



**HAL**  
open science

# Étude du comportement à l'impact de matériaux composites renforcés par tufting

Paul Deconinck

► **To cite this version:**

Paul Deconinck. Étude du comportement à l'impact de matériaux composites renforcés par tufting. Autre. Université de Lorraine, 2014. Français. NNT : 2014LORR0246 . tel-01751264

**HAL Id: tel-01751264**

**<https://hal.univ-lorraine.fr/tel-01751264v1>**

Submitted on 29 Mar 2018

**HAL** is a multi-disciplinary open access archive for the deposit and dissemination of scientific research documents, whether they are published or not. The documents may come from teaching and research institutions in France or abroad, or from public or private research centers.

L'archive ouverte pluridisciplinaire **HAL**, est destinée au dépôt et à la diffusion de documents scientifiques de niveau recherche, publiés ou non, émanant des établissements d'enseignement et de recherche français ou étrangers, des laboratoires publics ou privés.



## AVERTISSEMENT

Ce document est le fruit d'un long travail approuvé par le jury de soutenance et mis à disposition de l'ensemble de la communauté universitaire élargie.

Il est soumis à la propriété intellectuelle de l'auteur. Ceci implique une obligation de citation et de référencement lors de l'utilisation de ce document.

D'autre part, toute contrefaçon, plagiat, reproduction illicite encourt une poursuite pénale.

Contact : [ddoc-theses-contact@univ-lorraine.fr](mailto:ddoc-theses-contact@univ-lorraine.fr)

## LIENS

Code de la Propriété Intellectuelle. articles L 122. 4

Code de la Propriété Intellectuelle. articles L 335.2- L 335.10

[http://www.cfcopies.com/V2/leg/leg\\_droi.php](http://www.cfcopies.com/V2/leg/leg_droi.php)

<http://www.culture.gouv.fr/culture/infos-pratiques/droits/protection.htm>

---

# THÈSE

---

Présentée à



– l'Université de Lorraine –

par

**Paul DECONINCK**

Pour l'obtention du grade de :

**Docteur de l'Université de Lorraine**

Discipline : Sciences des Matériaux

<p><b>ÉTUDE DU COMPORTEMENT À L'IMPACT DE MATÉRIAUX COMPOSITES RENFORCÉS PAR TUFTING</b></p>
--

Thèse soutenue publiquement le 11 décembre 2014 devant le jury composé de :

Sébastien MERCIER	Professeur des universités (Université de Lorraine)	Président du Jury
Frédéric LACHAUD	Professeur des universités (ISAE)	Rapporteur
Alain THIONNET	Professeur des universités (MINES Paristech)	Rapporteur
Ludovic CAUVIN	Maître de conférences (UTC)	Examineur
Pierre-Louis HEREIL	Docteur (Thiot Ingénierie)	Examineur
Frédéric RAVAILLER	Ingénieur (Safran Aircelle)	Invité
Pierre CHEVRIER	Professeur des universités (LaBPS, ENIM)	Directeur de Thèse
Vanessa BOUCHART	Maître de conférences (LaBPS, ENIM)	Co-directeur
Julien CAPELLE	Maître de conférences (LaBPS, ENIM)	Co-encadrant



# Remerciements

Je souhaite tout d'abord remercier mon directeur de thèse, Pierre Chevrier et mes deux encadrants, Julien Capelle et Vanessa Bouchart.

Je tiens également à adresser mes remerciements à Frédéric Lachaud, Professeur des Universités à l'Institut Supérieur de l'Aéronautique et de l'Espace, et Alain Thionnet, Professeur des Universités au Centre des Matériaux des Mines ParisTech, pour avoir accepté de rapporter ces travaux de thèse. Je remercie également Sébastien Mercier, Professeur des Universités à l'Université de Lorraine pour avoir présidé mon jury de thèse, mais également Ludovic Cauvin, Maître de Conférence à l'Université de Technologie de Compiègne, et Pierre-Louis Hérel, Docteur chez Thiot Ingénierie pour avoir accepté d'en être membres.

Je souhaite également remercier Frédéric Ravallier, ingénieur de la société Safran Aircelle pour son implication complète dans ces travaux, mais également pour son soutien moral et technique.

J'adresse ensuite mes plus sincères remerciements à tout le personnel de l'ENIM, et plus particulièrement au personnel technique, que j'ai pu côtoyer pendant ces travaux.

Un grand merci à mes amis et collègues et en particulier Bajo, Guigui, Benj et David qui m'ont permis de surmonter les moments les plus difficiles dans la joie et la très bonne humeur.

Mes remerciements vont enfin à toute ma famille qui m'a soutenue tout au long de ces travaux et surtout à ma compagne Charlène pour son soutien quotidien.



# Table des matières

<b>1</b>	<b>Introduction à la problématique du renforcement interlaminaire des matériaux composites</b>	<b>11</b>
1.1	Contexte industriel et objet de l'étude . . . . .	13
1.1.1	La nacelle et ses fonctions . . . . .	13
1.1.2	Objet de l'étude . . . . .	14
1.2	Les matériaux composites à matrice organique (CMO) . . . . .	17
1.2.1	Constituants . . . . .	17
1.2.1.1	Renfort et rôle . . . . .	17
1.2.1.2	Matrice et rôle . . . . .	18
1.2.2	Assemblage et propriétés mécaniques . . . . .	19
1.2.3	Procédés de fabrication . . . . .	21
1.2.4	Endommagement et délaminage . . . . .	22
1.3	Amélioration des propriétés interlaminaires d'un stratifié . . . . .	25
1.3.1	Technologies de renforcement interlaminaire et couture . . . . .	25
1.3.1.1	Introduction . . . . .	25
1.3.1.2	Z-pinning . . . . .	26
1.3.1.3	Technologies de couture . . . . .	27

1.3.1.4	Tufting . . . . .	28
1.3.2	Paramètres influents . . . . .	29
1.3.2.1	Type d'architecture de couture . . . . .	29
1.3.2.2	Motif de couture . . . . .	31
1.3.2.3	Propriétés du renfort . . . . .	33
1.3.2.4	Synthèse . . . . .	36
1.3.3	Effet invasif des techniques de renforcement en z . . . . .	36
1.4	Plan de la thèse . . . . .	39
<b>2</b>	<b>Essais d'impacts haute vitesse</b>	<b>41</b>
2.1	Configurations . . . . .	43
2.2	Dispositif expérimental . . . . .	47
2.2.1	Développement d'un lanceur à gaz . . . . .	47
2.2.2	Développement d'un dispositif de mesure de vitesse . . . . .	51
2.2.2.1	Nécessité d'un nouveau capteur . . . . .	51
2.2.2.2	Fonctionnement . . . . .	53
2.2.2.3	Limitations . . . . .	54
2.2.3	Protocole expérimental . . . . .	55
2.2.3.1	Calcul de l'énergie absorbée . . . . .	55
2.2.3.2	Calcul d'incertitudes de mesures . . . . .	56
2.2.3.3	Essais de répétabilité . . . . .	58
2.3	Pré-étude . . . . .	59
2.4	Résultats . . . . .	61



2.4.1	Présentation des résultats . . . . .	61
2.4.2	Influence des paramètres de tufting . . . . .	63
2.4.2.1	Effet du pas . . . . .	63
2.4.2.2	Effet de la section . . . . .	65
2.4.3	Effet du type de fil . . . . .	66
2.4.4	Effet de la résine . . . . .	67
2.5	Conclusions partielles . . . . .	69
<b>3</b>	<b>Analyse de la propagation du délaminage</b>	<b>71</b>
3.1	Introduction . . . . .	73
3.2	Visualisation du délaminage interlaminaire . . . . .	75
3.2.1	Découpe des échantillons . . . . .	75
3.2.2	Polissage . . . . .	76
3.2.3	Observations microscopiques . . . . .	77
3.2.3.1	Présentation . . . . .	78
3.2.3.2	Tracé des interfaces délaminées . . . . .	79
3.2.3.3	Validation de la méthode d'expertise . . . . .	80
3.2.3.4	Densités de fissures . . . . .	82
3.3	Analyses . . . . .	83
3.3.1	Etude de la propagation du délaminage . . . . .	83
3.3.1.1	Directions préférentielles de propagation . . . . .	84
3.3.1.2	Effet de l'armure du tissu . . . . .	84
3.3.1.3	Effet de la séquence d'empilement . . . . .	85

3.3.1.4	Effet de l'orientation des fibres adjacentes aux interfaces . . . . .	88
3.3.2	Apport du tufting . . . . .	90
3.3.2.1	Effet sur la densité de fissures . . . . .	90
3.3.2.2	Effet sur l'étendue du délaminage . . . . .	90
3.3.2.3	Confrontation aux énergies absorbées . . . . .	91
3.3.2.4	Comportement d'une fissure aux abords d'un point de tufting . . . . .	93
3.4	Conclusions partielles . . . . .	97
<b>4</b>	<b>Etude de la dépendance angulaire de la ténacité interlaminaire</b>	<b>99</b>
4.1	Essais de propagation de fissures de délaminages . . . . .	101
4.1.1	Définition des essais . . . . .	101
4.1.2	Protocoles . . . . .	103
4.1.2.1	Mode I : essais DCB . . . . .	103
4.1.2.2	Mode II : essais ENF . . . . .	106
4.1.3	Résultats . . . . .	108
4.1.3.1	Ténacité en mode I . . . . .	108
4.1.3.2	Ténacité en mode II . . . . .	110
4.2	Proposition d'une stratégie de modélisation . . . . .	114
4.2.1	Prise en compte du délaminage dans les modèles numériques . . . . .	114
4.2.1.1	Critères d'amorçage . . . . .	114
4.2.1.2	Loi de propagation . . . . .	114
4.2.1.3	Lois cohésives . . . . .	116
4.2.2	Stratégie de modélisation basée sur l'utilisation des lois cohésives . . . . .	117
4.3	Conclusions partielles . . . . .	123

<b>5</b>	<b>Modélisation de la propagation du délaminage au cours d'un impact</b>	<b>125</b>
5.1	Loi de comportement et essais associés . . . . .	127
5.1.1	Comportement en traction quasi-statique . . . . .	127
5.1.1.1	Introduction . . . . .	127
5.1.1.2	Résultats . . . . .	128
5.1.2	Comportement en cisaillement . . . . .	129
5.1.2.1	Dispositif de cisaillement pour éprouvettes entaillées en V	130
5.1.2.2	Protocole expérimental . . . . .	131
5.1.2.3	Résultats . . . . .	134
5.1.2.4	Identification des paramètres de la loi . . . . .	135
5.2	Simulation d'essais d'impact avec prise en compte du délaminage . . . . .	137
5.2.1	Introduction . . . . .	137
5.2.2	Vitesse résiduelle . . . . .	138
5.2.3	Propagation du délaminage . . . . .	139
5.2.4	Etude de sensibilité au maillage . . . . .	141
5.3	Conclusions partielles . . . . .	145
	<b>Conclusions et perspectives</b>	<b>151</b>
	<b>Références bibliographiques</b>	<b>153</b>
	<b>Liste des figures</b>	<b>159</b>
	<b>Liste des tableaux</b>	<b>165</b>



# Chapitre 1

## Introduction à la problématique du renforcement interlaminaire des matériaux composites

Ces travaux de thèse ont été réalisés dans le cadre d'une thèse Cifre financée par la société Aircelle. L'objectif de ce chapitre est de présenter le contexte industriel et technique lié aux problématiques d'impact sur les structures aéronautiques. Les matériaux composites à matrice organique sont ensuite présentés de manière générale.

Les différents mécanismes d'endommagement liés à ces matériaux sont ensuite présentés avec une attention particulière au délaminage. Ce chapitre présente ensuite les différentes technologies permettant d'améliorer les propriétés interlaminaires des matériaux composites stratifiés. Leurs effets sont ensuite exposés à l'aide de données tirées de la littérature scientifique. Le plan de ce mémoire est enfin détaillé.



## 1.1 Contexte industriel et objet de l'étude

Aircelle est un équipementier aéronautique spécialisé dans la fabrication et l'intégration de nacelles. Aircelle, membre du groupe Safran, est le seul fabricant de nacelles au monde présent sur le segment des avions régionaux, moyens et longs courriers.

### 1.1.1 La nacelle et ses fonctions

La nacelle est un élément indispensable pour la propulsion aéronautique. Elle est constituée d'un ensemble de composants qui entourent le moteur de l'avion. Elle est reliée à son mât et est positionnée généralement sous sa voilure. Elle assure plusieurs fonctions principales telles que :

- fonction structurale : supporter le moteur et transmettre la poussée (mât)
- fonction aérodynamique : diriger le flux d'air à l'entrée du moteur et les gaz à la sortie (entrée d'air, tuyères)
- fonction acoustique : atténuer le bruit émis par le moteur (panneaux acoustiques)
- fonction d'aide au freinage : créer une contre-poussée au sol lors de l'atterrissage (inverseur de poussée)

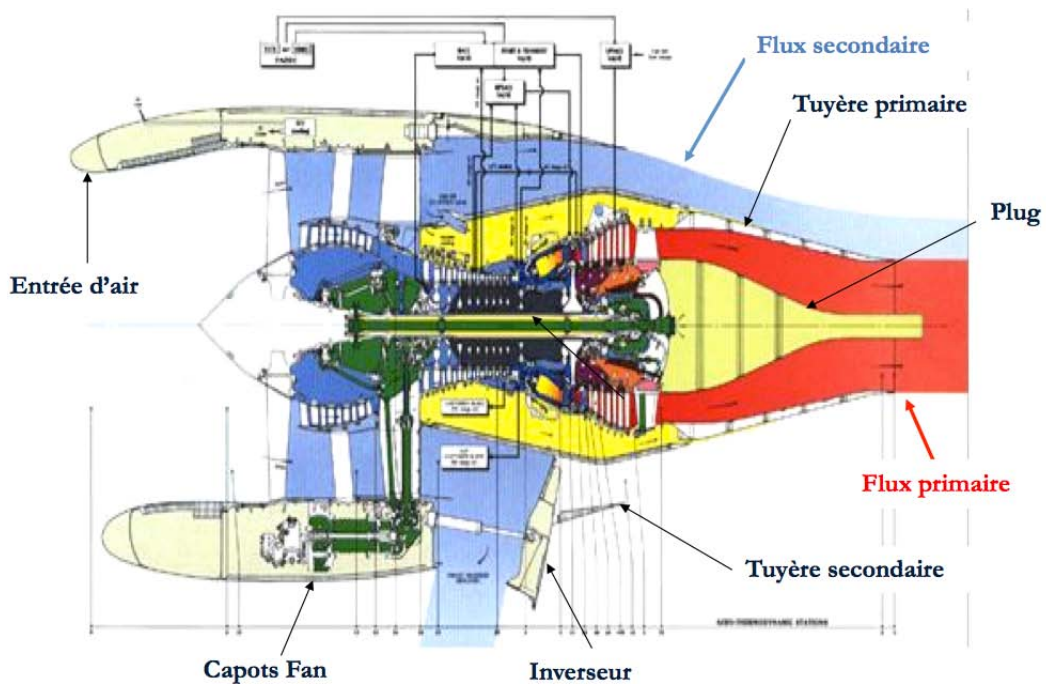


FIGURE 1.1: Architecture moteur/nacelle d'un moteur CFM56-5B [1]

La figure 1.1 représente l'architecture moteur/nacelle d'un moteur CFM56-5B. On y retrouve l'ensemble des composants de la nacelle qui permettent de remplir les fonctions précédemment décrites.

### 1.1.2 Objet de l'étude

La société Safran Aircelle utilise actuellement massivement les matériaux composites pour la fabrication de ses composants et notamment pour l'inverseur de poussée et les panneaux acoustiques. En revanche il subsiste encore un certain nombre de pièces métalliques (cadres, entrée d'air, etc.). Les avionneurs tendent à vouloir remplacer certaines de ces structures métalliques par des matériaux composites. Les raisons sont multiples et sont liées d'une manière générale à une problématique de gain de masse. Ce choix peut également être justifié pour faciliter l'intégration de pièces. Le gain apporté est alors dans ce cas fonctionnel. Le coût reste évidemment le critère le plus important qui permet de valider l'utilisation de ces matériaux.

Ce remplacement peut s'avérer très délicat lorsque la structure en question est soumise à des sollicitations extérieures sévères. La nacelle est en effet, de part sa position, particulièrement exposée à des impacts / chocs de différentes natures. C'est pourquoi la résistance à l'impact des structures composites intéresse Aircelle depuis de nombreuses années. Les nacelles et les moteurs peuvent ainsi subir quatre différents types d'impacts.

**Impacts de service :** Ces événements se produisent généralement lors des opérations de maintenance quand l'avion est au sol : par exemple la chute d'un outil. L'énergie associée est de l'ordre de quelques dizaines de Joules.

**Impacts de grêle :** La grêle représente une menace majeure pour l'intégrité des structures aéronautiques. Dans ce cas, les deux zones les plus exposées sont la lèvre d'entrée d'air et les panneaux externes (Figure 1.2). La figure 1.3 illustre les dégâts que peuvent causer des grêlons sur une entrée d'air lors d'un vol. Les textes de certifications aéronautiques indiquent une loi de probabilité pour la taille des grêlons potentiellement présents lors d'un épisode de grêle. Ces textes proposent une gaussienne dont la valeur maximale est un diamètre de 55 mm et un diamètre moyen de 16 mm. Les structures aéronautiques exposées à ce type d'impact doivent ainsi pouvoir résister à l'impact d'un grêlon de taille exceptionnelle et à des impacts répétés de grêlons de taille moyenne afin d'être certifiées.



Les énergies en jeu sont alors comprises entre 30 et 900 J pour une vitesse réelle de l'ordre de 175 m/s.

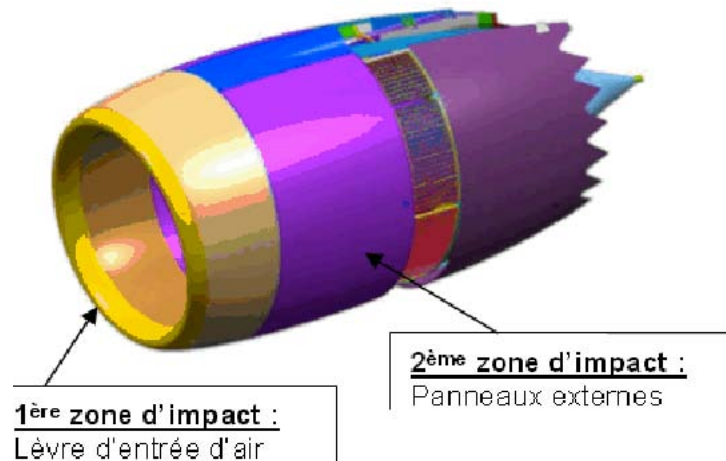


FIGURE 1.2: Présentation des zones exposées aux impacts de grêle. [1]



FIGURE 1.3: Entrée d'air endommagée suite à la traversée d'un épisode de grêle.

**Impacts d'oiseaux :** Le risque de collision aviaire est de loin le plus dangereux. Les collisions entre des volatiles et un avion peuvent en effet être nombreuses et apparaissent généralement à basse altitude, lors du décollage ou de l'atterrissage. Les impacts d'oiseaux peuvent avoir des conséquences dramatiques et notamment lorsqu'ils touchent à l'intégrité du système propulsif. L'accident du vol 1549 de la compagnie US Airways début 2009 illustre parfaitement ces propos. L'aéronef avait en effet percuté et ingéré des oiseaux lors de son décollage. Il avait alors été contraint à un amerrissage forcé dans la baie de Hudson à New-York. Le texte de certification aéronautique CS-25 de l'European Aviation Safety Agency [2] applicable aux nacelles impose qu'une structure aéronautique soit capable de

contenir un impact d'oiseau de 4 livres (soit 1.8 kg) et d'assurer le retour à la maison. La structure impactée doit en effet résister aux charges nécessaires à faire atterrir l'avion. Il existe d'autres textes pour lesquels la structure à certifier doit pouvoir contenir des oiseaux de 2.5 à 8 livres. Le texte CS-25 indique de plus une vitesse d'impact  $V_c$  égale à la vitesse de l'avion au niveau de la mer. Cette vitesse varie en fonction de l'avion et est déterminée par l'enveloppe de vol. Elle est de 175 m/s pour l'Airbus A380. Dans ce cas, l'énergie à considérer est alors de 27.5 kJ.

**Impacts de débris :** Les débris, communément appelés FOD (Foreign Object Debris), sont généralement des objets étrangers rencontrés sur les pistes : morceaux de pneus, outils de maintenance, etc. Ces débris peuvent également provenir de l'avion en lui-même comme par exemple lors d'une perte d'aube. L'exemple le plus parlant est celui de l'accident du vol AF 4590, au cours duquel le réservoir du Concorde Air France avait été percuté par son propre pneu. Celui-ci avait causé son explosion en vol. Les énergies associées à ce type d'impact sont très variables et dépendent de sa nature. Les précédents exemples peuvent également être considérés comme des FOD.

Tous ces phénomènes peuvent alors toucher à l'intégrité de l'avion en vol et donc perturber le vol dans le meilleur des cas. L'étude de la vulnérabilité des matériaux aéronautiques est ainsi une priorité pour les acteurs de l'industrie aéronautique depuis des décennies. L'entrée d'air est, de par sa position, tout particulièrement vulnérable. Ses rôles principaux sont d'assurer un écoulement aérodynamique subsonique à l'entrée de la soufflante et de contenir d'éventuels débris en cas de perte d'aube. Elle est constituée de la lèvre (en alliage d'aluminium) ainsi que généralement de deux cloisons. Ces cloisons sont pour la majorité en titane. L'objectif de l'entrée d'air en terme de résistance à l'impact est une tenue à la dernière cloison, permettant ainsi de protéger les équipements qui se trouvent derrière.

Aircelle cherche à évaluer la possibilité de remplacer ce couple lèvre aluminium / cloisons titane par une structure unique en matériaux composites. L'utilisation des matériaux composites pour ces structures impose alors la maîtrise du comportement de ces matériaux et notamment de leur capacité de résistance à l'impact.

## 1.2 Les matériaux composites à matrice organique (CMO)

Un matériau composite, au sens large du terme, définit un matériau constitué de plusieurs matériaux distincts. Le matériau résultant possède généralement des propriétés mécaniques supérieures à celles de ses constituants pris séparément.

### 1.2.1 Constituants

Il fait communément référence, par abus de langage, à un matériau à renforts fibreux noyés dans une matrice organique.

#### 1.2.1.1 Renfort et rôle

L'intérêt d'un renfort fibreux réside principalement dans sa capacité à assurer une rigidité importante à la structure tout en supportant des sollicitations considérables en traction. Il existe en majorité trois différents types de fibres. Les fibres de verre sont utilisées en grandes quantités dans le bâtiment pour des applications non structurales (du fait de leurs faibles propriétés mécaniques (notamment module d'Young). Les fibres de Kevlar (ou d'aramide) sont elles utilisées dans le cadre de protection balistique (gilets pare-balles). Le contexte environnemental actuel pousse la communauté scientifique à s'intéresser aux possibilités qu'offrent les fibres naturelles. Néanmoins, pour le moment les fibres de carbone sont presque exclusivement utilisées pour une application structurante du fait de leurs bonnes propriétés mécanique.

On note trois grandes classes de fibres de carbonées : les fibres de carbone haute résistance à la rupture (HR), les fibres haut module (HM) ainsi que les fibres très haut module (THM). Le tableau 1.1 compare les propriétés mécaniques de ces trois types à celle de référence qu'est la fibre de verre.

Après fabrication, ces fibres sont arrangées sous plusieurs formes. On trouve alors des formes linéiques (arrangement unidirectionnel), des formes surfaciques (arrangement tissé bidirectionnel) et enfin des formes multidirectionnelles.

Parmi les composites à renforts fibreux tissés on trouve plusieurs types d'armures (Figure 1.4). Ces armures sont fabriquées par tissage de fils organisés selon deux directions appelées

TABLE 1.1: Propriétés mécaniques des différents renforts fibreux [3]

Caractéristiques	Verre	Carbone HR	Carbone HM	Carbone THM
Masse volumique ( $kg/m^3$ )	2600	1750	1810	1950
Module d'Young (GPa)	73	230	400	600
Contrainte à la rupture (MPa)	3400	3000 à 4000	2800	2000
Indice de prix de revient	1	10 à 15	30 à 50	200 à 400

sens chaîne et sens trame. Les armures les plus utilisées pour les composites sont les armures toile, sergé et satin. L'armure toile désigne un composite où les fils de trame et de chaîne s'entrecroisent l'un après l'autre. Le sergé 2/2 correspond à un tissu où les fils de trame passent successivement au-dessus puis au-dessous de deux fils de chaîne. On trouve généralement l'armure satin sous deux dénominations : le satin 5 et le satin 8. C'est une armure où le fil de trame n'entrecroise qu'un fil de chaîne sur 5 (respectivement 8). Les points de croisements étant ainsi moins nombreux que pour une armure de type toile, le tissu est très déformable et donc apprécié pour mouler des structures complexes. Aussi, la déformation des fils due aux croisements est amoindrie et génère donc moins de cisaillement. Il en résulte une performance à la traction et à la flexion accrue [4].



FIGURE 1.4: Trois principales armures de tissu

### 1.2.1.2 Matrice et rôle

Le rôle principal de la matrice est de transférer les chargements entre les fibres. Elle complète également le rôle des renforts en supportant en plus les sollicitations en cisaillement et en compression. Elle assure enfin le maintien en position des fibres.

Un matériau composite pour une utilisation aéronautique doit être le plus léger et le plus résistant possible. La matrice ne doit par conséquent pas être un matériau possédant une masse volumique trop importante. Pour cela les composites à matrice organique

renforcés de fibres de carbone utilisent des polymères. Ils ont l'avantage d'être livrés en solution ce qui facilite largement leur mise en forme. Il existe deux grandes familles de résines polymères : les résines thermoplastiques et les résines thermodurcissables [5]. Les résines thermoplastiques peuvent être mises en forme plusieurs fois par chauffages et refroidissements successifs. Il n'est en revanche pas possible de remettre en forme une résine thermodurcissable après polymérisation.

TABLE 1.2: Propriétés mécaniques des différentes résines[3]

Caractéristiques	Thermodurcissables		Thermoplastiques
	Polyester insaturé	Epoxyde	Polyamide
Masse volumique ( $kg/m^3$ )	1200	1100 à 1500	1140
Module d'Young (GPa)	2,8 à 3,5	3 à 5	1,2 à 2,5
Contrainte à la rupture (MPa)	50 à 80	60 à 80	60 à 85

Ainsi, une nouvelle montée en température ne permettra pas au produit de retrouver son état initial (liquide). Les résines thermodurcissables sont généralement plus rigides que les thermoplastiques.

### 1.2.2 Assemblage et propriétés mécaniques

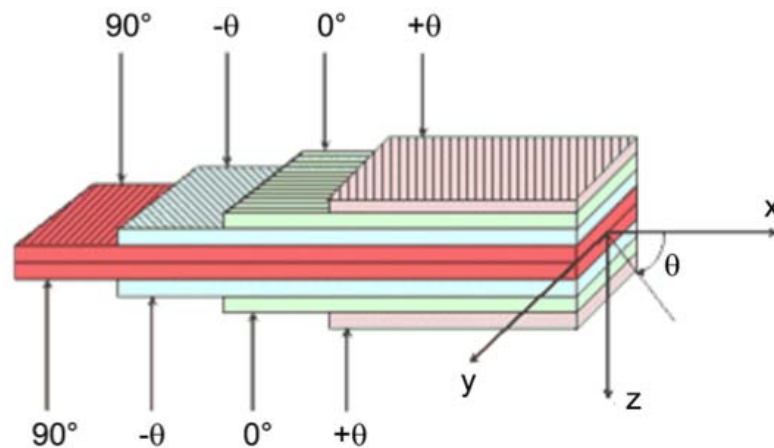


FIGURE 1.5: Stratification et repère associé [6]

Dans le cadre de l'utilisation d'un renfort fibreux de type tissu, la première étape de la fabrication est appelée stratification ou encore drapage. Elle consiste à empiler sous forme de couches l'ensemble des plis les uns sur les autres (Figure 1.5). Les plis peuvent

être superposés avec des angles différents, ce qui définit alors la séquence d'empilement. On retrouve ici tout l'avantage d'un matériau composite stratifié, qui réside dans son infinité de séquences d'empilements possibles. Celle-ci est établie en fonction des propriétés mécaniques macroscopiques recherchées.

Un pli tissé est considéré comme un matériau orthotrope. Il présente en effet en tous points deux plans de symétrie orthogonaux pour le comportement mécanique. Afin de définir le comportement d'un pli orthotrope utilisé sur une structure élancée, l'hypothèse d'un état plan de contrainte est prise [4]. Le comportement élastique d'un matériau orthotrope peut alors être décrit dans son plan (12) à partir de la relation 1.1 exprimée dans le repère d'orthotropie du pli :

$$\begin{Bmatrix} \varepsilon_{11} \\ \varepsilon_{22} \\ \varepsilon_{12} \end{Bmatrix} = \begin{Bmatrix} \frac{1}{E_{11}} & -\frac{\nu_{21}}{E_{22}} & 0 \\ -\frac{\nu_{12}}{E_{11}} & \frac{1}{E_{22}} & 0 \\ 0 & 0 & \frac{1}{G_{12}} \end{Bmatrix} \begin{Bmatrix} \sigma_{11} \\ \sigma_{22} \\ \tau_{12} \end{Bmatrix} \quad (1.1)$$

En inversant cette relation il est possible d'exprimer le tenseur des contraintes en fonction du tenseur des déformations :

$$\begin{Bmatrix} \sigma_{11} \\ \sigma_{22} \\ \tau_{12} \end{Bmatrix} = \begin{Bmatrix} \frac{E_{11}}{1-\nu_{12}\nu_{21}} & \frac{\nu_{12}E_{11}}{1-\nu_{12}\nu_{21}} & 0 \\ \frac{\nu_{21}E_{22}}{1-\nu_{12}\nu_{21}} & \frac{E_{22}}{1-\nu_{12}\nu_{21}} & 0 \\ 0 & 0 & G_{12} \end{Bmatrix} \begin{Bmatrix} \varepsilon_{11} \\ \varepsilon_{22} \\ \varepsilon_{12} \end{Bmatrix} \quad (1.2)$$

Cette relation peut ensuite être exprimée dans le repère du stratifié. Ainsi, si le repère du pli est obtenu par rotation d'un angle  $\vartheta$  autour de l'axe z du repère du stratifié :

$$\begin{Bmatrix} \sigma_x \\ \sigma_y \\ \tau_{xy} \end{Bmatrix} = \begin{Bmatrix} \cos^2\vartheta & \sin^2\vartheta & 2\cos\vartheta\sin\vartheta \\ \sin^2\vartheta & \cos^2\vartheta & -2\cos\vartheta\sin\vartheta \\ -\cos\vartheta\sin\vartheta & \cos\vartheta\sin\vartheta & \cos^2\vartheta - \sin^2\vartheta \end{Bmatrix} \begin{Bmatrix} \sigma_{11} \\ \sigma_{22} \\ \tau_{12} \end{Bmatrix} = [T] \begin{Bmatrix} \sigma_{11} \\ \sigma_{22} \\ \tau_{12} \end{Bmatrix} \quad (1.3)$$

où [T] désigne la matrice de passage du repère d'orthotropie vers le repère du stratifié. Cette relation est valable également pour le tenseur des déformations. Il est alors possible d'exprimer la loi de comportement élastique de tous plis dans le repère de stratification. Le comportement mécanique élastique du matériau final peut enfin être déterminé à l'aide de la théorie des stratifiés.

### 1.2.3 Procédés de fabrication

On recense deux familles majeures de procédés de mise en forme des matériaux composites à matrice organique. La première consiste à draper (empiler) des tissus pré-imprégnés de résine sur un moule. Le tout est ensuite recouvert d'une membrane souple et étanche. Une dépression est ensuite réalisée afin de plaquer la préforme drapée au moule. L'ensemble est enfin introduit dans un autoclave afin d'assurer la polymérisation de la résine à température et pression contrôlées.

La seconde famille est appelée LCM (Liquid Composite Molding). Le LCM consiste en l'imprégnation de tissus secs avec une matrice liquide pendant la mise en forme. La première technique de LCM utilisée chez Aircelle est appelée infusion. Les tissus sont maintenus en forme par la dépression appliquée sous une membrane. Cette dépression est également utilisée pour infuser la résine liquide le long et entre les fibres.

La seconde technique LCM est appelée procédé RTM (Resin Transfer Moulding). C'est un procédé de moulage par injection de résine. Les tissus sont dans un premier temps positionnés sur un moule (Figure 1.6). On vient ensuite compresser les tissus à l'aide d'un contre-moule. Une dépression est appliquée pour maintenir les tissus en place et pour extraire les gaz volatiles lors de la polymérisation. L'injection de résine est ensuite réalisée à des pressions comprises entre 1 et 10 bars. Cette pression dépend de la nature de la résine et de la mouillabilité du tissu.

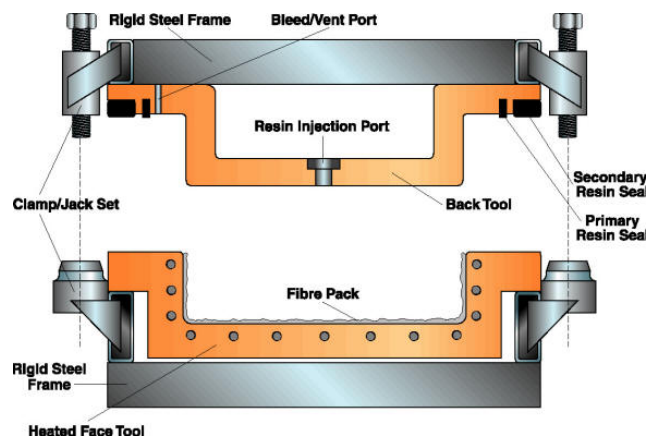


FIGURE 1.6: Moulage par injection (procédé RTM)

### 1.2.4 Endommagement et délaminage

L'endommagement au sein d'un matériau composite peut être de différentes natures : rupture de fibre, rupture longitudinale et transverse de la matrice, et la décohésion fibre/matrice [3]. La rupture de fibre intervient par exemple dans le cas d'un chargement uniaxial d'un composite stratifié de type unidirectionnel (UD) lorsque la contrainte dans cette même fibre aura atteint sa contrainte critique à rupture. L'énergie libérée au cours de cette rupture est susceptible d'amorcer d'autres mécanismes d'endommagement.

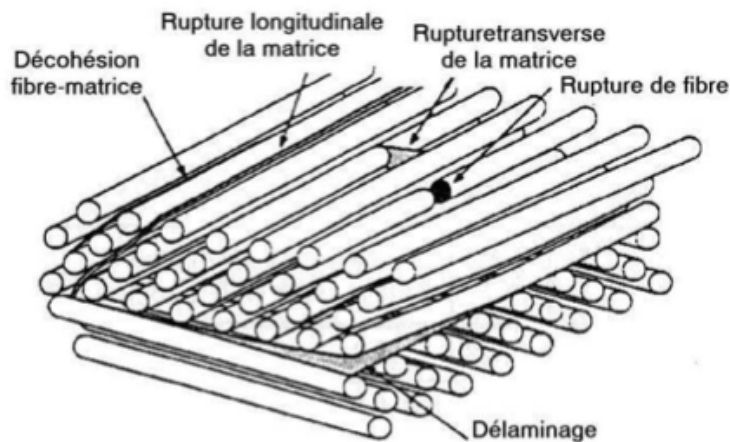


FIGURE 1.7: Mécanismes d'endommagement [3]

Les matériaux composites possèdent d'excellentes propriétés mécaniques (module d'élasticité et contrainte à rupture) dans les directions des fibres. Les propriétés dans les directions transverses sont en revanche gouvernées par les propriétés de la résine. Les propriétés en cisaillement dans les plans  $(xz)$  et  $(yz)$  et en traction dans la direction  $z$  sont alors plus faibles (Figure 1.5). Ce sont pourtant ces propriétés qui garantissent la cohésion des plis lors de ces sollicitations. Elles sont alors à l'origine d'un phénomène appelé délaminage.

Le délaminage est une fissure entre deux plis d'un stratifié. Dans le cas d'une structure soumise à un impact, le mode d'ouverture de ces fissures (Figure 1.8) dépend majoritairement de la vitesse d'impact. Pour des vitesses inférieures à une dizaine de mètres par seconde l'éprouvette se comporte alors globalement comme une plaque soumise à une sollicitation de flexion trois points. Les plis du stratifié se mettent alors à glisser les uns par rapport aux autres lors de la déflexion de la plaque. Il en résulte alors un mode de propagation de fissure de délaminage majoritairement en mode II. En revanche, au cours d'un impact haute vitesse, l'endommagement est dominé par des effets de propagation



d'ondes qui induisent des modes de propagation de fissures en mode I au niveau du point d'impact et en mode II autour.

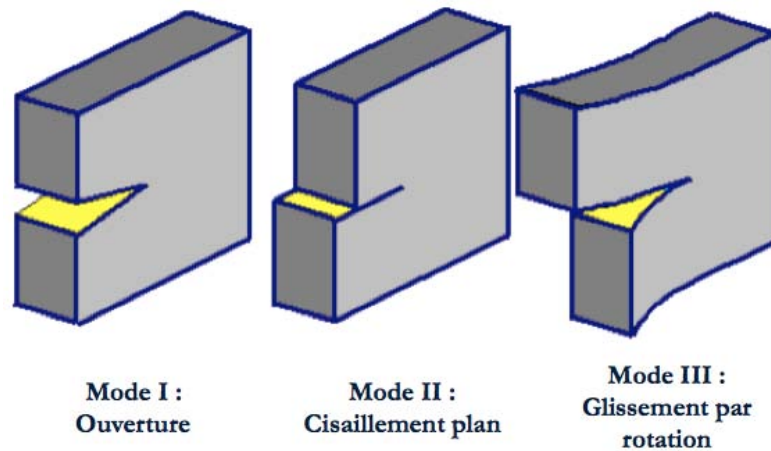


FIGURE 1.8: Modes de propagation de fissures

La résistance d'un stratifié à la propagation du délaminage peut être définie par son taux de restitution d'énergie critique (appelé également par abus de langage ténacité interlaminaire)  $G_c$ . Cette approche est basée sur la mécanique linéaire élastique de la rupture (MLER).  $G_c$ , exprimé en  $J.m^{-2}$ , représente l'énergie critique nécessaire pour propager une fissure de délaminage sur une surface donnée. La stabilité d'une fissure peut alors être définie en comparant cette valeur critique à la quantité d'énergie surfacique disponible pour la propagation d'une fissure : le taux de restitution d'énergie  $G$ . Ainsi, si :

- $G < G_c$  : il n'y a pas de propagation
- $G = G_c$  : la propagation est dite stable
- $G > G_c$  : la propagation est instable. Plus l'énergie surfacique disponible est supérieure à l'énergie surfacique critique, plus l'instabilité sera prononcée.

La tenue à l'impact et la tolérance à l'endommagement sont ainsi en partie conditionnées par les propriétés interlaminaires du stratifié en question. Ces propriétés dépendent non seulement des propriétés d'adhésion fibre / matrice mais également des propriétés intrinsèques de la matrice et du type de renfort utilisé. Les plis tissés sont en effet réputés plus tolérants vis à vis du délaminage. En effet, dû à la non planéité de la couche de matrice située entre chaque pli, une fissure qui se propage dans ce milieu rencontrera inévitablement la structure tissée adjacente [7]. Il en résulte une résistance accrue à la propagation de fissure comparée aux composites à fibres unidirectionnelles où chaque pli est quasiment plan.

A. Gill et al.[8] se sont intéressés à l'évaluation de la ténacité interlaminaire en mode I d'un composite carbone/époxy d'armure satin 5 fabriqué par le procédé RTM. Ils ont utilisés trois composites identiques (même armure et même empilement de tissus), mais qui avaient des fractions volumiques de fibre (FVF) différentes (51,1 %, 54,4 % et 61,3 %). Ils ont établi une relation entre la FVF et la ténacité en mode I. Cette dernière tend à croître avec la fraction volumique de fibre (Figure 1.9). Ils ont alors conclu que moins l'interface entre les différents plis du stratifié est riche en résine, plus le composite sera tenace.

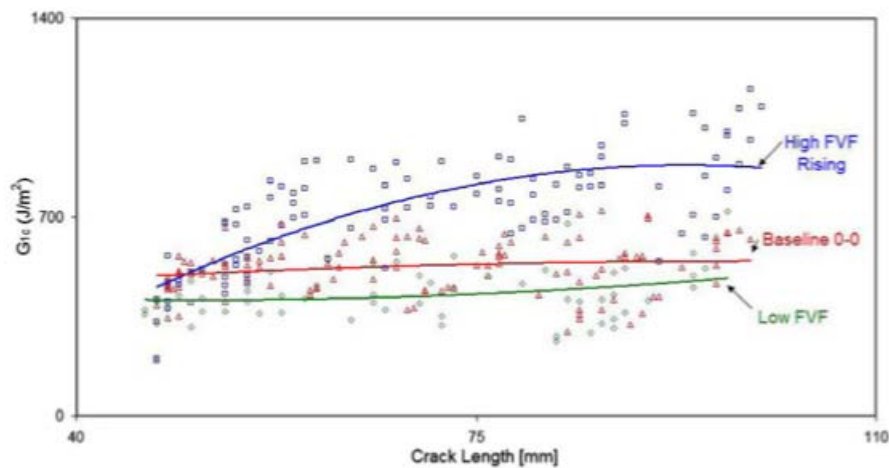


FIGURE 1.9: Influence de la fraction volumique de fibres sur la ténacité en mode I [8]

La conception d'une structure en composite impose cependant dans de nombreux cas un choix de couple fibre / matrice, ainsi qu'une technique de fabrication en adéquation avec les chargements qui vont lui être imposés. Les technologies de renforcement interlaminaire peuvent alors conférer, à tout matériau composite stratifié, des propriétés interlaminaires garantissant une meilleure tolérance à l'endommagement par délaminage.

## 1.3 Amélioration des propriétés interlaminaires d'un stratifié

L'intérêt de ces techniques de renforcement interlaminaire est d'apporter des mécanismes d'absorption d'énergie supplémentaires afin de limiter la propagation du délaminage. A ce titre, il est donc important de comprendre et d'évaluer l'influence de ces technologies sur la ténacité en mode I et II de tels composites. Il convient ainsi de les recenser et de lister les paramètres ayant le plus d'influence sur ténacité.

### 1.3.1 Technologies de renforcement interlaminaire et couture

#### 1.3.1.1 Introduction

Il est dans un premier temps possible de palier aux faibles propriétés interlaminaires d'un stratifié en utilisant un tissu tissé dans les trois directions de l'espace (Figure 1.10). Ce tissu 3D ne contient, de par sa conception, pas de plans propices à la propagation de fissures de délaminage [9, 10]. La fabrication de pièces complexes requiert néanmoins l'utilisation de métiers à tisser à la pointe de la technologie. Ces tissus sont donc pour le moment moins utilisés dans l'industrie mais devraient se développer dans les années à venir.

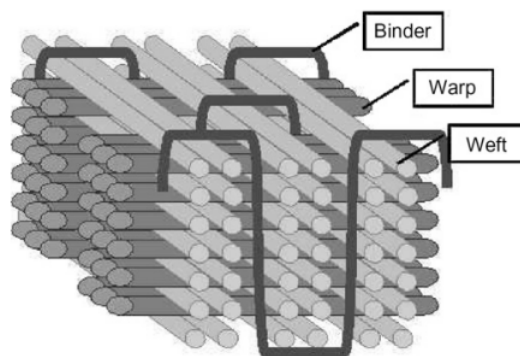


FIGURE 1.10: Tissage 3D

La faible tenue interlaminaire des stratifiés peut aussi être contrebalancée par l'adjonction de nanofibres/nanotubes de carbone en tant que dopants ajoutés à la résine [11, 12]. Un

nanotube est en réalité une feuille de graphène enroulée sur elle-même qui possède un rapport longueur / diamètre important ainsi qu'un module longitudinal très élevé. Ils permettent ainsi d'augmenter la résistance à la rupture de la matrice, tout en apportant des mécanismes d'absorption d'énergie supplémentaires (déchaussement, rupture). Ils ont également l'avantage d'assurer un meilleur transfert des chargements au sein du matériau. Il en résulte une ténacité interlaminaire accrue ainsi qu'une résistance à la compression dans le plan augmentée.

Ces deux techniques sont en revanche difficilement envisageables pour le moment dans une application purement industrielle. L'injection de résine dopée est en effet très compliquée. Les tissus 2D utilisés dans l'industrie actuellement et depuis de nombreuses années présentent de nombreux avantages : séquence d'empilement variable et possibilité de fortes épaisseurs.

Pour l'instant l'utilisation de tissu 2D avec un renforcement dans la direction transverse  $z$  (hors-plan) est donc le choix le plus plausible pour contenir l'endommagement par délaminage et augmenter ainsi la résistance à l'impact d'un stratifié. Ce type de renforcement est appelé "renforcement en  $z$ ". Il permet de lier mécaniquement les plis du composites entre eux dans la direction  $z$ . Il se crée alors des contraintes de traction qui protègent la pointe de la fissure. Ceci a pour effet de lier les deux surfaces libres de la fissure de délaminage (pontage de fissure) et d'en limiter sa propagation [13]. Les techniques couramment utilisées sont basées sur des technologies de coutures tirées de l'industrie textile.

### 1.3.1.2 Z-pinning

Parmi les technologies de renforcement en  $z$ , le "z-pinning" consiste à insérer des tiges (appelées "pins") rigides en carbone, titane ou acier dans la direction  $z$ .

La première étape commence par le placement d'une mousse contenant les pins (à intervalle régulier) au-dessus de l'empilement (Figure 1.11). La face supérieure de cette mousse est ensuite balayée par un impacteur ultrasonique qui, en générant une onde de compression haute fréquence, vient l'écraser et provoque alors l'insertion de ces pins dans le stratifié. Il reste alors à retirer la mousse et à couper les parties dépassantes à l'aide d'une lame (car la longueur des pins n'est pas forcément égale à l'épaisseur de l'empilement) [14]. Ce procédé est donc partiellement manuel et requiert plusieurs opérations. Cette technique présente également les inconvénients suivants :

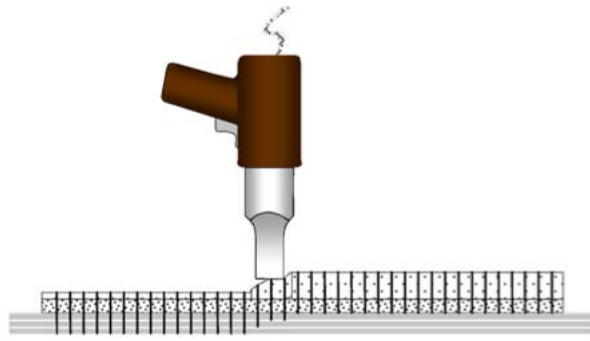


FIGURE 1.11: Z-pinning

- la rigidité des pins étant supérieure à celle du stratifié dans la direction  $z$ , l'épaisseur finale du composite est directement liée à la hauteur des pins. La fraction volumique de fibre est alors généralement plus faible.
- lors de l'opération d'insertion, on observe généralement des fragments de mousse qui viennent polluer le stratifié.
- son utilisation est quasiment limitée aux tissus pré-impregnés [15].

### 1.3.1.3 Technologies de couture

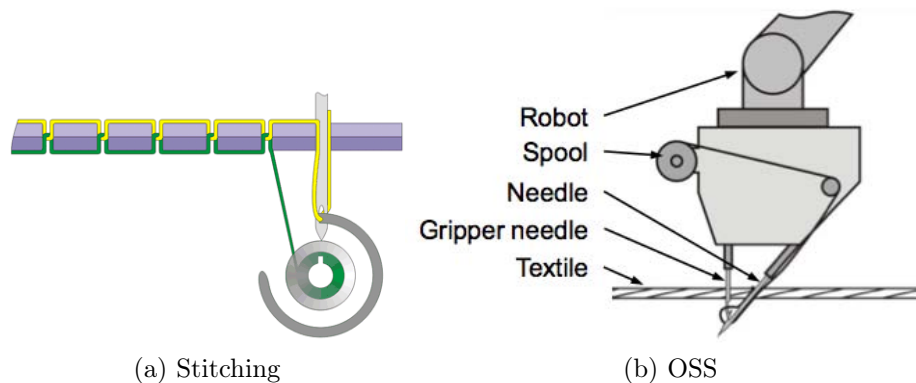


FIGURE 1.12: Présentation des procédés de couture

L'opération de couture est réalisée sur des tissus secs, avant injection de la résine. Il en existe deux types majeurs : “le stitching” (piqûre) et le “One Side Stitching” (OSS - piqûre à une direction d'accès) (Figures 1.12a et 1.12b). La technologie de couture la plus répandue est le stitching. Cette technique est celle réalisée par les machines à coudre pour des applications textiles et son application pour le renforcement des composites

est étudiée depuis environ deux décennies. Le OSS consiste, tout comme le stitching, à entrelacer deux fils (dits d'aiguille et de bobine) au sein de l'empilement mais en utilisant une tête de couture spécialement adaptée pour pouvoir coudre à partir d'une unique direction d'accès.

#### 1.3.1.4 Tufting

Le tufting requiert également une seule direction d'accès. La figure 1.13 présente son procédé de façon schématique. Le renfort est inséré à l'aide d'une aiguille à travers les tissus. Lorsque celle-ci remonte, il se forme alors une boucle sous l'empilement. Le tufting est considéré par abus de langage comme une technique de couture. En effet, contrairement aux techniques de stitching, le fil ne crée aucune tension entre les surfaces supérieures et inférieures du stratifié.

