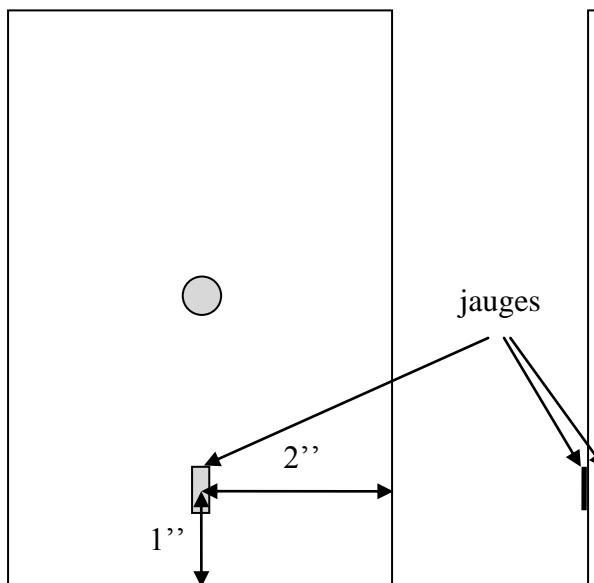


Figure 2-22: Schéma d'un échantillon de CAI équipé de jauge, de face et de profil

## CHAPITRE 3 RÉSULTATS, MODÉLISATION ET DISCUSSION

### 3.1 Observations des défauts au microscope électronique

Nous avons effectué des observations au microscope électronique d'échantillons comportant des *gaps* à  $0^\circ$  (voir Figure 3-1) et des *overlaps* à  $0^\circ$  (Figure 3-2), impactés à une énergie de 15J. Une analyse de l'image, après des modifications de contraste et de luminosité des photographies, a permis d'identifier les différents plis du laminé ainsi que les défauts présents dans le matériau. Les échantillons ont été impactés à une énergie relativement faible donc, à l'exception des plis inférieurs opposés au point d'impact, la géométrie des différents plis a été très peu affectée par l'impact.

On constate que les *gaps* placés à  $0^\circ$  affectent très peu la direction des plis à  $90^\circ$ . En effet les variations d'épaisseur du matériau, liées aux retraits de rubans, sont effacées par l'épaississement des plis à  $+/45^\circ$  (voir Figure 3-1). Cet épaississement d'approximativement 50% est très certainement dû à une baisse locale du taux de fibres dans les plis à  $+/45^\circ$  et le *fiber waviness* se produit donc principalement dans ces plis et touche peu les plis à  $90^\circ$ .

Les *overlaps* (Figure 3-2) affectent légèrement les plis à  $90^\circ$ . En effet les plis à  $+/45^\circ$  ne peuvent pas absorber complètement l'augmentation d'épaisseur provoquée par les *overlaps*. Néanmoins, les variations d'orientation de ces plis restent très faibles, elles sont plus marquées dans les plis à  $+/45^\circ$ .

Ces observations laissent supposer que le *fiber waviness* n'est marqué que dans les plis adjacents aux plis contenant des défauts de type *gaps*. La direction des autres plis n'est pas affectée car la variation d'épaisseur des plis adjacents aux *gaps* efface l'effet de ceux-ci. Les *overlaps* ont un effet plus marqué sur le désalignement des fibres qui se ressent même dans les plis qui ne sont pas directement en contact avec le défaut. L'orientation des plis adjacents au défaut est cependant plus affectée.

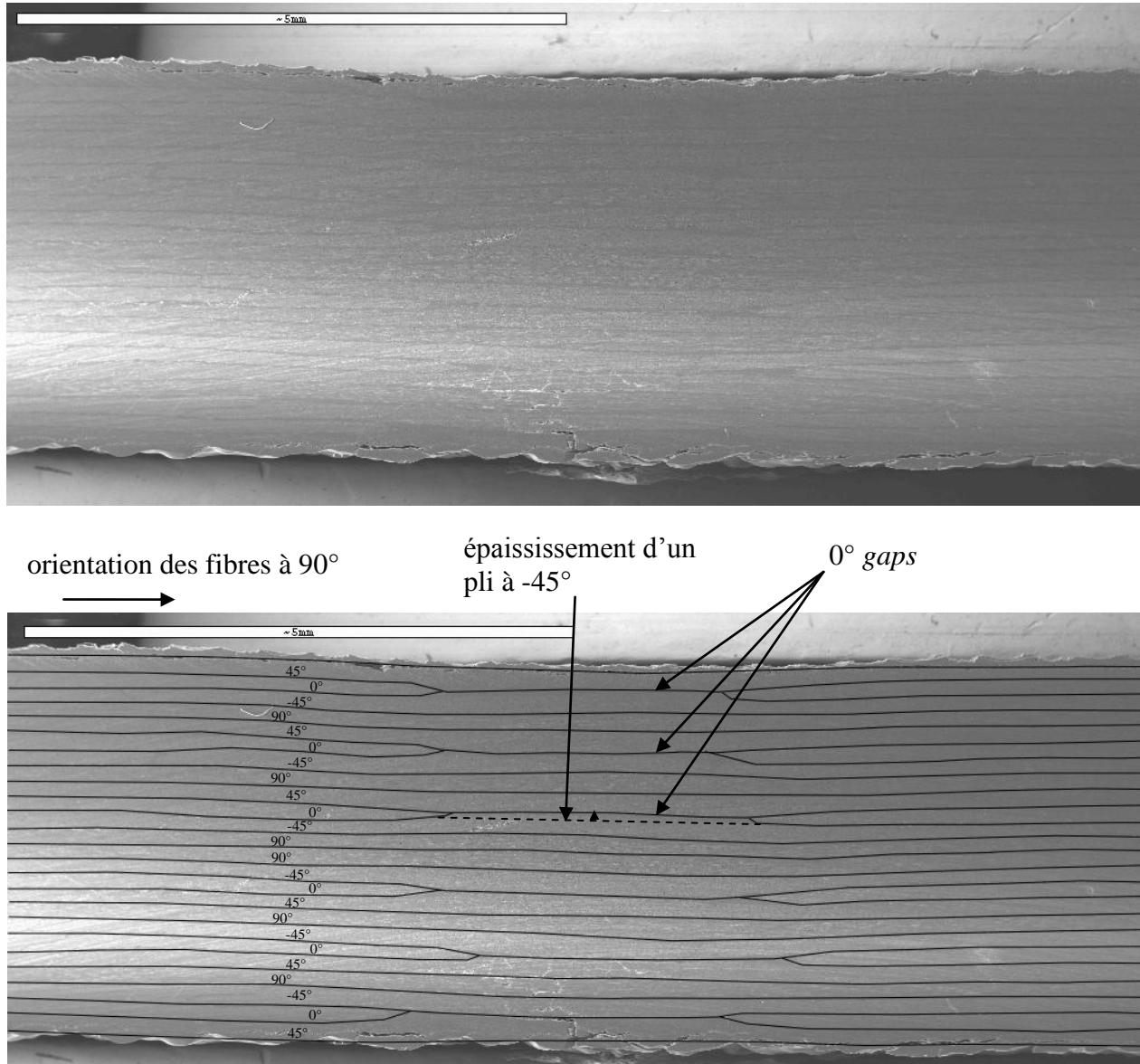


Figure 3-1 : Observation au MEB d'un échantillon impacté à 15J, comportant des *gaps* à 0°, avant et après le traitement des plis

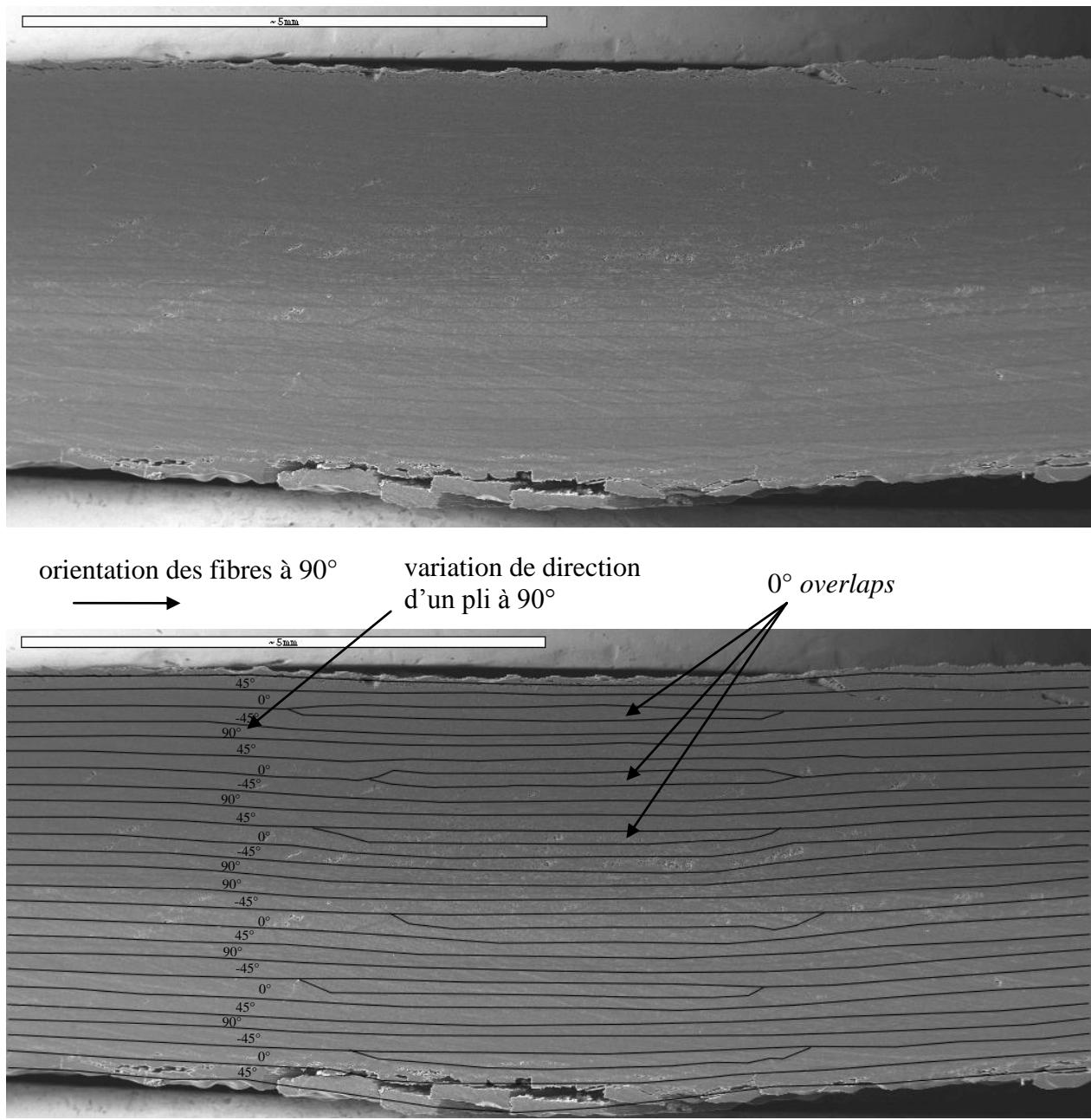


Figure 3-2 : Observation au MEB d'un échantillon impacté à 15J, comportant des *overlaps* à 0°, avant et après le traitement des plis

### 3.2 Tests de *open hole compression*

Des tests de *open hole compression* ont été réalisés sur un nombre relativement important d'éprouvettes sans défauts, que ce soit sur le matériaux des tests préliminaires (10 éprouvettes) ou sur le matériaux des tests principaux du projet CRIAQ (7 éprouvettes). Au cours de ces tests les éprouvettes ont toutes brisé de manière nette et sans signes avant-coureurs, au niveau du trou (Figure 3-3).

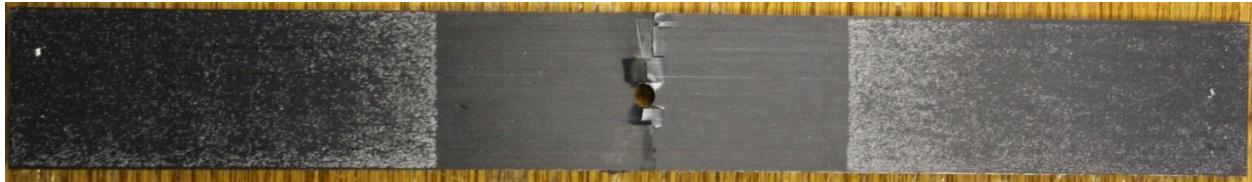


Figure 3-3 : Rupture observée sur les éprouvettes de compression après impact

La dispersion des résultats de résistance en *open hole compression*, de l'ordre de 3% pour les deux matériaux (voir Tableau 3.1), est très faible. Cela montre que ce test est intéressant pour mettre en évidence l'effet des défauts si ceux-ci ont un impact important sur la résistance en *open hole compression*. En effet si l'impact des défauts sur la résistance en compression de ces éprouvettes est supérieur à 3%, on pourra considérer que les résultats sont pertinents.

Il est aussi intéressant de remarquer qu'avec le matériau utilisé pour les tests du projet CRIAQ, nous trouvons un résultat très proche des valeurs données dans la notice de Cytec, le fabricant du préimprégné (311MPa expérimentalement contre 310MPa [45]). Cela conforte la validité des résultats.

Tableau 3.1: Résultat des tests de *open hole compression* sur des échantillons sans défauts

	Matériau des tests préliminaires	Matériau du projet CRIAQ
Résistance OHC, littérature (MPa)	pas de données	310 [42]
Nombre d'échantillons	10	7
Résistance en OHC, projet (MPa)	362	311
Écart type (MPa)	9.9	10.4
Écart type relatif	2.7%	3.3%
$d_0$ , point stress criterion (mm)	1.62	0.56

La résistance en *open hole compression* calculée à l'aide du *point stress criterion* (voir 1.6.2.2 p28 et équation (3.24) ) coïncide avec les résultats expérimentaux pour des valeurs assez

différentes du coefficient  $d_0$  (voir Tableau 3.1). En effet, pour le matériau des tests préliminaires nous trouvons une distance de 1.62mm tandis que pour le matériau du projet CRIAQ, nous trouvons 0.56mm. Cela est dû aux différences entre les séquences d'empilement et entre les propriétés mécaniques du lamina des deux matériaux.

### 3.2.1 L'effet des défauts sur la résistance en *open hole compression*

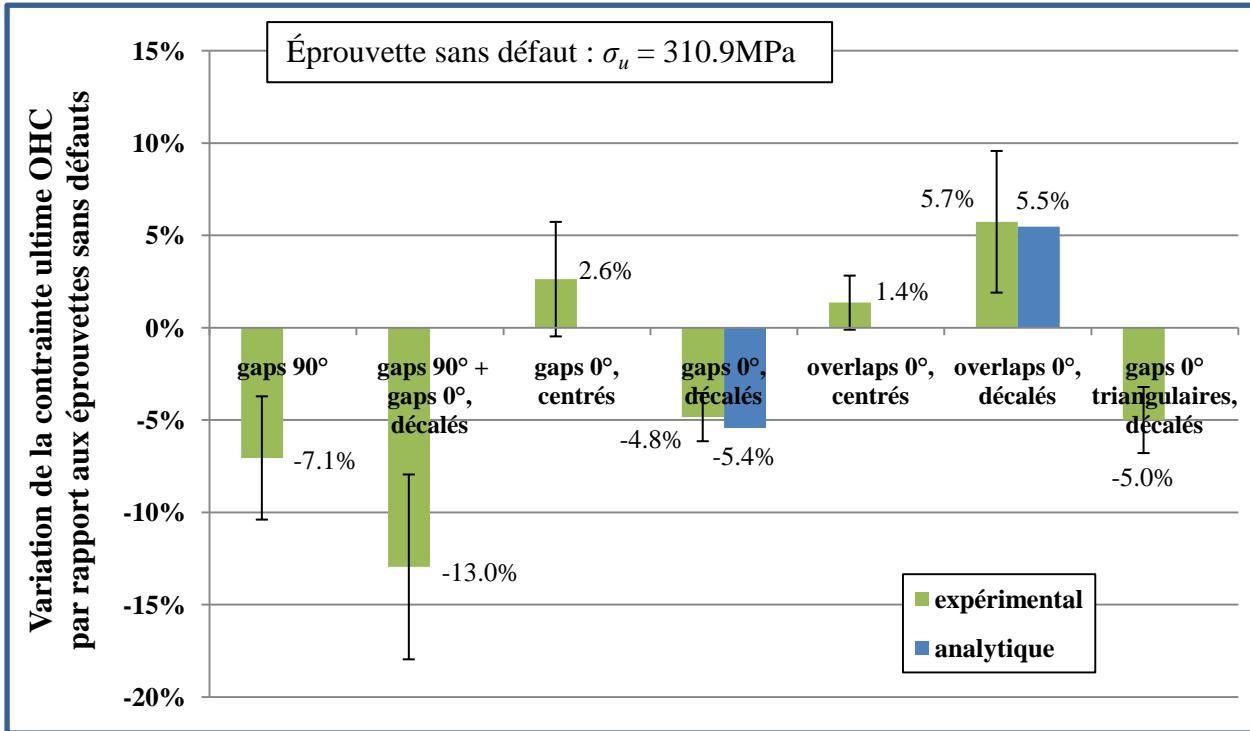


Figure 3-4: Effet des défauts sur la résistance d'échantillons de *open hole compression*

L'effet des défauts sur la compression *open hole* est présenté sur la Figure 3-4, aux résultats expérimentaux sont ajoutées les valeurs d'un calcul analytique détaillé dans la section 3.2.2.

#### 3.2.1.1 *Gaps à 90°*

Les échantillons contenant des *gaps à 90°* et ceux contenant des *gaps à 90°* couplés à des *gaps à 0°* présentent la plus forte chute de résistance (-7.1% et -13% respectivement). Cette diminution importante par rapport aux autres défauts est due au fait que le défaut est placé au niveau du trou c'est-à-dire dans la zone de concentration de contraintes (voir Figure 2-21, p48). De plus les défauts à 90° provoquent des ondulations dans les plis à +/-45°, ce qui affaiblit ces plis en favorisant le microflambage. L'impact de ces défauts est cependant faible puisque le nombre de

défauts est très important : 6 défauts superposés dans le cas des *gaps* à  $0^\circ$  et 12 défauts superposés dans les cas des *gaps* à  $0^\circ$  et à  $90^\circ$ . Ce faible effet est dû au fait que les plis à  $0^\circ$ , qui portent une grande partie de la charge, ne sont pas affectés par la présence de défauts.

### 3.2.1.2 *Gap* et *overlap* à $0^\circ$ centrés

Ces deux types de défauts ont très peu d'effet sur la résistance des échantillons (+2.6% pour le *gap* et +1.4% pour l'*overlap*). Cela provient du fait que les défauts ne se trouvent pas sur le côté du trou qui est la zone critique dans laquelle se produit la rupture. On remarque de plus une légère amélioration dans le cas du *gap*. Elle peut être expliquée par une diminution de la concentration de contrainte autour du trou car le matériau est moins rigide au dessus et en dessous du trou.

### 3.2.1.3 *Gaps* et *overlaps* à $0^\circ$ décalés

Les *gaps* et *overlaps* à  $0^\circ$ , décalés par rapport au trou, ont un effet du même ordre de grandeur sur la résistance en compression des éprouvettes : une variation d'environ 5%, une réduction dans le cas des *gaps* et une amélioration dans le cas des *overlaps*. Cet effet « symétrique » sur la résistance concernant des défauts eux-mêmes « symétriques » l'un par rapport à l'autre (ajout de ruban dans le cas de l'*overlap*, retrait de ruban dans le cas du *gap*) montre que ces deux défauts agissent de la même manière sur le comportement à la rupture. L'utilisation d'un modèle commun (développé dans la section suivante) pour calculer l'effet de ces deux défauts vient confirmer l'effet similaire de ces défauts sur le comportement du matériau.

