



**HAL**  
open science

# Développement d'une stratégie d'endommagement intra/interlaminaire pour une approche semi-continue : application aux stratifiés unidirectionnels et hybrides

Ldjoudi Manseri

## ► To cite this version:

Ldjoudi Manseri. Développement d'une stratégie d'endommagement intra/interlaminaire pour une approche semi-continue : application aux stratifiés unidirectionnels et hybrides. Mécanique des matériaux [physics.class-ph]. Université Paul Sabatier - Toulouse III, 2020. Français. NNT : 2020TOU30259 . tel-03231846

**HAL Id: tel-03231846**

**<https://theses.hal.science/tel-03231846>**

Submitted on 21 May 2021

**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.



Université  
de Toulouse

# THÈSE

En vue de l'obtention du

**DOCTORAT DE L'UNIVERSITÉ DE TOULOUSE**

Délivré par : *l'Université Toulouse 3 Paul Sabatier*

---

---

Présentée et soutenue par :

Ldjoudi MANSERI

Mercredi 9 Décembre 2020

**Développement d'une stratégie d'endommagement intra/interlaminaire  
pour une approche Semi-Continue : application aux stratifiés  
unidirectionnels et hybrides**

---

---

## JURY

ZOHEIR ABOURA	Professeur, Université de Technologie de Compiègne	Président du jury
EMMANUELLE	Professeure, École Nationale Supérieure d'Arts et Métiers de Bordeaux	Rapporteuse
ABISSET-CHAVANNE	Professeur, École Centrale de Nantes	Rapporteur
LAURENT GORNET	Professeur, UT3 Paul Sabatier	Directeur de thèse
JEAN-FRANÇOIS FERRERO	Maître de conférences, UT3 Paul Sabatier	Co-directeur de thèse
PABLO NAVARRO	Enseignant-Chercheur, ICAM Toulouse	Encadrant de thèse
OLIVIER DORIVAL	Professeur, Université Paris Nanterre	Examineur
OLIVIER POLIT	Maître de conférences, UT3 Paul Sabatier	Examineur
STEVEN MARGUET		

---

### École doctorale et spécialité :

MEGEP : Génie Mécanique, Mécanique des matériaux

### Unité de Recherche :

Institut Clément ADER - UMR CNRS 5312

### Directeur(s) de Thèse :

Jean-François FERRERO, Pablo NAVARRO et Olivier DORIVAL

### Rapporteurs :

Emmanuelle ABISSET-CHAVANNE et Laurent GORNET



---

## Remerciements

---



Tout d'abord, cela fait environ 3 ans que j'attends d'écrire sereinement et impatientement cette page, la dernière page d'un très long travail. Je tiens à remercier l'ensemble des membres du jury à commencer par mes deux rapporteurs : Mme ABISSET-CHAVANNE et Mr GORNET. Merci d'avoir accepté de rapporter ce long manuscrit avec beaucoup de minutie et d'intérêt. Ensuite, je souhaiterais remercier Mr ABOURA pour avoir présidé le jury ainsi qu'à Olivier POLIT pour y avoir participé.

Ensuite, je tiens à remercier mon directeur de thèse, Jean-François (dit Jef) pour son encadrement stalinien mais juste. Pablo, merci à toi pour tes cours de dynamique à Supaéro, pour cette thèse que tu m'as proposée et surtout pour ton encadrement très professionnel et pour tes conseils en éléments finis. Tu as le don d'avoir les mots justes au bon moment. Je souhaiterais également te dire merci pour ton amitié. Olivier (dit 'Dodo' d'après les anciens), merci pour ton amitié, ta sympathie et ton sourire toujours présent quelle que soit la situation. Je sais que tu étais débordé mais tu as tout de même trouvé à chaque fois le temps de m'aider, m'aiguiller et me conseiller. J'ai rarement rencontré des personnes aussi talentueuses et humbles que toi ! Enfin, merci à toi Steven pour ta joie, tes conseils en Python et pour avoir trouvé le titre de cette thèse ☺. Grâce à vous tous, j'ai énormément appris tant sur le volet scientifique qu'humain. Grâce à vous, j'ai appris à me remettre en question de façon intelligible. Et comme le disait si bien Nietzsche : *'Ce n'est pas le doute, mais la certitude qui rend fou'*.

Je remercie également l'ensemble du personnel de l'Espace Clément ADER. Je tiens tout d'abord à adresser mes remerciements à la dame qui passe dans les bureaux après 17h00 tous les soirs pour nettoyer. Merci aussi à toi Julien, agent d'accueil de l'ECA, qui accueille les gens avec un sourire le matin. Je remercie aussi l'ensemble des techniciens avec qui j'ai pu travailler : Marc , Alexandre (bon courage dans ta nouvelle vie professionnelle), Olivier, Nathalie, Xavier. Merci pour votre disponibilité et les discussions très enrichissantes qu'on a pu avoir autour d'une 10 kN, d'une étuve ou d'une découpe droite ! Merci aussi aux membres du CRITT pour votre amitié : Didier, Guillaume, Marianne, Michel, Nadine et Véronique.

J'en arrive maintenant au Bureau AR0 020 (aka le 2020, le meilleur bureau de l'ICA). Je remercie tout d'abord mes deux copains d'aventure. A commencer par Sylvain (Arkimov, Arkiki, Arkaka 47,...) pour ton amitié, pour une certaine culture que nous partageons et pour les débats que nous avons quel que soit le sujet. Merci énormément

pour ton aide en dehors du labo ;) Je remercie Ange (aka le Corse, même si t'es marseillais et même si t'as jamais foutu un pied là-bas) pour ton aide sur Radioss, sur Python mais aussi pour le montage de meubles, pour la table et pour les paris que t'as perdu (#OL-OM). Je vous remercie tous les deux pour m'avoir accueilli chaleureusement au début de cette thèse et pour votre soin tout particulier à mon régime alimentaire très spécifique ! En continuant sur le Bureau 2020, je souhaite un bon courage pour la fin de thèse de Lara, je sais que tu y arriveras. Hassan, merci pour ton amitié et bon courage pour ta thèse et félicitations pour ce que tu sais que je sais ! Louis, je te souhaite aussi un bon courage pour tes deux années à venir. Merci également à l'ensemble des stagiaires que j'ai pu encadrer ou côtoyer : Djiby, Samuela, Mélissa, Valentin, ... Je souhaite remercier l'ensemble des doctorants, à commencer par mon Adama (aka La Bête), tu as fait partie des belles personnes que j'ai rencontré au cours de ma thèse. Merci à Alexandra, Landry, Adrien (Mineur un jour, Mineur toujours), Thibaut (pour tes Butternut), Julien (le Post-doc, même si t'es un peu l'ovni de l'ICA), Jennifer, Félix, Laure, Wafa, Benoît, Audrey, Antoine et tous les autres pour les pause-café avant le confinement. Merci à tout le personnel de l'ICA : Bruno, Redouane (pour tes conseils et notre vision commune de la vie en général), Kamel (pour ton soutien, ton algériannité et ton sourire, j'espère qu'on aura l'occasion de se revoir), Stéphane, Nicolas, Florian, Christophe, JIM (avoue que t'es partant pour une 2<sup>ème</sup> thèse) Philippe et tous les autres. Je souhaite aussi remercier mes anciens professeurs de l'École des Mines d'Albi, parce que si j'en suis là aujourd'hui c'est aussi grâce à vous et notamment Fabrice : merci pour toute ton aide avec Gary et tout ce que tu sais.

Je ne saurai clore ces remerciements sans remercier ma famille, dont chacun des membres constitue un pilier dans ma vie. Tout d'abord, à mon père, qui a sacrifié sa vie, traversé la méditerranée et accepté le froid et la faim pour que nous puissions avoir une éducation. Je ne sais pas si un jour je pourrai assez te remercier pour ça et surtout pour les valeurs que tu m'as transmises et qui font de moi cet homme qui avance parmi les autres hommes avec honneur et fierté. Merci à ma mère Nora qui est, à bien des égards, une des artisans de cette réussite, notamment par son éducation qu'elle a menée d'une main de fer dans un gant de velours. Je remercie également l'ensemble de mes frères et sœurs, sans qui je ne serai pas le même homme aujourd'hui. Enfin, 99% de mes remerciements vont à l'élue de mon cœur, à ma muse, à celle qui a supporté les weekends 'je dois rédiger' et les soirées 'mes calculs ne marchent pas', à celle qui a passé des heures à cartographier des fissurations matricielles. Lounes MATOUB disait :  $E\xi \odot \xi \xi \Psi$   $\mathbb{G} \div \mathbb{O} E \div \mathbb{I} \mathbb{U} \div \odot \odot \cdot \mathbb{I}$  et on dit souvent que derrière chaque grand homme, il y a une femme, mais dans mon cas, c'est plutôt derrière moi qu'il y a une grande femme.

Enfin, je dédie ce manuscrit à mes grands-parents, Hocine & Yamina. Merci d'avoir endossé ce que notre génération n'aurait pas pu. Merci à vous pour vos sacrifices ! Sgunfut di talwit ✨

Ldjoudi MANSERI  
 $\mathbb{W} \mathbb{A} \mathbb{I} \circ \mathbb{A} \xi \mathbb{L} \cdot \mathbb{I} \odot \div \mathbb{O} \xi$

*I was to blame for not having pressed my point. I had given in to Authority when I believed I was right. That is another example of how not to do research. I note it here as a warning to the young. If you are sure of your facts, you should defend your position.*

Cecilia PAYNE-GAPOSCHKIN



---

# Table des matières

---

Table des matières	i
Table des figures	v
Liste des tableaux	xvii
<b>Introduction générale</b>	<b>1</b>
Problématique . . . . .	1
Contexte et objectifs . . . . .	1
Structure du manuscrit . . . . .	2
<b>Chapitre I Étude bibliographique - Positionnement du travail de recherche</b>	<b>5</b>
I.1 Objectifs de l'étude . . . . .	6
I.2 Comportement à l'impact des structures composites . . . . .	7
I.2.1 Comportement et endommagement des stratifiés UD . . . . .	7
I.2.2 Comportement et endommagement des stratifiés tissés . . . . .	18
I.2.3 Comportement et endommagement des stratifiés hybrides . . . . .	27
I.2.4 Bilan sur le comportement des stratifiés composites à l'impact . . . . .	42
I.3 Modélisation des stratifiés composites . . . . .	43
I.3.1 Stratégies et échelles de modélisation des stratifiés UD . . . . .	43
I.3.2 Modélisation des endommagements dans les tissus . . . . .	49
I.3.3 Modélisation statistique des hybrides . . . . .	53
I.3.4 Modélisation du délaminage . . . . .	55
I.3.5 Modélisation des fissures intralaminaires . . . . .	58
I.3.6 Bilan sur la modélisation des stratifiés composites . . . . .	64
I.4 Conclusion . . . . .	65
<b>Chapitre II Présentation de la stratégie Semi-Continue</b>	<b>67</b>
II.1 Introduction . . . . .	68
II.2 Modélisation des stratifiés tissés . . . . .	69
II.2.1 Principe général . . . . .	69
II.2.2 Stratégie de modélisation . . . . .	69
II.2.3 Comportement mécanique et endommagement . . . . .	70

II.3	Modélisation des unidirectionnels . . . . .	73
II.3.1	Principe général . . . . .	73
II.3.2	Stratégie de modélisation . . . . .	73
II.4	Modélisation des interfaces interlaminaires . . . . .	76
II.5	Résultats et limitations . . . . .	77
II.5.1	Résultats sur la modélisation des tissus . . . . .	77
II.5.2	Résultats sur la modélisation des unidirectionnels . . . . .	77
II.5.3	Limitations du modèle unidirectionnel . . . . .	78
II.6	Bilan sur la stratégie Semi-Continue . . . . .	81
<b>Chapitre III Développements numériques</b>		<b>83</b>
III.1	Introduction et objectifs de l'étude . . . . .	84
III.2	Présentation de l'interface intralaminare . . . . .	85
III.2.1	Observations expérimentales . . . . .	85
III.2.2	Développement d'un maillage spécifique . . . . .	85
III.2.3	Formulation générale de l'élément . . . . .	88
III.3	Couplage entre les interfaces intralaminaires et interlaminaires . . . . .	98
III.3.1	Principe du couplage . . . . .	98
III.3.2	Formulation du couplage . . . . .	98
III.4	Nouveaux développements dans la formulation de l'élément UD . . . . .	102
III.4.1	Prise en compte de la compression hors-plan : critère de Mohr-Coulomb . . . . .	102
III.4.2	Décalage des barres dans l'épaisseur de l'élément UD . . . . .	105
III.4.3	Cinématique des nœuds virtuels . . . . .	105
III.4.4	Comportement en membrane : calcul de la section des barres . . . . .	107
III.4.5	Comportement en flexion : calcul du décalage des barres . . . . .	109
III.4.6	Endommagement des barres . . . . .	112
III.4.7	Modifications dans la formulation de l'élément UD . . . . .	112
III.5	Conclusion . . . . .	115
<b>Chapitre IV Identification et validation du modèle</b>		<b>117</b>
IV.1	Introduction . . . . .	118
IV.2	Identification des paramètres des interfaces . . . . .	119
IV.2.1	Matériau utilisé pour l'étude . . . . .	119
IV.2.2	Calcul des raideurs d'interfaces . . . . .	119
IV.2.3	Identification des paramètres d'endommagement des interfaces . . . . .	122
IV.3	Lien entre les interfaces . . . . .	127
IV.3.1	Identification de $\Delta\theta_z^0$ . . . . .	127
IV.3.2	Continuité du délaminage . . . . .	129
IV.3.3	Validation du signal . . . . .	131
IV.4	Identification des paramètres de l'élément UD . . . . .	134
IV.4.1	Traction 4 plis 0° . . . . .	134
IV.4.2	Flexion 3 points sur [0 <sub>4</sub> /0 <sub>4</sub> /0 <sub>4</sub> ] . . . . .	135
IV.5	Indentation quasi-statique : étude expérimentale et numérique . . . . .	137

IV.5.1	Cadre et objectifs de l'étude . . . . .	137
IV.5.2	Matériau et stratifications utilisées . . . . .	137
IV.5.3	Moyen d'essai . . . . .	139
IV.5.4	Mécanismes d'endommagement . . . . .	140
IV.5.5	Résultats numériques et études d'influence . . . . .	149
IV.5.6	Scénario d'endommagement numérique . . . . .	150
IV.5.7	Cartographie des endommagements : comparaison expérimental - numérique . . . . .	156
IV.6	Conclusion . . . . .	175
<b>Chapitre V Étude du comportement des stratifiés UD épais à l'impact</b>		<b>177</b>
V.1	Introduction . . . . .	178
V.1.1	Objectifs de l'étude . . . . .	178
V.1.2	Moyen d'essai . . . . .	178
V.2	Résultats expérimentaux et numériques . . . . .	180
V.2.1	Courbes d'impacts : comparaison essai-calcul . . . . .	180
V.2.2	Cartographies expérimentales et numériques des endommagements	184
V.3	Étude d'influence de l'épaisseur . . . . .	195
V.3.1	Valeur de la chute d'effort . . . . .	195
V.3.2	Perte de raideur . . . . .	195
V.3.3	Énergie dissipée . . . . .	197
V.3.4	Répartition et angles des fissurations matricielles . . . . .	198
V.3.5	Tailles des délaminages . . . . .	201
V.4	Étude d'influence de la stratification . . . . .	206
V.4.1	Valeur de la chute d'effort . . . . .	206
V.4.2	Perte de raideur . . . . .	206
V.4.3	Énergie dissipée . . . . .	207
V.4.4	Répartition et angles des fissurations matricielles . . . . .	208
V.4.5	Tailles des délaminages . . . . .	210
V.5	Étude d'influence de l'énergie d'impact . . . . .	214
V.5.1	Valeur de la chute d'effort . . . . .	214
V.5.2	Perte de raideur . . . . .	214
V.5.3	Ratio d'énergie . . . . .	215
V.5.4	Répartition et angles des fissurations matricielles . . . . .	216
V.5.5	Tailles des délaminages . . . . .	218
V.6	Conclusion . . . . .	223
<b>Chapitre VI Optimisation par hybridation et exploitation du modèle</b>		<b>225</b>
VI.1	Introduction . . . . .	226
VI.2	Présentation de l'étude des stratifiés hybrides . . . . .	227
VI.2.1	Stratégie de stratification . . . . .	227
VI.2.2	Construction des modèles numériques . . . . .	228
VI.3	Indentations quasi-statiques sur hybrides . . . . .	230
VI.3.1	Courbes d'indentations et cartographies d'endommagements . . . . .	230
VI.3.2	Scénario d'endommagement numérique . . . . .	232

VI.3.3	Comparaison des cartographies d'endommagements . . . . .	238
VI.3.4	Étude d'influence UD-hybrides . . . . .	244
VI.4	Impacts au poids tombant sur hybrides . . . . .	248
VI.4.1	Comparaison expérimental-numérique . . . . .	248
VI.4.2	Influence de l'hybridation sur le décrochage . . . . .	255
VI.4.3	Étude de l'énergie dissipée . . . . .	257
VI.4.4	Répartition et angles des fissurations matricielles . . . . .	257
VI.4.5	Surfaces et répartition des délaminages . . . . .	258
VI.5	Conclusion . . . . .	263
<b>Conclusion générale et perspectives</b>		<b>265</b>
<b>Annexe A</b>	<b>Micro-tomographe aux Rayons X</b>	<b>283</b>
<b>Annexe B</b>	<b>Supercalculateur CALMIP</b>	<b>285</b>
<b>Annexe C</b>	<b>Surfaces totales des délaminages des stratifiés UD à l'impact</b>	<b>286</b>
<b>Annexe D</b>	<b>Numérotation des interfaces inter-plis</b>	<b>287</b>

# Table des figures

<b>Figure 1</b>	Fissurations matricielles observées dans un stratifié UD impacté à faible vitesse : (a) représentation schématique [Choi et Chang, 1992] et (b) coupes micrographiques [Petit, 2005] . . . . .	2
<b>Figure 2</b>	Structure du manuscrit . . . . .	3
<b>Figure I.1</b>	Modes de ruine d'un stratifié unidirectionnel [Smith, 1993] . . . . .	9
<b>Figure I.2</b>	Types de fissurations matricielles dans les stratifiés UD : (a) Fissurations par cisaillement hors-plan et (b) Fissurations par flexion [Choi et Chang, 1992] . . . . .	10
<b>Figure I.3</b>	Coupes micrographiques post-impact [Bouvet, 2009] . . . . .	11
<b>Figure I.4</b>	Modes de rupture classiques [Lours, 2014] . . . . .	11
<b>Figure I.5</b>	Courbes d'effort appliqué et de longueur de fissure pour un essai DCB [Aubry, 2013] . . . . .	12
<b>Figure I.6</b>	Méthodes de mesure du taux de restitution d'énergie en Mode II des interfaces interlaminaires [Wang et al., 2009] . . . . .	13
<b>Figure I.7</b>	Visualisation de la <i>double hélice</i> avec une tomographie à rayons X [Sitnikova et al., 2017] . . . . .	14
<b>Figure I.8</b>	Image CT de rupture de fibres (en rouge) lors d'un impact à 20 J [McIlhagger, 2020] . . . . .	15
<b>Figure I.9</b>	Influence de l'énergie d'impact sur la flexion du stratifié [Cantwell et Morton, 1989] . . . . .	15
<b>Figure I.10</b>	Influence du temps de réponse à l'impact [Olsson, 2000] . . . . .	16
<b>Figure I.11</b>	Formes d'impacteurs étudiées par [Mitrevski et al., 2006] . . . . .	16
<b>Figure I.12</b>	Cône d'endommagement dans un stratifié mince ( <i>à gauche</i> ) et épais ( <i>à droite</i> ) [Minak, 2016] . . . . .	17
<b>Figure I.13</b>	Courbes d'impact : Effort-déplacement ( <i>à gauche</i> ) et Effort-temps ( <i>à droite</i> ) [Belingardi et Vadori, 2002] . . . . .	18
<b>Figure I.14</b>	Schématisation de différents motifs de tissage dans les composites tissés . . . . .	19
<b>Figure I.15</b>	Représentation schématique du caractère multi-échelle d'un tissu composite . . . . .	20
<b>Figure I.16</b>	Endommagements dans l'épaisseur d'un tissu impacté [Ullah et al., 2015] . . . . .	20
<b>Figure I.17</b>	Observations microscopiques d'un tissu en traction pour trois déformations différentes [Osada et al., 2003] . . . . .	21

<b>Figure I.18</b>	(1) Fissurations transverses des torons et (2) méta-délamination dans un stratifié tissé [Gao <i>et al.</i> , 1999] . . . . .	21
<b>Figure I.19</b>	Trajet de fissure d'un tissu carbone/époxy et analyses C-Scan pour deux configurations du pli extérieur par rapport à l'axe de sollicitation [Blanco <i>et al.</i> , 2014] . . . . .	22
<b>Figure I.20</b>	Influence du motif de tissage sur la courbe $\sigma = f(\varepsilon)$ d'un essai de traction [Osada <i>et al.</i> , 2003] . . . . .	23
<b>Figure I.21</b>	Champ de déformation $\varepsilon_{xx}$ [Daggumati <i>et al.</i> , 2011] . . . . .	23
<b>Figure I.22</b>	Influence de la séquence d'empilement d'un tissu sur les propriétés mécaniques [Ganesh et Naik, 1995] . . . . .	24
<b>Figure I.23</b>	Comparaison des délaminationes par C-Scan pour (a) un stratifié tissé et (b) un stratifié unidirectionnel [Kim et Sham, 2000] & [Kim, 2008]	25
<b>Figure I.24</b>	Faciès de rupture pour un stratifié tissé carbone pour trois résines à (a) 6 J, (b) 10.5 J, (c) 17 J et (d) 25 J [Vieille <i>et al.</i> , 2013] . . . . .	25
<b>Figure I.25</b>	Surfaces délaminationées en fonction de l'énergie d'impact pour un stratifié carbone avec trois résines différentes [Vieille <i>et al.</i> , 2013] . . . . .	26
<b>Figure I.26</b>	Courbe $\sigma = f(\varepsilon)$ d'un composite à fibres de carbone ( <i>en noir</i> ), à fibres de verre ( <i>en rouge</i> ) et un hybride des deux ( <i>en gris</i> ) [Czél et Wisnom, 2013] . . . . .	27
<b>Figure I.27</b>	Échelles d'hybridation dans un stratifié composite : (a) échelle du stratifié, (b) échelle du pli, (c) échelle de la fibre [Swolfs <i>et al.</i> , 2014]	28
<b>Figure I.28</b>	Définition de l' <i>effet hybride</i> au sens de [Marom <i>et al.</i> , 1978] & [Summerscales et Short, 1978] . . . . .	29
<b>Figure I.29</b>	Répartition des contraintes lors de la rupture de fibres dans un stratifié unidirectionnel : (a) fibres saines, (b) initiation de la rupture dans une fibre, (c) propagation de la rupture des fibres adjacentes, (d) rupture totale de la structure [Swolfs <i>et al.</i> , 2014] . . . . .	30
<b>Figure I.30</b>	Résistance à l'impact et résistance en flexion en fonction de la proportion massique de particules MBN ( <i>Modified Boron Nitride</i> ) [Xu <i>et al.</i> , 2019] . . . . .	33
<b>Figure I.31</b>	Courbe comparative d'un essai DCB d'un stratifié UD de référence avec deux hybrides de cet UD contenant différents taux volumiques de polyamide PA66 [Beylergil <i>et al.</i> , 2018] . . . . .	34
<b>Figure I.32</b>	Courbes $\sigma = f(\varepsilon)$ d'un stratifié (a) : standard, (b) : hybride, (c) : hybride pseudo-ductile . . . . .	36
<b>Figure I.33</b>	Procédé de tissage et d'étirage [Lam, 2001] . . . . .	37
<b>Figure I.34</b>	Courbe $E = f(\varepsilon_{rupture})$ pour une large gamme de fibres polymères et métalliques [Tang <i>et al.</i> , 2018] . . . . .	38
<b>Figure I.35</b>	Résistance au délamination pour un hybride HRBP/kevlar en fonction de la densité surfacique des fibres [Yan <i>et al.</i> , 2015] . . . . .	39
<b>Figure I.36</b>	Échelles de modélisation des stratifiés unidirectionnels . . . . .	43
<b>Figure I.37</b>	Contraintes de Von Mises dans un VER ( <i>Volume Élémentaire Représentatif</i> ) pour un taux de fibres de (A) : 20%, (B) : 40% et (C) : 60% [Caporale <i>et al.</i> , 2006] . . . . .	45
<b>Figure I.38</b>	Modèle masse-ressort d'un impact comportant deux degrés de liberté [Kreculj et Rasuo, 2013] . . . . .	46

<b>Figure I.39</b>	Modèle multi-degrés de liberté utilisé par [Hu <i>et al.</i> , 2019] pour un impact d'une structure sous pression . . . . .	47
<b>Figure I.40</b>	L'approche <i>Discrete Ply Modeling Method</i> développée par [Bouvet, 2009] . . . . .	49
<b>Figure I.41</b>	Classification des méthodes de modélisation des stratifiés tissés [Dixit <i>et al.</i> , 2013] . . . . .	50
<b>Figure I.42</b>	Évolution de l'endommagement dans un taffetas sollicité en traction dans la direction du renfort pour trois déformations (a : $\varepsilon=1,01\%$ , b : $\varepsilon=1,14\%$ , c : $\varepsilon=2,01\%$ ) [Zako <i>et al.</i> , 2003] . . . . .	51
<b>Figure I.43</b>	Endommagement et courbes $\sigma - \varepsilon$ pour différents diamètres de torens dans un VER soumis à un chargement en cisaillement transverse [Melro, 2011] . . . . .	51
<b>Figure I.44</b>	Représentation de fissures transverses d'un tissu par une approche multi-échelle [Couégnat, 2008] . . . . .	52
<b>Figure I.45</b>	Schéma d'un paquet de fibres (a) : faible déformation [LE] (b) : alternant faible [LE] et grande déformation [HE] [Swolfs <i>et al.</i> , 2014] . . . . .	53
<b>Figure I.46</b>	Schéma d'un élément cohésif dans un maillage volumique . . . . .	56
<b>Figure I.47</b>	Modèles éléments finis d'une coupe transversale d'un pli d'unidirectionnel [Airoidi <i>et al.</i> , 2020] . . . . .	59
<b>Figure I.48</b>	Modélisation de l'interaction entre une fissure transverse et un délaminage : (A) contour de déformation à l'initiation de la fissure, (B) contour de déformation après destruction totale de l'élément [Airoidi <i>et al.</i> , 2020] . . . . .	59
<b>Figure I.49</b>	Comparaison expérimental-numérique de l'évolution de la densité de fissures dans un stratifié carbone/époxy pour différentes tailles de maille [Airoidi <i>et al.</i> , 2020] . . . . .	60
<b>Figure I.50</b>	Réponse à un impact 5 J d'un stratifié graphite/époxy : (a) Courbe effort-temps, (b) Courbe déflexion-temps au centre de la plaque impactée [Ren <i>et al.</i> , 2019] . . . . .	61
<b>Figure I.51</b>	Lois d'endommagement intralaminaires : (a) Loi Semi-Stiffness Recovery [SSR], (b) Loi Full-Stiffness Recovery [FSR] [Ren <i>et al.</i> , 2019] . . . . .	62
<b>Figure I.52</b>	Comparaison expérimental-numérique de la densité de fissures en fonction du nombre de cycles dans un stratifié UD [Kahla <i>et al.</i> , 2018] . . . . .	63
<b>Figure II.1</b>	Scénario d'endommagement déduit du faciès de rupture post-impact sur une structure sandwich constituée d'une peau en tissu de verre/époxy et carbone/époxy [Navarro, 2010] . . . . .	69
<b>Figure II.2</b>	Stratégie de modélisation dans la stratégie <i>Semi-Continue</i> . . . . .	70
<b>Figure II.3</b>	Principe de modélisation du scénario d'endommagement [Navarro, 2010], [Pascal, 2016] . . . . .	70
<b>Figure II.4</b>	Endommagements observés lors d'un impact sur un stratifié UD [Davies, 2004] . . . . .	73
<b>Figure II.5</b>	Principe du modèle <i>Semi-Continu</i> pour les unidirectionnels [Mahmoud <i>et al.</i> , 2017] . . . . .	74
<b>Figure II.6</b>	Principe de modélisation de deux plis de tissu et de l'interface qui les relie [Pascal, 2016] . . . . .	76

<b>Figure II.7</b>	Comparaison expérimental-numérique des faciès de rupture pour un impact au poids tombant sur un stratifié tissu carbone/époxy [Pascal, 2016] . . . . .	77
<b>Figure II.8</b>	Courbes effort-déplacement et effort-temps pour un impact 4J sur un stratifié 3 plis $[0_4/90_4/0_4]$ HTA7-913 [Mahmoud <i>et al.</i> , 2017] . . . . .	78
<b>Figure II.9</b>	Comparaison expérimental-numérique des cartes d'endommagement des plis et des interfaces pour un impact 4J sur un stratifié 3 plis $[0_4/90_4/0_4]$ HTA7-913 [Mahmoud <i>et al.</i> , 2017] . . . . .	78
<b>Figure II.10</b>	Comparaison expérimental-numérique des cartes d'endommagement des plis et des interfaces pour un impact 4J sur un stratifié 5 plis $[0_4/90_4/0_4/90_4/0_4]$ HTA7-913 [Mahmoud <i>et al.</i> , 2017] . . . . .	79
<b>Figure II.11</b>	Comparaison expérimental-numérique des courbes effort-déplacement avec le modèle Semi-Continu [Mahmoud <i>et al.</i> , 2017] . . . . .	79
<b>Figure II.12</b>	Comparaison expérimental-numérique des endommagements matriciels (à gauche) et des délaminages (à droite) en utilisant le modèle de [Mahmoud <i>et al.</i> , 2017] . . . . .	80
<b>Figure III.1</b>	Ruptures matricielles et délaminage sur un composite UD à 3 m/s	85
<b>Figure III.2</b>	Représentation schématique de l'élément d'interface intralaminare intercalé entre les éléments UD . . . . .	85
<b>Figure III.3</b>	Maillage d'un pli unidirectionnel à $0^\circ$ avec les interfaces intralaminares insérées entre les éléments UD . . . . .	86
<b>Figure III.4</b>	Représentation schématique d'un drapage 90/0 . . . . .	87
<b>Figure III.5</b>	Représentation schématique d'un drapage $\pm 45/0$ . . . . .	88
<b>Figure III.6</b>	Schéma de (a) la position des nœuds de l'interface intralaminare ainsi que (b) les degrés de liberté de ses nœuds . . . . .	88
<b>Figure III.7</b>	Construction du repère local de l'élément intralaminare . . . . .	89
<b>Figure III.8</b>	Coordonnées paramétriques de l'élément intralaminare . . . . .	90
<b>Figure III.9</b>	Comportement de l'interface intralaminare . . . . .	92
<b>Figure III.10</b>	Loi bilinéaire $\sigma - \delta$ utilisée dans l'interface intralaminare pour les modes d'ouverture, de cisaillement et le mode mixte . . . . .	94
<b>Figure III.11</b>	Couplage entre les fissurations matricielles et les délaminages . . . . .	98
<b>Figure III.12</b>	Connexion entre les éléments d'interface intralaminare et les éléments UD à gauche et à droite . . . . .	99
<b>Figure III.13</b>	Connexion d'un élément d'interface intralaminare avec les éléments autour . . . . .	99
<b>Figure III.14</b>	Lois bilinéaires dans le cas standard et dans le cas où l'initiation se fait par la détection d'un pulse . . . . .	100
<b>Figure III.15</b>	Surface de charge en traction-cisaillement de l'interface interlaminaire	102
<b>Figure III.16</b>	Loi bilinéaire dans le cas standard et dans le cas où l'interface interlaminaire est soumise à une compression hors-plan . . . . .	103
<b>Figure III.17</b>	Algorithme de programmation du comportement des interfaces interlaminares . . . . .	104
<b>Figure III.18</b>	Représentation numérique de quatre plis d'UD orientés dans la même direction . . . . .	105
<b>Figure III.19</b>	Position des nœuds virtuels dans l'élément UD . . . . .	106

<b>Figure III.20</b>	Modèle utilisé pour calculer la raideur en membrane de l'élément UD homogénéisé . . . . .	108
<b>Figure III.21</b>	Modèle utilisé pour le calcul de la raideur équivalente en flexion de l'élément UD . . . . .	109
<b>Figure III.22</b>	Position des éléments barres dans le cas d'un nombre de plis pair .	110
<b>Figure III.23</b>	Position des éléments barres dans le cas d'un nombre de plis impair	111
<b>Figure IV.1</b>	Modèle utilisé pour calculer la raideur en Mode I de l'interface intralaminare . . . . .	120
<b>Figure IV.2</b>	Modèle utilisé pour calculer la raideur en Mode II de l'interface intralaminare . . . . .	120
<b>Figure IV.3</b>	Modèle utilisé pour calculer la raideur de rotation de l'interface intralaminare . . . . .	121
<b>Figure IV.4</b>	Modèles utilisés pour calculer les raideurs de l'interface interlaminare	122
<b>Figure IV.5</b>	(a) Dimensions des éprouvettes utilisées pour la traction à 90°, (b) Modèle où chaque pli réel est représenté par 1 pli numérique, (c) Modèle où les 4 plis réels sont représentés par 1 seul pli numérique . . . . .	124
<b>Figure IV.6</b>	Comparaison essai-calcul d'un essai de traction à 90° . . . . .	124
<b>Figure IV.7</b>	Schéma du montage expérimental pour la flexion 3 points . . . . .	125
<b>Figure IV.8</b>	Comparaison essai-calcul d'un essai de flexion à 90° . . . . .	126
<b>Figure IV.9</b>	Représentation numérique de la rupture progressive des interfaces intralaminaires . . . . .	126
<b>Figure IV.10</b>	Modèle d'indentation d'une plaque [0/90] de dimensions 17x17 mm <sup>2</sup>	127
<b>Figure IV.11</b>	Interfaces interlaminaires du pli inférieur à 90°(en vert : interface étudiée dans cette section) . . . . .	128
<b>Figure IV.12</b>	Vitesses de rotation autour de <b>Z</b> des quatre nœuds de l'interface intralaminare verte de la Figure IV.11 . . . . .	128
<b>Figure IV.13</b>	Détection du signal envoyé par une interface intralaminare dans les éléments UD de droite et de gauche . . . . .	129
<b>Figure IV.14</b>	Éprouvette numérique type <i>DCB</i> . . . . .	129
<b>Figure IV.15</b>	Propagation du délaminage dans le cas (a) sans interfaces intralaminaires et dans le cas (b) avec les interfaces intralaminaires . . . . .	130
<b>Figure IV.16</b>	Comparaison des courbes effort-déplacement dans chacun des modèles <i>DCB</i> . . . . .	131
<b>Figure IV.17</b>	Cartographie des endommagements intralaminaires et des délaminages pour la configuration 10x1x1 mm <sup>3</sup> . . . . .	132
<b>Figure IV.18</b>	Cartographie des endommagements intralaminaires et des délaminages pour la configuration 10x3x1 mm <sup>3</sup> . . . . .	132
<b>Figure IV.19</b>	Cartographie des endommagements intralaminaires et des délaminages pour la configuration 10x3x1.5 mm <sup>3</sup> . . . . .	133
<b>Figure IV.20</b>	Méthodes de modélisation des plis : (a) 1 pli numérique représente 1 pli réel, (b) 1 pli numérique représente les 4 plis réels . . . . .	134
<b>Figure IV.21</b>	Comparaison expérimental-numérique d'un essai de traction à 0° .	134
<b>Figure IV.22</b>	Comparaison expérimental-numérique d'un essai de flexion à 0° . .	135
<b>Figure IV.23</b>	Représentation numérique de la rupture progressive des éléments barres	136
<b>Figure IV.24</b>	Schéma de la stratification utilisée pour le 5P 0-90 . . . . .	138
<b>Figure IV.25</b>	Schéma de la stratification utilisée pour le 9P QI . . . . .	138