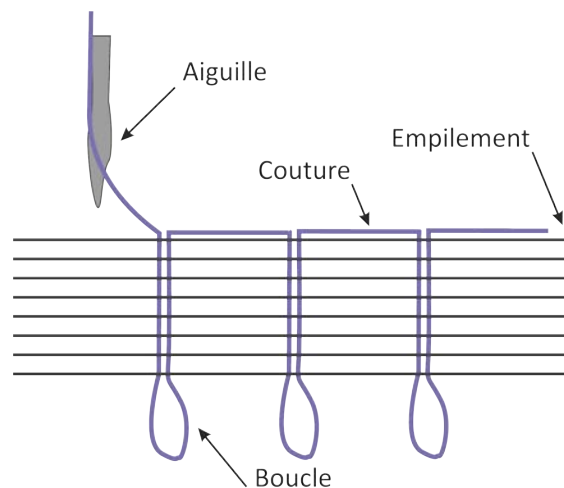


FIGURE 1.13: Procédé de tufting

Les figures 1.14a et 1.14b montrent respectivement les renforts après procédé de tufting en vue de dessus et de dessous. Cette technique est très intéressante d'un point de vue industriel par son unique direction d'accès. Ceci lui permet d'être aisément robotisée [16]. Cette méthode est à l'origine employée pour fabriquer des moquettes épaisses ou encore des tapis décoratifs et son utilisation pour les matériaux composites est très récente. Très peu de travaux traitent ainsi de sa capacité à augmenter la ténacité interlaminaire d'un matériau composite stratifié. Néanmoins, de nombreux auteurs se sont intéressés à l'influence des paramètres de couture sur ses propriétés interlaminaires.

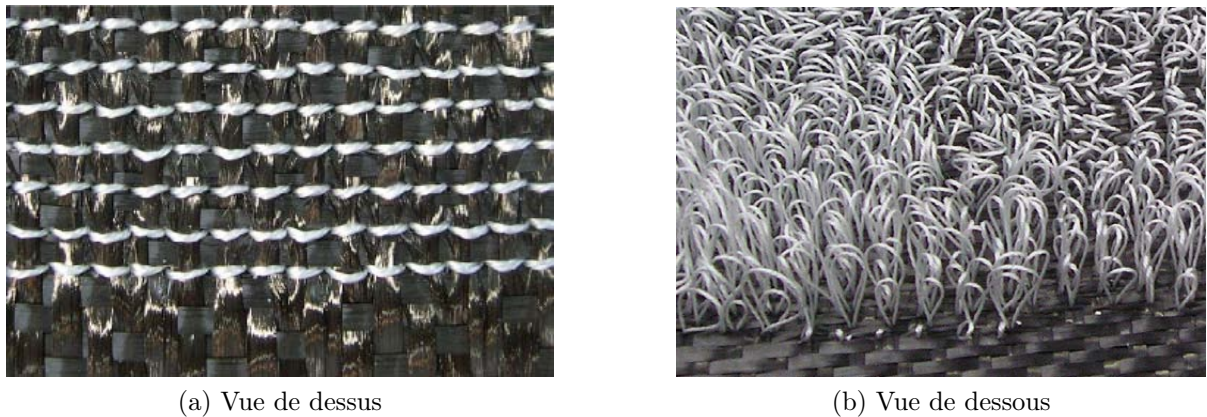


FIGURE 1.14: Aperçu d'un tissu avec tufting

### 1.3.2 Paramètres influents

De nombreux paramètres permettent d'augmenter la ténacité interlaminaire. Il est premièrement possible de jouer sur les propriétés du renfort (fil de couture) lui-même, à savoir : le matériau (propriétés mécaniques) et sur ses dimensions. Il est également possible de modifier le motif de couture : type d'architecture (entrelacement), diamètre des fils, densité, etc.

#### 1.3.2.1 Type d'architecture de couture

Il existe plusieurs types d'architecture pour le stitching : lock stitching (LS), modified lock stitching (MLS) et chain stitching (CS) (Figure 1.15). Le LS et le MLS sont des architectures obtenues lors d'une couture dite classique (de type machine à coudre). Ils sont réalisés par entrelacement de deux fils (dits de bobine et d'aiguille). Cet entrelacement est situé au milieu du composite pour le LS et sur une des surfaces pour le MLS. Le MLS est donc une version "évoluée" du LS. Cette technique permet ainsi d'éviter la formation de poches de résine généralement présentes autour de la boucle d'entrelacement au sein de l'empilement[17]. Ces zones sont propices à l'amorçage de fissures de délaminage et sont déjà nombreuses du fait de la pénétration de l'aiguille de couture qui écarte les fibres [18, 19]. La limitation de ces zones par le MLS est donc intéressante car elles dégradent les propriétés mécaniques dans le plan du composite. Enfin, le CS est une technique qui peut être utilisée pour la couture classique et également pour le OSS, mais contrairement aux architectures LS et MLS elle ne requiert qu'un seul fil. Ogale et al. [20] ont comparé ces différentes architectures.

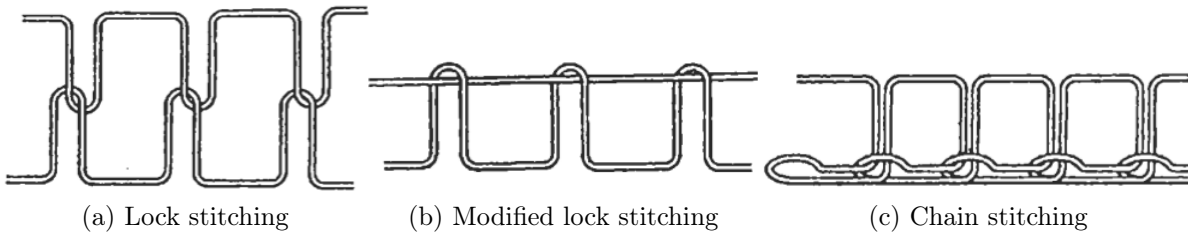


FIGURE 1.15: Les trois types d'architecture de couture [18]

L'effet de la présence de boucles d'entrelacement a été également étudié par différents auteurs. Dransfield et al. [17] ont analysé l'effet de l'usinage des boucles (en surface) sur la ténacité interlaminaire d'un composite renforcé par des coutures en Kevlar<sup>®</sup> (Figure 1.16). Ils ont clairement observé que la ténacité interlaminaire est presque divisée par deux avec des coutures discontinues (avec boucles usinées). En comparaison, le taux de restitution pour le même composite non cousu est de l'ordre de  $0,4 \text{ kJ.m}^{-2}$ . L'apport de coutures, mêmes discontinues, n'est donc pas négligeable.

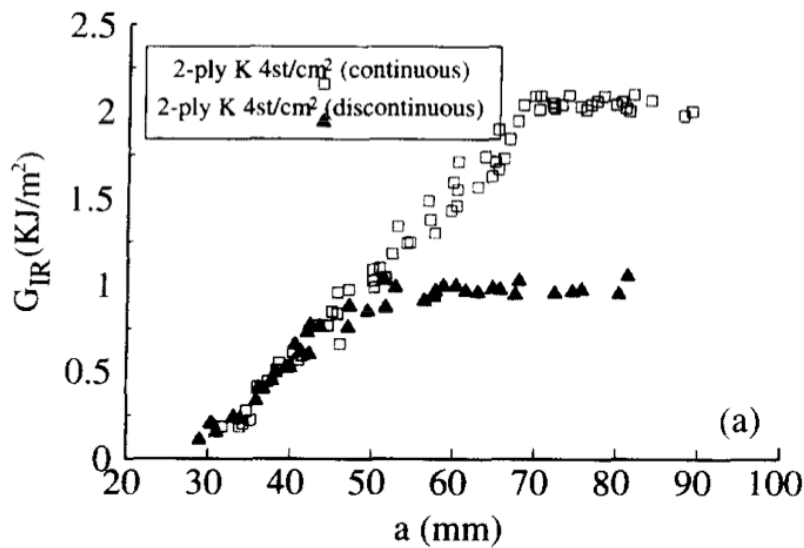


FIGURE 1.16: Effet de la boucle sur le taux de restitution d'énergie en mode I [17]

Parallèlement, Farley et al. [21] ont étudié l'influence de la boucle sur les propriétés en compression des composites renforcés en z. L'ondulation des plis engendrée par les coutures les rend sensibles au flambage. La résistance à la compression dans le plan s'en trouve donc diminuée. Par contre, ils ont remarqué que même si la présence de boucle dégradait les propriétés mécaniques dans le plan [18, 22], elle n'affecte presque pas l'étendue du délaminage lors d'un impact basse vitesse. Cependant, Mouritz et al. [23] ont montré qu'il existe une étendue de délaminage critique à partir de laquelle la zone de pontage des coutures est totalement développée. Ainsi, il est donc possible que lors des essais de



Farley et al., cette zone n'était pas suffisamment étendue, ce qui leur a permis de conclure qu'une couture discontinue était comparable à une couture continue en terme de rétention du délaminage.

### 1.3.2.2 Motif de couture

Le motif de couture correspond aux paramètres géométriques qui sont réglables lors du procédé de couture. On retrouve la densité surfacique de couture ( $\text{st}/\text{cm}^2$ ), le diamètre du fil, et son angle d'inclinaison. La densité surfacique et le diamètre des fils de couture sont sûrement les paramètres dont l'influence a été la plus étudiée par la communauté scientifique.

Tan et al. [24, 25], Dransfield et al. [17], et Iwahori et al. [26] se sont intéressés à l'influence de la densité ( $\text{st}/\text{cm}^2$ ) sur la ténacité en mode I de composite carbone/epoxy cousu avec des fils de diamètres identiques. En modifiant le pas (distance) entre chaque couture, ils ont montré que la ténacité en mode I augmente avec la densité surfacique de fibre. Iwahori a de plus observé qu'il existe une relation linéaire entre la densité surfacique et la ténacité (Figure 1.17a).

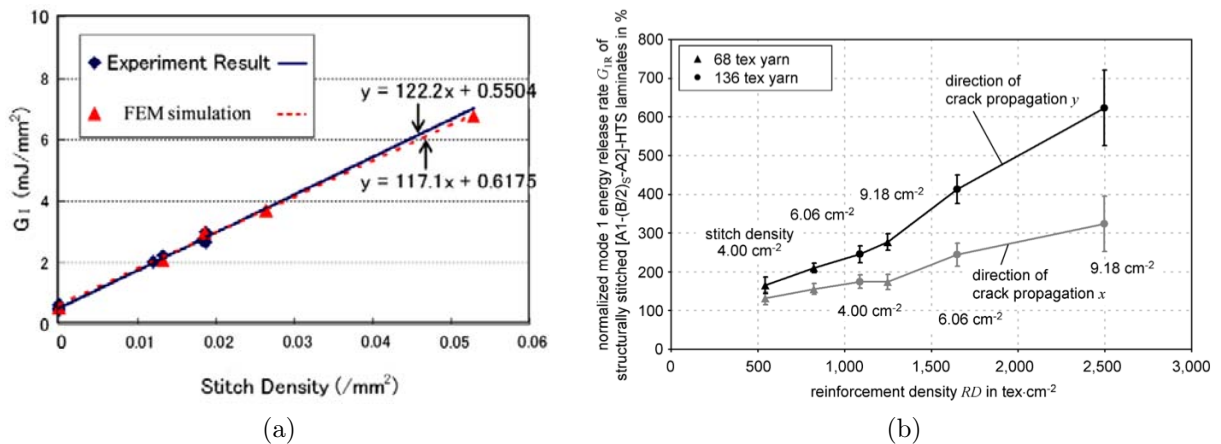


FIGURE 1.17: Effet de la densité surfacique sur la ténacité en mode I. [26] et [27]

De leur côté Heß et Himmel [27] ont manipulé simultanément la densité surfacique ( $\text{st}/\text{cm}^2$ ) et le diamètre des coutures (Figure 1.17b) afin de mettre en évidence l'augmentation de la ténacité avec la densité surfacique de renfort. Enfin, Plain et Tong [28] ont également analysé l'influence de la densité surfacique et du diamètre des coutures. Tout comme Heß

et Himmel ils ont conclu qu'il est préférable d'avoir une très grande densité de coutures fines afin de ne pas trop dégrader les propriétés du stratifié dans le plan.

Puisque la rupture des fibres intervient majoritairement en traction lors d'un impact, il est en effet nécessaire de ne pas dégrader les propriétés intrinsèques en traction du composite lors de la couture, sous peine de réduire considérablement la limite balistique (vitesse limite de non perforation) du matériau [29]. Tan et al. [13], Byun et al. [30] ont étudié expérimentalement l'influence de la densité sur l'étendue de l'endommagement lors d'un impact de quelques dizaines de joules. Sur la figure 1.18, 200d et 400d représentent la masse linéique de fil proportionnelle au diamètre du fil, alors que 3x3 et 6x6 représentent le quadrillage (en mm) de couture et est donc proportionnel à la densité surfacique de renfort ( $\text{st}/\text{cm}^2$ ). Tan et al. ont alors montré que l'endommagement est diminué avec l'accroissement de la densité de couture (denier/ $\text{cm}^2$ ).

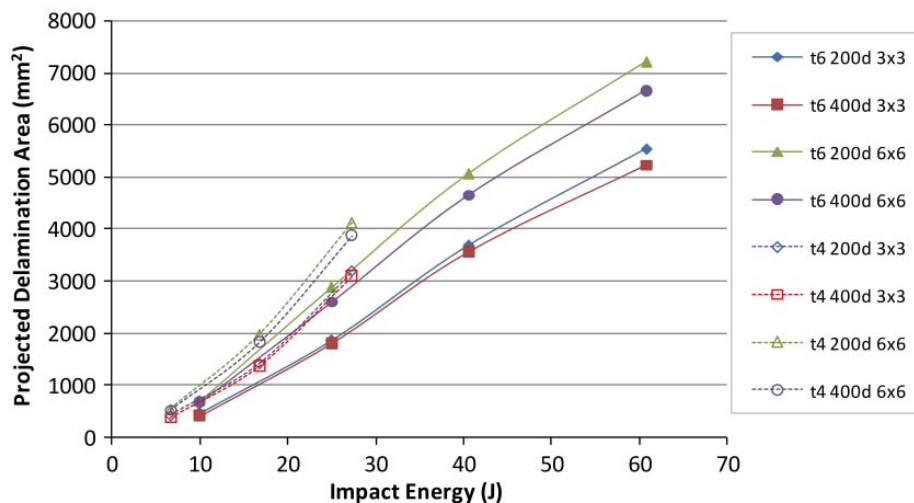


FIGURE 1.18: Mise en évidence de l'effet de la densité et du diamètre des coutures sur l'endommagement par délamination lors d'un impact [13]

La technique de couture avec une unique direction d'accès (OSS) forme des rangs de coutures inclinées. Plain et Tong [31, 28] ont comparé l'évolution des ténacités interlaminaires en mode I et II en fonction de l'angle d'inclinaison sur des composites cousus à l'aide d'une méthode OSS. Ils ont montré que plus l'angle avec la direction z est important et plus la ténacité en mode II est améliorée, au détriment de celle en mode I. Pour des angles de  $22^\circ$  et de  $45^\circ$  ils ont enregistré une perte de ténacité en mode I d'environ 12 et 20% respectivement, et ce par rapport au même composite cousu en z.

La dépendance de la ténacité en mode II au sens d'inclinaison des coutures a également été étudiée. Ainsi sur la figure 1.19b, les signes "+" et "-" correspondent respectivement aux

configurations (a) et (b) de la figure 1.19a. Les numéros 20 et 40 sont relatifs à l'épaisseur du diamètre de fil, sachant que le n°20 est deux fois plus épais que le n°40. On voit ici toute l'influence de la direction de chargement par rapport au sens des coutures, puisque la ténacité en mode II est considérablement améliorée lorsque les coutures sont orientées dans le sens opposé au glissement. Ces résultats montrent qu'il est évident que le contrôle de l'inclinaison des coutures permet d'ajuster le gain entre la ténacité en mode I et celle en mode II. C'est donc tout l'intérêt d'une technique telle que le OSS puisque dans ce cas, les coutures verticales permettent de favoriser la ténacité en mode I tandis que les coutures inclinées favorisent celle en mode II.

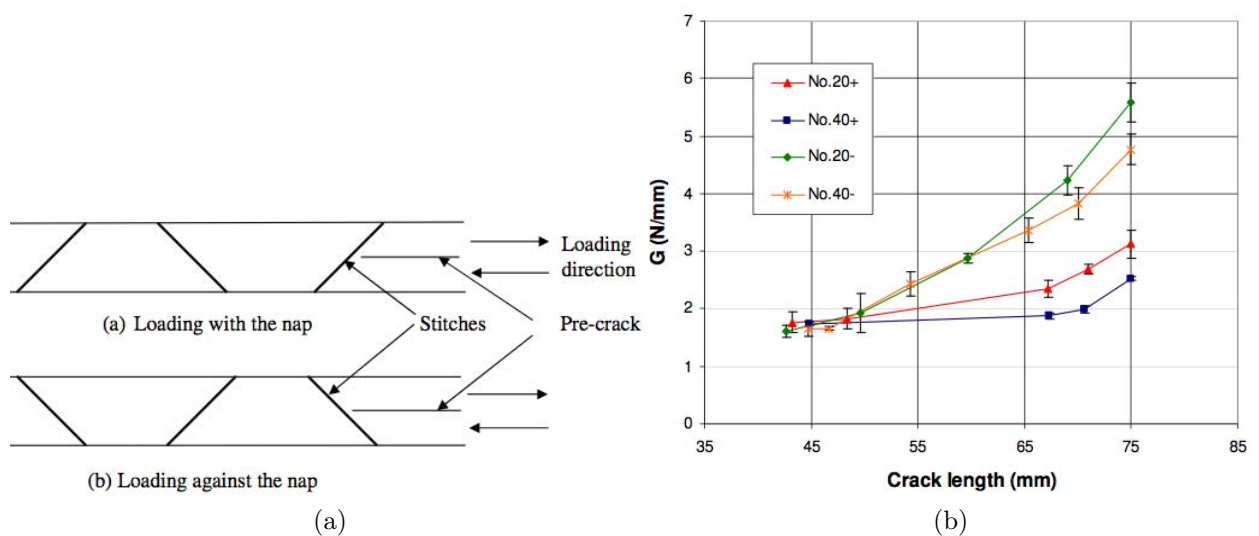


FIGURE 1.19: (a) : Explication des directions de chargement en mode II ; (b) : Evolution de la ténacité en mode II en fonction du sens d'inclinaison de couture

### 1.3.2.3 Propriétés du renfort

Dransfield et al. [17] ont été les premiers auteurs à essayer de comparer les différents matériaux utilisables pour la couture, à savoir : des fibres de carbones et de Kevlar<sup>®</sup>. Dans ce but, des essais de ténacité en mode I ont été réalisés sur des composites cousus avec des fils de Kevlar<sup>®</sup> (para-amide) et carbone de sections différentes. Les résultats obtenus montrent l'évolution du taux de restitution d'énergie en mode I en fonction de la longueur de fissure de délaminage pour les deux matériaux comparés (Figure 1.20). En revanche, cette comparaison n'a à priori aucun sens puisque la section des fils de couture en Kevlar<sup>®</sup> utilisés par Dransfield et al. est environ 1,24 fois plus importante que les fils en carbone. On sait à présent que plus l'épaisseur (section) du fil de renfort est importante

et plus la ténacité va être augmentée. Ainsi, si on compare les figures 1.20a et 1.20b on peut observer que même si la section du fil de carbone est moindre, le taux de restitution d'énergie en mode I est supérieur d'environ 25% à celui obtenu avec des coutures en Kevlar®.

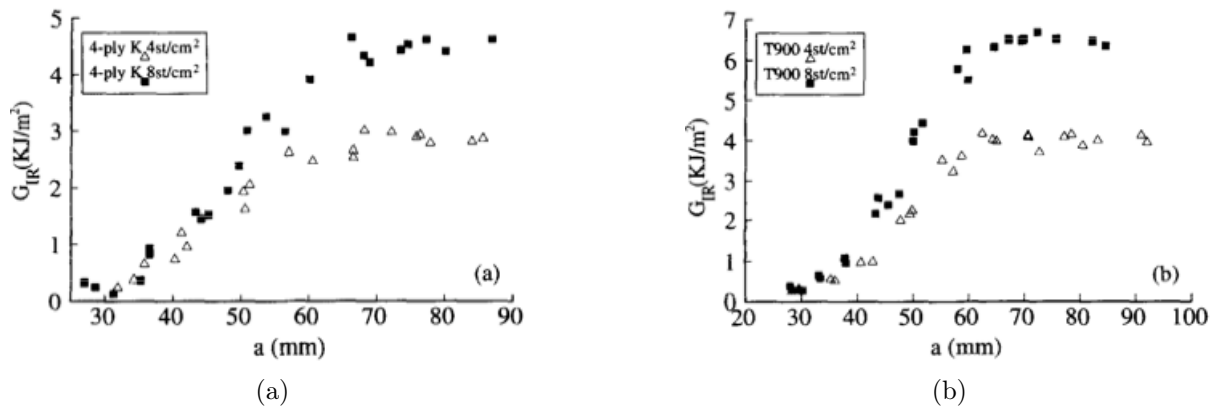


FIGURE 1.20: Courbes-R pour les composites cousus avec des fibres de Kevlar® (a) et de carbone (b) [17]

Tsai et al. [32] ont également montré que le taux de restitution d'énergie en mode I pouvait être amélioré à l'aide de la couture : multiplication par 3, 4 et 5.5 fois pour des renforts en verre, para-amide et carbone respectivement (Figure 1.21). Cependant tout comme pour Dransfield et al., la section des fils utilisés n'est pas identique pour les trois types de composite ; à savoir  $0.19\text{mm}^2$  pour les fils en verre,  $0.11\text{mm}^2$  pour ceux en para-amide et  $0.46\text{mm}^2$  pour ceux en carbone. La comparaison est rendue donc très difficile puisque les paramètres matériau/diamètre de fil n'ont pas été découplés dans cette étude. Il est en revanche possible d'affirmer que les fibres d'aramide sont plus intéressantes que les fibres de verre puisqu'avec un diamètre plus petit, la ténacité du composite s'en trouve plus importante. Toute comparaison avec les fils de carbone est plus délicate.

Plus récemment, Tan et al. [24] ont réussi à comparer plusieurs matériaux : le carbone, le Kevlar® ainsi que le Vectran. Le Vectran et le Kevlar® sont tous deux des polymères à cristaux liquides et présentent des propriétés mécaniques très semblables. L'application des fibres d'aramides pour la couture a en effet beaucoup été étudiée depuis une vingtaine d'années. Elles sont en effet plus faciles à utiliser dans des machines à coudre car elles sont plus résistantes aux manipulations extrêmes (contrairement aux fibres de verre et de carbone qui sont plus fragiles). Toutefois, les aramides sont très contraignants car ils présentent une capacité à absorber l'humidité très élevée (contrairement au Vectran) mais également une difficulté non négligeable à adhérer à de nombreuses résines polymères [18].

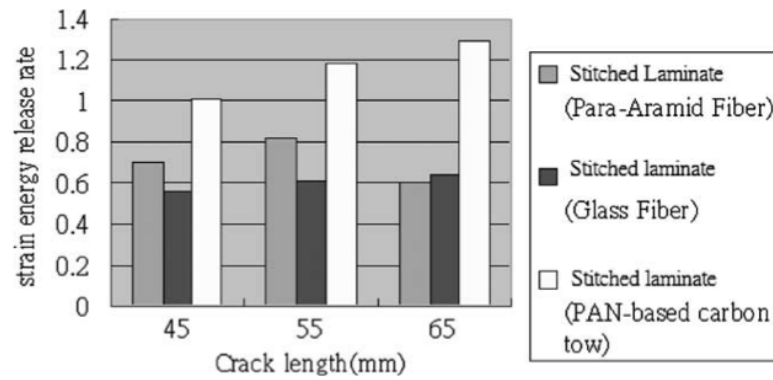


FIGURE 1.21: Comparaison du taux de restitution d'énergie pour des renforts en fibres de Kevlar<sup>®</sup>, de verre et de carbone [32]

Cette comparaison a été réalisée pour une fraction volumique de fibre identique pour les trois types (Figure 1.22a). Le Vectran apporte un gain considérable en terme de ténacité en mode I comparé au carbone et le Kevlar qui ont montré des comportements similaires.

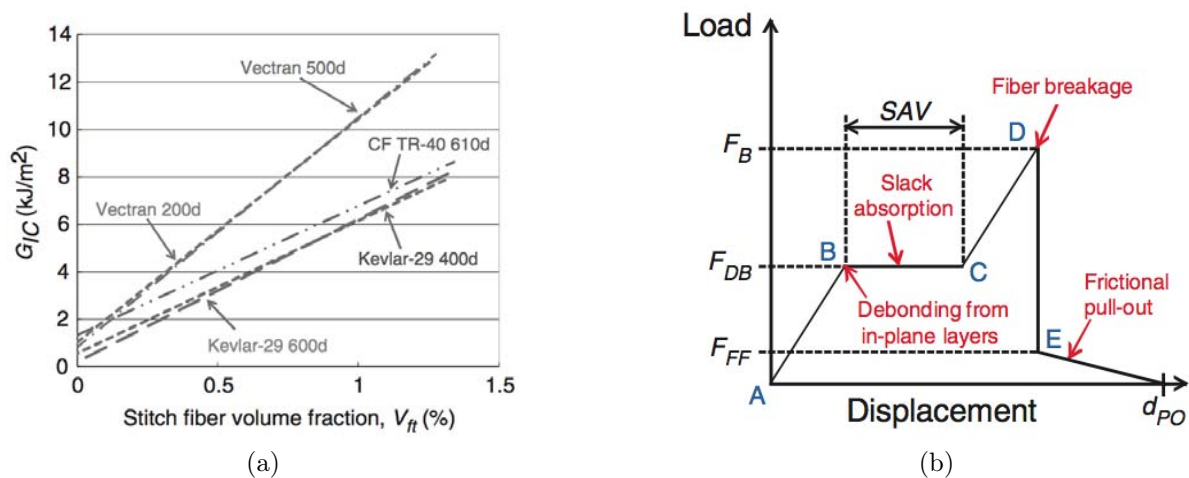


FIGURE 1.22: (a) : Evolution de la ténacité en mode I en fonction de la fraction volumique de renfort ; (b) Courbe typique obtenue lors d'un essai ITT [24]

Afin de mieux comprendre les raisons de ce gain, Tan et al. ont réalisé un essai de traction interlaminaire (ITT) sur une unique couture. Le but est de mettre en évidence les mécanismes d'absorption d'énergie lors du pontage d'une fissure de délaminage (Figure 1.22b et 1.23). Ils ont pu remarquer que les fils de couture en Vectran sont davantage capables d'absorber le mou (slack absorption) du fait d'une meilleure adhésion avec la matrice.

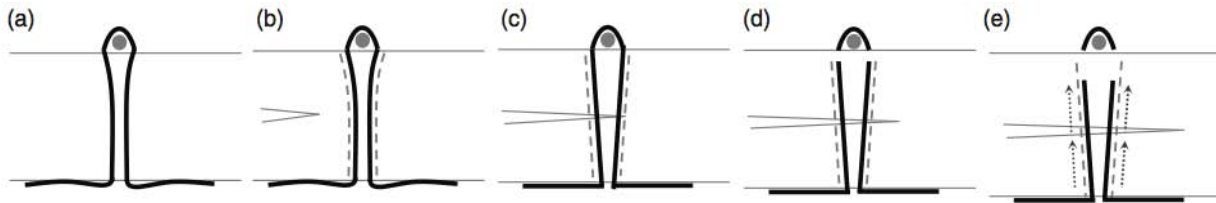


FIGURE 1.23: Mécanismes d'absorption d'énergie : (a) Position initiale ; (b) Décohésion de la couture ; (c) Absorption du mou ; (d) Rupture ; (e) Déchaussement

### 1.3.2.4 Synthèse

Le tableau 1.3 synthétise les paramètres liés aux technologies de renforcement en  $z$  ainsi que leurs influence sur les ténacités en mode I et II, et sur la performance à l'impact de matériaux composites stratifié. Il apparait clairement que la densité et le diamètre des renforts sont les paramètres les plus influents au regard des études menées dans la littérature.

	Incrément de			
	Densité	Diamètre	Résistance / Module	Inclinaison
Ténacité en mode I	+	++	+	-
Ténacité en mode II	+	+	+	++
Rétention du délaminage	++	+	?	?
Limite balistique	-	--	0	0

0 : pas d'influence ; - : influence négative ; -- influence très négative ; + : influence positive ; ++ influence très positive

TABLE 1.3: Récapitulatif des paramètres de couture importants et de leur influence

Les techniques de renforcement interlaminaire permettent ainsi d'améliorer considérablement la ténacité en mode I et II. Ces techniques viennent cependant modifier l'architecture intrinsèque du matériau de base. Il est donc nécessaire d'évaluer ces modifications et de voir comment elles interviennent sur les propriétés mécaniques du matériaux qui en résulte. Cet effet est pour la suite appelé effet invasif.

### 1.3.3 Effet invasif des techniques de renforcement en $z$

Dell'Anno et al. [19] et Colin de Verdier et al.[33] se sont intéressés aux différents éléments influençant les propriétés mécaniques d'un composite renforcé en  $z$ . Ils ont conclu que le

renforcement en  $z$  diminuait d'environ 10% la résistance à la traction (longitudinale dans le sens des fibres). Ces informations sont cependant subjectives puisqu'elles dépendent évidemment de la taille du fil, du type de fil, du motif de renfort, de la nature du tissu et du procédé utilisé. Ils ont également noté une dégradation de la tenue en compression dans le plan. En effet le lien créé entre chacun des plis provoque leur ondulation (Figure 1.24 a). De ce fait, le composite est beaucoup plus sensible au flambage [34].

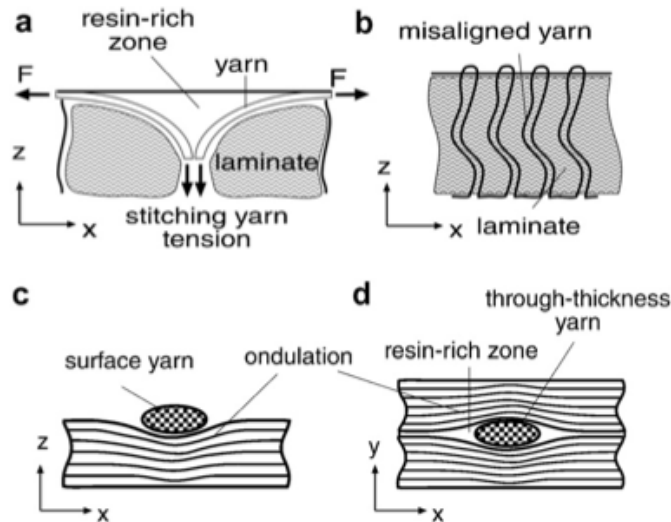


FIGURE 1.24: Présentation des effets invasifs des techniques de renforcement en  $z$

La pénétration de l'aiguille lors du procédé de couture vient déplacer (Figure 1.24) et généralement casser les fibres. La figure 1.14a représente un composite stratifié renforcé par tufting. On peut y observer la rupture de certaines fibres ainsi que leur désalignement dans le plan. Cette dégradation des tissus affecte inévitablement la tenue du matériau de base et notamment sa rigidité et sa résistance à la traction [18]. Tong et al. ont montré que les deux facteurs les plus dégradants sont le diamètre du renfort ainsi que le pas utilisé. La Figure 1.25 montre l'évolution du module de Young et de la résistance à la traction d'un composite stitché. On remarque alors que ces deux propriétés mécaniques dépendent très nettement du pas de couture et se dégradent si on l'augmente.

On note également la formation de zones riches en résine lors de la pénétration de l'aiguille dans le stratifié. Elle écarte les fibres intralaminaires (Figure 1.24) et forme alors, après injection, des amas de résine comme le montre la Figure 1.26. Ces zones sont donc ensuite sujettes à l'amorçage de fissures dans la matrice [35] et sont ensuite susceptibles de se propager le long des renforts en  $z$ .

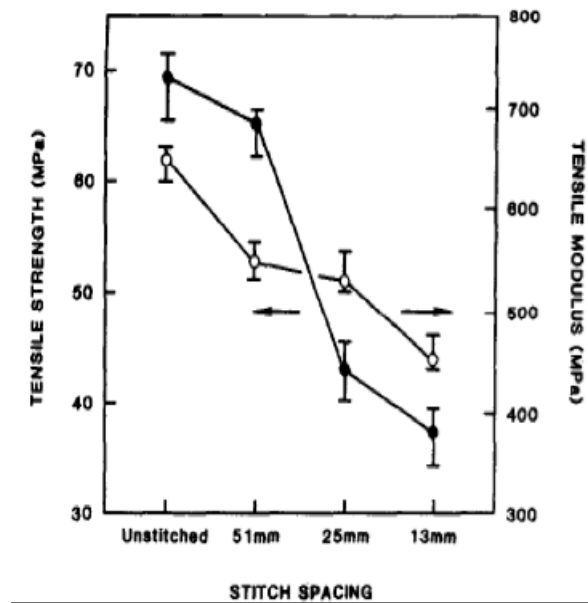


FIGURE 1.25: Effet du pas de couture sur le module de Young et sur la résistance à la traction d'un stratifié [18]



FIGURE 1.26: Zones riches en résine



## 1.4 Plan de la thèse

Ce chapitre a dans un premier temps présenté le contexte industriel de ces travaux. Il a mis en évidence le besoin de dimensionner à l'impact les structures aéronautiques et notamment celles en matériaux composites. Le mode d'endommagement par délaminage a par la suite été présenté. Les différentes techniques de renforcement interlaminaires permettant d'augmenter la résistance à la propagation de fissures de délaminage sont ensuite recensées. Puis, une étude bibliographique focalisée sur les technologies de renforcement en  $z$  nous a aidé à analyser l'ensemble des paramètres qui influent sur la ténacité interlaminaire.

La société Aircelle a largement investi dans la technologie de tufting et sur le procédé de fabrication avec cette technologie de renforcement. Le tufting est par conséquent la technologie de renforcement choisie et étudiée dans ces travaux. Le choix des configurations de tufting est basé sur les éléments de bibliographie présentés dans ce premier chapitre.

Le second chapitre de cette thèse est dédié à la réalisation d'essais d'impacts haute vitesse sur des structures composites RTM renforcées par tufting. Il recense dans un premier temps les configurations d'essais. Un banc d'essais balistiques et l'instrumentation associée sont dans un second temps développés et présentés. Les résistances à l'impact des éprouvettes sont enfin comparées en fonction des paramètres de tufting.

Le troisième chapitre propose une méthode d'analyse de l'endommagement par délaminage généré lors des essais d'impact. Cette technique est originale de par sa capacité à dissocier l'étendue du délaminage interface par interface. Elle est premièrement présentée puis comparée à une méthode classique de contrôle par ultrasons. Les zones délaminées sont alors comparées pour chaque configuration et permettent d'évaluer la tolérance au délaminage en fonction du motif de tufting. L'analyse des géométries des cartographies de délaminage permet enfin de conjecturer une certaine dépendance de la ténacité interlaminaire à l'orientation des plis adjacents à l'interface.

Cette dépendance fait l'objet d'une étude spécifique dans le quatrième chapitre. Des essais de propagation de fissures de délaminage en mode I et en mode II sont ainsi réalisés. Ils permettent d'établir des lois empiriques d'évolution de la ténacité pour différents angles relatif - direction de propagation / direction des fibres à l'interface - pour deux types d'interface. Une stratégie de modélisation numérique de la propagation du délaminage basée sur ces observations expérimentales est ensuite présentée.

Le cinquième et dernier chapitre est enfin consacré à la modélisation d'un essai d'impact avec prise en compte du délaminage. Les essais élémentaires sont réalisés afin de déterminer les paramètres de la loi de comportement utilisée. Les résultats sont ensuite analysés et comparés aux essais expérimentaux.

# Chapitre 2

## Essais d'impacts haute vitesse

Les essais d'impacts haute vitesse sont très coûteux puisqu'ils sont généralement réalisés sur des structures à l'échelle 1. Ces essais sont réalisables directement sur des structures de types métalliques dont le comportement à l'impact peut être parfaitement appréhendé. Le déroulement est différent pour des matériaux composites puisque le comportement à l'impact dépend du couple de matériaux utilisé, de la séquence d'empilement, etc. Les essais commencent donc généralement par des essais de types élémentaires sur des structures planes, avant de pouvoir envisager des essais sur des structures de plus grandes dimensions.

Pour cette étude, les essais d'impacts sont alors réalisés sur des éprouvettes planes de plus petites dimensions. Les projectiles utilisés sont des projectiles supposés indéformables permettant de reproduire un impact appelé impact dur. L'énergie de déformation élastique du projectile est alors négligeable devant l'énergie du tir, ce qui permet d'analyser uniquement le comportement matériau de l'éprouvette.

L'objectif de ce chapitre est ainsi d'une part d'évaluer la capacité du tufting à apporter des mécanismes d'absorption d'énergie supplémentaires et d'en déduire l'influence de chaque paramètre de tufting sur la résistance à l'impact. D'autre part l'effet de la ténacité de la résine y est également étudié. Toutes les configurations étudiées sont alors dans un premier temps présentées. Le banc d'essai et l'instrumentation associée sont ensuite décrits. Enfin, les résultats sont présentés et une première analyse est proposée au regard des énergies absorbées.



## 2.1 Configurations

Le tissu utilisé comme référence pour cette étude est composé de fibres Hexcel<sup>©</sup> Hextow<sup>®</sup> AS7. C'est une fibre haute résistance (HR) tissée selon une armure satin 5 avec des fils regroupant 12000 fibres (12K). Les propriétés mécaniques de cette fibre sont résumées dans le tableau 2.1.

TABLE 2.1: Propriétés mécaniques de la fibre AS7

Propriétés	Valeurs
Contrainte à rupture en traction (MPa)	4830
Module de traction (MPa)	241000
Allongement à rupture (%)	1.8
Masse volumique (kg/m <sup>3</sup> )	1.79
Diamètre de fibre (μm)	6.9

Les résines utilisées sont toutes trois des résines époxydes. Elles se distinguent principalement de par leur ténacité interlaminaire en mode I. Leurs propriétés mécaniques sont décrites dans le tableau 2.2. Ces données sont tirées des fiches matériaux des fournisseurs. Le couple de matériaux AS7/LMB sans tufting sert de configuration de référence pour la suite de l'étude.

TABLE 2.2: Propriétés mécaniques des résines utilisées

Propriétés	PR520	LMB	RTM6
Contrainte à rupture en traction (MPa)	82.1	80.0	75.0
Module de traction (MPa)	4.0	4.0	2.9
Ténacité en mode I (J/m <sup>2</sup> )	1410	574	168

Une technologie de renforcement en z telle que le tufting est entièrement paramétrable puisqu'elle est la plupart du temps robotisée. Il est ainsi possible de faire varier le pas (p) entre deux renforts, le diamètre (D) du fil et le matériau (Figure 2.1). On peut alors obtenir un très grand nombre de combinaisons. L'objectif étant de mettre en évidence l'effet de ces trois paramètres, nous avons choisi trois pas, deux diamètres et enfin trois matériaux distincts.

Le diamètre, et donc la section d'un fil, est défini par sa finesse (communément appelée titrage). L'unité normalisée pour cette grandeur est le Tex. Il représente la masse d'un fil de 1000 mètres de long. Deux fils possédant le même titrage mais constitués de matériaux distincts n'auront donc pas le même diamètre. Il existe également d'autres unités telles

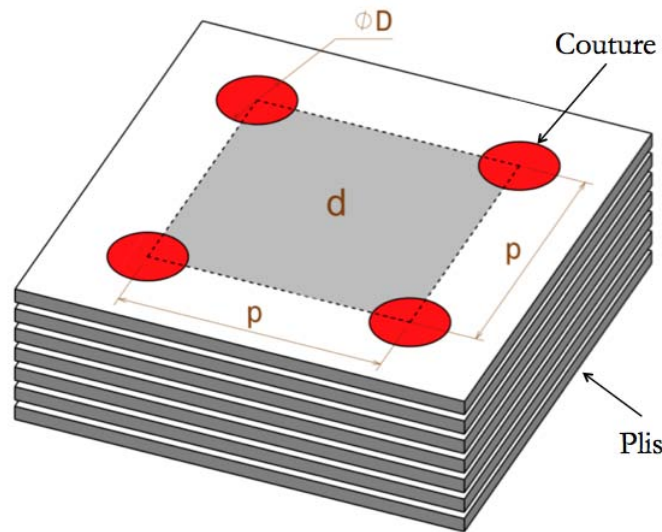


FIGURE 2.1: Schéma explicatif des différents paramètres de tufting

que le Denier et le Numéro métrique (Nm). Le Denier représente la masse d'un fil de 9000 mètres de long. Enfin, le Nm traduit le nombre de mètre pour un gramme de fil. Ainsi :

$$1 \text{ Tex} = 1 \text{ g} / 1000 \text{ m} \quad (2.1)$$

$$1 \text{ Denier} = 1 \text{ g} / 9000 \text{ m} \quad (2.2)$$

$$\text{Nm } 1 = 1 \text{ m} / 1 \text{ g} \quad (2.3)$$

Contrairement au Denier et au Tex, le Nm est inversement proportionnel à la grosseur du fil. Il peut également s'exprimer en fonction du nombre de retord. Le retord correspond à l'assemblage par retordage de plusieurs fils de même numéro métrique : le Nm résultant correspondra à celui des fils simples réunis. Ainsi l'assemblage de trois fils Nm 27 sera noté Nm 27/3 et possèdera le même titrage qu'un unique fil Nm 9.

Les fils utilisés au sein de la société Aircelle sont des fils en carbone 2K ou 4K. Un fil carbone 2K (respectivement 4K) représente un fil constitué de 2000 (respectivement 4000) fibres. La section du carbone 4K est ainsi environ deux fois plus importante que celle du 2K. Le carbone 2K est composé de deux brins de 1K (2x1K) et son titrage est de 2x67 Tex soit 134 Tex.

Plusieurs fils de tufting ont été étudiés. Il a fallu ainsi déterminer le titrage, qui couplé à la masse volumique du matériau en question, permettait d'obtenir une section équivalente au carbone 2K. Le titrage est ainsi calculé à l'aide de l'équation 2.4. Puisque le Kevlar

TABLE 2.3: Choix des fils de tufting

	<b>Carbone 2K</b>	<b>Kevlar</b>	<b>Vectran</b>
Masse volumique (kg/m <sup>3</sup> )	1700	1400	1400
Titrage (Tex)	134	-	-
Titrage (Nm)	-	Nm 27/3	Nm 27/3
Section (mm <sup>2</sup> )	0.0788	0.0793	0.0793

et le Vectran possèdent une masse volumique de 1400 kg/m<sup>3</sup>, le titrage de ces fils doit se rapprocher de 110.4 Tex soit Nm 9.1. Le titrage le plus proche et techniquement réalisable par notre fournisseur était Nm 27/3 (= Nm 9). Celui-ci nous a permis d'obtenir une section de fil équivalente au carbone 2K. Le tableau 2.3 décrit ainsi les fils choisis.

$$t_K = t_C \cdot \frac{\rho_K}{\rho_C} \quad (2.4)$$

où  $t_K$  (resp.  $t_C$ ) correspond au titrage d'un fil de Kevlar (resp. carbone) et  $\rho_K$  (resp.  $\rho_C$ ) à la masse volumique du Kevlar (resp. carbone).

En jouant ensuite sur le pas il est possible d'obtenir des fractions surfaciques de tufting identiques pour du 2K et du 4K. L'idée est de comparer des configurations possédant la même densité surfacique ( $d$ ) mais pour des couples pas / section distincts. Cette densité  $d$  est calculée à l'aide de l'équation 2.5. Le coefficient 2 traduit le fait que le fil passe deux fois dans le même trou.

$$d = 2 \cdot \frac{S}{p^2} \quad (2.5)$$

où  $S$  correspond à la section du fil,  $p$  au pas de tufting et  $d$  à la densité surfacique de renfort.

Le plus petit pas réalisable par le robot de tufting est d'environ 2 mm. Ce pas est cependant très faible et il est donc très compliqué à gérer. Les boucles en-dessous du stratifié doivent en effet rester indépendantes pour ne pas perturber le procédé. Le diamètre du fil impose lui aussi un pas minimum. Pour ces raisons, le pas minimum utilisé pour cette étude est de 5 mm.

Afin d'étudier à la fois l'effet de la densité et de la section du fil, un rapport de  $\sqrt{2}$  entre les différents pas est choisi. Ceci permet d'obtenir les 12 configurations présentées dans le tableau 2.4. Les configurations sont référencés sous la forme "résine" - "fil de tufting" -

“type” - “pas”. La réponse à l'impact de ces configurations est étudiée dans la suite de ce chapitre.

TABLE 2.4: Détail des configurations

Référence	Résine	Fil de tufting	Type de fil	Pas (mm)	Section (mm <sup>2</sup> )	Densité surfacique (%)
L	LMB	-	-	-	-	-
L-C-2K-5	LMB	Carbone	2K	5	0.0788	0.63
L-C-2K-7	LMB	Carbone	2K	7	0.0788	0.32
L-C-2K-10	LMB	Carbone	2K	10	0.0788	0.16
L-C-4K-7	LMB	Carbone	4K	7	0.1576	0.63
L-C-4K-7	LMB	Carbone	4K	10	0.1576	0.32
L-V-2K-7	LMB	Vectran	Nm 27/3	7	0.0793	0.32
L-K-2K-7	LMB	Kevlar	Nm 27/3	7	0.0793	0.32
R	RTM6	-	-	-	-	-
R-C-2K-7	RTM6	Carbone	2K	7	0.0788	0.32
P	PR520	-	-	-	-	-
P-C-2K-7	PR520	Carbone	2K	7	0.0788	0.32



## 2.2 Dispositif expérimental

Il existe deux méthodes principales pour étudier la résistance à l'impact d'un matériau. La plus commune s'appuie sur l'utilisation d'une tour de chute. Ce dispositif permet d'atteindre des énergies de quelques centaines de joules pour les plus répandues et jusqu'à plusieurs dizaines de kilojoules pour les plus performantes. La vitesse d'impact en chute libre est uniquement fonction de la hauteur de chute. La vitesse maximale est par conséquent limitée par les dimensions de ce dispositif. Certains fabricants pallient cette limitation en introduisant des modules de vitesse initiale, mais ils n'autorisent généralement pas d'atteindre des vitesses supérieures à  $30 \text{ m.s}^{-1}$ . Ce moyen d'essais est très largement utilisé pour des essais d'impacts basses vitesses et est particulièrement adapté pour les essais de Compression Après Impact (CAI). Il ne permet en revanche pas d'atteindre la gamme de vitesses d'impact définie dans le premier chapitre (vitesse avion  $V_c$  de  $175 \text{ m.s}^{-1}$ ). Ainsi, le lanceur à gaz (communément appelé canon) est l'unique technique permettant d'obtenir des énergies de tir de plusieurs kilojoules ainsi que des vitesses de plusieurs dizaines voire centaines de mètres par secondes. La partie suivante aborde la description du banc conçu spécifiquement pour les impacts hautes vitesses perforants. Le principe de fonctionnement et son instrumentation y sont également présentés.

### 2.2.1 Développement d'un lanceur à gaz

Pour les besoins de ces travaux nous avons intégralement développé, dimensionné et fabriqué un lanceur à gaz. Nous possédions déjà deux lanceurs au sein du laboratoire. Le premier, muni d'un tube de diamètre 13 mm ne permettait pas de répondre aux besoins de la thèse en terme d'énergie d'impact. Nous l'avons cependant utilisé pour des essais préliminaires afin de vérifier si toutefois l'énergie de tir était suffisante pour générer suffisamment de délaminage et nous permettre d'esquisser quelques tendances sur l'effet du tufting. Ces essais n'ont pas été concluants : le peu de délaminage initié n'a pas permis de solliciter pleinement les points de tufting et donc de mettre en avant leurs effets. Le second canon possède un tube lanceur de diamètre 57 mm. Le montage associé permet d'utiliser des plaques rectangulaires de  $290 \times 300 \text{ mm}^2$ . Cette dimension était trop contraignante au regard du nombre limité de plaques disponibles. Pour cette raison, combinée à une disponibilité très faible de ce canon et dans le but de conserver le même ratio diamètre de projectile / largeur de plaque, nous avons décidé de monter un nouveau lanceur.