### 3.2.1.4 *Gaps* triangulaires à $0^\circ$ décalés

Les *gaps* triangulaires, placés dans les plis à  $0^\circ$  et décalés par rapport au trou ont un effet identique aux *gaps* simples à  $0^\circ$ , décalés. Cet effet montre que localement, dans la zone de concentration de contraintes située sur le côté du trou, les deux défauts ont à peu près le même impact. Cela se comprend bien lorsque l'on regarde localement la forme de ces défauts (voir Figure 3-5). Au niveau du trou, les fibres formant le *gap* triangulaire supportent une partie très réduite de la contrainte car elles ont été coupées. Ce défaut ayant la même largeur que le *gap* simple, il provoque la même réduction de la résistance de l'éprouvette.

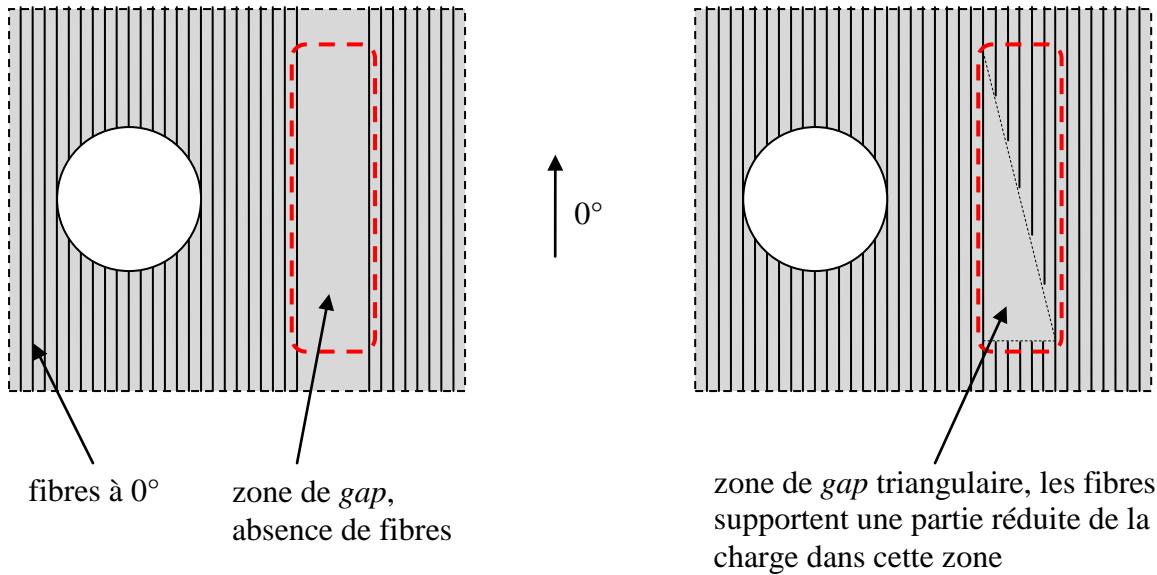


Figure 3-5: Schémas d'un gap simple et d'un gap triangulaire dans un pli à  $0^\circ$

### 3.2.2 Modélisation de l'effet des défauts sur le comportement en *open hole compression*

Le calcul de la contrainte à la rupture d'un échantillon de OHC se fait par la méthode du *point stress criterion* présentée dans le chapitre 1 (1.6.2.2 Rupture d'un laminé en compression *open hole*, p28), le paramètre  $d_0$  a été calculé à l'aide des échantillons sans défauts. Dans cette partie nous présentons deux modèles permettant de calculer la contrainte à la rupture d'échantillons contenant des défauts dans la direction  $0^\circ$ .

#### 3.2.2.1 Modélisation par variation de l'épaisseur du pli

Le principe de cette modélisation est de répartir l'effet local du défaut sur toute l'éprouvette en moyennant son impact sur les propriétés mécaniques de l'éprouvette. L'hypothèse de ce modèle est que le défaut a un effet sur la répartition des contraintes dans l'éprouvette mais qu'il ne provoque pas de concentration de contraintes à l'origine de la rupture. Cette hypothèse est plausible à partir du moment où le défaut, à  $0^\circ$  par rapport à la compression, est décalé par rapport au trou car la rupture des éprouvettes en OHC nait au bord du trou.

Dans ce modèle, la matrice  $[A]$  est recalculée en prenant en compte l'effet du défaut. Rappelons que la matrice  $[A]$  relie les déformations du plan moyen du matériau aux forces par unité de

longueur présentes dans le laminé. Dans le cas d'une compression simple, la matrice  $[D]$  n'intervient pas.  $[A]$  se calcule de la manière suivante, les notations sont détaillées dans le paragraphe 1.6.1.2 (p22) :

$$[A] = \sum_{i=1}^N [\bar{Q}_i] (z_i - z_{i-1}) \quad (3.1)$$

$z_i$ , la distance du pli  $i+1$  au centre du laminé, se calcule facilement en fonction de l'épaisseur du pli  $e$  et  $z_{i-1}$ , la position du pli  $i$  :

$$z_i = z_{i-1} + e \quad (3.2)$$

Le modèle consiste à modifier l'épaisseur d'un pli lorsque celui-ci contient un défaut en moyennant la variation d'épaisseur liée au défaut sur toute la largeur de l'éprouvette. Ainsi si le pli  $i-1$  un pli contient un *overlap* à  $0^\circ$ , la position modifiée du pli  $i$ ,  $z'_i$  devient :

$$z'_i = z'_{i-1} + e \left( 1 + \frac{l}{L_y} \right) \quad (3.3)$$

où  $z'_{i-1}$  est la position du pli  $i-1$  prenant en compte la présence de défauts dans les couches inférieures,  $l$  est la largeur du défaut et  $L_y$  est la largeur de l'éprouvette. Pour un *gap* de même largeur la formule devient :

$$z'_i = z'_{i-1} + e \left( 1 - \frac{l}{L_y} \right) \quad (3.4)$$

Le calcul de la rupture de l'éprouvette se fait ensuite par la méthode du *point stress criterion* en utilisant la matrice  $[A']$  et le critère de Azzi-Tsai-Hill :

$$[A'] = \sum_{i=1}^N [\bar{Q}_i] (z'_i - z'_{i-1}) \quad (3.5)$$

Les résultats de cette modélisation sont présentés sur la Figure 3-4, ils montrent un très bon accord dans le cas des *gaps* et *overlaps* à  $0^\circ$  décalés par rapport au trou (baisse de 5.5% de la contrainte à la rupture contre 4.9% expérimentalement pour les *gaps* et hausse de 5.5% contre 5.7% expérimentalement pour les *overlaps*). Des tests de compression simple confirment aussi cette bonne correspondance entre les résultats expérimentaux et le calcul analytique (Figure 3-7, Aymen Marouene, *Compression simple d'éprouvettes de carbone/époxy contenant des défauts*, Rapport interne, 2011, École Polytechnique de Montréal). Le fait de modifier l'épaisseur d'un pli

est équivalent à répartir uniformément les contraintes dans l'éprouvette. La bonne cohérence entre la modélisation et les résultats expérimentaux valide l'hypothèse faite en début de cette partie à savoir que les défauts ne provoquent pas de concentrations de contraintes pouvant être à l'origine de la rupture.

### 3.2.2.2 Modélisation par utilisation de la matrice $[A]$ au niveau du défaut

Nous avons travaillé sur un autre modèle donnant les mêmes résultats, utilisant la matrice  $[A]_{\text{défaut}}$  qui est la matrice  $[A]$  au niveau du défaut. Par exemple pour un laminé  $[45/90/-45/0]_s$  présentant un *gap* à  $0^\circ$ ,  $[A]_{\text{défaut}}$  est calculée avec la séquence  $[45/90/-45]_s$ , pour un *overlap* à  $0^\circ$  la matrice est calculée pour la séquence  $[45/90/-45/0_2]_s$ .

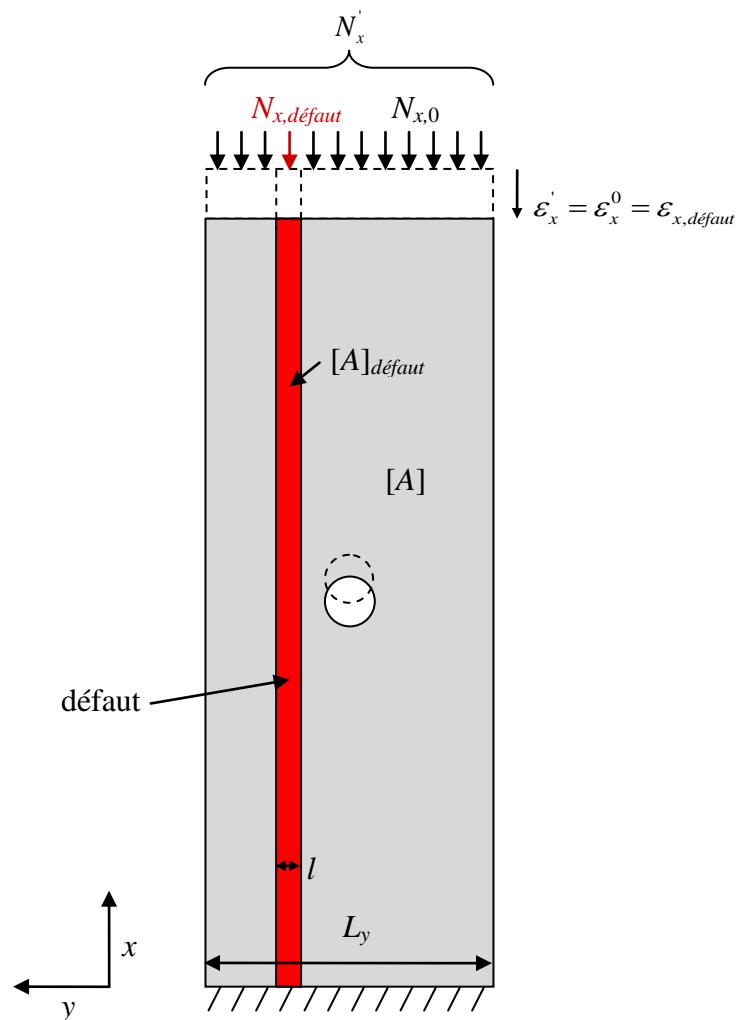


Figure 3-6: Schéma de la modélisation des défauts avec la matrice  $[A]_{\text{défaut}}$

Rappelons l'expression de la matrice  $[A]$  pour un laminé symétrique équilibré :

$$\begin{bmatrix} N_{x0} \\ N_{y0} \\ N_{xy0} \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} A_{11} & A_{12} & 0 \\ A_{12} & A_{22} & 0 \\ 0 & 0 & A_{66} \end{bmatrix} \begin{bmatrix} \varepsilon_{x0} \\ \varepsilon_{y0} \\ \gamma_{xy0} \end{bmatrix} \quad (3.6)$$

Pour un matériau en compression contenant un défaut les déformations et les contraintes suivent les équations suivantes:

$$\{N_{\text{défaut}}\} = [A]_{\text{défaut}} \{\varepsilon_{\text{défaut}}\} \quad (3.7)$$

$$\{N_0\} = [A]\{\varepsilon_0\} \quad (3.8)$$

où  $\{N_{\text{défaut}}\}$  et  $\{N_0\}$  sont les force par unité de longueur appliquées sur la zone du laminé avec défaut et sur la zone du laminé sans défaut,  $[A]$  est calculée pour le matériau sans défauts,  $\{\varepsilon_{\text{défaut}}\}$  et  $\{\varepsilon_0\}$  sont les déformations (voir Figure 3-6).

Les conditions limites sur les côtés de l'éprouvette assurent l'absence de contraintes dans la direction  $y$ :

$$N_{y,\text{défaut}} = A_{12,\text{défaut}} \varepsilon_{x,\text{défaut}} + A_{22,\text{défaut}} \varepsilon_{y,\text{défaut}} = 0 \quad (3.9)$$

$$N_{y0} = A_{12} \varepsilon_{x0} + A_{22} \varepsilon_{y0} = 0 \quad (3.10)$$

d'où:

$$\varepsilon_{y,\text{défaut}} = -\frac{A_{12,\text{défaut}}}{A_{22,\text{défaut}}} \varepsilon_{x,\text{défaut}} \quad (3.11)$$

$$\varepsilon_{y0} = -\frac{A_{12}}{A_{22}} \varepsilon_{x0} \quad (3.12)$$

En ajoutant les équations (3.11) et (3.12) dans l'équation (3.6) on peut calculer les efforts dans la direction  $x$ :

$$N_{x,\text{défaut}} = A_{11,\text{défaut}} \varepsilon_{x,\text{défaut}} + A_{12,\text{défaut}} \varepsilon_{y,\text{défaut}} = \left( A_{11,\text{défaut}} - \frac{A_{12,\text{défaut}}^2}{A_{22,\text{défaut}}} \right) \varepsilon_{x,\text{défaut}} \quad (3.13)$$

$$N_{x0} = A_{11} \varepsilon_{x0} + A_{12} \varepsilon_{y0} = \left( A_{11} - \frac{A_{12}^2}{A_{22}} \right) \varepsilon_{x0} \quad (3.14)$$

On peut aussi calculer la force par unité de longueur moyenne appliquée dans la direction  $x$  et qui prend en compte la présence du défaut:

$$N_x' = \frac{l}{L_y} N_{x,\text{défaut}} + \left(1 - \frac{l}{L_y}\right) N_{x0} \quad (3.15)$$

$L_y$  est la largeur de l'éprouvette et  $l$  est la largeur du défaut. Les déformations de l'échantillon dans la direction  $x$  sont uniformes compte tenu des conditions limites au sommet et à la base de l'éprouvette, d'où:

$$\dot{\varepsilon}_x = \dot{\varepsilon}_{x0} = \dot{\varepsilon}_{x,\text{défaut}} \quad (3.16)$$

Donc à partir des équations (3.13), (3.14) et (3.16), l'équation (3.15) devient:

$$N_x' = \left[ \frac{l}{L_y} \left( A_{11,\text{défaut}} - \frac{A_{12,\text{défaut}}^2}{A_{22,\text{défaut}}} \right) + \left(1 - \frac{l}{L_y}\right) \left( A_{11} - \frac{A_{12}^2}{A_{22}} \right) \right] \dot{\varepsilon}_x \quad (3.17)$$

On peut réécrire (3.17) de la manière suivante:

$$N_x' = \left[ \frac{l}{L_y} \left( A_{11,\text{défaut}} - \frac{A_{12,\text{défaut}}^2}{A_{22,\text{défaut}}} + \frac{A_{12}^2}{A_{22}} \right) + \left(1 - \frac{l}{L_y}\right) A_{11} \right] \dot{\varepsilon}_x - \frac{A_{12}^2}{A_{22}} \dot{\varepsilon}_x \quad (3.18)$$

On peut finalement identifier les coefficients  $A_{11}'$ ,  $A_{22}'$  et  $A_{12}'$  dans l'équation (3.18) afin d'avoir une équation de la même forme que l'équation (3.14), c'est-à-dire :

$$N_x' = \left( A_{11}' - \frac{A_{12}'^2}{A_{22}'} \right) \dot{\varepsilon}_x \quad (19)$$

On obtient la nouvelle matrice  $[A']$  avec les coefficients suivants :

$$\begin{aligned} A_{11}' &= \frac{e}{L_y} \left( A_{11,\text{défaut}} - \frac{A_{12,\text{défaut}}^2}{A_{22,\text{défaut}}} + \frac{A_{12}^2}{A_{22}} \right) + \left(1 - \frac{l}{L_y}\right) A_{11} \\ A_{12}' &= A_{12} \\ A_{21}' &= A_{21} \\ A_{22}' &= A_{22} \end{aligned} \quad (20)$$

Les résultats de ce modèle sont identiques à ceux du modèle précédent (paragraphe 3.2.2.1). L'utilisation de ce modèle montre qu'un travail sur les matrices de rigidité du matériau donne aussi de bons résultats.

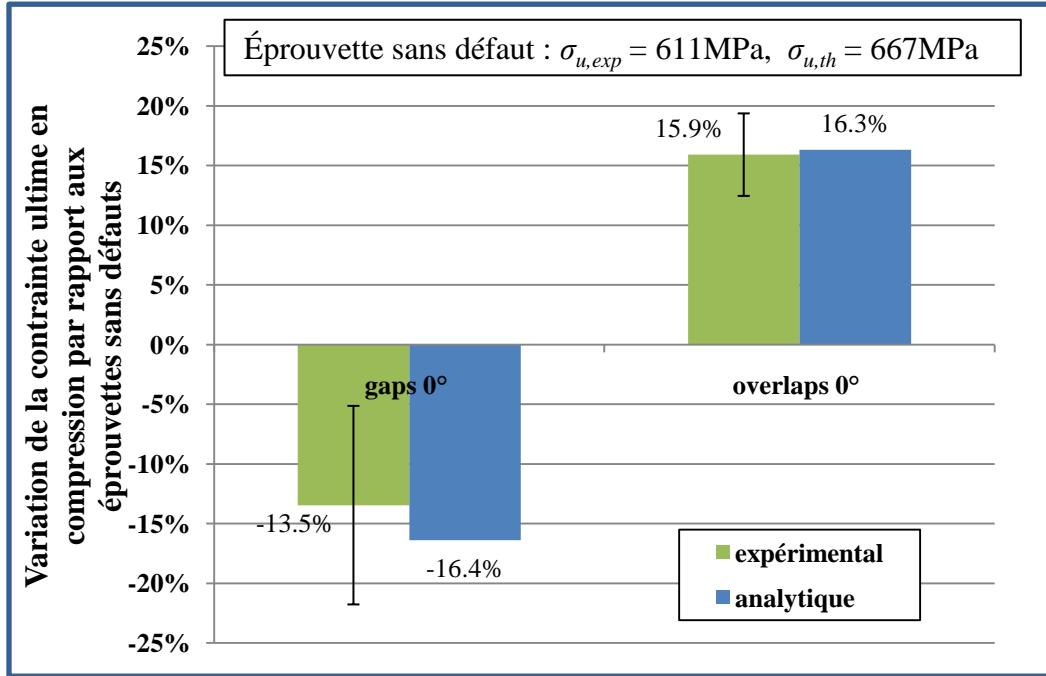


Figure 3-7: Effet des défauts sur la résistance en compression du matériau (Aymen Marouene, *Compression simple d'éprouvettes de carbone/époxy contenant des défauts*, Rapport interne, 2011, École Polytechnique de Montréal)

### 3.2.2.3 Validité et critique de la modélisation de l'effet des défauts

Les deux modèles que nous avons présentés supposent que les défauts ne présentent pas de concentrations de contraintes et n'ont pas d'effet sur la rupture. Ces modèles sont valables pour des défauts placés dans la direction de chargement et en dehors d'une zone de concentrations de contraintes. Le travail avec la matrice  $[A]$  montre que dans ces configurations de défauts une modélisation par élément finis intégrant les matrices  $[A]_{\text{défaut}}$  localement peut être pertinente. En effet, dans un logiciel d'éléments finis, il est plus facile de manipuler des matrices  $[A]$  modifiées localement que de revenir modifier les propriétés de chaque pli.

En revanche cette modélisation ne prend pas en compte les effets liés aux réductions des propriétés en compression au niveau des défauts placés à  $90^\circ$  par rapport au chargement. Le *fiber waviness* provoqué dans les plis adjacents aux défauts provoque un affaiblissement relativement important de la résistance en compression du matériau [6, 35].

De plus l'effet du défaut sur les concentrations de contraintes, visible sur les échantillons présentant un défaut à  $0^\circ$  centré sur le trou, n'est pas prévisible par ce type de modèle simple. Cependant nous avons remarqué de très faibles variations de la contrainte ultime pour ce type de défauts. La modélisation des défauts à  $0^\circ$  centrés sur le trou n'est donc pas nécessaire.