<b>Figure IV.26</b>	Machines de traction (à gauche : INSTRON 10 kN, à droite : INSTRON 100 kN) utilisées pour les indentations quasi-statiques . . .	139
<b>Figure IV.27</b>	Schéma des conditions expérimentales d'un essai d'indentation quasi-statique . . . . .	139
<b>Figure IV.28</b>	Plans de coupe des tomographies RX . . . . .	140
<b>Figure IV.29</b>	Courbes effort-déplacement des indentations quasi-statiques pour le 5P 0-90 . . . . .	141
<b>Figure IV.30</b>	Chronologie d'endommagement du stratifié 5P 0-90 . . . . .	141
<b>Figure IV.31</b>	Courbes effort-déplacement des indentations quasi-statiques pour le 9P 0-90 . . . . .	143
<b>Figure IV.32</b>	Chronologie d'endommagement du stratifié 9P 0-90 . . . . .	143
<b>Figure IV.33</b>	Courbes effort-déplacement des indentations quasi-statiques pour le 9P QI . . . . .	145
<b>Figure IV.34</b>	Chronologie d'endommagement du stratifié 9P QI . . . . .	145
<b>Figure IV.35</b>	Courbes effort-déplacement des indentations quasi-statiques pour le 13P 0-90 . . . . .	146
<b>Figure IV.36</b>	Chronologie d'endommagement du stratifié 13P 0-90 . . . . .	147
<b>Figure IV.37</b>	Déformation locale du 13P 0-90 en cours d'indentation . . . . .	148
<b>Figure IV.38</b>	Modèle élément fini utilisé pour l'indentation quasi-statique de 5P 0-90 . . . . .	149
<b>Figure IV.39</b>	Courbes effort-déplacement des indentations quasi-statiques expérimentales et numériques pour les quatre configurations étudiées . .	150
<b>Figure IV.40</b>	Scénario d'endommagement numérique des interfaces intralaminaires (à gauche) et des délaminages (à droite) du 5P 0-90 . . . . .	151
<b>Figure IV.41</b>	Scénario d'endommagement numérique des interfaces intralaminaires (à gauche) et des délaminages (à droite) du 9P 0-90 . . . . .	152
<b>Figure IV.42</b>	Scénario d'endommagement numérique des interfaces intralaminaires (à gauche) et des délaminages (à droite) du 9P QI . . . . .	153
<b>Figure IV.43</b>	Scénario d'endommagement numérique des interfaces intralaminaires (à gauche) et des délaminages (à droite) du 13P 0-90 . . . . .	154
<b>Figure IV.44</b>	Comparaison expérimental-numérique des endommagements matriciels et des délaminages pour le 5P 0-90 . . . . .	156
<b>Figure IV.45</b>	Comparaison expérimental-numérique des endommagements matriciels et des délaminages pour le 9P 0-90 . . . . .	157
<b>Figure IV.46</b>	Comparaison expérimental-numérique des endommagements matriciels et des délaminages pour le 9P QI . . . . .	158
<b>Figure IV.47</b>	Comparaison expérimental-numérique des endommagements matriciels et des délaminages pour le 13P 0-90 . . . . .	159
<b>Figure IV.48</b>	Méthode de calcul de l'énergie élastique . . . . .	161
<b>Figure IV.49</b>	Influence de l'épaisseur sur l'énergie élastique emmagasinée en quasi-statique . . . . .	161
<b>Figure IV.50</b>	Cartographie des contraintes de flexion et de cisaillement hors-plan dans les interfaces intralaminaires pour le 5P 0-90 et le 13P 0-90 . .	162
<b>Figure IV.51</b>	Illustration du calcul de la valeur du décrochage d'effort . . . . .	162
<b>Figure IV.52</b>	Influence de l'épaisseur sur la valeur du premier décrochage d'effort en quasi-statique . . . . .	163
<b>Figure IV.53</b>	Influence de l'épaisseur sur les fissurations matricielles en quasi-statique	164

<b>Figure IV.54</b>	Contraintes de compression hors-plan au milieu du stratifié pour le 5P 0-90, le 9P 0-90 et le 13P 0-90 . . . . .	165
<b>Figure IV.55</b>	Influence de l'épaisseur sur la forme des délaminages en quasi-statique	166
<b>Figure IV.56</b>	Procédure de calcul de la surface délaminée pour les tomographies RX et les modèles numériques . . . . .	167
<b>Figure IV.57</b>	Surface de délaminage de chaque interface pour le 5P 0-90, 9P 0-90 et 13P 0-90 en quasi-statique . . . . .	168
<b>Figure IV.58</b>	Contraintes de compression au niveau des interfaces de délaminage pour le cas du 9P 0-90 . . . . .	169
<b>Figure IV.59</b>	Influence de la stratification sur l'énergie élastique emmagasinée en quasi-statique . . . . .	170
<b>Figure IV.60</b>	Influence de la stratification sur la valeur du premier décrochage d'effort en quasi-statique . . . . .	171
<b>Figure IV.61</b>	Influence de la stratification sur les fissurations matricielles en quasi-statique . . . . .	172
<b>Figure IV.62</b>	Contraintes de cisaillement hors-plan dans le 9P 0-90 et le 9P QI .	172
<b>Figure IV.63</b>	Influence de la stratification sur la forme des délaminages en quasi-statique . . . . .	173
<b>Figure IV.64</b>	Surface de délaminage de chaque interface pour le 9P 0-90 et le 9P QI en quasi-statique . . . . .	174
<b>Figure V.1</b>	Montage utilisé pour l'impact au poids tombant . . . . .	179
<b>Figure V.2</b>	Comparaison expérimental-numérique des courbes effort-déplacement et effort-temps pour le 5P 0-90 à l'impact . . . . .	180
<b>Figure V.3</b>	Comparaison expérimental-numérique des courbes effort-déplacement et effort-temps pour le 9P 0-90 à l'impact . . . . .	181
<b>Figure V.4</b>	Comparaison expérimental-numérique des courbes effort-déplacement et effort-temps pour le 9P QI à l'impact . . . . .	182
<b>Figure V.5</b>	Comparaison expérimental-numérique des courbes effort-déplacement et effort-temps pour le 13P 0-90 à l'impact . . . . .	183
<b>Figure V.6</b>	Comparaison expérimental-numérique des endommagements matriciels et des délaminages pour le 5P 0-90 à 9J . . . . .	184
<b>Figure V.7</b>	Comparaison expérimental-numérique des ruptures de fibres pour le 5P 0-90 à 16 J . . . . .	184
<b>Figure V.8</b>	Comparaison expérimental-numérique des endommagements matriciels et des délaminages pour le 9P 0-90 à 9J . . . . .	185
<b>Figure V.9</b>	Comparaison expérimental-numérique des endommagements matriciels et des délaminages pour le 9P 0-90 à 16 J . . . . .	186
<b>Figure V.10</b>	Comparaison expérimental-numérique des endommagements matriciels et des délaminages pour le 9P 0-90 à 25 J . . . . .	187
<b>Figure V.11</b>	Comparaison expérimental-numérique des endommagements matriciels et des délaminages pour le 9P QI à 9J . . . . .	188
<b>Figure V.12</b>	Comparaison expérimental-numérique des endommagements matriciels et des délaminages pour le 9P QI à 16 J . . . . .	189
<b>Figure V.13</b>	Comparaison expérimental-numérique des endommagements matriciels et des délaminages pour le 9P QI à 25 J . . . . .	190

<b>Figure V.14</b>	Comparaison expérimental-numérique des endommagements matriciels et des délaminages pour le 13P 0-90 à 9J . . . . .	191
<b>Figure V.15</b>	Comparaison expérimental-numérique des endommagements matriciels et des délaminages pour le 13P 0-90 à 16 J . . . . .	192
<b>Figure V.16</b>	Comparaison expérimental-numérique des endommagements matriciels et des délaminages pour le 13P 0-90 à 25 J . . . . .	193
<b>Figure V.17</b>	Influence de l'épaisseur sur la valeur du décrochage à l'impact . .	195
<b>Figure V.18</b>	Illustration du calcul de la raideur restante avant et après chute d'effort . . . . .	196
<b>Figure V.19</b>	Influence de l'épaisseur sur la perte de raideur après la première chute d'effort . . . . .	196
<b>Figure V.20</b>	Influence de l'épaisseur sur l'énergie dissipée au cours d'un impact	197
<b>Figure V.21</b>	Modèle d'indentation permanente utilisé par [Bouvet <i>et al.</i> , 2013] pour représenter la non-fermeture des fissures matricielles . . . . .	198
<b>Figure V.22</b>	Contraintes de flexion dans les interfaces intralaminaires dans le cas du 13P 0-90 à 9J . . . . .	199
<b>Figure V.23</b>	Proportion de la flexion et du cisaillement hors-plan dans les interfaces intralaminaires du 13P 0-90 à 9J . . . . .	200
<b>Figure V.24</b>	Cartographie de l'influence de l'épaisseur sur les fissurations matricielles dans le cas d'impacts à 9J . . . . .	200
<b>Figure V.25</b>	Cartographie de l'influence de l'épaisseur sur les fissurations matricielles dans le cas d'impacts à 16 J . . . . .	201
<b>Figure V.26</b>	Influence de l'épaisseur sur la forme des délaminages à 9J . . . . .	202
<b>Figure V.27</b>	Influence de l'épaisseur sur la forme des délaminages à 16 J . . . . .	202
<b>Figure V.28</b>	Influence de l'épaisseur sur la forme des délaminages à 25 J . . . . .	203
<b>Figure V.29</b>	Influence de l'épaisseur sur les délaminages locaux à 9J . . . . .	204
<b>Figure V.30</b>	Influence de l'épaisseur sur les délaminages locaux à 16 J . . . . .	204
<b>Figure V.31</b>	Influence de l'épaisseur sur les délaminages locaux à 25 J . . . . .	205
<b>Figure V.32</b>	Influence de la stratification sur la valeur du décrochage à l'impact	206
<b>Figure V.33</b>	Influence de la stratification sur la perte de raideur après la première chute d'effort . . . . .	207
<b>Figure V.34</b>	Influence de la stratification sur l'énergie dissipée au cours d'un impact	208
<b>Figure V.35</b>	Influence de la stratification sur la répartition et les angles des fissurations matricielles à un impact 9J . . . . .	208
<b>Figure V.36</b>	Influence de la stratification sur la répartition et les angles des fissurations matricielles à un impact 16 J . . . . .	209
<b>Figure V.37</b>	Contraintes de flexion et de cisaillement hors-plan dans deux éléments du 9P 0-90 à 9J . . . . .	210
<b>Figure V.38</b>	Influence de la stratification sur la forme des délaminages à 9J . .	210
<b>Figure V.39</b>	Influence de la stratification sur la forme des délaminages à 16 J .	211
<b>Figure V.40</b>	Influence de la stratification sur la forme des délaminages à 25 J .	211
<b>Figure V.41</b>	Influence de la stratification sur les délaminages locaux à 9J . . .	212
<b>Figure V.42</b>	Influence de la stratification sur les délaminages locaux à 16 J . .	213
<b>Figure V.43</b>	Influence de la stratification sur les délaminages locaux à 25 J . .	213
<b>Figure V.44</b>	Influence de l'énergie d'impact sur la valeur du décrochage . . . . .	214
<b>Figure V.45</b>	Influence de l'énergie d'impact sur la perte de raideur après la première chute d'effort . . . . .	215

<b>Figure V.46</b>	Influence de l'énergie d'impact sur l'énergie dissipée au cours d'un impact . . . . .	216
<b>Figure V.47</b>	Influence de l'énergie d'impact sur la répartition et les angles de fissurations matricielles pour le 9P 0-90 . . . . .	217
<b>Figure V.48</b>	Influence de l'énergie d'impact sur la répartition et les angles de fissurations matricielles pour le 9P QI . . . . .	217
<b>Figure V.49</b>	Influence de l'énergie d'impact sur la répartition et les angles de fissurations matricielles pour le 13P 0-90 . . . . .	218
<b>Figure V.50</b>	Influence de l'énergie d'impact sur la forme des délaminages du 9P 0-90 . . . . .	218
<b>Figure V.51</b>	Influence de l'énergie d'impact sur la forme des délaminages du 9P QI	219
<b>Figure V.52</b>	Influence de l'énergie d'impact sur la forme des délaminages du 13P 0-90 . . . . .	219
<b>Figure V.53</b>	Influence de l'énergie d'impact sur les délaminages locaux pour le 9P 0-90 . . . . .	220
<b>Figure V.54</b>	Influence de l'énergie d'impact sur les délaminages locaux pour le 9P QI . . . . .	221
<b>Figure V.55</b>	Influence de l'énergie d'impact sur les délaminages locaux pour le 13P 0-90 . . . . .	222
<b>Figure VI.1</b>	Schéma de la configuration hybride utilisée pour le 5P 0-90-H1 . . . . .	228
<b>Figure VI.2</b>	Schéma de la configuration hybride utilisée pour le 5P 0-90-H2 . . . . .	228
<b>Figure VI.3</b>	Modélisation des stratifiés hybrides du type H1 avec l'exemple du 5P 0-90-H1 . . . . .	229
<b>Figure VI.4</b>	Modélisation des stratifiés hybrides du type H2 avec l'exemple du 5P 0-90-H2 . . . . .	229
<b>Figure VI.5</b>	Comparaison des courbes effort-déplacement pour les configurations UD, H1 et H2 de chaque stratifié en quasi-statique . . . . .	230
<b>Figure VI.6</b>	Cartographies des fissurations matricielles et des délaminages pour les stratifiés hybrides étudiés suivant les coupes (XZ) ( <i>à gauche</i> ) et (YZ) ( <i>à droite</i> ) . . . . .	231
<b>Figure VI.7</b>	Scénario d'endommagement numérique pour le 5P 0-90-H1. Dans chaque étape : ( <i>à gauche</i> ) endommagement matriciel UD, ( <i>au milieu</i> ) délaminage, ( <i>à droite</i> ) endommagement matriciel Tissu . . . . .	233
<b>Figure VI.8</b>	Scénario d'endommagement numérique pour le 9P 0-90-H1. Dans chaque étape : ( <i>à gauche</i> ) endommagement matriciel UD, ( <i>au milieu</i> ) délaminage, ( <i>à droite</i> ) endommagement matriciel Tissu . . . . .	234
<b>Figure VI.9</b>	Scénario d'endommagement numérique pour le 13P 0-90-H1. Dans chaque étape : ( <i>à gauche</i> ) endommagement matriciel UD, ( <i>au milieu</i> ) délaminage, ( <i>à droite</i> ) endommagement matriciel Tissu . . . . .	235
<b>Figure VI.10</b>	Scénario d'endommagement numérique pour le 5P 0-90-H2. Dans chaque étape : ( <i>à gauche</i> ) endommagement matriciel UD, ( <i>au milieu</i> ) délaminage, ( <i>à droite</i> ) endommagement matriciel Tissu . . . . .	235
<b>Figure VI.11</b>	Scénario d'endommagement numérique pour le 9P 0-90-H2. Dans chaque étape : ( <i>à gauche</i> ) endommagement matriciel UD, ( <i>au milieu</i> ) délaminage, ( <i>à droite</i> ) endommagement matriciel Tissu . . . . .	236

<b>Figure VI.12</b>	Scénario d'endommagement numérique pour le 13P 0-90-H2. Dans chaque étape : ( <i>à gauche</i> ) endommagement matriciel UD, ( <i>au milieu</i> ) délaminage, ( <i>à droite</i> ) endommagement matriciel Tissu . . . . .	237
<b>Figure VI.13</b>	Comparaison expérimental-numérique des cartographies d'endommagements du 5P 0-90-H1 pour l'indentation quasi-statique . . . . .	238
<b>Figure VI.14</b>	Comparaison expérimental-numérique des cartographies d'endommagements du 9P 0-90-H1 pour l'indentation quasi-statique . . . . .	239
<b>Figure VI.15</b>	Comparaison expérimental-numérique des cartographies d'endommagements du 13P 0-90-H1 pour l'indentation quasi-statique . . . . .	240
<b>Figure VI.16</b>	Comparaison expérimental-numérique des cartographies d'endommagements du 5P 0-90-H2 pour l'indentation quasi-statique . . . . .	241
<b>Figure VI.17</b>	Comparaison expérimental-numérique des cartographies d'endommagements du 9P 0-90-H2 pour l'indentation quasi-statique . . . . .	242
<b>Figure VI.18</b>	Comparaison expérimental-numérique des cartographies d'endommagements du 13P 0-90-H2 pour l'indentation quasi-statique . . . . .	243
<b>Figure VI.19</b>	Influence des plis de tissu sur la valeur du premier décrochage d'effort en quasi-statique pour les configurations 9P 0-90 . . . . .	245
<b>Figure VI.20</b>	Influence des plis de tissu sur la valeur du premier décrochage d'effort en quasi-statique pour les configurations 13P 0-90 . . . . .	245
<b>Figure VI.21</b>	Influence des plis de tissu sur la répartition et les angles de fissurations matricielles pour les indentations quasi-statiques . . . . .	246
<b>Figure VI.22</b>	Comparaison des courbes effort-déplacement pour les configurations UD, H1 et H2 de chaque stratifié à l'impact . . . . .	248
<b>Figure VI.23</b>	Comparaison expérimental-numérique des cartographies d'endommagements du 5P 0-90-H1 impacté à 9J . . . . .	249
<b>Figure VI.24</b>	Comparaison expérimental-numérique des cartographies d'endommagements du 9P 0-90-H1 impacté à 16 J . . . . .	250
<b>Figure VI.25</b>	Comparaison expérimental-numérique des cartographies d'endommagements du 13P 0-90-H1 impacté à 25 J . . . . .	251
<b>Figure VI.26</b>	Comparaison expérimental-numérique des cartographies d'endommagements du 5P 0-90-H2 impacté à 9J . . . . .	252
<b>Figure VI.27</b>	Comparaison expérimental-numérique des cartographies d'endommagements du 9P 0-90-H2 impacté à 16 J . . . . .	253
<b>Figure VI.28</b>	Comparaison expérimental-numérique des cartographies d'endommagements du 13P 0-90-H2 impacté à 25 J . . . . .	254
<b>Figure VI.29</b>	Influence des plis de tissu sur la valeur du premier décrochage d'effort pour les configurations 9P 0-90 impactées . . . . .	256
<b>Figure VI.30</b>	Influence des plis de tissu sur la valeur du premier décrochage d'effort pour les configurations 13P 0-90 impactées . . . . .	256
<b>Figure VI.31</b>	Influence des plis de tissu sur l'énergie dissipée au cours d'un impact	257
<b>Figure VI.32</b>	Influence des plis de tissu sur la répartition et les angles de fissurations matricielles à l'impact . . . . .	258
<b>Figure VI.33</b>	Influence des plis de tissu sur les délaminages pour les stratifiés 5P 0-90 impactés . . . . .	259
<b>Figure VI.34</b>	Influence des plis de tissu sur les délaminages pour les stratifiés 9P 0-90 impactés . . . . .	259

<b>Figure VI.35</b>	Influence des plis de tissu sur les délaminages pour les stratifiés 13P 0-90 impactés . . . . .	260
<b>Figure VI.36</b>	Délaminages au sein des configurations UD, H1 et H2 du 5P 0-90 à l'impact . . . . .	261
<b>Figure VI.37</b>	Délaminages au sein des configurations UD, H1 et H2 du 9P 0-90 à l'impact . . . . .	261
<b>Figure VI.38</b>	Délaminages au sein des configurations UD, H1 et H2 du 13P 0-90 à l'impact . . . . .	262
<b>Figure A.1</b>	Enceinte de radioprotection de 6 mm d'épaisseur de plomb . . . . .	283
<b>Figure A.2</b>	Principaux composants du MICRO-TOMOGRAPHE EASYTOM 130 . . . . .	284
<b>Figure B.1</b>	OLYMPE : supercalculateur de CALMIP . . . . .	285
<b>Figure D.1</b>	Schéma de numérotation des interfaces inter-plis pour l'exemple du 5P 0-90 . . . . .	287



---

# Liste des tableaux

---

<b>Tableau I.1</b>	Caractéristiques des résines thermodurcissables [Gornet, 2008] .	7
<b>Tableau I.2</b>	Caractéristiques mécaniques des renforts [Gornet, 2008] & [Hexcel, 2018] . . . . .	8
<b>Tableau I.3</b>	Principales études sur composites hybrides par hybridation avec des particules . . . . .	32
<b>Tableau I.4</b>	Fibres étudiées dans le cadre de l'amélioration des structures composites par hybridation . . . . .	35
<b>Tableau I.5</b>	Recherches sur l'impact sur stratifié hybride [Safri <i>et al.</i> , 2018] .	40
<b>Tableau III.1</b>	Caractéristiques des points d'intégration utilisées dans l'élément d'interface intralaminare . . . . .	97
<b>Tableau III.2</b>	Récapitulatif des endommagements repris par chacun des éléments du modèle Semi-Continu . . . . .	112
<b>Tableau IV.1</b>	Paramètres des interfaces intralaminaires et interlaminaires pour les éléments intralaminaires et interlaminaires . . . . .	123
<b>Tableau IV.2</b>	Contrainte $\sigma_I^{0,vi}$ et temps de calcul pour les deux méthodes utilisées	125
<b>Tableau IV.3</b>	Surfaces totales délaminées expérimentalement et numériquement pour le 5P 0-90, le 9P 0-90 et le 13P 0-90 et écart entre les deux	170
<b>Tableau IV.4</b>	Surfaces totales délaminées expérimentalement et numériquement pour le 9P 0-90 et le 9P QI et écart entre les deux en quasi-statique	174
<b>Tableau VI.1</b>	Propriétés des matériaux utilisés . . . . .	227
<b>Tableau VI.2</b>	Paramètres des interfaces interlaminaires utilisées pour les modèles hybrides . . . . .	232
<b>Tableau B.1</b>	Caractéristiques techniques d'OLYMPE . . . . .	285



---

# Introduction générale

---

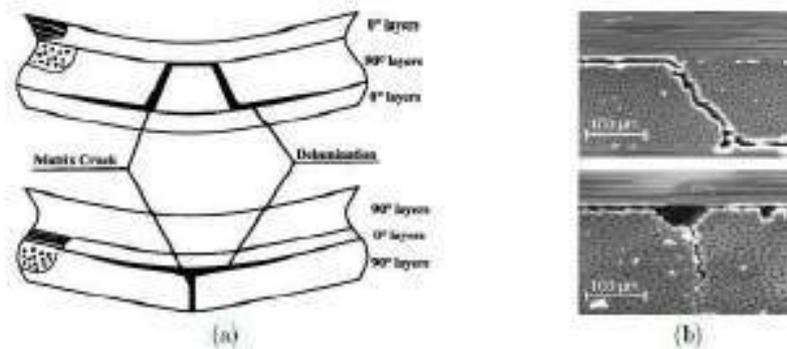
## Problématique

Les matériaux composites sont de plus en plus utilisés dans l'industrie, notamment en aéronautique. Ceci est dû à leur grande résistance mécanique mais aussi à leur légèreté. Les avions commerciaux récents comportent plus de 50% de composites au sein de leurs structures, voire 70% pour les avions militaires. Durant leurs cycles de vie, ces structures peuvent être soumises à des impacts de diverses natures (glace, oiseau, débris de moteur, ...) et de différentes vitesses (basses vitesses, hautes vitesses, balistiques). Celles-ci génèrent des dommages plus ou moins visibles à l'œil nu [Aboissière, 2003]. Les ingénieurs considèrent que les structures ayant subi des impacts à haute voire à très haute énergie ne sont plus utilisables. Cependant, les impacts à basse énergie sont plus sujets à discussion, d'autant plus que certains endommagements sont localisés à l'intérieur du composite comme l'explique [Kim, 2008].

## Contexte et objectifs

Les stratifiés UD peuvent avoir différents champs d'application, notamment en aéronautique et sont donc susceptibles de subir des impacts à faible vitesse (de l'ordre de quelques m/s). De fait, leur utilisation présuppose donc une étude approfondie des mécanismes d'endommagement supportée par un modèle numérique prédictif.

Les études qui ont été menées montrent que les endommagements les plus communément retrouvés au sein d'un stratifié composite sont les fissurations matricielles intralaminaires, les délaminages (Figure 1) et les ruptures de fibres. Parmi ces endommagements, les délaminages sont les plus pénalisants pour une structure composite. Et lorsqu'une structure "épaisse" est impactée à basse énergie, ces derniers sont très difficiles à détecter avec les moyens d'inspection usuels. De fait, il a été nécessaire pour les chercheurs et ingénieurs de pouvoir modéliser ces structures et de prédire leurs endommagements afin de mieux justifier leur tenue à l'impact.



**Figure 1** – Fissurations matricielles observées dans un stratifié UD impacté à faible vitesse : (a) représentation schématique [Choi et Chang, 1992] et (b) coupes micrographiques [Petit, 2005]

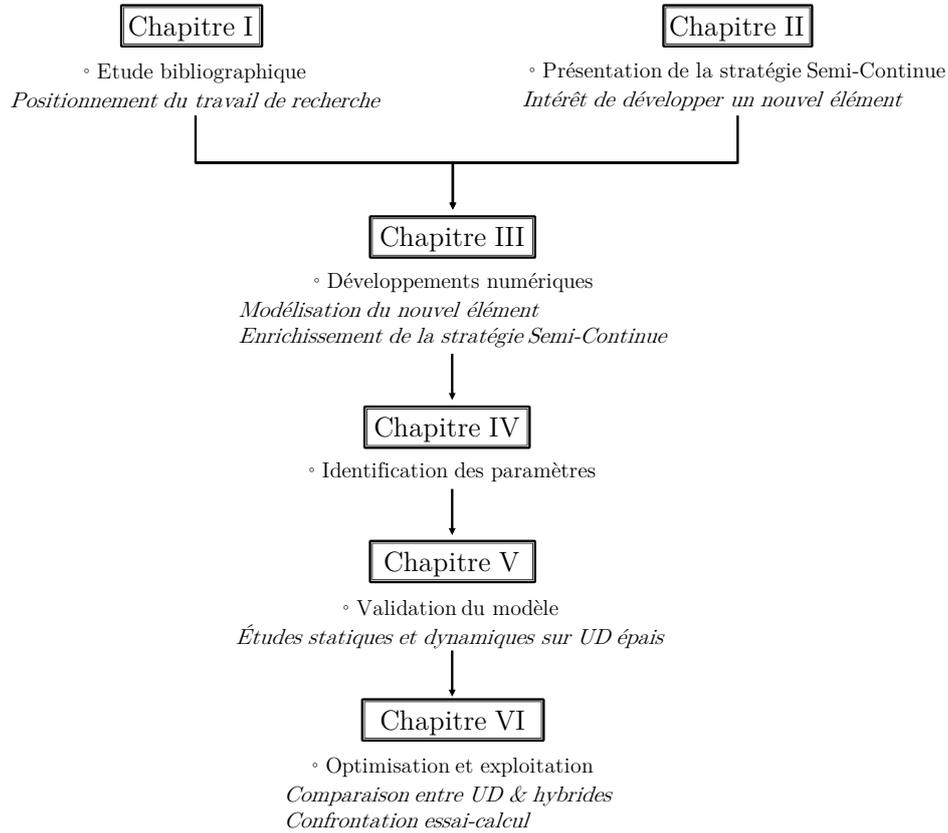
De nombreux modèles ont été proposés depuis des années et particulièrement la stratégie Semi-Continue initiée par [Navarro, 2010]. Cette démarche a été initialement développée pour la prédiction des dommages générés par des impacts basse vitesse sur des stratifiés tissés. Cette stratégie se place à l'échelle de la mèche et repose sur le découplage des comportements de la résine et des torons de fibres qui sont respectivement représentés par un élément plaque et des éléments barres. Elle a été enrichie par [Pascal, 2015] à travers le développement notamment d'un élément cohésif pour représenter le délaminage entre les plis de tissu. Enfin, cette méthode a été adaptée par [Mahmoud *et al.*, 2017] aux stratifiés unidirectionnels. Cette stratégie a été validée sur des stratifiés minces mais présente des lacunes pour prédire les dommages dans le cas de stratifiés unidirectionnels, notamment l'initiation et la propagation des délaminages. Il est donc nécessaire de mieux comprendre la phénoménologie pour ensuite proposer une stratégie afin de mieux capter l'initiation et la propagation de ces délaminages. Les travaux présentés ici font donc suite aux travaux précédents de l'équipe de recherche et portent sur le développement d'un nouvel élément qui représenterait le comportement des fissurations matricielles (qui sont les précurseurs des délaminages) et à terme de pouvoir modéliser le comportement à l'impact de stratifiés hybrides (UD/Tissu). *In fine*, ce travail s'inscrit dans une logique d'optimisation des structures composites épaisses.

## Structure du manuscrit

Ce manuscrit est composé de six chapitres. La structure proposée est illustrée sur la [Figure 2](#).

Le premier chapitre est consacré à une étude de la littérature afin de positionner ce travail de recherche et d'identifier les lacunes des modélisations existantes. Dans le [Chapitre II](#), la stratégie Semi-Continue sera présentée, les résultats seront exposés et les limitations de cette stratégie seront clairement identifiées. Le chapitre suivant sera dédié aux développements numériques du nouvel élément d'interface qui sera introduit mais aussi aux améliorations proposées des éléments déjà existants. Puis le [Chapitre IV](#) présentera l'identification des paramètres introduits dans le modèle. Celui-ci sera suivi d'un chapitre de validation expérimentale qui se fera sur la base d'essais d'impacts. Puis, dans la démarche d'optimisation des performances à l'impact des stratifiés UD épais, une étude expérimentale sera effectuée dans le [Chapitre VI](#) sur les stratifiés hybrides, suivi d'une confrontation essai-calcul. Ceci

permettra d'évaluer la réponse du modèle dans des situations hors de sa zone de validation. Le manuscrit sera clôturé par une conclusion concise où seront résumées les principales avancées apportées par ce travail de recherche ainsi que les perspectives éventuelles pour mieux comprendre les phénomènes identifiés ainsi que des propositions numériques pour renforcer la stratégie de modélisation Semi-Continue.



**Figure 2** – Structure du manuscrit



---

---

# Chapitre I Étude bibliographique - Positionnement du travail de recherche

---

## Sommaire

---

I.1	Objectifs de l'étude . . . . .	<b>6</b>
I.2	Comportement à l'impact des structures composites . . . . .	<b>7</b>
I.2.1	Comportement et endommagement des stratifiés UD . . . . .	7
I.2.2	Comportement et endommagement des stratifiés tissés . . . . .	18
I.2.3	Comportement et endommagement des stratifiés hybrides . . . . .	27
I.2.4	Bilan sur le comportement des stratifiés composites à l'impact . . . . .	42
I.3	Modélisation des stratifiés composites . . . . .	<b>43</b>
I.3.1	Stratégies et échelles de modélisation des stratifiés UD . . . . .	43
I.3.2	Modélisation des endommagements dans les tissus . . . . .	49
I.3.3	Modélisation statistique des hybrides . . . . .	53
I.3.4	Modélisation du délaminage . . . . .	55
I.3.5	Modélisation des fissures intralaminaires . . . . .	58
I.3.6	Bilan sur la modélisation des stratifiés composites . . . . .	64
I.4	Conclusion . . . . .	<b>65</b>

---

## I.1 Objectifs de l'étude

**L**e travail de thèse présenté ici a pour but de mieux comprendre le comportement à l'impact des structures épaisses constituées d'unidirectionnels. Ceci permettra d'une part d'alimenter le modèle Semi-Continu et d'autre part de proposer une modification de la stratification pour optimiser ces structures, notamment en y intégrant des plis de tissus à des endroits préalablement identifiés dans l'épaisseur.

Dans le cadre de cette thèse, quatre stratifications plus ou moins épaisses ont été étudiées à travers des essais quasi-statiques mais aussi d'impact. La complexité du scénario d'endommagement ainsi que des phénomènes mis en jeu nous poussent à nous interroger sur quelques points principaux : quelle est l'influence de l'épaisseur sur la chronologie d'endommagement ? Quelle est l'influence de la stratification (en particulier de l'orientation des plis) ? Jusqu'où le modèle Semi-Continu est-il capable d'endosser son rôle dans la prédiction du comportement de ces structures à l'impact ?

L'objectif de cet état de l'art est donc de récapituler les avancées qui ont été faites à ce jour en ce qui concerne le comportement des stratifiés composites ainsi que les différentes modélisations existantes. La première partie sera consacrée à une revue expérimentale des comportements à l'impact des stratifiés unidirectionnels et tissés, mais aussi hybrides *i.e.* avec différents matériaux. Cela permettra de référencer les études d'influences qui ont été effectuées (scénario, épaisseur, orientations,...). Ensuite, il s'agira de présenter les différentes modélisations qui ont été utilisées. On attachera une importance particulière aux modèles prenant en compte le couplage entre interfaces intralaminaires (*i.e.* celles qui représentent les fissurations matricielles) et interlaminaires (*i.e.* celles modélisant les délaminages).

## I.2 Comportement à l'impact des structures composites

### I.2.1 Comportement et endommagement des stratifiés UD

#### I.2.1.1 Généralités sur les stratifiés unidirectionnels

Un stratifié composite unidirectionnel est constitué de fibres, appelées *renfort* immergées dans une résine, qui constitue la *matrice*. Dans un pli unidirectionnel, les fibres sont toutes orientées dans la même direction, ce qui leur donne une direction privilégiée. Cette orthotropie leur permet d'avoir une résistance mécanique importante dans la direction des fibres. L'assemblage de ces plis constitue alors le *stratifié*.

Cette particularité fait de ce matériau le composite le plus étudié dans la littérature. En effet, depuis les années 1950, de nombreux essais statiques mais aussi dynamiques ont permis de mieux comprendre son comportement.

Les matériaux composites à fibres longues sont les plus couramment utilisés dans l'industrie aéronautique et spatiale. Les structures sont généralement réalisées en empilant différents plis dans différentes orientations pour reprendre les différents cas de chargement que peut subir la structure durant son cycle de vie. Mais bien choisir l'empilement ne suffit pas pour obtenir la structure la plus optimisée. En effet, le choix de la résine et des fibres est primordiale.

Les résines utilisées dans l'industrie sont généralement des polymères (*i.e.* une succession de macromolécules de chaînes carbonées). Elles sont classifiées en deux catégories : les thermodurcissables et les thermoplastiques. Ces dernières ont des propriétés mécaniques plus intéressantes que les résines thermodurcissables. Les matériaux les plus performants sont ceux qui présentent un rapport caractéristiques mécaniques / masse volumique élevé comme l'explique [Gornet, 2008]. Dans le [Tableau I.1](#) sont comparées les températures de fusion  $T_f$ , les masses volumiques  $\rho$ , les déformations en traction  $\varepsilon_t^r$ , les limites élastiques en traction  $\sigma_t^r$  et compression  $\sigma_c^r$ , ainsi que les modules d'Young  $E$  pour trois résines thermodurcissables.

Résines	$T_f$ [°C]	$\rho$ [ $kg/m^3$ ]	$\varepsilon_t^r$ [%]	$\sigma_t^r$ [MPa]	$\sigma_c^r$ [MPa]	E [GPa]
Polyesters	60 à 100	1140	2 à 5	50 à 85	90 à 200	2,8 à 3,6
Phénoliques	120	1200	2,5	40	250	3 à 5
Epoxydes	290	1100 à 1500	2 à 5	60 à 80	250	3 à 5

**Tableau I.1** – Caractéristiques des résines thermodurcissables [Gornet, 2008]

Les renforts confèrent à la structure ses propriétés mécaniques et il en existe deux familles : les organiques et les inorganiques. On peut citer les fibres de verre comme renforts inorganiques et les fibres de carbone comme fibres organiques. Les premières sont les plus utilisées loin devant les fibres de carbone. En effet, leur ratio performance / prix est significatif comparé aux autres. Cependant, lorsqu'il devient nécessaire d'avoir des performances très élevées, les fibres de carbone leur emboîtent le pas. On peut citer les fibres de la famille T300, T700 ou encore HTA7. Dans la littérature, un certain nombre d'autres fibres ont été étudiées et on en détaillera les propriétés ainsi que le comportement mécanique dans les sections suivantes. Dans le [Tableau I.2](#) ci-dessous, différentes caractéristiques sont répertoriées

pour différents renforts.