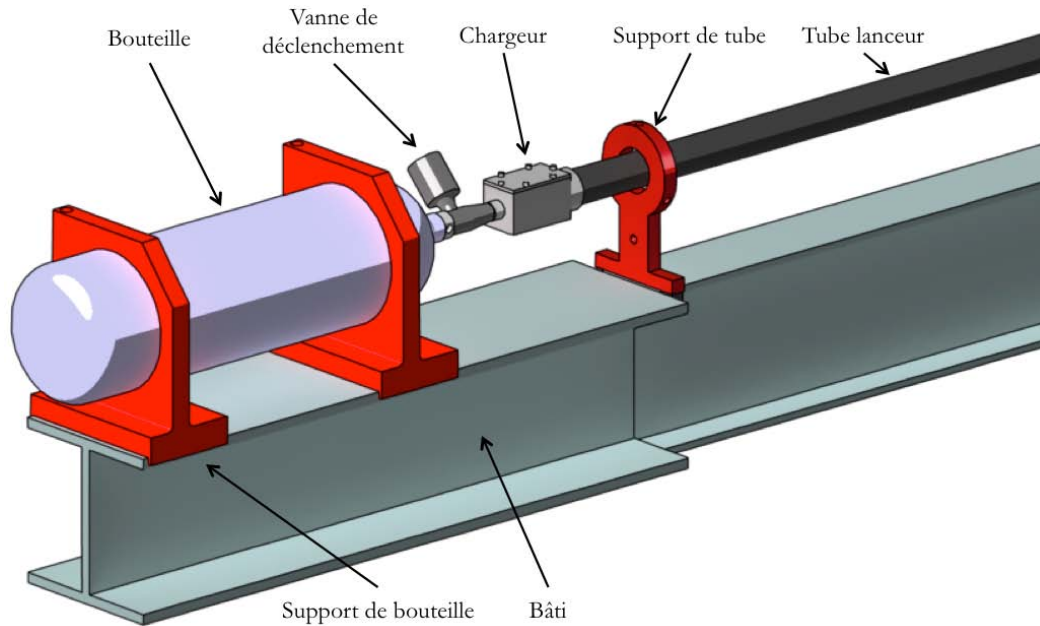


FIGURE 2.2: Représentation schématique de la partie déclenchement du nouveau lanceur

Ce nouveau lanceur à gaz est équipé d'un tube en acier rôdé de diamètre 35 mm et de longueur 4 mètres. Son fonctionnement est basé sur la détente adiabatique d'un gaz de la même manière qu'un pistolet à air comprimé. Le projectile est dans un premier temps inséré dans le chargeur (Figure 2.2). On vient ensuite comprimer un gaz neutre (air, azote technique ou hélium technique) dans une bouteille de plongée qui fait office de réservoir haute pression. L'éprouvette d'impact possède un diamètre de 220 mm et est montée sur un support d'éprouvette (Figure 2.3) lui-même fixé sur la cuve réceptrice. Le bridage s'effectue à l'aide d'une couronne en acier de diamètre intérieur 180mm. Cette solution offre ainsi un bridage axisymétrique de 20 mm sur tout le pourtour de l'éprouvette (Figure 2.4).

La vanne de déclenchement du tir est préalablement à l'état fermé. Lorsque la pression (fonction de la vitesse) désirée est atteinte la vanne pneumatique est actionnée à l'aide d'une commande déportée. Le gaz contenu dans la bouteille se détend alors et propulse le projectile à travers le tube lanceur, jusqu'au contact avec l'éprouvette. Les vitesses initiales et post-impacts sont mesurées à l'aide de barrières optiques (fonctionnement détaillé paragraphe 2.2.2). Le projectile est enfin récupéré dans la cuve réceptrice qui est au préalable remplie de chiffons permettant l'absorption de l'énergie résiduelle.

Ce projectile est en acier 42CrMo4. La tolérance sur sa dimension extérieure a été choisie afin de garantir une étanchéité optimale, tout en limitant les frottements avec le tube. Sa tête est de forme hémisphérique (Figure 2.5) et son corps est évidé de manière itérative

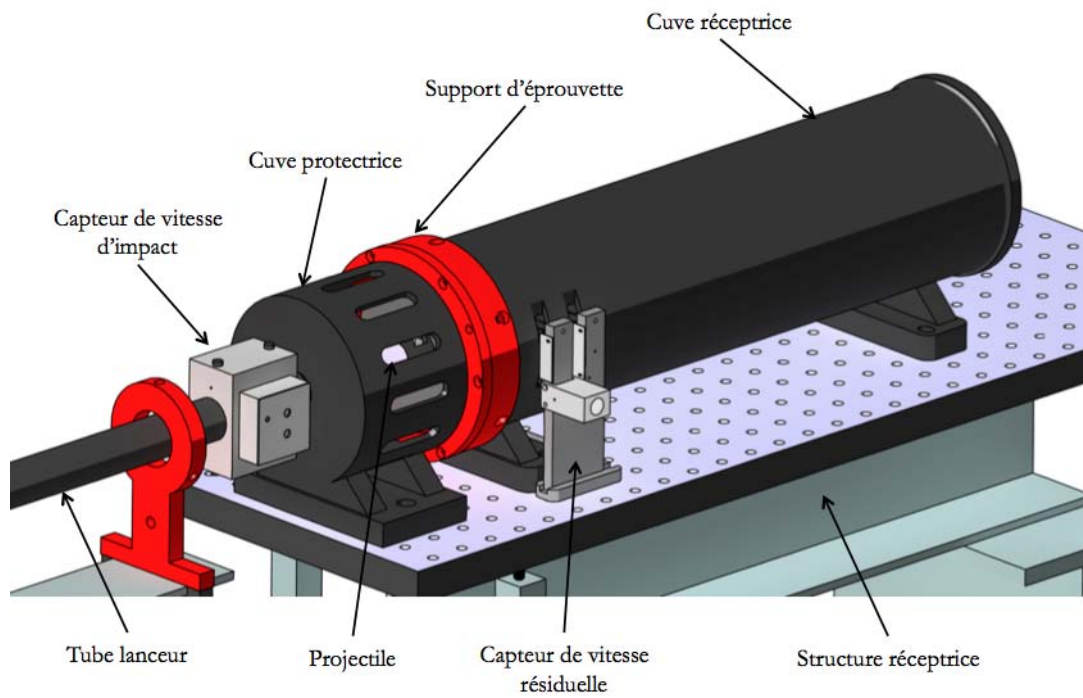


FIGURE 2.3: Représentation schématique du montage de perforation du lanceur

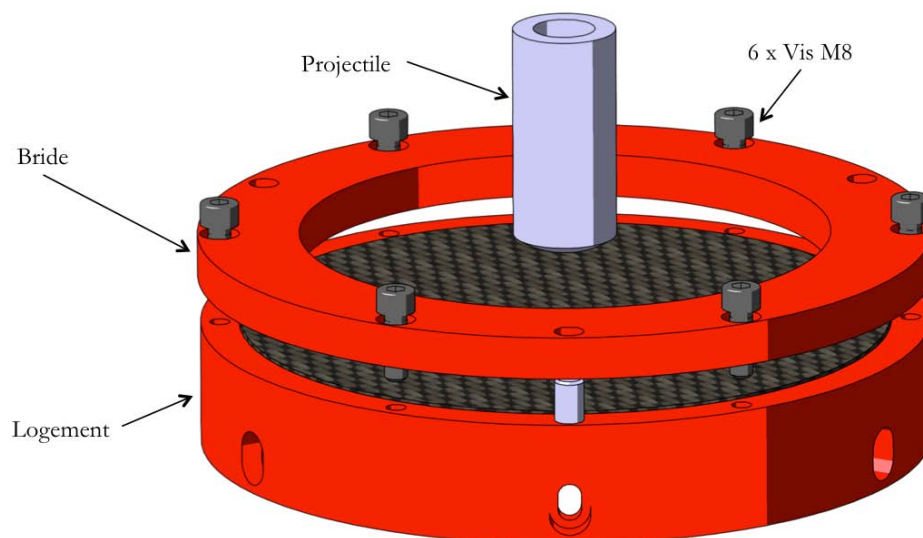


FIGURE 2.4: Montage de bridage d'éprouvette

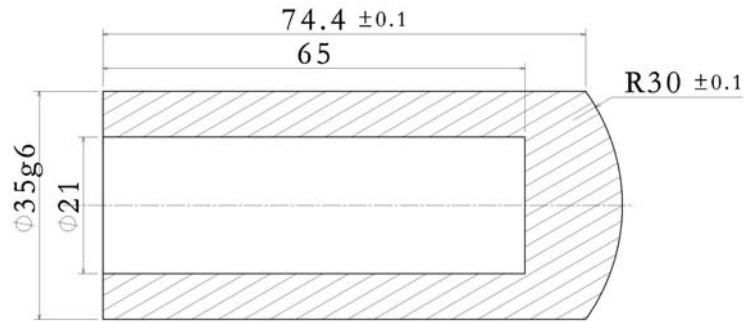


FIGURE 2.5: Vue en coupe d'un projectile

afin d'obtenir une masse de 240g. Il est traité thermiquement afin d'obtenir une dureté de 52 HRC.

L'intégralité de ce lanceur a été automatisée. Le remplissage et la vidange de la bouteille de plongée sont contrôlés à l'aide d'électrovannes. La pression au sein de cette bouteille est ainsi régulée à l'aide du logiciel Labview<sup>®</sup> et contrôlée avec un pressostat. Cette pression est l'unique donnée d'entrée du programme. La pression maximale admissible par l'ensemble du circuit pneumatique est de 40 bar. On utilise alors l'air comprimé du réseau pneumatique du laboratoire qui combiné avec un surpresseur nous permet d'atteindre des pressions de tir de l'ordre de 16 bar. Si toutefois cette pression n'est pas suffisante, il est possible de raccorder une bouteille d'azote technique ou encore d'hélium. L'intérêt d'utiliser de l'hélium par rapport à de l'air réside dans sa détente qui est plus énergétique ; on atteint alors à pression équivalente une vitesse d'impact plus importante. La figure 2.6 montre le gain en terme de vitesse pour le projectile de 240g.

Ces courbes de vitesse en fonction de la pression sont appelées courbes de calibration. Elles sont propres à chaque projectile : même si deux projectiles sont de masses équivalentes et usinés dans le même matériau il faut dresser une courbe pour chacun. La tolérance dimensionnelle sur le diamètre extérieur du projectile influe directement sur les conditions de guidage et donc sur l'étanchéité et le frottement entre le projectile et le tube lanceur. Si ces deux phénomènes sont identiques alors les courbes de calibration le seront. Si non, et c'est le cas dans la réalité, il faut refaire une courbe pour chaque projectile : environ une dizaine de tirs à vide (sans éprouvette) sur la gamme de vitesse désirée. Ces tirs sont répétés trois fois par vitesse.

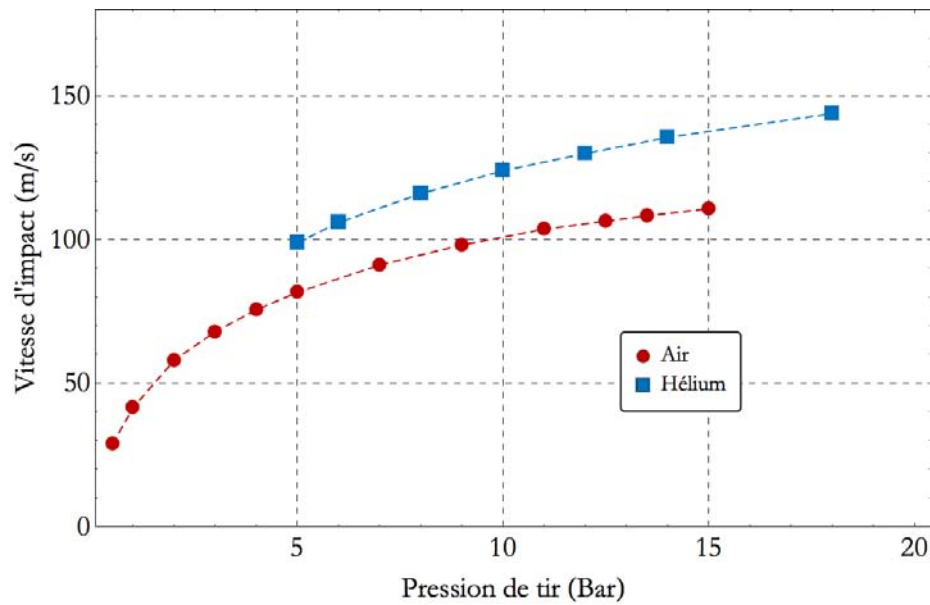


FIGURE 2.6: Effet du gaz sur la relation pression / vitesse

## 2.2.2 Développement d'un dispositif de mesure de vitesse

### 2.2.2.1 Nécessité d'un nouveau capteur

Comme expliqué dans le paragraphe précédent, la mesure de vitesse initiale du projectile est réalisée à l'aide de deux barrières lasers disposées en sortie de tube lanceur. La figure 2.7 présente de façon schématique l'intégration de ce capteur. Chaque barrière est constituée d'un laser (5 mW) et d'une photodiode. Le premier faisceau laser est représenté en rouge et le second en bleu. Les signaux aux bornes des photodiodes sont ensuite observés à l'aide d'un oscilloscope.

La figure 2.8 est un exemple des signaux obtenus. Ils ont tous deux des allures de créneaux. En effet, lorsque la tête du projectile passe devant la première barrière, le faisceau est coupé et la photodiode n'est plus éclairée. On observe alors un front montant sur l'oscilloscope. De la même manière un front descendant apparaît lorsque la photodiode est de nouveau éclairée (lors du passage de l'arrière du projectile).

On peut ainsi mesurer la vitesse du projectile à partir de trois temps différents (Figure 2.8) :

- $t_1$  : temps entre un front montant et un front descendant sur la même barrière (calcul de la vitesse en connaissant la longueur du projectile)

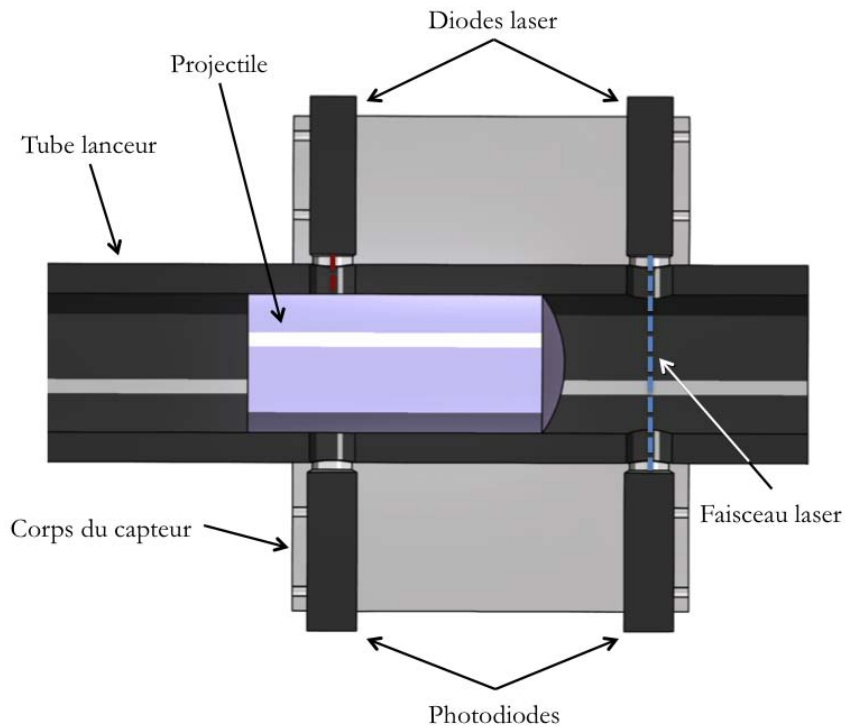


FIGURE 2.7: Capteur de mesure de vitesse d'impact

- $t_2$  : temps entre deux fronts montants successifs en connaissant la distance entre les photodiodes (calcul de la vitesse moyenne du projectile sur l'avant du projectile)
- $t_3$  : temps entre deux fronts descendants successifs en connaissant la distance entre les photodiodes (calcul de la vitesse moyenne du projectile sur l'arrière du projectile)

Nous avons utilisé de préférence la troisième et dernière méthode puisqu'elle est basée sur la détection du passage de l'arrière du projectile uniquement. En effet, si le faisceau ne passe pas parfaitement par le centre du tube lanceur, la mesure d'un temps à partir de la détection du passage de l'avant du projectile peut être faussée du fait de la forme hémisphérique de la tête du projectile.

Ainsi, un unique faisceau (par barrière) est suffisant puisque le projectile est ajusté dans le tube et que par conséquent il est obligé de couper ces faisceaux lors de son passage. En revanche, après l'impact, l'impactant n'est plus guidé dans le tube. Une légère déviation par rapport à sa trajectoire initiale est de plus généralement observée suite à la perforation de l'éprouvette. L'utilisation d'un faisceau unique par barrière peut ainsi s'avérer insuffisante en cas de forte déviation du projectile. La première solution aurait été de rapprocher le capteur de mesure de vitesse post-impact le plus près possible de l'éprouvette, mais celle-ci a vite été abandonnée puisque l'abondance de débris aurait pu perturber la

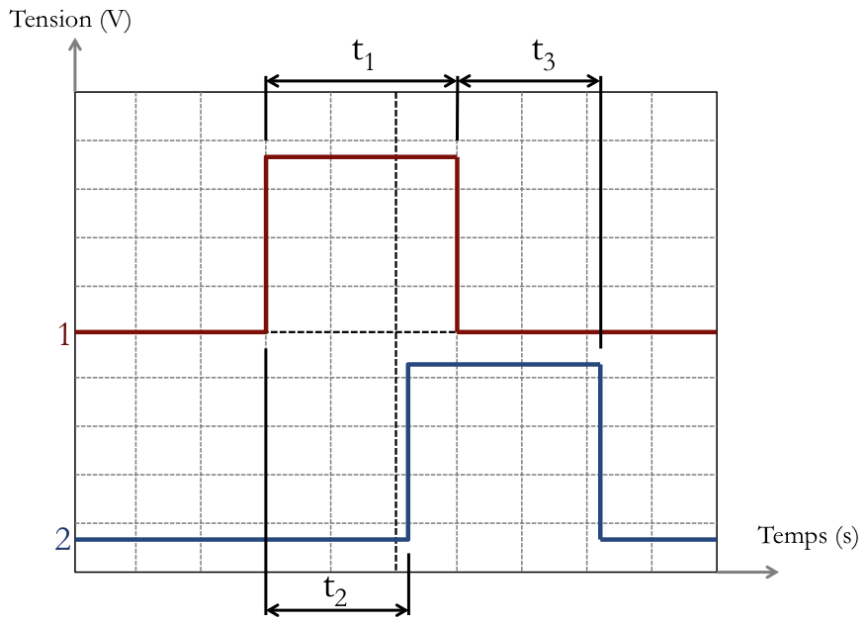


FIGURE 2.8: Exemple de signaux obtenus pour la mesure de vitesse initiale

mesure. Il a donc fallu trouver un autre moyen pour mesurer cette vitesse post-impact (appelée vitesse résiduelle  $v_r$ ).

Afin d'être certain de pouvoir détecter le passage du projectile à travers ce capteur, un unique faisceau n'est ainsi pas suffisant. Nous voulions de plus continuer d'utiliser des faisceaux lasers car les photodiodes sont relativement faciles à mettre en oeuvre dans un circuit électronique. Une solution consistait à utiliser plusieurs faisceaux lasers afin d'essayer de quadriller la zone dans laquelle le projectile était susceptible de passer. Mais le coût d'un tel capteur et la difficulté des réglages se multiplient avec le nombre de lasers employés. La solution retenue consiste toujours à quadriller une zone mais en utilisant un seul laser dont le faisceau vient se réfléchir entre deux miroirs parallèles.

### 2.2.2.2 Fonctionnement

La figure 2.9 représente une vue en trois dimensions du capteur. Celui-ci est composé d'un corps et de deux montants en aluminium. Sur chacun des montants sont fixés deux miroirs bridés par des équerres. Les deux lasers sont montés dans des supports articulés. Enfin les photodiodes sont logées dans les montants de l'autre côté des lasers. Les faisceaux lumineux sont représentés en jaune et rose. Il est possible d'ajuster le parallélisme des miroirs à l'aide de vis de pression. Celles-ci permettent de les orienter en jouant sur la déformation élastique des équerres de fixation. Enfin, l'orientation du laser par rapport à

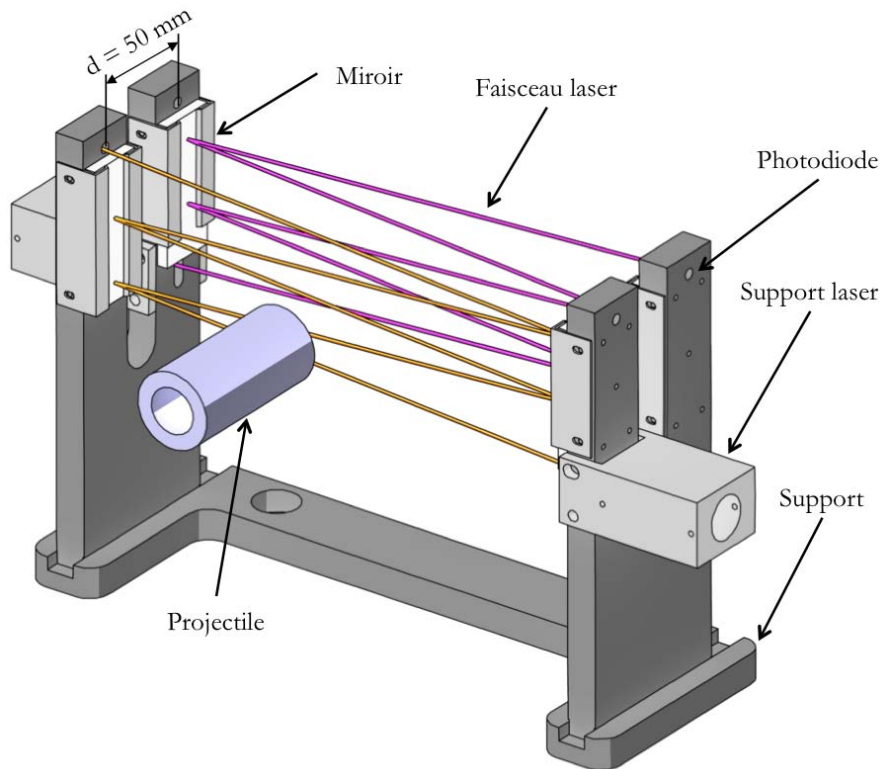


FIGURE 2.9: Capteur de vitesse résiduelle

ces miroirs permet directement de régler le pas du quadrillage en fonction des dimensions des projectiles tirés.

Les signaux sont récupérés de la même manière que pour la barrière de mesure de vitesse initiale. Ils ont tous deux la forme de créneaux. La mesure de vitesse est réalisée en mesurant le temps entre deux fronts descendants (durée 2 sur la figure 2.10). Cette méthode est en effet préférée puisqu'elle permet de s'affranchir de la géométrie de la tête du projectile pour les mêmes raisons que pour le capteur de vitesse d'impact. Les capteurs, de vitesse initiale et de vitesse résiduelle, ont tous deux été fabriqués avec les mêmes photodiodes, ils ont donc le même temps de réponse. Nous avons cependant validé la cohérence des vitesses mesurées en faisant quelques tirs en mettant ces capteurs bout à bout.

### 2.2.2.3 Limitations

Ce capteur a cependant deux inconvénients. Le premier est qu'il est relativement difficile d'aligner les lasers et les miroirs afin d'obtenir des faisceaux plans et perpendiculaires à la trajectoire initiale du projectile. Le second inconvénient est que comme toute barrière optique, elle capte le passage de n'importe quel objet. Il arrive en effet que pour certains



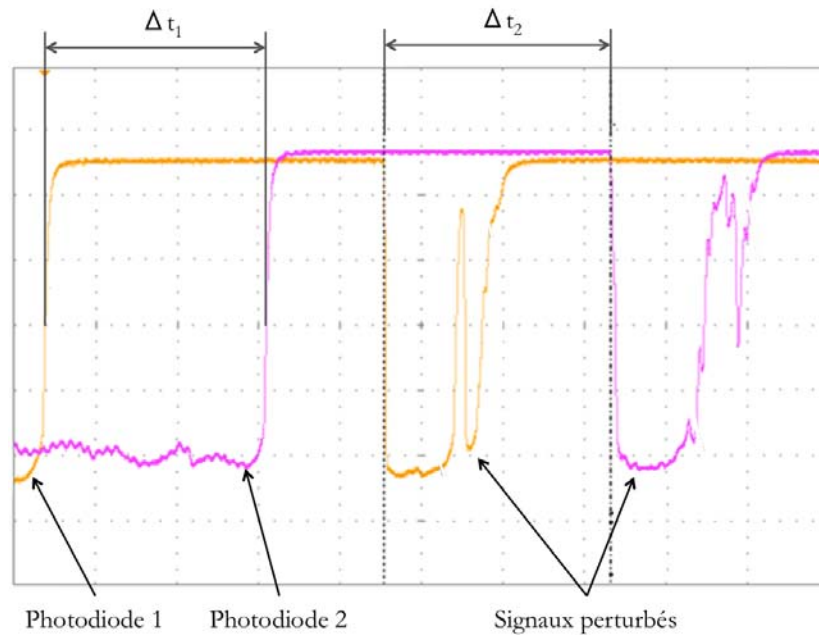


FIGURE 2.10: Signaux générés par le capteur de vitesse résiduelle

tirs les pétales de composite arrachés lors du passage du projectile soient éjectés en amont (respectivement en aval) de celui-ci et soient ainsi captés en premier (respectivement en dernier) par le capteur. C'est ce qu'il s'est produit sur l'exemple de signaux en figure 2.10. Il n'y a aucune conséquence sur la mesure de la vitesse dans ce cas.

Or il est également probable qu'un débris passe devant le capteur en même temps que l'arrière du projectile. On observe alors à l'oscilloscope un créneau d'une durée plus longue. La vitesse calculée s'en trouve alors erronée. Pour cela, et par mesure de précaution on mesure toujours les quatre vitesses possibles : deux en mesurant le temps entre les fronts montants et les fronts descendants et deux en mesurant les durées des créneaux. Suivant la concordance de ces quatre vitesses on gardera de préférence la mesure entre deux fronts descendant pour les raisons évoquées au précédent paragraphe.

## 2.2.3 Protocole expérimental

### 2.2.3.1 Calcul de l'énergie absorbée

Quatre vitesses d'impact ont été sélectionnées : 60, 80, 110 et 150 m/s. Chaque configuration a donc été impactée pour toutes ces vitesses. L'énergie absorbée lors de l'impact est calculée en faisant le bilan énergétique du projectile avant et après impact (Equation

2.6).

$$E_{abs} = \frac{1}{2}m(v_i^2 - v_r^2) \quad (2.6)$$

où  $v_i$  correspond à la vitesse d'impact du projectile,  $v_r$  à la vitesse résiduelle,  $m$  à la masse du projectile, et  $E_{abs}$  à l'énergie absorbée.

Cette valeur sert de grandeur de comparaison pour chaque configuration puisqu'elle traduit directement la résistance à l'impact du composite en question. Une étude numérique à l'aide du modèle présenté dans le Chapitre 5 a permis de montrer que l'énergie dissipée par frottement entre le projectile et l'éprouvette d'impact est négligeable. L'énergie cinétique perdue par le projectile telle qu'elle est calculée est ainsi bien transmise dans son intégralité à la plaque.

### 2.2.3.2 Calcul d'incertitudes de mesures

L'erreur réalisée sur le calcul de l'énergie absorbée dépend de l'incertitude de mesure sur chaque grandeurs mesurées :  $d_i$ ,  $d_r$ ,  $t_i$ ,  $t_r$ , et  $m$ .  $d_i$  (respectivement  $d_r$ ) représente la distance entre les deux faisceaux lasers du capteur de vitesse initiale (respectivement résiduelle).  $t_i$  (respectivement  $t_r$ ) correspond à la durée mesurée sur l'oscilloscope entre les deux fronts descendant.

$$E_{abs} = \frac{1}{2}m \left[ \left( \frac{d_i}{t_i} \right)^2 - \left( \frac{d_r}{t_r} \right)^2 \right] \quad (2.7)$$

L'erreur totale due à ces incertitudes est calculée à partir de la relation suivante :

$$\Delta E_{abs} = \sum_k \left| \frac{\partial E_{abs}}{\partial X_k} \right| \Delta X_k \quad (2.8)$$

Ainsi, si les incertitudes relatives de mesure sur les grandeurs mesurées sont notées  $\Delta d_i$ ,  $\Delta d_r$ ,  $\Delta t_i$ ,  $\Delta t_r$ ,  $\Delta m$  :

$$\Delta E_{abs} = \left| \frac{\partial E_{abs}}{\partial d_i} \right| \Delta d_i + \left| \frac{\partial E_{abs}}{\partial d_r} \right| \Delta d_r + \left| \frac{\partial E_{abs}}{\partial t_i} \right| \Delta t_i + \left| \frac{\partial E_{abs}}{\partial t_r} \right| \Delta t_r + \left| \frac{\partial E_{abs}}{\partial m} \right| \Delta m \quad (2.9)$$

$$\Delta E_{abs} = \left| m \frac{d_i}{t_i^2} \right| \Delta d_i + \left| m \frac{d_r}{t_r^2} \right| \Delta d_r + \left| m \frac{d_i^2}{t_i^3} \right| \Delta t_i + \left| m \frac{d_r^2}{t_r^3} \right| \Delta t_r + \frac{1}{2} \left| \left( \frac{d_i}{t_i} \right)^2 - \left( \frac{d_r}{t_r} \right)^2 \right| \Delta m \quad (2.10)$$

Les incertitudes sur les distances entre diodes dépendent de l'outil utilisé pour les mesurer : une jauge de profondeur graduée au centième de millimètres. L'incertitude relative est alors de 5 millièmes. La masse du projectile est mesurée à l'aide d'une balance précise au dixième de gramme. Il en résulte alors une incertitude de 5 centièmes de gramme. La carte d'acquisition utilisée pour le calcul de la vitesse d'impact possède une fréquence d'acquisition de 10 MHz, autorisant ainsi une précision au dixième de microseconde et une incertitude de 5 centièmes de microseconde. La vitesse résiduelle est quant à elle mesurée à partir d'un oscilloscope. La précision dépend donc de la base de temps choisie. Pour l'ensemble de cette campagne la plus grande base de temps utilisée est de 200  $\mu\text{s}$ , ce qui correspond pour cet oscilloscope à un point de mesure toutes les 2  $\mu\text{s}$  et conduit à une incertitude relative de 1  $\mu\text{s}$ . Le tableau 2.5 regroupe l'ensemble de ces incertitudes.

TABLE 2.5: Incertitudes de mesures

Grandeur	Unité	Appareil	Précision	Incertitude de mesure
$d_i$	mm	Jauge de profondeur	0.01	0.005
$d_r$	mm	Jauge de profondeur	0.01	0.005
$t_i$	$\mu\text{s}$	Carte d'acquisition	0.1	0.05
$t_r$	$\mu\text{s}$	Oscilloscope	$f(v_i)$	$f(v_i)$
m	g	Balance	0.1	0.05

La base de temps choisie dépend de la vitesse d'impact. Il est donc nécessaire d'évaluer l'erreur relative en fonction de cette vitesse. Afin de faciliter la lecture des graphiques présentés dans la suite de ce chapitre, le tableau 2.6 présente l'ordre de grandeur des incertitudes de mesure pour une configuration donnée. L'erreur est ainsi croissante avec la vitesse d'impact et peut atteindre 1.3 % pour une vitesse de 150 m/s.

TABLE 2.6: Ordre de grandeur des incertitudes en fonction de la vitesse d'impact

Configuration	Vitesse (m/s)	Base de temps ( $\mu\text{s}$ )	Energie absorbée (J)	Erreur relative (J)	Erreur relative (%)
Sans tufting	60	200	252.7	0.2	0.1
Sans tufting	80	200	280.4	0.7	0.2
Sans tufting	110	100	270.0	1.8	0.7
Sans tufting	150	50	358.1	4.5	1.3

TABLE 2.7: Répartition des incertitudes en fonction de la vitesse d'impact

Configuration	Vitesse	Erreur relative					
	(m/s)	Totale (J)	$d_i$ (J)	$d_r$ (J)	$t_i$ (J)	$t_r$ (J)	$m$ (J)
Sans tufting	60	0.23	0.05	0.03	0.03	0.07	0.05
Sans tufting	80	0.65	0.10	0.10	0.08	0.32	0.05
Sans tufting	110	1.84	0.19	0.23	0.20	1.16	0.06
Sans tufting	150	4.54	0.34	0.45	0.51	3.17	0.07

Le tableau 2.7 recense la proportion des erreurs relatives pour chaque grandeurs mesurées. L'incertitude de mesure qui induit alors, en proportion, le plus d'erreur sur le calcul de l'énergie absorbée est clairement celle liée à la mesure de  $t_r$ . Afin de ne pas dégrader la lisibilité des graphiques présentés dans la partie résultat (2.4), les barres d'erreurs correspondantes aux données du tableau 2.6 ne sont volontairement pas affichées.

### 2.2.3.3 Essais de répétabilité

Les facteurs coûts et délais de fabrication de ces éprouvettes ont été limitants. Tous les essais n'ont donc pas pu être répétés. En revanche des essais de répétabilité (trois par configuration) ont été menés en début de campagne sur les configurations non tuftées et tuftées 2K 7 mm à une vitesse d'impact de 110 m/s. Ceux-ci ont montré un écart de moins de 1% en terme d'énergie absorbée et nous ont confortés dans l'intérêt de balayer une large gamme d'essais plutôt que d'accumuler les répétitions.

## 2.3 Pré-étude

Une étude préalable à ces travaux est réalisée sur des plaques composites monolithiques fabriquées à l'aide de tissu Hexcel G963 et de résine PR520. Le stratifié en question est composé de 16 plis empilés de façon quasi-isotropique. Les dimensions des plaques sont de 290 x 300 mm<sup>2</sup>. Le bridage de la plaque est semblable à celui utilisé pour cette étude mais est en revanche de forme rectangulaire. La zone utile est donc de 260 x 250 mm<sup>2</sup>. Le diamètre du projectile est de 57 mm et sa masse de 250 g. Deux gammes de vitesses ont été testées : 115 et 155 m/s.

Le graphique en figure 2.11 regroupe l'ensemble de ces résultats. L'effet du tufting est très clairement marqué ici puisque les niveaux d'énergie absorbée sont nettement améliorés. Les configurations avec renforts permettent d'absorber environ 65 % de l'énergie d'impact à 115 m/s contre 40 % pour l'éprouvette sans tufting. La même tendance est observée à 155 m/s. Cette étude a alors montré que le tufting pouvait être intéressant pour l'amélioration de la résistance à l'impact et a donc été décisive puisqu'elle a permis de lancer la campagne d'essais décrite dans le paragraphe 2.4.

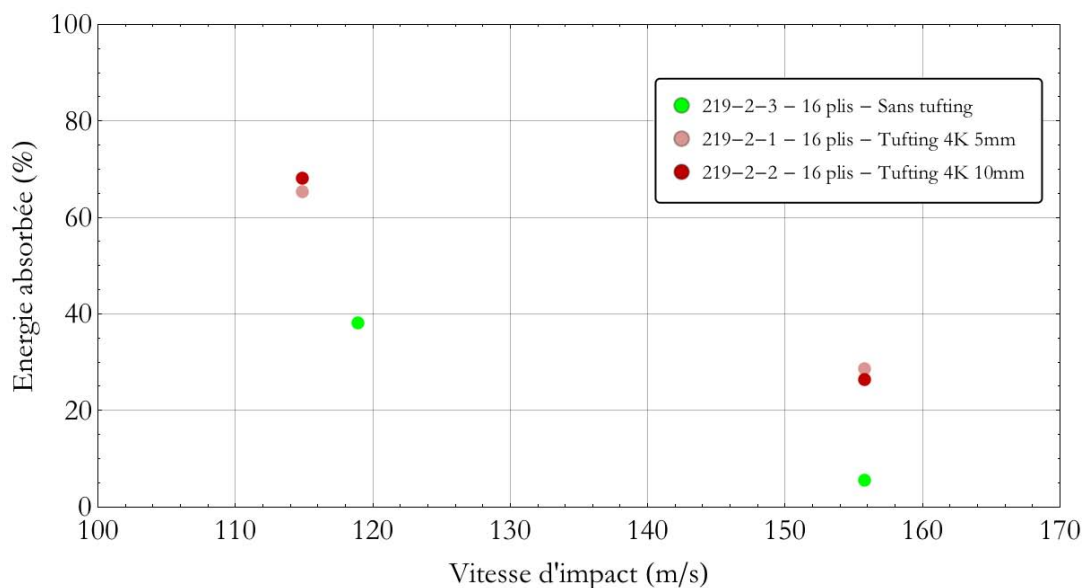


FIGURE 2.11: Pourcentage de l'énergie absorbée en fonction de la vitesse d'impact

La figure 2.12 est une photographie mettant en évidence les faciès de rupture obtenus sur les trois configurations : non tuftée, tuftée 4K 5 mm et tuftée 10 mm. Ces trois plaques ont été impactées à 115 m/s. Les cadres en pointillés représentent la zone utile non bridée. On y observe très clairement (en rouge) la formation de fissures. Les tracés blancs représentent quand à eux l'étendue du délaminage déterminé par ultrasons. Ces fissures permettent

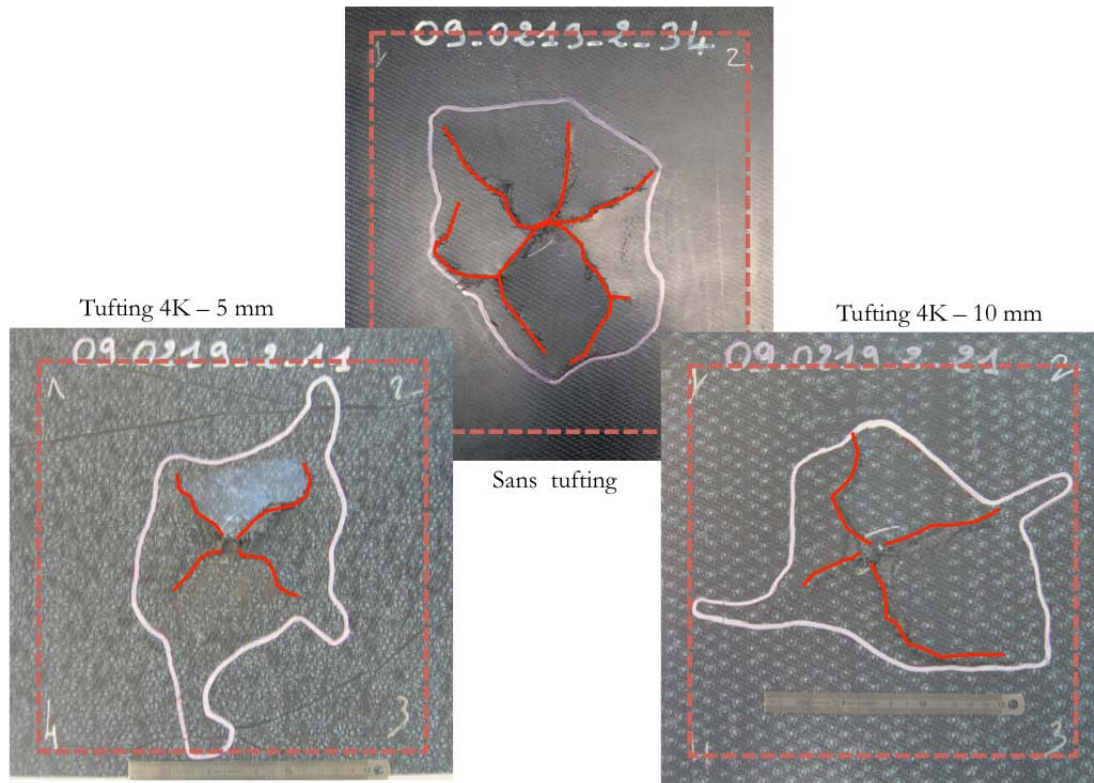


FIGURE 2.12: Faciès de rupture à 115 m/s (Pré-étude)

ainsi la formation de plusieurs pétales qui se referment après le passage du projectile. Le nombre de fissures (et donc de pétales) est plus important pour la configuration non tuftée. Aussi, leur longueur se réduit lorsque le pas de tufting diminue.

Il est cependant difficile d'évaluer l'effet du tufting sur les dimensions de l'étendue du délaminage. On peut cependant noter que le délaminage semble être arrêté à certains endroits par les conditions aux limites d'encastrement. C'est une des raisons pour laquelle nous avons décidé de modifier les conditions aux limites en optant pour une fixation axisymétrique telle que décrite dans le paragraphe 2.2.1. La partie suivante présente ainsi les essais réalisés dans ces nouvelles conditions.

## 2.4 Résultats

### 2.4.1 Présentation des résultats

Les tableaux 2.8, 2.9, 2.10, et 2.11 présentent les résultats bruts pour chaque vitesse d'impact pour le couple de matériaux de référence AS7/LMB. Le tableau 2.12 présente les énergies absorbées normalisées par rapport aux valeurs de références sans tufting. Au regard des faibles disparités observées (cf paragraphe 2.2.3), aucune conclusion ne sera faite pour les configurations dont les énergies normalisées sont comprises à l'intérieur des intervalles définis par les erreurs relatives telles que décrites au paragraphe 2.2.3.2. Les essais mettant en évidence un avantage notable de l'énergie absorbée sont représentés en police verte. De même, ceux qui présentent une énergie absorbée inférieure par rapport à la configuration de référence sont en police rouge.

TABLE 2.8: Résultats à 60 m/s

Réf.	Tufting	Vitesse d'impact (m/s)	Vitesse résiduelle (m/s)	Energie absorbée (J)
L-4	-	59.4	38.1	252.7
L-C-2K-5-1	Carbone 2K 5 mm	61.0	38.7	270.4
L-C-2K-7-4	Carbone 2K 7 mm	60.0	40.5	239.0
L-C-2K-10-1	Carbone 2K 10 mm	59.7	38.1	256.4
L-C-4K-7-1	Carbone 4K 7 mm	58.9	36.5	260.5
L-C-4K-10-1	Carbone 4K 10 mm	59.4	39.6	238.2
L-V-2K-7-1	Vectran 7 mm	59.9	37.6	264.7
L-K-2K-7-1	Kevlar 7 mm	59.4	37.2	261.0

TABLE 2.9: Résultats à 80 m/s

Réf.	Tufting	Vitesse d'impact (m/s)	Vitesse résiduelle (m/s)	Energie absorbée (J)
L-1	-	80.6	64.8	280.4
L-C-2K-5-2	Carbone 2K 5 mm	79.7	63.2	286.3
L-C-2K-7-1	Carbone 2K 7 mm	80.0	62.6	302.5
L-C-2K-10-2	Carbone 2K 10 mm	79.6	65.6	247.7
L-C-4K-7-2	Carbone 4K 7 mm	80.2	65.3	263.3
L-C-4K-10-2	Carbone 4K 10 mm	79.4	64.8	255.6
L-V-2K-7-2	Vectran 7 mm	79.9	65.4	255.6
L-K-2K-7-5	Kevlar 7 mm	80.7	60.4	347.7

TABLE 2.10: Résultats à 110 m/s

Réf.	Tufting	Vitesse d'impact (m/s)	Vitesse résiduelle (m/s)	Energie absorbée (J)
L-2	-	110.2	99.7	270.0
L-C-2K-5-5	Carbone 2K 5 mm	110.9	100.43	269.0
L-C-2K-7-2	Carbone 2K 7 mm	110.1	96.7	337.8
L-C-2K-10-3	Carbone 2K 10 mm	109.9	100.0	251.9
L-C-4K-7-3	Carbone 4K 7 mm	110.4	98.9	292.4
L-C-4K-10-3	Carbone 4K 10 mm	110.3	100.8	242.4
L-V-2K-7-3	Vectran 7 mm	110.7	98.9	300.9

TABLE 2.11: Résultats à 150 m/s

Réf.	Tufting	Vitesse d'impact (m/s)	Vitesse résiduelle (m/s)	Energie absorbée (J)
L-3	-	149.5	139.3	358.1
L-C-2K-5-4	Carbone 2K 5 mm	148.5	140.8	271.8
L-C-2K-7-3	Carbone 2K 7 mm	149.7	139.3	366.9
L-C-2K-10-4	Carbone 2K 10 mm	147.7	137.1	368.2
L-C-4K-7-4	Carbone 4K 7 mm	148.6	140.1	300.6
L-C-4K-10-4	Carbone 4K 10 mm	148.5	140.8	271.8
L-V-2K-7-4	Vectran 7 mm	148.7	139.3	329.1

TABLE 2.12: Energies absorbées normalisées en fonction de la vitesse d'impact

Réf.	Tufting	Energie absorbée normalisée			
		60 m/s	80 m/s	110 m/s	150 m/s
L	-	1.00	1.00	1.00	1.00
L-C-2K-5	Carbone 2K 5 mm	1.07	1.02	1.00	0.76
L-C-2K-7	Carbone 2K 7 mm	0.95	1.08	1.25	1.02
L-C-2K-10	Carbone 2K 10 mm	1.01	0.88	0.93	1.03
L-C-4K-7	Carbone 4K 7 mm	1.03	0.94	1.08	0.84
L-C-4K-7	Carbone 4K 10 mm	0.94	0.91	0.90	0.76
L-V-2K-7	Vectran 7 mm	1.05	0.91	1.12	0.92
L-K-2K-7	Kevlar 7 mm	1.03	1.24	-	-

L'ensemble des résultats décrits ici est présenté sur la figure 2.13 sous forme de pourcentage d'énergie absorbée par rapport à la vitesse d'impact. Ce pourcentage d'énergie absorbée est calculé à l'aide de l'équation 2.11. On remarque dans un premier temps que pour toutes les configurations de tufting, le pourcentage d'énergie absorbée chute lorsque la vitesse d'impact augmente. On note ainsi déjà une différence notable avec l'effet de la



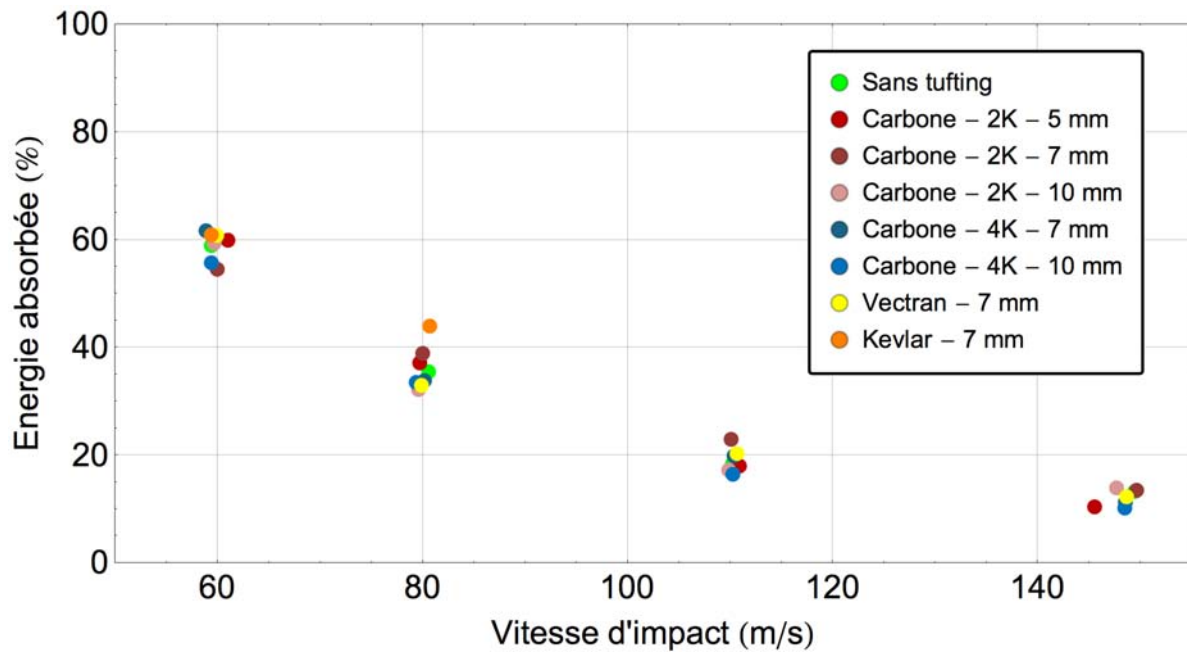


FIGURE 2.13: Pourcentage de l'énergie absorbée en fonction de la vitesse

présence du tufting observé lors de la pré-étude. On peut néanmoins essayer d'esquisser des tendances au niveau de l'effet des paramètres de tufting.

$$E_{abs}(\%) = 100 \cdot \frac{E_i - E_r}{E_i} = 100 \cdot \left(1 - \frac{v_r^2}{v_i^2}\right) \quad (2.11)$$

## 2.4.2 Influence des paramètres de tufting

Afin de mieux les mettre en évidence, les quantités d'énergie absorbées pour toutes les configurations sont comparées à la configuration sans tufting.

### 2.4.2.1 Effet du pas

La figure 2.14 présente l'ensemble des essais réalisés afin de mettre en évidence les effets du pas de tufting sur les quantités d'énergies absorbées. Les courbes de couleurs rougeâtres représentent les configurations 2K et les couleurs bleuâtres les 4K. Sur ce graphique on peut tout d'abord observer qu'il existe des différences notables entre ces configurations et que celles-ci tendent à se dilater avec l'augmentation de la vitesse d'impact. Cependant si nous les comparons aux énergies d'impacts ces différences tendent à s'écraser.