### 3.2.3 Conclusion sur l'impact des défauts sur la compression *open hole*

La conclusion importante de cette partie concerne le fait que les défauts placés dans le sens de la contrainte (défauts à  $0^\circ$  pour un chargement à  $0^\circ$  par exemple), n'ont pas d'effets « imprévisibles » sur le comportement à la rupture du matériau à condition qu'ils ne soient pas placés dans une zone de concentration de contrainte. L'effet des défauts placés perpendiculairement au chargement est plus difficile à prévoir et nécessite une étude plus fine qui pourrait être menée, par exemple, en faisant varier le nombre de défauts dans l'épaisseur. Néanmoins, l'impact de ces défauts sur la résistance du matériau en compression *open hole* reste faible (inférieur à 15%) compte tenu du fait que les défauts étudiés dans ce projet sont importants. En effet, les défauts sont placés dans toutes les couches du laminé les uns au dessus des autres.

Enfin, on constate qu'un *gap* triangulaire à  $0^\circ$ , situé dans la zone de concentration de contraintes, a un effet sur la rupture en compression identique à un *gap* simple.

## 3.3 Tests d'impact

### 3.3.1 Le comportement à l'impact d'un laminé carbone/époxy

Dans cette partie, nous présentons les résultats des tests d'impact, préliminaires et principaux, réalisés dans le cadre du projet CRIAQ.

#### 3.3.1.1 Observations au microscope électronique

Les observations au microscope électronique nous permettent de caractériser précisément les dommages du matériau provoqués par l'impact. Toutes les photos sont orientées de manière à ce que le point d'impact soit sur la partie supérieure du laminé observé. Les observations ont été faites pour des énergies d'impact de 5J à 25J.

À une énergie d'impact de 5J nous n'observons aucun dommage au niveau du point d'impact.

Pour une énergie de 10J nous observons les premières ruptures transverses de la matrice, dans les plis à  $0^\circ$  et  $+/ - 45^\circ$ . Ces ruptures transverses sont accompagnées de débuts de délaminations qui naissent par propagation des fissures formées par les ruptures transverses (voir Figure 3-8).

À 15J d'énergie d'impact (Figure 3-9), nous observons que les délaminations nées au niveau des ruptures de la matrice se propagent fortement. Le dommage s'étend mais reste localisé dans la partie du laminé opposée au point d'impact. Nous observons aussi les premières ruptures de fibres dans les plis à  $90^\circ$ .

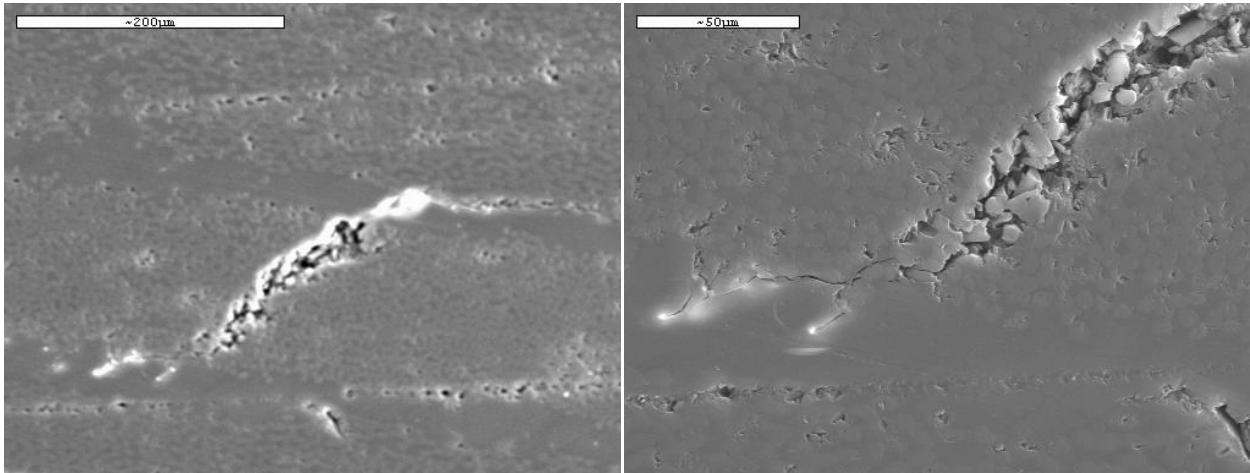


Figure 3-8: Observation d'une rupture transverse de la matrice dans un pli à  $0^\circ$ , énergie d'impact : 10J

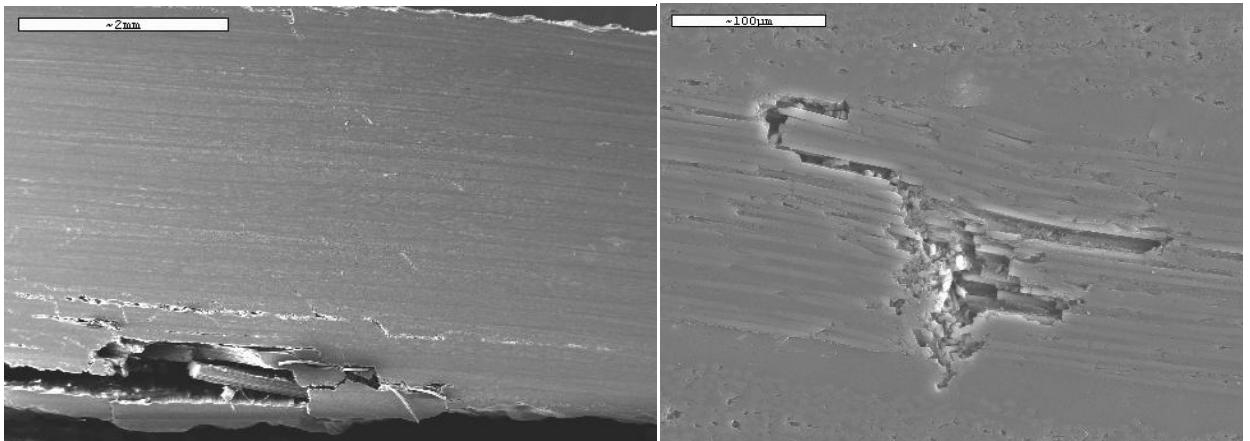


Figure 3-9: Observation générale du laminé et photo d'une rupture de fibres dans un pli à  $90^\circ$ , énergie d'impact : 15J

À 20J d'énergie d'impact, tous les types de dommages sont présents. Ils sont cependant localisés dans la partie du laminé opposée à l'impact. Cette caractéristique du dommage montre que c'est

un chargement en flexion qui est à l'origine des dommages dans le laminé, et non pas le phénomène d'indentation par l'impacteur. Les délaminations se propagent à travers les ruptures transverses de la matrice pour former une structure en forme de « marches d'escalier » (voir Figure 3-10).

Enfin pour une énergie d'impact de 25J on constate que le dommage s'est répandu à travers toute l'épaisseur du matériau (Figure 3-11). Une transition importante se produit entre 20J et 25J car à 20J quasiment aucun dommage n'est observable dans la moitié du laminé qui est du côté de l'impact alors qu'à 25J le dommage est présent dans tout le laminé.

À des énergies d'impact supérieures à 25J, le dommage devient trop important pour que les observations au microscope électronique soient pertinentes.

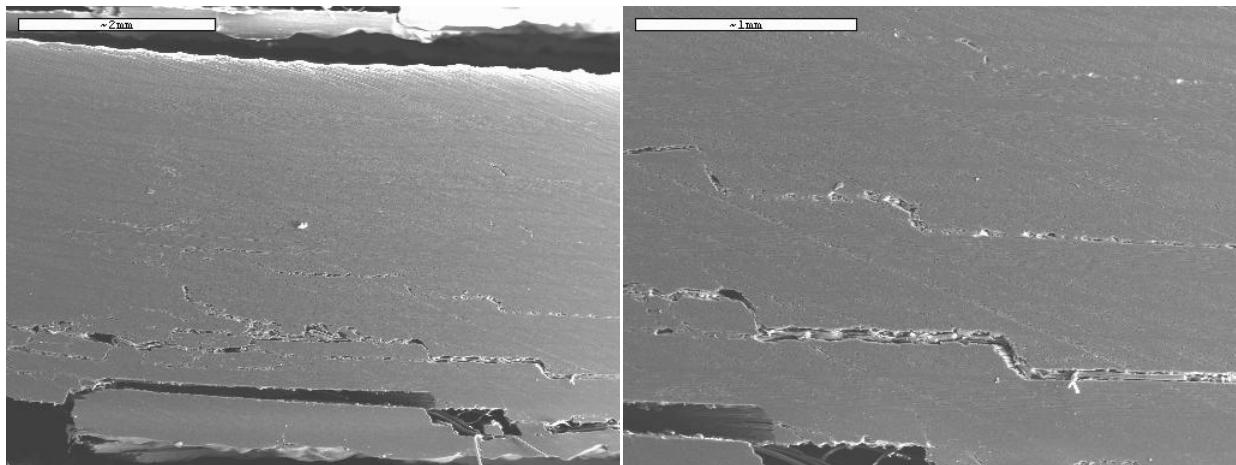


Figure 3-10: Observation générale du laminé et photo d'une structure en escalier des ruptures transverses de la matrice et des délaminations, énergie d'impact : 20J

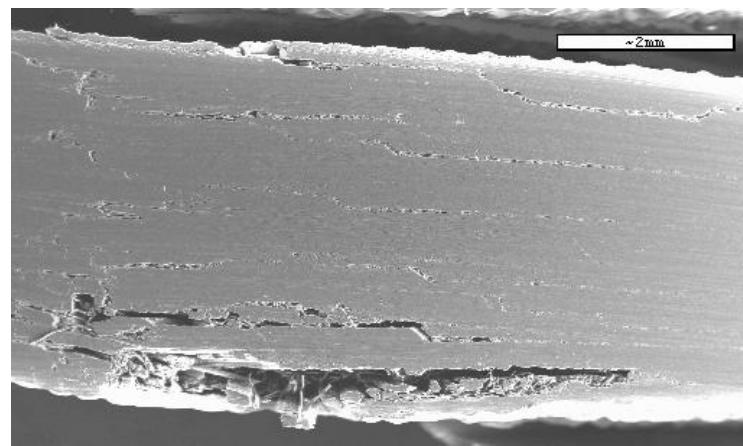


Figure 3-11: Observation générale du laminé pour un impact de 25J

### 3.3.1.2 Étude de l'énergie absorbée

Sur la Figure 3-12 et la Figure 3-14 nous avons représenté l'énergie absorbée par l'éprouvette au cours de l'impact en fonction de l'énergie d'impact pour nos deux séries de tests. Rappelons que l'énergie absorbée par l'éprouvette est représentative de la quantité de dommages provoqués par l'impact dans l'éprouvette puisque l'énergie est dissipée lors de la formation de dommages.

On remarque la même tendance pour chaque matériau : pour les plus faibles énergies d'impact, l'énergie absorbée est nulle ou quasi nulle. Soit aucun dommage n'est produit, soit le dommage créé dans le matériau dissipe très peu d'énergie, ce qui correspond à des fissurations transverses de la matrice. Lorsque l'énergie d'impact augmente, on observe une transition vers une zone dans laquelle l'énergie absorbée augmente quasi linéairement avec l'énergie d'impact. Cette rupture coïncide avec les premières délaminaisons. Les délaminaisons sont des fissurations qui se propagent sur des surfaces importantes donc elles dissipent une quantité relativement importante d'énergie.

Pour le matériau des tests préliminaires, la transition se fait environ à 9.3J de manière nette (voir Figure 3-12) et l'énergie absorbée augmente avec une pente de 0.89 par rapport à l'énergie d'impact. Pour le matériau du projet CRIAQ, la transition se fait autour de 7J (voir Figure 3-14) avec une pente plus faible de 0.6, elle coïncide avec l'observation des premières délaminaisons au microscope électronique.

Pour le matériau du CRIAQ, on remarque une deuxième rupture dans l'évolution de l'énergie absorbée, située autour de 22.8J. Ensuite l'énergie absorbée augmente avec une pente plus importante de 1.46. L'évolution plus forte de l'énergie absorbée après 22.8J est due à un changement de mode de rupture, le matériau étant déjà fortement endommagé il n'est plus capable de supporter les déformations imposées par l'impact et le dommage devient beaucoup plus important. Ce résultat suit les observations au microscope électronique. En effet pour le matériau du CRIAQ, nous observons qu'à partir d'une énergie d'impact de 25J le dommage devient important dans toute l'épaisseur du laminé, et à des énergies supérieures le matériau perd son intégrité et se rapproche de la perforation.

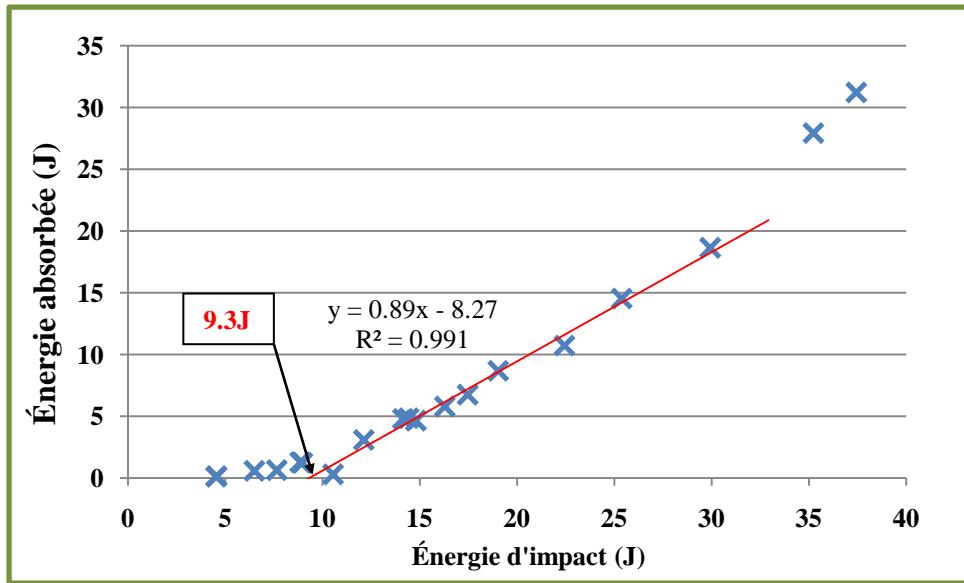


Figure 3-12: Énergie absorbée en fonction de l'énergie d'impact, tests préliminaires

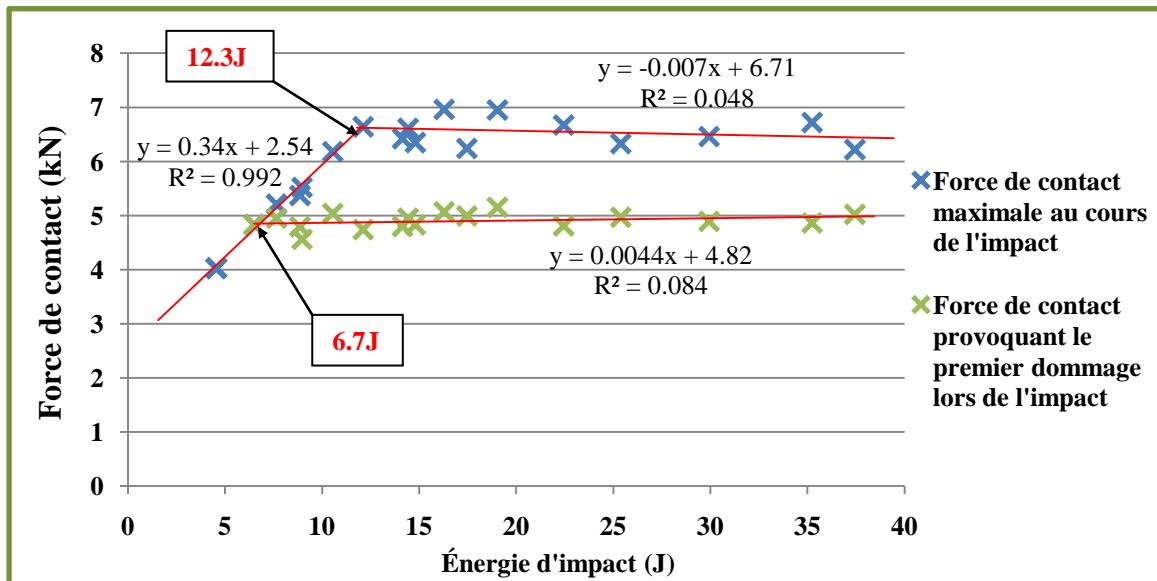
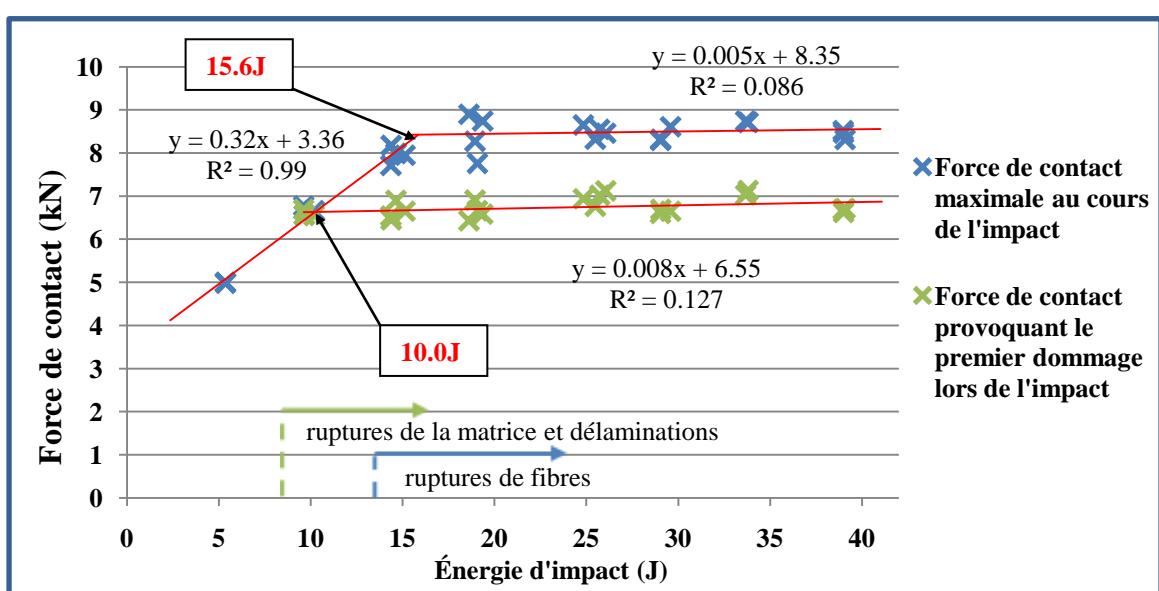
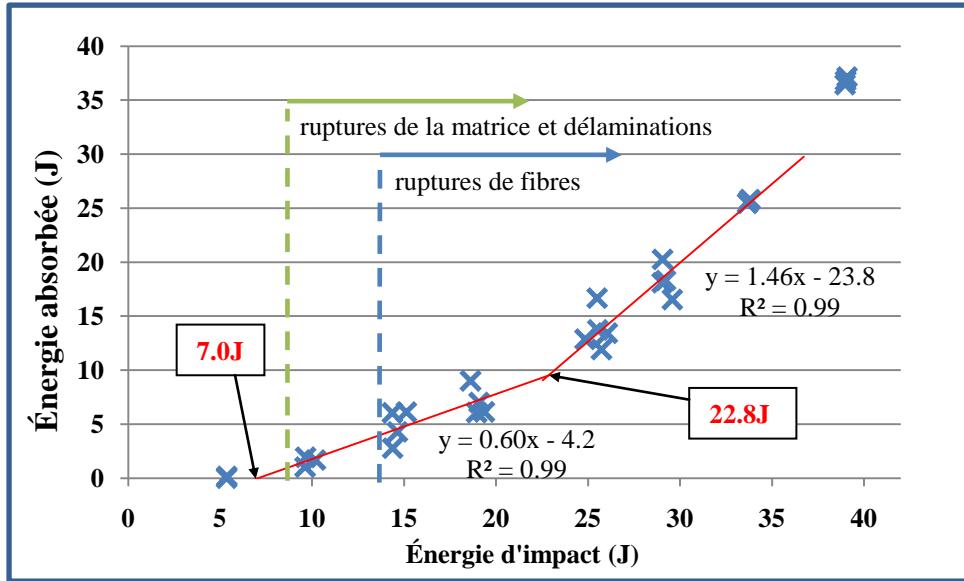


Figure 3-13: Force de contact maximale et force d'apparition du premier dommage en fonction de l'énergie d'impact, tests préliminaires



### 3.3.1.3 Analyse de l'évolution des forces de contact

L'étude des courbes de force de contact au cours de l'impact nous donne deux informations : la force pour laquelle on remarque un premier endommagement du matériau et la force maximale induite par l'impact. Ces résultats sont présentés pour les deux matériaux de l'étude sur la Figure 3-13 et la Figure 3-15.