Renforts	$\rho$ [ $kg/m^3$ ]	$\sigma_t^r$ [MPa]	$\sigma_c^r$ [MPa]	E [GPa]
AS4	1800	—	3599	235
T300	1700	1,2	3654	231
IM6	—	0,88	1460	—
IM8	1800	—	5171	310
Kevlar 49	1440	2,5	3620	124
Verre E	2580	3,5	3450	69
HTA7	1790	4,9	—	244

**Tableau I.2** – Caractéristiques mécaniques des renforts [Gornet, 2008] & [Hexcel, 2018]

Une fois la résine et le renfort mélangés, on obtient une nouvelle structure : le *pli*. Les plis sont ensuite drapés les uns sur les autres pour en faire des empilements multi-directionnels. Une fois fabriqués, ces stratifiés sont prêts à être soumis à une multitude d'essais. Il existe une large bibliographie effectuée sur les essais statiques (traction, flexion 3 points, essais cyclés, traction post-impact [Rogani *et al.*, 2019]) mais on s'intéressera aux essais dynamiques tels que les impacts basse vitesse. Ces derniers ont en effet un intérêt particulier car ils constituent depuis leurs débuts un défi dans la compréhension des phénomènes observés.

### I.2.1.2 Impact sur stratifié UD : observations générales

L'usage des composites dans des pièces de structure est de plus en plus répandu, notamment en aéronautique. De plus, le besoin de voyager dans un moyen de transport fiable est un enjeu majeur pour les constructeurs. Ces deux observations incitent donc les chercheurs à proposer de nouvelles techniques d'évaluations des performances de ce genre de structures, particulièrement à l'impact, qui est le chargement le plus critique pour une structure composite. C'est dans cette démarche que [Cantwell et Morton, 1991] a proposé diverses méthodes d'évaluation de ces performances en étudiant les effets de la vitesse de chargement ainsi que de plusieurs autres paramètres influant sur les endommagements et les performances résiduelles associées. Quelques années plus tard, se basant sur ces travaux, [Richardson et Wisheart, 1996] donne la première définition de l'impact basse vitesse, en délimitant notamment la gamme des vitesses admissibles. Il est aussi à l'origine des premières cartographies précises des endommagements.

Les nombreux ouvrages et articles de Serge Abrate notamment [Abrate, 1994] font figure de référence dans le domaine. En effet, les résultats présentés mettent en évidence les scénarios d'endommagement pour un très large panel de matériaux composites. Il y conclue que ces mécanismes sont fortement liés à la structure intrinsèque du matériau. Ainsi, une première séparation a lieu entre les matériaux unidirectionnels, les stratifiés tissés et les structures sandwich. De nombreux paramètres ont été étudiés, notamment la nature et la forme des impacteurs, l'épaisseur du stratifié ou encore les vitesses d'impact. Et ce sont précisément

les vitesses d'impact qui ont soulevé des questions chez [Davies *et al.*, 2013] qui a dressé une étude très riche dans une très large gamme de vitesse.

### Modes de ruine dans le cas d'un impact

Les différentes vitesses utilisées produisent une multitude d'endommagements que l'on peut classer en trois catégories, nommés *modes de rupture*, représentées sur la Figure I.1 ci-dessous.



Figure I.1 – Modes de ruine d'un stratifié unidirectionnel [Smith, 1993]

Ainsi les trois modes observés sont :

- La rupture **intralaminare** : elle se trouve à l'intérieur du pli. C'est en fait une rupture de la résine, étant donné que sa résistance est faible. Elle peut aussi être due au déchaussement fibre/résine qui se produit à l'inter-phase entre les deux matériaux.
- La rupture **interlaminare** : elle se situe à l'interface entre deux plis. Elle correspond à un décollement d'un pli par rapport à son voisin.
- La rupture **translaminare** : elle caractérise la rupture transversale d'un pli. Elle apparaît de deux manières différentes, soit en traction (lorsque les fibres atteignent leur déformation maximale) soit en compression (par apparition de bandes de pliages dues à des micro-flambages locaux, que l'on appelle *kinking*). L'un des premiers auteurs à s'intéresser à ce type de rupture est [Dow et Gruntfest, 1960] dans les années 1960, où il propose une explication de ce phénomène.

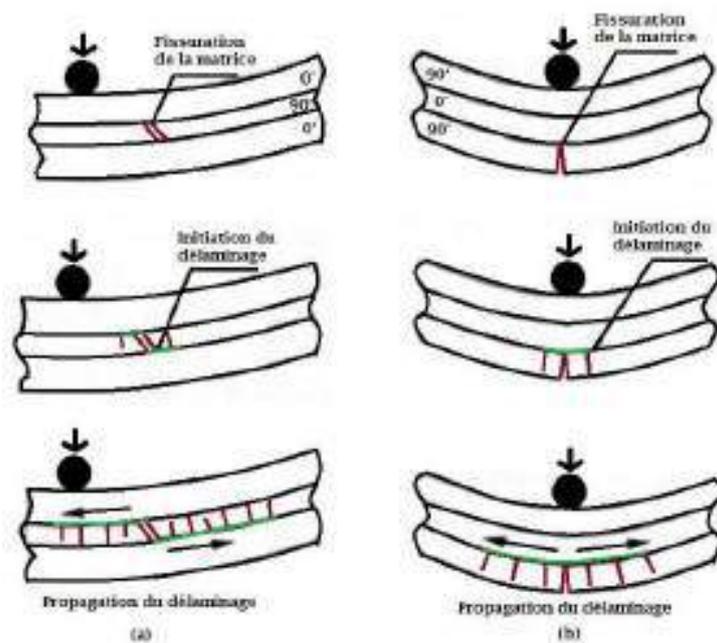
Ces trois modes sont à ce jour les seuls à avoir été identifiés expérimentalement, et pilotent donc l'ensemble des scénarios d'endommagement. Ceci étant, lors d'un impact, une combinaison de ces ruptures est possible et il est dès lors très difficile d'identifier la proportion de chaque mode de rupture dans l'endommagement total du stratifié. Cette difficulté a ouvert de nombreuses voies de recherches pour tenter d'identifier proprement un scénario "global" de la ruine des unidirectionnels.

### Scénario d'endommagement des structures unidirectionnelles

Le scénario d'endommagement a été étudié par de nombreux auteurs tels que [Abrate, 1994], [Davies *et al.*, 2013] ou encore [Richardson et Wisheart, 1996]. Leurs études montrent que le scénario peut être influencé par de nombreux facteurs, tels que la raideur de la plaque, la vitesse d'impact ou encore la nature et la forme des impacteurs. Ces études d'influence ont permis de reconstruire la chronologie : de l'indentation permanente à la perforation du stratifié. De fait, les auteurs distinguent trois parties dans cette chronologie :

- La fissuration matricielle
- Le délaminage
- La rupture de fibres

La fissuration matricielle est l'endommagement qui survient en premier. Il apparaît sous forme de ruptures **intralaminaires** [Chang *et al.*, 1990]. Des auteurs comme [Choi et Chang, 1992] précisent que cela est possiblement dû à la décohésion fibre/matrice ou à des microfissurations de la résine. Ces fissurations peuvent être de deux types : soit ces interfaces intra-plis rompent en traction soit en compression-cisaillement. Dans le premier cas, ces fissures surviennent généralement sur la face libre opposée à l'impacteur. En effet, la flexion prédomine dans ces plis et il est aisé d'initier une rupture au vu des faibles valeurs d'initiation de la résine en traction. Dans le deuxième cas, c'est la combinaison entre les contraintes de compression sous l'impacteur et les contraintes de cisaillement dans l'épaisseur qui en sont l'origine selon [Davies *et al.*, 2013]. Une fois initiées, elles se propagent vers les plis adjacents avec un angle de  $57^\circ$  [Aubry, 2013]. Ces observations (Figure I.2) ont été étudiées en détail par [Bouvet, 2009].



**Figure I.2** – Types de fissurations matricielles dans les stratifiés UD : (a) Fissurations par cisaillement hors-plan et (b) Fissurations par flexion [Choi et Chang, 1992]

Un consensus dans le domaine est de dire que ces fissurations intra-laminaires sont les précurseurs des délaminages. En réalité, il est assez délicat d'identifier clairement quel phénomène initie l'autre. Pour tenter de trouver une explication, [Bouvet, 2009] et son équipe ont effectué des coupes microscopiques d'un stratifié UD carbone/époxy T700/M21 de stratification  $[0_2, 45_2, 90_2, -45_2]_s$  d'épaisseur 4.16 mm, impacté à 25 J. Des fissurations matricielles très marquées sous l'impacteur et orientées principalement à  $\pm 45^\circ$  sont observées. Une fissure sur le pli opposée à l'impacteur complète les observations. Ceci étaye évidemment les observations effectuées par les auteurs précédemment cités, mais montre aussi qu'il existe un couplage complexe entre ces fissurations et le délaminage (Figure I.3).

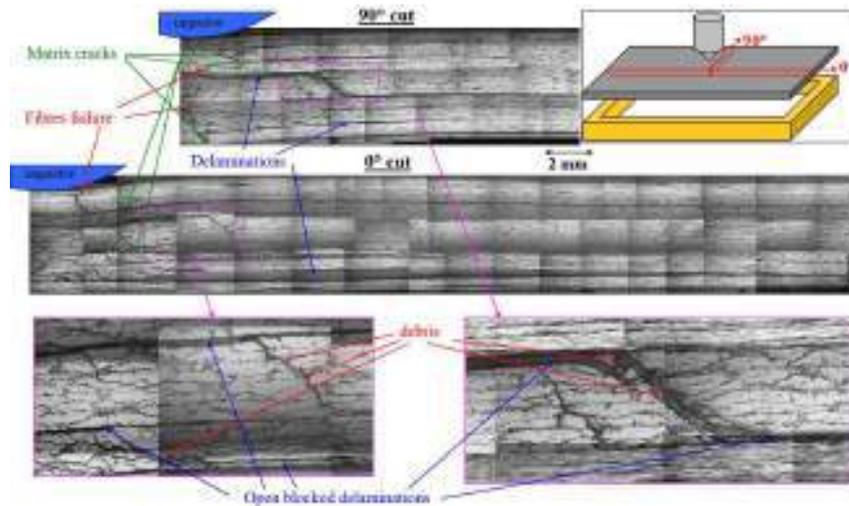


Figure I.3 – Coupes micrographiques post-impact [Bouvet, 2009]

On en vient donc au deuxième phénomène du scénario : le **délaminage**. C'est le phénomène le plus critique pour les structures composites. En effet, la séparation entre les plis fait drastiquement chuter la résistance de la structure et n'est donc plus conforme à l'utilisation. En fait, cela correspond à une fissuration de la résine, présente en abondance, entre des plis d'orientations différentes. Lorsqu'une fissure matricielle est initiée, elle se propage jusqu'à rencontrer une zone où les fibres changent de direction (typiquement un pli adjacent), puis elle change de direction pour se propager dans le sens horizontal : ce phénomène crée le délaminage [Liu, 1998]. Ce dernier peut être caractérisé par trois modes élémentaires, comme pour les matériaux métalliques (Figure I.4) :

- Le **Mode I** : mode d'ouverture. Il correspond à un déplacement opposé des lèvres de la fissure perpendiculairement au plan de la fissure. Il est souvent le plus critique et est principalement causé par les contraintes  $\sigma_{yy}$  de l'interface.
- Le **Mode II** : mode de glissement droit. Il est provoqué par le cisaillement plan de la fissure et est perpendiculaire au plan de la fissure. Il est dû aux contraintes  $\sigma_{xy}$  de l'interface.
- Le **Mode III** : mode de glissement vis. Il est considéré comme étant le moins critique pour la propagation des délaminages. Il est causé par le cisaillement situé dans le plan de la fissure et est parallèle au front de la fissure. Il est provoqué par les contraintes  $\sigma_{yz}$  de l'interface.

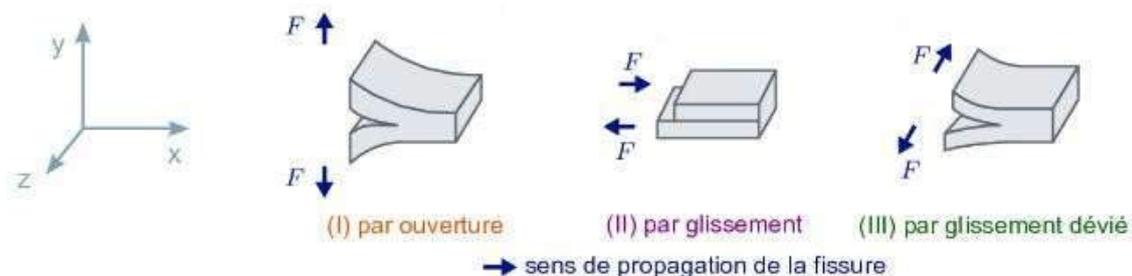
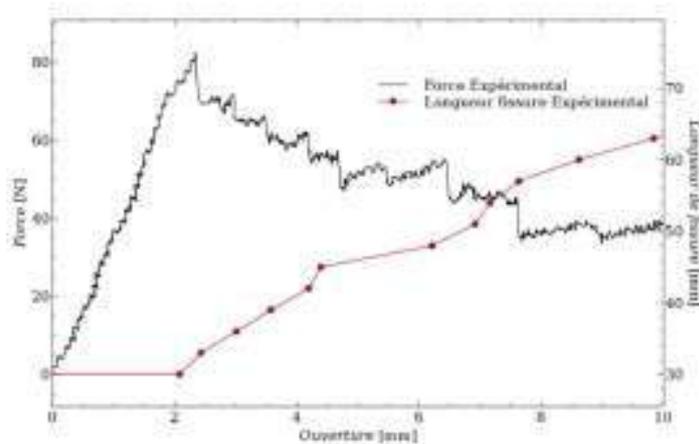


Figure I.4 – Modes de rupture classiques [Lours, 2014]

D'une part le **Mode III** est négligé car peu présent et d'autre part c'est la combinaison du **Mode I** et du **Mode II** qui provoque la propagation, avec parfois la prépondérance de l'un d'entre eux par rapport à un autre. Et pour quantifier les énergies dissipées par chacun des modes, le recours à la mécanique de la rupture est nécessaire. En effet, bien qu'initialement développée pour les matériaux homogènes isotropes, son utilisation a permis une étude quantitative des phénomènes de ruine dans les composites. Pour cela on utilise le *taux de restitution d'énergie*, noté  $G_i^c$  ( $i = I$  pour le Mode I,  $i = II$  pour le Mode II). Il correspond à l'énergie surfacique disponible pour propager une fissure. Si cette valeur est supérieure ou égale à une certaine valeur critique (*i.e.* l'énergie de création des fissures en surface), alors la fissure se propage [Griffith, 1921] [Hashemi *et al.*, 1990]. Un certain nombre d'essais standardisés existent pour évaluer ces taux de restitution d'énergie.

Pour caractériser le Mode I, il existe un unique essai normalisé : le *Double Cantilever Beam* (DCB) défini par la norme [ASTM-D5528-01, 2007]. Cet essai a l'avantage de produire une propagation stable de la fissure, ce qui explique le fait qu'il est aussi utilisé pour caractériser les interfaces Tissu/Tissu [Gill *et al.*, 2009] ou même des assemblages collés constitués de métal/colle/composite [Andresen et Echtermeyer, 2006]. Durant l'essai, seules les valeurs de l'ouverture de l'éprouvette, de la propagation de la fissure et de l'effort appliqué sont relevées. Un exemple des courbes obtenues est représenté sur la Figure I.5.



**Figure I.5** – Courbes d'effort appliqué et de longueur de fissure pour un essai DCB [Aubry, 2013]

Il existe trois grandes méthodes pour analyser ces essais. La première consiste à mesurer l'énergie dépensée pour propager la fissure, mais cette méthode n'est valide que dans le cas où le comportement est purement élastique durant la charge et la décharge de l'éprouvette. Une seconde méthode est possible et elle consiste à calculer le taux de restitution d'énergie avec la *méthode des complaisances*. L'équation Eq-I.1 a été proposée par [Kageyama *et al.*, 1987], où  $P$  est la charge,  $B$  la largeur de l'éprouvette et  $a$  la longueur de fissure.

$$G_I^c = \frac{P^2}{2B} \frac{dC}{da} \quad (\text{I.1})$$

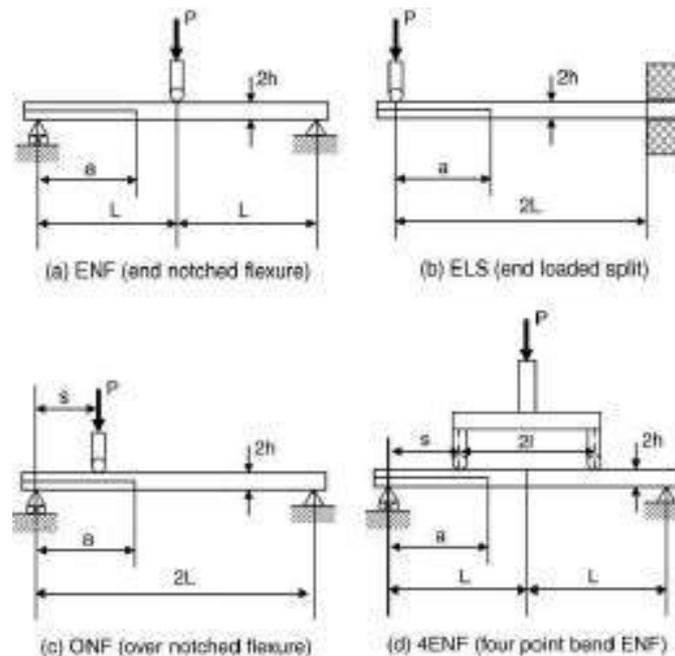
La complaisance peut être exprimée par l'équation Eq-I.2, avec  $k$  et  $n$  des paramètres pouvant être déterminés par une régression linéaire de la courbe  $\ln(C) = \ln(k) + n \cdot \ln(a)$ .

$$C = k \cdot a^n \quad (\text{I.2})$$

Enfin, le taux de restitution d'énergie peut être déduit de l'équation Eq-I.3 fondée sur la théorie des poutres. Cette méthode a été élargie dans le cas de grands déplacements et donne de bons résultats [Pereira *et al.*, 2005].

$$G_I^c = \frac{3 P \delta}{2 B a} \quad (\text{I.3})$$

Le Mode II, quant à lui peut être caractérisé par quatre essais standardisés : *End Notch Flexure* (ENF), *End Load Split* (ELS), *Over Notched Flexure* (ONF) et le *4 Points ENF* (Figure I.6).



**Figure I.6** – Méthodes de mesure du taux de restitution d'énergie en Mode II des interfaces interlaminaires [Wang *et al.*, 2009]

Le but est de créer une pré-fissure dans l'éprouvette puis d'y appliquer un chargement de flexion. Ceci permet de créer un cisaillement en pointe de fissure : le délaminage se propage donc en Mode II. L'essai ENF est le plus couramment utilisé, car c'est aussi le seul standardisé. Cependant, il est décrié pour un certain nombre de raisons dont l'une est que la fissure se propage de façon très instable et ne permet pas d'établir une "réelle" évolution du taux de restitution d'énergie. Mais sa simplicité fait qu'il est devenu la norme pour la caractérisation du Mode II d'interfaces non seulement UD/UD mais aussi Tissu/Tissu ou même de colles [Kim et Sham, 2000]. En ce qui concerne le calcul du taux de restitution d'énergie critique, les essais ELS et *4 Points ENF* sont analysés à l'aide de la méthode des complaisances. Quant aux essais ENF, la norme JIS [Kyōkai, 1994] permet d'effectuer des essais cyclés de charge / décharge de l'éprouvette et ainsi d'utiliser la théorie des poutres en calculant la propagation de fissure grâce à la perte de raideur après chaque de cycle charge/décharge. Les équations Eq-I.4 et Eq-I.5 permettent de calculer l'avance de la fissure puis le taux de restitution d'énergie. Avec :

- $a_0$  et  $a$  : respectivement la longueur de fissure avant et après propagation

- $L$  et  $B$  : respectivement la longueur et la largeur de l'éprouvette
- $P_c$  : la charge maximale à propagation
- $\alpha_0$  et  $\alpha_1$  : respectivement les complaisances durant la charge et la décharge

$$a = \left[ \frac{\alpha_1}{\alpha_0} a_0^3 + \frac{2}{3} \left( \frac{\alpha_1}{\alpha_0} - 1 \right) L^3 \right]^{\frac{1}{3}} \quad (\text{I.4})$$

$$G_{II}^c = \frac{9a^2 P_c^2 \alpha_1}{2B(2L^3 + 3a^3)} \quad (\text{I.5})$$

Le délaminage a ensuite été étudié plus en profondeur. Les auteurs se sont intéressés à son initiation. De fait, selon [Liu, 1998], il est la conséquence de la différence de raideur en flexion des plis adjacents. Donc plus l'angle entre les plis est grand et plus le délaminage est important. Ainsi, au cours d'un impact, on observe des formes caractéristiques de délaminage fortement influencées par les séquences d'empilement. La forme couramment décrite est celle en forme de *cacahuète* (*peanut shape* en anglais) ou encore *double hélice* dont le grand axe est orienté dans la direction des fibres du pli inférieur et le petit axe orienté dans la direction des fibres du pli juste au-dessus comme montré sur la Figure I.7.



**Figure I.7** – Visualisation de la *double hélice* avec une tomographie à rayons X [Sitnikova *et al.*, 2017]

Les ruptures de fibres constituent la dernière étape du scénario, car les deux premières affectent la résine, qui est moins résistante que les fibres. Elles sont localisées sous l'impacteur dans l'épaisseur. Pour que ces ruptures apparaissent, il faut une énergie d'impact relativement importante (à mettre en relation avec la stratification et l'épaisseur de la plaque). [Davies *et al.*, 2013] affirme que ces ruptures sont dues à des contraintes localement très élevées et à des effets d'indentation sous l'impacteur. Ainsi, elles commencent par apparaître sur le pli opposé à l'impact à cause des contraintes de traction induites par la flexion globale de la plaque (Figure I.8) et peuvent apparaître sur des plis proche de l'impacteur lorsque les contraintes de compression sont supérieures aux contraintes critiques. Cependant ce phénomène reste encore marginalement étudié à ce jour dans le cas d'impact sur unidirectionnels.

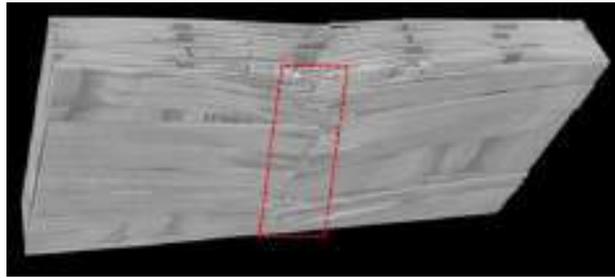


Figure I.8 – Image CT de rupture de fibres (en rouge) lors d'un impact à 20 J [McIlhagger, 2020]

### I.2.1.3 Études d'influences sur la réponse de la structure

Une structure UD soumise à un impact ne répond pas toujours de la même façon. En effet, différents paramètres peuvent plus ou moins modifier son comportement.

#### Influence de l'énergie d'impact

Plusieurs auteurs ont étudié l'influence de l'énergie d'impact sur la réponse d'un stratifié UD dont [Cantwell et Morton, 1989]. Tout d'abord, pour un impact basse énergie, cette dernière est majoritairement absorbée par la flexion globale de la plaque comme montré sur la Figure I.9. Ainsi, il subsiste peu d'énergie pour endommager la plaque. De plus, la géométrie et les conditions limites influent énormément sur la raideur de la plaque et donc sur la proportion d'énergie résiduelle disponible pour l'endommagement du stratifié. *A contrario*, à haute énergie, les ondes de flexion n'ont pas le temps de se propager et donc de fléchir l'ensemble de la plaque. De fait, l'énergie disponible pour endommager est plus grande. La flexion très localisée de la plaque a pour conséquence de localiser aussi les endommagements. C'est pour cela que les dimensions de la structure n'ont pas d'influence sur son comportement à l'impact.

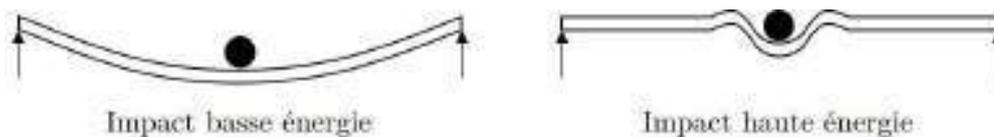


Figure I.9 – Influence de l'énergie d'impact sur la flexion du stratifié [Cantwell et Morton, 1989]

#### Influence du temps d'impact

Le temps d'impact est la durée de contact entre l'impacteur et la structure. [Olsson, 2000] distingue trois types de réponse suivant le temps d'impact :

- Impact à temps **très court** : la réponse de la structure impactée est dominée par la propagation d'ondes de déformation (Figure I.10-a)
- Impact à temps **court** : la réponse est pilotée par les ondes de flexion et de cisaillement, typiquement lors d'impacts aux glaçons ou aux débris (Figure I.10-b)
- Impact à temps **long** : la réponse est similaire à une indentation quasi-statique. Elle est dominée par la flexion globale de la structure : c'est son mode de vibration le plus bas qui est sollicité (Figure I.10-c)

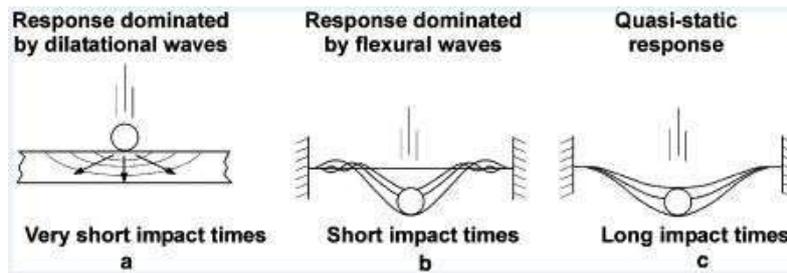


Figure I.10 – Influence du temps de réponse à l'impact [Olsson, 2000]

### Influence de la nature de l'impacteur

Dans le cas d'un impact rigide, la forme du projectile a une influence non-négligeable sur la réponse de la structure. En effet, plusieurs auteurs comme [Wilbeck, 1978], [Heibms, 2001] et [Mitrevski *et al.*, 2006] ont démontré à travers leurs campagnes expérimentales que la forme influe sur le taux de pénétration. Quatre formes d'impacteurs ont été testées : *plan*, *sphérique*, *ogival* et *conique*, comme illustré sur la Figure I.11.

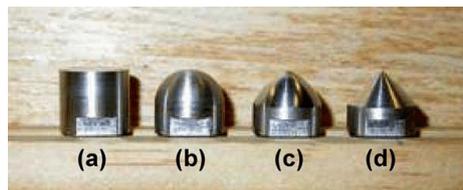


Figure I.11 – Formes d'impacteurs étudiées par [Mitrevski *et al.*, 2006]

Ces impacteurs sont classés dans l'ordre croissant de l'effort maximal lors d'un impact. En effet, l'effort le plus élevé est pour l'impacteur *plan*. En ce qui concerne les temps de contact, l'ordre est inversé. De plus, en étudiant plus précisément les défauts générés par ces impacteurs, il n'y a pas d'indentation résiduelle laissée par l'impacteur *plan* qui crée des défauts extrêmement difficiles à détecter. Cependant, l'impacteur *conique* est celui qui laisse une indentation la plus profonde, suivi de l'impacteur *ogival* puis de l'impacteur *sphérique*. En revanche, les aires de délaminages sont équivalentes. Enfin, il est important de souligner que dans la plupart des cas, ils sont considérés comme infiniment rigide, et ne dissipent donc pas d'énergie lors de l'impact.

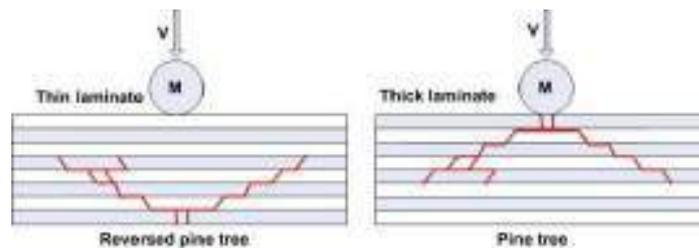
### Influence des conditions initiales et conditions limites

Selon les conditions imposées à la structure, la réponse ne sera pas la même. En effet, un encastrement aura pour effet de raidir la plaque et d'éviter sa flexion globale. Elle aura donc tendance à absorber moins d'énergie élastique qu'une plaque dont les bords sont libres [Richardson et Wisheart, 1996] et [Olsson, 2000]. De plus, la température peut avoir un effet sur le comportement, puisque [Lopes *et al.*, 2009] affirme que les surfaces délaminées augmentent lorsque la température diminue ; les études ayant été faites pour des températures comprises entre 20°C et 150°C pour un stratifié carbone/époxy. D'autre part, pour un stratifié verre/époxy quasi-isotrope impacté entre -60°C et 20°C, [Icten *et al.*, 2009] a observé que la température n'avait pas d'influence sur l'endommagement de la structure lorsque les énergies d'impact sont inférieures à 20 J. Cette énergie seuil correspond en fait à l'énergie permettant

d'initier les premières ruptures de fibres. Mais plus l'énergie d'impact augmente et plus il y a de la dispersion dans les résultats ; ceci est expliqué par le fait qu'à basse température, la résine est fragile et perd donc ses propriétés de "liant" avec les fibres.

### Influence de la géométrie et de la stratification

La géométrie est l'un des paramètres les plus influents. En effet, le mode de rupture dépend du ratio surface de l'impacteur / épaisseur de la structure [Cantwell et Morton, 1991]. Ceci peut s'expliquer par le fait que plus ce ratio est faible et plus les endommagements seront localisés sous l'impacteur et donc le cisaillement hors-plan sera favorisé au détriment d'un chargement en flexion. Cet effet est à prendre avec prudence car [Liu, 1998] a révélé que l'effet de l'épaisseur des stratifiés verre/époxy était plus important que l'effet de surface. Il explique que la flexion globale du stratifié est proportionnelle aux dimensions de la plaque dans le plan et au cube de l'épaisseur. [Abrate, 1994] a quant à lui montré que plus l'épaisseur augmente et plus les fissures matricielles s'initient à partir de la zone de contact entre l'impacteur et la plaque. *A contrario*, les fissures partiront des plis opposés à l'impacteur dans le cas de stratifiés minces (Figure I.12). Le cône d'endommagement (qui est la forme dont se répartissent les fissurations matricielles dans l'épaisseur) se trouve alors inversé entre les deux cas.



**Figure I.12** – Cône d'endommagement dans un stratifié mince (à gauche) et épais (à droite) [Minak, 2016]

De plus, la résistance à l'impact et à la propagation des délaminages est très dépendante de la stratification. Ainsi, les stratifiés qui présentent de fortes variations angulaires ont tendance à plus délaminer et donc à avoir une faible résistance à l'impact. C'est pourquoi les industriels évitent d'agencer des plis  $[0^\circ/90^\circ]$  et préfèrent ajouter des plis intermédiaires à  $60^\circ$ ,  $45^\circ$ ,  $30^\circ$ , voire même  $20^\circ$ . Cela évite d'avoir des changements de raideur trop importants aux interfaces et donc risquer de créer des zones propices aux délaminages. Enfin, d'après [González, 2011], draper successivement des plis de même orientation réduit aussi les performances du stratifié aux chargements d'impact.

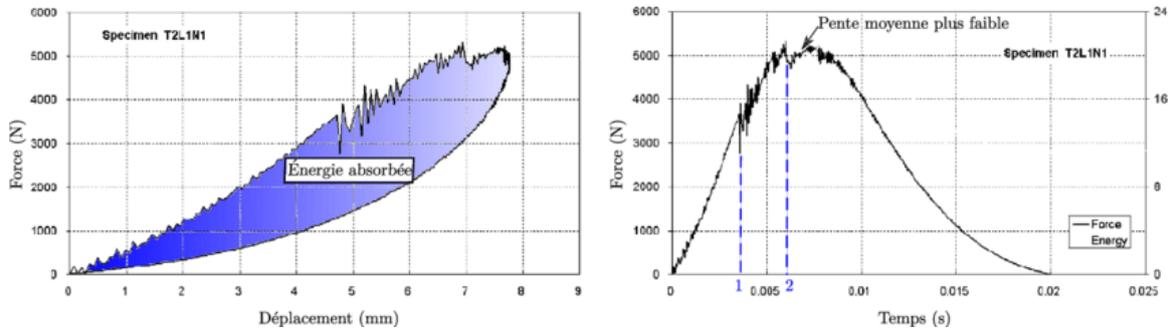
#### I.2.1.4 Réponse d'une plaque composite à un impact basse vitesse

De nombreuses études ont été faites en ce qui concerne les impacts basse vitesse. Et en regardant de plus près, [Belingardi et Vadori, 2002] distingue deux cas :

- Cas où l'impacteur rebondit sur la plaque
- Cas où l'impacteur perce la plaque

Dans le premier cas, il existe deux seuils dans les graphes de la Figure I.13 :

- **Point 1** : les premiers endommagements entraînent de brusques oscillations
- **Point 2** : chute d'effort suivie d'une reprise d'effort avec une raideur plus faible



**Figure I.13** – Courbes d'impact : Effort-déplacement (à gauche) et Effort-temps (à droite) [Belingardi et Vadori, 2002]

En calculant l'énergie dissipée dans l'impact (en calculant l'aire sous la courbe d'effort-déplacement), il est possible de quantifier la différence entre l'énergie incidente et l'énergie restituée à l'impacteur. Lorsque la plaque est perforée, la courbe d'effort-déplacement n'est plus fermée car le capteur d'effort (souvent lié directement à l'impacteur) ne détecte plus d'effort sous l'impacteur, ce qui signifie que la plaque est trouée.

### I.2.1.5 Bilan sur le comportement d'un stratifié unidirectionnel soumis à un chargement d'impact

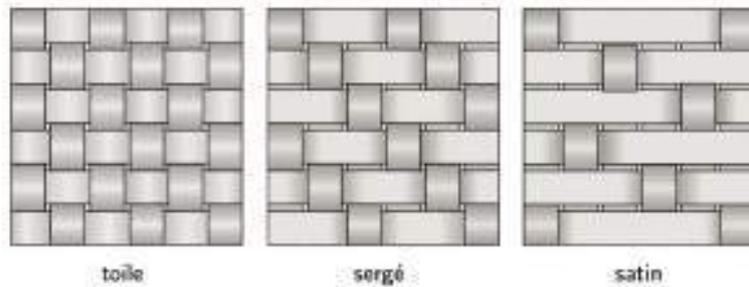
Cette première section a permis de mettre en évidence le comportement des stratifiés unidirectionnels à travers les nombreuses études qui ont été effectuées. La conclusion est que le scénario d'endommagement s'avère complexe puisqu'on recense trois types de rupture : *intralaminaires*, *interlaminaires* et *translaminaires*. De plus, plusieurs paramètres ont été étudiés et on remarque que la majorité d'entre eux influent sur la réponse à l'impact dans des proportions différentes. Il existe donc une très forte interaction entre eux ; c'est pourquoi ils sont étudiés encore aujourd'hui. Si la majorité des études poussées ont été effectuées sur des structures minces, les structures épaisses ne sont pas en reste. Cependant, les phénomènes qui régissent leur comportement à l'impact ne sont pas encore très bien compris en détail. En effet, sur ces structures épaisses, la compétition entre le cisaillement hors-plan et la flexion rend l'étude de l'initiation des délaminages assez complexe, d'autant plus que ces derniers sont les premiers responsables de la perte de raideur et de la ruine d'une structure.

## I.2.2 Comportement et endommagement des stratifiés tissés

### I.2.2.1 Généralités sur les stratifiés tissés

Le stratifié composite tissé est constitué, comme pour les unidirectionnels, de fibres et de résine. Les fibres assurent la tenue mécanique et la résine la cohésion de l'ensemble et la transmission des efforts vers les fibres. Ces fibres sont rassemblées en *torons* ou *mèches*.

Contrairement aux UD, l'architecture du tissu est un peu plus compliquée. En effet, il existe plusieurs moyens de fabrication pour agencer les torons de fibres comme le tissage, le tressage, le tricotage ou encore la couture [Lomov et Verpoest, 2005]. Le moyen le plus simple pour caractériser un tissu est son *motif de tissage* (appelé aussi *armure*) : les torons de fibres sont disposés dans deux directions orthogonales que l'on appelle *chaîne* et *trame*. L'armure quant à elle est définie par la fréquence de passage des fils de trame au-dessus ou en-dessous des fils de chaîne comme décrit sur la Figure I.14. On distingue alors trois armures élémentaires : la toile (ou taffetas), le sergé et le satin.