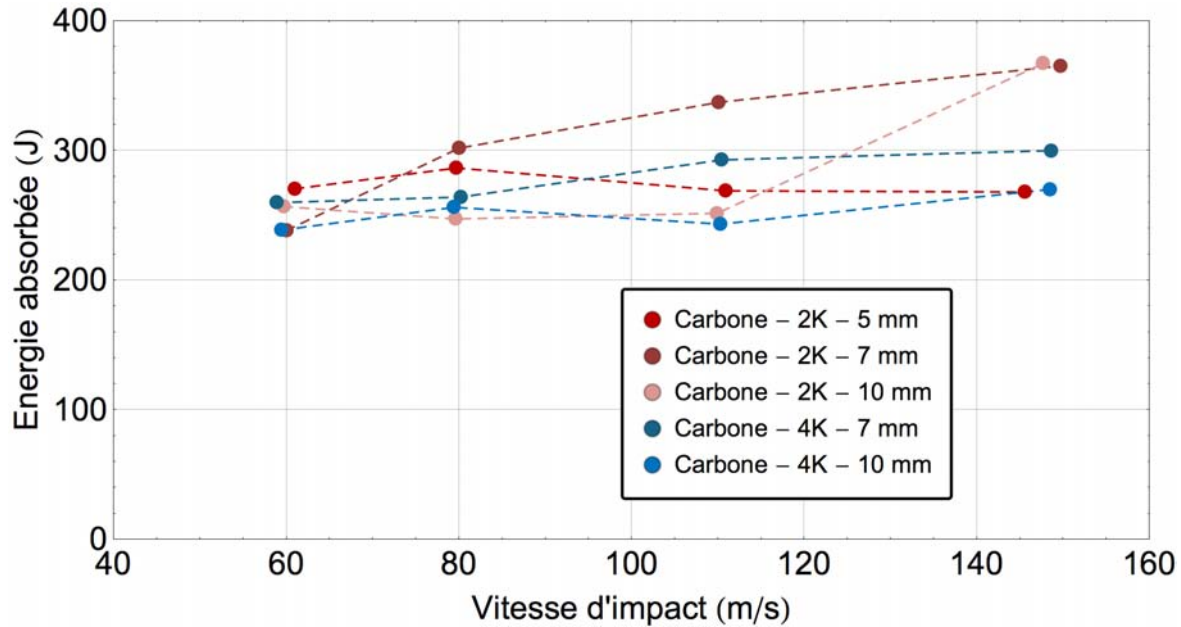


FIGURE 2.14: Effet du pas de tufting sur la réponse à l'impact

Globalement le niveau d'énergie absorbée tend à augmenter avec la vitesse de sollicitation. Luo et al. [36] ont observé cet effet lors d'essais de compression dynamique sur des structures tissées 3D. Ils ont montré que l'effet de la vitesse de déformation était prédominant pour l'absorption d'énergie lors d'un impact. Hosur et al. [37] ont aussi obtenu une sensibilité positive à vitesse de déformation sur des essais de compression dans le plan. Les vitesses de déformation étaient comprises entre  $10^{-3}$  et  $817 \text{ s}^{-1}$ . Foroutan et al. [38] ont enfin étudié ce phénomène lors d'essais de traction dynamique sur barres d'Hopkinson de composites carbone / époxy. Ils ont pareillement remarqué leurs sensibilité positive à la vitesse de déformation. On peut ainsi expliquer ce phénomène par la sensibilité positive à la vitesse de déformation de notre matériau qui se traduit par un surplus d'énergie absorbée.

On peut ensuite dans un premier temps prendre comme hypothèse que plus la vitesse est élevée et plus le délaminage se propage. Les points de tufting sont ainsi plus sollicités et leur effet naturellement plus marqué. Cet effet est particulièrement prépondérant pour la configuration 2K avec un pas de 10 mm où on observe un saut en terme d'énergie pour une vitesse supérieure à 110 m/s. Pour des vitesses inférieures la présence de tufting semble être moins intéressante. En revanche pour la configuration tuftée 2K avec un pas de 5 mm on observe l'effet inverse : le niveau d'énergie absorbé décroît avec l'élévation de vitesse. Ceci peut s'expliquer si on considère l'effet invasif du tufting [18]. Hosur et al. [29] ont en effet observé que les zones où l'aiguille plonge pour insérer le fil de couture sont fragilisées

et donc propices à l'amorçage de nouvelles fissures. Larsson [39] a quant à lui quantifié cet effet sur un composite carbone / époxy quasi-isotropique cousu. Une perte d'environ 20 à 25% de la résistance en traction et de 15% du module d'élasticité a été observée.

Il existe en effet un pas critique en deçà duquel l'apport du tufting est contrebalancé par les dégradations qu'il engendre au sein du stratifié. Un pas de tufting optimum existe donc. Celui-ci traduit ainsi un bon équilibre entre dégradation limitée des propriétés mécanique du matériau et apport du tufting en terme de propagation du délaminage. Ce pas dépend évidemment du matériau composite, du fil de tufting mais également de l'aiguille utilisée lors de l'opération de tufting. Pour notre étude, et pour un fil de carbone 2K, le pas de 7 mm serait alors un pas optimum.

#### 2.4.2.2 Effet de la section

La même tendance est mise en évidence pour la configuration 4K pour laquelle le pas de 5 mm n'a pas été testé. Il est cependant logique que si l'effet invasif du tufting est présent avec un fil 2K, il sera encore plus marqué avec du 4K, puisque le désalignement des fibres lors du passage de l'aiguille est également fonction de la section du fil de tufting.

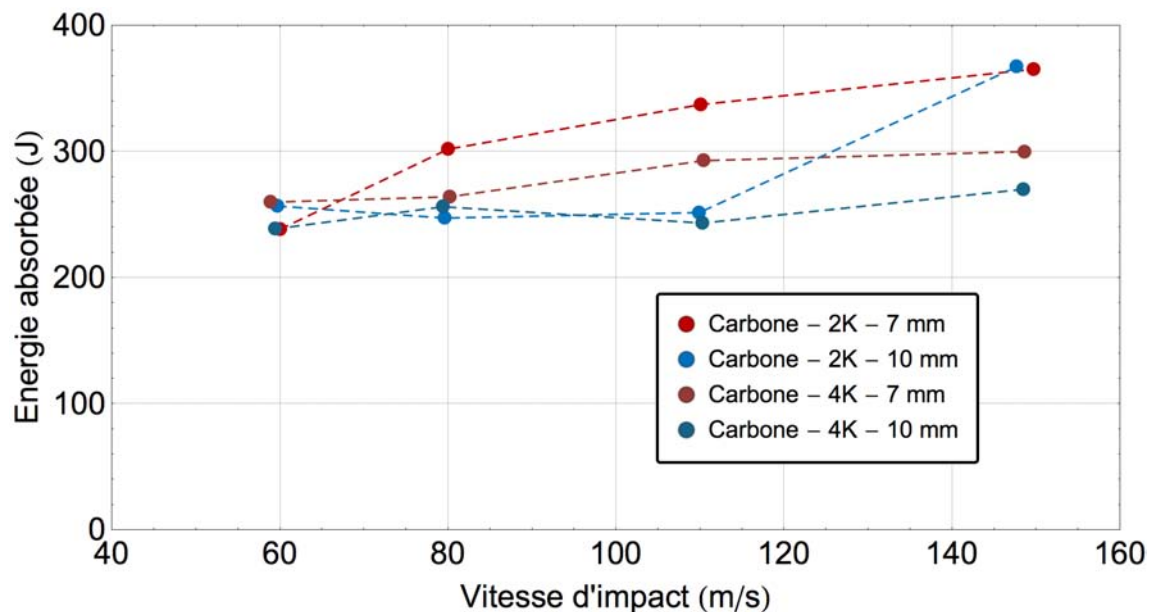


FIGURE 2.15: Effet de la section du fil de tufting sur la réponse à l'impact

La figure 2.15 permet d'évaluer l'influence de la section du fil : 2K et 4K. Les courbes de couleurs rougeâtres représentent les configurations avec un pas de 7 mm et les couleurs bleuâtres avec un pas de 10 mm. De manière générale pour l'ensemble des essais, la

configuration 2K semble être plus performante que le 4K. On explique cette observation par le caractère plus dégradant du fil 4K qui a encore une fois une section plus importante.

### 2.4.3 Effet du type de fil

Nous pouvons à présent comparer l'effet du fil en lui-même, c'est à dire le matériau le constituant par rapport à une configuration non tuftée. Ces essais sont résumés figure 2.16. Au regard de ces courbes la première chose marquante est la différence entre les configurations sans tufting comparées à celles renforcées avec du Vectran et du carbone 2K. En effet, les suppositions élaborées vont à l'encontre de ce que l'on observe ici : les écarts de performances entre les configurations avec tufting et celle sans devraient être d'autant plus importants que la vitesse d'impact est élevée.

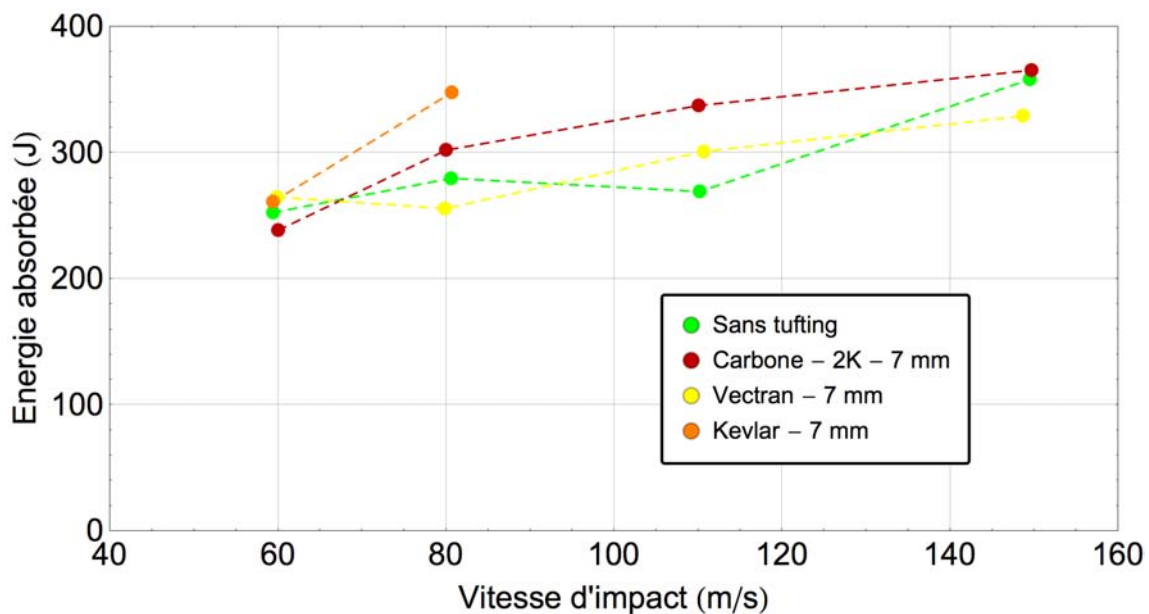


FIGURE 2.16: Effet du fil de tufting sur la réponse à l'impact

Il est ainsi difficile de tirer des conclusions sur l'effet réel du tufting au regard de ces résultats. Même s'il est possible d'esquisser des tendances, l'effet n'est pas suffisamment marqué. L'énergie absorbée par délaminage pour ces essais constitue certainement une très faible proportion de l'énergie totale de perforation. Ceci est probablement dû à une non-rupture des points de tufting au sein des portions délaminées. Une analyse post-mortem des éprouvettes d'impact semble donc indispensable.

### 2.4.4 Effet de la résine

L'effet de la résine sur le comportement à l'impact a également été étudié. L'objectif est d'évaluer la capacité de la résine à améliorer la résistance à l'impact et de la comparer à celle du tufting. Le tissu utilisé pour cette campagne est de l'AS7 Satin 5 12K (identique au reste de l'étude). Les trois matériaux AS7/LMB, AS7/PR520 et AS7/RTM6 ont été testés avec et sans tufting.

Le type de tufting est identique pour les trois matériaux : fil 2K en carbone avec un pas de 7 mm. Le tableau 2.13 regroupe l'ensemble des résultats obtenus pour ces six configurations aux vitesses de 60, 80, 110 et 150 m/s. Pour chaque vitesses, l'énergie est normalisée par rapport à la configuration de référence AS7/LMB sans tufting.

TABLE 2.13: Energies absorbées normalisées en fonction de la résine

Réf.	Résine	Tufting	Vitesse d'impact (m/s)			
			60	80	110	150
L	LMB	-	1.00	1.00	1.00	1.00
L-C-2K-7	LMB	Carbone 2K 7mm	0.95	1.08	1.25	1.02
P	PR520	-	1.32	1.38	1.70	1.50
P-C-2K-7	PR520	Carbone 2K 7mm	1.47	1.35	1.78	1.31
R	RTM6	-	0.76	0.81	0.65	0.84
R-C-2K-7	RTM6	Carbone 2K 7mm	0.87	0.78	0.82	-

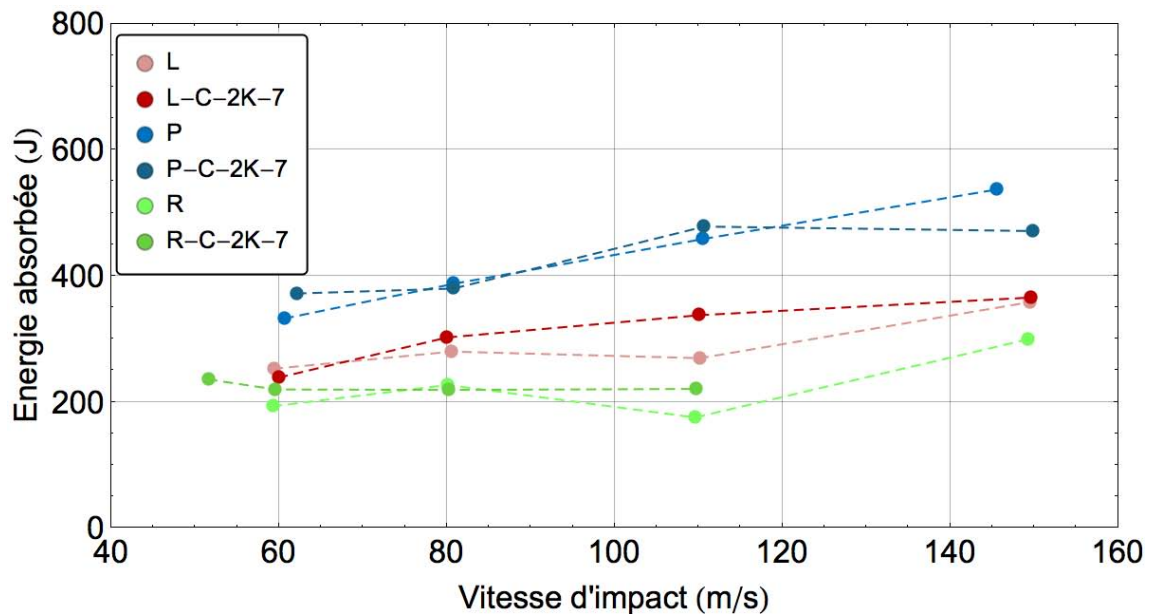


FIGURE 2.17: Effet de la résine sur la réponse à l'impact

Ces données sont ensuite présentées sur le graphique en figure 2.17. Celui-ci permet directement de mettre en évidence l'effet de la résine sur la résistance à l'impact. En effet, contrairement aux graphiques précédents l'effet est clairement plus prononcé que celui du tufting. Les quantités d'énergies absorbées augmentent avec la ténacité de la résine. Ces résultats suggèrent que l'utilisation d'une résine plus adaptée est certainement plus judicieuse que l'ajout d'une opération de renforcement telle que le tufting. Cette affirmation n'est cependant valable que pour ces conditions d'essais et pour les matériaux utilisés (fibre, matrice, renfort). L'utilisation d'un renfort fibreux plus tolérant à l'impact mais également de conditions d'essais différentes (diamètre de projectile plus gros) auraient en effet peut-être permis de mettre plus en avant l'effet du tufting et de ses paramètres.

## 2.5 Conclusions partielles

Un nouveau banc d'essai a été intégralement développé pour les besoins de ces essais. Celui-ci est original de par sa facilité de prise en main mais également de par son instrumentation. Il permet d'atteindre des vitesses d'impact pouvant aller jusqu'à 200 m/s en fonction de la masse du projectile. Un capteur de vitesse a été conçu afin de mesurer la vitesse du projectile après impact. L'erreur de mesure a été évaluée en fonction de la vitesse d'impact, et s'avère être très faible (de l'ordre du pour-cent).

Les résultats obtenus en terme d'énergies absorbées ne permettent pas de tirer de réelles conclusions quant à l'effet du tufting même si on note toutefois l'existence d'un pas optimum. L'effet de la résine est en revanche nettement plus prononcé. Le mode de rupture, pour ce matériau et sur la plage de vitesses testées, semble quant à lui être indépendant de la configuration et de la vitesse d'impact (Figure 2.18). Les faciès de rupture observés sont ainsi tous équivalents. En revanche, la dimension de la zone visuellement endommagée est plus grande pour la configuration sans tufting. Les tracés en blanc représentent les délimitations du délaminage obtenues par CND ultrasons. A première vue les étendues de délaminage apparaissent équivalentes.

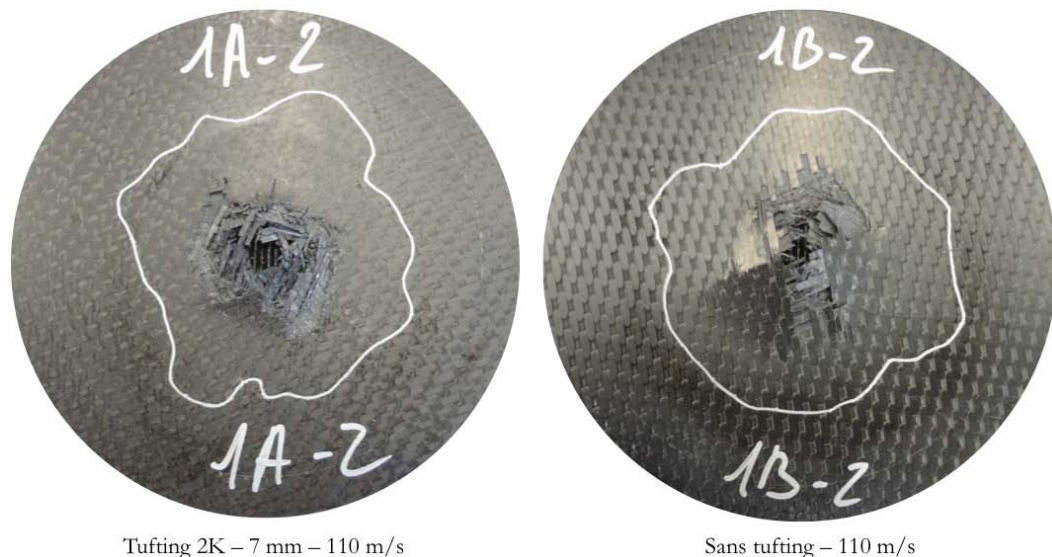


FIGURE 2.18: Comparaison des faciès de rupture entre une configuration sans tufting et une avec tufting à 110 m/s

Une étude approfondie de l'endommagement par délaminage généré lors d'un impact est donc nécessaire. Il est en effet nécessaire de vérifier si, en accord avec la littérature, le tufting permet réellement de limiter ce type d'endommagement.





# Chapitre 3

## Analyse de la propagation du délaminage

Comme présenté dans le second chapitre, l'unique information des quantités d'énergies absorbées lors d'un impact n'est pas suffisante pour quantifier réellement les effets du tufting. L'objectif de ce troisième chapitre est donc de présenter une méthode d'expertise post-mortem des éprouvettes dans le but d'étudier les phénomènes de propagation du délaminage au sein d'un composite stratifié.

Cette méthode est dans un premier temps présentée et comparée aux techniques classiquement utilisées. Celle-ci est ensuite appliquée à six éprouvettes impactées afin de mettre en évidence les directions de propagations préférentielles mais également de confronter les surfaces délaminées aux énergies absorbées.



### 3.1 Introduction

La méthode de contrôle non destructif (CND) la plus courante pour observer l'étendue du délaminage au sein d'une éprouvette en composite est la méthode par ultrasons (US). Dans notre cas, le contrôle est réalisé en réflexion à 10 MHz par contact en déplaçant manuellement le traducteur. On observe ainsi les réflexions sur la face opposée et les délaminages internes. La figure 3.1 représente la visualisation US A-Scan. En posant le traducteur sur la surface supérieure de l'éprouvette et au niveau d'une partie saine (sans délaminage) on obtient un signal du même type que celui représenté en vert sur la figure. En mesurant le temps (abscisse) et en connaissant l'épaisseur et la célérité des ondes au sein du matériau, on détermine alors la profondeur d'un défaut de la plaque et donc d'une fissure de délaminage.

Sur la figure 3.1, le traducteur se déplace sur un rayon de l'éprouvette d'impact. Il capte alors successivement les premières interfaces délaminées en tout point. Les dernières interfaces délaminées peuvent être déterminées de la même manière en retournant la plaque.

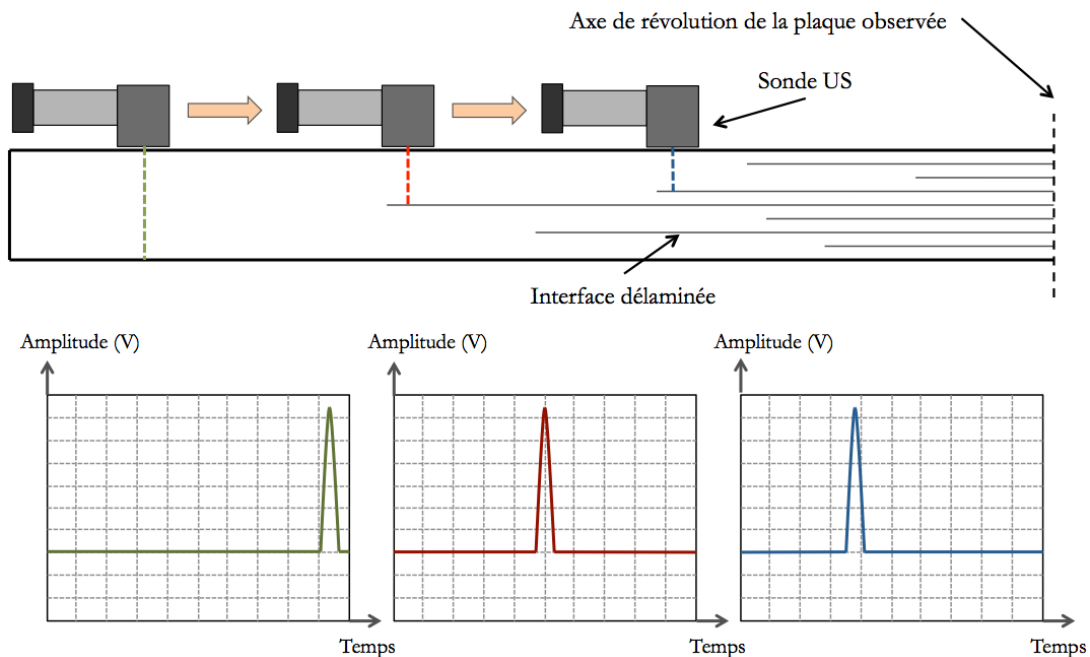


FIGURE 3.1: Détection de fissures de délaminages par technique ultrasons A-Scan

Cette technique permet donc de déterminer l'étendue du délaminage autour du point d'impact. Pour cela on balaye chaque rayon de l'éprouvette et on note la position pour laquelle le premier écho n'est pas un écho de fond. On délimite ainsi avec la méthode à “-6dB sur l'écho de fond” la surface délaminée qui donne une vision directe sur l'étendue du

délamination au sein de la plaque. La figure 3.2 représente une plaque impactée (référence L-1) pour laquelle un contrôle US a été réalisé. La délimitation du délamination y est tracée en blanc.

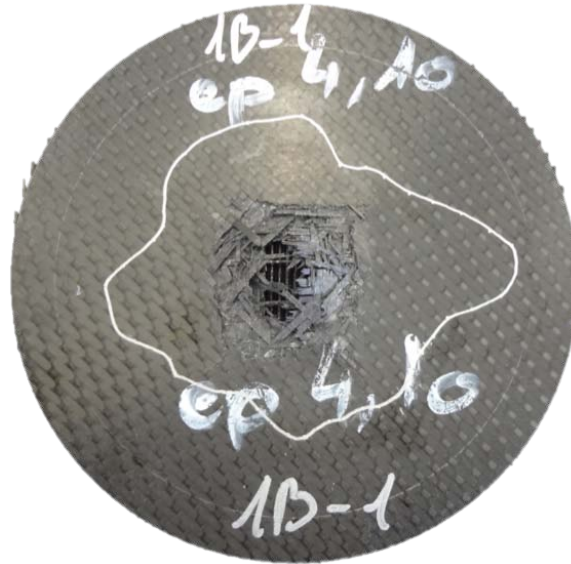


FIGURE 3.2: Délimitation de la surface délaminiée projetée par CND ultrasons

Nombreux sont les auteurs ayant utilisés les ultrasons pour observer le délamination au sein d'un stratifié. Yoshimura et al. [40] ainsi que Tan et al. [13, 41, 42] ont étudié l'influence des paramètres de couture sur la propagation du délamination lors d'impacts basses énergies (sur tour de chute). Ils ont mesuré les surfaces délaminiées projetées à l'aide de la visualisation C-Scan. Celle-ci est basée sur l'enregistrement en amplitude ou temps de vol des échos de l'A-Scan et permet directement d'obtenir une cartographie 2D du délamination par balayage (Figure 3.3). Ces auteurs comparent ensuite ces surfaces aux énergies absorbées au cours des différents impacts. Cette comparaison peut cependant être valable uniquement si toutes les interfaces sont délaminiées de la même manière.

Caprino et al. [44] ont eux réalisés des essais d'impacts hautes vitesses (environ 130 m/s) sur éprouvettes cousues (stitching). Ils ont observé par C-Scan des surfaces délaminiées projetées de forme grossièrement circulaire. Or cette technique est limitante dans la mesure où elle ne fournit aucune information sur l'étendue du délamination pour chaque interface. Il est ainsi impossible de dire s'il existe des interfaces plus propices au délamination que d'autres, excepté pour la première et la dernière. Ces informations sont donc incomplètes et nécessitaient alors d'être développées.

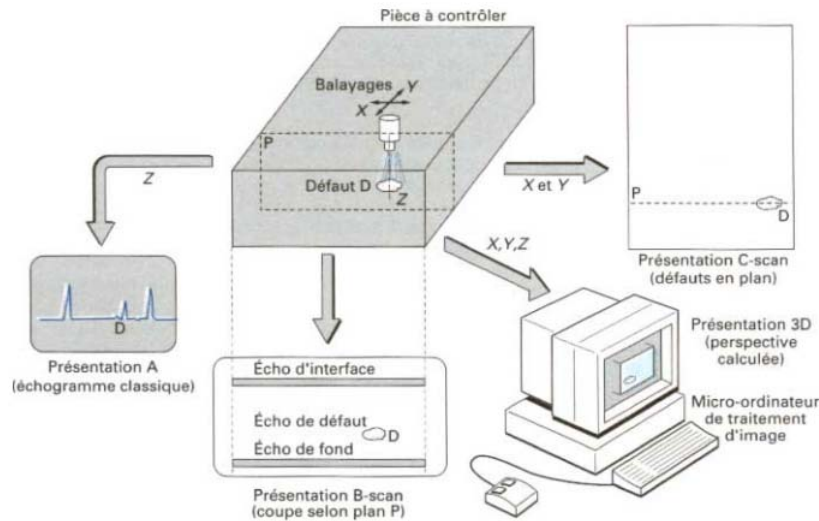


FIGURE 3.3: Présentation des différentes techniques de détection par US [43]

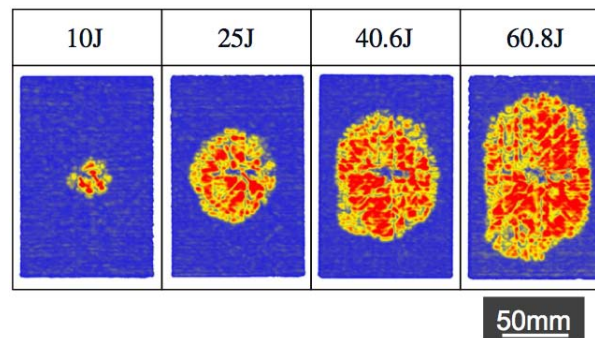


FIGURE 3.4: Détermination de la surface délaminiée projetée en fonction de l'énergie d'impact [42]

## 3.2 Visualisation du délaminage interlaminaire

Il est donc nécessaire d'observer la répartition du délaminage au sein du matériau afin de mieux comprendre l'effet du tufting sur celle-ci. La technique présentée dans cette partie permet de quantifier les surfaces délaminiées pour chaque interface. Elle s'appuie alors sur des observations microscopiques post-mortem. Elle présente cependant pour l'industriel l'inconvénient d'être longue et fastidieuse.

### 3.2.1 Découpe des échantillons

L'idée de cette technique est de découper des échantillons au sein d'une plaque impactée afin de visualiser les différentes interfaces délaminiées dans l'épaisseur (dans un plan de coupe). Pour cela, des talons sont découpés sur tout le pourtour des éprouvettes en faisant

en sorte que les surfaces d'observations soient situées sur ses rayons (Figure 3.5). L'opération suivante de polissage impose, de par la machine utilisée, une surface d'application de l'effort parallèle à la surface à polir.

Le talon (Figure 3.5) a donc été dessiné en conséquence et de telle manière que l'écart entre deux talons successifs soit légèrement supérieur au diamètre de la fraise utilisée (3 mm), d'où la découpe en biseau. Le nombre de talons prélevés est limité dans un premier temps par le diamètre de la fraise utilisée et d'autre part par leurs longueurs. Cette longueur est définie par le cercle intérieur de diamètre 55 mm dans lequel toutes les éprouvettes observées ne présentaient pas d'endommagement visuel.

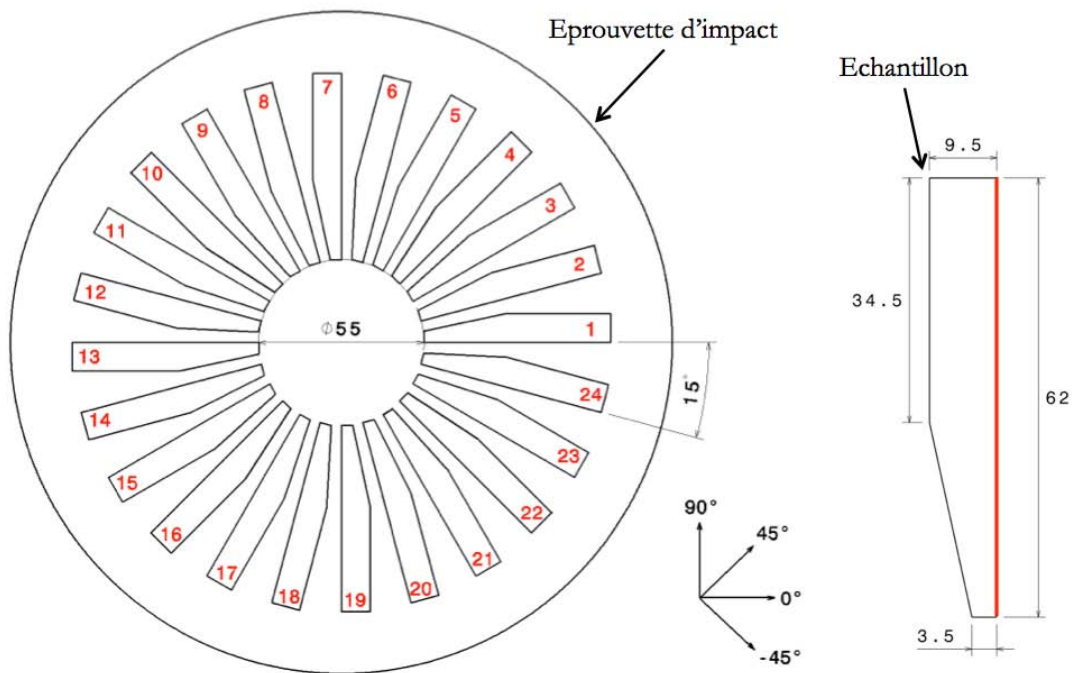


FIGURE 3.5: Plan de découpe et géométrie des talons au sein d'une éprouvette impactée

Ces talons sont ainsi découpés par usinage (opération de rainurage) avec des fraises revêtues de diamant adaptées à la découpe de matériaux composites. Les directions de drapage  $0^\circ$  et  $90^\circ$  sont respectivement alignés avec les axes x et y du centre d'usinage. La première face d'observation (premier talon) est ainsi orientée suivant la direction  $0^\circ$  et sert donc de référence pour les autres. Celle-ci est matérialisée par la ligne rouge sur la figure 3.5.

### 3.2.2 Polissage

Le polissage de l'ensemble de ces échantillons est indispensable afin de pouvoir observer de manière significative les interfaces délaminées. Un montage de polissage sur-mesure a donc

été développé et fabriqué (Figure 3.6). Celui-ci permet de polir six échantillons à la fois et est adaptable sur une machine de polissage semi-automatique. La pression appliquée est donc homogène pour tous les échantillons. La qualité du polissage et la planéité des échantillons s'en retrouve ainsi identique.

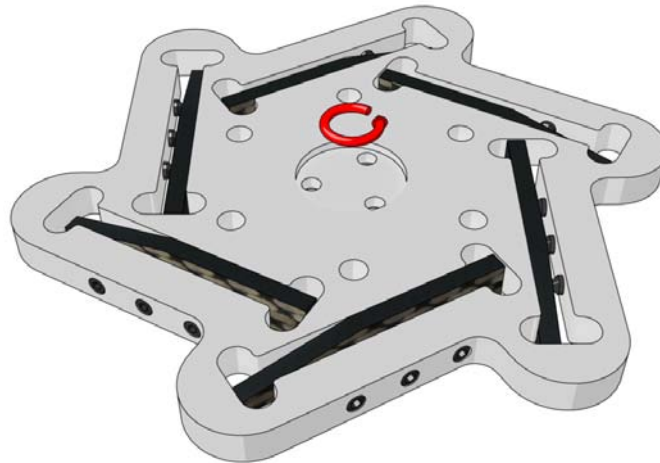


FIGURE 3.6: Montage de polissage

La géométrie des fraises utilisées impose un état de surface particulièrement rugueux sur les faces usinées. On observe en effet après usinage des stries longitudinales parallèles à la longueur de la face d'observation. La gamme de polissage est ainsi adaptée afin de gommer efficacement ces stries sans pour autant trop polir pour ne pas trop décaler le plan d'observation. La gamme de polissage présentée dans le tableau 3.1 a donc été utilisée en accord avec les recommandations de la société Struers<sup>®</sup> :

TABLE 3.1: Gamme de polissage

Opération	Drap	Charge	Durée
Dressage	Piano 120	120 N	30 secondes
Dressage	Piano 1200	120 N	2 minutes
Prépolissage	Drap 9 $\mu\text{m}$	120 N	4 minutes
Polissage	Drap 3 $\mu\text{m}$	120 N	2 minutes
Polissage	Drap 1 $\mu\text{m}$	120 N	2 minutes

### 3.2.3 Observations microscopiques

L'ensemble des faces polies des différents échantillons est par la suite observé au microscope optique.

### 3.2.3.1 Présentation



FIGURE 3.7: Alicona InfiniteFocus<sup>®</sup>

Le microscope optique Alicona InfiniteFocus<sup>®</sup> (Figure 3.7) est utilisé. Cet appareil nous permet de faire une visualisation automatisée sur toute la surface d'observation du talon. Un exemple de visualisation est présenté en figure 3.8. Pour rappel, l'objectif de ces observations est d'évaluer l'apport du tufting en terme de délaminage en mesurant les longueurs de délaminage pour chaque interface. Ainsi, trois images distinctes ont été capturées pour chaque talon :

- une image globale du talon (avec un objectif x5) pour la mesure des longueurs de délaminage
- une image permettant de mettre en évidence les différents plis (avec un objectif x10) et ainsi faciliter la détection des interfaces
- une image par zone où l'on observe un point de tufting (x10)

Il a ainsi fallu dans un premier temps identifier les différents plis et donc les interfaces adjacentes. Cette étape de reconnaissance des plis n'est cependant pas évidente. En effet, lors de la mise sous pression de la préforme pendant l'injection par RTM, les plis tendent à s'arranger les uns par rapport aux autres. Ceci permet d'atteindre des fractions volumiques



FIGURE 3.8: Exemple de visualisation au microscope



de fibres importantes (de l'ordre de 50 à 60%) et complique alors l'identification des plis et donc des interfaces, lors de l'observation microscopique.

Ainsi, connaissant la séquence d'empilement du stratifié ainsi que le numéro du talon observé, on est capable de connaître l'angle entre les fibres des différents plis et le plan d'observation. Ainsi une fibre perpendiculaire au plan aura une section circulaire. Cette section deviendra de plus en plus ovale lorsque l'angle augmente. Enfin, à l'aide d'un programme réalisé sous Mathematica<sup>®</sup> reproduisant la forme de la section d'une fibre dans le plan d'observation, nous sommes capables d'estimer la forme de la section d'une fibre et ainsi de détecter les plis plus facilement (Figure 3.9).



FIGURE 3.9: Zoom permettant d'identifier la forme des fibres et donc les interfaces

L'intégralité des observations présentées par la suite est tirée des images microscopiques obtenues sur chaque talon. Elles sont donc uniquement représentatives de ce qui se passe à l'extérieur d'un diamètre 55 mm concentrique à l'éprouvette d'impact. L'ensemble des configurations observées est présenté dans le tableau 3.2. Toutes ces éprouvettes ont préalablement été impactées à une vitesse de l'ordre de 110 m/s.

### 3.2.3.2 Tracé des interfaces délaminées

Chaque échantillon prélevé au sein d'une éprouvette impactée peut être défini avec un angle  $\vartheta$ . Ainsi, l'échantillon n°1 (Figure 3.5) est celui qui correspond à un angle  $\vartheta=0^\circ$ , le second à  $\vartheta=15^\circ$ , etc. Puisque les longueurs de délaminage mesurées sont situées sur un rayon de l'éprouvette il est possible de les définir avec un rayon  $r$ . Enfin, on peut attribuer une hauteur au numéro de l'interface délaminée. Chaque fond de fissure de délaminage est ainsi exprimé en coordonnées cylindriques.

TABLE 3.2: Détail des six configurations observées

Référence	Pas (mm)	Type de fil	Section (mm <sup>2</sup> )	Densité surfacique (%)
L-2	-	-	-	-
L-C-2K-5-5	5	2K	0.0788	0.63
L-C-2K-7-2	7	2K	0.0788	0.32
L-C-2K-10-3	10	2K	0.0788	0.16
L-C-4K-7-3	7	4K	0.1576	0.63
L-C-4K-10-3	10	4K	0.1576	0.32

Cela nous permet de tracer une cartographie 3D du délaminage (Figure 3.10) à l'aide du logiciel de calcul formel Wolfram Mathematica<sup>®</sup> 9. Celle-ci est composée de 7 polygones (de couleurs différentes) représentant chacun une visualisation graphique du délaminage pour une interface. La flèche noire sur la figure 3.10 définit la direction du projectile lors de l'impact. Nous avons réalisé ce type de cartographie pour l'ensemble des six configurations présentées dans le tableau 3.2.

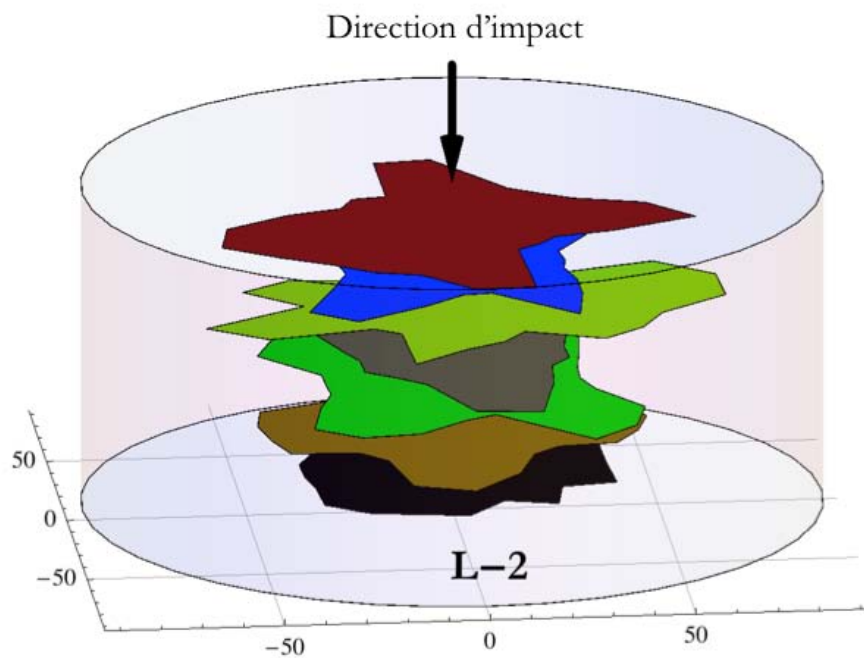


FIGURE 3.10: Exemple de cartographie 3D du délaminage

### 3.2.3.3 Validation de la méthode d'expertise

La question de l'influence de l'opération de découpe sur l'endommagement au sein du matériau peut se poser. Nous avons ainsi comparé, pour chaque talon, la position du fond

de fissure de l'interface délaminée la plus grande avec la délimitation par CND tracée au-dessus de l'éprouvette (Figure 3.11). Pour chaque talon ces positions coïncident.

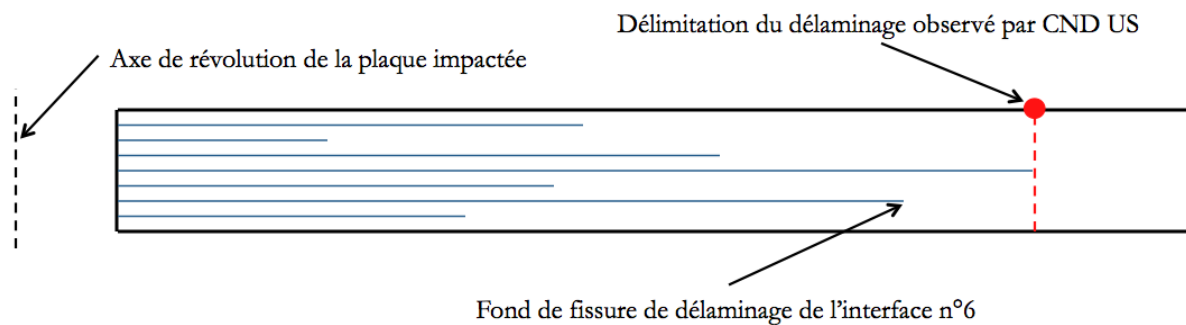


FIGURE 3.11: Schématisation de la vue en coupe d'un talon découpé

La figure 3.12 permet de comparer la délimitation par CND US classique avec celle obtenue par la superposition des cartographies propres à chaque interface.

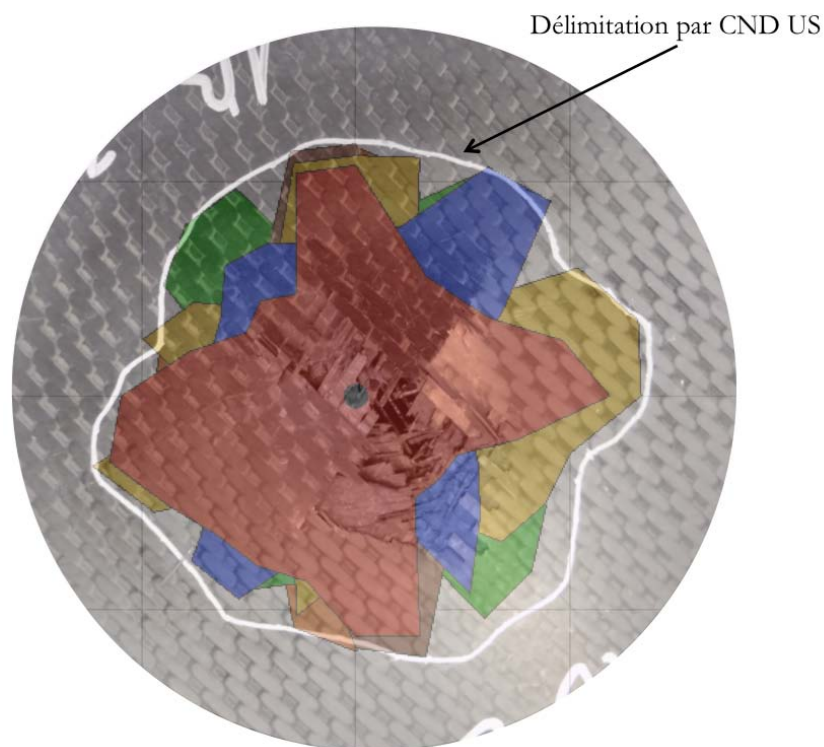


FIGURE 3.12: Comparaison CND US avec les cartographies de délamination

On observe alors une bonne corrélation entre les deux techniques. Les différences sont dues aux résolutions spatiales des deux techniques. En effet, la résolution spatiale de la technique par ultrasons est relative au diamètre du transducteur (5 mm) tandis que celle de l'analyse présentée est liée au nombre restrictif d'échantillons prélevés. La méthode présentée recoupe bien avec les informations données par l'analyse CND. L'opération d'usinage,

nécessaire à cette expertise n'a ainsi pas ou peu induit de propagations supplémentaires du délaminage.

### 3.2.3.4 Densités de fissures

L'évolution de la densité de fissures le long d'un talon (le long d'un rayon de la plaque) est également calculée par traitement d'image. Le traitement consiste à binariser les images issues de l'InfiniteFocus<sup>®</sup> (Figure 3.13) afin de mettre en évidence en noir les fissures et en blanc les parties saines des échantillons. Le seuil de binarisation est identique pour chaque image afin de garantir le même traitement pour chaque échantillon. Ce seuil a été choisi itérativement afin de mettre en évidence uniquement les fissures. Les conditions d'éclairage et de contraste lors de la prise d'image ont été également identiques. Les images sont ensuite rognées afin de conserver uniquement l'échantillon tout en s'affranchissant du bruit en ses bords.

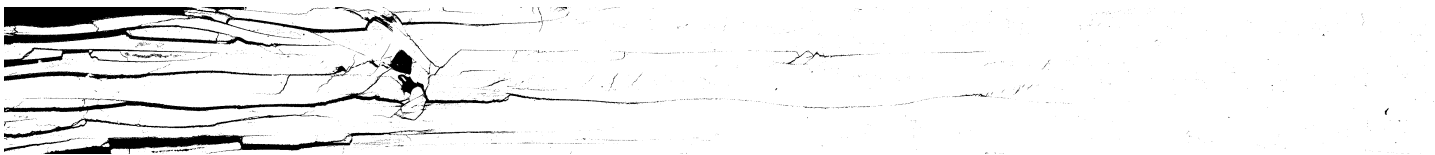


FIGURE 3.13: Mise en évidence des fissures par binarisation

Toutes les images binaires ont par la suite été découpées en cinquante bandes verticales. Sur chacune de ces bandes, le pourcentage de pixel noir a été calculé. Nous l'avons ainsi défini comme étant la densité de fissure sur la bande considérée. Il est alors possible de tracer l'évolution de cette densité le long d'un échantillon et donc de manière plus pertinente sur toute l'éprouvette d'impact. L'intégralité de ces opérations a également été réalisée à l'aide du logiciel Mathematica<sup>®</sup>.

### 3.3 Analyses

Les outils présentés sont ensuite utilisés afin d'observer dans un premier temps la propagation du délaminage par interface. Puis, dans un second temps, l'apport du tufting est évalué notamment en comparant les surfaces délaminées aux énergies absorbées.

#### 3.3.1 Etude de la propagation du délaminage

L'analyse de la propagation du délaminage est menée à l'aide des cartographies réalisées sur chaque configuration. La figure 3.14 présente l'ensemble des cartographies 2D de délaminage. Un matériau stratifié huit plis présente sept interfaces potentiellement délaminées. Ces sept interfaces y sont tracées de couleurs différentes. La première interface est la première traversée par le projectile (côté amont) tandis que la septième correspond à la dernière.

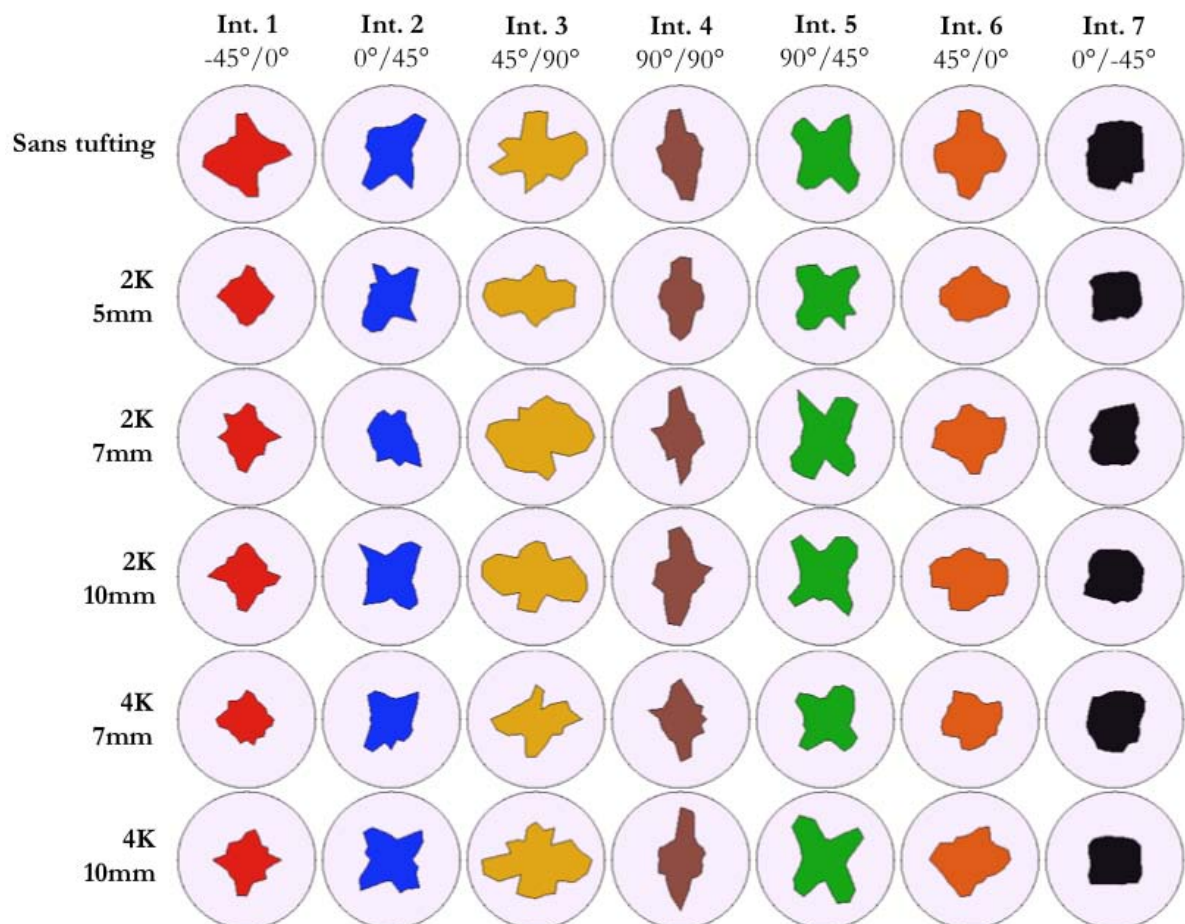


FIGURE 3.14: Comparaison de la répartition du délaminage pour les plaques observées

### 3.3.1.1 Directions préférentielles de propagation

Au regard de ces cartographies, on peut observer qu'il existe des directions de propagation préférentielles propres à chaque interface. Le tableau 3.3 résume les directions de propagation pour chaque interface. Il en ressort que le délaminage se propage dans les directions des sens chaîne et trame du pli adjacent inférieur à l'interface considérée et suivant un rayon de l'éprouvette.