On constate que le premier dommage est visible à une certaine énergie d'impact sur les courbes de force de contact en fonction du temps (6.7J pour le matériau des tests préliminaires et 10J pour le matériau du CRIAQ). Ce premier dommage visible est certainement provoqué par des délaminations. À des énergies d'impact plus élevées, cette force est toujours atteinte au cours de l'impact et le premier dommage se produit toujours à cette même force (4.8kN pour le matériau des tests préliminaires, 6.55kN pour le matériau des tests principaux). Cela montre que dans la gamme de vitesse d'impact à laquelle nous travaillons (quelques m/s) le premier dommage se produit toujours à la même force de contact entre l'impacteur et le matériau : il ne dépend pas de l'énergie d'impact.

Si l'on étudie la force de contact maximale au cours de l'impact, nous observons la même évolution pour les deux matériaux. La force maximale augmente avec l'énergie d'impact jusqu'à un certain seuil puis reste constante. Pour le matériau des tests préliminaires le plafonnement se fait à partir de 12.3J d'énergie d'impact, à une force de 6.7kN (voir Figure 3-13). Pour les tests du CRIAQ la transition se fait à 15.6J à une force de 8.35kN (voir Figure 3-15). Ce plafonnement marque la force maximale que peut supporter le matériau à l'impact, au-delà le dommage est trop fort pour que le matériau puisse supporter des forces supérieures. Les observations au microscope électronique sur le matériau du CRIAQ montrent que le plafonnement de la force maximale coïncide avec les premières ruptures de fibres.

L'étude des forces de contact permet de comparer la résistance à l'impact des deux matériaux. On remarque qu'en termes de forces de contact le matériau des tests du CRIAQ est plus résistant à l'impact : la force de premier dommage et le plafonnement de la force maximale sont plus élevés et se produisent à des énergies d'impact plus grandes.

### 3.3.1.4 Taille du dommage

Des observations au C-scan ont été effectuées sur le matériau du CRIAQ, elles ont permis de déterminer l'aire du dommage dans le matériau. Le résultat de l'évolution de la taille du dommage en fonction de l'énergie d'impact est présenté sur la Figure 3-16. On remarque que le dommage apparaît entre 5J et 10J, lorsque les premières fissurations de la matrice apparaissent. Ensuite, lorsque l'énergie d'impact augmente, la taille du dommage augmente linéairement. Nous constatons un changement de tendance à une énergie d'environ 18.7J pour un dommage d'environ  $400\text{mm}^2$  : l'augmentation devient moins forte. Ce changement se fait à une énergie proche de l'énergie à laquelle la force maximale commence à plafonner (15.6J). Cela s'explique, une nouvelle fois, par le fait qu'à partir de cette énergie le matériau ne peut plus supporter la charge au niveau du point d'impact, l'endommagement progresse donc beaucoup plus fortement au niveau du point d'impact et le dommage s'étend moins. Cette remarque est confirmée par les observations au microscope électronique et par la courbe d'énergie absorbée en fonction de l'énergie d'impact. On constate en effet qu'entre 20J et 25J le dommage à beaucoup progressé à travers l'épaisseur et que l'énergie absorbée commence à augmenter plus fortement avec l'énergie d'impact.

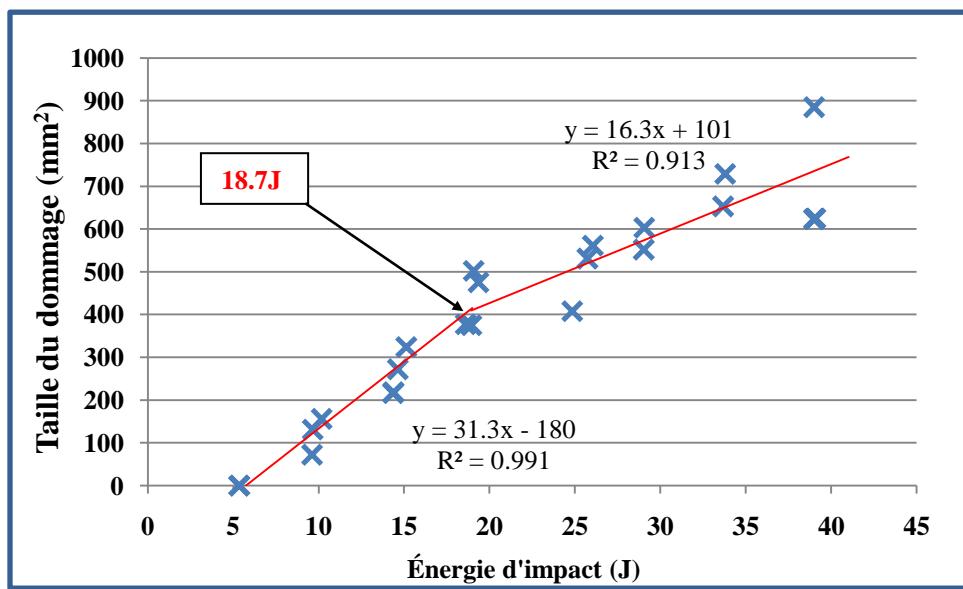


Figure 3-16: Taille du dommage en fonction de l'énergie d'impact, tests principaux

Si l'on observe l'évolution de la taille du dommage en fonction de l'énergie absorbée (Figure 3-17) on remarque un changement de tendance pour un dommage d'environ  $400\text{mm}^2$  et une

énergie d'impact d'environ 10J. À partir de ce seuil, l'énergie absorbée augmente plus rapidement par rapport à la taille du dommage, ce qui montre que l'endommagement s'accentue au niveau du point d'impact et cesse de s'étendre.

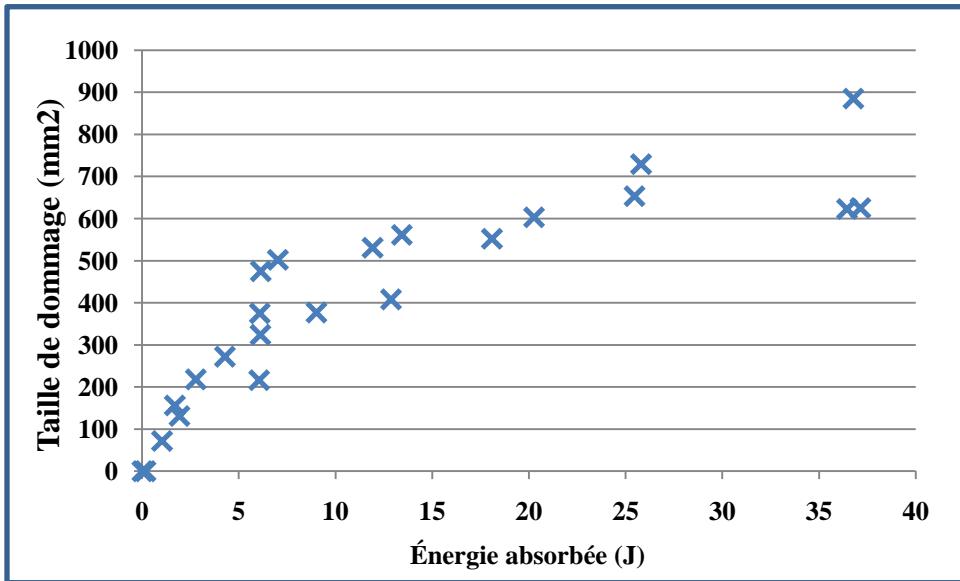


Figure 3-17: Taille du dommage en fonction de l'énergie absorbée au cours de l'impact

### 3.3.1.5 Conclusion sur l'évolution de l'endommagement avec l'énergie d'impact

Sur la Figure 3-18 nous avons récapitulé l'évolution du dommage en fonction de l'énergie d'impact et en fonction des différentes données que nous avons analysées et des observations que nous avons faites. Nous avons noté les différentes transitions que nous avons observées dans les modes de rupture du matériau. Les trois principales étapes de propagation de l'endommagement du laminé sont d'abord l'absence de dommage pour les énergies les plus faibles; ensuite, après la naissance du dommage, celui-ci s'étend dans les couches du laminé opposées au point d'impact; enfin, lorsque le dommage est trop important et que le matériau ne peut plus supporter d'augmentation de la charge, le dommage se propage à travers l'épaisseur du matériau, dissipant une plus grande énergie.

Concernant l'étude de la réponse à l'impact du matériau, la principale information manquant dans cette étude est l'indentation du matériau qui nous aurait permis de déterminer si le dommage était de type BVID (*bearly visible impact damage*). Nous ne disposions en effet pas de l'appareil permettant de mesurer la profondeur d'indentation provoquée par l'impact.

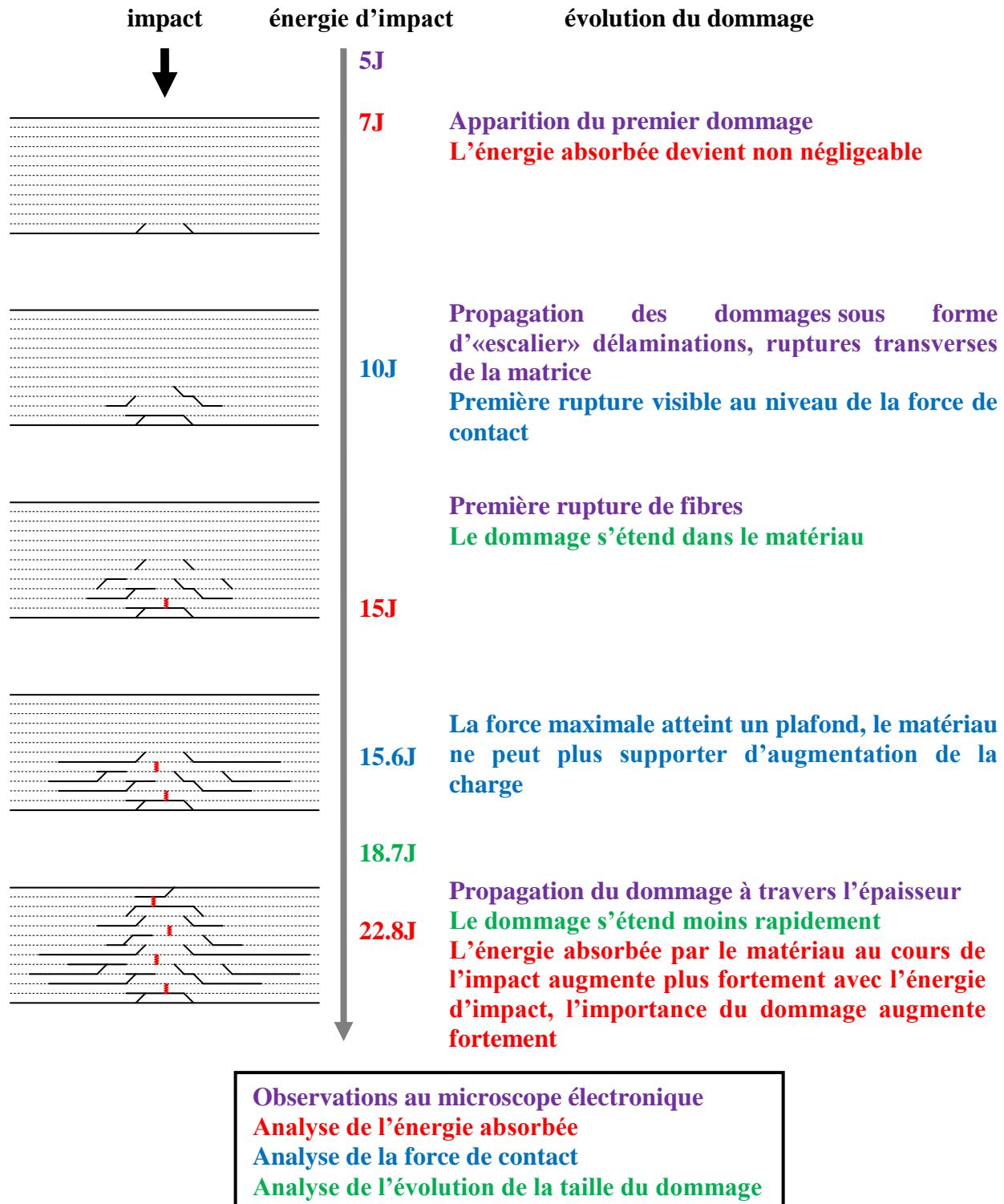


Figure 3-18: Schéma récapitulatif de l'évolution du dommage dans un laminé en fonction de l'énergie d'impact pour le matériau des tests CRIAQ

### 3.3.2 Modélisation de l'impact

#### 3.3.2.1 Présentation du modèle

Les observations des échantillons au microscope électronique ont montré que, lors d'un test d'impact, le dommage est initié dans les couches du matériau opposées au point d'impact. Ce type de dommage est caractéristique d'une rupture en flexion [17]. L'idée de ce modèle est de remplacer l'impact par des contraintes en flexion équivalentes.

Pour une poutre composite en flexion dans la direction principale  $x$ , de longueur  $L$  libre de rotation à ses extrémités, la force par unité de longueur appliquée au centre de la poutre  $F$  est reliée à la déflexion  $\delta$  par la formule suivante (voir Figure 3-19, formule donnée dans [36] chapitre 6, p212) :

$$F = \frac{48\delta}{d_{11}L^3} \quad (3.21)$$

où  $d_{11}$  est le premier coefficient de la matrice  $[d]$ , matrice inverse de  $[D]$ .

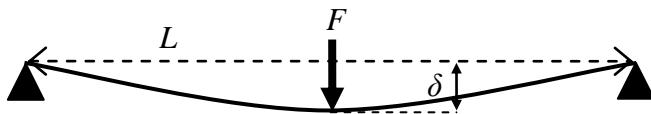


Figure 3-19: Schéma de flexion d'une poutre

L'impact d'un échantillon rectangulaire en son centre crée des efforts résultants non uniformes entre l'échantillon et son support, ces efforts présentés sur la Figure 3-20, sur cette figure on a séparé les efforts en deux composantes réparties sur les petits côtés et sur les grands côtés de l'échantillon. Ces efforts créent un moment de flexion au centre de l'échantillon.

Le modèle développé dans cette partie fait l'hypothèse que les efforts sont répartis de manière uniforme sur chacun des côtés de l'échantillon (voir Figure 3-21). Cette hypothèse ne permet pas de respecter les conditions limites imposées à l'échantillon mais permet d'avoir un ordre de grandeur correct du moment qui s'applique au centre de l'échantillon (voir la déformée de l'échantillon pour le modèle théorique, Figure 3-21 et dans la réalité Figure 3-20). On suppose ensuite que la déflexion  $\delta$  de l'échantillon est provoquée par une force  $F_x$  pour la flexion dans la direction  $x$  et une force  $F_y$  pour la flexion dans la direction  $y$ . La force  $F_{i,x}$  est répartie sur la

longueur  $L_x$  et la force  $F_{i,y}$  est répartie sur la longueur  $L_y$  (voir Figure 3-21). On en déduit ces deux forces en fonction de la déflexion :

$$F_{i,x} = \frac{48\delta L_y}{d_{11} L_x^3} \quad (3.22)$$

$$F_{i,y} = \frac{48\delta L_x}{d_{22} L_y^3} \quad (3.23)$$

Il est important de noter que les longueurs  $L_x$  et  $L_y$  ne sont pas les dimensions de l'échantillon mais celles de la fenêtre d'impact (3''x5''). On peut calculer à l'aide des deux équations précédentes la force d'impact  $F_i$  :

$$F_i = F_{i,x} + F_{i,y} \quad (3.24)$$

Les moments de flexion par unité de longueur au centre de la plaque, dans les directions  $x$  et  $y$ ,  $M_x$  et  $M_y$ , sont calculés à l'aide des forces  $F_x$  et  $F_y$  :

$$M_x = \left( \frac{F_x}{L_y} \right) \frac{L_x}{4} \quad (3.25)$$

$$M_y = \left( \frac{F_y}{L_x} \right) \frac{L_y}{4} \quad (3.26)$$

On connaît donc les moments moyens appliqués en fonction de la déflexion. Un calcul de la rupture utilisant le critère d'Azzi-Tsai-Hill avec les moments de flexion permet de connaître la déflexion à la rupture de l'échantillon et d'en déduire la force d'impact  $F_i$  à la rupture du premier pli.