**Figure I.14** – Schématisation de différents motifs de tissage dans les composites tissés

Le motif de tissage influe sur deux grandeurs [Lomov et Verpoest, 2005] :

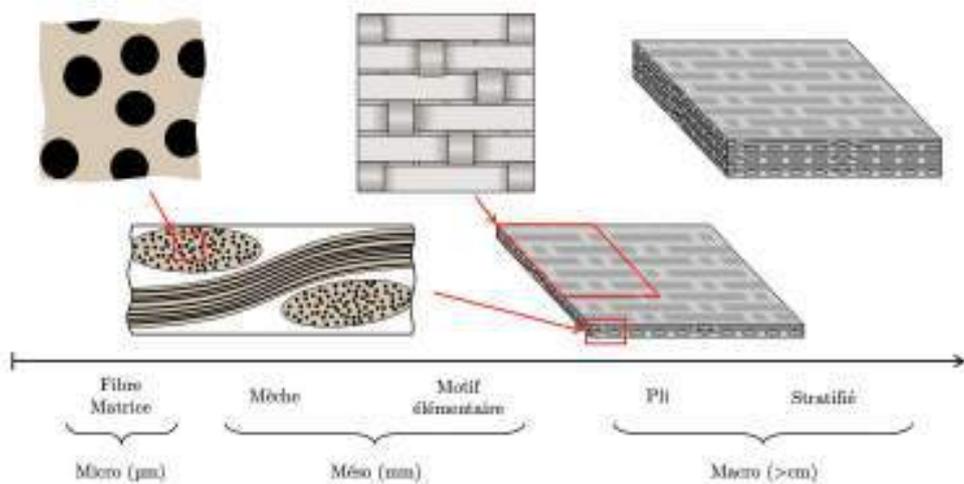
- **Les propriétés mécaniques** : la courbure plus ou moins importante affecte les propriétés mécaniques. En effet, moins l'ondulation est importante et plus la raideur du tissu sera importante dans la direction des fibres.
- **La drapabilité du tissu** : plus le motif est serré, comme le taffetas, moins il est drapable. Ceci s'explique par le fait que plus les torons de fibres sont rapprochés et plus il sera difficile pour le tissu d'épouser la forme du moule dans lequel il sera cuit. *À contrario*, plus les torons sont écartés plus ils seront libres de se réarranger lors de la phase de drapage.

Cette dernière caractéristique constitue un atout certain comparé aux unidirectionnels, qui eux sont très difficile à draper dès lors que l'on souhaite fabriquer des pièces non-planes. Une des conséquences directe de cette drapabilité est que les zones susceptibles de délaminer sont réduites par rapport aux stratifiés UD [Funk, 1989].

### I.2.2.2 Mécanismes d'endommagement dans les composites tissés

Un stratifié tissé est par essence une structure complexe et multi-échelle. Les auteurs recensent trois échelles de représentation (Figure I.15) :

- L'échelle **microscopique** : on retrouve les fibres et la résine
- L'échelle **mésoscopique** : à cette échelle se distingue le motif élémentaire du tissu, constitué par l'entrelacement des torons de fibres
- L'échelle **macroscopique** : c'est l'échelle du pli et du stratifié



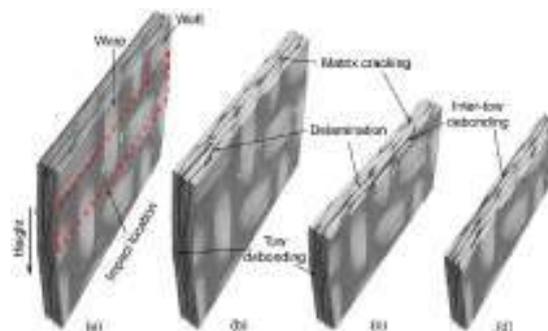
**Figure I.15** – Représentation schématique du caractère multi-échelle d'un tissu composite

Les endommagements vus à l'échelle macroscopique sont généralement initiés à l'échelle microscopique au niveau des fibres et de la résine puis transitent par l'échelle mésoscopique à travers les torons de fibres et la résine. De plus, les auteurs affirment souvent que l'échelle caractéristique des endommagements critiques se situe à l'échelle du motif élémentaire.

### I.2.2.3 Observation des endommagements à l'échelle de la mèche : micro-mésos

L'échelle de la mèche a été très étudiée dans la littérature [Alif et Carlsson, 1997], notamment dans le cas de chargements de traction et surtout d'impact. Ces études renseignent sur le type de dommages rencontrés dans les composites tissés. Ils sont de trois types (Figure I.16) :

- **La micro-fissuration matricielle** qui se trouve dans les zones riches en résine
- **La fissuration** de la résine dans les mèches transverses
- **Le méta-délaminage** *i.e.* le délaminage d'un pli entre deux mèches de directions différentes

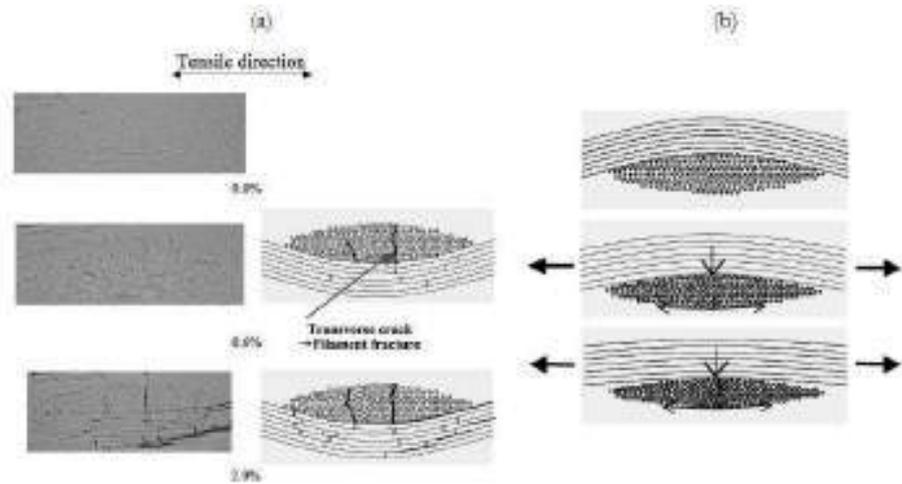


**Figure I.16** – Endommagements dans l'épaisseur d'un tissu impacté [Ullah *et al.*, 2015]

Après avoir compris les phénomènes mis en jeu, il est nécessaire d'établir un scénario d'endommagement tout comme pour les unidirectionnels. [Osada *et al.*, 2003] a commencé

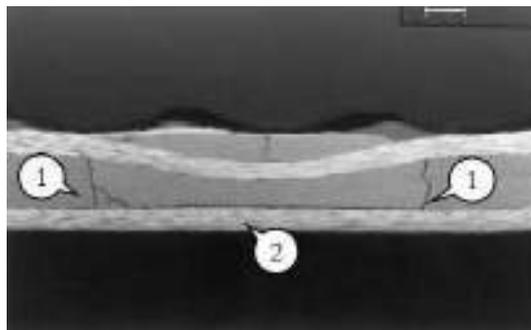
par étudier le tissu composite en traction et il en conclue que le scénario est le suivant (Figure I.17) :

- Déplieement des mèches alignées dans la direction de la sollicitation
- Déformation de flexion dans les mèches transverses engendrée par le déplieement
- Initiation d'une fissure depuis la face en traction des mèches transverses



**Figure I.17** – Observations microscopiques d'un tissu en traction pour trois déformations différentes [Osada *et al.*, 2003]

Ces fissures transverses vont ensuite s'accumuler et se propager en **méta-délaminage** ou en **délaminage**. Ces observations ont été effectuées par plusieurs auteurs dont [Gao *et al.*, 1999] et [Ivanov, 2009]. Ces derniers ont réalisé des coupes micrographiques d'éprouvettes de traction comme exposé sur la Figure I.18.



**Figure I.18** – (1) Fissurations transverses des torons et (2) méta-délaminage dans un stratifié tissé [Gao *et al.*, 1999]

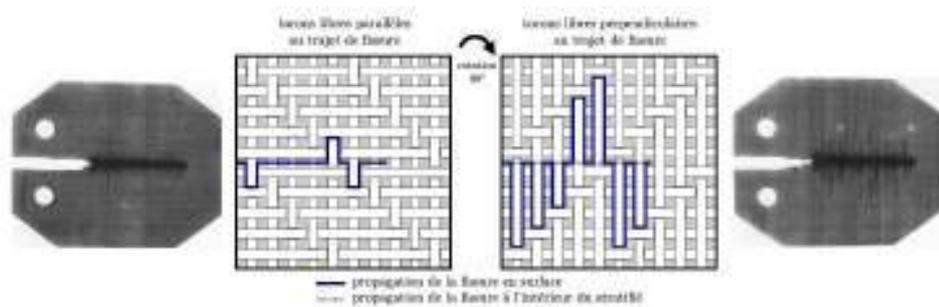
Enfin, lorsque les fibres atteignent leur déformation maximale, ces dernières s'accumulent et provoquent la rupture du toron, ce qui mène progressivement à la ruine totale du pli.

#### I.2.2.4 Observation des endommagements à l'échelle du pli : méso-macro

On remarque donc que, mis à part le méta-délaminage, les mécanismes d'endommagement dans les stratifiés tissés sont les mêmes que pour un unidirectionnel. Cependant, dans un tissu, il y a deux directions préférentielles (sens *chaîne* et *trame*), ce qui induit des différences non seulement dans le scénario d'endommagement à l'échelle du pli, mais aussi sur le comportement des fissurations matricielles et la répartition des délaminages.

#### Étude des fissurations matricielles : intra et inter-laminaires

L'étude des fissurations intralaminaires est aussi importante pour les tissus que pour les UD. C'est pourquoi plusieurs auteurs décrivent leur comportement comme [Blanco *et al.*, 2014]. Il s'est proposé de mesurer le taux de restitution d'énergie en mode d'ouverture pour un tissu satin de 5 carbone/époxy 5HS-RTM6. La conclusion principale est qu'en surface, la propagation de la fissure est énormément influencée par la position des torons par rapport à l'axe de chargement de l'éprouvette. En fait, les torons dont la face est libre ont une plus grande liberté de mouvement, ce qui a pour conséquence de localiser les contraintes au niveau des points de tissage. Sur la Figure I.19, [Blanco *et al.*, 2014] propose une schématisation du trajet de fissure observé sur deux configurations. Il révèle que pour un stratifié épais, le phénomène n'a pas d'influence sur le taux de restitution d'énergie.

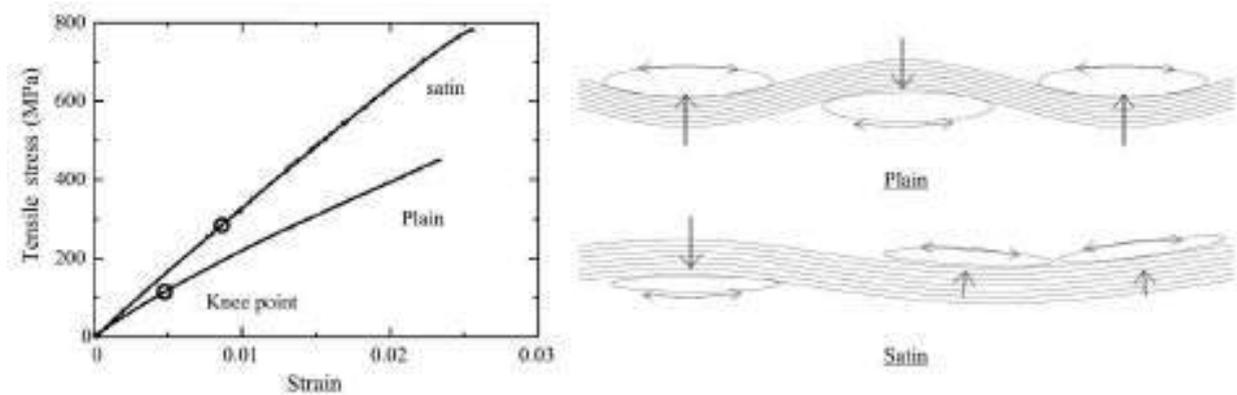


**Figure I.19** – Trajet de fissure d'un tissu carbone/époxy et analyses C-Scan pour deux configurations du pli extérieur par rapport à l'axe de sollicitation [Blanco *et al.*, 2014]

De plus, les tissus présentent des propriétés intéressantes en ce qui concerne la propagation des délaminages inter-plis. En effet, [Funk, 1989] et [Kim et Sham, 2000] montrent dans leurs études que les taux de restitution d'énergie liés aux modes de ruptures interlaminaires sont entre 4 et 5 fois supérieurs à ceux des stratifiés unidirectionnels. Ceci peut s'expliquer par le fait que le tissage présente des rugosités entre les torons, ce qui ralentit l'initiation des endommagements. De plus, ils possèdent une part plus importante de résine que les UD, ce qui a l'avantage de permettre une plus grande plastification avant rupture. Un autre avantage du tissu est que l'enchevêtrement des torons de fibres crée des zones de contact plus grandes ce qui permet de localiser les ruptures. Enfin, l'architecture du tissu permet aux fissures de bifurquer d'un point de tissage à un autre, ce qui ralentit la propagation du dommage. Ces remarques ont aussi été faites par [Deconinck, 2014] durant ses travaux de thèse après avoir analysé le délaminage produit par un impact au poids tombant sur un stratifié tissé.

### Répartition des endommagements

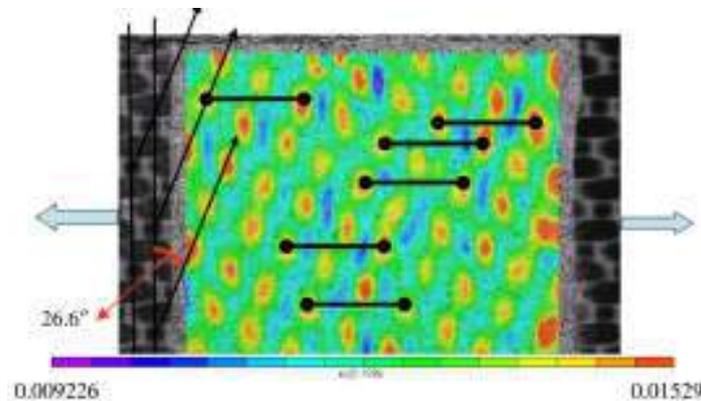
Les endommagements dans un stratifié tissé ont été largement étudiés notamment par [Osada *et al.*, 2003]. Ce dernier étudie le comportement en traction d'un **tissu toile** et d'un **tissu satin de 5**. Sur les courbes  $\sigma = f(\varepsilon)$  (contrainte-déformation), on observe un phénomène particulier : le *knee-point* (Figure I.20). Ce terme anglais désigne le point d'inflexion, qui correspond en fait à l'initiation des fissurations matricielles dans les mèches transverses au sens de chargement.



**Figure I.20** – Influence du motif de tissage sur la courbe  $\sigma = f(\varepsilon)$  d'un essai de traction [Osada *et al.*, 2003]

L'explication fournie par la littérature est que moins il y a d'ondulation dans le tissu, plus il est difficile de mettre en flexion les torons de fibres transverses ; ceci a pour effet de retarder l'apparition des premières fissures. Ceci explique la différence dans l'apparition de ce *knee-point* entre les deux tissus étudiés.

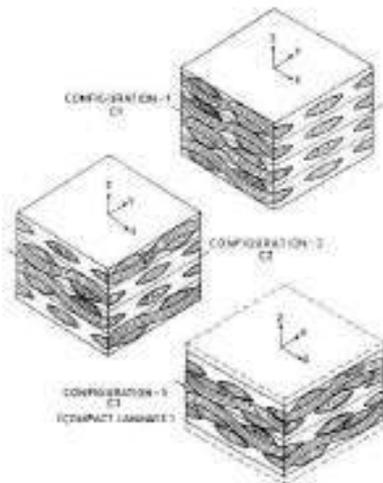
Pour mettre en évidence cette influence du motif de tissage, [Daggumati *et al.*, 2011] a eu recours à la corrélation d'images numériques. Sur les analyses de la Figure I.21, les déformations maximales se situent aux points de tissage et forment un angle soit de  $27^\circ$  soit de  $63^\circ$  par rapport à la direction de chargement. Ces déformations sont à l'origine des premières ruptures matricielles.



**Figure I.21** – Champ de déformation  $\varepsilon_{xx}$  [Daggumati *et al.*, 2011]

Il faut noter que pour les tissus à base de fibres de carbone, ce phénomène est moins marqué, parfois même inexistant. [Daggumati *et al.*, 2013] observe même une **rigidification** (*i.e.* une inflexion croissante) dans la courbe de traction. Cela est dû au fait que les stratifiés tissés peuvent se déplier avec l'augmentation de la charge et l'endommagement de la résine. Une compétition entre l'endommagement de la résine et l'alignement des fibres s'enclenche alors et influe donc la réponse du stratifié matérialisée par la courbe  $\sigma = f(\varepsilon)$ .

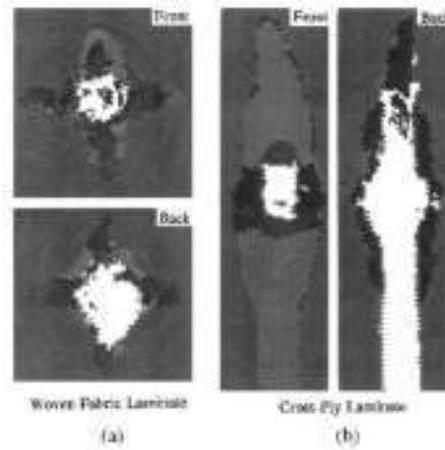
Dans ses travaux de thèse portant sur la fatigue dans les stratifiés tissés, [Rouault, 2013] montre aussi que la géométrie du tissage joue un rôle prépondérant dans l'endommagement, et plus précisément sur la direction de propagation d'une coupure dans le cas où le stratifié est sollicité dans son plan. Des différences de comportement ont aussi été observées par [Ganesh et Naik, 1995] pour un même motif mais pour un arrangement différent des torons de fibres. En effet, les résultats montrent que les modules d'Young et les contraintes à rupture en cisaillement plan sont impactés. Les trois configurations de la Figure I.22 n'ont pas les mêmes propriétés. Ainsi, la configuration C1 présente une limite à rupture supérieure aux deux autres mais un module d'Young plus faible en cisaillement plan.



**Figure I.22** – Influence de la séquence d'empilement d'un tissu sur les propriétés mécaniques [Ganesh et Naik, 1995]

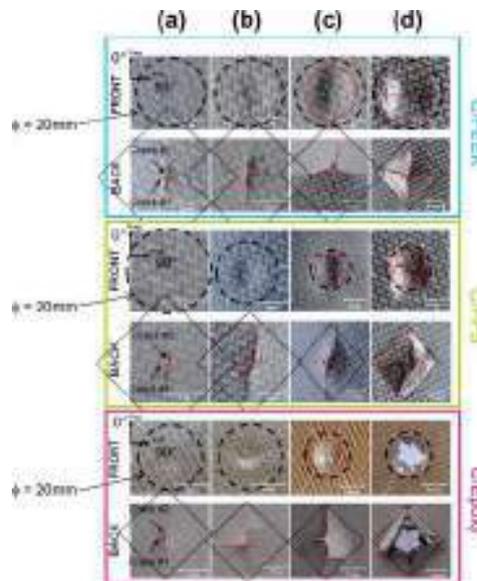
### Comportement à l'impact

La conclusion principale pour les cas de chargement statiques ou de fatigue est valide pour les impacts. En effet, [Kim et Sham, 2000] et [Kim, 2008] ont effectué des C-Scan de plaques tissées et d'autres avec de l'UD après des impacts au poids tombant. Ils révèlent que les dommages sont plus restreints dans le cas de stratifiés tissés que dans les stratifiés non-tissés. Plus précisément, les dommages sont identiques sur la face supérieure alors que sur la face opposée à l'impact le dommage est beaucoup plus important dans le cas de la plaque avec UD (Figure I.23). Cela est conforme avec ce qui a déjà été présenté précédemment puisque les UD sont plus sensibles aux ruptures de matrice que les tissus. Ces fissures se propagent donc plus facilement dans l'épaisseur et initient plus facilement des délaminages.



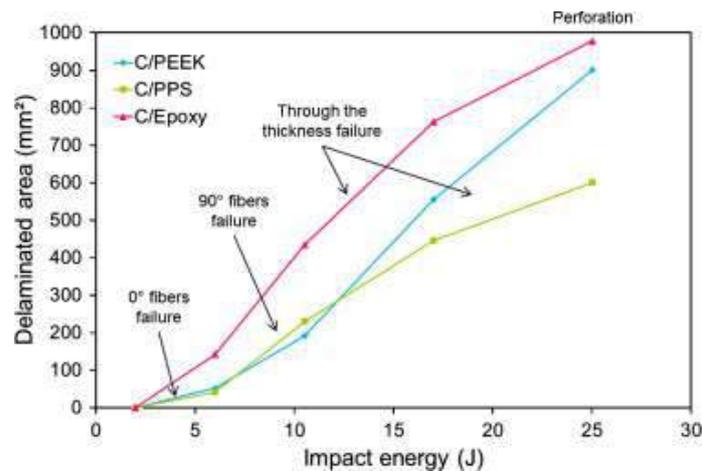
**Figure I.23** – Comparaison des délaminages par C-Scan pour (a) un stratifié tissé et (b) un stratifié unidirectionnel [Kim et Sham, 2000] & [Kim, 2008]

Les fissures matricielles sont donc au cœur de la réponse d'un stratifié à l'impact. C'est pourquoi plusieurs auteurs ont décidé d'en savoir plus sur l'influence de la résine, comme [Vieille *et al.*, 2013]. Trois types de résines ont été étudiées : une thermodurcissable (*époxyde*) et deux thermoplastiques (*PEEK* et *PPS*). Sur la Figure I.24, le faciès de rupture montre une rupture en forme de croix sur la face opposée à l'impact avec un délaminage en forme de losange.



**Figure I.24** – Faciès de rupture pour un stratifié tissé carbone pour trois résines à (a) 6 J, (b) 10.5 J, (c) 17 J et (d) 25 J [Vieille *et al.*, 2013]

Cependant, sur la face impactée, l'endommagement est localisé sous l'impacteur. Le stratifié constitué de l'époxyde délamine plus que les deux autres (Figure I.25). Ainsi, l'utilisation d'une résine PPS pourrait être très bénéfique dans le cadre d'une optimisation d'une structure tissée.



**Figure I.25** – Surfaces délaménées en fonction de l'énergie d'impact pour un stratifié carbone avec trois résines différentes [Vieille *et al.*, 2013]

Les principales caractéristiques influençant le mécanisme d'endommagement sont donc :

- La résistance intrinsèque du tissu
- Les régions riches en résine où des déformations plastiques peuvent se développer
- Une propagation de fissure qui suit l'ondulation des torons créant ainsi une large surface de délamination
- Des délaminations qui se développent depuis la face impactée jusqu'à la face arrière en forme de losange

### I.2.2.5 Bilan sur le comportement d'un stratifié tissé soumis à des chargements statiques et d'impacts

Le stratifié tissé est donc une structure plus complexe que l'UD, du fait de son caractère multi-échelle. Les endommagements se produisent à trois niveaux bien distincts : microscopique, mésoscopique et macroscopique. Cependant, il a été démontré que les endommagements les plus critiques se trouvent à l'échelle de la mèche. A cette échelle, le scénario d'endommagement peut être résumé par :

- 1 -**Microfissurations matricielles** dans les zones riches en résine
- 2 -**Fissurations** de la résine dans les mèches transverses à la direction du chargement
- 3 -**Méta-délamination** *i.e.* un délamination à l'intérieur d'un pli entre deux mèches de directions différentes
- 4 -**Délamination** entre les plis de tissu
- 5 -**Coalescence** des ruptures de fibres dans les torons

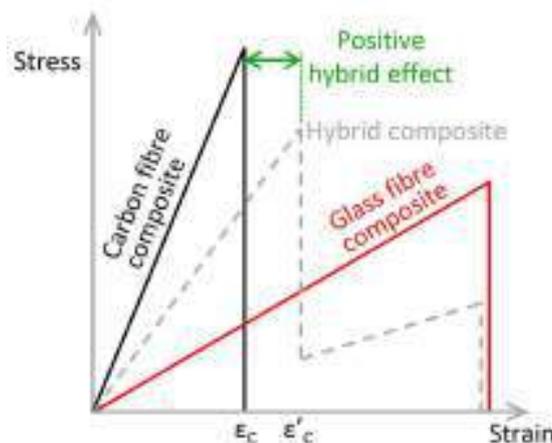
Les mécanismes observés sont très proches de ceux vus sur les stratifiés UD, sauf que dans les UD, le délaminage est plus facilement visible et le méta-délaminage est inexistant. A l'échelle du pli, la répartition des dommages est fortement influencée par l'arrangement des torons de fibres et pilotée par le motif de tissage. En effet, ceci a une influence sur la localisation des déformations maximales qui se trouvent alors au niveau des points de tissage. Ces zones sont privilégiées pour le départ des fissures de résine. De plus, comme observé sur les UD, les délaminages sont une conséquence des fissurations de la résine ce qui permet aux délaminages de s'initier entre les plis. Cependant, ces délaminages sont beaucoup plus restreints et plus localisés pour les tissus que pour les UD.

### I.2.3 Comportement et endommagement des stratifiés hybrides

#### I.2.3.1 Généralités sur les stratifiés hybrides

Sous la désignation de composites hybrides peut se cacher une multitude de manières de les définir. La définition la plus générique est qu'un composite hybride est une structure constituée de deux ou plusieurs constituants différents. Le but ultime étant d'améliorer les propriétés d'une structure aux sollicitations qu'elle peut subir durant son cycle de vie. En effet, il peut être intéressant d'augmenter le module d'Young, la résistance à la traction ou à la compression ou encore la résistance à l'impact. L'*hybridation* a débuté il y a déjà quelques années.

En combinant des composites, on combine aussi leurs propriétés, l'objectif est évidemment de tirer le meilleur de chaque matériau pris individuellement. Par exemple, il est nécessaire dans certains cas d'utiliser un composite à haut module, mais cela a pour conséquence quelques fois d'avoir des ruptures très fragiles, ce qui est très pénalisant. Ainsi, une des possibilités est d'associer un autre matériau à celui-ci pour essayer de garder ce haut module tout en évitant une rupture brutale, comme expliqué par [Czél et Wisnom, 2013] et illustré sur la Figure I.26.

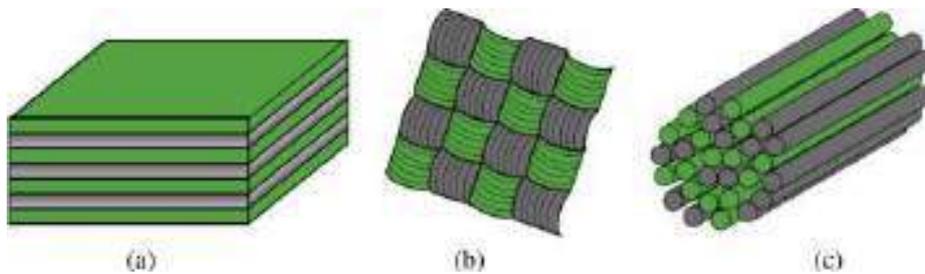


**Figure I.26** – Courbe  $\sigma = f(\varepsilon)$  d'un composite à fibres de carbone (en noir), à fibres de verre (en rouge) et un hybride des deux (en gris) [Czél et Wisnom, 2013]

Cette section présente les avancées en termes de comportement des composites hybrides avec un focus sur les résines polymères, même si des références à des résines céramiques ou métalliques pourront être faites.

Dès lors, il existe plusieurs échelles d'*hybridation* comme illustré sur la [Figure I.27](#) :

- Une hybridation à l'échelle de la  **fibre**  : utilisation de différentes types de résines et/ou de fibres.
- Une hybridation à l'échelle du  **pli**  : utilisation d'architectures différentes pour un tissu par exemple. En effet, le tissu présente la particularité d'offrir beaucoup de possibilités pour agencer les plis entre eux.
- Une hybridation à l'échelle de la  **structure**  : drapage mixte entre des plis de matériaux différents. Par exemple, une séquence d'empilement avec un mélange de plis de composites et de feuilles métalliques.

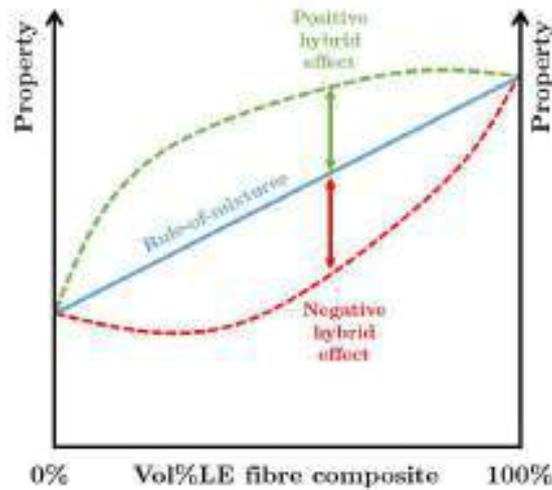


**Figure I.27** – Échelles d'hybridation dans un stratifié composite : (a) échelle du stratifié, (b) échelle du pli, (c) échelle de la fibre [Swolfs *et al.*, 2014]

### I.2.3.2 L'effet hybride

#### Définitions

Dès les années 1970, les composites hybrides étaient l'objet d'études génériques et l'un des pionniers fut [Hayashi, 1972]. Il affirme que la déformation à rupture des plis de carbone dans un stratifié hybride verre/carbone est supérieure de 40% par rapport à un composite uniquement constitué de fibres de carbone. Ceci permet de donner une première définition de l'*effet hybride* : c'est le taux apparent d'amélioration des performances élastiques d'un composite hybride par rapport à un composite standard ([Figure I.26](#)). Cependant, cette définition se limite au comportement linéaire d'un composite. Une autre définition est donnée par [Marom *et al.*, 1978] et [Summerscales et Short, 1978] : c'est l'écart par rapport à la loi des mélanges. Cette définition a l'avantage de pouvoir être appliquée pour quantifier les performances à rupture. Une illustration sur la [Figure I.28](#) permet de représenter graphiquement cette définition.



**Figure I.28** – Définition de l'*effet hybride* au sens de [Marom *et al.*, 1978] & [Summerscales et Short, 1978]

pour des fibres basse elongation (LE)

Cette définition, bien que meilleure que la première n'est pas encore tout à fait complète. En effet, la loi des mélange n'est pas forcément linéaire pour toutes les propriétés étudiées. Par exemple, pour la limite élastique, la loi est plutôt bilinéaire, comme l'affirment [Manders et Bader, 1981] et [Kretsis, 1987] alors que la valeur est constante pour la déformation à rupture des fibres à basse elongation. La même remarque est faite pour d'autres propriétés en considérant un changement d'un pli de carbone par un pli de verre. Dans ce cas, aucune différence n'a été observée sur le module de flexion de la structure étudiée. La conclusion qui en découle est que la loi des mélange ne s'applique pas pour toutes les propriétés, encore moins dans des cas de chargement en flexion. Des théories plus avancées proposent de déterminer s'il y a un *effet hybride* en flexion ou non. Cependant, il reste encore à ce jour très compliqué d'aboutir à des résultats satisfaisants.

Des auteurs tels que [Zweben, 1977], [Fukuda et Chou, 1983], [Harlow, 1983] ou encore [Zeng, 1993] ont entrepris d'effectuer d'importantes campagnes d'essais ainsi que de développer des théories pour pouvoir quantifier puis expliquer cet *effet hybride*. Trois hypothèses émergent alors :

- Les contraintes résiduelles
- Le développement des fissures
- Les concentrations de contraintes dynamiques

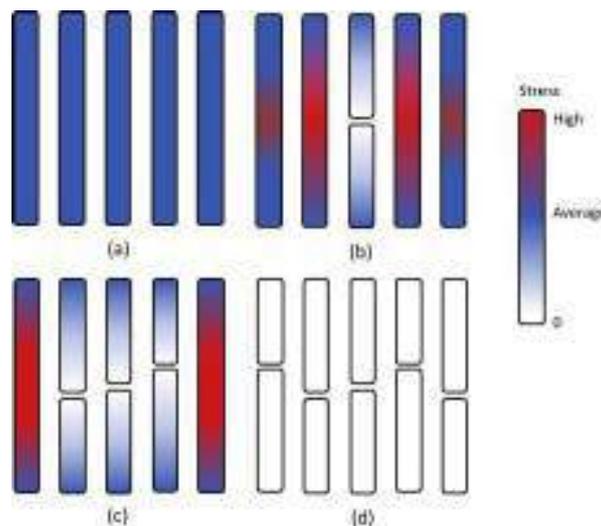
### Les contraintes résiduelles

Concernant la première hypothèse, l'*effet hybride* est attribué aux contraintes résiduelles de contraction causées par les différences des coefficients d'expansion thermique (CET) dans les fibres. En effet, en prenant l'exemple des fibres de carbone et de verre immergées dans une résine époxyde pendant la cuisson, on remarque que ces dernières vont changer de tailles à cause de leur CET, puisque celui du carbone varie entre  $-1$  et  $+1 K^{-1}$ , alors que celui des fibres de verre oscille entre  $5$  et  $10 K^{-1}$ . Les fibres de carbone vont donc

globalement conserver leur taille, contrairement aux fibres de verre qui elles vont s'allonger. En fin de cuisson, la température du stratifié hybride tend vers la température ambiante et cela a pour conséquence de contracter les fibres de verre, mais pas celles en carbone. Un état d'équilibre s'installe alors et crée des contraintes internes dues à ces différences de longueurs : ce sont les *contraintes résiduelles* qui vont alors mettre les fibres de carbone en compression. Malgré cela, ce phénomène n'explique que 10% de l'*effet hybride* selon [Kretsis, 1987] alors qu'il peut être supérieur à 50%. Les 90% restant sont donc à chercher ailleurs.

## Le développement des fissures

La deuxième hypothèse est le *développement des fissures*. Celle-ci peut être étudiée par une approche statistique ou par la mécanique de la rupture, comme l'explique [Manders et Bader, 1981]. L'inconvénient de la deuxième méthode réside dans l'anisotropie des composites. En effet, cette méthode est plus adaptée aux matériaux métalliques dans lesquels les propriétés mécaniques sont isotropes. L'approche statistique est donc plus utilisée. La résistance mécanique des fibres n'est plus une donnée absolue, mais plutôt une variable stochastique liée au "hasard". Concernant les stratifiés UD, une illustration (Figure I.29) permet de mieux comprendre l'initiation des ruptures de fibres.



**Figure I.29** – Répartition des contraintes lors de la rupture de fibres dans un stratifié unidirectionnel : (a) fibres saines, (b) initiation de la rupture dans une fibre, (c) propagation de la rupture des fibres adjacentes, (d) rupture totale de la structure [Swolfs *et al.*, 2014]

La propagation s'effectue par le chargement des fibres adjacentes par l'intermédiaire de la résine, jusqu'à atteindre une taille critique conduisant ainsi à la rupture finale de la structure. Les concentrations de contraintes autour des fibres déjà cassées peuvent être affectées par des paramètres intrinsèques aux fibres telles la raideur ou encore la section. Ainsi, pour deux fibres différentes : une avec un haut module et l'autre avec un faible module, la répartition des contraintes n'est plus la même et affecte en conséquence la propagation puis la ruine finale. Ces phénomènes ont été étudiés par [Zweben, 1977] et [Swolfs *et al.*, 2013]. De plus, les fibres à faible module déjà cassées, peuvent être

comblées par les fibres à haut module, ce qui peut non seulement empêcher le développement d'autres ruptures mais aussi augmenter la valeur critique d'initiation de ces ruptures.