TABLE 3.3: Analyse des directions de propagation par interface

N° d'int.	1	2	3	4	5	6	7
Type d'int.	-45°/0°	0°/45°	45°/90°	90°/90°	90°/45°	45°/0°	0°/-45°
Propagation	0°/90°	-45°/45°	0°/90°	90°	-45°/45°	0°/90°	-

Le pli inférieur semble ainsi diriger le délaminage. Par exemple, pour l'interface n°2 (interface -45°/0°) le délaminage se propage suivant les directions -45° et 45° qui sont respectivement les sens chaîne et trame du tissu 45°. La figure 3.15 permet d'imager cet exemple. Les directions de références sont représentées à l'aide des flèches grises. Les flèches rouges traduisent quant à elles les sens chaîne et trame du tissu drapé à 45°.

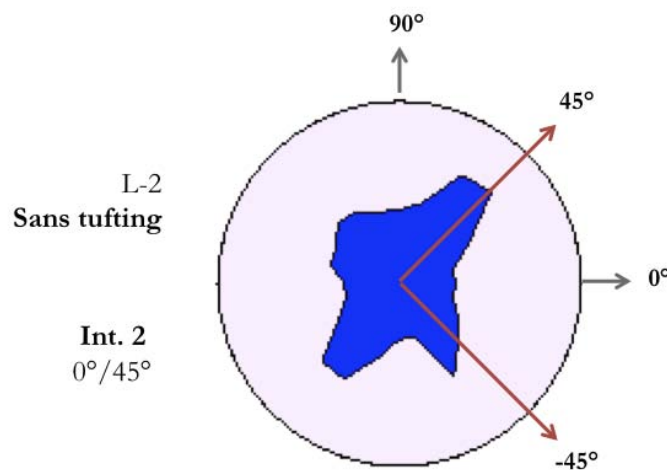


FIGURE 3.15: Explication des directions de propagations

### 3.3.1.2 Effet de l'armure du tissu

L'armure du tissu joue un rôle important pour la propagation. L'architecture Satin 5 est réalisée en faisant passer un fil de trame en dessous de quatre fils de chaîne successifs, puis au dessus d'un cinquième. Sur la figure 3.16 on peut observer la fissure de délaminage qui

se propage selon le sens chaîne d'un pli. Sur la partie gauche la fissure est bien contenue dans le plan de l'interface. En revanche quand le fil de chaîne repasse en-dessous d'un fil de trame, elle continue de le suivre et se retrouve ainsi au milieu du pli considéré et non plus au niveau de l'interface.



FIGURE 3.16: Exemple de propagation du délaminage le long du sens chaîne

La figure 3.17 illustre ce phénomène en trois dimensions. A. F. Gill et al. [45] l'ont également observé sur des coupes microscopiques réalisées sur des éprouvettes DCB avec un tissu de même armure (Satin 5). Ils ont montré que ce phénomène participe activement à l'accroissement de la ténacité interlaminaire pour ce type d'armure.

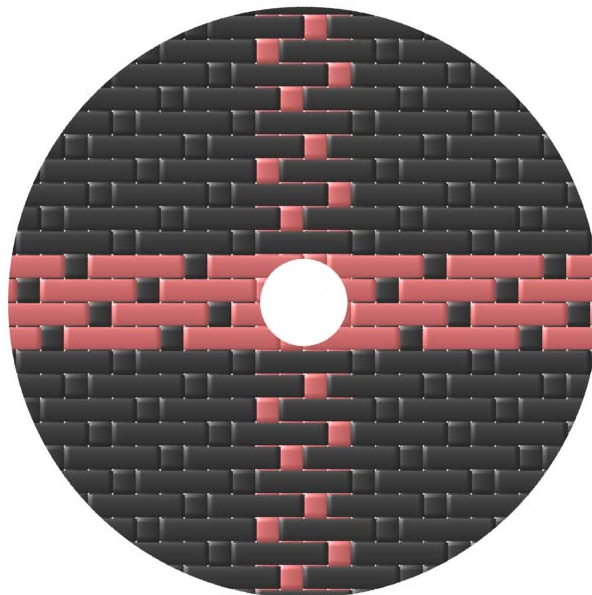


FIGURE 3.17: Schématisation de la propagation du délaminage le long des sens chaîne et trame d'un tissu

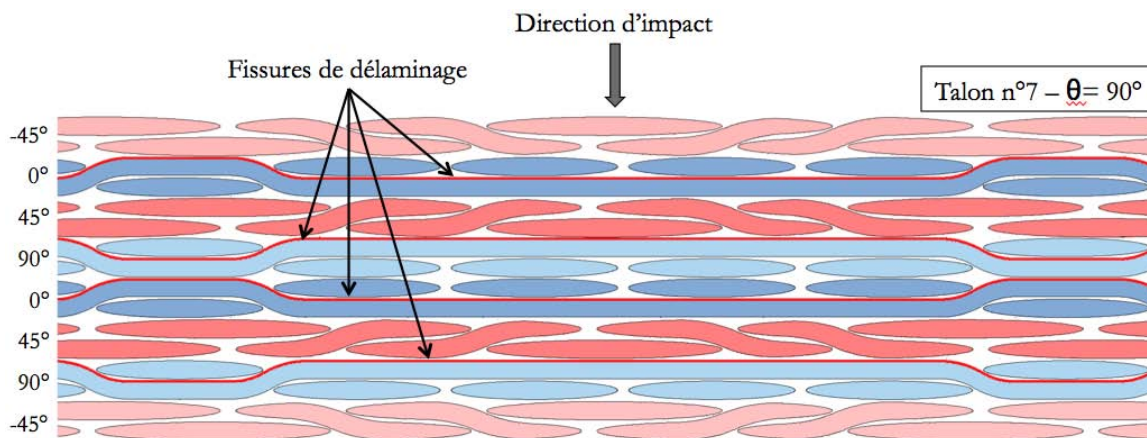
### 3.3.1.3 Effet de la séquence d'empilement

On peut également s'intéresser à la séquence d'empilement et son influence sur les directions de propagation du délaminage. Ainsi, suivant l'angle  $\vartheta$  d'observation, on retrouve toujours la même tendance telle qu'elle est présentée dans les figures 3.18b et 3.19b. Les interfaces majoritairement délaminées sont celles dont les fibres des plis adjacents sont contenues dans le plan d'observation. Ce phénomène s'explique par la capacité qu'a une

fissure à toujours se propager dans des directions les moins énergétiques, à savoir celles qui sont dans la continuité de la direction de propagation. Ceci se traduit alors par une propagation longitudinalement aux torons adjacents à l'interface. Il lui est alors plus facile de longer un fil de chaîne, même lorsque qu'il repasse en-dessous d'un fil de trame.



(a)



(b)

FIGURE 3.18: (a) : Exemple de propagation du délaminage pour le talon n°7. (b) : Représentation schématique de la propagation du délaminage au sein du talon n°7.

D'autre part, on peut observer sur la figure 3.14 que pour l'interface n°4, le délaminage a tendance à se propager de manière récurrente selon la direction  $90^\circ$ . On ne retrouve en effet pas la propagation en croix comme pour les autres interfaces. Si on compare les schémas en figures 3.18b et 3.19b, qui traduisent des observations réelles, on peut voir que pour cette interface (n°4) on observe du délaminage sur le talon n°7 alors qu'il est quasi inexistant sur le talons n°1.

Aussi, nous avons pu observer que la séquence d'empilement réelle de nos stratifiés (et ceci est valable pour l'intégralité des plaques fabriquées) n'était pas symétrique telle que



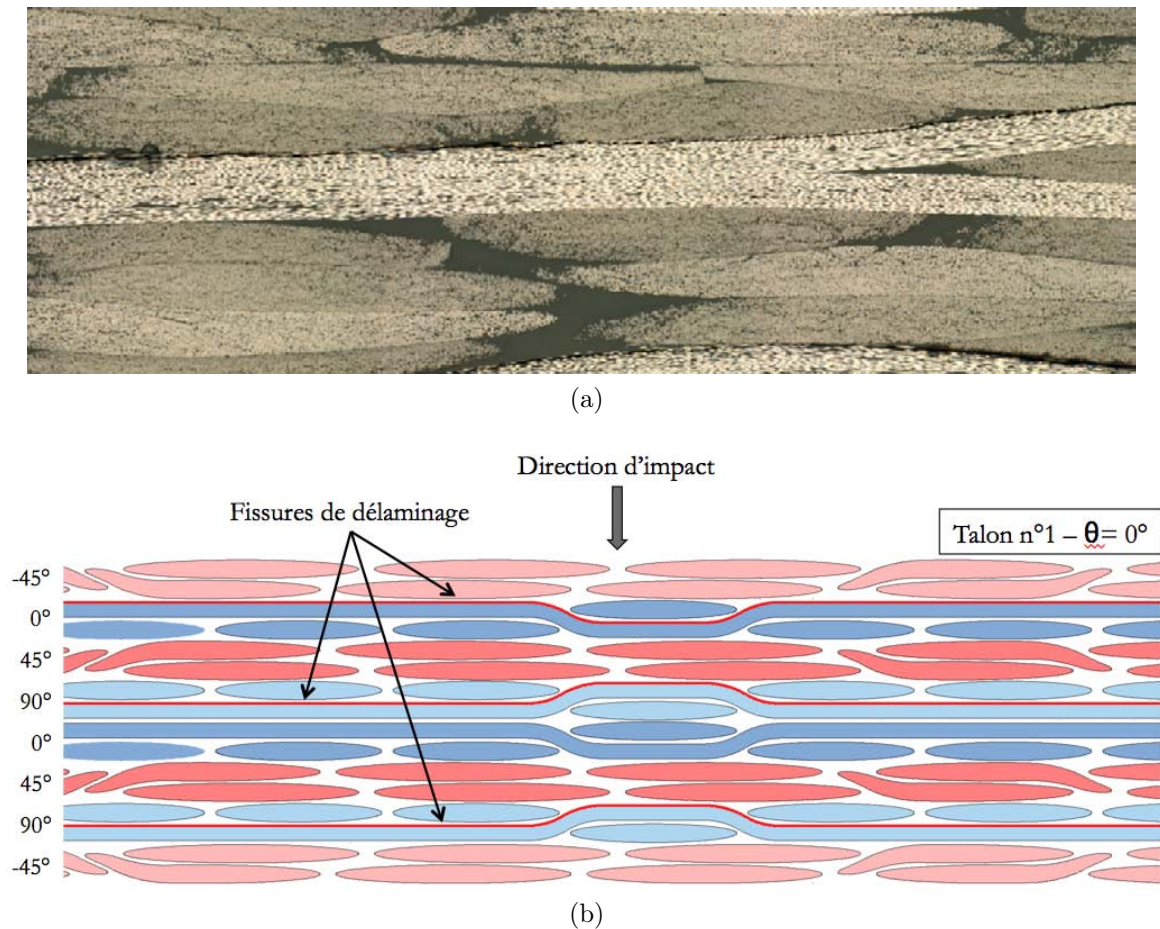


FIGURE 3.19: (a) : Exemple de propagation du délaminage pour le talon n°1. (b) : Représentation schématisée de la propagation du délaminage au sein du talon n°1.

désirée. En effet, l'interface du milieu est en réalité une interface  $90^\circ/0^\circ$  et non une interface  $90^\circ/90^\circ$ . Les plis adjacents à la quatrième interface sont donc orientés respectivement de  $90^\circ$  et  $0^\circ$  par rapport à la direction de drapage alors qu'ils auraient dû être tous les deux à  $90^\circ$ . C'est la raison pour laquelle on observe une unique direction préférentielle de propagation pour cette interface.

En effet, au regard de la stratification réelle les torons des plis 4 et 5 qui sont dans le plan d'observation sont majoritairement en contact pour le talon n°1 tandis qu'ils ne le sont majoritairement pas pour les talons n°7. Il n'est d'ailleurs pas possible de déceler d'interface pour le talon n°1 (lorsque ces torons sont en contact), comme si ces deux torons s'étaient superposés sous la pression exercée lors du procédé d'injection. La propagation d'une fissure de délaminage entre ces deux torons reviendrait ainsi à une fissuration intra-torons beaucoup plus consommatrice d'énergie, ce qui explique alors la géométrie de délaminage observée pour les interfaces n°4.

Cet écart par rapport à la définition de la séquence d'empilement nous a permis ainsi d'expliquer un certain nombre de phénomènes qui n'auraient pas pu être observés si la séquence d'empilement avait été respectée. Elle joue à priori que très peu sur le comportement global de la structure mais peut jouer un rôle déterminant sur sa capacité à se délaminer. Il peut alors être intéressant pour certains concepteurs de privilégier une séquence d'empilement afin d'autoriser ou non du délaminage dans certaines directions.

### 3.3.1.4 Effet de l'orientation des fibres adjacentes aux interfaces

L'architecture des tissus adjacents à l'interface mais surtout l'orientation de ses fibres par rapport à la direction de propagation du délaminage est donc à considérer pour essayer de mieux comprendre ces formes de délaminage. Quelques auteurs se sont intéressés à l'effet de l'angle d'orientation des fibres par rapport à cette direction. La plupart d'entre eux a considéré des interfaces pour des plis unidirectionnels (UD) préimprégnés de résine. Kim et al. [46] ont étudié l'influence de l'orientation des fibres unidirectionnelles à l'interface sur le taux de restitution d'énergie critique en fonction de la mixité du mode (Figure 3.20b).

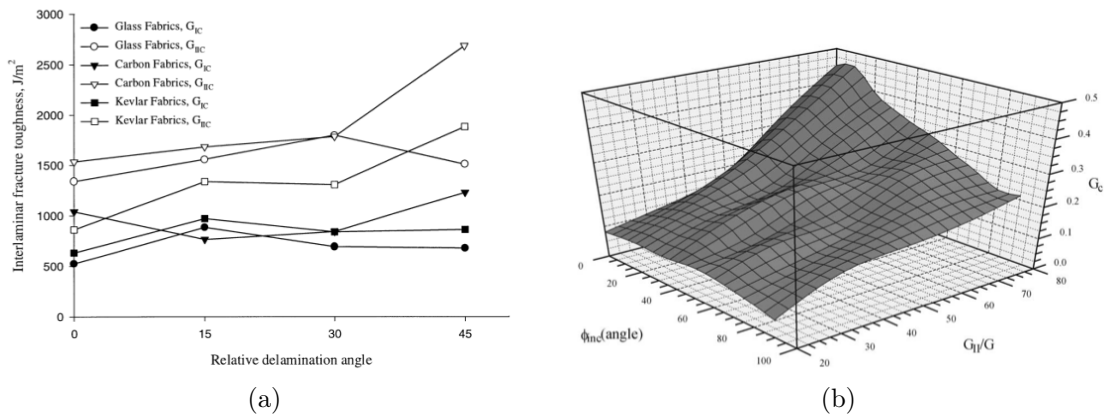


FIGURE 3.20: (a) : Effet de l'orientation des plis adjacents sur la ténacité interlaminaire pour des plis tissés [47]. (b) : Effet de l'orientation des fibres adjacentes et de la mixité des modes sur la ténacité interlaminaire pour des plis UD [46].

Plus la sollicitation se rapproche d'un mode I pur (rapport  $G_{II}/G$  le plus petit) et plus la ténacité interlaminaire diminue avec l'accroissement de l'orientation des fibres UD adjacentes. L'effet de cette orientation diminue lorsqu'on se rapproche du mode I pur. Andersons et al. [48] ont montré que l'accroissement de l'angle avait pour effet d'augmenter la ténacité en mode I et de diminuer celle en mode II pour des fibres unidirectionnelles. Marom et al.[47] ont étudié cette même influence sur des stratifiés composés de plis tissés.

(Figure 3.20a). Globalement l'augmentation de l'angle accroît les ténacités en mode I et II pour une architecture de tissu donnée.

Tout comme l'ont montré Alif et al. [7] ainsi que Suppakul et al. [49], l'armure du tissu (twill, satin, plain, etc.) a clairement un effet sur la ténacité en mode I pour une propagation suivant les sens chaîne et trame de deux tissus adjacents. Plus l'indice de tissage (nombre de fils de trame entrelacés par un fil de chaîne) est élevé et plus la ténacité en mode I est importante. La figure 3.21 présente les résultats des essais de ténacité en mode I sur des tissus avec indices différents : la toile ("Plain",  $n=1$ ), le sergé ("Twill",  $n=2$ ) et le satin 8 ("8H Satin",  $n=7$ ). On voit clairement que la ténacité interlaminaire en mode I augmente avec cet indice de tissage.

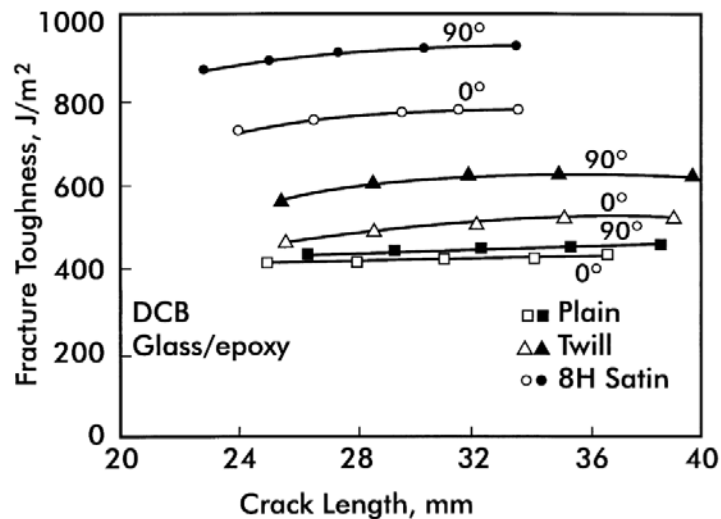


FIGURE 3.21: Courbes de résistance en mode I pour des tissus de différentes armures [7]

Ce graphique révèle de plus des différences notables entre les ténacités mesurées dans des directions à 90° l'une de l'autre. Elles sont d'autant plus prononcées que l'indice de tissage est grand. On peut donc supposer que l'effet de l'orientation de l'angle de propagation est ainsi plus important pour notre tissu satin 5 (indice de tissage égal à 5) que pour des plis UD. Il serait donc intéressant de prendre ce phénomène en considération dans le modèle d'impact.

Ces analyses ne nous ont néanmoins pas permis de comprendre pourquoi c'est le pli inférieur à l'interface qui vient guider le délaminage. D'autre part, nous avons pu observer, sans pouvoir l'expliquer que le délaminage se propageait de manière circulaire au niveau de l'interface n°7.

Au delà de ces observations sur la propagation du délaminage intéressons-nous à présent à l'apport du tufting.

### 3.3.2 Apport du tufting

#### 3.3.2.1 Effet sur la densité de fissures

Afin de mettre en évidence l'apport du tufting en terme d'endommagement, nous avons comparé l'évolution des densités de fissures des plaques L-C-2K-7-2 et L-2 impactée à  $110 \text{ m.s}^{-1}$  (Figure 3.22). Le trou au centre correspond au diamètre de 55 mm dans lequel aucune observation microscopique n'a été réalisée. Au regard de ces tracés il semble évident que la densité de fissures de la plaque avec tufting (L-C-2K-7-2) semble s'estomper plus près du point d'impact que pour la plaque sans tufting (L-2). Une comparaison de ces densités pour toutes les configurations observées n'a pas permis d'esquisser un réel effet des paramètres de tufting sur la propagation de l'endommagement au sein du matériau.

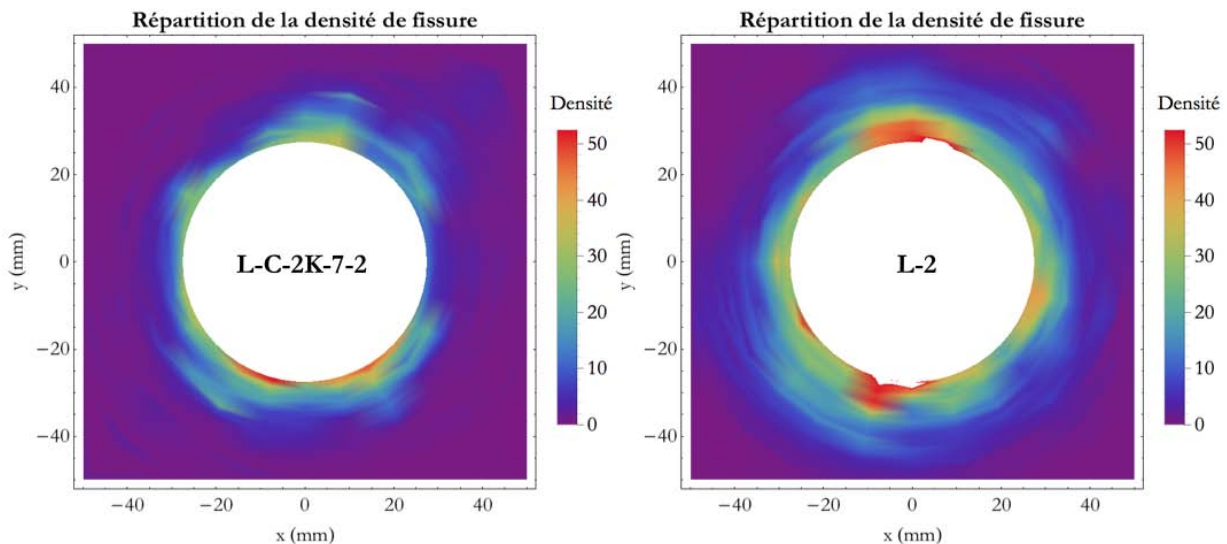


FIGURE 3.22: Comparaison de la densité de fissures entre une plaque avec tufting (L-C-2K-7-2) et une plaque sans tufting (L-2)

#### 3.3.2.2 Effet sur l'étendue du délaminage

D'autre part, le tracé des interfaces délaminées (Figure 3.14) a également permis de calculer les surfaces délaminées propres à chaque interface. Ces valeurs sont regroupées dans le tableau 3.4. Elles sont calculées à partir de la géométrie du polygone définissant les zones délaminées. La précision de ce calcul est ainsi directement influencée par le pas angulaire de découpe de  $15^\circ$ . Ces valeurs sont donc plus qualitatives que quantitatives. Il est néanmoins possible de les utiliser pour esquisser des tendances. Les configurations les plus intéressantes sont présentées en rouge.

TABLE 3.4: Comparaison des surfaces délaminées

Réf	Tufting	Surfaces délaminées par interface (cm <sup>2</sup> )							Total
		Int. 1	Int. 2	Int. 3	Int. 4	Int. 5	Int. 6	Int. 7	
L-2	-	58.2	49.	67.1	42.8	58.8	61.2	55.	392.1
L-C-2K-5-5	2K 5 mm	31.4	42.	56.3	39.2	49.9	43.3	36.7	298.8
L-C-2K-7-2	2K 7 mm	35.	34.5	89.5	39.3	63.3	52.1	42.6	356.3
L-C-2K-10-3	2K 10 mm	37.5	47.2	76.8	49.1	58.7	56.6	43.9	369.8
L-C-4K-7-3	4K 7 mm	29.7	38.	46.8	37.	47.7	40.7	47.5	287.4
L-C-4K-10-3	4K 10 mm	35.5	49.1	76.9	43.2	63.	54.5	40.1	362.3

On peut voir dans un premier temps que la plaque sans tufting possède une surface délaminée plus importante que toutes les configurations avec tufting. Ceci traduit alors bien la capacité des éprouvettes avec tufting à retenir le délaminage. Au regard des surfaces délaminées totales, les configurations 2K 5 mm et 4K 7 mm semblent être les plus intéressantes. Ce sont en effet celles qui permettent une meilleure rétention du délaminage par rapport à la plaque sans tufting. On voit ainsi que plus on réduit le pas et meilleure est cette contenance. Ces deux configurations apportent d'ailleurs des gains équivalents tout comme la configuration 2K 7 mm avec la 4K 10 mm. Il se trouve que la configuration 2K 5 mm (resp. 2K 7 mm) possède la même fraction surfacique que la configuration 4K 7mm (resp. 4K 10mm). Le tableau 3.6 met en évidence l'effet de la densité sur la surface délaminée. La densité de renfort au sein d'une éprouvette joue ainsi un rôle important. Il est alors possible d'affirmer au regard de ces résultats que l'utilisation de configurations différentes mais à iso fraction surfacique de renfort est équivalente en termes de contenance du délaminage. Des différences existent cependant si on compare respectivement chaque interface.

### 3.3.2.3 Confrontation aux énergies absorbées

Le tableau 3.5 se propose de présenter les résultats en terme d'énergies absorbées pour l'ensemble des configurations analysées. Comme observé dans le précédent chapitre, la configuration de tufting permettant d'augmenter considérablement la quantité d'énergie absorbée est la 2K 7 mm.

Il semble enfin indispensable de confronter ces surfaces délaminées aux quantités d'énergies absorbées lors de l'impact (Tableau 3.6). La figure 3.23 permet de mieux mettre en évidence ces résultats. Les configurations les plus intéressantes sont donc celles qui

TABLE 3.5: Configurations comparées

Référence	Tufting	Vitesse d'impact (m/s)	Vitesse résiduelle (m/s)	Energie absorbée (J)
L-2	-	110.2	99.7	270.0
L-C-2K-5-5	2K 5mm	110.9	100.4	269.0
<b>L-C-2K-7-2</b>	<b>2K 7mm</b>	<b>110.1</b>	<b>96.7</b>	<b>338.0</b>
L-C-2K-10-3	2K 10mm	109.9	100.0	251.9
L-C-4K-7-3	4K 7mm	110.4	98.9	292.4
L-C-4K-10-3	4K 10mm	110.3	100.8	242.4

TABLE 3.6: Confrontation des surfaces délaminées aux énergies absorbées

Réf.	Tufting	Densité surfactive (%)	Energie absorbée normalisée	Surface délaminée normalisée
L-2	-	-	1.00	1.00
L-C-2K-5-5	2K 5mm	0.6	1.00	0.76
<b>L-C-2K-7-2</b>	<b>2K 7mm</b>	<b>0.3</b>	<b>1.25</b>	<b>0.91</b>
L-C-2K-10-3	2K 10mm	0.075	0.93	0.94
<b>L-C-4K-7-3</b>	<b>4K 7mm</b>	<b>0.6</b>	<b>1.08</b>	<b>0.73</b>
L-C-4K-10-3	4K 10mm	0.3	0.90	0.92

limitent le plus le délaminage (surface délaminée normalisée inférieure à 1) tout en augmentant le niveau d'énergie absorbée (énergie absorbée normalisée supérieure à 1) par rapport à la configuration de référence non tuftée. Le pas de 10mm (en 2K ou 4K) n'est pas avantageux puisqu'il n'apporte qu'une faible amélioration de l'étendue du délaminage mais au détriment de l'énergie absorbée. En revanche, les paramètres de tufting 2K 7 mm et 4K 7 mm sont eux attractifs : le 2K 7mm favorise l'augmentation d'énergie tandis que le 4K 7 mm favorise la limitation du délaminage.

Il existe alors un pas de tufting optimum de 7 mm. Ce pas est en revanche uniquement valable pour le matériau utilisé pour ces travaux. C'est le pas pour lequel les avantages du tufting ne sont pas intégralement contrebalancés par son effet invasif. Dell'Anno et al. [19] ont étudié cet effet invasif. Ils affirment que des fissures de matrices sont susceptibles de s'amorcer au sein des poches de résines formées lors de l'insertion de l'aiguille au cours du procédé de tufting. Tong et al. [18] ont quantifié cet effet en analysant la dégradation des propriétés mécaniques dans le plan en fonction du pas. L'énergie absorbée devrait logiquement augmenter lorsque le pas diminue. Or dans notre cas, elle rechute pour un pas de 5 mm. Plus le pas est serré, plus le nombre de fibres endommagées est important. Or l'énergie nécessaire à la perforation est directement liée au nombre de fibres intactes

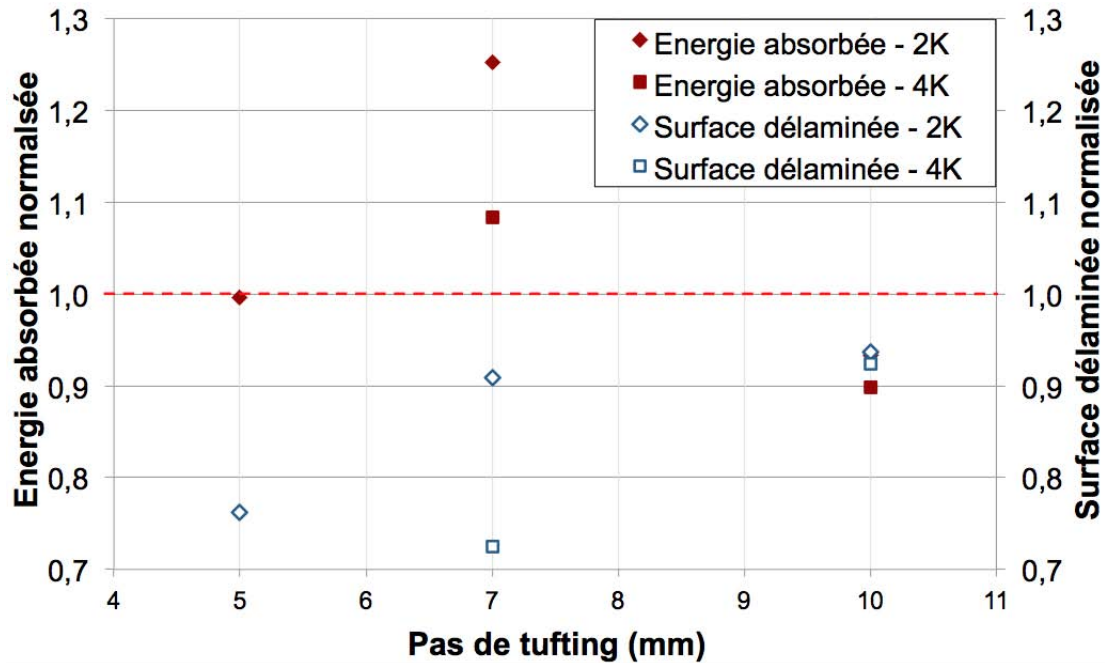


FIGURE 3.23: Comparaison des énergies absorbées et des surfaces délaménées normalisées au niveau du point d'impact. L'énergie absorbée s'en retrouve alors limitée.

#### 3.3.2.4 Comportement d'une fissure aux abords d'un point de tufting

Il semble intéressant de regarder comment se comportent les points de tufting lors d'un impact afin de pouvoir identifier clairement leur rôle. Nous avons pour cela observé une par une l'ensemble des images réalisées lors des observations microscopiques. Sur chacune d'entre elles qui contenaient la présence de tufting nous n'avons à aucun moment observé de rupture de tufting. Ainsi dans tous les plans d'observation (24 par éprouvettes), les images réalisées indiquent que la sollicitation de l'interface n'est pas suffisamment importante pour rompre les points de tufting. La figure 3.24 met en évidence ces observations. La fissure de délamination schématisée en bleu semble s'arrêter pour continuer sa propagation après le point de tufting. Cette impression est bien évidemment due au plan d'observation. Dans la réalité, la fissure se propage autour du point de tufting mais ne la rompt pas.

Notons également la présence de décohésion entre le fil de tufting et la matrice l'entourant. Ainsi, si la propagation du délamination avait engendré des ruptures de points de tufting, l'énergie absorbée au cours de l'impact aurait été beaucoup plus sensible aux paramètres de tufting. Mais en revanche dans notre cas ils ne sont pas suffisamment sollicités pour apporter un avantage considérable.

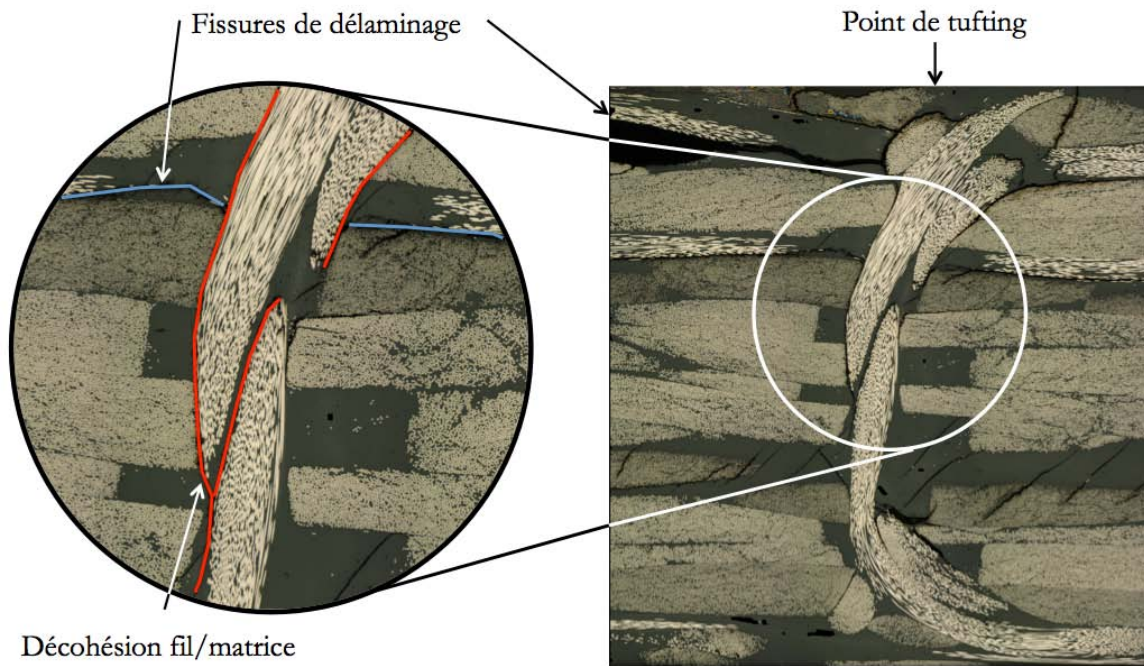


FIGURE 3.24: Propagation d'une fissure de délaminage au niveau d'un point de tufting

Des observations par micro-tomographie aux rayons X ont été menées afin de visualiser cette propagation en trois dimensions. La figure 3.25 représente ainsi une vue en 2D et en 3D d'une zone précise autour d'un point de tufting. Un seuillage par densité a été réalisé afin de mettre en évidence la matrice en noir, le carbone (tissu et point de tufting) en blanc et enfin le vide (fissures) en rouge.

On observe sur la vue en 3D que la fissure de délaminage n'est pas homogène sur un plan. Cet effet est dû à la faible résolution du détecteur du micro-tomographe. En revanche on voit très clairement dans ces vues que la fissure contourne bien le fil de tufting comme on a pu le conjecturer au regard des observations microscopiques. Cette représentation tomographique permet de se rendre également compte de l'inclinaison du point de tufting par rapport à la direction de drapage. Ces inclinaisons sont également visibles sur la plupart des images microscopiques.

On retrouve également sur la vue en 2D (Figure 3.24) de la décohésion tufting/matrice qui ne s'est produite que sur une certaine hauteur du point de tufting. Ces décohésions sont le seul type d'endommagement observé à l'extérieur du diamètre 55 mm lié à la présence de tufting. Elles partent des plans de délaminage et se propagent ainsi le long d'un fil de tufting dans la direction d'un autre plan de délaminage.



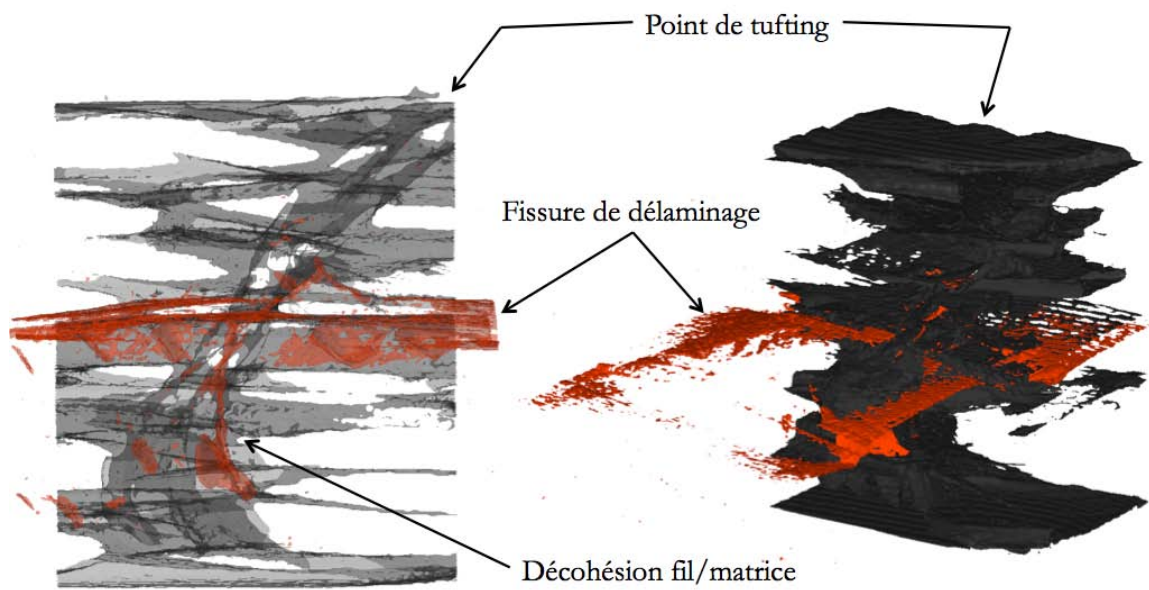


FIGURE 3.25: Observation par microtomographie aux rayons X du comportement d'une fissure de délaminage aux abords d'un point de tufting (vue 2D et vue 3D)



FIGURE 3.26: Observation de fissures transverses au sein d'un pli à 45°

Nous avons également observé sur la plupart des coupes microscopiques la présence de fissures obliques qui semblent s'amorcer dans la matrice et se propager au sein des torens perpendiculaires aux plans d'observations. Ces fissures sont donc majoritairement

présentes dans les plis à :

- +/- 45° sur les talons 4, 10, 16 et 22
- 0°/90° sur les talons 1, 7, 13, et 19

Ces fissures sont particulièrement nombreuses proche des points de tufting. Elles sont observées principalement sur des éprouvettes tuftées avec un fil 4K, où l'on observe d'importantes poches de résine. Elles s'amorcent à partir de ces amas. L'inclinaison à 45° de ces fissures traduit bien une sollicitation prépondérante en mode II. La figure 3.26 représente une image microscopique prise sur un point de tufting sur le talon n° 4 (45°) de la plaque L-C-4K-7-3 (4K 7 mm).

### 3.4 Conclusions partielles

Un nouvelle méthode d'analyse du délaminage a été présentée. Elle s'appuie sur la découpe post-mortem des éprouvettes d'impact et sur l'observation microscopique des plans d'observations situés sur ses rayons. Elle permet d'élaborer des cartographies de délaminages propres à chaque interface. Les avantages de cette méthode par rapport aux techniques par ultrasons dites classiques sont énoncés et une comparaison est menée. Celle-ci s'avère ainsi intéressante puisqu'elle est aussi précise que les méthodes usuelles CND tout en apportant des informations supplémentaires.

Cette méthode a permis d'analyser les phénomènes de propagation de délaminage en évaluant l'influence de la stratification et de l'architecture du tissu utilisé. Le délaminage est dirigé par l'orientation des fibres adjacentes aux interfaces. De plus, le pli qui gouverne le délaminage est celui opposé à la direction d'impact.

Enfin les surfaces délaminées totales et par interface sont calculées. Plus le pas est serré et meilleure est la limitation du délaminage. Ces surfaces sont ensuite confrontées aux énergies absorbées lors de ces essais. Cette confrontation permet d'affirmer l'existence d'un pas optimum apportant le meilleur compromis entre énergie absorbée et surface délaminée. Ce pas de 7 mm est cependant uniquement valable pour notre couple de matériaux et dans ces conditions d'essai. Ainsi, si l'intérêt du tufting est de limiter le délaminage alors le choix devrait se porter sur l'utilisation d'un pas le plus fin possible. Si au contraire la résistance à l'impact est primordiale, alors la recherche du pas optimum est nécessaire.

Les observations présentées dans ce chapitre ne sont valables que pour la vitesse étudiée de  $110 \text{ m.s}^{-1}$ . Elles ont permis de dresser des tendances sur l'effet des paramètres de tufting sur la rétention du délaminage et sur la quantité d'énergie absorbée. Ces effets sont néanmoins limités. Le cisaillement interlaminaire à l'origine du délaminage est en revanche suffisant pour le propager à travers les points de tufting mais insuffisant pour les rompre. Les points de tufting ne jouent donc que leur rôle uniquement au niveau du point d'impact où des ruptures ont été observées à l'oeil nu.

La suite de ces travaux se concentre ainsi sur les phénomènes de propagation du délaminage et sur leur prise en compte dans un modèle d'impact.



## Chapitre 4

# Etude de la dépendance angulaire de la ténacité interlaminaire

Les cartographies de délaminage présentées dans le chapitre précédent sur six plaques d'impact ont bien permis de mettre en évidence l'existence de directions préférentielles de propagation d'une fissure de délaminage. Comme détaillé précédemment, on note que le délaminage a fortement tendance à se propager le long des fibres adjacentes à l'interface. Il semble donc que dû à cet effet, la ténacité interlaminaire  $G_c$  varie en fonction de la direction de propagation. Ce chapitre développe la dépendance de la ténacité interlaminaire en modes I et II à l'orientation des fibres adjacentes. Les essais nécessaires à l'établissement de ces lois sont dans un premier temps décrits. Une proposition de modélisation numérique de ce phénomène est dans un second temps énoncée.



## 4.1 Essais de propagation de fissures de délaminages

Tout comme développé dans le chapitre précédent, le type d'architecture (caractérisé par l'indice de tissage) semble jouer un rôle prépondérant pour la propagation du délaminage et l'effet de l'orientation des fibres adjacentes est également fonction de cet indice. On peut aussi faire l'hypothèse que le délaminage se propage concentriquement à partir du point d'impact. De plus sur un rayon de l'éprouvette les fibres adjacentes ont une orientation constante ; il est ainsi possible de supposer que cette ténacité interlaminaire est constante sur ce même rayon. Les essais de délaminage décrits ci-dessous sont donc réalisés pour différentes orientations des fibres adjacentes.

### 4.1.1 Définition des essais

Les essais sont réalisés afin de définir une loi de propagation angulaire empirique. Ce sont des essais élémentaires de type DCB (Double Cantilever Beam) et ENF (End-Notched Flexure) permettant d'obtenir les ténacités interlaminaires en mode I et mode II d'un stratifié. L'amorce de fissure est réalisée à l'aide d'un film en PTFE (Téflon) inséré à mi-épaisseur de la plaque lors de la fabrication (avant injection). Dans ce cas et afin d'obtenir des directions de propagation de délaminage différentes (par rapport à l'orientation des tissus adjacents à l'interface), le film en PTFE est de forme circulaire (représenté en hachures sur la figure 4.1). Les éprouvettes sont ensuite découpées autour de ce film tel que présenté dans la figure 4.1. Deux types de stratification sont analysés :

- $[-45^\circ/0^\circ/45^\circ/\mathbf{90^\circ/90^\circ}/45^\circ/0^\circ/-45^\circ]$  (équivalente à  $[-45^\circ/0^\circ/45^\circ/90^\circ]_s$ )
- $[0^\circ/-45^\circ/0^\circ/\mathbf{45^\circ/0^\circ}/45^\circ/0^\circ/-45^\circ]$

Celles-ci permettent de définir les lois de propagation pour les interfaces  $0^\circ/45^\circ$  et  $90^\circ/90^\circ$  qui sont les deux interfaces que l'on retrouve au sein des empilements quasi-isotropiques des éprouvettes d'impact.

L'ensemble des essais pour définir la loi angulaire est réalisé suivant les protocoles décrits dans le paragraphe 4.1.2. Une analyse géométrique préliminaire est cependant nécessaire afin de définir correctement les paramètres angulaires de cette loi. Il convient en effet de raisonner et d'étudier l'ensemble des angles relatifs entre les différents fils de chaîne et trame et la direction de propagation imposée par l'éprouvette utilisée.

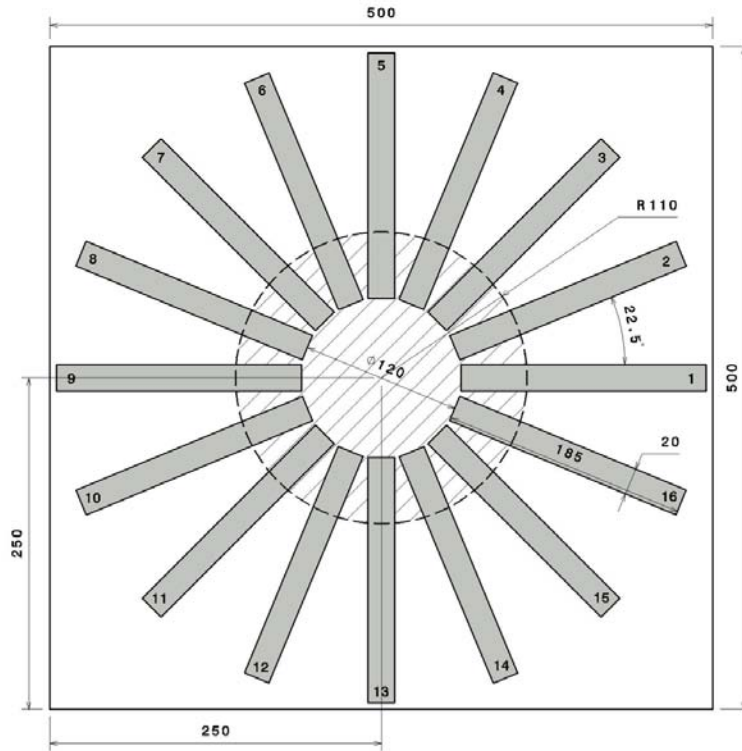


FIGURE 4.1: Découpe des éprouvettes DCB / ENF pour définition de la loi angulaire

Pour rappel, la figure 4.2 représente une photographie de la surface d'une éprouvette. Elle met en évidence le motif élémentaire d'un tissu Satin 5. Les fils de chaîne et de trame y sont enfin représentés schématiquement.

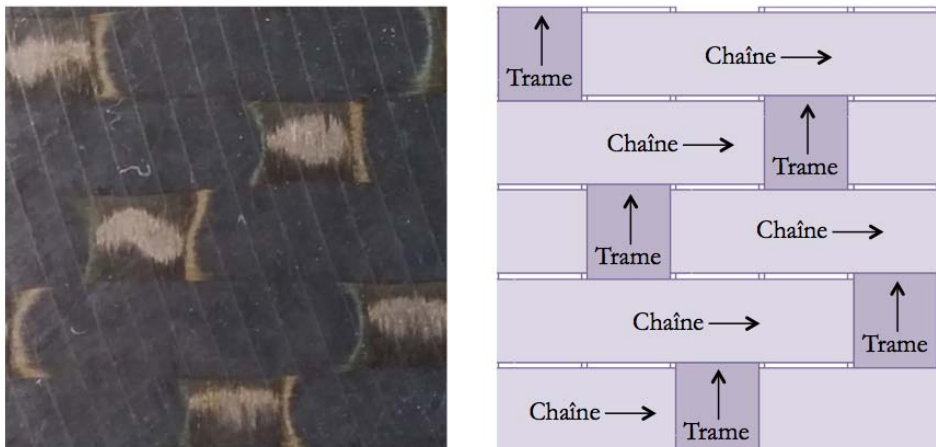


FIGURE 4.2: Photographie et représentation schématique des fils de chaîne et de trame

La figure 4.3 reprend cette schématisation. Le tissu inférieur à l'interface est représenté en rouge pâle tandis que le supérieur est représenté en violet pâle. Tout comme sur le



schéma précédent (Figure 4.2), les fils de chaîne sont colorés avec une teinte supérieure aux fils de trame. Les flèches en traits pleins (respectivement hachurés) indiquent les sens chaînes (respectivement les sens trames).