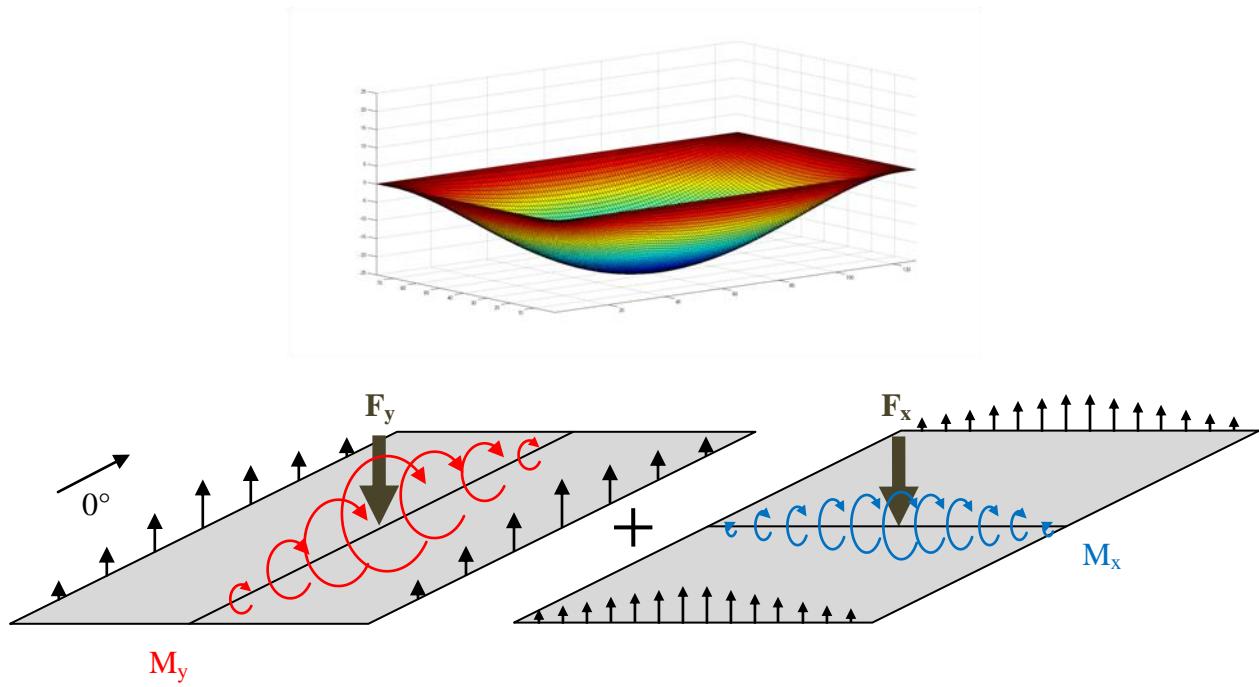


Figure 3-20: Déformée et contraintes appliquées à une plaque impactée

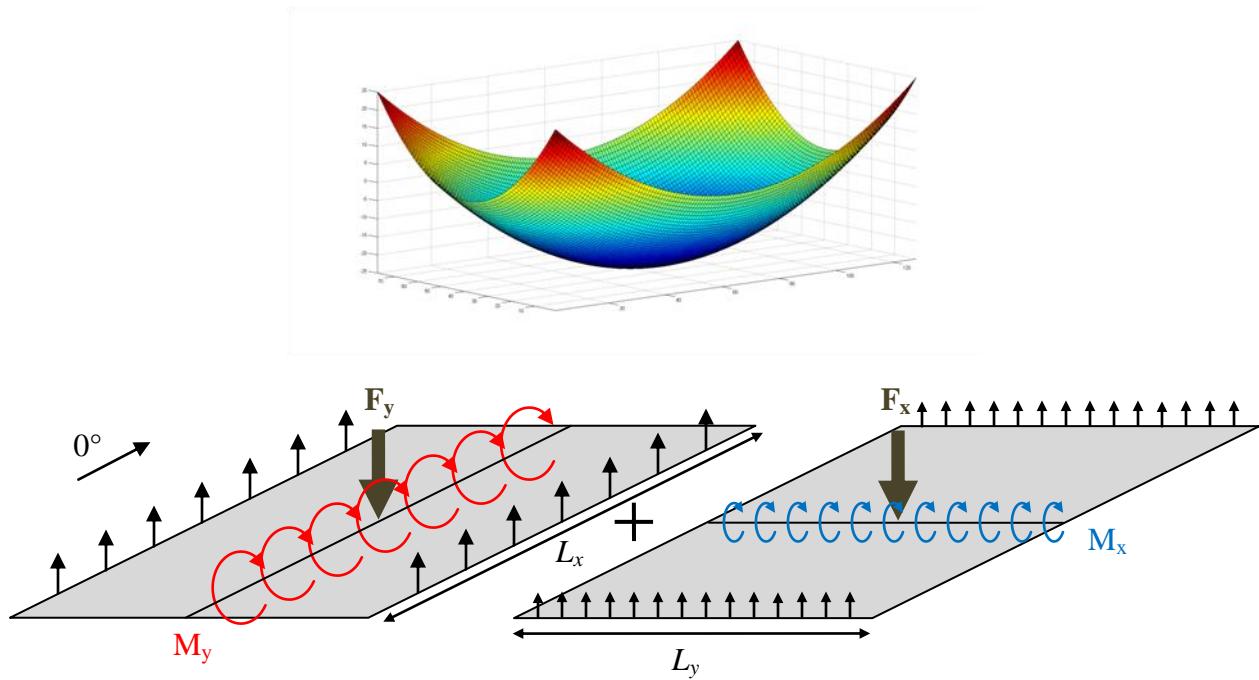


Figure 3-21: Déformée et contraintes appliquées à une plaque impactée dans notre modèle

### 3.3.2.2 Résultats de la modélisation de l'impact

Les résultats de la modélisation de l'impact sont présentés dans le Tableau 3.2 et comparés aux résultats expérimentaux. Nous avons utilisé les résultats expérimentaux de la force d'impact mesurée à la première rupture. Pour les deux matériaux utilisés dans cette étude le critère d'Azzi-Tsai-Hill donne une rupture dans le pli à  $0^\circ$  le plus éloigné du point d'impact. Le critère de la contrainte maximale précise que cette rupture a lieu par rupture en tension de la matrice.

Tableau 3.2: Résultat de la modélisation de la rupture d'une éprouvette impactée

		expérimental	modèle	différence par rapport à l'expérience
tests préliminaires	$\delta_u$ (mm)	2,89	2,83	-2%
	$F_{iu}$ (kN)	4,9	7,56	54%
tests CRIAQ	$\delta_u$ (mm)	3,21	3,36	5%
	$F_{iu}$ (kN)	6,7	10,1	50%

Les résultats montrent une bonne cohérence entre le modèle et l'expérience concernant la déflexion à la rupture pour les deux matériaux. On observe une différence d'environ 50% concernant la force d'impact à la rupture, la rupture est calculée à partir du moment en flexion. Ce résultat montre que l'effet de la force d'impact sur le moment en flexion est sous évalué. Cela est probablement dû à l'hypothèse de répartition uniforme des efforts sur les côtés de la plaque, qui donne un moment inférieur à la réalité au centre de la plaque. Cependant nous remarquons la même différence de 50% ce qui montre une bonne reproductivité entre les résultats.

Un moyen simple de corriger cette erreur consiste à répartir les forces induites par l'impact sur l'échantillon, non plus sur la totalité des longueurs  $L_x$  et  $L_y$  mais sur  $2/3$  de ces longueurs. Les formules (3.22) et (3.23) permettant de calculer la force d'impact deviennent alors :

$$F_{i,x} = \frac{48\delta \left( \frac{2}{3} L_y \right)}{d_{11} L_x^3} \quad (3.27)$$

$$F_{i,y} = \frac{48\delta \left( \frac{2}{3} L_x \right)}{d_{22} L_y^3} \quad (3.28)$$

Et les formules (3.25) et (3.26) calculant le moment de flexion du matériau deviennent :

$$M_x = \frac{F_x}{2} \frac{L_x}{4} \quad (3.29)$$

$$M_y = \frac{F_y}{2} \frac{L_y}{4} \quad (3.30)$$

Les résultats sont alors bien plus proches de la réalité (voir Tableau 3.3), cela s'explique probablement par le fait qu'une répartition des contraintes de cette forme est plus proche de la réalité. Cependant nous n'avons pas de résultat mathématique ou expérimental permettant de justifier ce résultat.

Tableau 3.3: Résultat de la modélisation de la rupture d'une éprouvette impactée

		expérimental	modèle	différence par rapport à l'expérience
tests préliminaires	$\delta_u$ (mm)	2,89	2,83	-2%
	$F_{iu}$ (kN)	4,9	5,0	3%
tests CRIAQ	$\delta_u$ (mm)	3,21	3,36	5%
	$F_{iu}$ (kN)	6,7	6,7	0%

### 3.3.2.3 Résultats de la modélisation de l'impact

Ce modèle présente plusieurs limites, tout d'abord il ne prend pas en compte l'effet de la taille de l'impacteur qui est un paramètre important de la rupture. Ensuite l'effet de la vitesse d'impact n'est pas non plus pris en compte, ce modèle simule l'impact de manière statique. Enfin on trouve analytiquement, en utilisant le critère de la contrainte maximale, que l'impact produit une rupture transverse de la matrice. Or ce type de rupture n'est pas détectable par l'analyse des courbes de force de contact au cours de l'impact [38], et le résultat expérimental que nous présentons exploite les courbes de force de contact en fonction du temps. Il est donc inexact de comparer le calcul analytique et les résultats expérimentaux.

L'avantage de ce modèle est d'être simple, et de reproduire l'ordre de grandeur des effets de l'impact. Les ruptures transverses de la matrice sont suivies des délaminations qui sont

détectables par l'analyse des courbes de force de contact ce qui donne du sens aux valeurs de force à la rupture trouvées dans le modèle. Pour donner plus de pertinence au modèle il conviendrait d'effectuer d'autres tests sur des matériaux différents avec des nombres de plis différents tout en s'assurant de rester dans le cas de plaque minces brisant en flexion. Enfin cette modélisation de l'impact pourrait être complétée de manière à prendre en compte la progression du dommage après la rupture du premier pli.

### 3.3.3 Effet des défauts sur le comportement à l'impact du matériau

#### 3.3.3.1 Choix des énergies d'impact pour les tests comparatifs

Nous disposions des résultats des tests d'impact sur des échantillons vierges de défauts pour faire le choix des énergies d'impact auxquelles nous allions faire les tests d'impact sur des échantillons contenant des défauts.

La première énergie d'impact à laquelle il était naturel de travailler était l'énergie d'impact recommandée par la norme ASTM D7136 (équation (2.1), p31), le calcul nous donne une énergie de 24.8J pour notre matériau de 3.7mm d'épaisseur, nous avons donc choisi une énergie d'impact de 25J pour tester l'effet des défauts sur l'impact.

Nous avons constaté visuellement que le dommage était très important pour des énergies d'impact supérieures à 30J. Pour éviter qu'un endommagement trop important fasse disparaître l'effet de la présence des défauts sur l'impact, nous avons choisi de travailler à des énergies inférieures à 30J.

Enfin l'analyse des courbes de force de contact en fonction du temps (voir Figure 3-13) et de taille du dommage (Figure 3-16), montrent des changements de tendance à des énergies d'impact situées entre 15 et 20J. Ces changements de tendance étant liés à un changement de mode de rupture nous avons choisi de faire des tests à 15J et 20J de façon à identifier l'effet des défauts sur ces deux différents modes de rupture.

### 3.3.3.2 Résultats des tests d'impact

#### Étude de la force de contact

Sur la Figure 3-22, nous avons représenté les variations de force d'initiation du dommage par rapport à l'échantillon sans défauts pour les différentes configurations de défauts testées. Nous constatons que les échantillons avec des *gaps* présentent des réductions importantes de la force d'initiation du dommage par rapport aux échantillons sans défauts, de 7.9% et 5.8% pour les *gaps* simples et pour les *gaps* triangulaires à 0° et une diminution de plus de 17% pour les échantillons avec des *gaps* à 0° et 90°. Cette baisse de la première rupture est attendue car le *gap* est placé directement sous l'impact, il provoque une diminution de la résistance en flexion au niveau de la zone défective donc la rupture. En revanche la présence d'*overlaps* à 0° au niveau du point d'impact améliore fortement (+13.7%) la résistance du matériau à la première rupture. Enfin nous constatons que les *gaps* triangulaires ont un effet légèrement inférieur mais similaire aux *gaps* simples. Cela est dû au fait que les deux types de défauts ont localement des propriétés similaires.

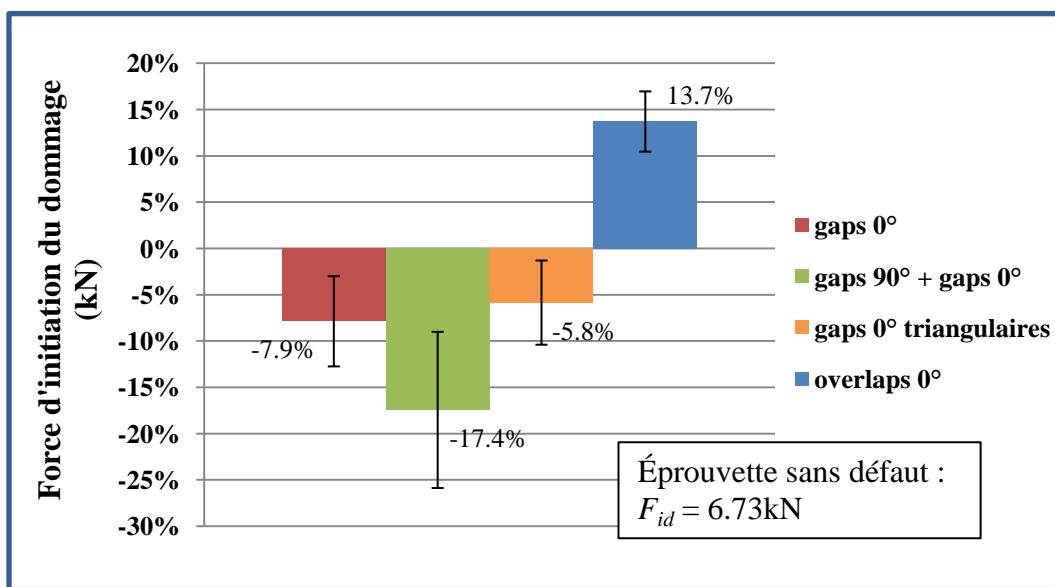


Figure 3-22: Variation de la force d'initiation du dommage des échantillons contenant des défauts par rapport aux échantillons sans défauts

Les variations de la force maximale au cours de l'impact des échantillons avec des défauts par rapport aux échantillons sans défauts sont présentées sur la Figure 3-23 pour les différentes énergies d'impact. Les échantillons possédant des *gaps* ont tous une force maximale réduite par rapport aux échantillons sans défauts. La réduction est située entre 1.6% et 9.2%. Compte tenu de

la dispersion des résultats il est difficile de conclure de manière quantitative mais, quelque soit le type de *gap*, nous pouvons situer la réduction de force maximale autour de 5% par rapport aux échantillons sans défauts. Ce résultat s'explique encore une fois par la réduction du nombre de rubans au niveau du point d'impact qui réduit la résistance à l'impact du matériau. Pour les *overlaps*, l'ajout de matériau améliore significativement la force maximale induite par l'impact sur le matériau (entre 7% et 15% selon les énergies d'impact).

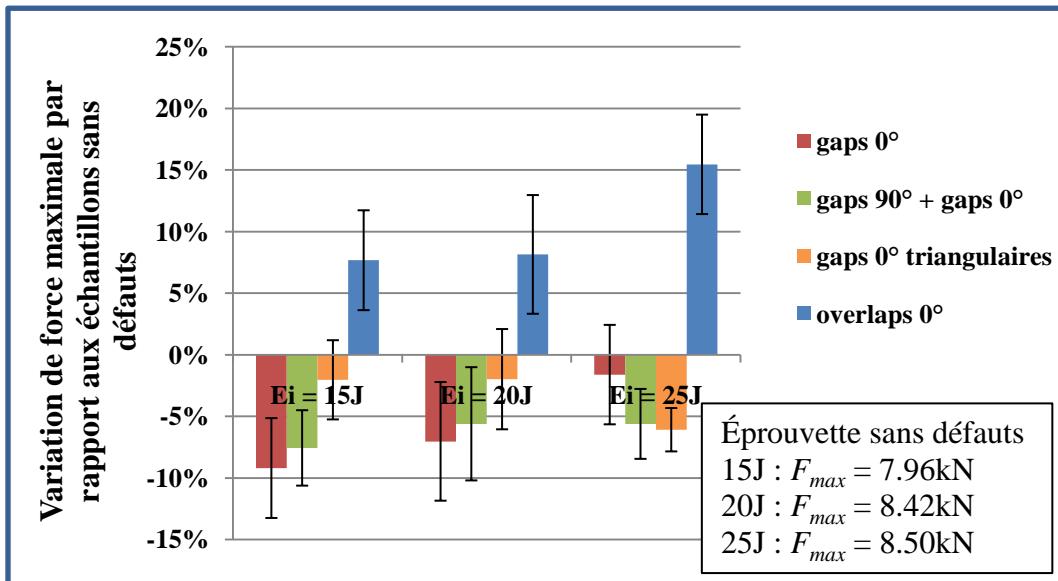


Figure 3-23: Variation de la force maximale au cours de l'impact des échantillons contenant des défauts par rapport aux échantillons sans défauts

#### *Étude de l'énergie absorbée*

Les résultats d'énergie absorbée en fonction de l'énergie d'impact sont très dispersés (voir Figure 3-24). Il est difficile de tirer une tendance franche liée à la présence de défauts dans le matériau. Cela montre que malgré le fait que les défauts ont un effet sur la force de contact au cours de l'impact, cet effet reste localisé et l'énergie absorbée ne varie pas significativement. Les dommages se propagent donc de manière similaire dans les zones sans défauts qu'il y ait ou non présence de défauts au niveau du point d'impact, les effets des défauts se voient de manière locale et non générale.

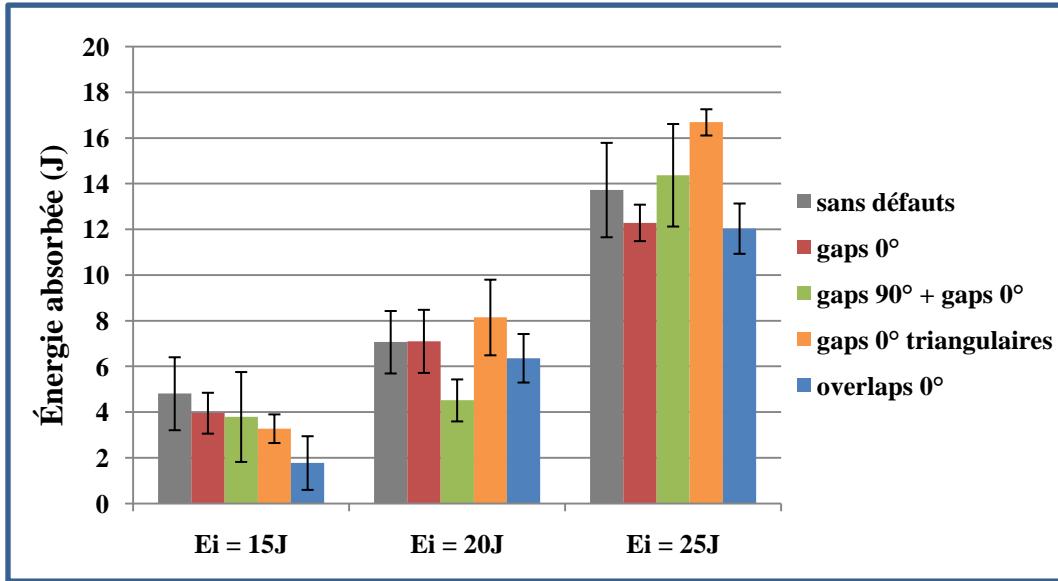


Figure 3-24: Énergie absorbée en fonction de l'énergie d'impact au cours des tests d'impact pour les échantillons contenant des défauts

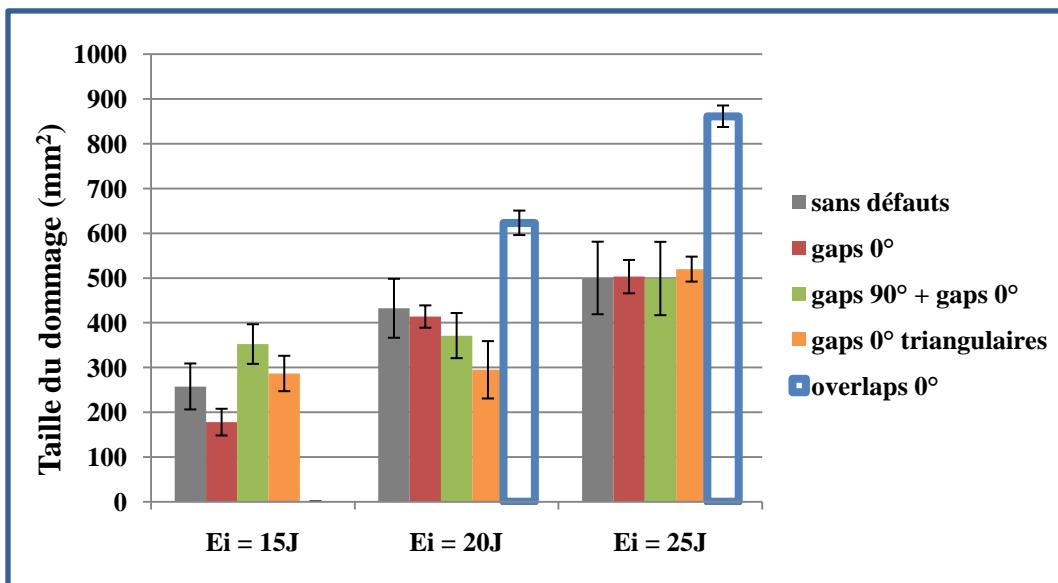


Figure 3-25: Taille du dommage en fonction de l'énergie d'impact pour les échantillons contenant des défauts

#### *Évolution de la taille du dommage*

Concernant la taille du dommage, il faut tout d'abord noter que les mesures faites pour les *overlaps* à 0° ne sont pas exploitables car la présence du défaut altère fortement la qualité des

observations au C-scan. Aucun effet significatif des défauts n'est visible dans les observations au C-scan (voir Figure 3-25). On ne constate qu'une très faible variation de la taille du dommage à une énergie d'impact de 25J. Cela montre encore une fois que les défauts n'ont pas d'effet visible sur la réponse globale du matériau à l'impact. Les défauts sont de trop petite dimension pour affecter la réponse à l'impact du matériau à l'échelle de l'échantillon et si ils ont effectivement un effet, celui-ci est indétectable car il est inférieur à la précision des mesures.