### Les concentrations de contraintes

Enfin, d'autres auteurs attribuent cet *effet hybride* aux concentrations de contraintes. En effet, lorsqu'une fibre rompt, il y a une décharge locale qui génère une onde. Cette onde va ensuite se propager dans l'environnement proche et possiblement créer des zones temporaires de concentrations de contraintes. Cet effet a été expliqué pour la première fois par [Hedgepeth et Jhon, 1961] et approfondi par [Ji et al., 1985]. Ils affirment que les concentrations de contraintes dynamiques sont entre 15 et 27% supérieures aux concentrations de contraintes statiques. D'autres auteurs ont entrepris des travaux pour évaluer ces concentrations de contraintes dynamiques dans les fibres de carbone et dans les fibres de verre. [Xia et Ruiz, 1991a] et [Xia et Ruiz, 1991b] révèlent qu'elles sont 20% supérieures dans les fibres de verre que dans les fibres de carbone. Il est donc clair que l'utilisation de différentes fibres influe sur le comportement local de la structure et donc par extension sur son comportement à l'échelle macroscopique. Pour conclure sur cette problématique, [Xing et al., 1981] a proposé un modèle qui permet de mieux comprendre cet effet ; son article stipule qu'il existe deux ondes de déformation générées indépendamment au sein d'un hybride avec des fibres haut module et des fibres bas module. Ces deux ondes, déphasées l'une par rapport à l'autre, permettent de relaxer les contraintes ce qui permet de retarder la rupture du stratifié. Cependant, cette voie a été délaissée ces vingt dernières années.

### I.2.3.3 Les moyens d'hybridation

Après avoir défini l'*effet hybride*, les auteurs se sont lancés dans l'étude approfondie de plusieurs stratifiés hybrides, en modifiant les résines ou les fibres. Cela donne lieu à une importante base de données sur ce type de stratifiés. On s'attachera dans la section suivante à résumer les principaux travaux et les conclusions majeures auxquelles ont abouti les recherches.

#### Hybridation par les particules

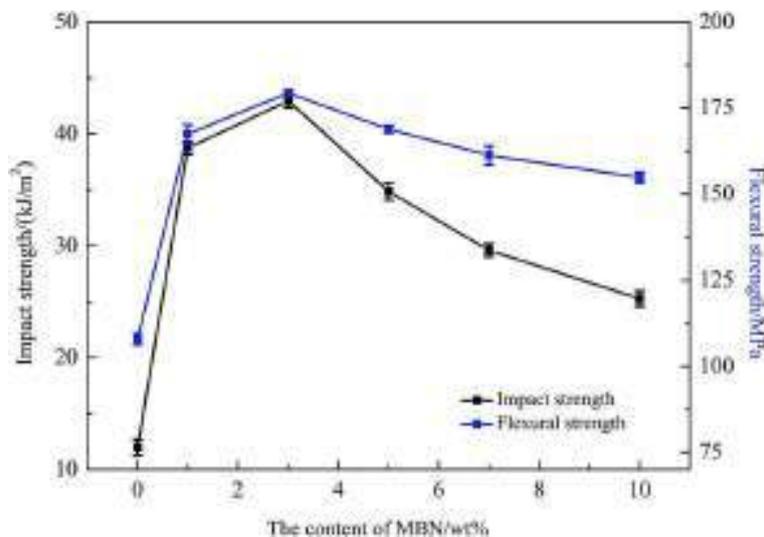
Les nano-particules ont été étudiées par de nombreux chercheurs. Le [Tableau I.3](#) résume les principaux travaux qui ont été effectués.

Référence	Matrice	Fibres	Nanoparticules	Taux de fibres [%]	Taux de particules [%]	Fabrication
[Akash <i>et al.</i> , 2014]	Époxy	Verre	Poudre d'aluminium	—	1-5%	Stir casting
[Priyadarshi et Biswas, 2017]	Époxy	Jute	Alumine $Al_2O_3$	10-40%	0-10%	Drapage manuel
[Subhani <i>et al.</i> , 2015]	Époxy	—	Nanotubes de carbone, nanodiamants	—	0.05-0.2%	Stir casting
[Venkatesan <i>et al.</i> , 2017]	Époxy	Verre	CNT	55%	1-5%	Pultrusion manuelle
[Das <i>et al.</i> , 2018]	Époxy	—	Charbon	—	0-40%	Stir casting
[Quan et Ivankovic, 2015]	Époxy	—	Élastomère	—	0-38%	Stir casting
[Thippesh, 2018]	Époxy	Verre	Cendres volantes	60%	10%	Drapage manuel
[Vijaya, 2018]	—	Aluminium 2024	Cendres volantes	—	2.5-7.5%	Stir casting
[Prusty <i>et al.</i> , 2017]	Époxy	Verre	Graphène	—	0.1-0.7%	Drapage manuel
[Borrego <i>et al.</i> , 2014]	Époxy	Verre	Nano-argile	—	0.005%	Moulage sous vide
[Qi <i>et al.</i> , 2006]	Époxy	—	Nano-argile	—	0-10%	Stir casting
[Megahed et Agwa, 2018]	Époxy	Verre	Silica, Carbone	—	0-1%	Drapage manuel
[Mohapatra <i>et al.</i> , 2014]	Époxy	Verre	$TiC$	50%	0-20%	Drapage manuel

Tableau I.3 – Principales études sur composites hybrides par hybridation avec des particules

Les auteurs comme [Akash *et al.*, 2014] ont étudié l'effet de l'ajout de nano-particules d'alumine dans un composite hybride constitué de fibres de verre et de carbone. Ils en concluent que l'ajout de ces particules augmente considérablement le module d'Young et la limite à rupture. [Priyadarshi *et Biswas*, 2017] a quant à lui étudié l'effet de l'humidité sur les propriétés mécaniques d'un hybride jute/époxy rempli de particules céramiques d'alumine ( $Al_2O_3$ ). En plus du comportement statique, cet auteur a étudié la réponse en dynamique de ce stratifié, notamment à l'impact. Ils montrent que l'ajout de particules a pour effet d'augmenter la dureté du stratifié et les propriétés mécaniques en flexion et la résistance à l'impact ont été améliorées. D'autres particules ont fait l'objet d'études avancées telles que les nanoparticules de diamant ou encore des nanotubes de carbone [Subhani *et al.*, 2015]. Comme pour les précédentes études, les caractéristiques mécaniques en traction et en flexion ont été améliorées. Un ajout de 0.2wt% de nanoparticules de diamant et 0.2wt% de nanotubes de carbone ont permis d'augmenter le module élastique de 84%, la limite à rupture en traction de 70% et la dureté de 50%. Le module de flexion a quant à lui été augmenté de 56% et près de 104% pour la limite à rupture en flexion. La plus grande amélioration a été observée pour un cas de chargement dynamique, où la résistance à l'impact est supérieure d'environ 161%.

D'autres particules ont été ajoutées dans les stratifiés composites, telles que du graphène, des particules d'aluminium ou encore des carbures de silicium ; la conclusion globale est que les propriétés élastiques (module d'Young, module de flexion) ont été augmentées, mais les contraintes seuil ont aussi été augmentées (contrainte à rupture en traction et en flexion). Dans le cas où sont ajoutées des particules de diamant ou des particules CSR (Core-Shell Rubber), les taux de restitution d'énergie ont été considérablement augmentés et cela permet donc de réduire la taille des endommagements dans la structure étudiée (Figure I.30). A titre d'exemple, le taux de restitution d'énergie en Mode I pour l'hybride avec des particules CSR est passé de 343 J/m<sup>2</sup> à 2671 J/m<sup>2</sup>.

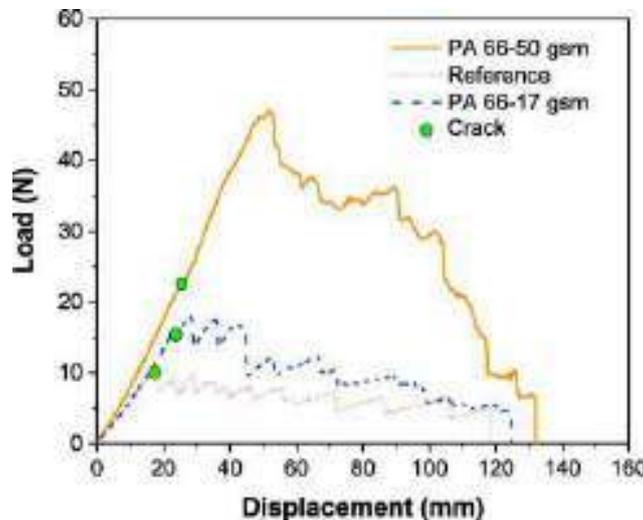


**Figure I.30** – Résistance à l'impact et résistance en flexion en fonction de la proportion massique de particules MBN (*Modified Boron Nitride*) [Xu *et al.*, 2019]

## Hybridation par les fibres

Ces dernières années, beaucoup de travaux ont été entrepris afin d'évaluer l'apport de différentes fibres dans l'amélioration des propriétés aussi bien mécaniques que thermiques ou hygrométriques. La section qui suit se concentre uniquement sur les propriétés mécaniques de ces stratifiés. Le [Tableau I.4](#) récapitule les différentes fibres étudiées dans la littérature. Les applications sont diverses et variées, comme le génie civil, l'électrique, le stockage sous pression ou encore l'aéronautique.

Dans le cadre de leurs recherches sur l'amélioration de pièces de structures pour l'industrie automobile, [Oztoprak *et al.*, 2018] et son équipe ont mis en évidence que l'orientation et le type de fibres avait une énorme influence et notamment sur la masse, puisqu'un gain d'environ 80% a pu être observé sur la masse de la structure étudiée, tout en améliorant ses propriétés mécaniques. D'autres types de fibres ont aussi suscité l'intérêt de [Sureshkumar *et al.*, 2015], comme le kevlar ou les fibres plastiques. Cependant, les propriétés à rupture n'ont été étudiées que tardivement avec notamment [Beylergil *et al.*, 2018]. Dans ses travaux, des essais au pendule de Charpy, des essais de cisaillement *Short Beam Shear*, ainsi que des essais de traction ont été réalisés sur un stratifié UD carbone/époxy avec du polyamide (PA66). Il en résulte que l'ajout de ce dernier a fortement amélioré l'initiation et la propagation de la rupture. En effet, le taux de restitution d'énergie a été augmenté de 84% par rapport à l'UD seul comme l'illustre la [Figure I.31](#). Cela est une voie intéressante dans l'optimisation de structure, en empêchant ou du moins en retardant l'apparition du délaminage. Cependant, cela a été au détriment des propriétés mécaniques dans le plan, qui elles ont été affaiblies à cause du faible taux de fibres de carbone.



**Figure I.31** – Courbe comparative d'un essai DCB d'un stratifié UD de référence avec deux hybrides de cet UD contenant différents taux volumiques de polyamide PA66 [Beylergil *et al.*, 2018]

En résumé, les composites hybrides avec une hybridation par les fibres présentent énormément d'avantages, tant sur les propriétés élastiques que sur la résistance à l'initiation et à la propagation des fissures et des délaminages. Il s'avère que les hybridations par les fibres de carbone ou de kevlar sont celles qui apportent une amélioration significative par rapport aux composites usuels. Cependant, ils sont difficiles à réparer, absorbent l'humidité et très chers à produire comparés aux composites classiques ou aux métaux conventionnels.

Source	Origine	Densité [ $g/cm^3$ ]	Limite élastique [MPa]	Module d'Young [GPa]	Déformation à rupture [%]	Taux d'humidité [%]
Abaca	Feuille	1.50	430-813	31-34	2.9-10	14
Bagasse	Herbe	0.89	350	22	5.5	—
Bambou	Herbe	0.6-1.25	290	11-17	—	9
Bananier	Feuille	1.35	529-914	27-32	2.6-5.9	10-11
Cocotier	Fruit	1.15-1.25	131-220	4-6	15-40	10
Cotton	Graine	1.51	400	12	3-10	33-34
Palmier	—	0.7-1.2	—	60-80	2-19	—
Lin	Tige	1.4	800-1500	60-80	1.2-1.6	7
Chanvre	Tige	1.48	550-900	70	1.6-4.0	8
Jute	Plante	1.3-1.48	393-800	13-27	1.16-1.80	12
Kénaf	Tige	1.4	284-930	21-60	1.6	6.2-20
Ananas	Feuille	1.44	413-1627	60-82	14.5	10-13
Ramie	Tige	1.5	500	44	2	12-17
Bois doux	Bois	0.3-0.59	45-111	4-14	—	—
Basalte	Minéral	2.8	2800	8.5	2.8	—
Verre-S	—	2.5	2000-3500	70-73	1.8-3.2	—
Verre-E	—	2.55	0.3-3.5	63-67	2.5	—
Aramide	—	1.38	124	2.5	—	—
Carbone	—	1.4	400	230-240	1.4-1.8	—
SiC	—	3.16	—	360-440	—	—

Tableau I.4 – Fibres étudiées dans le cadre de l'amélioration des structures composites par hybridation

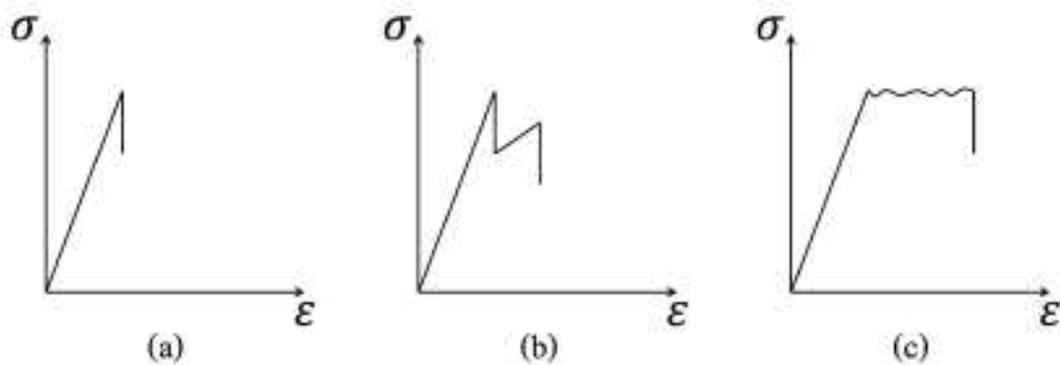
### I.2.3.4 Nouvelles tendances d'hybridation

Ces dernières années, la majorité des études sur les composites hybrides avaient pour objectif d'augmenter la déformation à rupture et diminuer les coûts de fabrication, notamment en remplaçant les fibres de carbone par d'autres fibres moins coûteuses. Malgré les nombreuses études, les améliorations n'étaient pas aussi significatives qu'attendues. C'est pourquoi, la tendance est plutôt de trouver un équilibre entre les propriétés mécaniques et le coût. De fait, il existe quelques axes majeures de recherches tels que : la pseudo-ductilité, les fibres ductiles ou encore l'hybridation par les fibres naturelles.

#### La pseudo-ductilité

La **pseudo-ductilité** désigne le phénomène qui permet à un matériau initialement "fragile" de repousser sa limite à rupture en adoptant un comportement ductile s'apparentant ainsi à un métal.

Le postulat traditionnel affirme que les matériaux composites ont de très bonnes propriétés mécaniques tout en ayant de faibles densités mais aussi un comportement fragile. La pseudo-ductilité permet donc de contrôler ce comportement comme l'illustre la [Figure I.32](#).



**Figure I.32** – Courbes  $\sigma = f(\varepsilon)$  d'un stratifié (a) : standard, (b) : hybride, (c) : hybride pseudo-ductile

Ce comportement n'est toutefois pas nouveau puisque [Bunsell et Harris, 1974] et [Manders et Bader, 1981] l'ont déjà décrit. Ce contrôle de la rupture passe par une amélioration du comportement des interfaces intra et inter-plis. En effet, ces chutes brusques d'effort sont généralement caractéristiques des délaminages et l'augmentation de la ténacité permet de continuer à charger le stratifié sans causer de chute brutale d'effort.

[Czél et Wisnom, 2013] a incorporé un pli d'unidirectionnel carbone/époxy de  $29\mu m$  entre deux plis de verre/époxy plus épais. Cela permet au pli d'UD de multi-fissurer bien avant les plis de verre, plus résistants. Ce phénomène a aussi été observé par d'autres auteurs comme [Jalalvand *et al.*, 2014] qui a en plus proposé une modélisation par éléments finis. [Jones et Benedetto, 1994] et son équipe ont dispersé très finement des fibres de carbone avec des fibres de verre ou d'aramide. Une augmentation de 92% a été observée en ce qui concerne la déformation maximale. Cependant, il existe une proportion maximale de fibres de carbone pouvant être incorporée dans le stratifié ; au-delà de cette limite, on retrouve un stratifié hybride classique.

Ce phénomène peut être observé en tressant et en étirant des fils de carbone et d'aramide comme illustré sur la [Figure I.33](#). L'explication avancée par l'auteur de l'étude [[Somboonsong et al., 1998](#)] est que les chemins d'effort sont modifiés à cause du tressage ; les fils rompus transfèrent leurs efforts aux fils adjacents, augmentant ainsi la résistance résiduelle de la structure.

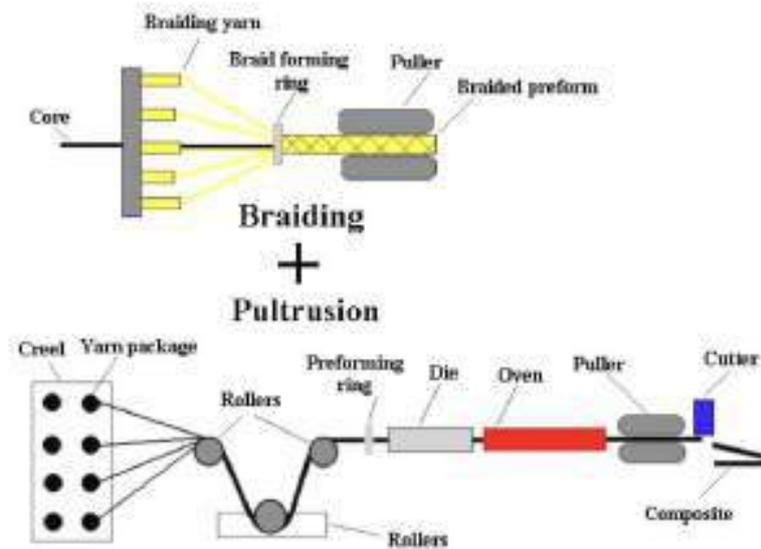


Figure I.33 – Procédé de tressage et d'étirage [[Lam, 2001](#)]

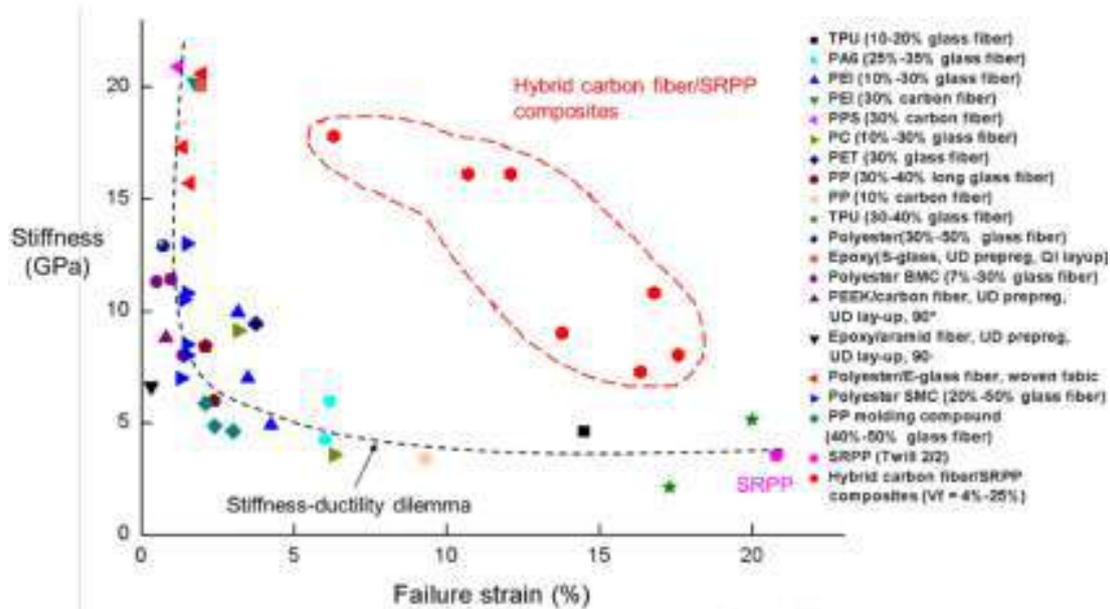
Pour conclure, la pseudo-ductilité est donc un phénomène très subtile, qui demande une méthode de fabrication très précise, puisque cet effet n'est “visible” que si les taux d'hybridation sont maîtrisés. Comme l'ont montré les auteurs tels que [[Bunsell et Harris, 1974](#)], il existe une valeur critique pour que l'adhérence entre les fibres de différentes nature puisse perturber le chemin d'effort classique. Malgré cela, aucune étude n'a à ce jour montré une amélioration significative lors de chargements plus complexe que la traction, comme la fatigue ou l'impact.

### Les fibres ductiles

Si on se place à l'échelle de la fibre, il peut être judicieux de travailler, non plus sur les “paquets de fibres” mais sur le choix des fibres. En effet, des auteurs se sont mis à mélanger des fibres fragiles avec des fibres plus “ductiles” ([Figure I.34](#)). L'objectif étant tout d'abord d'augmenter la déformation à rupture globale, mais cela peut aussi s'avérer intéressant dans des cas d'absorption d'énergie. Les fibres “fragiles” utilisées sont dans la plupart des cas des fibres de carbone. À ces fibres, sont ajoutées d'autres fibres :

- Les fibres métalliques [[G.Callens et al., 2014](#)] [[Thyssen, 2013](#)]
- Les fibres de PolyPropylène (PP) [[Swolfs et al., 2013](#)] [[Swolfs et al., 2014](#)]
- Les fibres de PolyÉthylène (PE) [[Peijs et al., 1990](#)]
- Les fibres de PolyAmide (PA) [[Dehkordi et al., 2010](#)]

- Les fibres de PolyVinyl d’Alcool (PVA) [Pegoretti *et al.*, 2004]
- Les fibres de Coco [Jayabal *et al.*, 2011] [Pavithran *et al.*, 1991] [Tran *et al.*, 2013]
- Les fibres de Soie [Khanam *et al.*, 2010]



**Figure I.34** – Courbe  $E = f(\varepsilon_{rupture})$  pour une large gamme de fibres polymères et métalliques [Tang *et al.*, 2018]

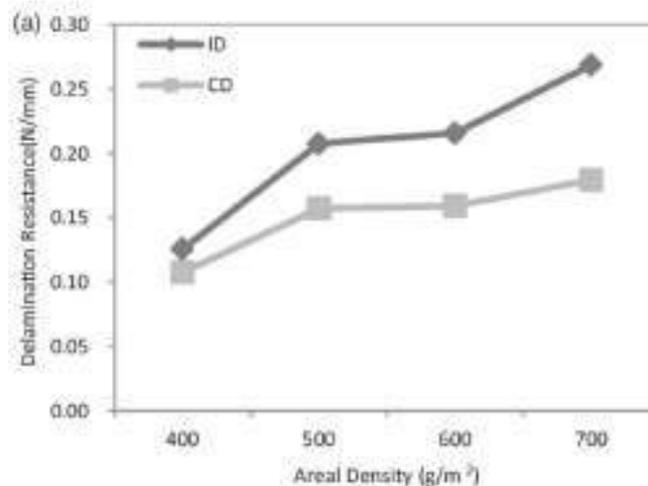
Le mélange de fibres de verre et de fibres de PVA permet d’obtenir de meilleures propriétés en traction. L’amélioration obtenue est toutefois assez limitée, puisqu’elle est de 30% tout au plus comparé à un stratifié constitué uniquement de fibres de verre. Cet *effet hybride* n’est que de 18% concernant les hybrides carbone/PP. L’auteur explique que les fibres de carbone cassent de façon brutale et ne sont donc pas “protégées” par les fibres de PP. La seule amélioration avec du PP a été observée par [Swolfs *et al.*, 2014]. Cela est dû au procédé de fabrication : le stratifié est fabriqué en co-tressant les bandes de PP avec le prépreg de carbone au lieu de les draper les uns à la suite des autres. Avec cette méthode, la ductilité des fibres de PP est maintenue et évite donc de libérer toute l’énergie contenue dans les fibres de carbone. De plus, comme pour la pseudo-ductilité, le taux de dispersion est important puisque la ductilité des fibres de PP reste inchangée à condition de maintenir un taux de fibres de carbone assez bas.

Les travaux présentés précédemment contiennent au moins des fibres fragiles. D’autres se sont intéressés à des hybrides en combinant deux types de fibres ductiles comme [Cuyper, 2012] qui mélange des fibres d’acier trempé avec un stratifié déjà renforcé. Les résultats montrent que pour une déformation donnée, la contrainte de traction est augmentée. L’auteur affirme que cela est dû à une différence très importante entre les coefficients de Poisson des deux matériaux. Cela a pour conséquence de créer un état de contrainte bi-axial et augmente donc la contrainte de traction à iso-déformation.

### I.2.3.5 Comportement à l'impact

Les études présentées précédemment ont été faites majoritairement dans le cadre d'essais statiques simples (traction ou flexion), mais il existe quelques études présentant des résultats pertinents concernant le comportement de ces structures à l'impact.

[Randjabaran *et al.*, 2014] a testé un stratifié hybride constitué de fibres de kevlar, de carbone et de verre avec différentes orientations. La conclusion à laquelle il aboutit est qu'il est préférable d'utiliser la combinaison carbone/verre en drapant le premier pli avec du verre plutôt que du kevlar. Cependant, [Bandaru, 2015] affirme que pour les mêmes configurations étudiées par [Randjabaran *et al.*, 2014], celles contenant du kevlar et du carbone présentent des efforts maximums supérieurs aux autres configurations. Quant à l'énergie absorbée, le meilleur matériau est le kevlar, suivi du carbone puis du verre. Pour [Yan *et al.*, 2015], le kevlar et le verre présentent des performances très intéressantes en statique mais aussi à l'impact. Cette étude a aussi permis de montrer que le comportement à l'impact est fortement dépendant de la densité surfacique des fibres. La Figure I.35 présente la résistance au délaminage en fonction de la densité surfacique des fibres utilisées pour un cas d'indentation quasi-statique (ID) et de compression (CD).



**Figure I.35** – Résistance au délaminage pour un hybride HRBP/kevlar en fonction de la densité surfacique des fibres [Yan *et al.*, 2015]

Les endommagements générés ont aussi retenu l'attention des auteurs, puisque [Petrucci *et al.*, 2015] révèle qu'un stratifié lin/chanvre/basalte montre une résistance à la perforation très importante. Cependant, la déflexion maximale est aussi très importante. L'auteur a effectué des essais d'indentation quasi-statique sur trois configurations en arrangeant de différentes manières les matériaux utilisés. Il en conclue que le verre/chanvre/basalte est plus résistant à la pénétration que le verre/lin/basalte, lui-même meilleur que le lin/chanvre/basalte. Le verre a pour effet de raidir la structure et donc de diminuer la flexion du stratifié.

[Munoz *et al.*, 2015] a étudié expérimentalement et numériquement le comportement d'un stratifié carbone/verre 3D à l'impact. Le stratifié est constitué de deux sous-stratifiés : une partie en fibres de carbone (face voyant l'impacteur) et une partie en fibres de verre 3D (face opposée à l'impact). Il en déduit que l'énergie dissipée par le tissu de verre 3D est plus importante car le tissu opposé à l'impacteur voit des déformations plus importantes que les plis

de carbone. Ceci a pour effet de localiser les endommagements directement sous l'impacteur dans les plis de verre.

Il a été montré que la combinaison kevlar/kénaf absorbe plus d'énergie qu'un stratifié kénaf/époxy ou kevlar/époxy. [Muhammed *et al.*, 2015] a montré que l'hybridation avec des fibres de kénaf augmente la résistance à l'impact de 22%. En ce qui concerne les impacts balistiques, une stratification épaisse contenant deux plis de tissu de kénaf a une meilleure réponse que sans kénaf. L'ensemble des études sur les impacts composites hybrides est résumée dans le [Tableau I.5](#) ci-dessous.

Référence	Fibres utilisées	Type d'impact
[Bandaru, 2015]	Kevlar-Carbone-Verre	Haute vitesse
[Thanomsilp et Hogg, 2003]	Verre-Polypropylène, Verre-Nylon	Poids Tombant
[Bakkal et Savas, 2012]	Coton-Verre	Pendule de Charpy
[Hameed et Daway, 2014]	Verre-Carbone	Pendule de Charpy
[Yan <i>et al.</i> , 2015]	Kevlar-Verre	Poids Tombant
[Yahaya, 2015]	Kénaf-Kevlar	Pendule de Charpy
[Petrucci <i>et al.</i> , 2015]	Verre-Lin-Basalte-Chanvre	Poids Tombant
[Munoz <i>et al.</i> , 2015]	Verre-Carbone	Haute vitesse
[Muhammed <i>et al.</i> , 2015]	Verre-Kénaf	Izod
[Yahaya <i>et al.</i> , 2014]	Kevlar-Kénaf	Haute vitesse
[Sarasini <i>et al.</i> , 2014]	Basalte-Carbone	Poids Tombant
[Tirillo <i>et al.</i> , 2017]	Carbone-Basalte	Haute vitesse
[Atiqah <i>et al.</i> , 2014]	Verre-Kénaf	Izod
[Flynn <i>et al.</i> , 2016]	Carbone-Lin	Pendule de Charpy
[Bandaru <i>et al.</i> , 2016]	Kevlar-Basalte	Poids Tombant
[Ozben, 2016]	Verre-Carbone	Poids Tombant
[Manjunath et Udupa, 2016]	Areca-Eucalyptus	Pendule de Charpy
[Zivkovic <i>et al.</i> , 2017]	Lin-Basalte	Poids Tombant

**Tableau I.5** – Recherches sur l'impact sur stratifié hybride [Safri *et al.*, 2018]

### I.2.3.6 Bilan sur le comportement d'un stratifié hybride soumis à des chargements statiques et d'impacts

Cette section a présenté les différents travaux qui ont été effectués sur les stratifiés hybrides. Il s'avère que l'*effet hybride* est le paramètre le plus important pour quantifier l'apport

(positif ou négatif) d'un hybride par rapport à un stratifié standard. Plus l'effet est grand et plus l'hybride présente un comportement qui s'éloigne du stratifié auquel il aura été comparé.

L'effet hybride est très largement étudié pour des cas de charge statiques (traction, flexion) et pour des hybrides relativement standards comme le verre/carbone ou encore le carbone/aramide. Les études montrent que les trois mécanismes fondamentaux des hybrides sont : les contraintes résiduelles, le développement des fissures et les concentrations de contrainte. Ces phénomènes se retrouvent sur la majorité des matériaux testés. Les matériaux testés peuvent être classés en deux catégories :

- **Hybridation par les particules** : différentes nano-particules sont introduites dans une résine (généralement de l'époxyde) à des taux plus ou moins importants. Suivant les particules insérées, les moyens de fabrication varient entre le drapage manuel, le stir casting ou encore le moulage sous vide.
- **Hybridation par les fibres** : de nombreuses fibres ont été testées. La particularité de ces études est qu'elles prennent en compte l'effet du taux d'humidité. En effet, il a été montré que ce dernier avait une influence sur la déformation à rupture des fibres, en particulier des fibres naturelles.

Ces méthodes d'hybridation ont montré que la déformation à rupture, le taux de restitution d'énergie et la masse pouvaient être améliorés dans des proportions importantes (jusqu'à 80% pour la masse, 84% pour le taux de restitution d'énergie et 40% pour la déformation à rupture).

Les auteurs ont développé de nouvelles méthodes pour tenter d'accroître l'effet hybride, comme la pseudo-ductilité ou encore l'utilisation de fibres ductiles. Ces deux méthodes reposent sur l'augmentation de la déformation à rupture du stratifié et cela passe par l'utilisation de stratifications spécifiques comme l'a fait [Czél et Wisnom, 2013] ou encore en mélangeant les fibres à faible déformation avec des fibres à grande déformation comme des fibres de verre, d'aramide, de PolyEthylène ou encore des fibres métalliques.

Finalement, quelques études se sont intéressées à des cas de charge dynamiques tels que l'impact. Des auteurs ayant étudié des stratifications contenant du kevlar ont montré que les efforts maximums atteints sont supérieurs aux stratifications sans kevlar. De plus, ce dernier en fait un excellent absorbeur d'énergie pour [Bandaru, 2015].

## I.2.4 Bilan sur le comportement des stratifiés composites à l'impact

Cette première section permis de mettre en évidence les problématiques des matériaux composites lors de chargements d'impacts. En effet, leurs fortes hétérogénéités complexifie l'étude des processus d'endommagement, d'autant plus qu'ils interagissent entre eux. De surcroît, des variabilités liées à la géométrie de la structure impactée, la vitesse d'impact ou encore le type d'impacteur influencent la réponse du stratifié.

Les études effectuées sur les unidirectionnels et les tissus montrent des scénarios d'endommagement différents. De plus, dans les UD l'épaisseur a une influence très importante dans l'initiation des dommages. C'est pourquoi l'un des axes de recherches sur lesquels l'accent a été mis durant cette thèse est l'étude approfondie de ces structures épaisses. Pour cela, un seul matériau (le HTA7-913), un seul type d'impacteur (hémisphérique de diamètre  $\phi = 16$  mm) et une seule géométrie (plaque rectangulaire de dimensions  $125 \times 100$  mm<sup>2</sup>) ont été choisis pour limiter les éventuelles variabilités dans la réponse de la structure.

Enfin, des études sur les hybrides ont été effectués, et cela dès l'apparition des structures composites dans les années 1950. Il existe de nombreux moyens d'hybridation comme l'utilisation de particules ou de fibres ductiles. Le but est d'améliorer la structure qui a servi de base à l'hybridation. De nombreuses études ont été faites sur des éprouvettes en traction ou en flexion, mais aussi à l'impact. C'est pourquoi un des axes de recherche de la thèse est l'étude et la compréhension de la phénoménologie stratifiés hybrides à l'impact.

## I.3 Modélisation des stratifiés composites

### I.3.1 Stratégies et échelles de modélisation des stratifiés UD

Un stratifié unidirectionnel est constitué d'un empilement de plis dans des orientations diverses. Ces plis sont, comme exposé précédemment, composés de fibres et de résine. Cette architecture multi-matériau confère au pli plusieurs définitions. En effet, il peut être défini à l'échelle de la *fibres* ( $\simeq 10\mu\text{m}$ ), du *pli* ( $\simeq 100\mu\text{m}$ ), du *stratifié* ( $\simeq 5\text{mm}$ ) ou encore de la *structure* ( $\simeq 1\text{m}$ ).

Ces différentes échelles offrent de nombreux points d'entrées pour modéliser les endommagements dans les stratifiés unidirectionnels. Pour mieux comprendre les approches adoptées dans les chapitres suivants, il convient de recenser les principales méthodologies de modélisation par éléments finis utilisées à ce jour. Elles seront présentées suivant la classification suivante (Figure I.36) :

- Les approches dites **macro** qui se placent à l'échelle de la structure
- Les approches dites **méso** qui se placent à l'échelle du pli
- Les approches dites **micro** qui se placent à l'échelle de la micro-structure

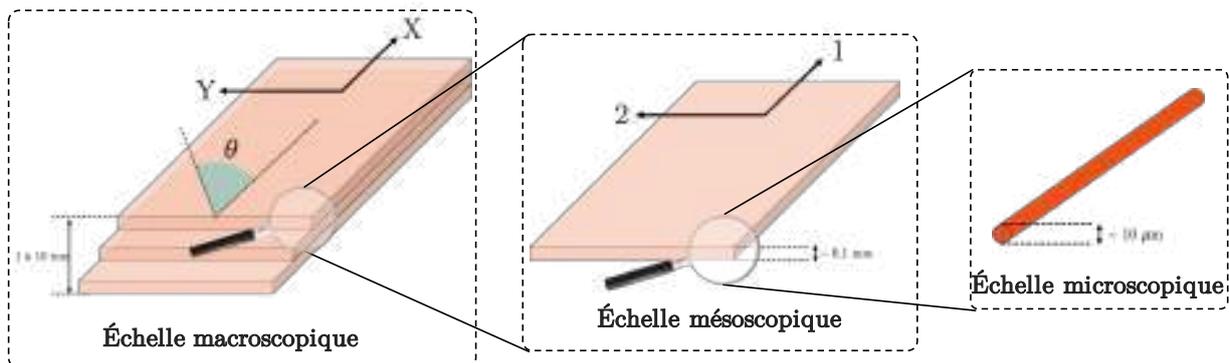


Figure I.36 – Échelles de modélisation des stratifiés unidirectionnels

#### I.3.1.1 Les échelles de modélisation

##### Les macro-modèles

Ce type de modèle vise à modéliser des structures de grandes dimensions. De fait, l'épaisseur étant très faible devant ces dimensions, les principes de modélisation sont basés sur l'utilisation d'éléments 2D, soit de type *plaque* ou de type *coque*. Le dimensionnement à rupture repose sur l'utilisation de critères macroscopiques. Ces critères pullulent depuis les années 1970 et [Orifici *et al.*, 2008] s'est proposé de les classer en trois grandes catégories :

- Les critères de déformations ou de contraintes maximales : ils reposent sur la valeur calculée (déformation ou contrainte) localement et comparée à une valeur seuil (ou critique). Ils fournissent de bons résultats, mais ils ne prennent pas en considération les

potentielles interactions entre les différents modes de rupture. Ils sont utilisés généralement durant les premières phases de pré-dimensionnement.