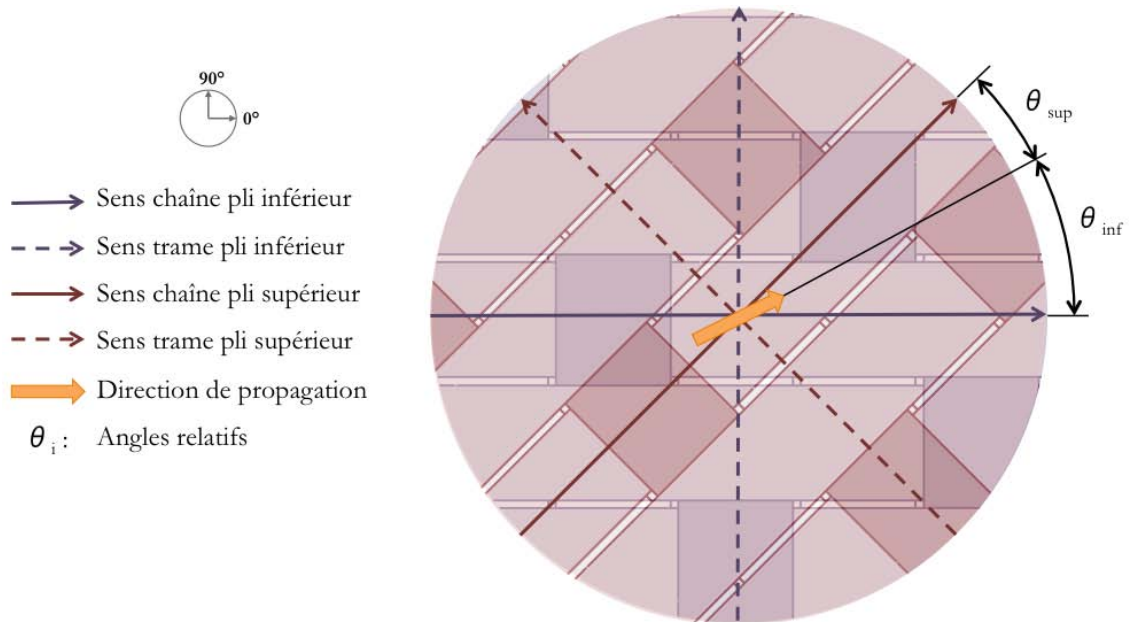


FIGURE 4.3: Schéma explicatif des angles relatifs entre fil de chaîne (resp. trame) avec la direction de propagation

Pour cet exemple, l'angle relatif entre les deux tissus est de  $45^\circ$  ; ce schéma représente ainsi une interface  $45^\circ/0^\circ$  (deuxième configuration). On peut alors définir des angles relatifs  $\theta_{inf}$  et  $\theta_{sup}$  des fils de chaîne des plis inférieurs et supérieurs par rapport à la direction de propagation (indiquée par la flèche orange).

## 4.1.2 Protocoles

### 4.1.2.1 Mode I : essais DCB

L'essai DCB permet la mesure de la ténacité interlaminaire en mode I sur une éprouvette pré-fissurée. Pour réaliser cet essai, deux blocs de chargement sont collés de chaque côté de l'éprouvette à son extrémité pré-fissurée (Figure 4.4). Cette éprouvette est ensuite montée sur une machine de traction-compression, qui par le biais de ces blocs va permettre d'ouvrir la fissure. On relève alors l'ouverture de la fissure (mesuré par extensométrie optique) et l'effort sur la cellule de charge. Le tracé de la courbe force-ouverture permet directement de calculer la ténacité en mode I.

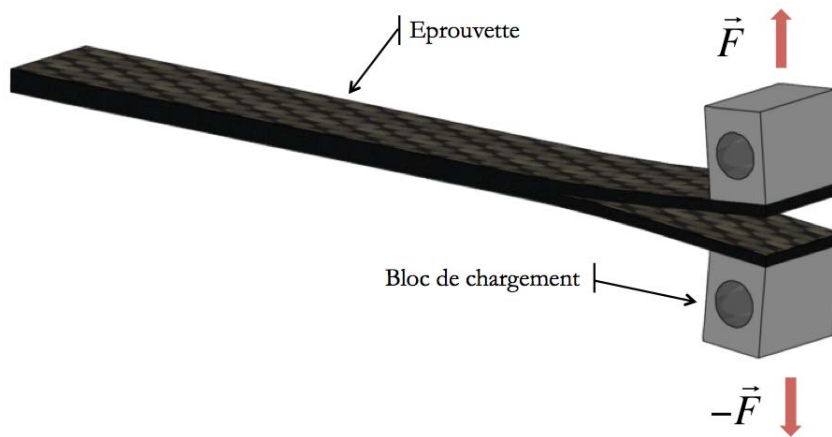


FIGURE 4.4: Mise en situation de l'essai DCB

Deux normes majeures permettent la réalisation et le dépouillement d'essais DCB. La première est la norme prEN6033 [50] pour laquelle la ténacité en mode I est calculée à l'aide de la relation :

$$G_{Ic} = \frac{A}{aB} \quad (4.1)$$

où A correspond à l'aire hachurée sous la courbe force-déplacement présentée en figure 4.5, a à la longueur de fissure propagée et B à la largeur de l'éprouvette.

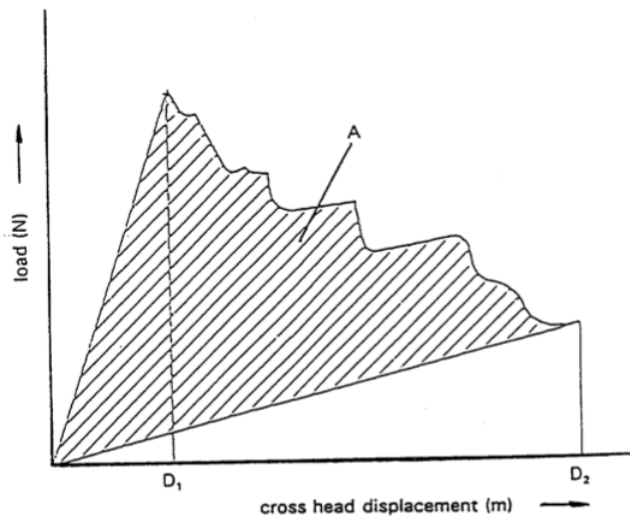


FIGURE 4.5: Courbe force-déplacement obtenue lors d'un essai DCB [50]

Cette méthode donne alors une valeur moyenne de ténacité sur toute la plage de propagation de fissure. Elle est d'autant plus précise que la longueur de propagation est importante. Elle est à comparer aux autres normes et notamment à la norme ISO 15024.

La méthode de calcul du  $G_{Ic}$  de cette norme est basée sur les travaux de Irwin [51] :

$$G_{Ic} = \frac{P^2}{2B} \frac{dC}{da} \quad (4.2)$$

où  $a$  correspond à la longueur de fissure propagée,  $B$  à la largeur de l'éprouvette,  $P$  à la charge permettant la propagation et  $C$  à la complaisance de l'éprouvette. Cette complaisance est l'inverse de la raideur selon l'axe de chargement.

En exprimant la complaisance en fonction de la longueur de fissure et à partir de la théorie des poutres, le taux de restitution énergétique critique peut alors s'écrire :

$$G_{Ic} = \frac{3\delta P}{2aB} \quad (4.3)$$

où  $\delta$  correspond à l'ouverture de la fissure selon l'axe de chargement. Cette grandeur est communément appelée COD (Crack Opening Displacement).

Ce calcul s'appuie sur le calcul de la ténacité en une multitude de point de propagation afin de tracer des courbes de résistances :  $G_{Ic} = f(a)$ . Il faut donc être capable de mesurer l'évolution de la longueur de délaminage au cours de l'essai. Ceci est relativement facile à mettre en place sur des éprouvettes dont la fissure de délaminage se propage de manière stable. Il suffit en effet de graduer le bord de l'éprouvette et de relever à intervalle régulier à la fois la charge, le COD et la longueur de fissure. En revanche, il peut s'avérer très difficile de relever la longueur de délaminage au même instant que la force de traction et le COD lorsque la fissure se propage de manière instable. Et c'est le cas lors d'essais DCB réalisés sur des matériaux avec des tissus avec un indice de tissage important ; un tissu satin 5 par exemple.

Néanmoins, tout comme l'ont montré Alif et al., la ténacité interlaminaire de propagation est quasiment indépendante de la longueur de délaminage. Elle est uniquement différente pour sa valeur d'amorçage. Ainsi, même si la norme prEN6033 ne permet pas de calculer cette valeur d'amorçage, elle est toutefois particulièrement intéressante lorsqu'il s'agit de faire des essais comparatifs. Elle est en effet très simple à mettre en oeuvre et d'autant plus lorsque la propagation du délaminage se fait de façon instable. Cette norme est ainsi choisie pour la réalisation des essais DCB présentés dans ce chapitre.

#### 4.1.2.2 Mode II : essais ENF

Ces essais consistent en la propagation de fissures de délaminage sous une sollicitation de flexion. Ils sont communément appelés essais ENF (End-Notched Flexure) et sont régis par une unique norme ISO [52] ; néanmoins une norme ASTM est en cours de rédaction [53].

Les essais présentés dans ce mémoire sont ainsi inspirés des travaux de O'Brien et al. [54]. Il s'agit d'un essai de flexion trois points sur éprouvette pré-fissurée (3ENF) (Figure 4.6).

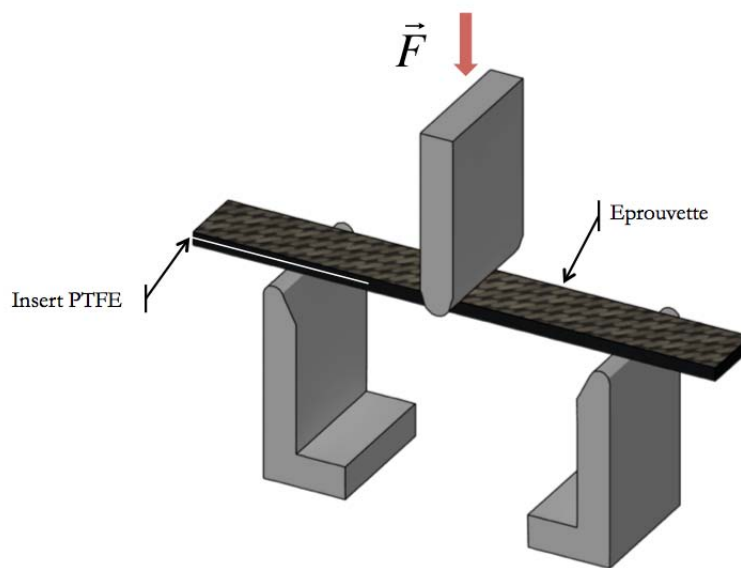


FIGURE 4.6: Mise en situation de l'essai de flexion trois points sur éprouvette pré-fissurée

L'intérêt de cette méthode est qu'elle permet de calculer des valeurs de  $G_{IIc}$  pour la propagation à partir de l'insert en PTFE dans un premier temps, puis à partir de cette même pré-fissure dans un second temps. La seconde valeur est donc calculée à partir d'une pré-fissure amorcée en mode II. La ténacité interlaminaire est calculée selon la formule suivante qui est basée sur la théorie des poutres :

$$G_{IIc} = \frac{3mP^2a^2}{2B} \quad (4.4)$$

où  $P$  correspond à la valeur de la charge maximale avant la première chute de charge qui correspond à la première propagation de la fissure,  $m$  le coefficient de complaisance de l'éprouvette,  $a$  la distance entre le fond de fissure et le premier appui (appui inférieur gauche) et  $B$  la largeur de l'éprouvette.

Le coefficient de complaisance traduit l'évolution de la complaisance en flexion en fonction de la position du fond de fissure entre les deux premiers appuis. Il convient de réaliser cinq essais de complaisance en restant dans le domaine élastique. On dessine alors cinq marqueurs espacés de 5 mm sur la tranche de l'éprouvette. Le marqueur 0 est placé en se décalant de 25 mm par rapport à la position théorique (donnée par le plan de fabrication de l'éprouvette) du fond de fissure. Des marqueurs sont ensuite tracés aux positions -10, -5, 5, et 10 mm par rapport à ce dernier. Ainsi, pour positionner le fond de fissure de l'éprouvette au milieu des deux premiers appuis, il suffit d'aligner le marqueur 0 avec l'appui central. Ces cinq essais sont réalisés jusqu'à un niveau de charge de 200 N (Figure 4.7). La complaisance  $C$  est ensuite tracée en fonction du cube de la position du fond de fissure  $a$ . Une interpolation linéaire permet de déterminer les coefficients  $A$  et  $m$  de l'équation 4.5.

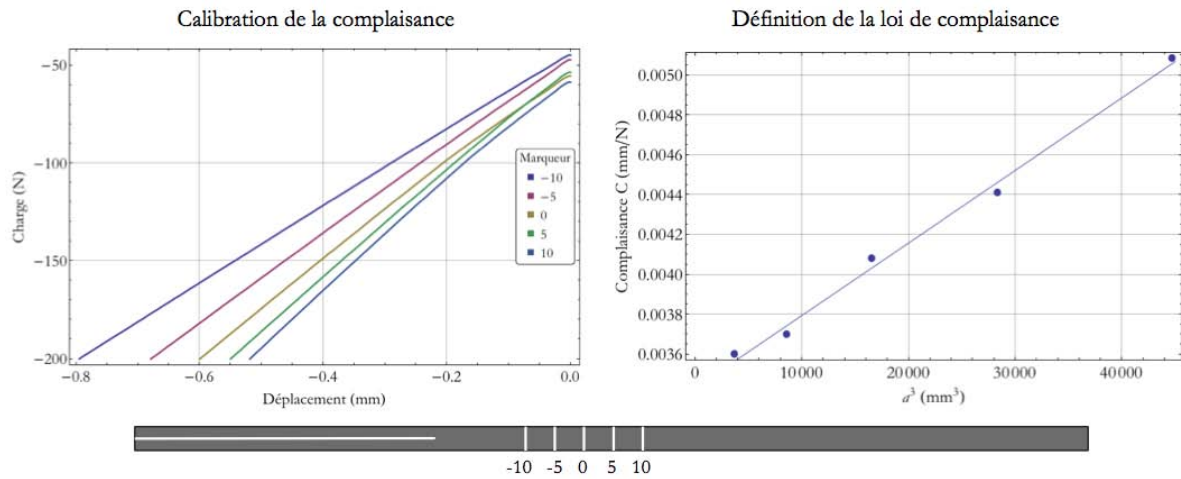


FIGURE 4.7: Méthode de calibration de la complaisance

$$C = A + ma^3 \quad (4.5)$$

La ténacité interlaminaire de propagation à partir de l'insert en PTFE est ainsi calculée avec l'équation 4.4 à l'aide d'un essai à 5 mm/min jusqu'à la première chute de charge. L'éprouvette est maintenue en flexion le temps d'enregistrer le signal puis déchargée complètement dans les mêmes conditions. On récupère alors la nouvelle valeur de complaisance et on en déduit la position du fond de fissure correspondante à l'aide de l'équation 4.6.

$$a = \left( \frac{C - A}{m} \right)^{1/3} \quad (4.6)$$

On réitère le protocole ci dessus en dessinant de nouveaux marqueurs à partir de la nouvelle position du fond de fissure de délaminage. Une nouvelle courbe de complaisance est réalisée, suivie d'un nouvel essai de propagation, à partir duquel la valeur de la ténacité interlaminaire de propagation à partir d'une pré-fissure est de nouveau calculée.

### 4.1.3 Résultats

Les essais nécessaires à la définition d'une loi angulaire sont réalisés à l'aide d'essais de types DCB et ENF tels que décrits précédemment. Les résultats présentés dans cette partie ne sont valables que pour le couple fibre/matrice utilisé. La dépendance angulaire de la ténacité interlaminaire dépend en effet majoritairement de l'armure du tissu et sera donc plus ou moins marquée en fonction du matériau.

#### 4.1.3.1 Ténacité en mode I

Pour des raisons liées aux difficultés de fabrication (problème de porosités), les essais sur les éprouvettes avec l'interface  $45^\circ/0^\circ$  sont incomplets et n'ont de plus pas pu être répétés. Ils ne sont donc volontairement pas présentés dans ce mémoire. Le tableau 4.1 regroupe les résultats disponibles. La première colonne définit la direction de propagation par rapport à un repère fixe. Elle traduit les angles relatifs, ce qui permet de détecter directement le plan de symétrie (matérialisé par la ligne en rouge gras).

TABLE 4.1: Résultats bruts des essais DCB pour une interface  $90^\circ/90^\circ$

Angle ( $^\circ$ )	Angles relatifs ( $^\circ$ )		$G_{Ic}(\text{J}/\text{m}^2)$
	Orientation inférieure	Orientation supérieure	RCL-1.2
0	0	90	965
22.5	22.5	67.5	1048
45	45	45	955
67.5	67.5	22.5	974
<b>90</b>	<b>90</b>	<b>0</b>	<b>819</b>
112.5	67.5	22.5	848
135	45	45	1048
157.5	22.5	67.5	1130
180	0	90	918

On obtient ainsi un couple de valeurs de ténacité interlaminaire pour chaque angle compris entre 0 et  $90^\circ$  (Tableau 4.2). Moyennes et écart-types sont ensuite calculés.

TABLE 4.2: Résultats moyennés des essais DCB pour une interface  $90^\circ/90^\circ$ 

Angle ( $^\circ$ )	$G_{Ic}$ ( $J/m^2$ )	
	Moyenne	Ecart-type
0	942	24
22.5	1089	41
45	1002	47
67.5	911	63
90	819	-

La figure 4.8 rend compte de l'évolution de la ténacité interlaminaire en mode I en fonction de l'angle relatif entre la direction de propagation et les fibres adjacentes inférieures à l'interface.

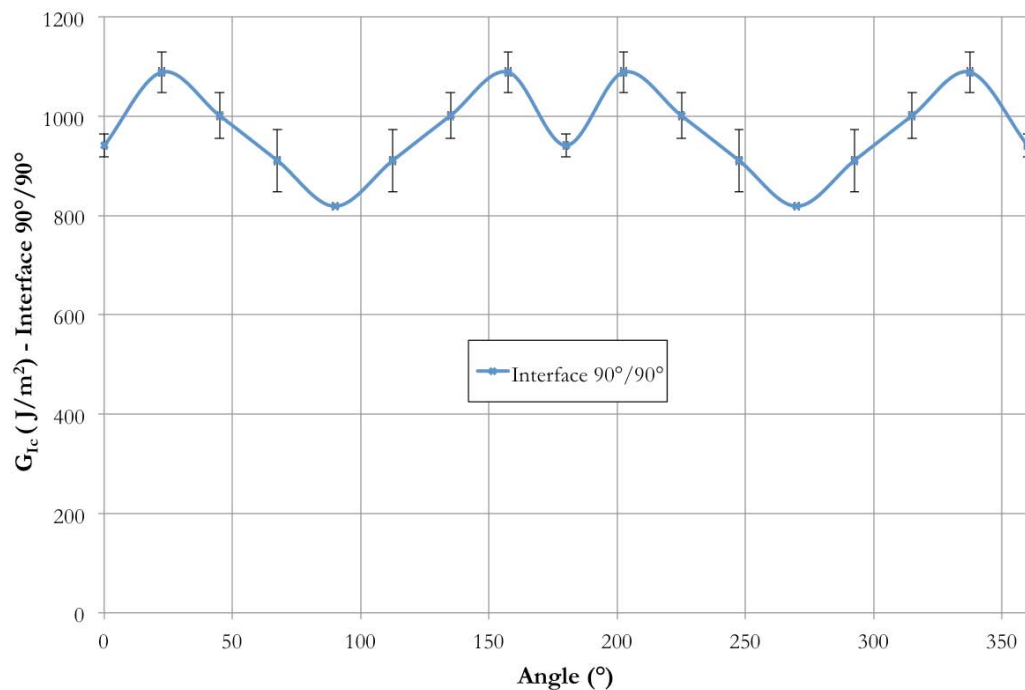


FIGURE 4.8: Loi angulaire déterminée par essais DCB

La figure 4.9 est une représentation en coordonnées polaires où l'angle définit l'angle relatif tel que décrit précédemment et le rayon décrit la ténacité en mode I. Cette visualisation est plus parlante puisqu'elle permet directement d'identifier les directions les moins ténaces et donc le long desquelles le délaminage se propage plus facilement. Ces directions sont identiques à celles des fibres du tissu adjacent inférieur puisqu'elles sont orientés à  $0^\circ$  [ $90^\circ$ ]; ce qui est en accord avec les observations expérimentales sur les éprouvettes impactées.

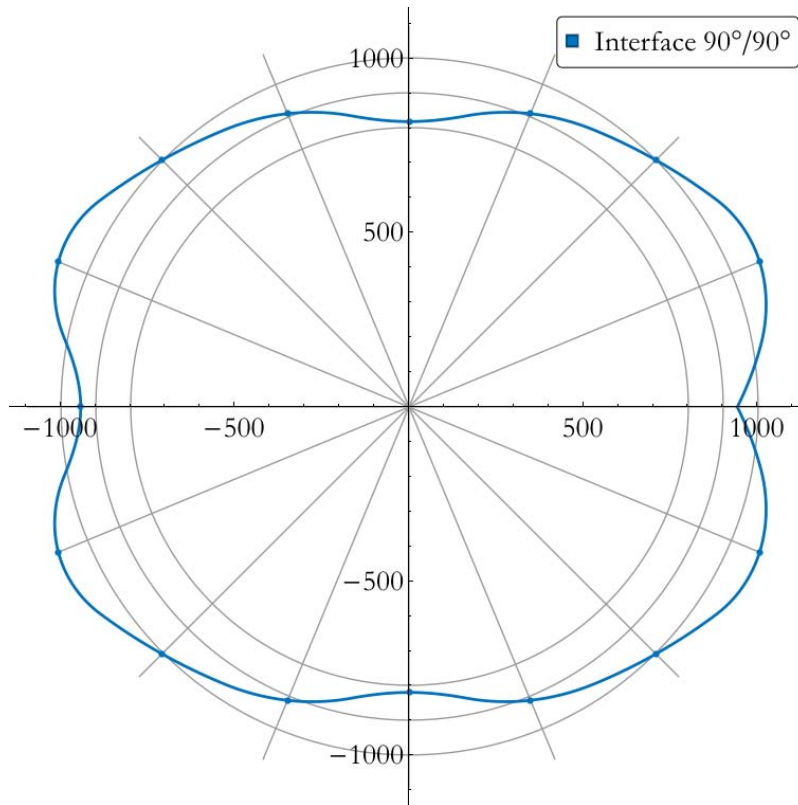


FIGURE 4.9: Loi angulaire déterminée par essais DCB représentée en coordonnées polaires

#### 4.1.3.2 Ténacité en mode II

Les essais en mode II ont été réalisés à l'aide d'essais ENF. Les deux interfaces ont pu être testées. Le tableau 4.3 regroupe les résultats de ces essais pour l'interface  $90^\circ/90^\circ$  (équivalente à une interface  $0^\circ/0^\circ$ ).

TABLE 4.3: Résultats bruts des essais ENF pour une interface  $90^\circ/90^\circ$ 

Angle ( $^\circ$ )	Angles relatifs ( $^\circ$ )		$G_{IIc}$ (J/m $^2$ )	
	Orientation inférieure	Orientation supérieure	RCL-1.1	RCL-1.2
0	0	90		1341
22.5	22.5	67.5		1561
45	45	45		1634
67.5	67.5	22.5		1992
<b>90</b>	<b>90</b>	<b>0</b>	<b>1486</b>	<b>1599</b>
112.5	67.5	22.5		2087
135	45	45		1867
157.5	22.5	67.5		1749
180	0	90		1464



De la même manière que pour le paragraphe précédent et en raisonnant sur les symétries, il est possible de moyenniser ces résultats (Tableau 4.4). “RCL-1.1 et RCL-1.2” représentent les références des plaques dans lesquelles les éprouvettes sont prélevées. La configuration à 90° pour l’interface 90°/90° a pu être répétée, ce qui permet cette fois-ci de faire une moyenne et un écart-type.

TABLE 4.4: Résultats moyennés des essais ENF pour une interface 90°/90°

Angle (°)	$G_{IIc}$ (J/m <sup>2</sup> )	
	Moyenne	Ecart-type
0	1403	62
22.5	1655	94
45	1751	117
67.5	2040	48
90	1543	57

Le tableau 4.5 résume les résultats obtenus pour l’interface 45°/0°. Pour l’ensemble de ces essais, les éprouvettes sont positionnées de telle sorte que le pli à 45° adjacent à l’interface de propagation soit situé en dessous. “RCL-2.1 et RCL-2.2” représentent les références des plaques dans lesquelles les éprouvettes sont prélevées.

TABLE 4.5: Résultats bruts et moyennés des essais ENF pour une interface 45°/0°

Angle (°)	Angles relatifs (°)		$G_{IIc}$ (J/m <sup>2</sup> )			
	Orientation inférieure	Orientation supérieure	RCL-2.1	RCL-2.2	Moyenne	Ecart-type
0	0	45	<b>1933</b>	<b>2051</b>	2016	55
22.5	22.5	67.5	2146	2035	2091	56
45	45	<b>90</b>	1259	1422	1341	82
67.5	67.5	67.5	2098	2201	2150	52
90	<b>90</b>	45	1732	1858	1795	63
112.5	67.5	22.5	1911	2141	2026	115
135	45	<b>0</b>	1411	1564	1488	77
157.5	22.5	22.5	2149	1981	2065	84
180	0	45	<b>2079</b>	<b>2002</b>	2016	55

De même que précédemment, les lignes en rouges déterminent les symétries pour chaque angle relatif. On peut voir qu’il n’existe aucune direction de propagation pour laquelle on

obtient une symétrie complète au niveau des angles relatifs. Les angles de  $0^\circ$  et  $180^\circ$  sont en revanche identiques ; ce qui nous permet de moyenniser ces valeurs de ténacité en mode II (représentés en bleu dans le tableau 4.5) sur quatre essais.

Ces résultats sont mis en forme de la même manière que pour les résultats des essais DCB . Sur le graphique 4.10 l'évolution de la ténacité en mode II pour l'interface  $90^\circ/90^\circ$  présente des minima selon les directions des fibres à savoir tous les  $90^\circ$ . La ténacité pour une interface  $45^\circ/0^\circ$  présente, elle, des minima dans les directions contenant des fibres à  $45^\circ$ , modulo  $90^\circ$  également. Cette observation indique que la ténacité en mode II est, elle aussi, gouvernée par l'orientation des fibres inférieurs à l'interface. Cependant, des minima locaux sont également observés dans les directions où l'on retrouve les fibres du pli supérieur, à savoir tous les  $90^\circ$ . On note ainsi une légère influence de l'orientation des fibres supérieurs à l'interface.

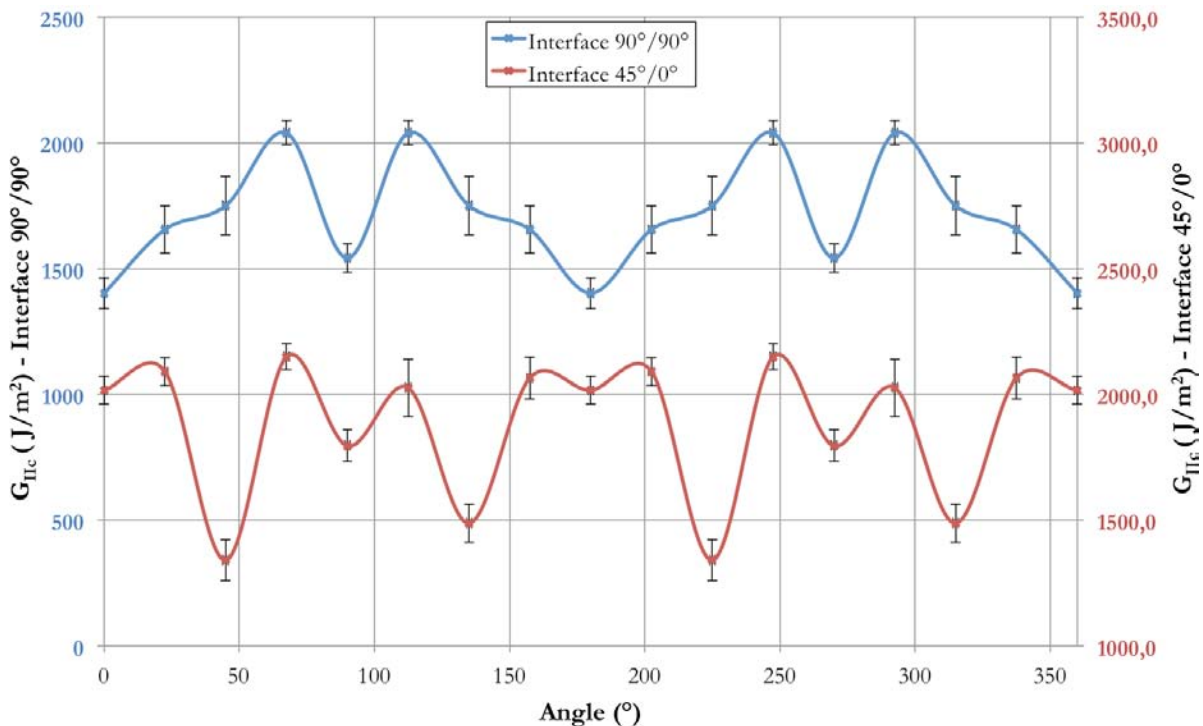


FIGURE 4.10: Lois angulaires déterminées par essais ENF

De même, le graphique 4.11 permet de mieux visualiser les directions les moins tenaces qui traduisent des directions préférentielles de propagation.

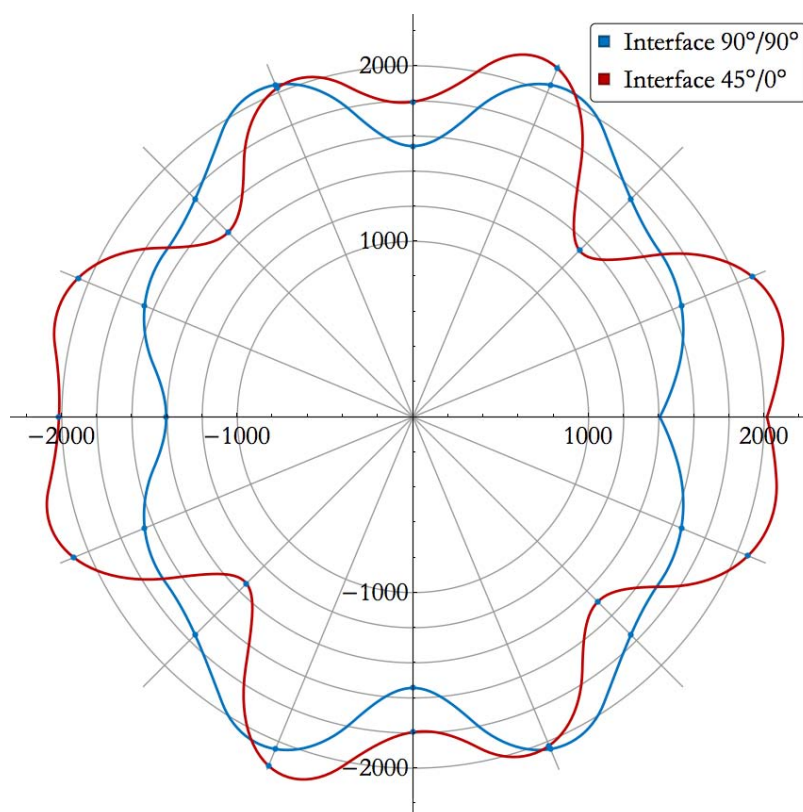


FIGURE 4.11: Lois angulaires déterminées par essais ENF représentées en coordonnées polaires

## 4.2 Proposition d'une stratégie de modélisation

### 4.2.1 Prise en compte du délaminage dans les modèles numériques

Le choix d'une modélisation à l'échelle du pli impose la prise en compte du délaminage par des lois de contacts interlaminaires [55]. Afin de prédire correctement l'apparition et le comportement d'une fissure de délaminage dans une structure stratifiée, deux éléments doivent alors être définis : un critère d'amorçage et une loi d'évolution qui régit la propagation.

#### 4.2.1.1 Critères d'amorçage

Les critères d'amorçage visent à comparer les contraintes interlaminaires aux contraintes admissibles par l'interface. Soit  $S_{33}$ ,  $S_{13}$  et  $S_{23}$  les résistances interlaminaires respectivement en mode I, II et III. Une fissure de délaminage est alors considérée comme amorcée si l'une des conditions suivante est validée :

$$\sigma_{33} \geq S_{33} \text{ ou } \tau_{13} \geq S_{13} \text{ ou } \tau_{23} \geq S_{23} \quad (4.7)$$

Ces critères ne permettent pas de coupler les différents modes de sollicitation et ne sont donc limités qu'à des cas de chargements très simples de l'interface. Les critères dits interactifs sont donc plus appropriés pour les interfaces chargées selon plusieurs modes. Ceux-ci sont généralement des critères quadratiques. L'un des plus utilisés a été proposé par Hashin [56].

$$\left(\frac{\sigma_{33}}{S_{33}}\right)^2 + \left(\frac{\tau_{13}}{S_{13}}\right)^2 + \left(\frac{\tau_{23}}{S_{23}}\right)^2 \geq 1 \quad (4.8)$$

#### 4.2.1.2 Loi de propagation

Les lois de propagation sont basées sur la comparaison du taux de restitution d'énergie  $G$  disponible en fond de fissure à la valeur critique  $G_c$ . La propagation du délaminage s'effectue alors lorsque  $G \geq G_c$ . La forme la plus courante est une forme interactive

appelée loi puissance. Ce critère permet de calculer le seuil critique de propagation en fonction de la mixité des modes. Il est exprimé de la façon suivante :

$$\left(\frac{G_I}{G_{Ic}}\right)^\alpha + \left(\frac{G_{II}}{G_{IIc}}\right)^\alpha + \left(\frac{G_{III}}{G_{IIIc}}\right)^\alpha \geq 1 \quad (4.9)$$

Benzeggagh et Kenane ont proposé la loi B-K [51] qui s'exprime en l'absence de sollicitation en mode III de la manière suivante :

$$G_c = G_{Ic} + (G_{IIc} - G_{Ic}) \left(\frac{G_{II}}{G_I + G_{II}}\right)^m \quad (4.10)$$

Cette loi empirique a été déterminée par des essais de propagation de fissures en mode mixte. Le terme  $\left(\frac{G_{II}}{G_I + G_{II}}\right)^m$  définit la mixité des modes. La valeur critique du taux de restitution énergétique total  $G_c$  dépend donc de cette mixité et des taux de restitution critiques en mode I et II. Enfin, le coefficient  $m$  doit être déterminé par des essais en mode mixte.

Vandellos [57] a comparé ces lois de propagation pour des valeurs de  $G_{Ic}$  et  $G_{IIc}$  figée (Figure 4.12). Ces courbes permettent de définir, pour une contribution en mode II donnée ( $G_{II}$ ), la contribution en mode I ( $G_I$ ) engendrant la propagation. Elles définissent alors un domaine de sollicitation à l'intérieur duquel la propagation est impossible. Le critère linéaire représente la loi puissance avec  $\alpha=1$ .

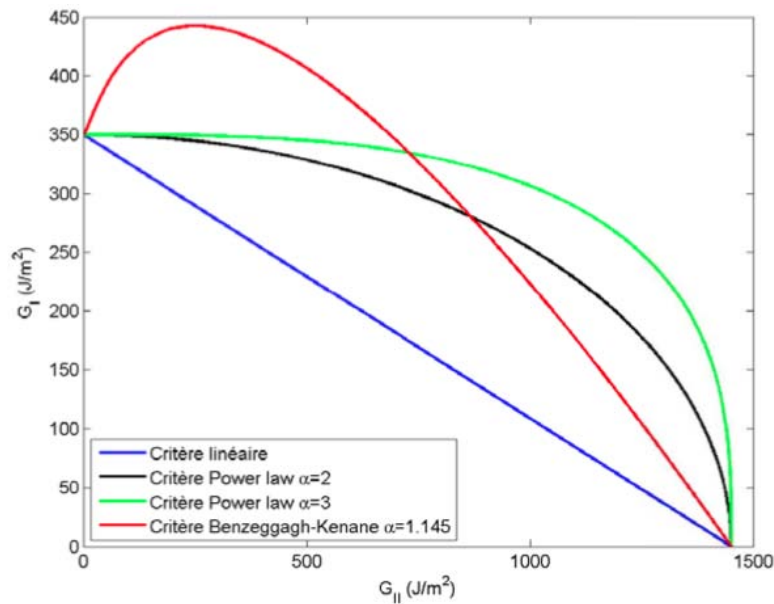


FIGURE 4.12: Comparaison de différents critères de propagation [57]

### 4.2.1.3 Lois cohésives

Les lois cohésives s'appuient sur la description d'une loi d'attraction entre deux noeuds de deux surfaces distinctes initialement en contact. Cette loi d'attraction est régie par une contrainte interlaminaire qui est fonction du déplacement relatif entre ces deux noeuds. La figure 4.13 présente le principe de cette loi. Les noeuds initialement confondus sont représentés en rouge. On peut alors définir les déplacements relatifs et les contraintes associées.

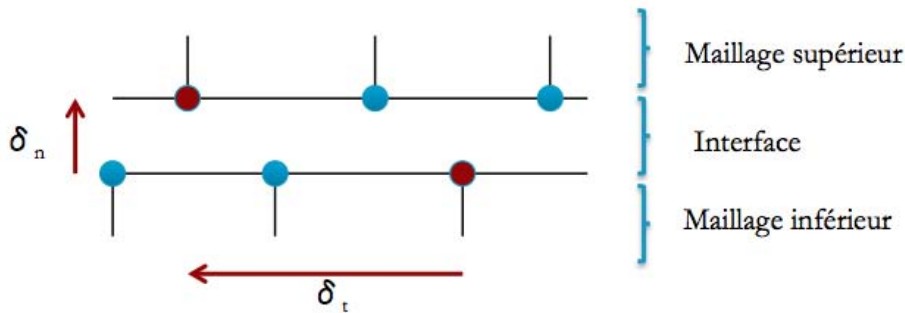


FIGURE 4.13: Définition des déplacements relatifs pour la définition d'une loi cohésive

$\delta_n$  et  $\delta_t$  représentent respectivement le déplacement relatif dans la direction normale (mode I) et dans la direction de glissement (mode II).

La loi d'attraction est généralement de type bilinéaire telle que présentée sur la figure 4.14. Elle est composée d'une première portion ascendante traduisant la réversibilité du contact pour une raideur  $K^0$  initiale donnée. Une fois la contrainte interlaminaire admissible atteinte, la raideur de l'interface est dégradée jusqu'à rupture du contact et donc propagation du délaminage. Cette seconde portion est appelée loi d'évolution.

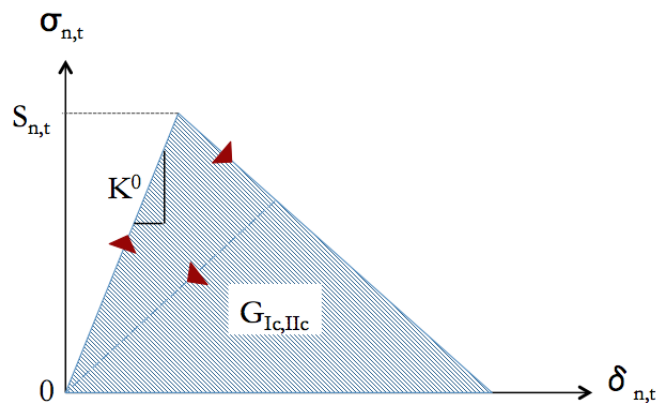


FIGURE 4.14: Représentation schématisque d'une loi cohésive bilinéaire

Ici,  $S_n$  et  $S_t$  correspondent respectivement aux contraintes interlaminaires admissibles pour des sollicitations de mode I et II, à savoir  $S_{33}$  et  $S_{13}$ . L'aire sous la courbe correspond quant à elle à l'énergie nécessaire pour rompre le contact. Celle-ci est ainsi égale à la ténacité interlaminaire pour le mode considéré [57].

Cette méthode permet à la fois d'amorcer une fissure de délaminage au sein même d'une zone saine, mais également d'en contrôler sa propagation. Une loi cohésive peut ainsi être exprimée, pour chaque mode pur, en fonction de la ténacité interlaminaire, de la contrainte d'amorçage et de la raideur de l'interface. A partir de ces deux seules lois cohésives et connaissant les critères d'amorçage et de propagation, il est possible de tracer l'ensemble de toutes les lois pour tout chargement mixte.

#### 4.2.2 Stratégie de modélisation basée sur l'utilisation des lois cohésives

Les lois cohésives sont ainsi tout particulièrement adaptées pour modéliser le délaminage au sein d'un matériau composite stratifié. La stratégie de modélisation présentée ici sera utilisée dans un modèle d'impact rapide décrit dans le cinquième et dernier chapitre. Ce modèle est entièrement réalisé à l'aide des logiciels Mathematica et Abaqus. Abaqus permet dans notre cas à la fois de générer le maillage initial et de calculer tandis que Mathematica est utilisé pour construire l'intégralité du fichier d'entrée pour Abaqus. Ce logiciel de calcul formel nous permet alors d'automatiser un certain nombre de tâches et de paramétrer l'ensemble du modèle.

La loi d'évolution angulaire de la ténacité interlaminaire telle que définie expérimentalement est interpolée par une fonction continue. L'évolution de la ténacité en mode I n'ayant pas pu être obtenue pour une interface  $0^\circ/45^\circ$ , seule la loi définissant l'évolution angulaire de la ténacité en mode II est utilisée dans le modèle. Le mode II est en effet le mode prédominant qui régit la propagation du délaminage à l'extérieur du point d'impact. La démarche proposée ici peut bien sûr être utilisée pour des cas de chargements complexes où plusieurs modes interviennent. Dans ce cas, les lois cohésives peuvent être alimentées à partir de données d'essais en mode mixte.

Un modèle éléments finis étant par définition un problème discret, on vient discrétiser la loi d'évolution angulaire (déterminée expérimentalement dans le paragraphe 4.1) en 280 valeurs que l'on va affecter à 280 domaines angulaires, soit un pas d'environ  $1,29^\circ$ . Chaque domaine a ainsi une ténacité et donc une propriété cohésive distincte.

La raideur de l'interface est déterminée à l'aide des travaux de Thomas Vandellos [57] et fixée à  $10^5 \text{ N.mm}^{-1}$ . La contrainte d'amorçage peut être déterminée à partir d'essais de dépliage mais est obtenue dans notre cas en recalant la simulation d'un essai ENF. Une valeur de 70 MPa est retenue. Le graphique en figure 4.15 représente alors les 280 lois cohésives.

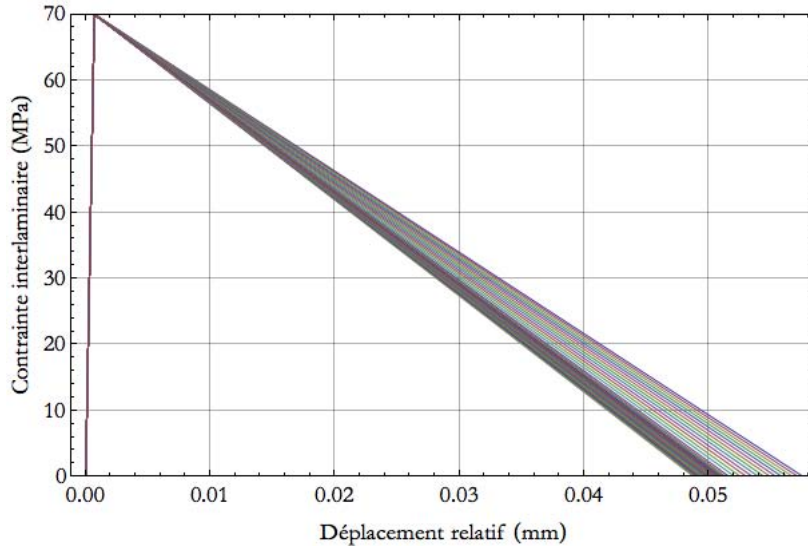


FIGURE 4.15: Allure des 280 lois cohésives utilisées

La compatibilité de ces paramètres est ensuite validée en simulant numériquement un essai DCB. Cette simulation est réalisée sur une éprouvette pré-délaminée au niveau d'une interface  $0^\circ/0^\circ$  dont la direction de propagation est orientée selon la direction  $0^\circ$ . Le  $G_{Ic}$  utilisé pour la loi cohésive est donc de  $819 \text{ J.m}^{-2}$ . Le graphique en figure 4.16 permet de confronter la réponse expérimentale en terme d'effort et de COD à celle obtenue numériquement. La corrélation étant relativement bonne, ces valeurs de raideur et de contrainte d'amorçage sont figées pour la suite de l'étude.

Ces propriétés sont associées à des surfaces dites cohésives. Il est possible de les définir de deux façons. La première consiste à utiliser des faces d'éléments qui juxtaposées forment une surface. La seconde est de définir des noeuds et de leur affecter un à un une aire environnante ; de la même façon l'ensemble de ces aires permet de former une surface cohésive. La discrétisation en domaines angulaires impose la définition de surfaces cohésives (avec propriétés cohésives associées) adjacentes, ce qu'Abaqus n'accepte pas. La deuxième solution est alors choisie. Elle passe par la définition des numéros de noeuds composant la surface désirée ainsi que l'aire correspondante (Figure 4.17).

Cependant même si les aires entourant les noeuds qui composent la surface sont rensei-



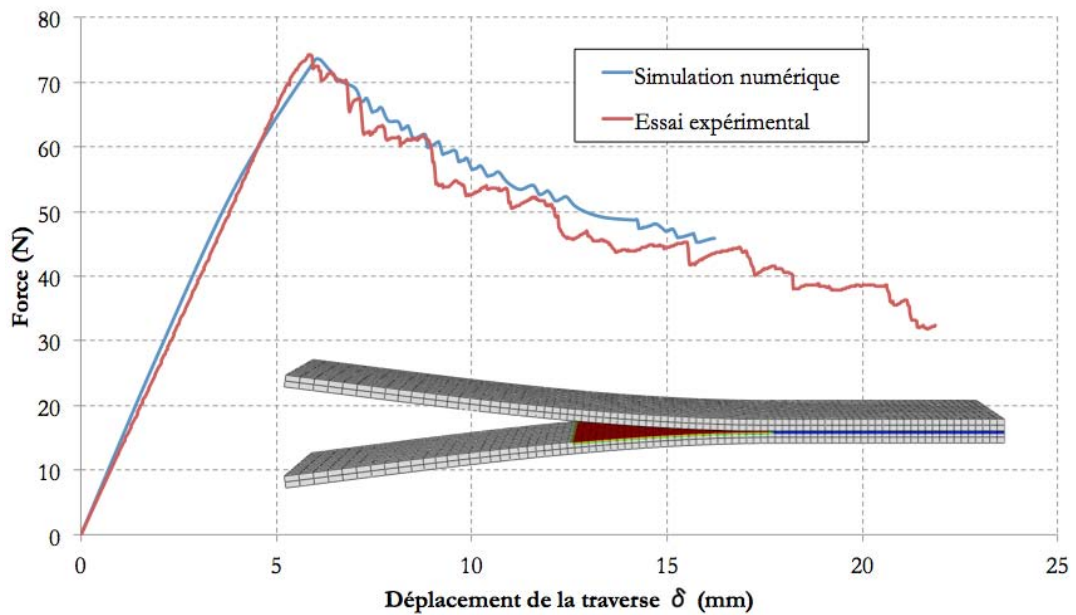


FIGURE 4.16: Comparaison de la réponse expérimentale / numérique d'un essai DCB

gnées, Abaqus Explicit ne l'interprète pas et admet par défaut une valeur unitaire. Or les lois cohésives sont exprimées en terme d'énergie surfacique ; une quantité d'énergie est nécessaire à la rupture de chaque contact nodal. Si la surface associée aux noeuds est différente de 1 alors l'énergie nécessaire est également différente, le calcul est ainsi faussé. Afin de palier à ce problème et dans un soucis de simplification, le maillage est dans un premier temps adapté afin d'obtenir une taille d'élément moyenne de  $1 \text{ mm}^2$ . Une étude de sensibilité au maillage est présentée dans le chapitre suivant.

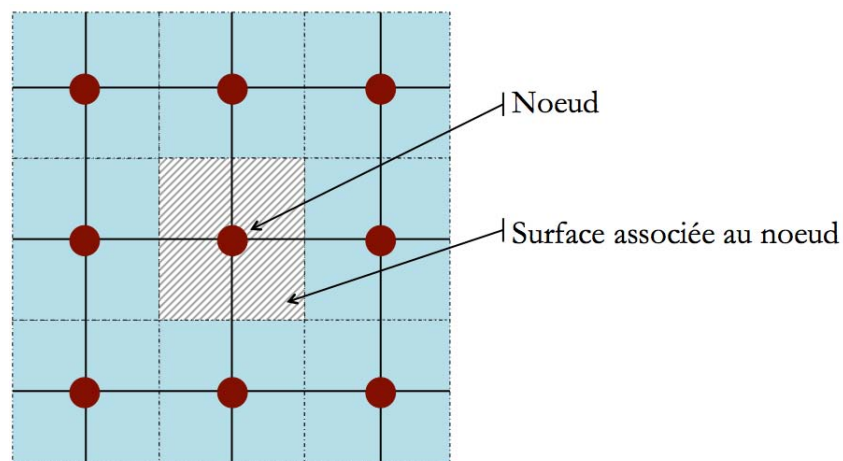


FIGURE 4.17: Définition d'une surface basée sur les noeuds

La figure 4.18 présente les différentes étapes de construction du modèle ; la case grisée correspond à une étape réalisée avec Abaqus tandis que les cases blanches représentent

des étapes réalisées avec Mathematica. Le maillage est initialement réalisé en maillant un disque de diamètre 180 mm avec des éléments coques volumiques de type S4 à l'aide de l'algorithme de maillage automatique d'Abaqus. Ce maillage est ensuite exporté en fichier texte qui comprend les définitions des noeuds et des éléments. Ce fichier sert ensuite de maillage de référence et l'intégralité du modèle est construite à partir de celui-ci. Il est importé dans un programme Mathematica entièrement paramétré.