### 3.3.3.3 Observations au MEB des échantillons impactés contenant des défauts

Les observations au microscope électronique des échantillons contenant des défauts, impactés à des énergies de 15J, 20J et 25J sont présentées dans l'annexe 2. Ces observations à l'échelle du laminé permettent de visualiser la propagation du dommage dans le laminé.

Les observations montrent que le dommage naît au niveau des zones présentant des défauts dans le laminé mais pas forcément au niveau précis des défauts (voir Figure 3-26). Cela montre que les défauts ne provoquent pas de concentrations de contraintes à l'origine de l'endommagement du laminé lors des tests d'impact.

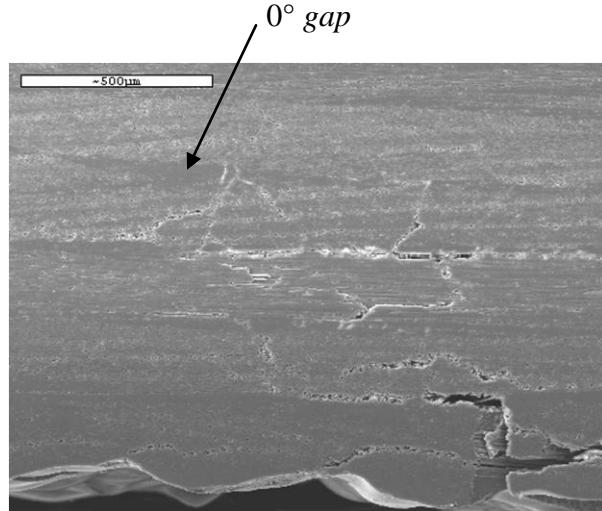


Figure 3-26: Détail du dommage sur un échantillon impacté à 15J, présentant des *gaps* à 0°

Les échantillons présentant des *gaps*, quel que soit le type de *gap* (à 0°, à 0° et à 90°, triangulaires à 0°), présentent un endommagement similaire aux échantillons sans défauts. À 15J nous observons quelques délaminations et fissurations transverses de la matrice, ainsi que les

premières ruptures de fibres. À 20J le dommage s'étend dans la partie opposée à l'impact du laminé. À 25J le dommage s'étend de manière sensible à travers l'épaisseur du matériau.

Pour les échantillons comportant des *overlaps* à 0° les observations sont sensiblement les mêmes à la différence que nous n'avons pas observé de ruptures de fibres à une énergie d'impact de 15J. Les premières ruptures de fibres se produisent très certainement à des énergies d'impact supérieures à 15J. Cela montre que, localement, les *overlaps* renforcent légèrement le matériau et qu'ils n'affectent cependant pas l'endommagement de manière générale.

## 3.4 Tests de compression après impact

### 3.4.1 Rupture en compression simple

Les résultats de résistance en compression après impact sont comparés aux résultats des tests de compression simple de façon à connaître la diminution de résistance en compression provoquée par l'impact. Les tests ont été réalisés à l'aide de la norme ASTM D695 *Boeing modified*. On constate une bonne cohérence entre le calcul et les résultats expérimentaux concernant la résistance en compression (pour les tests préliminaires :  $\sigma_{u,exp} = 619\text{ MPa}$ ,  $\sigma_{u,th} = 546\text{ MPa}$  pour les tests du CRIAQ :  $\sigma_{u,exp} = 611\text{ MPa}$ ,  $\sigma_{u,th} = 667\text{ MPa}$ ). La différence est de l'ordre de 10% pour les deux matériaux.

### 3.4.2 Rupture en compression du laminé impacté

#### 3.4.2.1 Contrainte à la rupture

Nous avons effectué des tests de compression après impact aux différentes énergies d'impact, sur les échantillons impactés des tests préliminaires et du projet CRIAQ. Pour les deux matériaux, les échantillons impactés à 5J ont brisé par *crushing*, la rupture s'est produite par écrasement au niveau du système de fixation de l'échantillon. Ce mode de rupture confirme que l'impact n'a provoqué aucun dommage précipitant la rupture en compression. Cela est cohérent avec l'analyse de l'impact qui a montré qu'il n'y avait aucun dommage à ces énergies.

Pour le matériau du CRIAQ les jauge de déformation posées sur les échantillons ont permis d'identifier une rupture par flambage pour les échantillons impactés à des énergies plus élevées.

La rupture a lieu au centre de l'échantillon, au niveau de l'impact, ce qui montre que l'impact est à l'origine de la rupture.

Les résultats des tests de compression après impact pour le matériau du projet CRIAQ sont donnés sur la Figure 3-28. On constate que le flambage a lieu à une contrainte entre 10 et 20% inférieure à la contrainte à la rupture. La contrainte au flambage et la contrainte à la rupture décroissent avec l'énergie d'impact. Le dommage créé par l'impact fragilise le matériau et précipite l'instabilité de l'éprouvette. Plus le dommage est important moins la contrainte au flambage est élevée. Le flambage est à l'origine de la rupture : la baisse de la contrainte à la rupture de l'échantillon avec l'énergie d'impact suit donc logiquement la baisse de la contrainte au flambage. Pour le matériau des tests préliminaires, le mode de rupture n'a pas été investigué mais il est probable que la rupture ait eu lieu par flambage, compte tenu de l'épaisseur du matériau.

Pour les deux matériaux on trouve que la contrainte à la rupture diminue avec l'énergie d'impact. La contrainte à la rupture d'échantillons impactés est réduite de 50% à 70% par rapport à la contrainte à la rupture d'échantillons en compression simple (voir Figure 3-27 et Figure 3-28). Les propriétés mécaniques sont donc fortement réduites, cela est probablement dû au flambage qui précipite la rupture.

Pour les matériaux du CRIAQ nous constatons que la contrainte au flambage d'un échantillon non impacté, calculée analytiquement, est proche de la valeur expérimentale (voir Figure 3-28). Analytiquement on trouve une contrainte au flambage de 240MPa contre 250MPa pour un échantillon impacté à 5J et pour lequel on peut considérer qu'il n'y a pas de dommage. Ce résultat valide notre prédition du flambage.

La contrainte à la rupture des échantillons impactés selon les recommandations de la norme ASTM D7137 est inférieure aux données de Cytec (232MPa expérimentalement contre 324MPa selon Cytec [45]). Cela est dû au mode de rupture par flambage qui précipite la rupture des échantillons. La norme ASTM D7137 recommande d'observer la rupture des échantillons en compression et non pas en flambage. Cependant le fait que la rupture soit influencée par l'importance du dommage rend les tests de compression après impact pertinents pour l'étude de l'influence des défauts sur les propriétés du matériau.

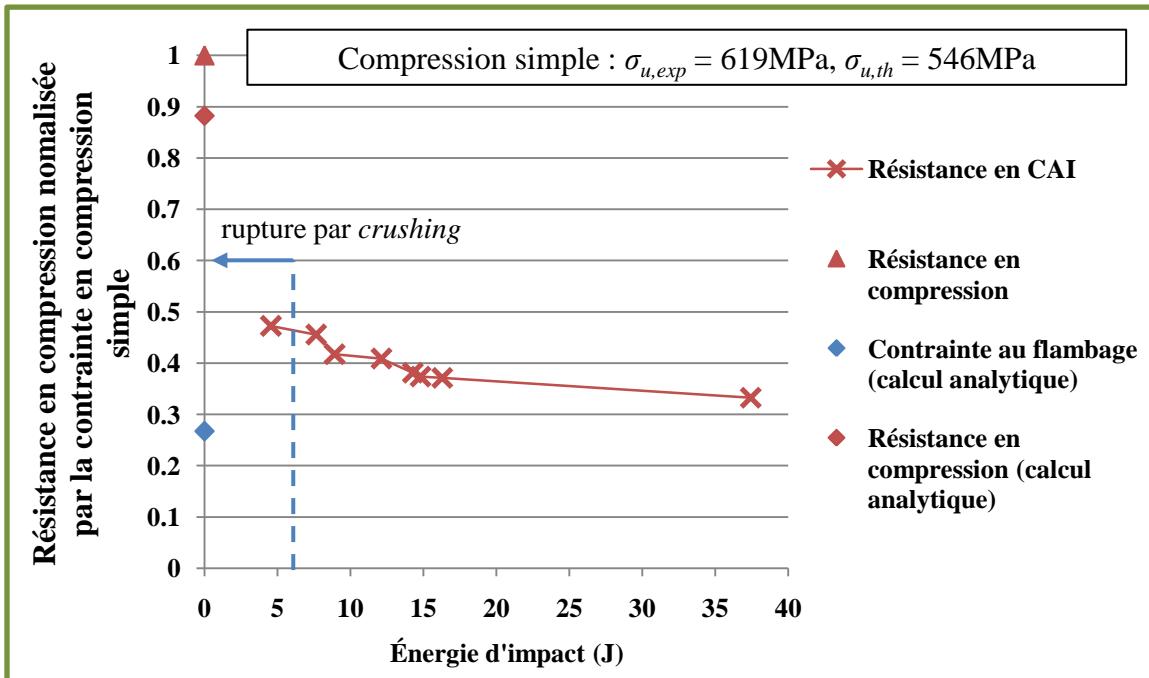
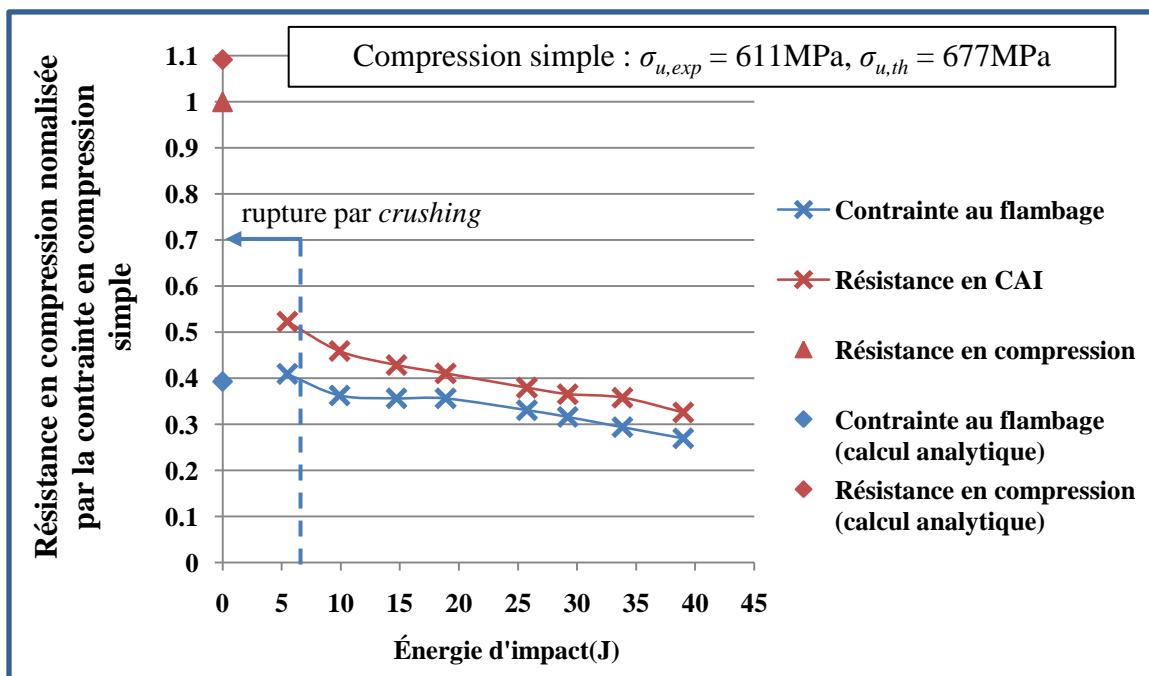


Figure 3-27: Résistance en compression après impact du matériau, normalisée par la résistance en compression simple, en fonction de l'énergie d'impact, matériaux des tests préliminaires



### 3.4.2.2 Module d'élasticité

Sur la Figure 3-29 nous avons tracé le module d'élasticité des éprouvettes en compression après impact en fonction de l'énergie d'impact, le module d'élasticité est calculé à partir de la pente des courbes de force en fonction du déplacement mesurée au cours des tests de compression après impact. Nous remarquons que ce module est constant dans un premier temps (autour de 27GPa), puis il décroît à partir d'une énergie d'impact de 25J. Cela montre qu'à partir d'une énergie d'impact de 25J le dommage est suffisamment important pour affecter les propriétés élastiques du matériau à l'échelle de l'échantillon. Cette perte des propriétés élastiques coïncide avec l'accroissement du dommage à travers l'épaisseur du matériau et un début de perforation de l'échantillon.

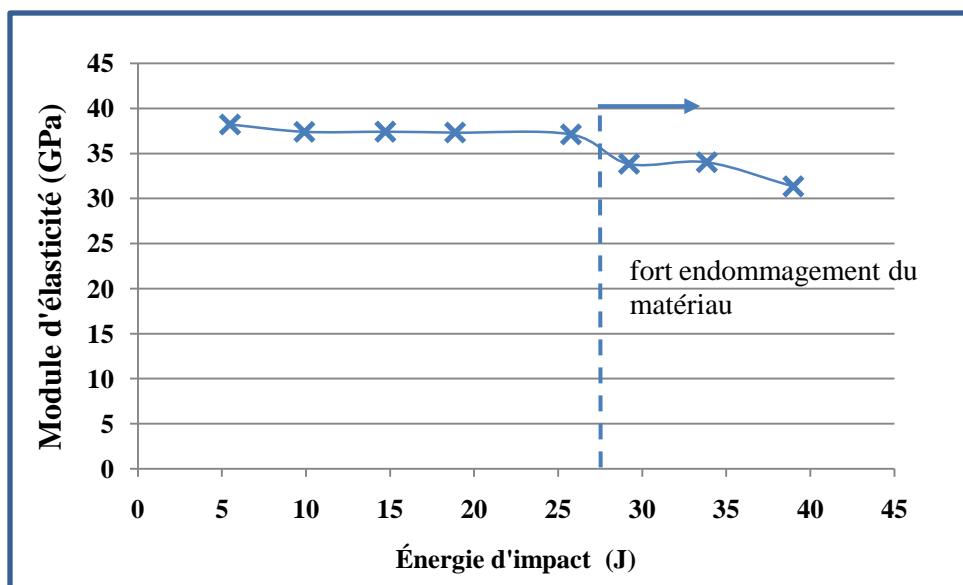


Figure 3-29: Module d'élasticité en compression après impact en fonction de l'énergie d'impact

### 3.4.2.3 Rupture d'un laminé de 32 plis

Le calcul analytique (voir 1.6.1.3 p24) montre que le flambage d'un échantillon de 32 plis a lieu à 424MPa, ce qui est supérieur à la valeur de rupture en compression après impact donnée par Cytec (324MPa) [45]. L'utilisation d'un laminé 32 plis permettrait donc d'obtenir la rupture en compression des échantillons impactés.

### 3.4.3 Effet des défauts sur la compression après impact

#### 3.4.3.1 Résistance en compression

Les résistances en compression après impact des échantillons contenant des défauts sont présentées sur la Figure 3-30. On constate que les variations liées aux défauts sont du même ordre que la dispersion des résultats, il semble donc que les défauts aient un effet mineur sur les tests de compression après impact.

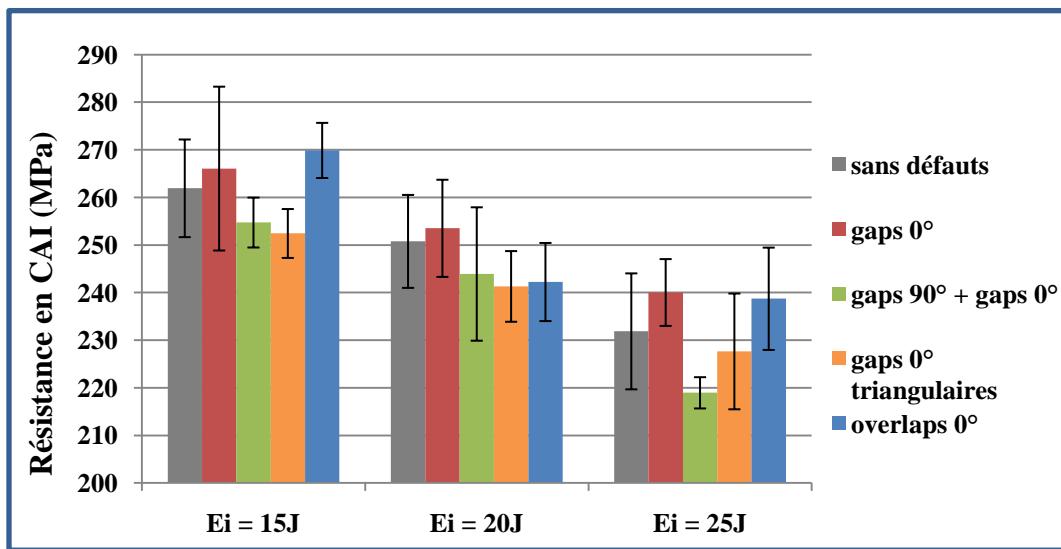


Figure 3-30: Résistance en compression après impact selon le type de défaut pour les différentes énergies d'impact

Afin de confirmer cette première observation et pour prendre en compte un plus grand nombre d'échantillons, nous avons représentés sur la Figure 3-31 la variation de résistance en compression par rapport aux échantillons sans défauts en faisant la moyenne des variations de résistance obtenues pour les trois énergies d'impact. Nous remarquons que les variations sont inférieures à 4% ce qui confirme le fait que les défauts n'ont pas d'effet sur la rupture. Cela peut s'expliquer par l'absence d'effet global des défauts que nous avons remarqué à l'issue des tests d'impact.