- Le critère de [Tsai et Wu, 1971a] et [Tsai et Wu, 1971b] : c'est un critère phénoménologique utilisé pour les matériaux anisotropes (particulièrement les composites). L'enveloppe de rupture est définie par la pondération des contraintes locales par un certain nombre de coefficients, déterminés de façon empirique à partir de nombreux essais. La relation définie par Eq-I.6 formalise ce critère.

$$\sum_{i=1}^6 F_i \sigma_i + \sum_{i=1}^6 \sum_{j=1}^6 F_{ij} \sigma_i \sigma_j \leq 1 \quad (\text{I.6})$$

- Le critère de [Hashemi *et al.*, 1990] qui dissocie la rupture des fibres des fissurations de résine. Cela a pour avantage de découpler les endommagements et de gagner en précision dans la modélisation des mécanismes de rupture.

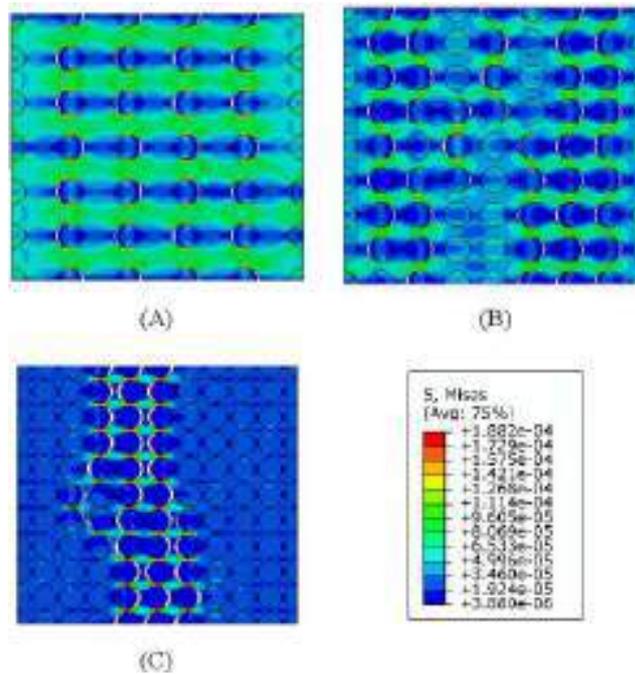
### Les méso-modèles

Les méso-modèles sont situés à l'échelle du pli. En effet, ces derniers reposent sur une hypothèse fondamentale : on suppose que le stratifié complet peut être modélisé par un empilement de deux ingrédients : le pli et une interface. Le pli représente un ou plusieurs plis réels d'UD ; l'interface, elle, peut être représentée par des éléments cohésifs. Cependant, ces modèles présentent une lacune importante s'ils sont utilisés tels quels car ils ne permettent pas de capter le cisaillement hors-plan, surtout lorsque l'on essaie de modéliser des stratifiés épais. Les auteurs se sont alors lancés dans de nouvelles stratégies, comme [Ladevèze et Labineau, 2003] et [Abisset *et al.*, 2011] qui ont proposé une nouvelle approche basée sur l'introduction de variables thermodynamiques. D'autres préfèrent décrire les fissures transverses par une approche plus locale en utilisant des éléments cohésifs dans les endroits susceptibles d'initier ces fissures, comme l'a proposé [Bouvet, 2009]. Ces modèles présentent néanmoins une forte dépendance au maillage et sont très pénalisants en termes de temps de calcul.

### Les micro-modèles

Ce genre de modèle s'intéresse au comportement à très petite échelle du composite. Ils permettent de modéliser très finement les mécanismes d'endommagement, comme le déchaussement fibre/matrice (Figure I.37) [Caporale *et al.*, 2006], phénomène impossible à retrouver avec les modèles précédents. Cependant, ils sont encore plus coûteux que les méso-modèles en temps de calcul et ne sont donc pas adaptés à la modélisation de structures standards.

Comme représenté sur la Figure I.37, ce genre de modèle est souvent discret puisque les fibres et la résine sont représentées dans un VER (*Volume Élémentaire Représentatif*). Ils ont la capacité de bien représenter les propriétés effectives du matériau étudié, mais cela passe inexorablement par une phase d'homogénéisation, souvent complexe. En effet, les termes des équations aux dérivées partielles, nécessaires dans la résolution du problème, oscillent fortement, ce qui rend difficile la convergence des calculs.



**Figure I.37** – Contraintes de Von Mises dans un VER (*Volume Élémentaire Représentatif*) pour un taux de fibres de (A) : 20%, (B) : 40% et (C) : 60% [Caporale *et al.*, 2006]

### I.3.1.2 Les modèles utilisés

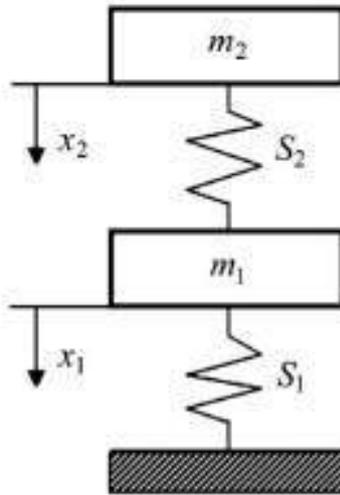
Pour pouvoir modéliser le comportement d’un stratifié unidirectionnel, il faut faire un compromis entre précision et temps de calcul. La précision est fortement dépendante de l’échelle de modélisation, comme vu précédemment, tout comme le temps de calcul. Une autre variable dont il faut tenir compte est la dimension du problème à modéliser. En effet, les observations expérimentales ont permis de montrer que pour reproduire efficacement les mécanismes d’endommagement et les phénomènes physiques en jeu, il est nécessaire de se positionner à une échelle pertinente. Cependant, le choix de cette échelle est assez compliquée à définir, c’est pourquoi il existe une littérature assez foisonnante sur les modèles utilisés. Les auteurs comme [Olsson, 2000] ou [Davies *et al.*, 2013] se sont proposés de classer les modèles existants. Ils distinguent deux grandes catégories : les modèles analytiques et les modèles numériques basés sur la théorie des éléments finis.

Les modèles analytiques servent souvent à modéliser la réponse globale de la structure à l’impact, ils ne permettent donc pas de rendre compte des endommagements localisés sous l’impacteur, contrairement aux modèles numériques basés sur les éléments finis. Effectivement, ces derniers sont très largement utilisés aujourd’hui, et on peut en distinguer deux sous-catégories : les modèles reposant sur la mécanique linéaire de la rupture, théorie développée initialement pour les matériaux métalliques par [Griffith, 1921] et les modèles dits “discrets”, qui eux reposent sur une représentation de l’endommagement qui passe par le développement d’éléments spécifiques.

#### Les modèles analytiques

Les **modèles analytiques** ont été les premiers à avoir été utilisés du fait de leur simpli-

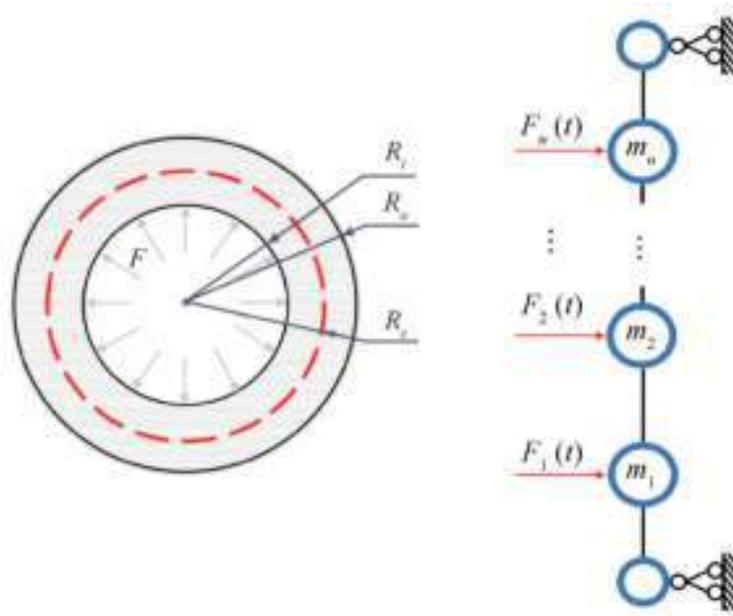
cité. En effet, les supercalculateurs n'étaient pas aussi répandus qu'aujourd'hui et n'offraient pas une puissance de calcul suffisante pour pouvoir tenter des approches plus complexes. [Daudeville *et al.*, 1995] révèle que ces modèles permettent surtout de comprendre les effets de masse, de raideur ou encore de géométrie sur la réponse de la structure étudiée. Les études effectuées ont surtout fait évoluer les méthodes de pré-dimensionnement des structures composites comme l'affirme [Olsson, 2000]. Les deux ingrédients utilisés majoritairement sont l'élément *masse* et l'élément *ressort*, comme le modèle présenté sur la Figure I.38 utilisé par [Kreculj et Rasuo, 2013].



**Figure I.38** – Modèle masse-ressort d'un impact comportant deux degrés de liberté [Kreculj et Rasuo, 2013]

Ces modèles varient suivant ce que l'on souhaite représenter. Lorsque l'on souhaite modéliser un choc dur, l'impacteur est modélisé par une masse ponctuelle, alors que la masse de la plaque est représentée à la fois par sa masse, mais aussi ses raideurs en membrane, en flexion et en cisaillement. Ils sont donc assez simples à mettre en œuvre, mais ils sont limités en termes de possibilités de mouvement, puisqu'ils utilisent uniquement un à deux degrés de liberté, réduisant ainsi les configurations possibles d'impact.

Il existe néanmoins des modèles *multi-degrés de liberté*, qui sont utilisés lorsque les contraintes de cisaillement dans l'épaisseur ne sont plus être négligeables. [Hu *et al.*, 2019] a étudié la réponse à l'impact d'une structure cylindrique sous pression et le caractère multicouche de la structure lui a imposé l'utilisation d'un modèle multi-degrés de liberté (Figure I.39), ce qui lui a permis de capter les contraintes dans l'épaisseur.



**Figure I.39** – Modèle multi-degrés de liberté utilisé par [Hu *et al.*, 2019] pour un impact d'une structure sous pression

En définitive, ces modèles sont utiles pour modéliser des géométries et des cas assez simples et de connaître l'initiation des endommagements, cependant ils ne permettent pas de remonter précisément à leur nature, ni à leur localisation.

### Les modèles reposant sur la mécanique linéaire de la rupture

D'autres modèles sont plus avancés en termes de précision, ce sont les modèles fondés sur la mécanique linéaire de la rupture, initialement développée pour les ingénieurs des années 1930 pour prédire la rupture des matériaux métalliques. Concernant les composites, cette approche a été utilisée dès les premières années d'étude des matériaux composites. Les modèles numériques reposent sur un principe : modéliser le milieu fortement hétérogène du composite par un modèle homogénéisé ayant le même comportement macroscopique. Localement, les raideurs de la fibre et la résine sont supposées égales à un module équivalent. Quant aux fissures intralaminaires, elles ne sont pas directement modélisées. En effet, leur comportement est noyé dans le comportement des interfaces de délaminage, puisque ces dernières sont contrôlées par des critères d'initiation en contraintes. De plus, les interfaces entre deux plis, représentant les interfaces de délaminage, sont explicitement représentées. Ainsi, aucune discontinuité de maillage n'est introduite dans le modèle.

Les auteurs tels que [Ladevèze et Labineau, 2003] et [Abisset, 2012] ont développé leurs modèles dans un cadre thermodynamique à des échelles mésoscopiques. Cela leur permet de remonter aux endommagements dans des structures assez complexes en prenant des caractéristiques matériaux homogénéisées. Ensuite, concernant l'initiation des endommagements, les auteurs ont pour habitude d'utiliser des critères en contrainte ou en déformation. D'autres utilisent des variables thermodynamiques maximales via des taux de restitution d'énergie calculées à partir de l'énergie élastique interne [Lemaitre, 1985]. Une fois ces seuils atteints, les propriétés élastiques de la structure sont dégradées via des variables d'endommagement.

L'équation Eq-I.7 exprime le potentiel thermodynamique comme une fonction de variables élastiques ( $\overline{\varepsilon}^e$  : tenseur des déformations élastiques), plastiques ( $\overline{\varepsilon}^p$  : tenseur des déformations plastiques,  $r$  : paramètre d'écrouissage isotrope et  $\overline{\alpha}$  : tenseur lié à l'écrouissage cinématique) et d'endommagement ( $D$  : variable d'endommagement).

$$\psi = \psi^e(\overline{\varepsilon}^e, D) + \psi^p(\overline{\varepsilon}^p, r, \overline{\alpha}) \quad (\text{I.7})$$

Ces modèles sont plus ou moins complexes, du fait du nombre de variables d'états utilisées. Elles permettent de décrire le milieu de façon très précise en considérant l'évolution locale des fissures. D'autres modèles non-locaux ont aussi vu le jour comme ceux de [Muller *et al.*, 1993] et [Fleck *et al.*, 1997], qui eux sont fondés sur des approches à gradient. D'autres auteurs ont quant à eux développé des modèles avec des endommagements anisotropes, ou encore des modèles visco-endommageables [Voyiadjis, 2004].

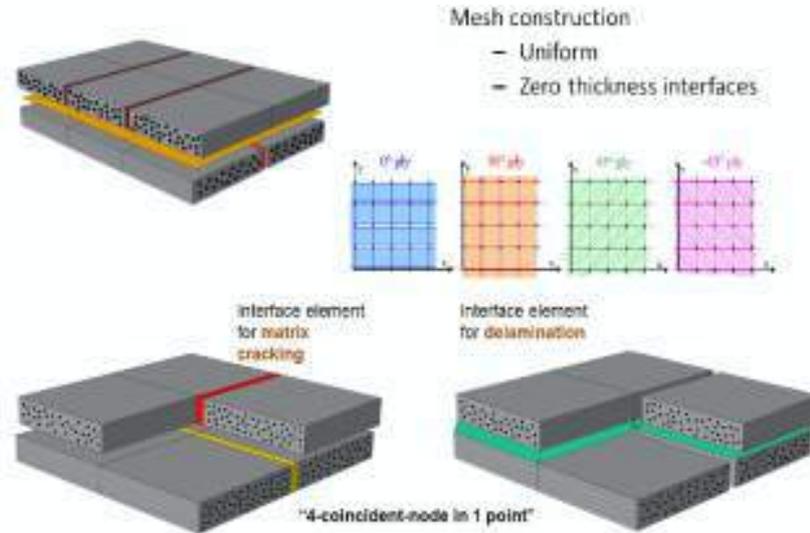
Les variables d'endommagement utilisées sont souvent associées à un mode de ruine spécifique [Ilyas, 2010] ou à un type d'endommagement (ruptures de fibres, délaminage, fissuration matricielle) [Laurin, 2005] [Charrier *et al.*, 2011]. Malgré cela, peu de modèles couplent les différents endommagements entre eux ; par exemple le fait que le délaminage soit initié par les fissurations matricielles. En effet, cela reste encore assez difficile de les lier dans un même élément, c'est pourquoi les modèles où les éléments peuvent "discuter" entre eux sont favorisés, comme l'expliquent [Lopes *et al.*, 2009], [Faggiani et Falzon, 2010] et [González *et al.*, 2012].

### Les modèles dits "discrets"

Le principe des modèles "discrets" consiste à représenter la structure avec des éléments 2D ou 3D liés entre eux par des éléments *spécifiques* tels que des éléments barres ou des éléments cohésifs. Le but étant de mieux représenter la fissuration matricielle intralaminare et le délaminage entre plis. Ces modèles présentent donc l'avantage de rester à une échelle assez grande pour ne pas trop pénaliser le temps de calcul, mais assez bas pour capter les phénomènes d'endommagement locaux. [Chang *et al.*, 1990], [Liu, 1998] et [Huchette, 2005] ont observé expérimentalement le couplage entre l'endommagement matriciel et le délaminage induit. Une importante revue des modèles existants sur la prédiction des endommagements à l'impact des structures composites a été réalisée par [Wisnom, 2010]. Il révèle que les premiers modèles discrets ont vu le jour dès les années 1990 avec [Lammerant et Verpoest, 1996]. Il propose un modèle qui permet de mieux comprendre le couplage entre fissurations matricielles et délaminage. [Verpoest et Lomov, 2005] s'est quant à lui intéressé à l'indentation quasi-statique d'un stratifié textile carbone/époxy  $[90_4/0_4]_s$  ; la fissuration matricielle est représentée sous forme de ressorts d'une très grande rigidité et ces éléments sont positionnés suivant un motif élémentaire défini à partir des observations expérimentales et sont pilotés par des critères énergétiques. Cette ruine progressive permet de représenter la propagation des fissures intralaminaires et de délaminage.

Le problème majeur de ce genre de modélisation est leur forte dépendance au maillage car il faut positionner les éléments spécifiques à l'endroit où on "suppose" que les fissures se produisent ; on perd donc le caractère prédictif du modèle. Ces problèmes ont été rencontrés par [Moura *et al.*, 2008] lorsqu'il a utilisé des éléments finis avec des zones cohésives pour capter les fissures matricielles et les délaminages. [Bouvet, 2009] a proposé une approche innovante appelée *Discrete Ply Modeling Method* fondée sur un endommagement discret. Cette modé-

lisation offre l'avantage de bien pouvoir représenter la réponse des stratifiés unidirectionnels minces ou épais soumis à un chargement d'impact ; cela est possible grâce au couplage entre les interfaces permettant de représenter les fissurations intralaminaires et les interfaces de délaminage. Les plis quant à eux sont discrétisés en éléments volumiques liés entre eux par des ressorts endommageables ou des interfaces endommageables, comme l'illustre la [Figure I.40](#).



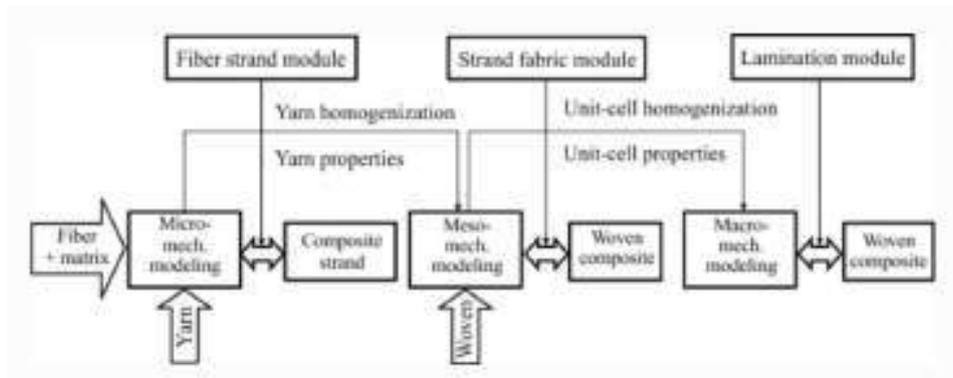
**Figure I.40** – L'approche *Discrete Ply Modeling Method* développée par [\[Bouvet, 2009\]](#)

Le modèle permet aussi de prendre en compte la rupture des fibres mais aussi de dissocier les modes d'endommagements pour l'initiation et pour la propagation. Un autre atout de ce modèle est qu'il représente de façon très fidèle l'indentation permanente sur un stratifié UD grâce notamment à la prise en compte des débris restants après le chargement ; ces débris permettant la relaxation des fissures [\[AbdAllah et al., 2009\]](#). C'est l'un des modèles les plus aboutis à ce jour et est utilisé au-delà des conditions dans lesquelles il a été initialement testé, puisqu'il permet de modéliser des impacts sur des géométries complexes (zones de reprise de plis [\[AbdulHamid et al., 2015\]](#)) ou encore la propagation des dommages sur des plaques pré-fissurées ou pré-trouées.

### I.3.2 Modélisation des endommagements dans les tissus

Les modèles utilisés pour représenter le comportement des stratifiés tissés nécessitent de choisir au préalable une stratégie de modélisation. De fait, ce choix est un compromis entre trois variables : l'échelle de représentation des mécanismes et des scénarios d'endommagement, la dimension du problème à modéliser et la complexité du chargement appliqué. Les auteurs ont montré que le premier facteur est directement lié à l'observation expérimentale. En effet, l'ondulation des torons de fibres est la cause de l'initiation des fissurations matricielles ; leur localisation dans le pli est quant à elle définie par le motif de tissage. Comme pour les UD, un niveau de représentation trop fin nécessite un temps de calcul très long, supprimant ainsi la possibilité de l'utilisation du modèle pour des structures plus complexes.

La littérature est dotée d'une grande variété de modèles, résumés sur la [Figure I.41](#), proposée par [\[Dixit et al., 2013\]](#).



**Figure I.41** – Classification des méthodes de modélisation des stratifiés tissés [\[Dixit et al., 2013\]](#)

Au vu de leur nature multi-échelle, les tissus se classent en trois grandes catégories :

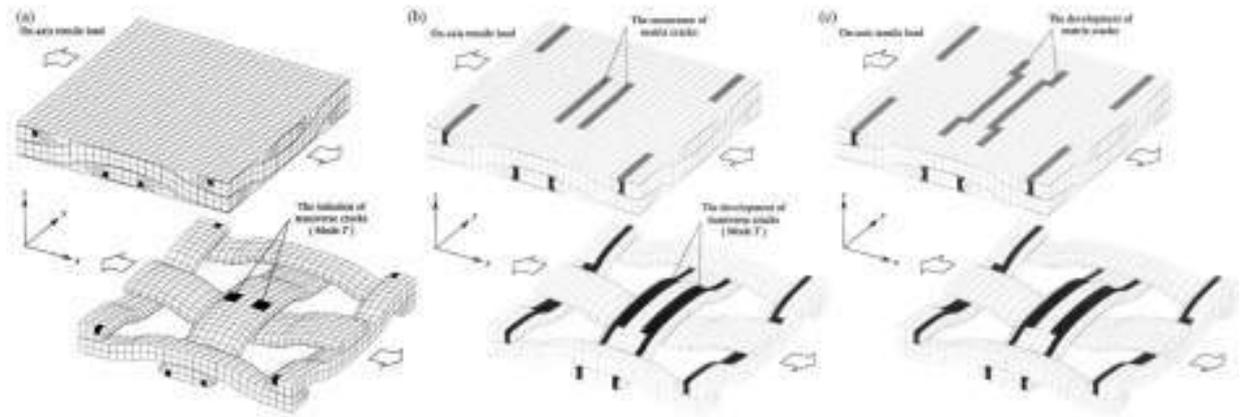
- Les modèles à l'échelle **microscopique** : utilisés pour caractériser le comportement à très petite échelle, comme les torons, la résine ou encore les fibres et les interfaces fibre/résine. Des stratégies d'homogénéisation par changement d'échelle sont utilisées pour passer d'une modélisation à une autre.
- Les modèles à l'échelle **mésoscopique** (*i.e.* à l'échelle de la mèche).
- Les modèles à l'échelle **macroscopique** (*i.e.* à l'échelle de la structure).

La suite de la section se focalisera sur les modèles utilisés pour prédire la ruine du matériau à l'échelle de la mèche puis à celle du pli.

### I.3.2.1 Modèles à l'échelle de la mèche

La modélisation à l'échelle de la mèche présente beaucoup d'avantages. Elle permet de mieux comprendre les mécanismes et les scénarios d'endommagement, de faire des études d'influence sur les paramètres géométriques du motif de tissage ou encore des études d'influence sur les techniques de tissage comme l'expliquent [\[Ivanov, 2009\]](#), [\[Daggumati et al., 2010\]](#) et [\[Melro, 2011\]](#). La plupart de ces modèles utilisent des VER (Volume Élémentaire Représentatif) discrétisés avec des éléments 3D volumiques. Ils permettent de distinguer les mèches et la résine. Le modèle est le plus souvent sollicité avec un chargement simple, puisque l'objectif n'est pas de simuler un essai complet dans lequel les sollicitations sont plus ou moins complexes. [\[Zako et al., 2003\]](#) utilise cette approche sur un taffetas sollicité en traction dans la direction des renforts. Concernant les torons, un endommagement anisotrope est utilisé ; pour la résine, un endommagement isotrope lui a été défini.

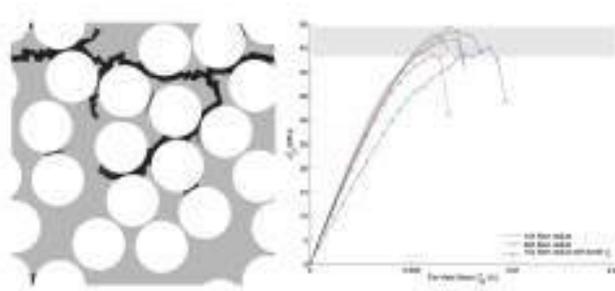
Les résultats sont cohérents avec ce qui a déjà été trouvé dans la littérature puisque ce modèle prédit une initiation des dommages dans les mèches transverses aux points de tissage, une propagation en surface dans les éléments volumiques et dans la longueur du toron. Ces résultats sont représentés sur la [Figure I.42](#).



**Figure I.42** – Évolution de l’endommagement dans un taffetas sollicité en traction dans la direction du renfort pour trois déformations (a :  $\varepsilon=1,01\%$ , b :  $\varepsilon=1,14\%$ , c :  $\varepsilon=2,01\%$ ) [Zako *et al.*, 2003]

Il existe d’autres modèles à l’échelle de la mèche comme celui de [Daggumati *et al.*, 2010], qui utilise le logiciel de maillage *WiseTex* développé pour les matériaux textiles. Les travaux effectués montrent l’influence des conditions limites sur la localisation de l’initiation des dommages. Ainsi, si les faces du tissu sont libres de se déplacer dans la direction hors-plan, alors l’initiation se fait au niveau du centre du toron orthogonal à la direction de chargement, sinon il s’initie sur le bord du toron.

[Melro, 2011] a recours à une autre méthode plutôt multi-échelle. Tout d’abord, le comportement mécanique du toron et de la résine sont identifiés à l’échelle microscopique, puis implémentés dans un modèle mésoscopique à travers une loi homogénéisée. La résine est modélisée par une loi élasto-plastique endommageable, déjà identifiée par [Fiedler *et al.*, 2001]. Ce modèle est appliqué à un satin de 5 ; la Figure I.43 présente l’endommagement du VER pour un chargement en cisaillement transverse.



**Figure I.43** – Endommagement et courbes  $\sigma - \varepsilon$  pour différents diamètres de torons dans un VER soumis à un chargement en cisaillement transverse [Melro, 2011]

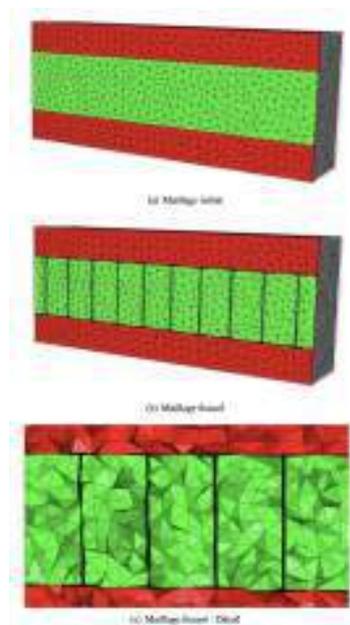
### I.3.2.2 Modèles à l’échelle du pli

#### Modèles homogénéisés

Le besoin de modéliser de grandes structures a permis l'émergence de modèles à des échelles plus grandes que celle de la mèche. Ainsi, les modèles homogénéisés sont les plus utilisés dans la littérature. Le principe global est de trouver une modélisation plus simple que la structure réelle du milieu c'est-à-dire que le milieu fortement hétérogène est remplacé par un milieu homogène équivalent ayant le même comportement macroscopique. L'endommagement est représenté de manière diffuse et non plus discrète comme dans les modèles précédents. Cependant, la présence de fissures est prise en compte à travers leurs effets sur les propriétés globales de la structure. [Iannucci, 2006] utilise une modélisation avec des éléments coques pour représenter le comportement à l'impact d'un tissu satin de 5. Les plis sont reliés entre eux par des éléments cohésifs représentant ainsi le délaminage. La ruine du pli est pilotée par plusieurs variables d'endommagement et concernant la rupture des mèches, deux cas sont distingués : la rupture en traction/compression dans les sens chaîne/trame et la dégradation de l'interface fibre/matrice. Les effets vitesses sont aussi pris en compte en cisaillement plan. Cette stratégie a été utilisée dans des cas de chargements statiques et de fatigue de plaques trouées par [Hochard et al. Bordreuil, 2007].

### Modèles multi-échelles

Parmi les études les plus récentes, on peut citer les approches multi-échelle. Cela consiste à déduire le comportement mécanique du toron à partir de l'étude à l'échelle microscopique des fibres et de la résine puis à homogénéiser le comportement du motif à l'échelle macroscopique. [Couégnat, 2008] utilise cette approche pour alimenter son modèle d'endommagement construit à partir des trois échelles. La Figure I.44 représente l'endommagement matriciel d'un tissu implémenté dans le modèle de l'auteur.



**Figure I.44** – Représentation de fissures transverses d'un tissu par une approche multi-échelle [Couégnat, 2008]

Pour pousser un peu plus la représentativité des modèles, des auteurs ont recours à la modélisation de phénomènes plus complexes tels que les frottements. Le modèle développé

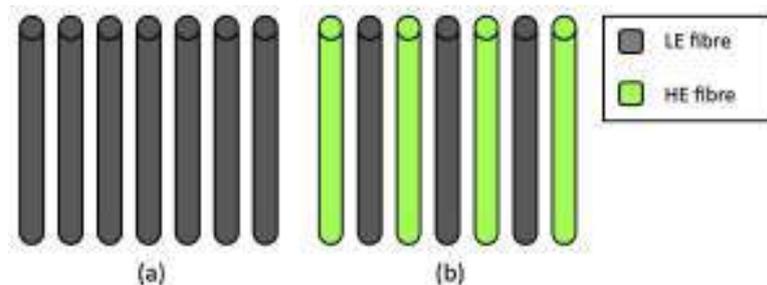
par [Din *et al.*, 2004] prend en compte les frottements et les déchaussements fibre/résine. Celui de [Obert *et al.*, 2014] est doté de variables d'endommagement dépendant directement de l'évolution, de l'accumulation et de l'interaction des phénomènes d'endommagement à l'échelle du tissu. Ces modèles utilisent les procédures d'homogénéisation déjà développées par [Ladevèze et Labineau, 2003] pour les unidirectionnels.

### I.3.3 Modélisation statistique des hybrides

#### I.3.3.1 Modèle de Zweben

Les premiers modèles ont été développés par [Hedgepeth et Jhon, 1961] notamment en proposant une modélisation où il suppose que les fibres ne captent que les efforts axiaux, la résine ceux de cisaillement. Il a donc calculé les *facteurs de concentration de contrainte* lorsqu'une ou plusieurs fibres sont rompues. Cette approche a été reprise par [Rosen, 1964] en ajoutant une distribution statistique concernant la résistance des fibres ; cela permet de prendre en compte les variabilités des contraintes à rupture des fibres. Ce modèle est aussi utilisable pour des composites non-hybrides. En effet, les auteurs avaient entrepris d'effectuer leurs premières études sur des composites non-hybrides pour que leurs modèles soient assez robustes pour être testés dans le cadre des composites hybrides. Dans un unidirectionnel, lorsqu'un toron de fibres est cassé, il perd sa capacité à transférer son chargement sur une certaine distance que l'on appelle **la distance inefficace**. De fait, les paquets de fibres adjacents se chargent encore plus ce qui crée des concentrations de contraintes autour de la zone dégradée. L'inconvénient de ces deux phénomènes est qu'ils sont fortement dépendants des propriétés des fibres adjacentes, c'est pourquoi une modélisation des composites hybrides est très complexe à mettre en œuvre.

En 1977, [Zweben, 1977] fut le pionnier de la modélisation des hybrides en se basant sur les travaux de [Hedgepeth et Jhon, 1961] et [Rosen, 1964]. Il a modélisé un paquet de fibres à *faible déformation* qu'il a ensuite comparé avec un autre modèle alternant les fibres *faible déformation* et *grande déformation* (Figure I.45).



**Figure I.45** – Schéma d'un paquet de fibres (a) : faible déformation [LE] (b) : alternant faible [LE] et grande déformation [HE] [Swolfs *et al.*, 2014]

A partir de ce modèle, il en déduit des expressions analytiques pour les *concentrations de déformations* et la *longueur inefficace*. Le premier dépend uniquement du rapport des rigidités des deux types de fibres noté  $\rho$  et exprimé par l'équation Eq-I.8.

$$\rho = \frac{E_{LE} \cdot A_{LE}}{E_{HE} \cdot A_{HE}} \quad (\text{I.8})$$

où  $E_{LE}$  et  $E_{HE}$  sont les modules d'Young des fibres à *faible déformation* et *grande déformation*,  $A_{LE}$  et  $A_{HE}$  les sections des fibres précédemment citées. Quant à la *longueur inefficace*  $\delta_h$ , elle peut être calculée par l'équation [Eq-I.9](#).

$$\delta_h = F \sqrt{\frac{E_{LE} \cdot A_{LE} \cdot d}{G \cdot h}} \quad (\text{I.9})$$

où  $d$  et  $h$  sont respectivement la largeur et l'épaisseur de la résine entre les fibres,  $G$  le module de cisaillement de la résine et  $F$  un pré-facteur dépendant uniquement de  $\rho$ . Pour représenter un composite constitué d'un seul type de fibres,  $\rho$  sera égal à 1. Zweben suppose que le stratifié rompt à partir du moment où la première fibre à *grande déformation* casse. Ceci permet d'introduire une expression mathématique pour quantifier l'effet hybride noté  $\mathcal{R}$ . L'auteur suppose que la rupture de cette première fibre crée une instabilité locale qui entraîne la rupture des fibres à *faible déformation* adjacentes. Ainsi, à partir de cette hypothèse et en combinant les équations [Eq-I.8](#) et [Eq-I.9](#), on en déduit l'expression de l'effet hybride exprimé par l'équation [Eq-I.10](#).

$$\mathcal{R} = \frac{\overline{\varepsilon_{h,c}}}{\overline{\varepsilon_{LE,c}}} = \sqrt{\frac{\overline{\varepsilon_{HE,f}}}{\overline{\varepsilon_{LE,f}}}} \cdot \left[ \frac{\delta_h \cdot (k_h^q - 1)}{2 \cdot \delta \cdot (k^q - 1)} \right]^{-\frac{q}{2}} \quad (\text{I.10})$$

où  $\overline{\varepsilon_{LE,c}}$  est la déformation moyenne à rupture d'un hybride,  $\overline{\varepsilon_{LE,c}}$  celle d'un composite à *faible déformation*,  $\overline{\varepsilon_{LE,f}}$  et  $\overline{\varepsilon_{HE,f}}$  les déformations moyennes à rupture pour les éprouvettes testées,  $q$  le paramètre de forme dans la loi de Weibull,  $k_h$  le facteur de concentration de contraintes pour l'hybride et  $k$  le facteur de concentration de contraintes locale défini comme le ratio entre la déformation de la fibre adjacente à celle qui a rompu et la déformation appliquée.