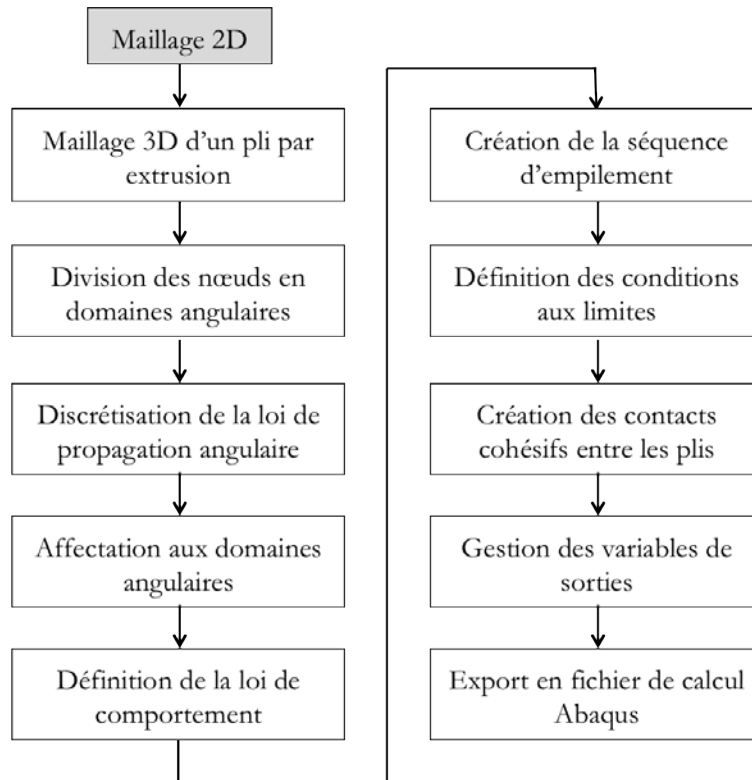


FIGURE 4.18: Synoptique de construction du modèle

Ce programme récupère l'ensemble du maillage et l'extrude afin de créer un maillage en trois dimensions représentant un pli. L'ensemble des noeuds qui composent la surface supérieure de ce pli est ensuite divisé en domaines angulaires (Figure 4.19). La loi cohésive angulaire est elle discrétisée en un nombre égal au nombre de domaines angulaires. Elle est ensuite affectée une à une à l'ensemble de ces domaines. Le modèle est ensuite codé de manière classique en définissant les matériaux (la loi de comportement utilisée est décrite dans le chapitre suivant). Les plis sont assemblés un à un tout en respectant la séquence d'empilement du stratifié. L'avantage de cette méthode est que la loi cohésive angulaire est dite "attachée" à un pli et donc à l'orientation des fibres le constituant. Ceci nous permet de plus de reproduire la tendance que possède le délaminage à être dirigé par le

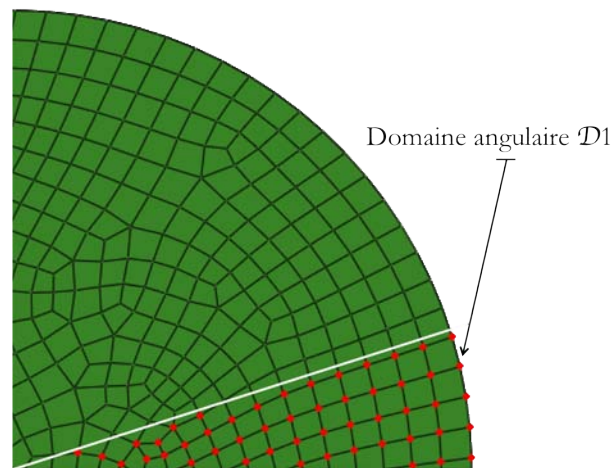


FIGURE 4.19: Répartition schématique des noeuds en domaines angulaires

pli inférieur puisque la loi cohésive est appliquée sur les noeuds composants la surface supérieure de chaque pli et donc sur le pli adjacent inférieur à l'interface considérée (par rapport à la direction d'impact).

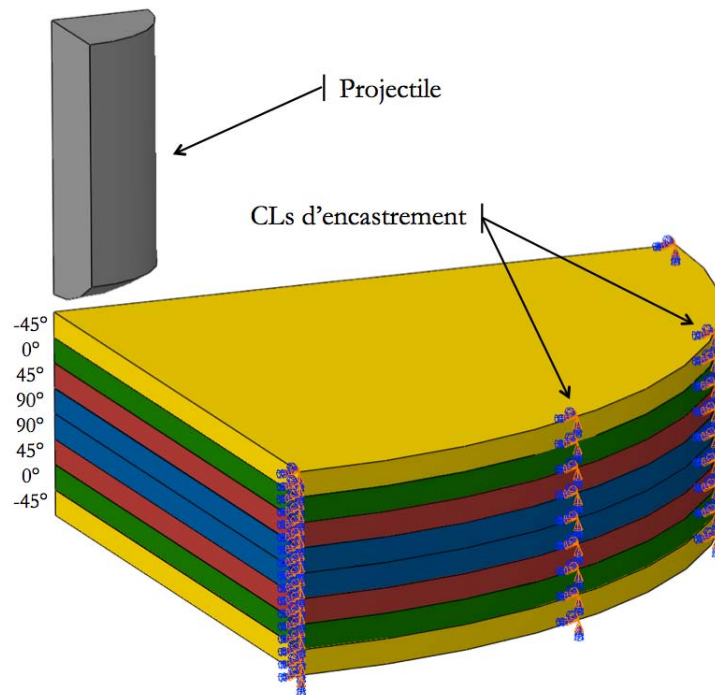


FIGURE 4.20: Représentation schématique d'un quart du modèle

Un contact cohésif est ensuite défini entre ces noeuds et la surface inférieure du pli du dessus. Les conditions aux limites du problème se résument en un encastrement de l'intégralité des noeuds situés sur la périphérie de la plaque (et donc de chaque pli). Une vitesse initiale est appliquée au centre de gravité du projectile. Un fichier INPUT (.INP), lisible

par Abaqus, est enfin exporté directement avec Mathematica. La figure 4.20 présente de façon schématique un quart du modèle. On y retrouve ainsi la séquence d'empilement et le projectile. La plaque est volontairement épaissie pour une meilleure compréhension.

### 4.3 Conclusions partielles

Le comportement de l'interface a été dans un premier temps évalué à l'aide d'essais de propagation de fissures en mode I (DCB) et en mode II (3ENF). Ils ont montré l'effet de l'angle de propagation sur la ténacité. La ténacité interlaminaire est en effet minimale lorsque la direction de propagation est parallèle aux fibres des tissus adjacents. Ces résultats sont en accord avec les hypothèses conjecturées suite à l'analyse des cartographies de délaminage dans le précédent chapitre.

Une stratégie de modélisation du délaminage en fonction de cette dépendance a dans un second temps été mise en place. Elle est basée sur l'utilisation des lois de contacts cohésifs. Ces lois sont alimentées par les résultats des essais de propagation de fissure et sont ensuite corrélées avec des simulations simples de ces essais. La construction d'un modèle d'impact basé sur cette stratégie est ensuite décrite. Pour cela, le maillage de l'éprouvette d'impact de forme circulaire est discrétisé en un nombre donné de domaines. Les lois angulaires empiriques de propagation sont discrétisées également avec le même nombre de point. Chaque domaine possède ainsi une propriété cohésive distincte qui traduit le fait que la ténacité interlaminaire est constante selon un rayon de l'éprouvette.



# Chapitre 5

## Modélisation de la propagation du délaminage au cours d'un impact

Ce chapitre décrit dans un premier temps les essais nécessaires à la détermination des paramètres de la loi de comportement utilisée. Les résultats des simulations sont ensuite présentés. Une étude de sensibilité des résultats à la taille du maillage est ensuite réalisée. Les résultats en terme de vitesse résiduelle et d'étendue du délaminage sont enfin comparés aux résultats expérimentaux.





## 5.1 Loi de comportement et essais associés

La loi de comportement utilisée pour prédire la rupture pli par pli du stratifié est la loi ABQ\_PLY\_FABRIC [58] disponible sous forme de sous-routine dans Abaqus/Explicit. Cette loi a été développée par Johnson et al. et est adaptée aux composites à renforts tissés. Elle permet de coupler le comportement élastique fragile en traction-compression dans le sens fibre avec le comportement élasto-plastique endommageable en cisaillement. La réponse en cisaillement est en effet dominée par le comportement non-linéaire de la résine qui regroupe à la fois de la plasticité et une dégradation de sa rigidité suite aux micro-fissurations de celle-ci. La sensibilité à la vitesse de déformation n'est pas disponible dans cette loi.

La figure 5.1 résume les différentes données d'entrées nécessaires à l'alimentation du modèle d'impact. La modélisation du délaminage ayant déjà fait l'objet du précédent chapitre, cette partie s'attachera à la détermination des paramètres liés à la loi de comportement par des essais de traction et de cisaillement.

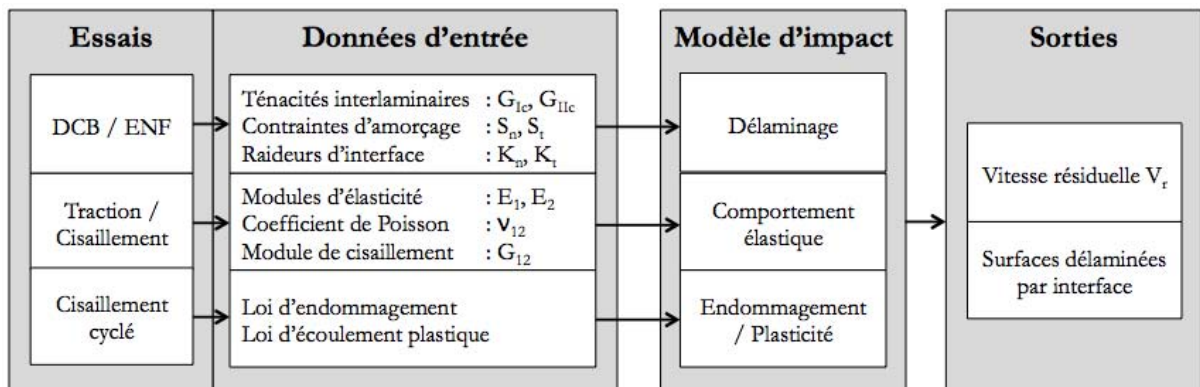


FIGURE 5.1: Synoptique du modèle d'impact

### 5.1.1 Comportement en traction quasi-statique

Les essais de traction ont pour but de déterminer les modules d'élasticité et les contraintes à rupture dans les deux directions de traction du matériau AS7/LMB.

#### 5.1.1.1 Introduction

Les éprouvettes sont découpées à partir d'une plaque avec une stratification  $[0^\circ]_8$  dans les directions longitudinales (sens chaîne) et transversales (sens trame). La géométrie des

éprouvettes de traction est définie par la norme ASTM D3039 [59]. La figure 5.2 indique la forme et les dimensions de ces éprouvettes. La longueur utile est de 150 mm pour une section de 25x4 mm<sup>2</sup>. Afin d'homogénéiser la répartition de la charge lors du serrage, des talons en fibre de verre sont collés à la surface de l'éprouvette à l'aide d'un film adhésif époxy.

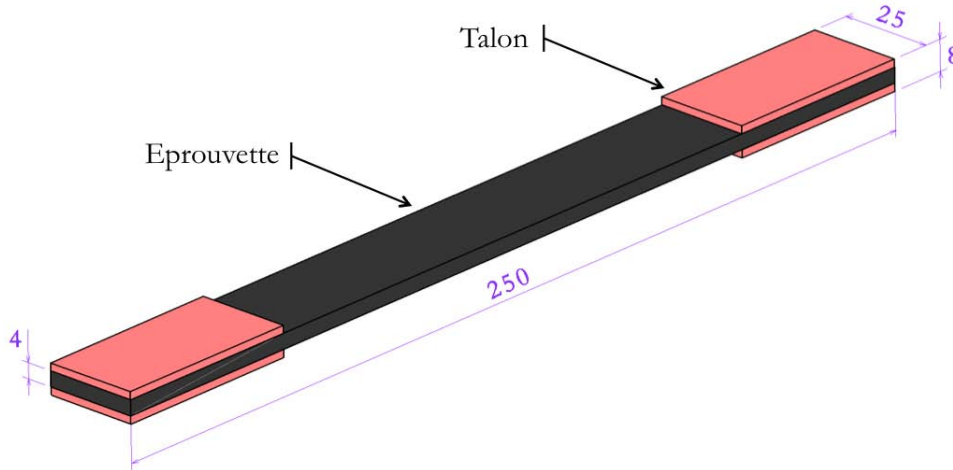


FIGURE 5.2: Géométrie des éprouvettes de traction

Ces essais sont réalisés à l'aide d'une machine de traction/compression Zwick<sup>®</sup> Z250. Les éprouvettes sont maintenues par des mors hydrauliques circulaires centrés sur les talons. Un ensemble d'essais itératifs a permis de déterminer l'effort de serrage optimum permettant à la fois de ne pas détruire en compression le matériau tout en assurant un maintien suffisant au cours de l'essai. L'effort de traction est mesuré à l'aide d'une cellule de charge de 250kN tandis que la déformation longitudinale est mesurée grâce à des extensomètres à contact. La machine est pilotée en vitesse de déformation constante :  $10^{-3} \text{ s}^{-1}$ .

Trois éprouvettes supplémentaires sont instrumentées avec des jauges de déformations de type rosette. Celles-ci permettent de calculer le coefficient de Poisson tel que :

$$\nu_{12} = -\frac{\varepsilon_{22}}{\varepsilon_{11}} \quad (5.1)$$

#### 5.1.1.2 Résultats

Les courbes contraintes déformations issues de ces essais sont regroupées sur le graphique 5.3. On peut observer dans un premier temps la reproductibilité de ces essais et ce, indépendamment de la direction de traction.

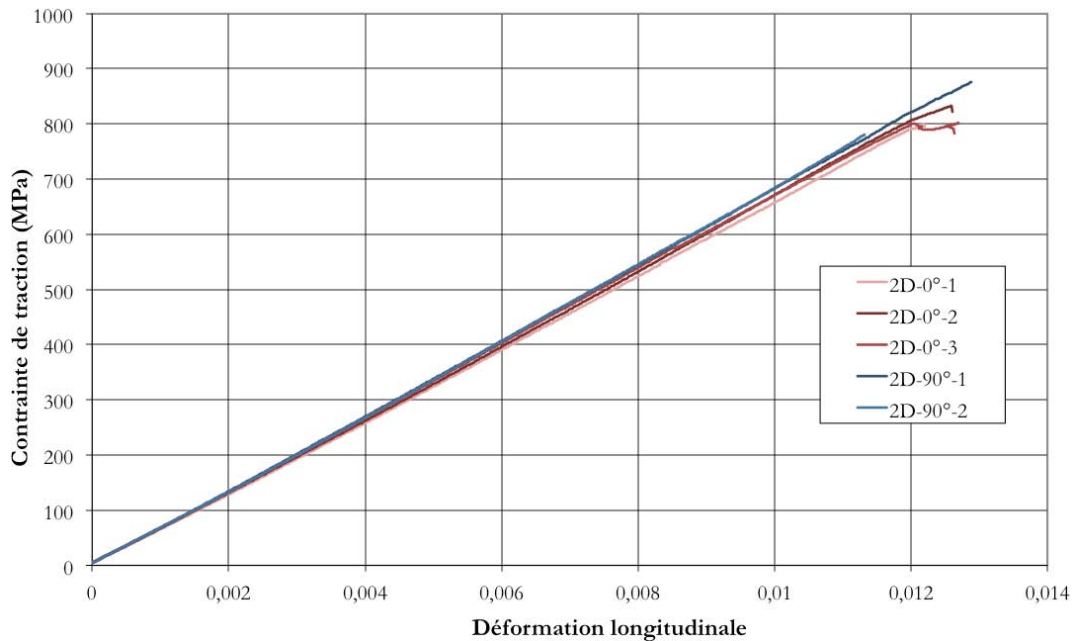


FIGURE 5.3: Courbes de traction

Les contraintes à rupture et les modules d'élasticité sont ainsi calculés à partir de ces courbes (Tableau 5.1). Ils sont ensuite moyennés et les écart-types sont calculés.

TABLE 5.1: Résultats des essais de traction

	Direction	Valeurs			Moyenne	Ecart-type
Module d'élasticité (MPa)	0°	65739	67227	67088	66684	744
	90°	68299	68290	-	68295	5
Contraite à rupture (MPa)	0°	800	833	802	812	17
	90°	876	782	-	829	47

Les trois essais instrumentés de jauges de déformations ont permis de calculer un coefficient de Poisson égal à 0.067 avec un écart-type de 0.003.

### 5.1.2 Comportement en cisaillement

La réponse en cisaillement est ensuite étudiée afin d'évaluer à la fois la composante plastique et la composante endommagement.

### 5.1.2.1 Dispositif de cisaillement pour éprouvettes entaillées en V

Les essais de cisaillement permettent de remonter au module élastique de cisaillement  $G_{12}$ . Ils sont basés sur la méthode présentée dans la norme ASTM D7078 [60]. La géométrie des éprouvettes est conforme à celle imposée par cette norme. Le montage utilisé est un montage inspiré par celle-ci mais qui est modifié pour correspondre à l'épaisseur de nos éprouvettes. La figure 5.4a représente une mise en situation de ce montage. L'éprouvette est insérée à l'aide d'une cale de positionnement qui permet d'être répétable sur la position de l'éprouvette au sein du montage.

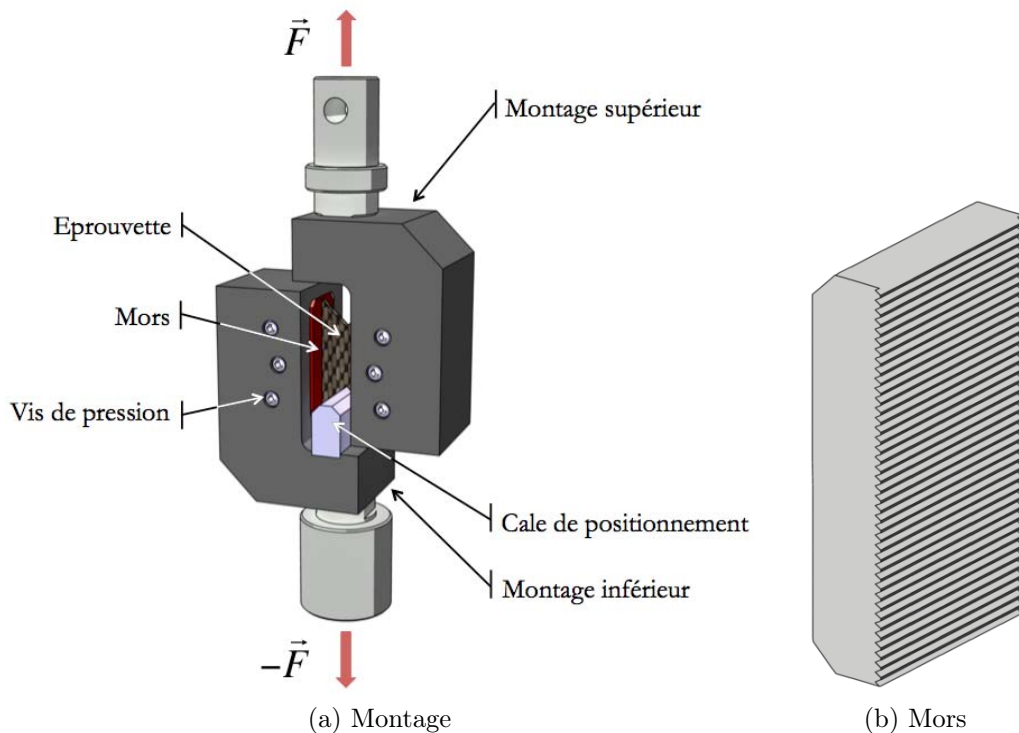


FIGURE 5.4: Mise en situation de l'essai de cisaillement

Elle est ensuite bridée à l'aide des vis de pression qui viennent exercer une pression sur les mors mobiles et se retrouve ainsi serrée entre ces mors mobiles et les mors fixes placés à l'arrière. Le couple de serrage de ces six vis M10 est de 70 N.m. De plus, la rugosité des mors de chargement est volontairement augmentée en usinant des stries perpendiculairement à l'axe de chargement (Figure 5.4b). Ceci garantit assurément le maintien en position de l'éprouvette au sein de chaque mors et évite ainsi sa rotation au cours de l'essai. L'essai est réalisé à une vitesse de traverse de 1 mm/min.

La figure 5.5a présente la géométrie et les dimensions des éprouvettes utilisées. Elles sont découpées par fraisage ; le rayon de 1.3 mm est obtenu à l'aide d'une fraise composite avec

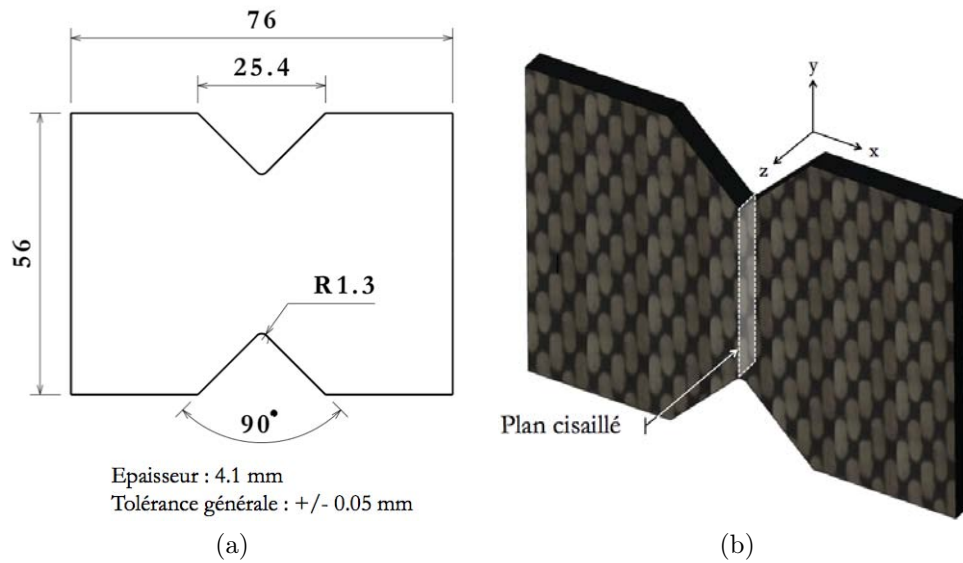


FIGURE 5.5: Dimensions de l'éprouvette entaillée et présentation du plan cisailé

revêtement diamant de 2 mm de diamètre. La norme impose le placement de jauges de déformations au centre d'une face de l'éprouvette. Ces jauges permettent de calculer une déformation de cisaillement moyenne sur toute sa surface.

Or la section cisailée correspond à une section perpendiculaire au plan d'observation (Figure 5.5b) et passant par les deux réductions de section au niveau des entailles en V. Afin de mesurer correctement cette déformation, il faudrait que la jauge soit la plus fine mais également la plus longue possible. Cette longueur est importante puisqu'elle permet de s'affranchir au maximum des dimensions du Volume Élémentaire Représentatif (VER). En effet, si les dimensions de la jauge sont trop faibles par rapport à la taille du VER, les mesures ne sont alors pas représentatives du comportement global du matériaux.

### 5.1.2.2 Protocole expérimental

Une méthode de calcul de la déformation de cisaillement par mesure de champs est ainsi plus adaptée. L'ensemble des essais de cisaillement est donc réalisé à l'aide de la méthode de corrélation d'image. Pour cela, l'essai est filmé à l'aide d'une caméra Photron<sup>®</sup> FastCam SA1.1. Un mouchetis (Figure 5.6a) est appliqué sur la face d'observation de l'éprouvette. La fréquence d'acquisition de la caméra est fixée à 50 images par seconde et la résolution utilisée est de 512x128 pixels.

La zone d'observation se limite à une bande englobant la portion cisailée. La caméra est équipée d'une entrée analogique qui lui permet d'associer n'importe quel signal aux

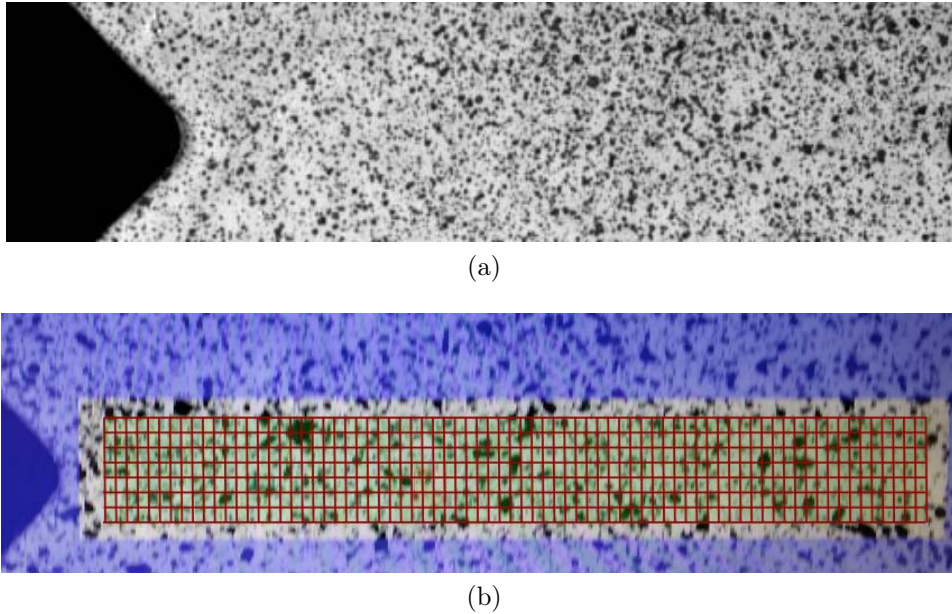


FIGURE 5.6: Présentation du mouchetis (a) ainsi que de la zone d'intérêt (b) utilisée pour la corrélation d'image

images générées. La force mesurée par le biais de la cellule de charge est alors acquise et couplée avec les images. Ainsi, à chaque image (et donc à chaque champs de déformation) correspond une valeur de charge : il est donc possible de définir une courbe contrainte-déformation de cisaillement.

Pour cela, l'ensemble des images capturées à l'aide de la caméra sont importées dans le logiciel de corrélation d'image Aramis de Gom<sup>®</sup>. La zone d'intérêt est alors divisée en facettes (groupement de pixels) à partir desquelles sont calculées les différents champs de déformation. Ces facettes sont représentées de manière schématique par un quadrillage brun sur la figure 5.6b. Le champ de déformations de cisaillement  $\varepsilon_{12}$  est ensuite importé et post-traité dans le logiciel de calcul formel Mathematica<sup>®</sup>. Il est ensuite moyenné sur toute la zone d'intérêt.

Le résultat obtenu dépend des dimensions de la zone d'intérêt et notamment de sa largeur. Une étude de sensibilité du résultat à la largeur de cette zone est donc réalisée. Elle consiste à moyennner le champs de déformation sur toute la largeur de la zone initiale ( $X$  facettes), puis à rogner une ligne de facettes symétriquement par rapport au centre de cette zone. L'opération est répétée jusqu'à l'obtention d'une bande comprenant une unique facette sur sa largeur (Figure 5.7). Pour chaque rognage, l'écart type est également calculé. On choisit ensuite la configuration qui apporte le meilleur compromis entre déformation moyenne la plus grande et écart-type le plus faible.

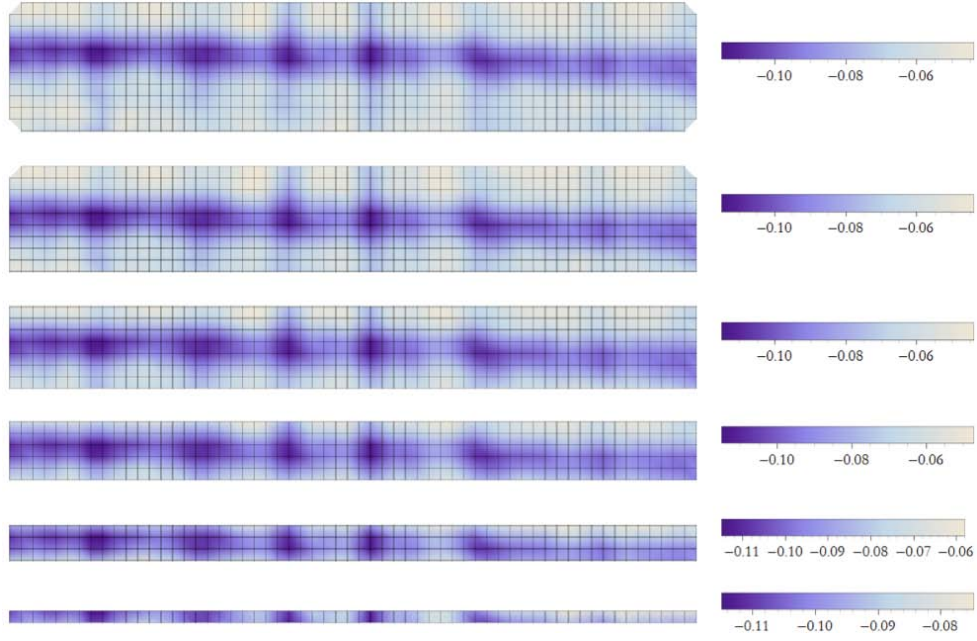


FIGURE 5.7: Rognage itératif des facettes représentant le champ de déformation de cisaillement

Connaissant la déformation moyenne  $\varepsilon_{12}$  il est possible de déterminer l'angle de cisaillement moyen  $\gamma_{12}$  pour chaque image. La loi de Hooke généralisée peut-être exprimée en fonction du premier coefficient de Lamé  $\lambda$  et du module de cisaillement  $\mu = G_{12}$  telle que :

$$\sigma_{ij} = 2\mu\varepsilon_{ij} + \lambda\delta_{ij}\varepsilon_{kk} \quad (5.2)$$

Dans le cas d'un essai de cisaillement pur,

$$\tau_{12} = 2\mu\varepsilon_{12} = 2G_{12}\varepsilon_{12} = G_{12}\gamma_{12} \quad (5.3)$$

Alors

$$\gamma_{12} = 2\varepsilon_{12} \quad (5.4)$$

En l'associant à la charge correspondante, il est alors possible de retracer la courbe de comportement en cisaillement de notre matériau.

Afin de vérifier si les résultats obtenus sont cohérents avec ce qui aurait pu être mesuré à l'aide de jauges de déformation un essai supplémentaire est réalisé. Une jauge de déformation de type rosette est placée conformément à la norme ASTM D7078 [60] sur la face arrière de l'éprouvette, tandis qu'un mouchetis est appliqué sur la face avant. Il est alors

possible de comparer la réponse en déformation de cisaillement (Figure 5.8) pour ces deux méthodes sur l'intégralité de la plage de mesure de la jauge de déformation. On observe une bonne correspondance entre les deux signaux mesurés. La méthode de corrélation a été préférée car même si sa mise en oeuvre est plus lourde que le collage de jauges de déformations, elle permet d'obtenir une mesure de champs qui est plus révélatrice de l'état de déformation au sein de la zone cisailée.

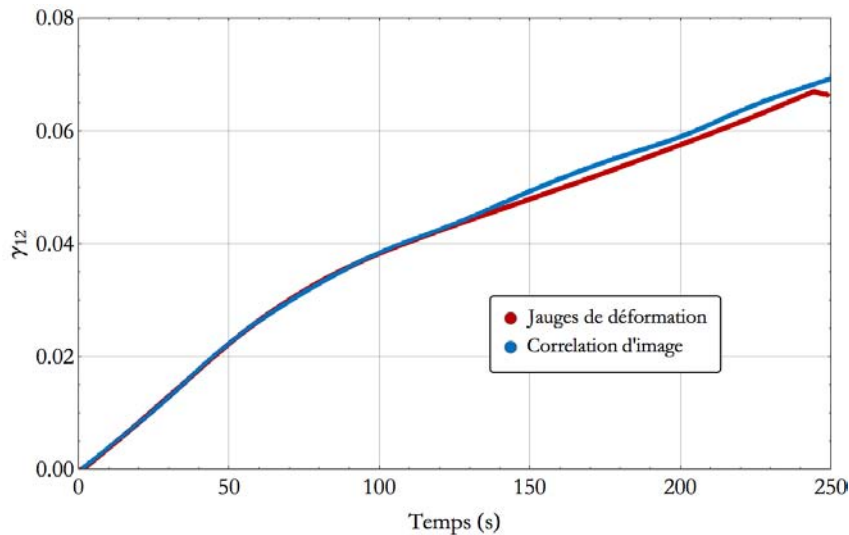


FIGURE 5.8: Comparaison des déformations de cisaillement mesurées à l'aide des deux méthodes

### 5.1.2.3 Résultats

Ces essais sont menés sur le matériau AS7/LMB avec une séquence d'emilement  $[0^\circ]_8$ . Trois essais de cisaillement sont réalisés ainsi qu'un essai de cisaillement cyclé. L'objectif de ce dernier est d'évaluer l'endommagement au cours de l'essai en fonction de la dégradation du module de cisaillement pour chaque cycle. Les différents cycles sont définis grâce aux courbes des essais de cisaillement non cyclés. L'idée est d'obtenir des cycles régulièrement espacés les uns par rapport aux autres sur toute la plage des déformations de l'essai. La figure 5.9 compare la réponse en cisaillement simple (moyennée sur trois essais) et en cisaillement cyclé.

La procédure d'identification des paramètres nécessaires à la définition de la loi de comportement du modèle est décrite dans le prochain paragraphe.



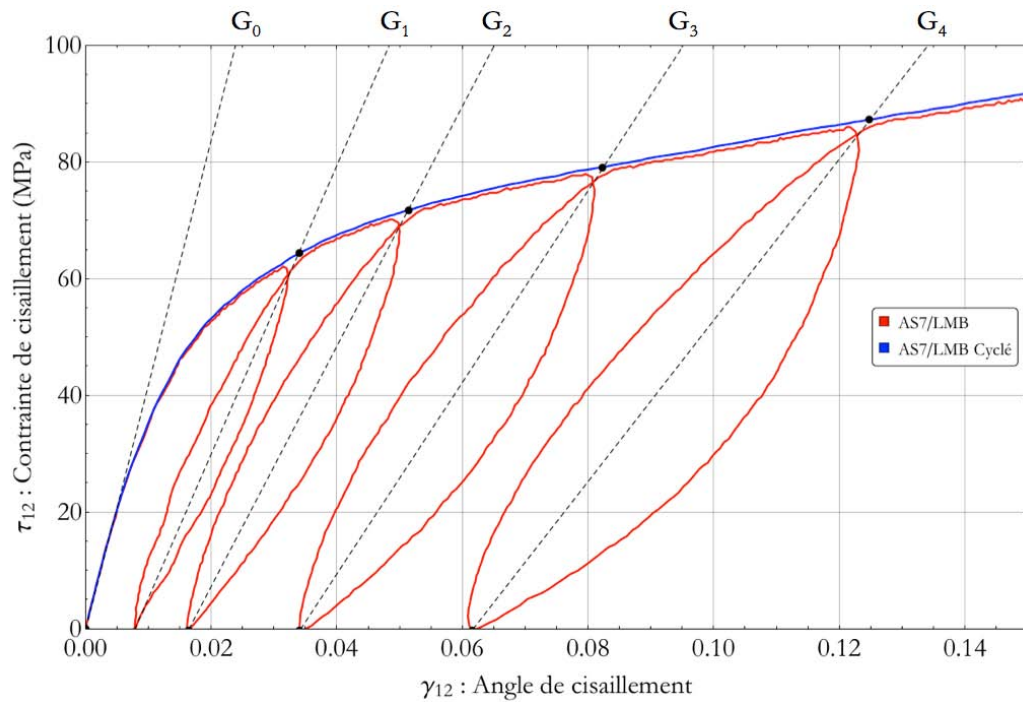


FIGURE 5.9: Essais de cisaillement cyclés

#### 5.1.2.4 Identification des paramètres de la loi

Les paramètres de la loi en cisaillement sont obtenus en procédant à des essais de cisaillement cyclé. L'évolution du module de cisaillement  $G_i$  est ensuite calculé pour chaque cycle de charge-décharge. On en déduit alors l'évolution de la variable d'endommagement  $d_{12}$  à l'aide de la relation 5.5. La valeur maximale de cette variable d'endommagement est calculée sur le dernier cycle en utilisant le module de cisaillement  $G_4$ .

$$d_{12i} = 1 - \frac{G_i}{G_0} \quad (5.5)$$

TABLE 5.2: Evolution du module de cisaillement et variables d'endommagement correspondantes

Cycle	G (MPa)	$d_{12}$
0	4200	0
1	2472	0.411
2	2059	0.510
3	1643	0.609
4	1382	0.671

$$\widetilde{\sigma}_{12} = \frac{\sigma_{12}}{1 - d_{12}} \quad (5.6)$$

La contrainte effective peut-être calculée à l'aide de la relation 5.6. Cette relation est valable dans le domaine élastique et ce à chaque cycle de charge-décharge. Elle représente la contrainte telle qu'elle devrait être si le matériau n'était pas endommagé. Ainsi, en traçant l'évolution de la variable d'endommagement en fonction de cette contrainte effective, il est possible de déterminer la contrainte seuil d'amorçage de l'endommagement par extrapolation ; contrainte effective pour laquelle la variable d'endommagement est nulle.

TABLE 5.3: Calcul de la contrainte effective en haut de chaque cycle

Cycle	$d_{12}$	$\widetilde{\sigma}_{12}$ (MPa)
1	0.411	109.4
2	0.510	146.4
3	0.609	202.4
4	0.671	265.5

La loi d'écoulement plastique est enfin déterminée à partir de cette seule courbe de cisaillement. En assumant que la fonction d'érouissage est du type fonction puissance (relation 5.7). Connaissant les déformations plastiques et les contraintes effectives en haut de chaque cycle d'hystérésis, on définit par interpolation les coefficients C, p et la contrainte effective seuil d'écoulement  $\widetilde{\sigma}_{y0}$ .

$$\widetilde{\sigma}_0(\bar{\varepsilon}^{pl}) = \widetilde{\sigma}_{y0} + C(\bar{\varepsilon}^{pl})^p \quad (5.7)$$

L'ensemble de ces opérations permet de décrire la courbe de cisaillement expérimentale dans son intégralité. Cette loi est ensuite appliquée et validée sur des simulations simples d'essais de traction et de cisaillement.

TABLE 5.4: Paramètres de la loi d'écoulement plastique

Paramètre	Valeur
$\widetilde{\sigma}_{y0}$	42
C	1657.6
p	0.575

## 5.2 Simulation d'essais d'impact avec prise en compte du délaminage

### 5.2.1 Introduction

Les résultats présentés dans cette partie ont été obtenus à l'aide du modèle basé sur la stratégie de modélisation et le synoptique décrits dans le chapitre précédent. Les paramètres de la loi de comportement sont renseignés à l'aide des résultats des essais de cisaillement et de traction énoncés au début de ce chapitre. Tous ces calculs ont été réalisés avec un schéma d'intégration numérique explicite.

Les éléments utilisés sont des éléments coques volumique à intégration réduite disponibles dans Abaqus (et appelés "éléments coques continues") sous la référence SC8R. Comme expliqué dans le précédent chapitre, ils sont obtenus en extrudant un maillage non réglé 2D composé d'élément coque S4. Ces éléments volumiques sont, tout comme les éléments coques classiques, particulièrement adaptés pour les structures élancées (état plan de contrainte). Ils ont enfin l'avantage de pouvoir être empilés, ce qui les rend particulièrement intéressants pour les matériaux stratifiés. Chaque pli possède une épaisseur de 0.5 mm et contient ainsi deux éléments dans l'épaisseur. L'éprouvette est ainsi maillée avec 16 éléments dans l'épaisseur.

Les calculs sont réalisés sur une station de calcul équipée de 32 coeurs (16 coeurs en multi-threading) et de 64GB de mémoire RAM.

Comme évoqué précédemment, le délaminage est modélisé par une loi de contact cohésif. La variable CSDMG est une variable d'endommagement lié à ce type de contact cohésif. On considère alors le contact délaminé lorsque cette variable prend la valeur de 1. Il est ainsi possible de suivre au cours du calcul l'avancée du délaminage pour chaque interface en n'affichant que les zones où cette variable est égale à 1. La rupture est prise en compte par un critère d'érosion, et est obtenue lorsqu'une des deux variables d'endommagement (en traction ou en cisaillement) atteint sa valeur maximale.

Les calculs ont été menés pour des vitesses d'impacts égales aux vitesses des essais expérimentaux sur la structure AS7/LMB sans renfort de tufting.

### 5.2.2 Vitesse résiduelle

La figure 5.10 présente le profil de vitesse du projectile pour le calcul à  $110.2 \text{ m}\cdot\text{s}^{-1}$ . Ce profil peut être décomposé en 3 zones distinctes. La première commence au début du temps d'interaction. La vitesse décroît jusqu'à la première rupture de plis. Le projectile continue ensuite de ralentir de manière plus modérée jusqu'à la rupture du dernier pli où il atteint sa vitesse finale appelée vitesse résiduelle.

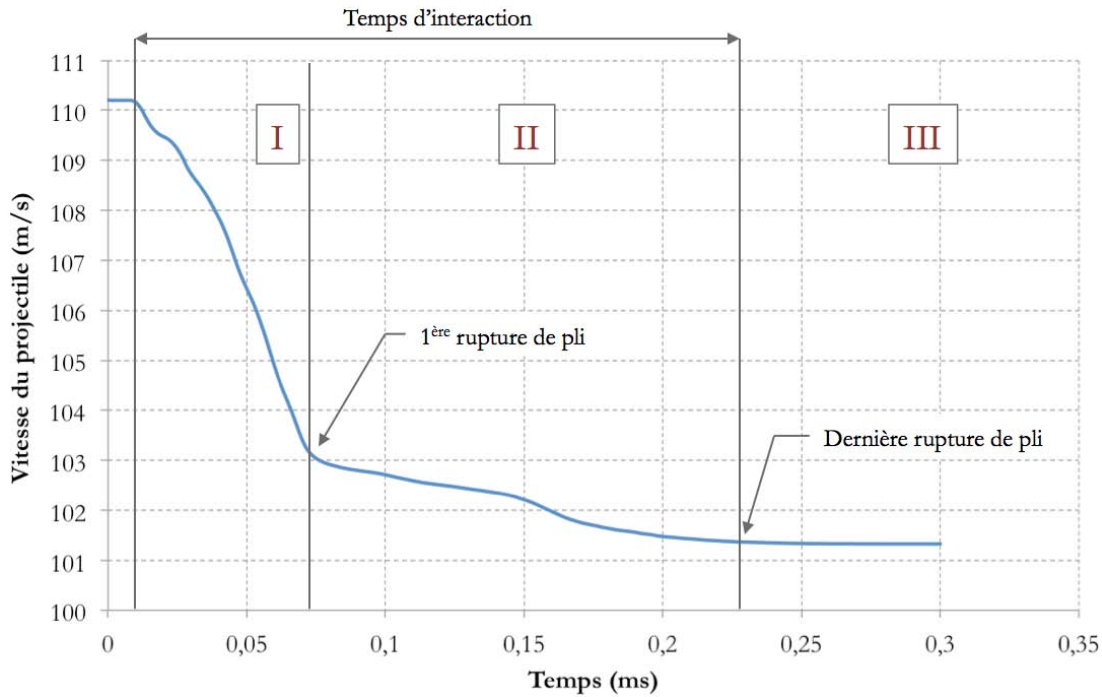


FIGURE 5.10: Evolution de la vitesse du projectile au cours du temps

Le tableau 5.5 regroupe et compare les vitesses résiduelles obtenues numériquement et expérimentalement pour les quatre vitesses d'impacts utilisées.

TABLE 5.5: Confrontation des vitesses résiduelles numériques et expérimentales

Vitesse d'impact (m/s)	Vitesse résiduelle expérimentale (m/s)	Vitesse résiduelle numérique (m/s)	Ecart (%)
59.4	38.1	47.3	24.1
80.6	64.8	70.3	8.5
110.2	99.7	101.4	1.7
149.5	139.3	142.6	2.4

Les vitesses résiduelles numériques sont plutôt en accord avec celles mesurées expérimentalement.

talement. Elles sont néanmoins légèrement surestimées pour toutes les configurations. La loi de comportement utilisée ne permet pas de tenir compte de la sensibilité positive à la vitesse de déformation [61, 62] des composites carbone / époxy. Si c'était le cas, le surplus d'énergie absorbée lors de la rupture du stratifié aurait probablement permis une meilleure corrélation avec les essais expérimentaux.

### 5.2.3 Propagation du délaminage

Afin de valider le choix de stratégie de modélisation et de comparer l'étendue du délaminage pour chaque interface, les deux modèles suivants sont comparés :

- modèle avec une ténacité interlaminaire moyenne homogène et identique pour toutes les interfaces
- modèle avec une ténacité interlaminaire variant en fonction de l'angle relatif entre les fibres et la direction de propagation

La figure 5.11 propose une comparaison des résultats fournis par ces deux modèles sur laquelle sont affichées uniquement les surfaces délaminées. On voit ici que cette loi permet de reproduire les directions de propagation du délaminage.

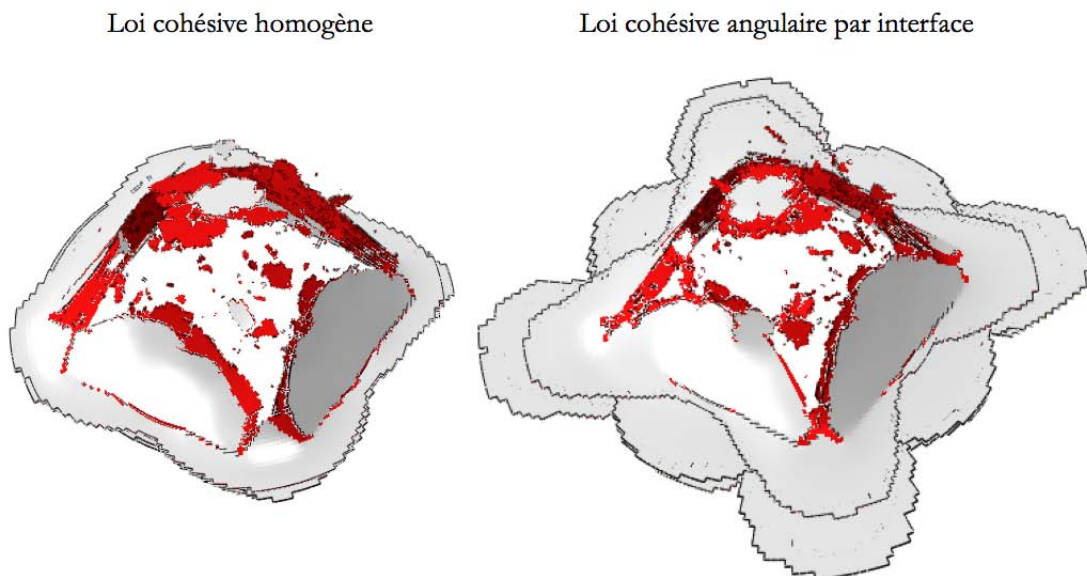


FIGURE 5.11: Comparaison des géométries de délaminage obtenues par deux lois cohésives distinctes

Les contours sont par la suite récupérés pour chaque interface à l'aide d'un programme de post-traitement sur Mathematica. L'ensemble des noeuds délaminés sont détectés en

fonction de la variable d'endommagement du contact. Ils sont ensuite triés afin de ne garder que les noeuds qui délimitent la géométrie de la surface délaminiées 5.12. Les surfaces délaminiées sont ensuite calculées et comparées pour chaque interface aux surfaces délaminiées expérimentales pour la vitesse de 110 m/s (Tableau 5.6).

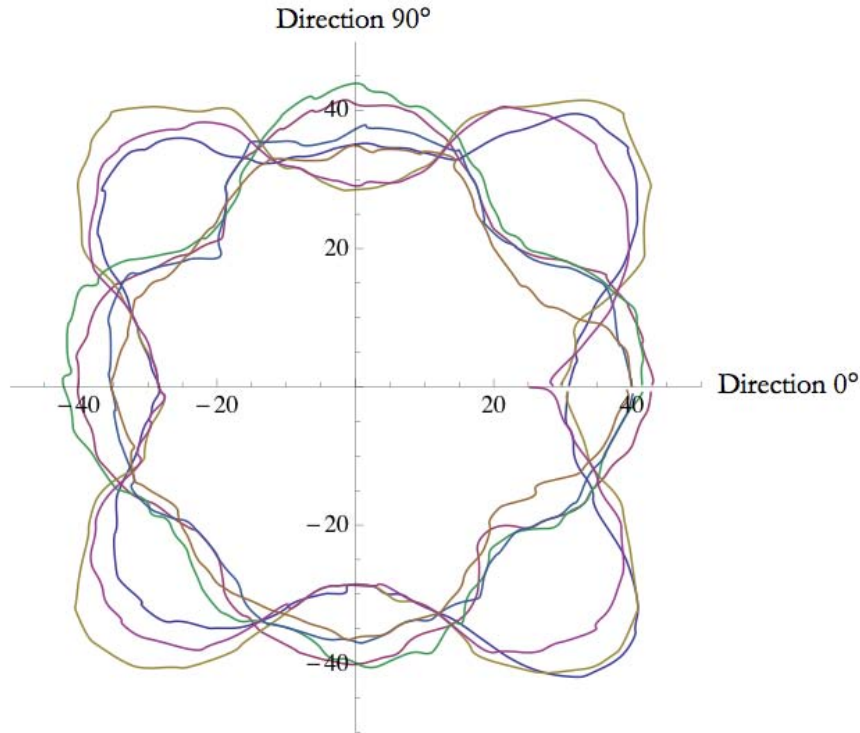


FIGURE 5.12: Tracé des contours de délamination numérique par interface pour un impact à 110 m/s

TABLE 5.6: Comparaison des surfaces délaminiées numériques et expérimentales (en  $\text{cm}^2$ ) par interface (Configuration AS7/LMB à 110 m/s)

	Int. 1	Int. 2	Int. 3	Int. 4	Int. 5	Int. 6	Int. 7	Totale
<b>Expérimentale</b>	58.2	49.0	67.1	42.8	58.8	61.2	55.0	392.1
<b>Numérique</b>	48.4	42.4	53.4	44.2	38.7	48.5	35.1	310.7

On note une différence certaine en terme d'étendue du délamination. Ceci peut être expliqué en partie par la prise en compte uniquement de la ténacité en mode II. De plus, nous avons utilisé des valeurs de ténacités interlaminaires dites statiques. Plusieurs auteurs ont étudié la dépendance de la ténacité interlaminaire à la vitesse de propagation de fissure. Kusaka et al. [63] ont comparé ces taux de restitution énergétique critiques pour des conditions de propagation statiques (sur machine de traction) et dynamiques (sur barres de Hopkinson). Ils ont montré (Figure 5.13) que la ténacité tend à décroître lorsque le

régime de propagation est augmenté. Pour une énergie disponible au délaminage fixée, cela se traduit alors par une augmentation de la surface délaminée.