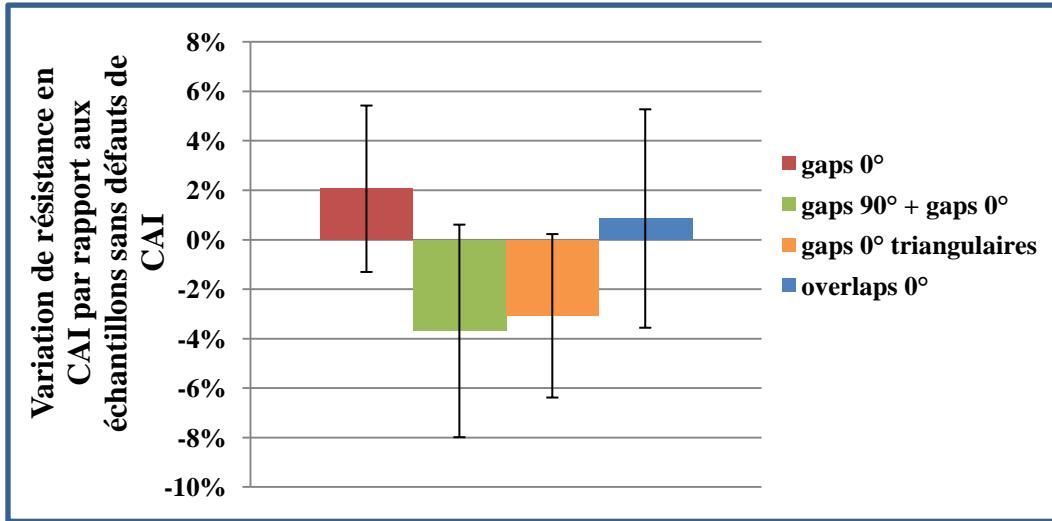


Figure 3-31: Variation de la résistance en compression après impact par rapport aux échantillons vierge selon le type de défaut, résultat moyen de la variation de résistance obtenue pour les trois énergies d'impact (15J, 20J et 25J)

### 3.4.3.2 Module de compression

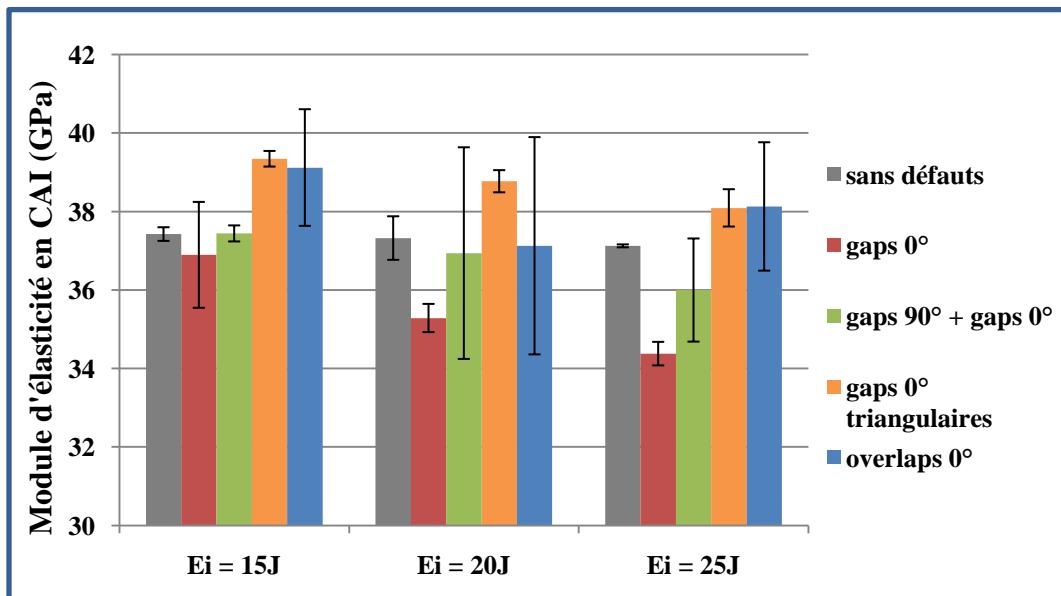


Figure 3-32: Module d'élasticité en compression après impact selon le type de défaut pour les différentes énergies d'impact

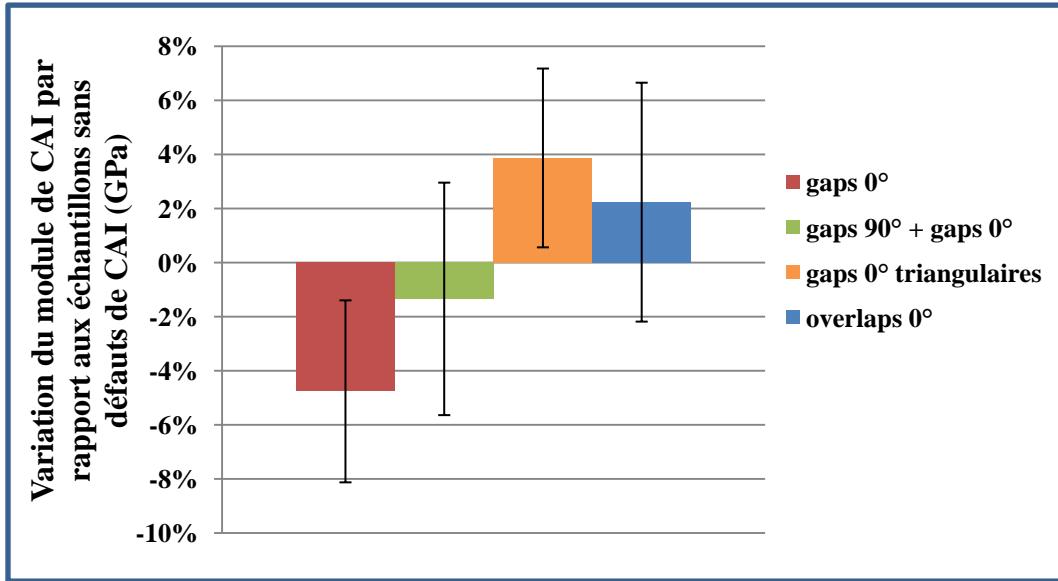


Figure 3-33: Variation du module de compression après impact par rapport aux échantillons vierge selon le type de défaut, résultat moyen des trois énergies d'impact

L'analyse des modules de compression après impact donne un résultat identique à celle des résistances en compression après impact (voir Figure 3-32 et Figure 3-33). Les défauts n'ont pas d'impact sur la rigidité en compression du matériau : les variations observées sont inférieures à 5%, ce qui est du même ordre que la dispersion des résultats. Seul l'impact joue sur l'élasticité du matériau.

## 3.5 Discussion générale

### 3.5.1 Effet des défauts

Les tests de *open hole compression* comparés à une modélisation analytique de l'effet des défauts ont montré que les défauts placés à 0° ne provoquent pas de concentration de contraintes pouvant être à l'origine de la rupture. Ces défauts provoquent une redistribution homogène des contraintes sur le matériau testé. L'effet des défauts placés à 90° par rapport au chargement en compression est plus important à cause de l'effet de *fiber waviness* dans les plis à +/-45° mais ces défauts n'affectent pas les plis à 0°.

Les défauts ont peu d'effet sur le comportement à l'impact des matériaux. L'étude des forces de contact au cours de l'impact montre un effet des défauts sur la rupture mais cet effet est local et

ne provoque pas de variations de la réponse globale des échantillons à l'impact ni sur la rupture par flambage lors des tests de compression après impact des échantillons endommagés.

Les tests de *open hole compression* et de compression après impact nous ont montré que, malgré leur importance, les défauts provoqués par la technique de placement de fibres automatisé ont un effet minime sur les propriétés mécaniques du matériau. L'effet des défauts est fortement lié à leur dimension par rapport à la taille de l'échantillon testé. Dans les tests de *open hole compression*, la dimension caractéristique des défauts est de l'ordre de  $8 \cdot 10^{-2}$  (1/8'', la largeur du défaut, divisé par 1.5'', la largeur de l'éprouvette) ce qui rend l'effet des défauts détectable lors des tests. En revanche pour les tests de compression après impact, la dimension caractéristique des défauts est de l'ordre de  $3 \cdot 10^{-2}$  (1/8'' divisé par la largeur de l'échantillon, 4'') et pour ces tests la dispersion des résultats est de l'ordre de 5% ce qui rend l'effet des défauts peu détectable.

### 3.5.2 Comportement à l'impact et en compression après impact du matériau

L'étude de l'évolution du dommage en fonction de l'énergie d'impact a montré que l'évolution du dommage se faisait en plusieurs étapes :

- En dessous d'une certaine énergie d'impact aucun dommage n'est visible.
- On observe ensuite des ruptures transverses de la matrice et des délaminations qui s'étendent dans le matériau et sont suivies des premières ruptures de fibres. Le dommage est localisé dans la partie du laminé opposée au point d'impact.
- Puis à partir d'une certaine énergie d'impact la résistance à l'impact diminue et le dommage se propage à travers l'épaisseur du matériau. Il s'étend moins nettement et l'énergie absorbée au cours de l'impact évolue plus rapidement avec l'augmentation de l'énergie d'impact. Le matériau se rapproche de la perforation et le module de rigidité en compression est altéré.

Enfin les tests de compression après impact ont montré que pour un laminé de 24 plis et de 3.7mm d'épaisseur, le matériau est trop fin pour rompre en compression pure. La rupture s'effectue par flambage de l'échantillon avant la rupture.

## CONCLUSION

Dans ce travail, nous avons présenté l'étude expérimentale de l'effet de défauts, provoqués par la méthode de placement de fibres, sur les propriétés mécaniques de laminés carbone/époxy.

Les tests de *open hole compression* sur des échantillons contenant des défauts de type *gaps* et *overlaps* ont permis de montrer que les défauts ont un effet très limité lorsqu'ils sont placés dans la direction du chargement. Cet effet est même prévisible analytiquement par la théorie des laminés. Les défauts placés à 90° par rapport au chargement ont un effet plus important et plus difficile à quantifier et il semblerait que l'effet du *fiber waviness* soit sensible seulement dans les plis adjacents au défaut.

Les tests d'impact ont montré que les défauts avaient un effet local sur les propriétés à l'impact du laminé. Les propriétés globales telles que la tenue en compression après impact, la taille du dommage ou l'énergie dissipée au cours de l'impact ne sont pas affectées par la présence de défauts dans le matériau. Ces données sont récapitulées dans le tableau suivant.

Tableau récapitulatif de l'effet des défauts sur la résistance à l'impact du matériau

		<i>gaps 0°</i>	<i>gaps 0° + gaps 90°</i>	<i>gaps 0° triangulaires</i>	<i>overlaps 0°</i>
<b>Effet local</b>	force de premier dommage	-	-	-	+
	force maximale au cours de l'impact	-	-	-	+
	type de dommage (observations MEB)	≈	≈	≈	+
<b>Effet à l'échelle de l'échantillon</b>	énergie absorbée au cours de l'impact	≈	≈	≈	≈
	taille du dommage	≈	≈	≈	<b>ND</b>
	résistance en compression après impact	≈	≈	≈	≈

### *Objectifs futurs*

De manière à confirmer le phénomène de *fiber waviness* il serait intéressant de compléter ces observations en effectuant des tests supplémentaires sur des échantillons comprenant des défauts à 90° et à +/-45°.

Afin de pouvoir simuler précisément l'effet des défauts, il serait nécessaire d'effectuer une étude plus fine faisant, par exemple, varier le nombre de défauts de même type et explorant un plus grand nombre de défauts. Cependant, dans ce projet, nous avons étudié des défauts « critiques » car présents dans tous les plis du laminé et leur effet a semblé limité. À l'échelle d'une pièce d'avion, la répartition des défauts devrait permettre de diminuer encore leur effet et de considérer qu'ils ont un impact négligeable sur les propriétés mécaniques de la pièce. La réalisation de tests sur des échantillons contenant des défauts répartis et non plus localisés permettrait de confirmer cette hypothèse.

Une autre piste de travail serait la réalisation de tests de compression après impact sur des laminés de 32 plis ou plus, cela permettrait d'éviter les phénomènes de flambage en compression des échantillons. On pourrait ainsi observer l'effet des défauts sur la rupture en compression pure.

Enfin ces matériaux seront utilisés en aéronautique et seront donc soumis à de nombreux cycles de chargement au cours de leur vie. Il serait donc utile de déterminer l'impact de ces défauts sur la tenue en fatigue des matériaux.

## BIBLIOGRAPHIE

1. Grant, C., *Automated processes for composite aircraft structure*. Industrial Robot: An International Journal, 2006. **33**(2): p. 117 - 121.
2. Shirinzadeh, B., et al., *Fabrication process of open surfaces by robotic fibre placement*. Robotics and Computer-Integrated Manufacturing, 2004. **20**(1): p. 17-28.
3. Gürdal, Z., B.F. Tatting, and K. Chauncey Wu. *Tow-placement technology and fabrication issues for laminated composite structures*. 2005. Austin, TX, United states: American Inst. Aeronautics and Astronautics Inc.
4. Blom, et al., *A Theoretical Model to Study the Influence of Tow-drop Areas on the Stiffness and Strength of Variable-stiffness Laminates*. Vol. 43. 2009, Los Angeles, CA, ETATS-UNIS: Sage. 23.
5. Tatting, B.F. and Z. Gürdal, *Design and manufacture of elastically tailored tow placed plates*. 2002, NASA.
6. Sawicki, A.J. and P.J. Minguet, *The effects of intraply overlaps and gaps upon the compression strength of composite laminates*. American institute of aeronautics and astronautics, 1998: p. 744-754.
7. Mallick, P.K., *Fiber-Reinforced Composites*, in *Fiber-Reinforced Composites*. 2007, CRC Press.
8. Soutis, C., P.T. Curtis, and N.A. Fleck, *Compressive Failure of Notched Carbon Fibre Composites*. Proceedings of the Royal Society of London. Series A: Mathematical and Physical Sciences, 1993. **440**(1909): p. 241-256.
9. ASTM, *ASTM D7136 / D7136M - 07, Standard Test Method for Measuring the Damage Resistance of a Fiber-Reinforced Polymer Matrix Composite to a Drop-Weight Impact Event*, in *ASTM 15.03*. 2006.
10. Wu, H.-Y.T. and G.S. Springer, *Measurements of Matrix Cracking and Delamination Caused by Impact on Composite Plates*. Journal of Composite Materials, 1988. **22**(6): p. 518-532.

11. Aboussaleh, M. and R. Boukhili, *The contact behavior between laminated composites and rigid impactors*. Composite Structures, 1998. **43**(3): p. 165-178.
12. Davies and R. Olsson, *Impact on composite structures*. The Aeronautical Journal, 2004. **108**(1089): p. 541-563.
13. Found, M.S. and I.C. Howard, *Single and multiple impact behaviour of a CFRP laminate*. Composite Structures, 1995. **32**(1-4): p. 159-163.
14. Reis, L. and M. de Freitas, *Damage growth analysis of low velocity impacted composite panels*. Composite Structures, 1997. **38**(1-4): p. 509-515.
15. Chang, F.-K., H.Y. Choi, and S.-T. Jeng, *Characterization of Impact Damage in Laminated Composites* SAMPE journal, 1990. **26**(1): p. 18-25.
16. Martin, S., *Mécanismes d'endommagement des matériaux composites soumis à un choc répété et influence de l'humidité*. 1994, École Polytechnique Montréal.
17. Abrate, S., *Impact on composite structures*, ed. C.U. Press. 1998. 304.
18. Maikuma, H., J.W. Gillespie, Jr., and D.J. Wilkins, *Mode II interlaminar fracture of the center notch flexural specimen under impact loading*. Journal of Composite Materials, 1990. **24**(Copyright 1990, IEE): p. 124-49.
19. de Freitas, M. and L. Reis, *Failure mechanisms on composite specimens subjected to compression after impact*. Composite Structures, 1998. **42**(4): p. 365-373.
20. Ghaseminejhad, M.N. and A. Parvizi-Majidi, *Impact behaviour and damage tolerance of woven carbon fibre-reinforced thermoplastic composites*. Construction and Building Materials, 1990. **4**(4): p. 194-207.
21. Sohn, M.S., et al., *Impact damage characterisation of carbon fibre/epoxy composites with multi-layer reinforcement*. Composites Part B: Engineering, 2000. **31**(8): p. 681-691.
22. Choi, H.-Y. and F.-K. Chang, *A Model for Predicting Damage in Graphite/Epoxy Laminated Composites Resulting from Low-Velocity Point Impact*. Journal of Composite Materials, 1992. **26**(14): p. 2134-2169.

23. Liu, S., Z. Kutlu, and F.-K. Chang, *Matrix Cracking and Delamination in Laminated Composite Beams Subjected to a Transverse Concentrated Line Load*. Journal of Composite Materials, 1993. **27**: p. 436-470.
24. Davies, G.A.O. and X. Zhang, *Impact damage prediction in carbon composite structures*. International Journal of Impact Engineering, 1995. **16**(1): p. 149-170.
25. Sánchez-Sáez, S., et al., *Compression after impact of thin composite laminates*. Composites Science and Technology, 2005. **65**(13): p. 1911-1919.
26. Soutis, C. and P.T. Curtis, *Prediction of the post-impact compressive strength of cfpr laminated composites*. Composites Science and Technology, 1996. **56**(6): p. 677-684.
27. Ishikawa, T., et al., *Some experimental findings in compression-after-impact (CAI) tests of CF/PEEK (APC-2) and conventional CF/epoxy flat plates*. Composites Science and Technology, 1995. **55**(4): p. 349-363.
28. Sánchez-Sáez, S., E. Barbero, and C. Navarro, *Compressive residual strength at low temperatures of composite laminates subjected to low-velocity impacts*. Composite Structures, 2008. **85**(3): p. 226-232.
29. ASTM, *ASTM D7137 / D7137M - 07, Standard Test Method for Compressive Residual Strength Properties of Damaged Polymer Matrix Composite Plates*, in *ASTM 15.03*. 2006.
30. Liu, D., B.B. Raju, and X. Dang, *SIZE EFFECTS ON IMPACT RESPONSE OF COMPOSITE LAMINATES*. International Journal of Impact Engineering, 1998. **21**(10): p. 837-854.
31. ASTM, *ASTM D6484 / D6484M - 04, Standard Test Method for Open-Hole Compressive Strength of Polymer Matrix Composite Laminates*, in *ASTM 15.03*. 2006.
32. Adams, D.F., *Open-hole compression testing*. High-Performance Composites, 2005. **Mars**.
33. Suemasu, H., H. Takahashi, and T. Ishikawa, *On failure mechanisms of composite laminates with an open hole subjected to compressive load*. Composites Science and Technology, 2006. **66**(5): p. 634-641.

34. Soutis, C. and P.T. Curtis, *A method for predicting the fracture toughness of CFRP laminates failing by fibre microbuckling*. Composites Part A: Applied Science and Manufacturing, 2000. **31**(7): p. 733-740.

35. Croft, K., et al., *Experimental study of the effect of automated fiber placement induced defects on performance of composite laminates*. Composites Part A: Applied Science and Manufacturing, 2011. **42**(5): p. 484-491.

36. Kollár, L.P. and G.S. Springer, *Mechanics of Composite Structures*, 2003, Cambridge University Press.

37. Whitney, J.M. and R.J. Nuismier, *Stress Fracture Criteria for Laminated Composites Containing Stress Concentrations*. Journal of Composite Materials, 1974. **8**(3): p. 253-265.

38. Sjoblom, P.O., J.T. Hartness, and T.M. Cordell, *On Low-Velocity Impact Testing of Composite Materials*. Journal of Composite Materials, 1988. **22**(1): p. 30-52.

39. Champoux, L., *Effet de l'humidité sur le comportement sous chocs répétés des composites stratifiés*, in *Génie Mécanique*. 1995, École Polytechnique de Montréal.

40. Bojji, C., *Comportement des matériaux composites sous choc répété*, in *Génie Mécanique*. 1993, École Polytechnique de Montréal.

41. Toho. *Delivery programme and characteristics for Tenax® HTA/HTS filament yarn*. 2008 15/11/2010]; Available from: <http://www.tohotenax-eu.com/fileadmin/tohotenax/downloads/Produkte/Technische%20Datenblaetter/en/HTA40%20%26%20HTS40%20en.pdf>.

42. Cytec. *CYCOM® 977-2 Toughened Epoxy Resin*. 15/11/2010]; Available from: <http://www.cytec.com/engineered-materials/products/Datasheets/CYCOM%20977-2.pdf>.

43. Jumahat, A., et al., *Fracture mechanisms and failure analysis of carbon fibre/toughened epoxy composites subjected to compressive loading*. Composite Structures, 2010. **92**(2): p. 295-305.

44. Wyoming Test Fixtures, I. *Modified ASTM D 695 compression test fixture*. 2005 12/04/2011]; Available from: <http://www.wyomingtestfixtures.com/Products/b2.htm>.