Le modèle de Zweben prédit un effet hybride de 31% pour un stratifié carbone/aramide. Ce taux a été comparé avec les essais où le résultat est de 22%. Cette différence peut être expliquée par plusieurs facteurs.

En analysant d'un peu plus près le modèle de Zweben, il est intéressant de noter que le facteur de concentration de déformations ne dépend que de  $\rho$ . Ainsi, dans le cas où un hybride est constitué de deux types de fibres avec des rigidités identiques, le facteur de concentration serait le même pour un hybride et un non-hybride. Une autre remarque est que le paramètre le plus critique pour ce modèle est le rapport des déformations. On s'attendrait donc à avoir un effet hybride d'autant plus grand que ce ratio augmente. Enfin, si l'on considère un paramètre de forme de la loi de Weibull  $q$  assez petit, on aurait un grand effet hybride. Ceci signifierait que plus il y a de dispersion dans la rigidité des fibres et plus l'effet hybride serait important. Ces quelques paramètres montrent qu'il est aisé de sur-estimer l'effet hybride avec ce modèle.

### I.3.3.2 Améliorations récentes

Le modèle précédemment présenté donne de bons résultats, mais il est limité par le fait que les paquets de fibres sont représentés avec des rangées unidimensionnelles, ce qui entraîne une sur-estimation des facteurs de concentration de contraintes. De plus, les fibres

sont arrangées de façon à avoir 50% de fibres à *faible déformation* et 50% de fibres à *grande déformation*; ceci permet aux fibres à *faible déformation* d'être protégées par les fibres à *grande déformation* qui se trouvent à côté. Ce modèle ne permet donc pas d'étudier l'influence de la dispersion.

[Fukuda, 1984] a repris le modèle de Zweben et lui a apporté des modifications fondées sur les observations précédentes et aboutit à l'équation suivante Eq-I.11 :

$$\mathcal{R} = \left[ \frac{\delta_h \cdot (k_h^q - 1)}{2 \cdot \delta \cdot (k^q - 1)} \right]^{-\frac{q}{2}} \quad (\text{I.11})$$

L'auteur suppose que le ratio des déformations moyennes n'est pas utile dans la quantification de l'effet hybride. De plus, les facteurs de concentration de contraintes ainsi que les longueurs inefficaces sont calculées avec une meilleure précision au regard des valeurs expérimentales.

[Chou et Fukuda, 1983] a repris les études de [Hedgepeth et Jhon, 1961] et a calculé l'état des concentrations de contraintes dans une zone autour d'un paquet de fibres rompu. Il en conclut que les hybrides (fibres avec haute module et faible module)<sup>1</sup> présentent des facteurs de concentrations de contraintes plus faibles que les composites constitués uniquement de fibres à haut module d'élasticité. Cela permet de rallonger la déformation à rupture des fibres à haut module et produit donc un effet hybride positif.

Jusque là c'est l'effet hybride qui a été présenté, mais il est aussi intéressant de s'attarder sur les endommagements générés par ces hybrides mais surtout leur modélisation. En utilisant la méthode de Monte Carlo, [Fukuda et Chou, 1982] ont montré que l'initiation de la rupture des fibres a lieu à la même déformation pour les hybrides et non-hybrides, cependant les hybrides rompent de façon graduelle contrairement aux non-hybrides où la rupture est plus brutale. Cette observation a aussi été faite par [Zeng, 1994], qui en plus affirme que la perturbation du chemin d'effort autour d'une zone où les fibres ont rompu est plus localisée dans les hybrides. Ceci est dû au fait que les fibres à *grande déformation* empêchent la propagation du dommage.

#### I.3.4 Modélisation du délaminage

La revue précédente s'est centrée sur les méthodes de modélisation d'une structure composite et plus particulièrement des plis. Cependant, pour "relier" ces plis, il est nécessaire d'utiliser des éléments spécifiques pouvant les lier. C'est pourquoi plusieurs méthodes existent et elles sont majoritairement fondées sur deux concepts. Il y a ceux qui utilisent la mécanique linéaire de la rupture avec la *Virtual Crack Closure Technique* (VCCCT) et il y a les *Cohesive Zone Model* (CZM) qui reposent à la fois sur la mécanique linéaire de la rupture et sur la mécanique continue de l'endommagement. Une large revue a été effectuée par [Abrate, 2015] sur ces derniers.

---

1. Pour les auteurs, les fibres à haut module (*resp.* faible module) correspondent à des fibres à faible déformation (*resp.* grande déformation)

### I.3.4.1 Les éléments cohésifs

Les éléments cohésifs sont positionnés entre deux éléments séparables et on en distingue deux types : les éléments dits *continus* qui peuvent lier les côtés des éléments adjacents ou leurs faces s'il s'agit d'éléments volumiques, puis les éléments dits *discrets* où là ce sont les nœuds des éléments qui sont liés entre eux représentant généralement des ressorts non-linéaires.

On considère une interface entre deux plis maillés avec des éléments volumiques. L'objectif est de présenter la construction de cet élément cohésif. Classiquement, ces éléments sont représentés comme sur la Figure I.46. L'élément est défini par sa normale  $\mathbf{x}_3$  et son plan  $(\mathbf{x}_1 - \mathbf{x}_2)$ . Ainsi, cet élément travaille en traction/compression (Mode I) via la contrainte  $\sigma_{33}$  et en cisaillement hors-plan via  $\tau_{13}$  et  $\tau_{23}$  (Mode II). Cette interface est pilotée en sauts de déplacements donnés par  $\boldsymbol{\delta} = [\delta_1, \delta_2, \delta_3]^T$  c'est-à-dire le déplacement relatif entre la face supérieure et la face inférieure.

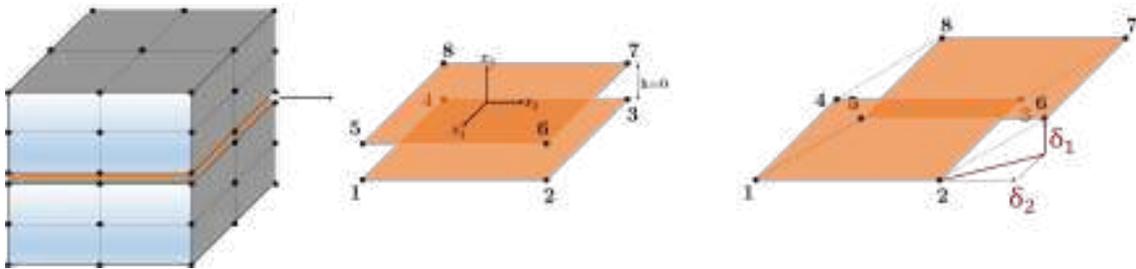


Figure I.46 – Schéma d'un élément cohésif dans un maillage volumique

La particularité de ce type d'élément est que son épaisseur est nulle, caractéristique impossible pour des éléments volumiques standards, car cela engendrerait des problèmes numériques importants, comme une diminution drastique du pas de temps critique en calcul explicite ou encore un ratio entre les longueurs trop important. C'est pourquoi leur formulation diffère des éléments "classiques". En effet, la notion de *saut de déplacement* couplée à une intégration surfacique permet d'éviter ce genre de désagrément. L'équation Eq-I.12 exprime le saut de déplacement d'un point  $m$  situé sur la surface médiane de l'interface en fonction des fonctions de formes  $N_k(m)$  de la surface médiane ainsi que de la différence de déplacement entre le nœud inférieur  $k$  et son correspondant  $k + 4$  sur la face supérieure.

$$\delta(m) = \sum_{k=1}^4 N_k(m) \delta_k \quad (\text{I.12})$$

### I.3.4.2 Les critères de rupture

Après avoir défini l'élément cohésif, il faut s'attarder sur les lois qui régissent son comportement, particulièrement l'initiation et la propagation de son endommagement. Une revue succincte sera présentée par la suite concernant tout d'abord les critères d'initiation puis sur les critères de propagation.

#### Critères d'initiation

L'initiation du délaminage dépend de l'état de contraintes  $(\sigma_{33}, \tau_{13}, \tau_{23})$  dans l'élément cohésif. [Christensen et Teresa, 2004] utilise un critère en contrainte maximale pour la contrainte normale et un critère quadratique en contraintes pour le cisaillement (Eq-I.13) :

$$\begin{cases} \frac{\sigma_{33}}{Z_T} \geq 1 \\ \left(\frac{\tau_{13}}{S_{13}}\right)^2 + \left(\frac{\tau_{23}}{S_{23}}\right)^2 \geq 1 \end{cases} \quad (\text{I.13})$$

où  $Z_T$  est la contrainte à rupture en traction,  $S_{13}$  et  $S_{23}$  les contraintes maximales en cisaillement. Cependant, ce modèle dissocie les deux types de contraintes, c'est pourquoi il n'est pas très répandu dans la littérature contrairement au critère proposé par [Brewer et Lagace, 1988], qui en plus de combiner les contraintes normales et de cisaillement, intègre la compression de l'interface sur son axe normal (Eq-I.14).

$$\left(\frac{\sigma_{33}}{Z}\right)^2 + \left(\frac{\tau_{13}}{S_{13}}\right)^2 + \left(\frac{\tau_{23}}{S_{23}}\right)^2 \geq 1 \quad (\text{I.14})$$

Avec

$$\begin{cases} Z = Z_T & \text{si } \sigma_{33} > 0 \\ Z = Z_C & \text{si } \sigma_{33} < 0 \end{cases}$$

où  $Z_T$  et  $Z_C$  sont respectivement les contraintes à rupture en traction et en compression. D'autres auteurs proposent d'intégrer le comportement en traction ou en compression dans un seul critère et de lier les contraintes de cisaillement avec une seule limite à rupture [Hou, 2001]. Enfin, [Fenske et Vizzini, 2001] ou encore [Chen *et al.*, 2004] incluent l'effet des contraintes calculées directement dans le plan du pli. Cependant, ces stratégies nécessitent la "discussion" entre les éléments pour accéder aux états de contraintes adjacents; cela n'est pas possible dans tous les codes de calcul commerciaux.

### Critères de propagation

Une fois initiées, les interfaces de délaminage ont besoin de savoir comment propager l'endommagement au cours du temps. Les critères de propagation sont basés sur la mécanique de la rupture et permettent de propager des fissures en mode mixte. Les équations utilisées sont écrites en fonction des taux de restitution d'énergie en mode I ( $G_I$ ), en mode II ( $G_{II}$ ) et en mode III ( $G_{III}$ ). Il existe plusieurs critères dans la littérature résumés par [Reeder, 1992], mais nous ne présenterons que les deux critères les plus communément utilisés.

Le premier est la *loi puissance*. Initialement développée par [Wu, 1965], elle a été largement utilisée sous sa forme la plus générale présentée par l'équation Eq-I.15.

$$\left(\frac{G_I}{G_I^c}\right)^{\alpha_I} + \left(\frac{G_{II}}{G_{II}^c}\right)^{\alpha_{II}} + \left(\frac{G_{III}}{G_{III}^c}\right)^{\alpha_{III}} = 1 \quad (\text{I.15})$$

où  $G_i^c$  est le taux de restitution d'énergie critique pour le mode  $i = (I, II, III)$  et  $\alpha_i$  une constante expérimentale associée à chacun des modes de ruine. Ce critère est généralement utilisé sous sa forme linéaire, *i.e.* lorsque  $\alpha_I = \alpha_{II} = \alpha_{III}$ . [Camanho *et al.*, 2003] l'a simplifié en considérant  $G_S = G_{II} + G_{III}$  et devient :

$$\left(\frac{G_I}{G_I^c}\right)^\alpha + \left(\frac{G_S}{G_{II}^c}\right)^\alpha = 1 \quad (\text{I.16})$$

Le deuxième critère est le critère de *Benzeggagh-Kenane* [Benzeggagh et Kenane, 1996] et présenté par l'équation Eq-I.17 :

$$G_{Ic} + (G_{IIc} - G_{Ic}) \left(\frac{G_{II} + G_{III}}{G_T}\right)^\eta = G_{Tc} \quad (\text{I.17})$$

où  $\eta$  est un paramètre du critère et  $G_T = G_I + G_{II} + G_{III}$ . Ce critère permet de mieux représenter le comportement des interfaces de délaminage pour une large gamme de matériaux composites.

### I.3.5 Modélisation des fissures intralaminaires

Les délaminages sont donc très largement modélisés avec des stratégies très diverses. Malgré qu'elles prédisent de façon très satisfaisante la propagation, l'initiation est quant à elle un sujet encore à étudier. En effet, dans l'ensemble de ces modèles les critères d'initiation sont basés sur des considérations macroscopiques. Or, la communauté scientifique affirme que ces délaminages sont initiés par les fissurations matricielles au sein des plis : les fissurations intralaminaires. Dans la section qui suit, nous présenterons trois principales approches utilisées pour modéliser ce type de fissurations. Ces approches sont :

- L'approche bi-phasique de [Airoldi *et al.*, 2020]
- L'approche par modélisation inverse de l'endommagement de [Ren *et al.*, 2019]
- L'approche statistique de [Kahla *et al.*, 2018]

#### Approche bi-phasique

Cette approche a été proposée en 2020 par [Airoldi *et al.*, 2020] pour modéliser le délaminage mais aussi les fissurations transverses de la résine dans un stratifié composite unidirectionnel. Cette stratégie repose sur le découplage<sup>2</sup> des propriétés des fibres et de la résine dans le stratifié. Cette décomposition est implémentée dans un modèle éléments finis avec deux types d'éléments : les éléments membranes, représentant le comportement des fibres, sont insérés dans des éléments 3D représentant la résine.

L'approche développée a été initiée par d'autres auteurs de la même équipe de recherche comme [Baldi *et al.*, 2011]. Les travaux initiaux s'étaient concentrés sur le choix des éléments à utiliser. Concernant le choix de la modélisation des fissures transverses, il a été décidé que son état de contrainte serait le même que celui de la phase résine. Ainsi, les degrés de liberté de translation ainsi que de rotation sont intégralement transmis entre la résine et cet élément. L'endommagement de cet élément est géré par une variable d'endommagement dépendant de l'état de déformation de la résine et suivant une loi bilinéaire. De plus, cet élément ne

---

2. Les deux phases en question sont les fibres et la résine

s'endommage qu'en Mode II. Il est intéressant de noter que la contrainte d'initiation doit être calibrée en fonction du nombre de plis du stratifié, comme illustré par l'équation Eq-I.18.

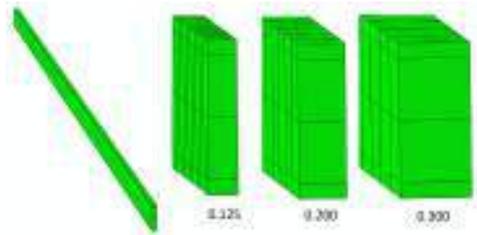
$$\sigma_0 = \sqrt{\frac{8G}{\pi T \Lambda_{22} \xi}} \quad (\text{I.18})$$

où  $G$  est le taux de restitution d'énergie,  $T$  l'épaisseur totale des plis dans la même orientation,  $\xi$  un paramètre identifié par [Meer et Davila, 2013] et  $\Lambda_{22}$  une variable reliée aux propriétés du matériau défini par l'équation Eq-I.19.

$$\Lambda_{22} = 2 \left( \frac{1}{E_{22}} - \frac{\nu_{12}^2}{E_{11}} \right) \quad (\text{I.19})$$

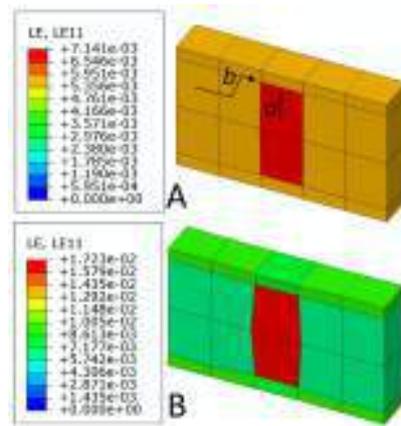
où  $E_{11}$  (*resp.*  $E_{22}$ ) est le module d'Young de la résine dans le sens long (*resp.* sens travers) et  $\nu_{12}$  le coefficient de Poisson dans le plan (12). Ces relations permettent au modèle de simuler numériquement la densité de fissure au cours du temps.

Pour valider la stratégie, les auteurs ont eu recours à des “petits” modèles illustrés sur la Figure I.47.



**Figure I.47** – Modèles éléments finis d'une coupe transversale d'un pli d'unidirectionnel [Airoldi *et al.*, 2020]

Ce modèle a été confronté à un essai de traction sur un carbone/époxy [0/90<sub>3</sub>/0]. La Figure I.48 montre le lien entre endommagement matriciel et délaminage.



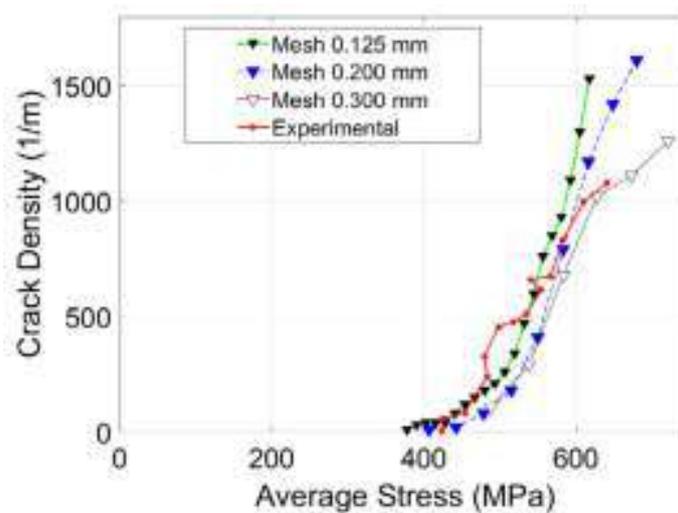
**Figure I.48** – Modélisation de l'interaction entre une fissure transverse et un délaminage : (A) contour de déformation à l'initiation de la fissure, (B) contour de déformation après destruction totale de l'élément [Airoldi *et al.*, 2020]

On remarque que les fissures sont localisées dans les plis à 90° car les plis adjacents

empêchent la propagation de la fissure. Une fois la fissure matricielle initiée, le chemin d'effort dans les plis à 90° s'en trouve modifié, puisqu'il arrête sa propagation dans l'épaisseur pour poursuivre sa route suivant deux mécanismes :

- Une partie des contraintes internes est transférée à la phase “matrice” (Figure I.48-A-a)
- Une autre partie est transférée à l'interface entre les plis de directions différentes. Ces contraintes vont initier un délaminage (Figure I.48-A-b)

Ce phénomène va se reproduire tout au long de la direction de sollicitation et créer donc un certain nombre de fissures. Cette densité de fissures est aussi bien captée par le modèle avec une légère dépendance au maillage, comme l'illustre la Figure I.49.



**Figure I.49** – Comparaison expérimental-numérique de l'évolution de la densité de fissures dans un stratifié carbone/époxy pour différentes tailles de maille [Airoldi *et al.*, 2020]

Ce modèle représente de façon très fidèle le comportement du stratifié vu en essais. De plus, l'évolution des fissures transverses est décrite avec précision et interagit avec les délaminages. Cette approche a l'avantage de simuler indépendamment le délaminage et les fissurations matricielles avec un seul modèle sans introduire de nouveaux éléments d'interfaces et sans raffiner le maillage dans l'épaisseur ; elle ouvre aussi des possibilités dans la compréhension des phénomènes d'interaction fissurations matricielles/délaminage en ayant recours à des modèles à l'échelle mésoscopique.

### Approche par modélisation inverse de l'endommagement

Ce type d'approche fait partie d'un ensemble de développements effectués par [Ren *et al.*, 2019]. Sa particularité est qu'il tient compte de l'endommagement des fibres et de la résine en traction mais aussi en compression. Ce choix a été fait en se basant sur les mécanismes vus en essais. En effet, durant la remontée de l'impacteur lors d'un impact, certaines fissures se referment et créent donc des zones de transition entre les endommagements intralaminaires en traction et les endommagements en compression. Pour représenter ce phénomène, trois modèles d'endommagement sont présentés ci-dessous par les équations Eq-I.20, Eq-I.21 et Eq-I.22 :

— *Coupled Tension-Compression* (CTC) :

$$d_i = d_i^t + d_i^c - d_i^t \cdot d_i^c \quad (\text{I.20})$$

— *Semi-Stiffness Recovery* (SSR) :

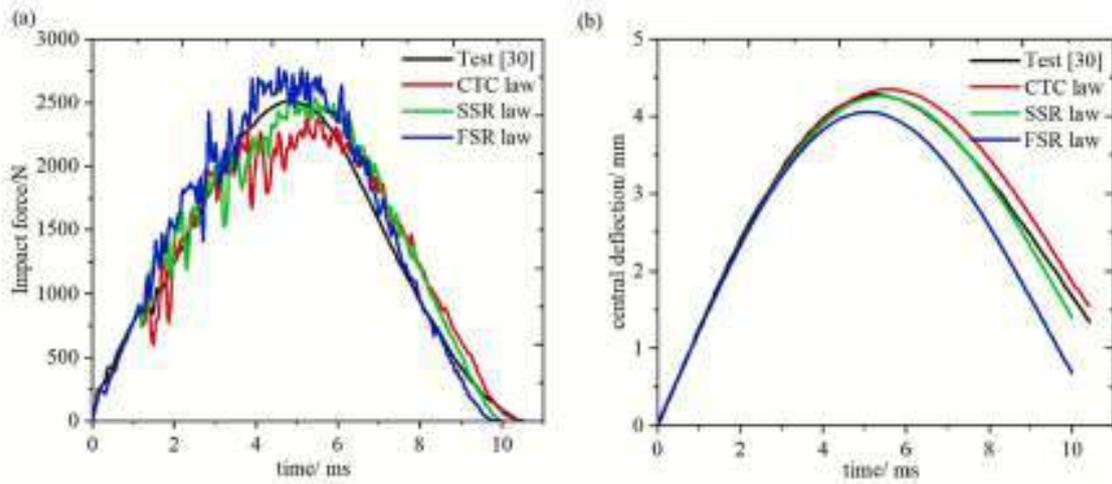
$$d_i = \max \left( d_i^t \frac{\langle \sigma_{ij} \rangle}{|\sigma_{ij}|}, d_i^c \right) \quad (\text{I.21})$$

— *Full-Stiffness Recovery* (FSR) :

$$d_i = d_i^t \frac{\langle \sigma_{ij} \rangle}{|\sigma_{ij}|} + d_i^c \frac{\langle -\sigma_{ij} \rangle}{|\sigma_{ij}|} \quad (\text{I.22})$$

où  $i = (1, 2)$  représente les deux directions du pli. Les contraintes sont définies suivant l'opérateur de McCauley où  $\langle x \rangle = \frac{(x + |x|)}{2}$ .

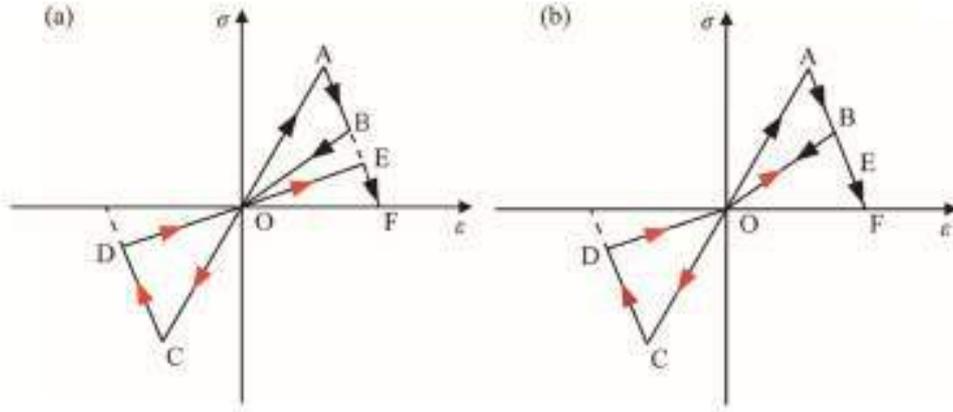
Les trois modèles ont été confrontés aux essais d'impact pour notamment comparer les seuils de délaminage, l'énergie dissipée durant l'impact mais aussi la forme des délaminages générés. La [Figure I.50](#) représente la réponse à un impact 5 J d'une plaque graphite/époxy.



**Figure I.50** – Réponse à un impact 5 J d'un stratifié graphite/époxy : (a) Courbe effort-temps, (b) Courbe déflexion-temps au centre de la plaque impactée [Ren *et al.*, 2019]

Les trois modèles ont été testés et l'auteur conclut que le modèle le plus correct est le SSR au vu de ces courbes. La déflexion est bien captée par le modèle grâce notamment à la dégradation des raideurs des interfaces intralaminaires lors de la remontée de l'impacteur où les contraintes dans ces zones peuvent être négatives. Cependant, les méthodes CTC et SSR surestiment les zones délaminées contrairement à la méthode FSR. En effet, avec SSR lorsque le dommage initié par la traction se referme lors de la remontée de l'impacteur, cette dernière s'en trouve donc dégradée ([Figure I.51-a](#)). Dans le cas de la méthode FSR, l'état

d'endommagement demeure inchangé lorsqu'il y a une inversion dans le chargement (Figure I.51-b).



**Figure I.51** – Loïs d'endommagement intralaminaires : (a) Loi Semi-Stiffness Recovery [SSR], (b) Loi Full-Stiffness Recovery [FSR] [Ren *et al.*, 2019]

Ce modèle présente donc l'avantage de modéliser les endommagements intralaminaires pour mieux capter la réponse d'un impact basse vitesse sur une structure unidirectionnelle.

### Approche statistique

Cette dernière approche a été développée par [Kahla *et al.*, 2018] dans le cadre de recherches pour prédire le comportement des fissurations intralaminaires dans un UD soumis à un chargement cyclique. Le fait que ce modèle soit basé sur une approche statistique est que la résistance dans la direction transverse du pli n'est pas uniforme à cause des inhomogénéités dans la distribution des fibres dans le pli.

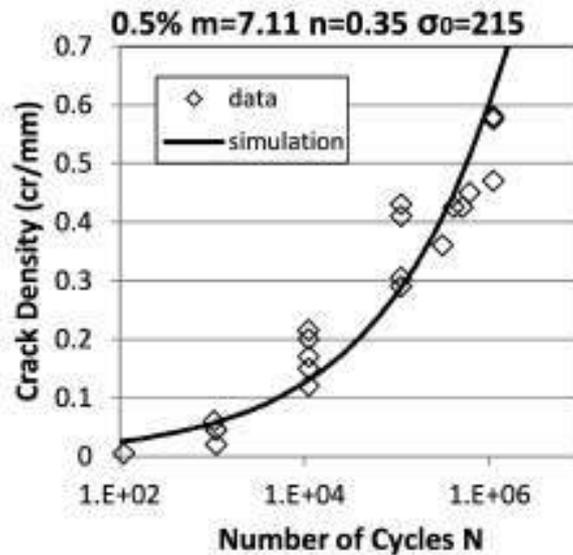
L'initiation de ces fissures n'est plus considérée comme une donnée intrinsèque mais une variable statistique. L'endommagement étant généralement caractérisé par une densité de fissure noté  $\rho_k$  dans le  $k^{ième}$  pli, l'auteur se base sur cette définition pour choisir la taille de maille de ses éléments. Une fois choisie, il est nécessaire de choisir la distribution des contraintes. Pour cela, une loi de Weibull (Eq-I.23) est utilisée pour définir la probabilité  $\mathcal{P}_i$  qu'a un élément de volume  $V$  ayant une contrainte  $\sigma_i$  d'initier une fissure.

$$\mathcal{P}_i = 1 - e^{-\frac{V}{V_0} \left( \frac{\sigma_i}{\sigma_0^t} \right)^m} \quad (\text{I.23})$$

où  $\sigma_0^t$  est la contrainte d'initiation identifiée sur un essai de traction à  $90^\circ$ ,  $m$  et  $\sigma_i$  respectivement des paramètres de forme et d'échelle de la loi, identifiés sur des essais de référence sur un élément de volume  $V_0$ . L'identification des paramètres de la loi est effectuée en linéarisant la relation de Weibull.

Cette méthode, initialement développée pour des cas de charge statique, a été étendue à des chargements de fatigue après quelques hypothèses, notamment en supposant que l'initiation des fissures se produit au même endroit en statique et en fatigue. La Figure I.52

représente l'évolution de la densité de fissures en fonction du nombre de cycles pour le jeu de paramètres identifié par l'auteur.



**Figure I.52** – Comparaison expérimental-numérique de la densité de fissures en fonction du nombre de cycles dans un stratifié UD [Kahla *et al.*, 2018]

Ce graphe montre que le modèle capte assez bien l'évolution de la densité de fissures mais il reste limité à des niveaux de charges assez bas et des densités de fissures assez faibles. En effet, une fois initiées, les fissures vont interagir entre elles ; dès lors, ce n'est plus du ressort du modèle, puisqu'il ne permet de capter que l'initiation des endommagements matriciels.

### I.3.6 Bilan sur la modélisation des stratifiés composites

La littérature foisonne de modèles pour décrire le comportement des composites à l'impact. Concernant les tissus, leur caractère multi-échelle impose un choix de modélisation préalablement réfléchi pour représenter les phénomènes souhaités avec le degré de précision souhaité. Ce choix a permis de faire ressortir trois catégories de modèles.

Les approches tridimensionnelles sont très coûteuses en termes de temps de calcul mais ont l'avantage de capter très précisément l'initiation et la propagation des fissurations. Ces modèles ne peuvent pas être utilisés tels quels et sont donc des passerelles vers les modèles macroscopiques, beaucoup plus adaptés pour modéliser des structures macroscopiques. Les modèles homogénéisés sont beaucoup moins restrictifs en termes de temps de calcul mais décrivent avec une certaine difficulté les endommagements. Enfin, les approches dites par "endommagement discret" permettent de simuler les mécanismes de ruine observés à l'échelle de la mèche ou du toron de fibres. C'est un bon compromis entre temps de calcul et précision dans la représentativité de l'endommagement.

Une fois l'échelle de modélisation choisie, il convient de choisir les phénomènes à représenter. Généralement, ce qui est intéressant à étudier est le délaminage, car c'est un phénomène très pénalisant pour les structures composites. De fait, différentes approches existent, mais la plus communément utilisée est l'approche par éléments cohésifs. En effet, elle offre l'avantage de prédire l'initiation mais aussi la propagation du délaminage. Cette méthode est aussi facilement implémentable dans les codes de calcul traditionnels. Cependant, cette initiation est "artificielle" car elle repose sur un critère global et ne prend pas en compte son caractère très localisé. De fait, les délaminages sont initiés par les fissurations matricielles mais ces dernières ne sont pas évidentes à représenter. C'est pourquoi différents modèles ont été développés, tels que les méthodes reposant sur des approches statistiques, aussi utilisées dans les hybrides. Ces méthodes reposent sur des densités probables de fissures à certains endroits du stratifié basées sur les contraintes locales dans l'élément.

Nous nous sommes donc proposé de creuser cette voie de modélisation des interfaces intralaminaires en adoptant une approche discrète mais ne reposant pas sur une approche probabiliste.

## I.4 Conclusion

Les travaux présentés dans ce chapitre tant sur les unidirectionnels que sur les tissus ou les hybrides montrent que les scénarios d'endommagement sont très complexes et surtout en interaction entre eux, ce qui rend difficile leur compréhension et leur modélisation.

Dans la première partie, les études expérimentales ainsi que les principaux résultats ont été explicités. Une revue des différents travaux sur les tissus a été effectuée et a montré qu'une structure tissée possède un comportement multi-échelle et que sa réponse à l'impact est influencée par de nombreux facteurs (géométrie, vitesse d'impact, conditions limites, ...). Ces variabilités sont aussi valables pour les unidirectionnels, c'est pourquoi un cadre a été choisi pour les essais réalisés durant les travaux présentés dans les chapitres suivants pour limiter les variabilités de ces facteurs dans la réponse des stratifiés étudiés. Les scénarios d'endommagement ont été mis en évidence dans le cas des tissus et UD. Cependant, les travaux principalement effectués sur les hybrides ont été moins nombreux sur les impacts. En effet, le principal objectif de ces études est d'évaluer l'effet hybride à travers des essais majoritairement statiques.

Dans la deuxième partie de cette revue, ont été présentées les différentes stratégies de modélisation utilisées par les auteurs pour représenter le comportement des structures composites à l'impact. Ces modélisations reposent en général sur les observations expérimentales. Le point important sur lequel se sont concentrées les études est la modélisation du délaminage. Pour cela, différentes approches ont été testées, notamment l'approche par les éléments cohésifs, détaillée dans cette revue. L'avantage est de pouvoir prédire l'initiation mais aussi la propagation des délaminages. Cependant, cette approche concernant l'initiation repose sur un critère "artificiel", puisque le lien entre les fissurations intralaminaires et interlaminaires n'est pas explicite. C'est pourquoi d'autres auteurs ont proposé de nouvelles méthodes pour modéliser ces interfaces et initier plus correctement les délaminages. L'une des approches les plus abouties est l'approche statistique, basée sur la probabilité d'initier une fissure localement dans l'élément. Cette approche est aussi utilisée dans la modélisation des stratifiés hybrides en raison de leurs fortes hétérogénéités en plus de celles intrinsèquement déjà présentes dans les stratifiés standards.

Les prochains chapitres seront consacrés au développement d'un nouvel élément d'interface intralaminaire tout en restant dans le cadre des stratégies de modélisation développées dans l'équipe et présentées dans le chapitre suivant. Ce travail sera suivi d'une phase d'identification puis de validation avec notamment des essais d'indentation quasi-statiques et d'impacts basse vitesse. Enfin, ce modèle sera utilisé en dehors de son cadre de validation, avec des impacts basse vitesse sur des stratifiés hybrides (UD/Tissu) à différentes énergies d'impacts et sur différentes stratifications.



---

---

# Chapitre II      Présentation de la stratégie Semi-Continue

---

---

## Sommaire

---

II.1	Introduction . . . . .	<b>68</b>
II.2	Modélisation des stratifiés tissés . . . . .	<b>69</b>
II.2.1	Principe général . . . . .	69
II.2.2	Stratégie de modélisation . . . . .	69
II.2.3	Comportement mécanique et endommagement . . . . .	70
II.3	Modélisation des unidirectionnels . . . . .	<b>73</b>
II.3.1	Principe général . . . . .	73
II.3.2	Stratégie de modélisation . . . . .	73
II.4	Modélisation des interfaces interlaminaires . . . . .	<b>76</b>
II.5	Résultats et limitations . . . . .	<b>77</b>
II.5.1	Résultats sur la modélisation des tissus . . . . .	77
II.5.2	Résultats sur la modélisation des unidirectionnels . . . . .	77
II.5.3	Limitations du modèle unidirectionnel . . . . .	78
II.6	Bilan sur la stratégie Semi-Continue . . . . .	<b>81</b>

---

## II.1 Introduction

Ce chapitre est consacré à une présentation détaillée du modèle Semi-Continu : le principe, les développements ainsi que les résultats seront présentés dans le cadre de la modélisation des tissus mais aussi des unidirectionnels.

Tout d'abord, la première partie sera consacrée aux travaux développés sur l'élément tissu et l'interface de délaminage. La stratégie Semi-Continue a été développée par [Navarro, 2010] dans le cadre de ses travaux de thèse sur les stratifiés tissés. Le point de départ a été l'observation expérimentale du scénario d'endommagement sur une structure sandwich (tissu+mousse). Ce scénario a permis d'isoler les mécanismes d'endommagement et de développer en conséquence un élément fini permettant de reproduire le comportement observé. Cet élément est l'assemblage d'une plaque et d'un réseau de barres. La nouveauté dans cette stratégie est le fait que le comportement en membrane est représenté par la plaque et les barres tandis qu'en flexion et en cisaillement transverse, seuls l'élément plaque est sollicité. Cette approche a ensuite été reprise par [Pascal, 2016] et enrichie par une modélisation plus réaliste de l'enchevêtrement des torons de fibres et par le décalage des barres par rapport au plan moyen. Ceci a pour conséquence de modifier le comportement de l'ensemble {plaque+barres} puisque le comportement en flexion globale est repris par les barres et la plaque ne représente désormais plus que le comportement de la résine en membrane et en flexion. Ainsi les modules de la résine en membrane et en flexion sont strictement identiques.