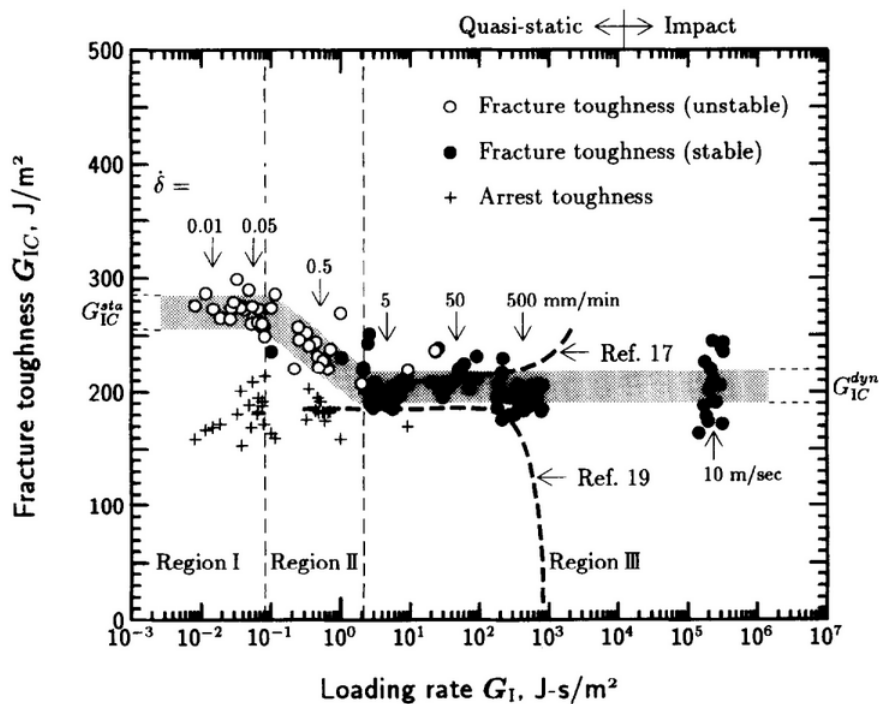


FIGURE 5.13: Evolution de la ténacité interlaminaire en mode I en fonction du régime de propagation de fissure[63]

#### 5.2.4 Etude de sensibilité au maillage

Une étude de sensibilité au maillage a pour objectif d'évaluer l'effet de la densité de maillage sur les résultats obtenus à l'issue du calcul numérique. Dans notre cas, il est intéressant de voir l'influence qu'a le maillage sur la vitesse de sortie du projectile ainsi que sur les cartographies de propagation du délaminage. Pour cela, la plaque est maillée avec cinq densités de maillage distinctes. Or comme évoqué dans le chapitre précédent, si la surface moyenne des éléments diffère de la valeur unitaire, l'énergie libérée lors de la rupture du contact cohésif est faussée. Deux solutions sont alors évaluées pour contourner le problème :

- la première est d'adapter chacune des lois cohésives et en particulier la valeur du  $G_{Ic}$ . Se pose alors la question de l'influence des deux autres données d'entrée que sont la raideur de l'interface et la contrainte d'amorçage
- l'autre solution consiste à appliquer un facteur d'échelle à tout notre modèle et de mailler la plaque d'impact de telle sorte que la taille moyenne d'élément soit unitaire.

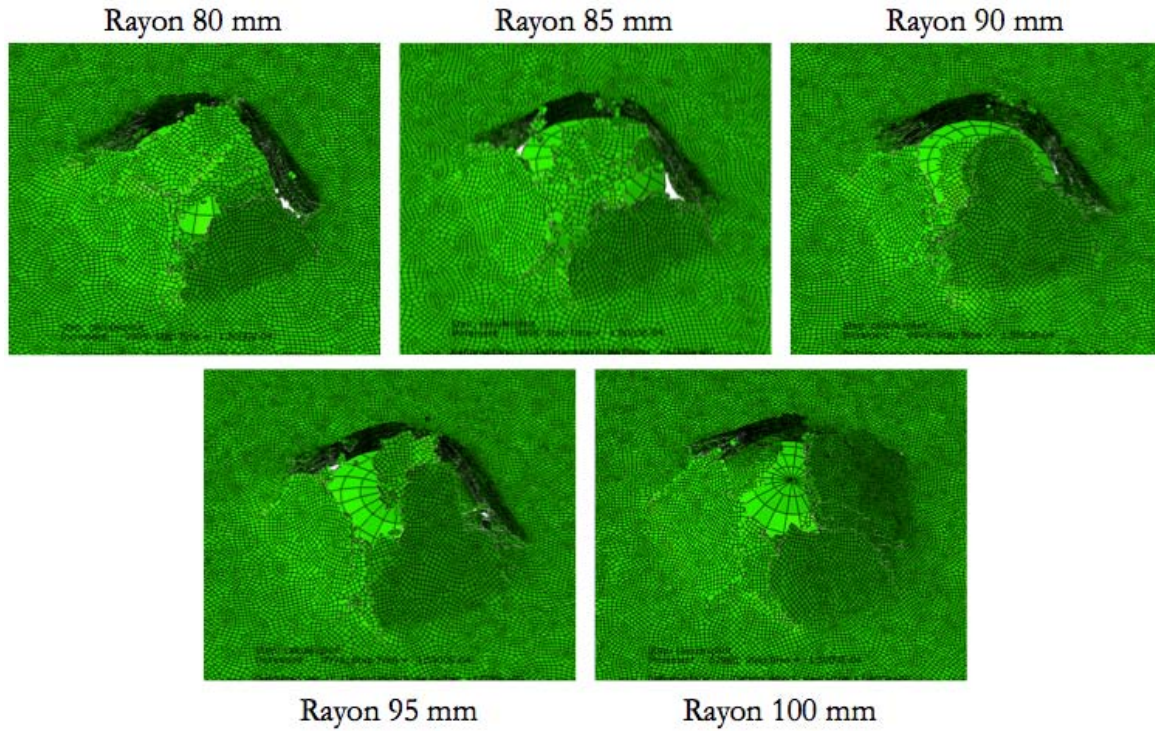


FIGURE 5.14: Evolution de la densité de maillage en fonction du facteur d'échelle appliqué

Cette dernière solution est très intéressante et permet de raffiner le maillage artificiellement. On modifie les dimensions de la plaque en appliquant ce facteur d'échelle et on corrige chaque donnée d'entrée à l'aide de ce même facteur. Si on choisit une plaque de rayon 100 mm (au lieu d'un rayon de 90 pour la configuration de référence) le facteur d'échelle  $y$  sera égal à  $100/90$ . Ainsi l'intégralité des données d'entrées sont corrigées comme expliqué dans le tableau 5.7. La figure 5.14 présente l'évolution du maillage en fonction du rayon de la plaque où toutes les images sont mises à la même échelle.

TABLE 5.7: Correction des unités des données d'entrées du modèle

	Distance	Force	Masse	Temps	Contrainte	Energie	Masse volumique
<b>Bases</b>	mm	N	tonne	s	MPa	mJ	tonne/mm <sup>3</sup>
<b>Corrigées</b>	$y$ mm	N	$y^{-1}$ tonne	s	$y^{-2}$ MPa	$y$ mJ	$y^{-4}$ tonne/mm <sup>3</sup>

L'étude de sensibilité au maillage est réalisée en faisant varier le diamètre de l'éprouvette : 80, 85, 90, 95 et 100 mm. Les résultats associés à cette étude sont recensés dans le tableau 5.8. Pour chaque taille de plaque, la surface moyenne (avant extrusion du maillage) des éléments est calculée afin de vérifier qu'elle se rapproche de 1. Les surfaces et tailles moyennes de maille sont ensuite déduites à partir du facteur d'échelle. La ligne en police



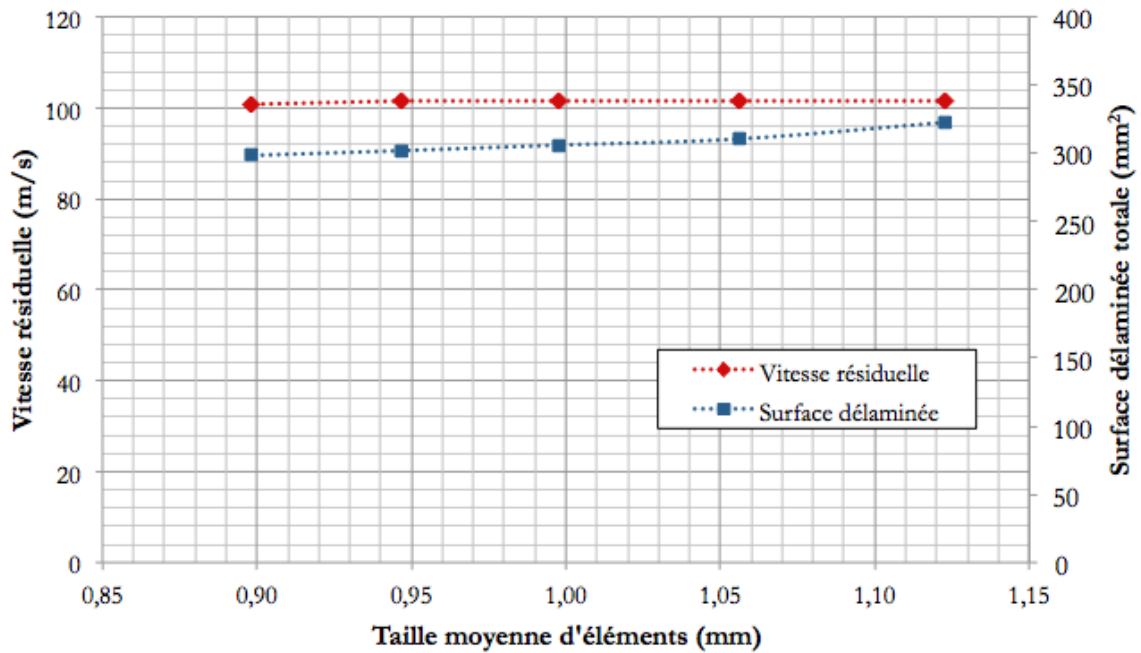


FIGURE 5.15: Evolution de la vitesse résiduelle et de la surface délaminée en fonction de la taille d'éléments

grasse rouge correspond aux dimensions de référence où aucun facteur d'échelle n'est appliqué. Lors du dépouillement du calcul, la vitesse résiduelle du projectile est également corrigée, tout comme les positions des noeuds délamnés. Ceci permet la comparaison de ces cinq densités de maillage indépendamment du facteur d'échelle initial.

TABLE 5.8: Résultats de l'étude de sensibilité de maillage

Rayon plaque (mm)	Nombre éléments	Surface moyenne (mm <sup>2</sup> )	Surface moyenne équiv. (mm <sup>2</sup> )	Taille moyenne équiv. (mm)	Temps calcul (s)	Vitesse résiduelle (m/s)	Surface délaminée totale (cm <sup>2</sup> )
80	322896	0.996	1.261	1.123	1579	101.6	322.7
85	364832	0.995	1.116	1.056	1731	101.6	310.7
<b>90</b>	<b>409072</b>	<b>0.995</b>	<b>0.995</b>	<b>0.998</b>	<b>2008</b>	101.4	306.0
95	454496	0.998	0.896	0.946	2873	101.4	302.0
100	504848	0.996	0.806	0.898	12461	100.8	298.5

Ces résultats sont tracés sur la figure 5.15. La vitesse résiduelle n'est que très peu affectée par la taille de maille sur la gamme considérée. La surface délaminée décroît avec cette taille, mais semble en revanche tendre vers une asymptote.

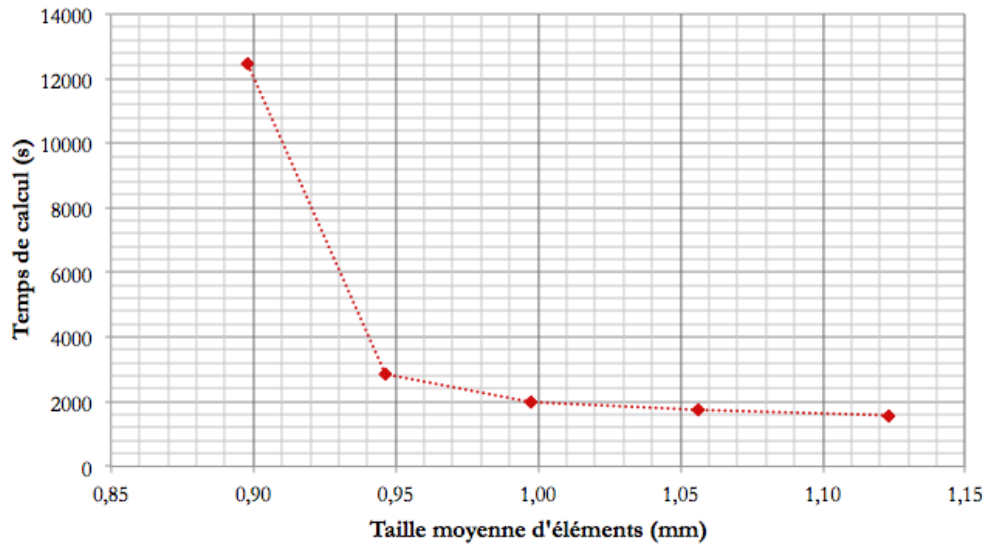


FIGURE 5.16: Evolution de la densité de maillage en fonction du facteur d'échelle appliqué

Les calculs pour des tailles d'éléments inférieures n'ont pas été réalisés. En effet, comme le montre le graphique 5.16, le temps de calcul explose à partir d'une taille d'élément de 0.90 mm. Au regard de ces informations, il est possible d'affirmer qu'une taille d'élément de 0.95 mm est la plus adaptée. Elle permet en effet un bon compromis entre précision des résultats et temps de calcul.

### 5.3 Conclusions partielles

Les paramètres de la loi de comportement choisie pour ce modèle ont été déterminés à partir d'essais de traction et de cisaillement dans le plan du stratifié. Le comportement en cisaillement a été défini grâce à une méthode originale basée sur la méthode de corrélation d'images.

Le modèle réalisé reproduit relativement fidèlement les cartographies de délaminage observées expérimentalement. La forme circulaire rencontrée sur l'ensemble des dernières interface n'est pas prise en compte. La géométrie de la cartographie liée à l'interface centrale ( $90^\circ/90^\circ$ ) ne l'est pas non plus. Celle-ci est en effet dû à des phénomènes microscopiques non modélisables à l'échelle utilisée. Néanmoins, les résultats montrent que l'étendue du délaminage et les surface délaminées associées sont bien estimées. L'étude de sensibilité à la taille du maillage a permis de déterminer une taille de maille optimale.

D'autre part la vitesse résiduelle est globalement en accord avec les essais d'impact. On note toutefois une légère surestimation du modèle. On l'attribue à la non prise en compte de la sensibilité à la vitesse de déformation.



## Conclusions et perspectives



L'objectif de ces travaux de thèse était d'évaluer les capacités d'une technologie de renforcement interlaminaire, appelée tufting, à augmenter la résistance à l'impact et la tolérance à l'endommagement de matériaux composites stratifiés aéronautiques. Les paramètres de procédé tels que le pas, le diamètre, la densité et le matériau de renfort ont fait dans un premier temps l'objet d'une sélection basée sur les études disponibles dans la littérature scientifique. Cette sélection a permis d'identifier huit configurations de renforts. La résistance à l'impact de ces configurations a par la suite été étudiée à l'aide d'essais d'impacts haute vitesse.

Pour cela, un nouveau dispositif expérimental a été conçu et fabriqué. Ce banc balistique permet d'atteindre des vitesses d'impact avoisinant les 200 m/s pour des projectiles d'environ 250 g soit une énergie de 5 kJ. Un capteur de mesure de vitesse après impact par barrières optiques a également été développé. L'ensemble des configurations de tufting a été impacté sur ce banc à des vitesses comprises entre 60 et 150 m/s. La résistance à l'impact de ces matériaux est évaluée par leurs capacités à absorber l'énergie du projectile au cours de l'impact. C'est le calcul de cette énergie qui a permis de comparer les différentes configurations. Ces essais ont notamment permis de mettre en avant l'existence d'un pas de renfort optimum garantissant un bon équilibre entre l'apport du tufting en terme d'absorption d'énergie et son effet invasif. Les résultats obtenus ne sont cependant à ce stade que des tendances puisque les différences entre chaque configuration sont relativement faibles lorsque ramenées à l'énergie du tir.

Une série d'analyse post-mortem des éprouvettes a donc été menée afin d'étudier l'influence des renforts en  $z$  sur la propagation du délaminage. Une technique originale de coupe microscopique a alors été développée et a permis d'identifier l'étendue du délaminage pour six configurations impactées à 110 m/s. Cette technique a la particularité d'apporter la possibilité de tracer et de dissocier les cartographies de délaminage interface par interface. Le calcul des surfaces délaminées a montré que l'étendue du délaminage décroît de façon inversement proportionnelle au pas et donc à la densité de renfort. Le gain peut atteindre jusqu'à 30%. Cette étendue du délaminage est indépendante du couple pas / diamètre pour une même densité de renfort. Les résultats issus des essais d'impact ne sont valables que pour le couple de matériaux étudié. L'effet du tufting s'est révélé dans notre cas peu prononcé. Mais ces observations ont cependant mis en évidence des directions préférentielles de propagation du délaminage. Le délaminage tend en effet à se propager selon les directions de fibres contenues dans les plis adjacents aux interfaces.

Une campagne d'essai de propagation de fissure de délaminage en mode I à II a par la

suite été conduite afin de quantifier l'effet de l'orientation de ces fibres sur les ténacités interlaminaires en mode I et en mode II. Ces essais ont permis d'établir des lois empiriques d'évolution de ces ténacités en fonction de l'orientation des fibres adjacentes. Ces lois présentent des valeurs minimales lorsque la direction de propagation coïncide avec la direction des fibres. Les résultats de ces essais confirment alors les hypothèses conjecturées à l'aide de l'analyse post-mortem sur des éprouvettes impactées. Une stratégie de modélisation a alors été proposée afin de prendre en compte le délaminage dans un modèle numérique d'impact rapide. Cette stratégie permet de prendre en compte la dépendance angulaire des ténacités en mode I et en mode II. Elle est basée sur l'utilisation des lois de contacts cohésifs qui ont l'avantage de pouvoir être directement alimentées par des essais de propagation de délaminage.

Cette stratégie de modélisation a enfin été utilisée dans un modèle d'impact rapide avec prise en compte du délaminage. La loi de comportement utilisée est une loi permettant le couplage élastique fragile en traction et élasto-plastique endommageable en cisaillement. Les paramètres de cette loi ont été obtenus à l'aide d'essais élémentaires de traction et de cisaillement cyclé. Le modèle présenté a permis une bonne estimation des vitesses résiduelles et de l'étendue du délaminage. Les directions de propagation sont enfin reproduites fidèlement aux observations post-mortem.

Le dispositif d'essai développé a, dans l'état actuel, permis de comparer les diverses configurations de tufting en terme d'énergie absorbée et de propagation du délaminage. Il serait intéressant dans la suite de ces travaux d'enrichir l'essai à l'aide de capteurs d'efforts. Ces capteurs, couplés à la visualisation par caméra rapide, apporteraient une aide notable à la compréhension des mécanismes d'endommagement liés au tufting mis en jeu lors de la perforation. Enfin, la mesure de l'étendue du délaminage ne permet pas d'évaluer directement les performances résiduelles des éprouvettes après l'impact. Il serait donc dans ce cas judicieux de développer une méthode CAI (Compression Après Impact), telle qu'utilisée pour des impacts basse énergie, adaptée à nos éprouvettes.

Plusieurs solutions seraient à envisager afin de mettre en avant de manière plus marquée les effets du tufting et de ses paramètres de tufting. Il serait dans un premier temps possible d'étudier d'autres matériaux (couple fibre / matrice) pour lesquels la cohésion entre la matrice et le fil de renfort serait meilleure par exemple. D'autres solutions viseraient à modifier les conditions expérimentales en apportant des niveaux d'énergies plus conséquents (masse de projectile plus importante) ou encore en augmentant le ratio diamètre



de projectile / pas de tufting. Ces solutions apporteraient un niveau de sollicitation plus important qui pourrait résulter à des ruptures plus nombreuses de points de tufting et donc à une augmentation de la proportion d'énergie absorbée par le tufting.

Le modèle d'impact a la particularité de pouvoir être enrichi. Il serait d'une part intéressant de réaliser une campagne d'essais permettant d'évaluer la sensibilité à la vitesse de déformation du matériau afin de l'implémenter. D'autre part, seule la loi d'évolution angulaire de la ténacité en mode II est utilisée. Il conviendrait alors d'évaluer l'intérêt de prendre en compte la mixité des modes et dans ce cas de réaliser des essais de délaminage en mode mixte afin de définir des critères d'amorçage et de propagation en fonction de la mixité des modes. Enfin, une des suites possibles à ces travaux serait de prendre en compte la présence du renfort en  $z$  dans la modélisation. Une modélisation en deux étapes pourrait être envisagée. La première étape serait d'utiliser un modèle numérique d'essai DCB avec modélisation du tufting afin de déterminer une ténacité interlaminaire équivalente due à la présence de renfort. La seconde étape serait d'utiliser le modèle d'impact tel que décrit dans ce mémoire mais en utilisant la loi d'évolution angulaire de la ténacité enrichie avec la ténacité interlaminaire équivalente déterminée à la première étape.



# Références bibliographiques

- [1] Présentation de la nacelle. *Document interne Aircelle*.
- [2] CS-25 : Certification specifications and acceptable means of compliance for large aeroplanes. *European Aviation Safety Agency*.
- [3] J.M. BERTHELOT : *Matériaux composites : Comportement mécaniques et analyse des structures*. Tec et Doc Lavoisier ed, 2012.
- [4] D. GAY : *Matériaux composites - 5e édition*. Hermes Science Publications, 2005.
- [5] C. BATHIAS : *Matériaux composites*. Dunod, 2009.
- [6] P. VACHON : Etude comparative sur la propagation de l'endommagement après impact des composites carbone/époxy renforcés par piquage au fil kevlar et ti-ni. *Thèse de doctorat*, 2012.
- [7] N. ALIF, L.A. CARLSSON et L. BOUGH : The effect of weave pattern and crack propagation direction on mode i delamination resistance of woven glass and carbon composites. *Composites Part B : Engineering*, 29(5):603–611, 1998.
- [8] A. GILL, P. ROBINSON et S.PINHO : Effect of variation in fibre volume fraction on modes i and ii delamination behaviour of 5hs woven composites manufactured by rtm. *Composites Science and Technology*, 69(14):2368–2375, 2009.
- [9] P. TAN, L. TONG, G. P. STEVEN et T. ISHIKAWA : Behavior of 3d orthogonal woven cfrp composites. part i. experimental investigation. *Composites Part A : Applied Science and Manufacturing*, 31(3):259–271, 2000.
- [10] F. STIG et S. HALLSTRÖM : Assessment of the mechanical properties of a new 3d woven fibre composite material. *Composites Science and Technology*, 69(11):1686–1692, 2009.
- [11] M. ARAI, Y. NORO, K. SUGIMOTO et M. ENDO : Mode i and mode ii interlaminar fracture toughness of cfrp laminates toughened by carbon nanofiber interlayer. *Composites Science and Technology*, 68(2):516–525, 2008.

- [12] V. KOSTOPOULOS, A. BALTOPOULOS, P. KARAPAPPAS, A. VAVOULIOTIS et A. PAI-PETIS : Impact and after-impact properties of carbon fibre reinforced composites enhanced with multi-wall carbon nanotubes. *Composites Science and Technology*, 70(4):553–563, 2010.
- [13] K.T. TAN, N. WATANABE et Y. YWAHORI : Effect of stitch density and stitch thread thickness on low-velocity impact damage of stitched composites. *Composites Part A : Applied Science and Manufacturing*, 41(12):1857–1868, 2010.
- [14] D. D. R. CARTIÉ, G. DELL'ANO, E. POULIN et I. K. PARTRIDGE : 3d reinforcement of stiffener-to-skin t-joints by z-pinning and tufting. *Engineering Fracture Mechanics*, 73(16):2532–2540, 2006.
- [15] A. P. MOURITZ : Review of z-pinned composite laminates. *Composites Part A : Applied Science and Manufacturing*, 38(12):2383–2397, 2007.
- [16] J. A. J. VINCHERY : Reinforcement of composites aircraft structures using tufting. Mémoire de D.E.A., School of Applied Materials, Cranfield University, 2007.
- [17] K.A. DRANSFIELD, L.K. JAIN et Y. MAI : On the effects of stitching in cfrps - i. mode i delamination toughness. *Composites Science and Technology*, 58(6):815–827, 1998.
- [18] L. TONG, A. P. MOURITZ et M. K. BANNISTER : *3D fibre reinforced polymer composites*. Elsevier, 2002.
- [19] G DELL'ANNO, D. D. CARTIE, I. K. PARTRIDGE et Amir REZAI : Exploring mechanical property balance in tufted carbon fabric/epoxy composites. *Composites Part A : Applied Science and Manufacturing*, 38:2366–2373, 2007.
- [20] A. OGALE et P. MITSCHANG : Tailoring of textile preforms for fibre-reinforced polymer composites. *Journal of Industrial Textiles*, 34(2):77–96, 2004.
- [21] G. L. FARLEY et L. C. DICKINSON : Removal of surface loop from stitched composites can improve compression and compression-after-impact strengths. *Journal of Reinforced Plastics Composites*, 11(6):633–642, 1992.
- [22] A. P. MOURITZ, K. H. LEONG et I. HERSZBERG : A review of the effect of stitching on the in-plane mechanical properties of fibre-reinforced polymer composites. *Composites Part A : Applied Science and Manufacturing*, 28(12):979–991, 1997.
- [23] A. P. MOURITZ : Comment on the impact damage tolerance of stitched composites. *Journal of Materials Science Letters*, 22(7):519–521, 2003.

- [24] K.T. TAN, N. WATANABE et Y. YWAHORI : Stitch fiber comparison for improvement of interlaminar fracture toughness in stitched composites. *Journal of Reinforced Plastics Composites*, 30(2):99–109, 2010.
- [25] K.T. TAN, N. WATANABE, M. SANO, Y. YWAHORI et H. HOSHI : Interlaminar fracture toughness of vectran-stitched composites - experimental and computational analysis. *Journal of Composite Materials*, 44(26), 2010.
- [26] Y. YWAHORI, K. NAKANE et N. WATANABE : Dcb test simulation of stitched cfrp laminates using interlaminar tension test results. *Composites Science and Technology*, 69(14):2315–2322, 2009.
- [27] H. HESS et N. HIMMEL : Structurally stitched ncf cfrp laminates. part 1 : Experimental characterization of in-plane and out-of-plane properties. *Composites Science and Technology*, doi : 10.1016/j.compscitech.2010.11.012, 2010.
- [28] K.P. PLAIN et L. TONG : An experimental study on mode i and ii fracture toughness of laminates stitched with a one-sided stitching technique. *Composites Part A : Applied Science and Manufacturing*, 42(2):203–210, 2011.
- [29] M. V. HOSUR, U. K. VAIDYA, C. ULVEN et S. JEELANI : Performance of stitched/unstitched woven carbon/epoxy composites under high velocity impact loading. *Composite Structures*, 64(3-4):455–466, 2004.
- [30] J. BYUN, S. SONG, C. LEE, M. UM et B. HWANG : Impact properties of laminated composites with stitching fibers. *Composite Structures*, 76(1-2):21–27, 2006.
- [31] K.P. PLAIN et L. TONG : The effect of stitch incline angle on mode i fracture toughness – experimental and modelling. *Composite Structures*, 92(7):1620–1630, 2010.
- [32] G. TSAI et J. CHEN : Effect of stitching on mode i strain energy release rate. *Composite Structures*, 69(1):1–9, 2005.
- [33] M. Colin de VERDIERE, A.K. PICKETT, A.A SKORDOS et V. WITZEL : Effect of tufting on the response of non crimp fabric composites. *ECCOMAS Thematic conference on mechanical response of composites*, Sept 2007.
- [34] C. SICKINGER et A. HERRMANN : Structural stitching as a methode to design high-performance composites in future. *Proceedings TechTextil Symposium 2001*, 2001.
- [35] P.B. STICKLER et M. RAMULU : Investigation of mechanical behavior of transverse stitched t-joints with pr520 resin in flexure and tension. *Composite Structures*, 52(3-4), 2001.

- [36] Y. LUO, L. LV, B. SUN, Y. QIU et B. GU : Transverse impact behavior and energy absorption of three-dimensional orthogonal hybrid woven composites. *Composite Structures*, 81(2):202–209, 2007.
- [37] M. V. HOSUR, J. ALEXANDER, U. K. VAIDYA et S. JEELANI : High strain rate compression response of carbon/epoxy laminate composites. *Composite Structures*, 52(3-4):405–417, 2001.
- [38] R. FOROUTAN, J. NEMES, H. GHIASI et P. HUBERT : Experimental investigation of high strain-rate behaviour of fabric composites. *Composite Structures*, 106:264–269, 2013.
- [39] F. LARSSON : Damage tolerance of a stitched carbon/epoxy laminate. *Composites Part A : Applied Science and Manufacturing*, 28(11):923–934, 1997.
- [40] A. YOSHIMURA, T. NAKAO, S. YASHIRO et N. TAKEDA : Improvement on out-of-plane impact resistance of cfrp laminates due to through-the-thickness stitching. *Composites Part A : Applied Science and Manufacturing*, 39(9):1370–1379, 2008.
- [41] K.T. TAN, A. YOSHIMURA, N. WATANABE, Y. YWAHORI et T. ISHIKAWA : Effect of stitch density and stitch thread thickness on damage progression and failure characteristics of stitched composites under out-of-plane loading. *Composite Science and Technology*, 74:194–204, 2013.
- [42] K.T. TAN, N. WATANABE, Y. YWAHORI et T. ISHIKAWA : Understanding effectiveness of stitching in suppression of impact damage- an empirical delamination reduction trend for stitched composites. *Composites Part A : Applied Science and Manufacturing*, 43:823–832, 2013.
- [43] Contrôle non destructif (cnd) - r1400. *Les techniques de l'Ingénieur*.
- [44] T. SHYR et Y. PAN : Impact resistance and damage characteristics of composite laminates. *Composite Structures*, 62(2):193–203, 2003.
- [45] A. F. GILL, P. ROBINSON et S. PINHO : Effect of variation in fibre volume fraction on modes i and ii delamination behaviour of 5hs woven composites manufactured by rtm. *Composite Science and Technology*, 69(14):2368–2375, 2009.
- [46] S. SOLAIMURUGAN et R. VELMURUGAN : Influence of in-plane fibre orientation on mode i interlaminar fracture toughness of stitched glass/polyester composites. *Composite Science and Technology*, 68(7-8):1742–1752, 2008.
- [47] G. MAROM, I. ROMAN, H. HAREL, M. ROSENSAFT, S. KENIG et A. MOSHONOV : The strain energy release rate of delamination in fabric-reinforced composites. *International Journal of Adhesion and Adhesives*, 8:85–91, 1988.

- [48] J. ANDERSONS et M. KÖNIG : Dependence of fracture toughness of composite laminates on interface ply orientations and delamination growth direction. *Composite Science and Technology*, 64(13-14):2139–2152, 2004.
- [49] P. SUPPAKUL et S. BANDYOPADHYAY : The effect of weave pattern on the mode-i interlaminar fracture energy of e-glass/vinyl ester composites. *Composite Science and Technology*, 62(5):709–717, 2002.
- [50] prEN 6033 : Détermination de l'énergie de ténacité en rupture interlaminaire en mode i. *European Association of Aerospace Industries (AECMA)*, 1995.
- [51] M. L. BENZEGGAGH et M. KENANE : Measurement of mixed-mode delamination fracture toughness of unidirectional glass/epoxy composites with mixed-mode bending apparatus. *Composite Science and Technology*, 56(439-449), 1996.
- [52] prEN 6034 : Détermination de l'énergie de ténacité en rupture interlaminaire en mode ii. *European Association of Aerospace Industries (AECMA)*, 1995.
- [53] ASTM-WK22949 : Draft standard test method for determination of the mode ii interlaminar fracture toughness of unidirectional fiber-reinforced polymer matrix composites using the end-notched flexure (enf) test. *American Society for Testing and Materials*, 2009.
- [54] T. K. O'BRIEN, W. M. JOHNSTON et G. J. TOLAND : Mode ii interlaminar fracture toughness and fatigue characterization of a graphite epoxy composite material. *National Aeronautics and Space Administration, Langley Research Center*, 2010.
- [55] M. ILYAS, F. LACHAUD, C. ESPINOSA, L. MICHEL et M. SALAÜN : Modélisation en dynamique rapide du délaminage des composites à l'aide d'éléments finis cohésifs. *16èmes Journées Nationales sur les Composites (JNC 16)*, Juin 2009.
- [56] Z. HASHIN : Failure criteria for unidirectional composites. *Journal of Applied Mechanics*, 47(329-334), 1980.
- [57] T. VANDELLOS : Développement d'une stratégie de modélisation du délaminage dans les structures composites stratifiées. *Thèse de doctorat*, 2011.
- [58] Vumat for fabric reinforced composites. *3DS Simulia Abaqus Questions and Answers*.
- [59] D3039 : Tensile properties of polymer matrix composite materials. *American Society for Testing and Materials*, 2008.
- [60] ASTM-D7078 : Shear properties of composite materials by v-notched rail shear method. *American Society for Testing and Materials*, 2005.
- [61] J. LOPEZ-PUENTE et S. LI : Analysis of strain rate sensitivity of carbon/epoxy woven composites. *International Journal of Impact Engineering*, 48:54–64, 2012.

- [62] A. GILAT, R. K. GOLDBERG et G. D. ROBERTS : Experimental study of strain rate sensitivity of carbon fiber/epoxy composite. *Proceedings ICCM13*, 2001.
- [63] T. KUSAKA, M. HOJO, Y. MAI, T. KUROKAWA, T. NOJIMA et S. OCHIAI : Rate dependence of mode I fracture behaviour in carbon-fibre/epoxy composite laminates. *Composites Science and Technology*, 58(591-602), 1998.



# Liste des figures

1.1	Architecture moteur/nacelle d'un moteur CFM56-5B [1] . . . . .	13
1.2	Présentation des zones exposées aux impacts de grêle. [1] . . . . .	15
1.3	Entrée d'air endommagée suite à la traversée d'un épisode de grêle. . . . .	15
1.4	Trois principales armures de tissu . . . . .	18
1.5	Stratification et repère associé [6] . . . . .	19
1.6	Moulage par injection (procédé RTM) . . . . .	21
1.7	Mécanismes d'endommagement [3] . . . . .	22
1.8	Modes de propagation de fissures . . . . .	23
1.9	Influence de la fraction volumique de fibres sur la ténacité en mode I [8] . . . . .	24
1.10	Tissage 3D . . . . .	25
1.11	Z-pinning . . . . .	27
1.12	Présentation des procédés de couture . . . . .	27
1.13	Procédé de tufting . . . . .	28
1.14	Aperçu d'un tissu avec tufting . . . . .	29
1.15	Les trois types d'architecture de couture [18] . . . . .	30
1.16	Effet de la boucle sur le taux de restitution d'énergie en mode I [17] . . . . .	30
1.17	Effet de la densité surfacique sur la ténacité en mode I. [26] et [27] . . . . .	31

1.18	Mise en évidence de l'effet de la densité et du diamètre des coutures sur l'endommagement par délaminage lors d'un impact [13] . . . . .	32
1.19	(a) : Explication des directions de chargement en mode II ; (b) : Evolution de la ténacité en mode II en fonction du sens d'inclinaison de couture . . . . .	33
1.20	Courbes-R pour les composites cousus avec des fibres de Kevlar <sup>®</sup> (a) et de carbone (b) [17] . . . . .	34
1.21	Comparaison du taux de restitution d'énergie pour des renforts en fibres de Kevlar <sup>®</sup> , de verre et de carbone [32] . . . . .	35
1.22	(a) : Evolution de la ténacité en mode I en fonction de la fraction volumique de renfort ; (b) Courbe typique obtenue lors d'un essai ITT [24] . . . . .	35
1.23	Mécanismes d'absorption d'énergie : (a) Position initiale ; (b) Décohésion de la couture ; (c) Absorption du mou ; (d) Rupture ; (e) Déchaussement . . . . .	36
1.24	Présentation des effets invasifs des techniques de renforcement en z . . . . .	37
1.25	Effet du pas de couture sur le module de Young et sur la résistance à la traction d'un stratifié [18] . . . . .	38
1.26	Zones riches en résine . . . . .	38
2.1	Schéma explicatif des différents paramètres de tufting . . . . .	44
2.2	Représentation schématique de la partie déclenchement du nouveau lanceur . . . . .	48
2.3	Représentation schématique du montage de perforation du lanceur . . . . .	49
2.4	Montage de bridage d'éprouvette . . . . .	49
2.5	Vue en coupe d'un projectile . . . . .	50
2.6	Effet du gaz sur la relation pression / vitesse . . . . .	51
2.7	Capteur de mesure de vitesse d'impact . . . . .	52
2.8	Exemple de signaux obtenus pour la mesure de vitesse initiale . . . . .	53
2.9	Capteur de vitesse résiduelle . . . . .	54

2.10	Signaux générés par le capteur de vitesse résiduelle . . . . .	55
2.11	Pourcentage de l'énergie absorbée en fonction de la vitesse d'impact . . . . .	59
2.12	Faciès de rupture à 115 m/s (Pré-étude) . . . . .	60
2.13	Pourcentage de l'énergie absorbée en fonction de la vitesse . . . . .	63
2.14	Effet du pas de tufting sur la réponse à l'impact . . . . .	64
2.15	Effet de la section du fil de tufting sur la réponse à l'impact . . . . .	65
2.16	Effet du fil de tufting sur la réponse à l'impact . . . . .	66
2.17	Effet de la résine sur la réponse à l'impact . . . . .	67
2.18	Comparaison des faciès de rupture entre une configuration sans tufting et une avec tufting à 110 m/s . . . . .	69
3.1	Détection de fissures de délaminages par technique ultrasons A-Scan . . . . .	73
3.2	Délimitation de la surface délaminée projetée par CND ultrasons . . . . .	74
3.3	Présentation des différentes techniques de détection par US [43] . . . . .	75
3.4	Détermination de la surface délaminée projetée en fonction de l'énergie d'impact [42] . . . . .	75
3.5	Plan de découpe et géométrie des talons au sein d'une éprouvette impactée	76
3.6	Montage de polissage . . . . .	77
3.7	Alicona InfiniteFocus <sup>®</sup> . . . . .	78
3.8	Exemple de visualisation au microscope . . . . .	78
3.9	Zoom permettant d'identifier la forme des fibres et donc les interfaces . . . . .	79
3.10	Exemple de cartographie 3D du délaminage . . . . .	80
3.11	Schématisation de la vue en coupe d'un talon découpé . . . . .	81
3.12	Comparaison CND US avec les cartographies de délaminage . . . . .	81

3.13	Mise en évidence des fissures par binarisation . . . . .	82
3.14	Comparaison de la répartition du délaminage pour les plaques observées . .	83
3.15	Explication des directions de propagations . . . . .	84
3.16	Exemple de propagation du délaminage le long du sens chaîne . . . . .	85
3.17	Schématisation de la propagation du délaminage le long des sens chaîne et trame d'un tissu . . . . .	85
3.18	(a) : Exemple de propagation du délaminage pour le talon n°7. (b) : Représentation schématique de la propagation du délaminage au sein du talon n°7. . . . .	86
3.19	(a) : Exemple de propagation du délaminage pour le talon n°1. (b) : Représentation schématique de la propagation du délaminage au sein du talon n°1. . . . .	87
3.20	(a) : Effet de l'orientation des plis adjacents sur la ténacité interlaminaire pour des plis tissés [47]. (b) : Effet de l'orientation des fibres adjacentes et de la mixité des modes sur la ténacité interlaminaire pour des plis UD [46].	88
3.21	Courbes de résistance en mode I pour des tissus de différentes armures [7] .	89
3.22	Comparaison de la densité de fissures entre une plaque avec tufting (L-C-2K-7-2) et une plaque sans tufting (L-2) . . . . .	90
3.23	Comparaison des énergies absorbées et des surfaces délaminées normalisées	93
3.24	Propagation d'une fissure de délaminage au niveau d'un point de tufting .	94
3.25	Observation par microtomographie aux rayons X du comportement d'une fissure de délaminage aux abords d'un point de tufting (vue 2D et vue 3D)	95
3.26	Observation de fissures transverses au sein d'un pli à 45° . . . . .	95
4.1	Découpe des éprouvettes DCB / ENF pour définition de la loi angulaire . .	102
4.2	Photographie et représentation schématique des fils de chaîne et de trame	102

4.3	Schéma explicatif des angles relatifs entre fil de chaîne (resp. trame) avec la direction de propagation . . . . .	103
4.4	Mise en situation de l'essai DCB . . . . .	104
4.5	Courbe force-déplacement obtenue lors d'un essais DCB [50] . . . . .	104
4.6	Mise en situation de l'essai de flexion trois points sur éprouvette pré-fissurée	106
4.7	Méthode de calibration de la complaisance . . . . .	107
4.8	Loi angulaire déterminée par essais DCB . . . . .	109
4.9	Loi angulaire déterminée par essais DCB représentée en coordonnées polaires	110
4.10	Lois angulaires déterminées par essais ENF . . . . .	112
4.11	Lois angulaires déterminées par essais ENF représentées en coordonnées polaires . . . . .	113
4.12	Comparaison de différents critères de propagation [57] . . . . .	115
4.13	Définition des déplacements relatifs pour la définition d'une loi cohésive . .	116
4.14	Représentation schématique d'une loi cohésive bilinéaire . . . . .	116
4.15	Allure des 280 lois cohésives utilisées . . . . .	118
4.16	Comparaison de la réponse expérimentale / numérique d'un essais DCB . .	119
4.17	Définition d'une surface basée sur les noeuds . . . . .	119
4.18	Synoptique de construction du modèle . . . . .	120
4.19	Répartition schématique des noeuds en domaines angulaires . . . . .	121
4.20	Représentation schématique d'un quart du modèle . . . . .	121
5.1	Synoptique du modèle d'impact . . . . .	127
5.2	Géométrie des éprouvettes de traction . . . . .	128
5.3	Courbes de traction . . . . .	129

5.4	Mise en situation de l'essai de cisaillement . . . . .	130
5.5	Dimensions de l'éprouvette entaillée et présentation du plan cisailé . . . . .	131
5.6	Présentation du mouchetis (a) ainsi que de la zone d'intérêt (b) utilisée pour la corrélation d'image . . . . .	132
5.7	Rognage itératif des facettes représentant le champ de déformation de cisaillement . . . . .	133
5.8	Comparaison des déformations de cisaillement mesurées à l'aide des deux méthodes . . . . .	134
5.9	Essais de cisaillement cyclés . . . . .	135
5.10	Evolution de la vitesse du projectile au cours du temps . . . . .	138
5.11	Comparaison des géométries de délaminage obtenues par deux lois cohésives distinctes . . . . .	139
5.12	Tracé des contours de délaminage numérique par interface pour un impact à 110 m/s . . . . .	140
5.13	Evolution de la ténacité interlaminaire en mode I en fonction du régime de propagation de fissure[63] . . . . .	141
5.14	Evolution de la densité de maillage en fonction du facteur d'échelle appliqué	142
5.15	Evolution de la vitesse résiduelle et de la surface délaminée en fonction de la taille d'éléments . . . . .	143
5.16	Evolution de la densité de maillage en fonction du facteur d'échelle appliqué	144

# Liste des tableaux

1.1	Propriétés mécaniques des différents renforts fibreux [3] . . . . .	18
1.2	Propriétés mécaniques des différentes résines[3] . . . . .	19
1.3	Récapitulatif des paramètres de couture importants et de leur influence . .	36
2.1	Propriétés mécaniques de la fibre AS7 . . . . .	43
2.2	Propriétés mécaniques des résines utilisées . . . . .	43
2.3	Choix des fils de tufting . . . . .	45
2.4	Détail des configurations . . . . .	46
2.5	Incertitudes de mesures . . . . .	57
2.6	Ordre de grandeur des incertitudes en fonction de la vitesse d'impact . . .	57
2.7	Répartition des incertitudes en fonction de la vitesse d'impact . . . . .	58
2.8	Résultats à 60 m/s . . . . .	61
2.9	Résultats à 80 m/s . . . . .	61
2.10	Résultats à 110 m/s . . . . .	62
2.11	Résultats à 150 m/s . . . . .	62
2.12	Energies absorbées normalisées en fonction de la vitesse d'impact . . . . .	62
2.13	Energies absorbées normalisées en fonction de la résine . . . . .	67

3.1	Gamme de polissage . . . . .	77
3.2	Détail des six configurations observées . . . . .	80
3.3	Analyse des directions de propagation par interface . . . . .	84
3.4	Comparaison des surfaces délaminées . . . . .	91
3.5	Configurations comparées . . . . .	92
3.6	Confrontation des surfaces délaminées aux énergies absorbées . . . . .	92
4.1	Résultats bruts des essais DCB pour une interface $90^\circ/90^\circ$ . . . . .	108
4.2	Résultats moyennés des essais DCB pour une interface $90^\circ/90^\circ$ . . . . .	109
4.3	Résultats bruts des essais ENF pour une interface $90^\circ/90^\circ$ . . . . .	110
4.4	Résultats moyennés des essais ENF pour une interface $90^\circ/90^\circ$ . . . . .	111
4.5	Résultats bruts et moyennés des essais ENF pour une interface $45^\circ/0^\circ$ . . . . .	111
5.1	Résultats des essais de traction . . . . .	129
5.2	Evolution du module de cisaillement et variables d'endommagement correspondantes . . . . .	135
5.3	Calcul de la contrainte effective en haut de chaque cycle . . . . .	136
5.4	Paramètres de la loi d'écoulement plastique . . . . .	136
5.5	Confrontation des vitesses résiduelles numériques et expérimentales . . . . .	138
5.6	Comparaison des surfaces délaminées numériques et expérimentales (en $\text{cm}^2$ ) par interface (Configuration AS7/LMB à 110 m/s) . . . . .	140
5.7	Correction des unités des données d'entrées du modèle . . . . .	142
5.8	Résultats de l'étude de sensibilité de maillage . . . . .	143





# Résumé

Ces travaux de thèse s'inscrivent dans un contexte écologique visant à réduire l'impact environnemental et notamment la pollution des transports aériens. Celui-ci encourage les avionneurs à utiliser des matériaux composites pour des pièces structurales afin de réduire la masse des aéronefs. Certaines de ces pièces sont particulièrement exposées aux impacts en vol : débris, oiseau, et grêle. Ce type de sollicitation est dans la plupart des cas générateur de délaminage. Or l'étendue de ce type d'endommagement n'est pas détectable lors d'une simple inspection visuelle. Il convient donc de trouver des solutions visant à réduire sa propagation. L'objectif de ces travaux est ainsi d'évaluer l'apport d'un renforcement de type tufting pour la limitation du délaminage mais également pour l'augmentation de la résistance à l'impact.

L'évaluation d'une telle solution nécessitait un banc d'essai adapté aux phénomènes à observer. Un lanceur à gaz a été conçu et développé ainsi que l'instrumentation associée. Les essais d'impacts ont été menés sur différentes configurations de tufting pour lesquelles nous avons fait varier : le pas, la section de fil, le matériaux constituant le fil et enfin la densité surfacique de renfort. La gamme de vitesse d'impact est comprise entre 60 et 150  $\text{m.s}^{-1}$ . Les énergies absorbées pour chaque configuration ont été mesurées et comparées. Elles ont permis d'esquisser des tendances concernant l'effet des paramètres de tufting sur la résistance à l'impact de ces matériaux.

Une méthode d'analyse de la propagation du délaminage a ensuite été développée. Elle a l'avantage de permettre la visualisation du délaminage interlaminaire pour chaque interface, et est donc plus riche que les techniques de contrôle non destructif classiques. L'effet du tufting, et de ses paramètres, sur l'étendue du délaminage a pu être mis en avant. Cette analyse a permis de mettre en évidence des directions préférentielles de propagation qui dépendent de la séquence d'empilement. Une loi de propagation du délaminage fonction de la direction des fibres adjacentes aux interfaces a ensuite été développée. Celle-ci a enfin été implémentée dans un modèle d'impact par éléments finis.