45. Cytec. *CYCOM® 5276-1 Toughened Epoxy Resin*. Available from: <https://www.cytec.com/engineered-materials/products/Datasheets/CYCOM%205276-1.pdf>.
46. Park, Y.-B., et al., *Strength of carbon/epoxy composite single-lap bonded joints in various environmental conditions*. Composite Structures, 2010. **92**(9): p. 2173-2180.

## ANNEXE 1 – Calcul des paramètres de l’impact à partir de la vitesse d’impact et de la force de contact mesurée au cours de l’impact

La tour d’impact DYNATUP Model 8250 permet de connaître un certain nombre de données au cours de l’impact. Deux grandeurs sont directement mesurées par le système :

- un capteur mesure la vitesse d’impact  $v_i$  en détectant le passage de deux points de l’impacteur (voir Figure A1.1)
- une cellule de charge (voir Figure A1.2) mesure la force  $F(t)$  appliquée à l’extrémité de l’impacteur au cours du temps.

Toutes les autres données sont déduites de ces deux mesures.

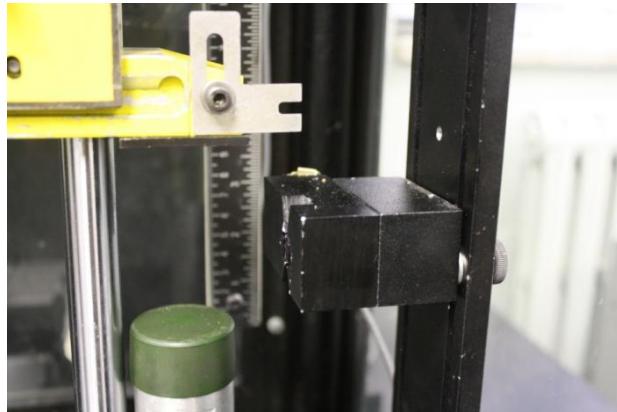


Figure A1.1 : Capteur permettant de connaître la vitesse d’impact

L’énergie d’impact se calcule de la manière suivante où  $m$  est la masse de l’impacteur :

$$E_i = \frac{1}{2} m v_i^2$$

La vitesse de l’impacteur au cours de l’impact se déduit du principe fondamental de la dynamique où  $t$  est le temps écoulé depuis le début de l’impact :

$$v(t) = v_i + gt - \int_0^t \frac{F(t)}{m} dt$$

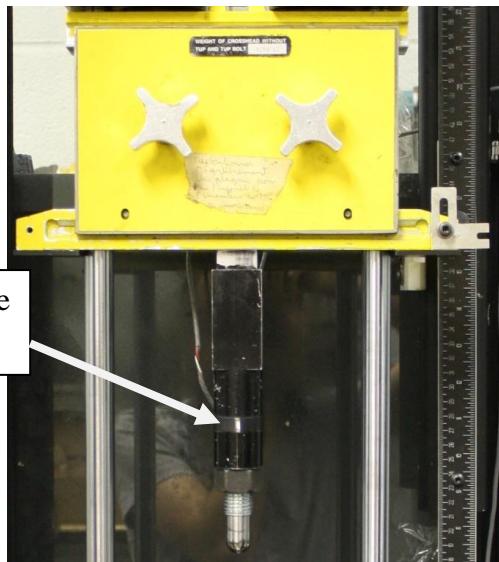


Figure A1.2 : Cellule de charge permettant de connaître la force de contact de l'impacteur avec l'échantillon

On peut en déduire le déplacement  $\delta(t)$  de la surface de l'échantillon au cours de l'impact en fonction du déplacement initial  $\delta_i$  :

$$\delta(t) = \delta_i + \int_0^t v(t) dt$$

Enfin tous ces paramètres nous permettent de déduire l'énergie  $E_a$  absorbée par l'échantillon impacté au cours du temps :

$$E_a = \frac{1}{2} m (v_i^2 - v(t)^2) + mg\delta(t)$$

Récapitulatif des grandeurs :

- $v_i$  vitesse d'impact
- $E_i$  énergie d'impact
- $m$  masse de l'impacteur
- $F(t)$  force appliquée à l'extrémité de l'impacteur hémisphérique
- $v(t)$  vitesse de l'impacteur en fonction du temps
- $\delta(t)$  déplacement de l'échantillon au cours du temps au niveau de l'extrémité de l'impacteur
- $E_a$  énergie absorbée par l'impacteur au cours du temps

## ANNEXE 2 – Observation au microscope électronique des échantillons impactés contenant des défauts

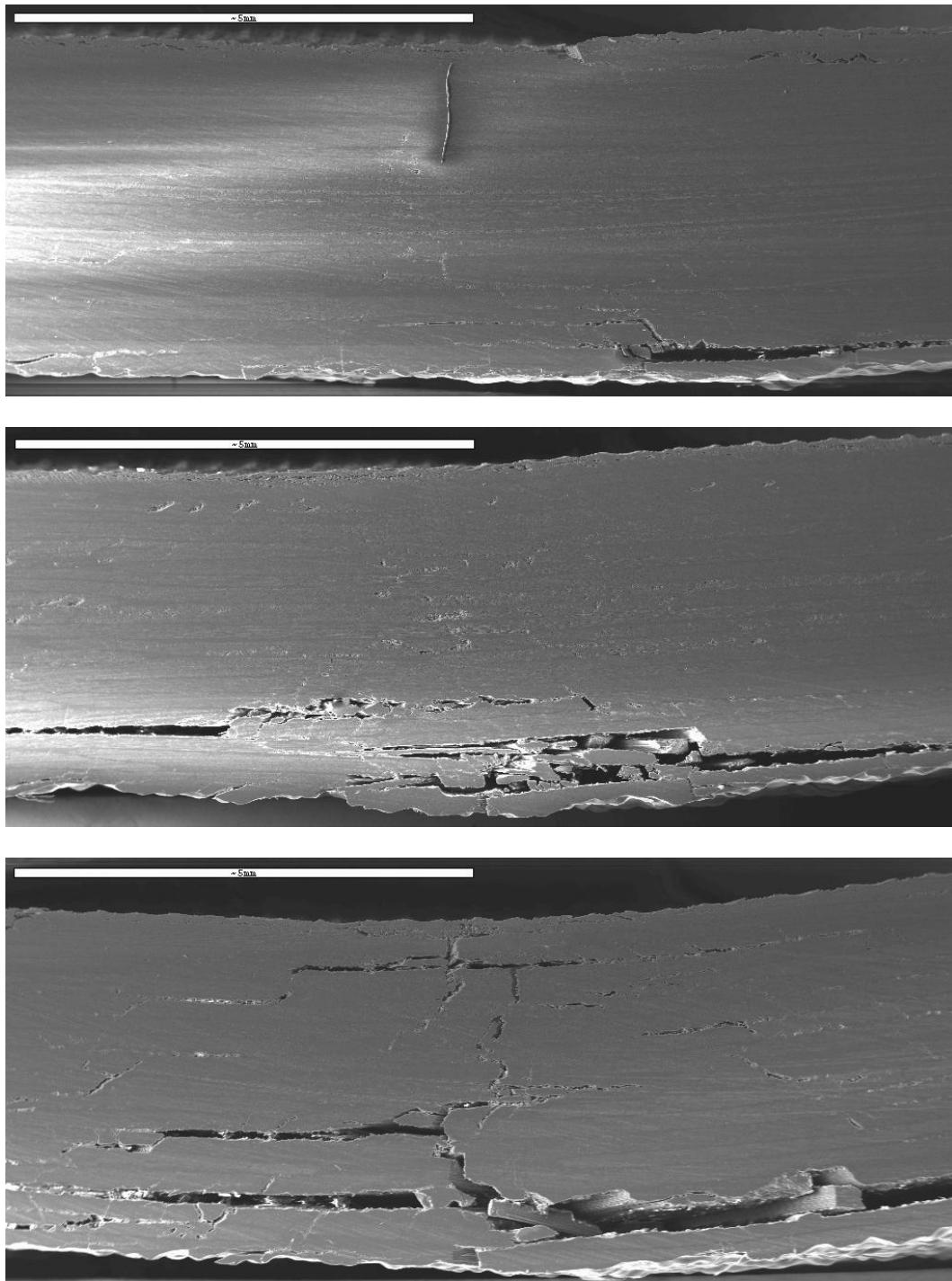


Figure A2.1 : Échantillons impactés à 15, 20 et 25J, contenant des *gaps* à 0° et à 90°

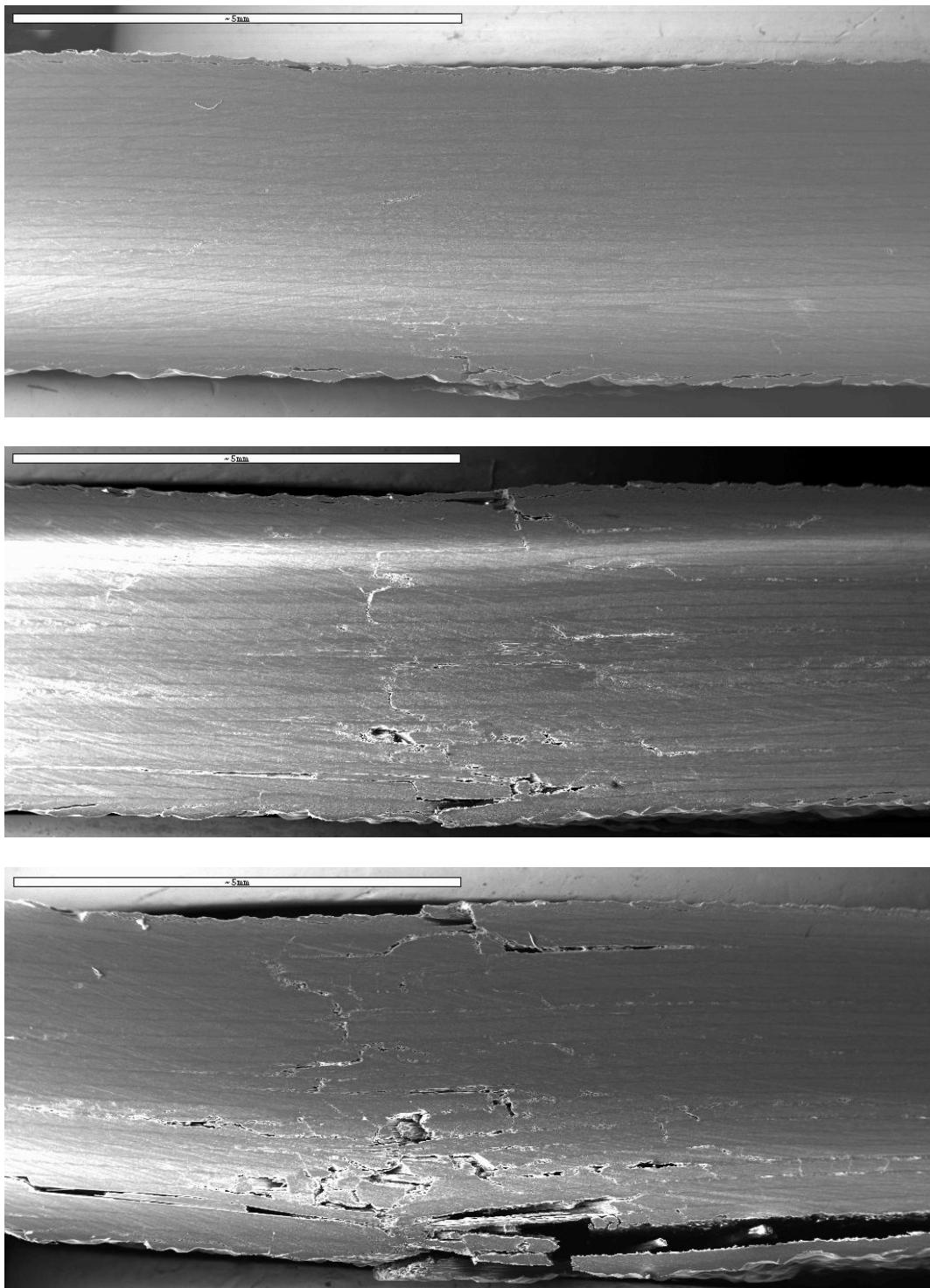


Figure A2.2 : Échantillons impactés à 15, 20 et 25J, contenant des *gaps* à 0°

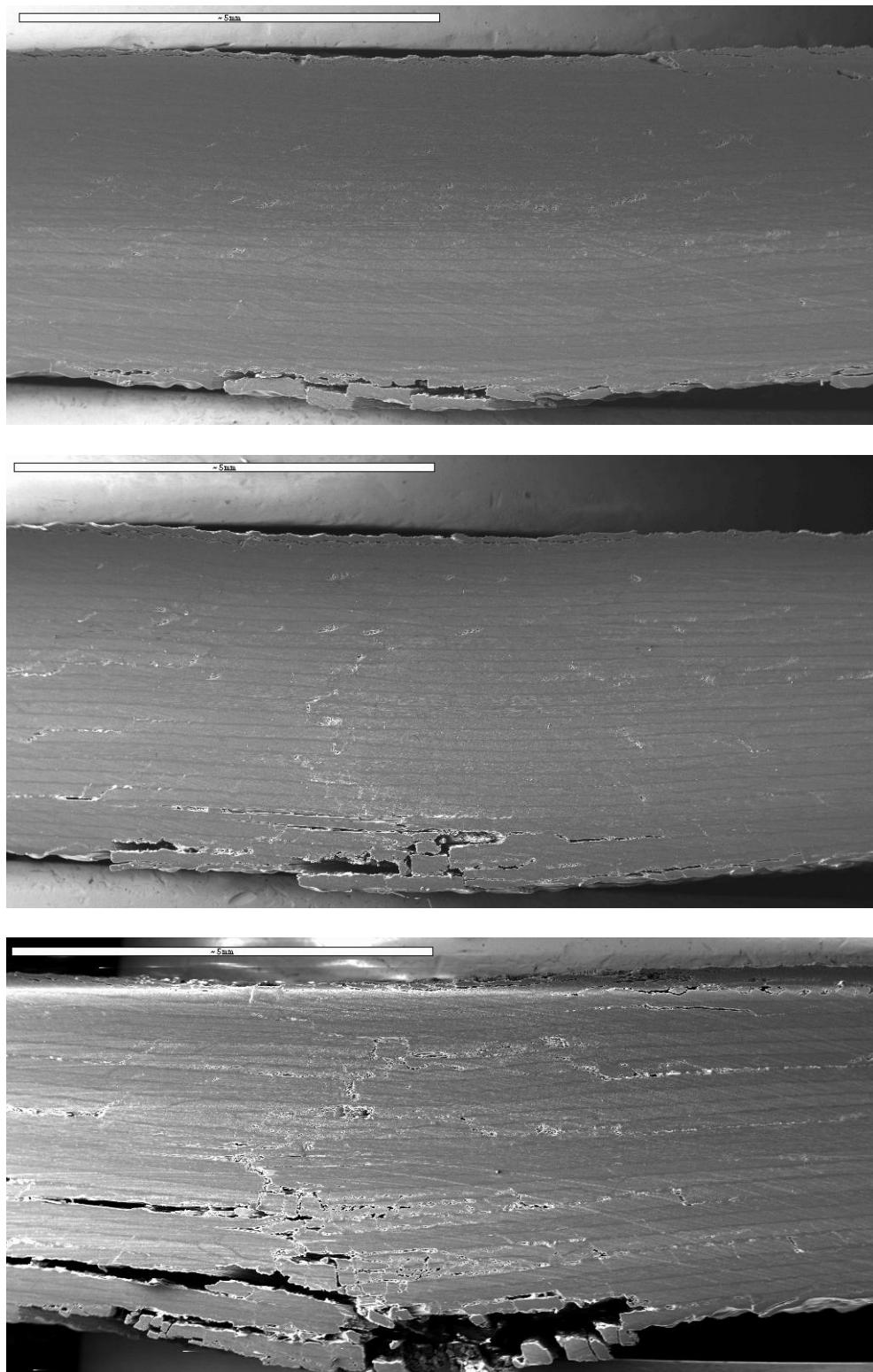


Figure A2.3 : Échantillons impactés à 15, 20 et 25J, contenant des *overlaps* à 0°

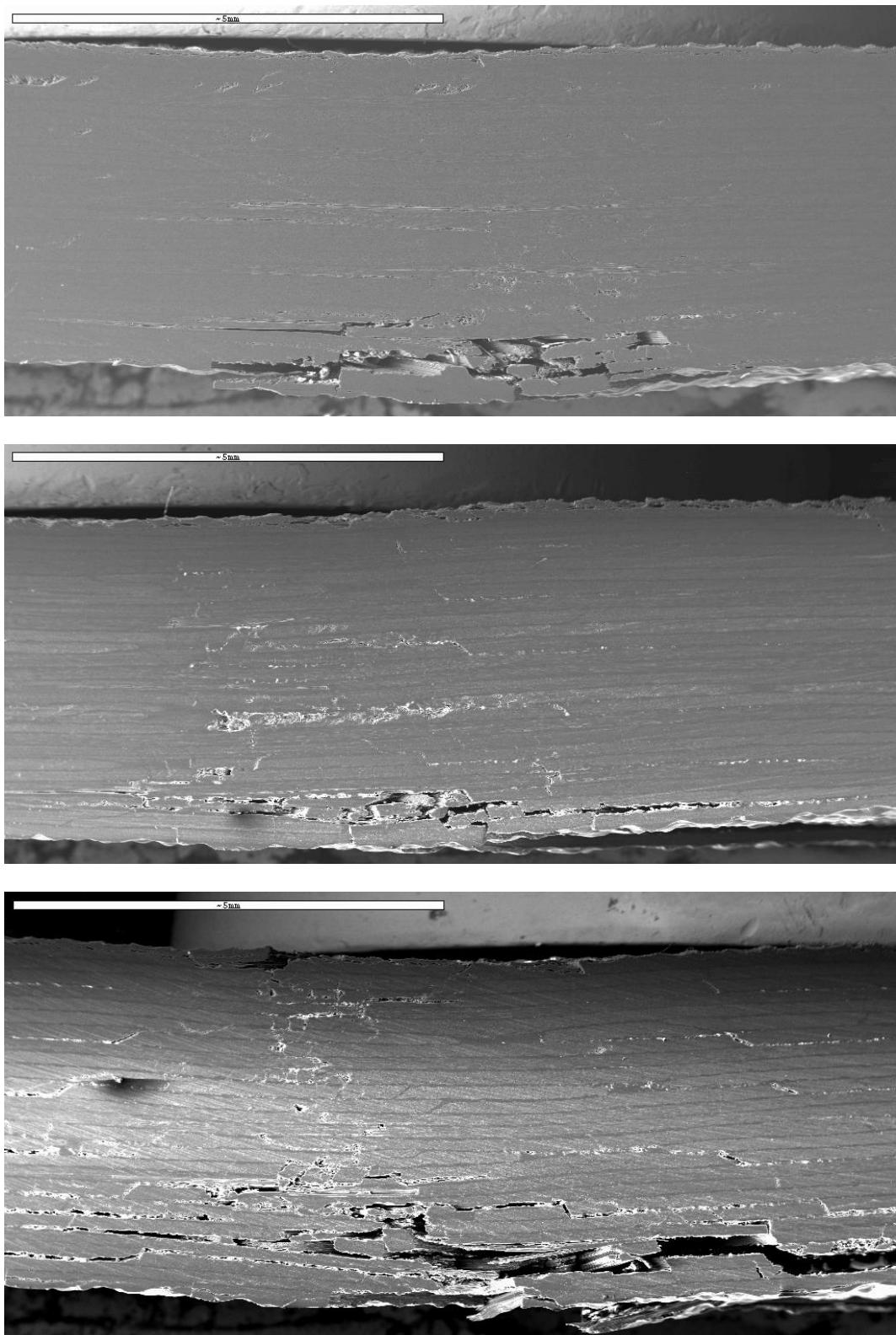


Figure A2.4 : Échantillons impactés à 15, 20 et 25J, contenant des *gaps* triangulaires à 0°