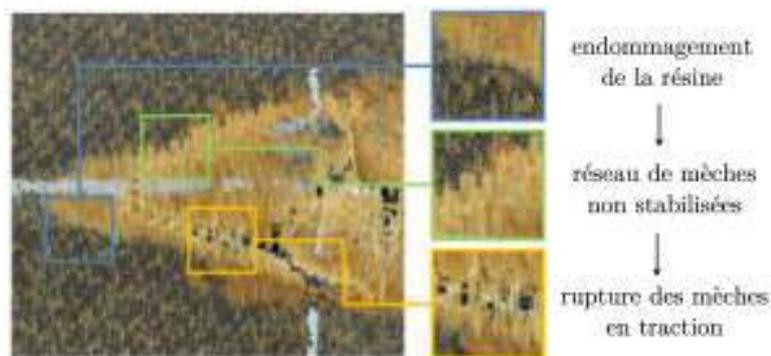
Ensuite, dans la deuxième, le modèle de [Mahmoud, 2017] sera présenté. Ce travail s'est largement inspiré des travaux précédents et adapté aux unidirectionnels. Cette stratégie fonctionne très bien sur les stratifiés minces mais dès lors qu'un stratifié plus épais est impacté, le modèle n'arrive pas à capter les phénomènes observés et encore moins le scénario d'endommagement. En effet, la prépondérance du cisaillement hors-plan dans ce type de structure rend le modèle inutilisable hors de son cadre de validation sur les stratifiés minces. Ceci sera l'objet de la troisième partie dans laquelle une confrontation essai-calcul montrera les limitations du modèle Semi-Continu dans le cadre des UD.

## II.2 Modélisation des stratifiés tissés

### II.2.1 Principe général

Cette approche a été développée dans le laboratoire de l'*Institut Clément ADER* de Toulouse, initiée par [Navarro, 2010] lors de son doctorat. Elle est basée sur des observations expérimentales du mécanisme d'endommagement d'une structure sandwich, type pale d'hélicoptère, constituée d'une peau hybride en tissu de verre/époxy et carbone/époxy soumise à un impact oblique. Le scénario identifié se décompose en trois phases (Figure II.1) :

1. Tout d'abord, la résine s'endommage
2. Ensuite, les mèches ne sont plus stabilisées et vont travailler principalement en traction
3. Enfin, les mèches vont rompre en traction



**Figure II.1** – Scénario d'endommagement déduit du faciès de rupture post-impact sur une structure sandwich constituée d'une peau en tissu de verre/époxy et carbone/époxy [Navarro, 2010]

Le principe général du modèle *Semi-Continu* est de pouvoir représenter d'une part la tenue mécanique du tissu sain et d'autre part sa tenue une fois endommagé en distinguant le comportement des fibres de celui de la résine.

### II.2.2 Stratégie de modélisation

Le travail initial a été l'introduction d'un nouvel élément spécifique développé par [Navarro, 2010] puis amélioré par [Pascal, 2016]. Cet élément, modélisé à l'échelle de la maille élémentaire du tissu, est constitué d'éléments barres, qui représentent les torons de fibres, stabilisés par un élément plaque représentant la résine. Chacune de ces barres est construite à partir de deux nœuds virtuels, eux mêmes liés aux nœuds de l'élément plaque via un lien rigide (Figure II.2). Leur agencement permet de reproduire le motif de tissage du matériau utilisé. Cinq briques élémentaires sont alors nécessaires pour représenter les matériaux étudiés jusqu'à présent (carbone/époxy satin de 5 et verre/époxy satin de 8).

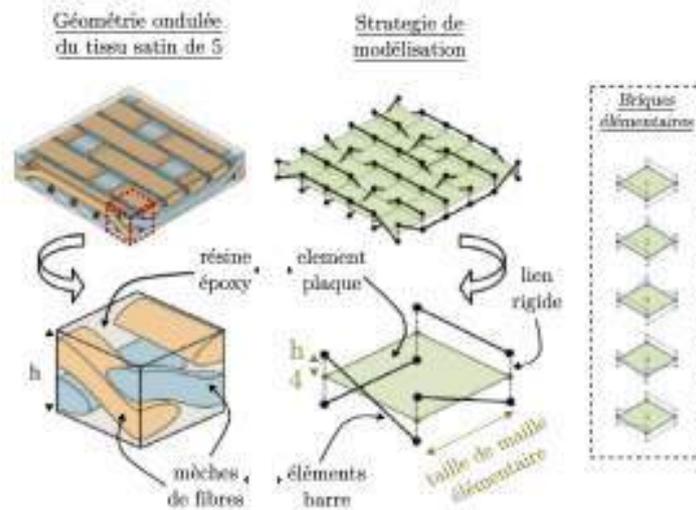


Figure II.2 – Stratégie de modélisation dans la stratégie *Semi-Continue*

Le scénario d'endommagement identifié peut alors être représenté (Figure II.3).

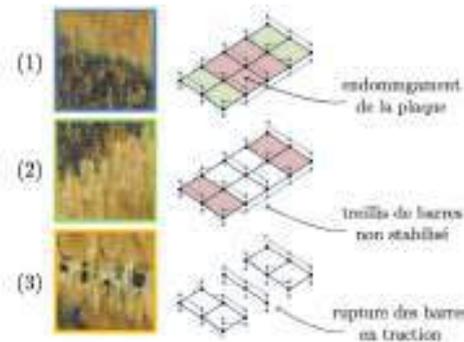


Figure II.3 – Principe de modélisation du scénario d'endommagement [Navarro, 2010], [Pascal, 2016]

### II.2.3 Comportement mécanique et endommagement

L'élément barre a un comportement linéaire élastique fragile dont l'effort peut être calculé par l'équation Eq-II.1.

$$F_{rod} = \sigma_{rod} \cdot S = E_{rod} \cdot S \cdot \varepsilon_{rod,t} \quad \text{avec } \varepsilon_{rod,t} = \frac{\Delta u}{L} \quad (\text{II.1})$$

où  $E_{rod}$  est le module d'Young du toron de fibres,  $S$  la section de la barre,  $L$  sa longueur et  $\Delta u$  son allongement.

La rupture de la barre en traction est basée sur un critère en déformation maximale :

$$\text{si } \varepsilon_{rod,t} > \varepsilon_{rod,t}^{max} \quad \text{alors rupture de l'élément barre} \quad (\text{II.2})$$

Où  $\varepsilon_{rod,t}$  est la déformation à chaque pas de temps de la barre et  $\varepsilon_{rod,t}^{max}$  la déformation à rupture des torons de fibre.

L'élément plaque possède quant à lui un comportement isotrope et le calcul des flux d'effort est donné par la théorie des plaques.

L'endommagement de la résine, observé au cours des essais d'impact, se développe suivant les deux directions du tissu  $(x, y)$ . C'est pourquoi un endommagement anisotrope a été implémenté à travers deux variables d'endommagements  $d_i$  ( $i = x, y$ ) (Eq-II.3) calculées à partir de fonctions thermodynamiques  $Y_i$  ( $i = x, y$ ) (Eq-II.4).

$$d_i = \begin{cases} \frac{\langle \sqrt{Y_i} - \sqrt{Y_0} \rangle}{\sqrt{Y_c} - \sqrt{Y_0}} & \text{si } Y_i \geq Y_0 \\ 0 & \text{sinon} \end{cases} \quad (\text{II.3})$$

$$Y_i = \frac{E_0}{2(1-\nu^2)} \langle \varepsilon_m^{ii} + \varepsilon_f^{ii,max} \rangle^2 \quad (\text{II.4})$$

où  $Y_0$  et  $Y_c$  sont respectivement le seuil d'initiation et de propagation de l'endommagement,  $E_0$  et  $\nu$  les propriétés matériau de la résine,  $\varepsilon_m^{ii}$  et  $\varepsilon_f^{ii,max}$  les déformations en membrane et en flexion dans la direction  $ii$ . Ces variables d'endommagement sont ensuite intégrées dans les matrices de comportement pour dégrader progressivement chacun des termes.

Ainsi, les matrices de comportement en membrane et en flexion sont exprimées par Eq-II.5.

$$[C_m] = [C_f] = \begin{bmatrix} \frac{E_x}{1-\nu_{xy}\nu_{yx}} & \frac{\nu_{yx}E_x}{1-\nu_{xy}\nu_{yx}} & 0 \\ \frac{\nu_{xy}E_y}{1-\nu_{xy}\nu_{yx}} & \frac{E_y}{1-\nu_{xy}\nu_{yx}} & 0 \\ 0 & 0 & G_{xy} \end{bmatrix} \quad (\text{II.5})$$

$$\text{avec } \begin{cases} E_x = (1-d_x)E_0 \\ E_y = (1-d_y)E_0 \\ G_{xy} = (1-d_{xy})G_0 \\ \nu_{xy} = (1-d_x)\nu \\ \nu_{yx} = (1-d_y)\nu \end{cases} \quad (\text{II.6})$$

Avec  $E_0$ ,  $G_0$  et  $\nu$  le module élastique, le module de cisaillement et le coefficient de Poisson de la résine. L'endommagement  $d_{xy}$  est calculé en fonction de la déformation plastique de l'élément plaque ; son calcul sera précisé dans les paragraphes suivants.

Le comportement en cisaillement hors-plan est quant à lui régi par l'équation Eq-II.7.

$$[C_c] = \begin{bmatrix} G_{xz} & 0 \\ 0 & G_{yz} \end{bmatrix} \text{ avec } \begin{cases} G_{xz} = (1-d_x)G_0 \\ G_{yz} = (1-d_y)G_0 \end{cases} \quad (\text{II.7})$$

Pour le comportement en cisaillement plan, un critère de pseudo-plasticité a été implémenté pour représenter les déformations irréversibles. La surface de charge est définie par la fonction suivante Eq-II.8 :

$$f = |\tau_{xy}| - K_{plas} \cdot \varepsilon_p^\beta - \tau_0 \quad (\text{II.8})$$

où  $\tau_{xy}$  est la contrainte de cisaillement plan,  $\tau_0$  la contrainte de plasticité,  $K_{plas}$  et  $\beta$  des paramètres de la loi d'écroissage et  $\varepsilon_p$  la déformation plastique cumulée.

Cela permet de calculer l'endommagement de la plaque en cisaillement plan  $d_{xy}$  avec :

$$d_{xy} = \begin{cases} 0 & \text{si } \gamma_{xy}^p < \gamma_{xy,max}^p \\ 1 & \text{si } \gamma_{xy}^p \geq \gamma_{xy,max}^p \end{cases} \quad (\text{II.9})$$

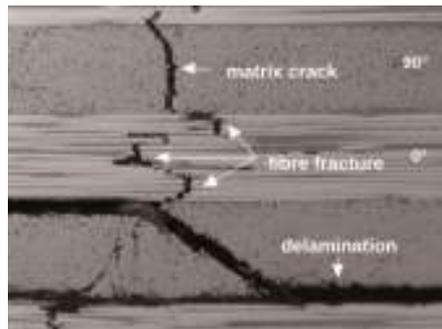
Avec  $\gamma_{xy}^p$  la déformation plastique de la plaque et  $\gamma_{xy,max}^p$  la déformation plastique seuil.

## II.3 Modélisation des unidirectionnels

### II.3.1 Principe général

La stratégie adoptée repose sur le même principe que pour les tissus, à savoir que le point de départ est l'observation expérimentale. [Mahmoud *et al.*, 2017] a observé que lors d'un impact sur un stratifié unidirectionnel, trois mécanismes d'endommagement se succèdent (Figure II.4) :

- Tout d'abord, un endommagement de la résine est observé (fissurations matricielles et délaminage)
- Ensuite, les paquets de fibres ne sont plus stabilisées et travaillent en traction
- Enfin, les fibres cassent en traction

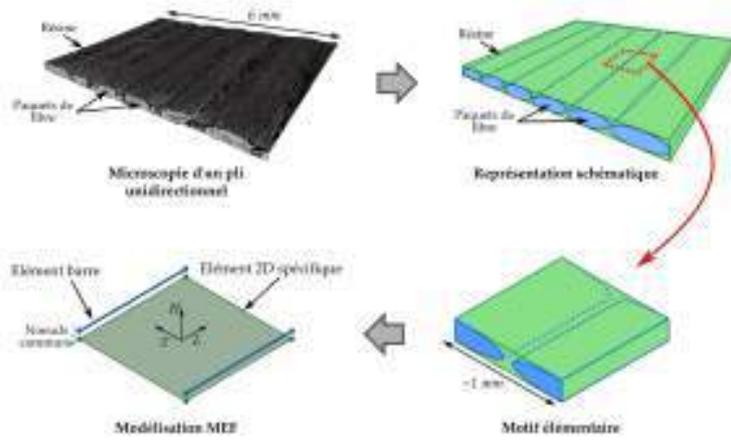


**Figure II.4** – Endommagements observés lors d'un impact sur un stratifié UD [Davies, 2004]

Les fissures intralaminaires apparaissent dans le pli et sont orientées dans le sens des renforts, puis elles se propagent dans le pli et dans le sens orthogonal au pli pour atteindre les interfaces entre les plis : c'est l'initiation du délaminage. Ensuite, les fibres vont reprendre le chargement jusqu'à atteindre le point de rupture en traction. L'élément développé repose donc sur une séparation des comportements de la résine et des torons de fibres, comme pour le tissu.

### II.3.2 Stratégie de modélisation

Le travail effectué par [Mahmoud *et al.*, 2017] repose sur la même démarche que celle initiée par [Navarro, 2010] et [Pascal, 2016]. En effet, en se basant sur les observations expérimentales, un motif élémentaire a été défini et correspond à la largeur moyenne des paquets de fibres entre deux fissurations matricielles successives dont la taille est d'environ 1mm (Figure II.5).



**Figure II.5** – Principe du modèle *Semi-Continu* pour les unidirectionnels [Mahmoud *et al.*, 2017]

Les éléments barres et plaque sont implémentés de la même manière que pour les tissus. Cependant, les barres sont dans le plan de la plaque et ne sont donc pas décalées par rapport au plan moyen, ce qui signifie que le comportement en flexion n'est plus repris par les barres. Les matrices de comportement de la plaque en membrane et en flexion sont donc différentes, comme présentées par les équations Eq-II.10 et Eq-II.11.

$$[C_m] = \begin{bmatrix} \frac{E_L^m}{1 - \nu_{LT}^m \nu_{TL}^m} & \frac{\nu_{TL}^m E_L^m}{1 - \nu_{LT}^m \nu_{TL}^m} & 0 \\ \frac{\nu_{LT}^m E_T^m}{1 - \nu_{LT}^m \nu_{TL}^m} & \frac{E_T^m}{1 - \nu_{LT}^m \nu_{TL}^m} & 0 \\ 0 & 0 & G_{LT} \end{bmatrix} \quad (\text{II.10})$$

$$[C_f] = \begin{bmatrix} \frac{E_L^f}{1 - \nu_{LT}^f \nu_{TL}^f} & \frac{\nu_{TL}^f E_L^f}{1 - \nu_{LT}^f \nu_{TL}^f} & 0 \\ \frac{\nu_{LT}^f E_T^f}{1 - \nu_{LT}^f \nu_{TL}^f} & \frac{E_T^f}{1 - \nu_{LT}^f \nu_{TL}^f} & 0 \\ 0 & 0 & G_{LT} \end{bmatrix} \quad (\text{II.11})$$

où  $(L, T)$  désignent les directions *longitudinal* et *transvers* du pli et avec  $E_L^m$  la raideur en membrane de la plaque dans le sens longitudinal,  $E_T^m$  celle dans le sens transvers,  $G_{LT}$  la raideur en cisaillement plan,  $\nu_{TL}^m$  et  $\nu_{LT}^m$  les coefficients de Poisson identifiés analytiquement par analogie entre un modèle homogénéisé et le modèle Semi-Continu. Ensuite,  $E_L^f$ ,  $E_T^f$ ,  $\nu_{TL}^f$  et  $\nu_{LT}^f$  sont les semblables des paramètres précédents en flexion.

La matrice en cisaillement hors-plan est quant à elle définie par l'équation Eq-II.12.

$$[C_c] = \begin{bmatrix} G_{LH} & 0 \\ 0 & G_{TH} \end{bmatrix} \quad (\text{II.12})$$

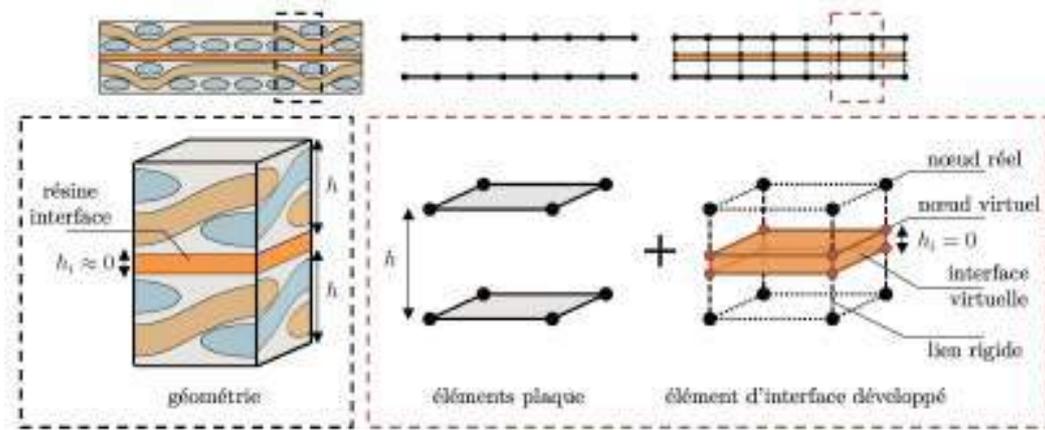
où  $H$  désigne la direction *hors-plan* du pli.

Concernant les endommagements des barres et de la plaque, l'auteur a repris les travaux développés pour le tissu. En effet, la même formulation a été utilisée pour la rupture des barres en traction, à savoir un comportement linéaire élastique fragile dont la ruine est pilotée par un critère en déformation maximale.

Pour l'élément plaque, trois variables d'endommagements sont utilisées,  $d_L$  et  $d_T$  pour les deux directions et  $d_{LT}$  pour l'endommagement en cisaillement plan. Les deux premières sont calculées à partir des fonctions thermodynamiques et la dernière est obtenue, comme pour le tissu, à partir de la déformation pseudo-plastique de l'élément plaque.

## II.4 Modélisation des interfaces interlaminaires

Pour connecter deux plis et modéliser le délaminage, un élément d'interface a été développé avec une loi cohésive au sein de l'élément tissu. Le principe est de générer des nœuds virtuels à partir des nœuds réels de l'élément fini. Cette interface est constituée de huit nœuds virtuels lui conférant une épaisseur quasi-nulle ; chacun de ces huit nœuds est relié à son correspondant réel par une condition de lien rigide. Le principe est présenté sur la [Figure II.6](#).



**Figure II.6** – Principe de modélisation de deux plis de tissu et de l'interface qui les relie [Pascal, 2016]

Cet élément cohésif a un comportement élastique endommageable suivant une loi bilinéaire permettant d'exprimer l'état de contrainte dans l'interface en fonction des sauts de déplacement (*i.e.* le déplacement relatif des nœuds virtuels supérieurs par rapport aux nœuds virtuels inférieurs) dont l'expression est donnée par [Eq-II.13](#) :

$$[\sigma] = \begin{bmatrix} \sigma_{xz} \\ \sigma_{yz} \\ \sigma_{xy} \end{bmatrix} = (1 - d_{int})K_0 \begin{bmatrix} \delta_x \\ \delta_y \\ \delta_z \end{bmatrix} \quad (\text{II.13})$$

où  $K_0 = \frac{E_{résine}}{h_i}$  la raideur de l'interface avec  $h_i$  l'épaisseur fictive de l'interface égale au dixième de l'épaisseur moyenne d'un pli et  $d_{int}$  la variable d'endommagement de l'interface. Cette dernière est calculée par l'équation [Eq-II.14](#) à partir du saut de déplacement de l'interface  $\delta$  (prenant en compte la mixité des modes), du saut de déplacement à l'initiation  $\delta_0$  (exprimé en fonction des contraintes d'initiation en Mode I et en Mode II) et du saut de déplacement à rupture  $\delta_r$  (calculé en fonction des taux de restitution d'énergie critique en Mode I et en Mode II).

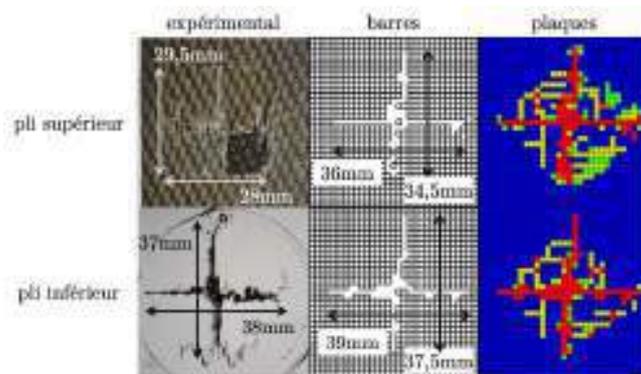
$$d_{int} = \frac{\delta^r(\delta - \delta^0)}{\delta(\delta^r - \delta^0)} \quad \text{si } \delta > \delta^0 \quad (\text{II.14})$$

## II.5 Résultats et limitations

### II.5.1 Résultats sur la modélisation des tissus

Le modèle a ensuite été confronté aux résultats expérimentaux et il s'avère qu'elle donne de bons résultats dans les cas d'impact au poids tombant mais aussi sur des cas d'impact oblique sur différentes configurations :

- peau seule (deux ou trois plis)
- sandwich (avec ou sans nervure)
- avec multi-matériau et multi-orientation



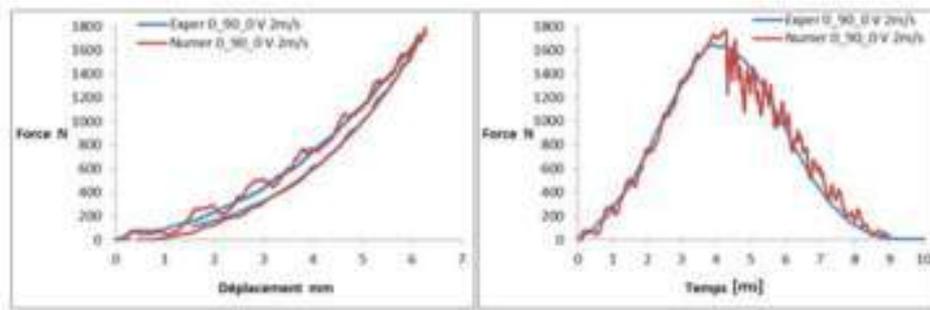
**Figure II.7** – Comparaison expérimental-numérique des faciès de rupture pour un impact au poids tombant sur un stratifié tissu carbone/époxy [Pascal, 2016]

Les résultats présentés sur la [Figure II.7](#) montrent une bonne correspondance entre les faciès de ruptures expérimentaux et numériques. Le modèle est en effet capable de capter le scénario d'endommagement ainsi que les faciès de rupture pour différentes stratifications tissées.

### II.5.2 Résultats sur la modélisation des unidirectionnels

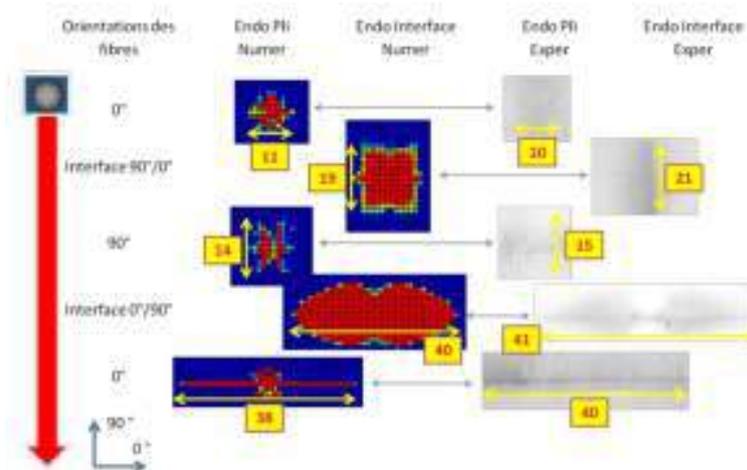
Les résultats permettent de capter le scénario d'endommagement, les énergies dissipées et les tailles d'endommagement pour les stratifiés de faible épaisseur.

L'exemple représenté sur la [Figure II.8](#) montre une très bonne correspondance entre les résultats expérimentaux et numériques pour un essai poids tombant à 4J sur une plaque constituée de 3 quadruplets de plis unidirectionnels (HTA7-913). La raideur initiale correspond bien à celle vue en essai et la remontée de l'impacteur est retrouvée au bon déplacement.



**Figure II.8** – Courbes effort-déplacement et effort-temps pour un impact 4J sur un stratifié 3 plis  $[0_4/90_4/0_4]$  HTA7-913 [Mahmoud *et al.*, 2017]

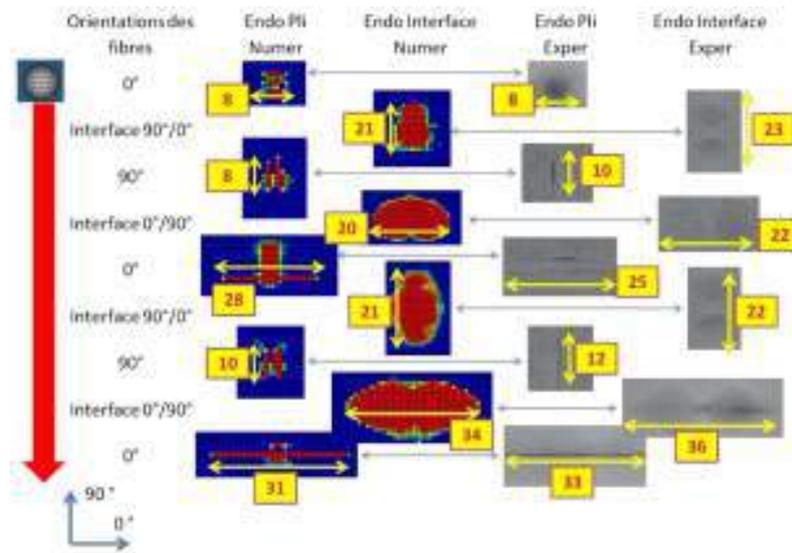
En analysant les tomographies réalisées après les essais et le modèle, on s’aperçoit que ce dernier capte bien les différents types d’endommagements vus lors des essais et dans les bonnes proportions, tant pour les fissurations matricielles que pour les délaminages comme le montre la [Figure II.9](#).



**Figure II.9** – Comparaison expérimental-numérique des cartes d’endommagement des plis et des interfaces pour un impact 4J sur un stratifié 3 plis  $[0_4/90_4/0_4]$  HTA7-913 [Mahmoud *et al.*, 2017]

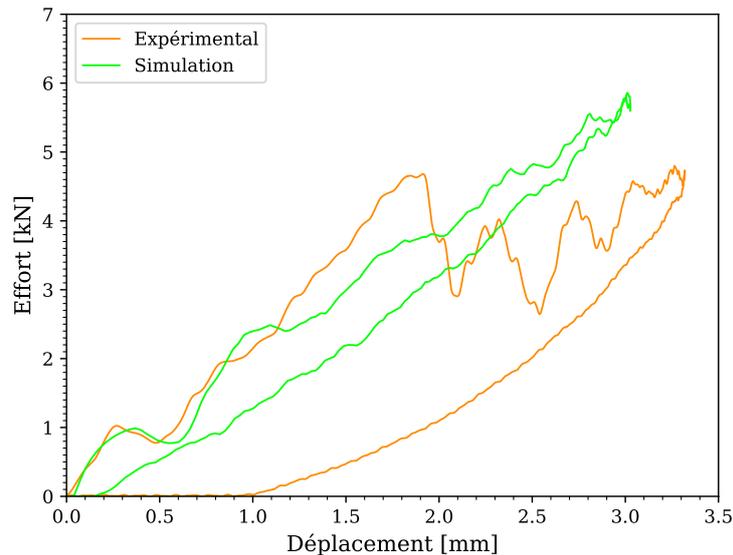
### II.5.3 Limitations du modèle unidirectionnel

En repoussant un peu les limites du modèles en modélisant des impacts basse vitesse sur des stratifiés un peu plus épais, on s’aperçoit que la réponse numérique n’est pas exactement celle vu en essai ([Figure II.10](#)). En effet, lors d’un impact sur un stratifié  $[0_4/90_4/0_4/90_4/0_4]$  HTA7-913, les fissurations matricielles ne sont pas aussi fines que celles vues en essais. De plus, malgré le fait que les tailles de délaminages correspondent, leurs formes ne sont pas cohérentes avec les essais. Cela révèle que les modes de ruines, ou du moins leur proportion ne sont pas encore bien captés par le modèle.



**Figure II.10** – Comparaison expérimental-numérique des cartes d’endommagement des plis et des interfaces pour un impact 4J sur un stratifié 5 plis  $[0_4/90_4/0_4/90_4/0_4]$  HTA7-913 [Mahmoud *et al.*, 2017]

En augmentant la stratification, les phénomènes ne sont plus du tout captés et les endommagements s’éloignent de ce que montrent les essais. En effet, sur un stratifié  $[[0_4/90_4]_2/0_2]_s$ , la courbe effort-déplacement (Figure II.10) montre d’une part que l’énergie totale dissipée en cours d’impact n’est pas cohérente avec l’essai et d’autre part la chute brutale d’effort à 1.8 mm n’est pas non plus captée par le modèle.



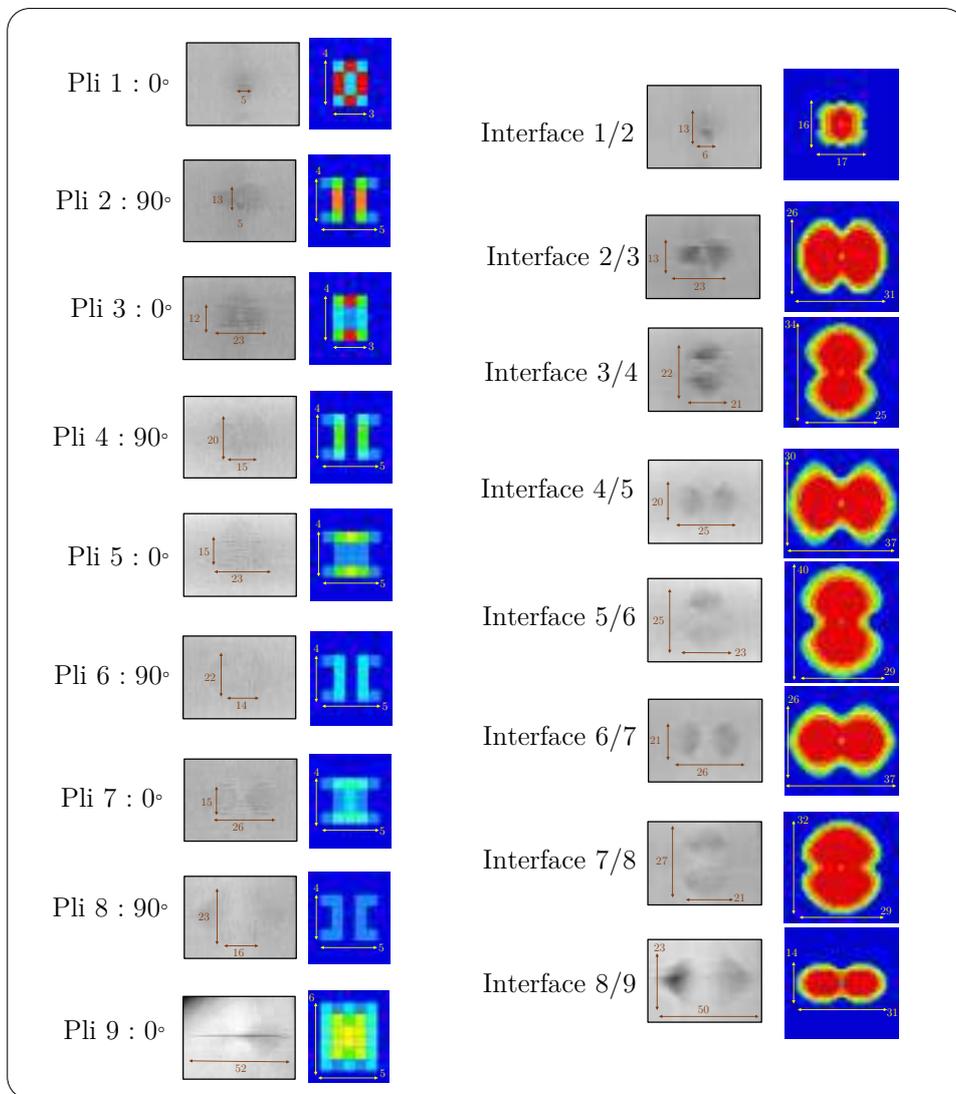
**Figure II.11** – Comparaison expérimental-numérique des courbes effort-déplacement avec le modèle Semi-Continu [Mahmoud *et al.*, 2017]

En regardant de plus près les endommagements (fissurations matricielles dans le sens travers du pli ainsi que les délaminages) sur la Figure II.12, il apparaît que les fissurations

ne sont pas captées par le modèle et les délaminages ne sont pas non plus cohérents avec l'expérimental.

En effet, les fissurations n'ont pas la même taille (68% d'erreur) et ne sont pas aussi fines que celles vues en essai. Ceci s'explique par le fait que comme décrit dans la partie précédente, les dommages liés à l'impact sur un stratifié à forte épaisseur sont pilotés par les fissurations matricielles en cisaillement hors-plan. Or ce type de fissure possède un comportement spécifique puisque leur rupture est extrêmement explosive et le faciès de rupture est plutôt filiforme (taille caractéristique  $\sim 1\mu\text{m}$ ), contrairement aux délaminages qui sont plus étendus. Sachant que la taille caractéristique d'un élément UD utilisé dans le modèle est de 1 mm, ce type d'élément n'est pas adapté pour capter des phénomènes aussi fins que ces fissurations hors-plan.

De plus, cela a pour effet de surestimer les endommagements et notamment les délaminages. Et ceci est particulièrement vrai au centre de la plaque. Ainsi, le couplage des endommagements intra/interlaminaires n'est pas capté par le modèle.



**Figure II.12** – Comparaison expérimental-numérique des endommagements matriciels (à gauche) et des délaminages (à droite) en utilisant le modèle de [Mahmoud *et al.*, 2017]

## II.6 Bilan sur la stratégie Semi-Continue

L'approche développée dans les travaux de [Navarro, 2010], [Pascal, 2016] et [Mahmoud *et al.*, 2017] permet de modéliser des structures aussi bien tissées que unidirectionnelles soumises à des chargements d'impact. Le principe commun est le fait que le comportement de la résine et des torons de fibres sont dissociés et modélisés respectivement par un élément plaque et des éléments barres. Les deux modèles ont été validés par des essais statiques (traction et flexion) mais aussi dynamiques (impacts au poids tombant) sur différentes stratifications et à différentes vitesses. Cependant, ces modèles ont été développés pour des stratifiés de faible épaisseur, c'est pour cela que les endommagements dans le cas de plaques UD épaisses ne corrélaient pas les résultats expérimentaux.

L'objectif de ces travaux de thèse est d'améliorer le comportement du modèle Semi-Continu pour la réponse des unidirectionnels de forte épaisseur à l'impact. Pour cela, un nouvel élément d'interface intralaminare a été développé afin de mieux représenter les fissurations hors-plan et les mécanismes qui pilotent l'initiation et la propagation des délaminages. Un important travail a aussi été mené sur l'élément UD afin de mieux représenter les phénomènes observés expérimentalement. La description de ces développements est donnée dans le chapitre suivant.



---

---

# Chapitre III      Développements numériques

---

---

## Sommaire

---

III.1	Introduction et objectifs de l'étude . . . . .	84
III.2	Présentation de l'interface intralaminare . . . . .	85
III.2.1	Observations expérimentales . . . . .	85
III.2.2	Développement d'un maillage spécifique . . . . .	85
III.2.3	Formulation générale de l'élément . . . . .	88
III.3	Couplage entre les interfaces intralaminares et interlaminares . . . . .	98
III.3.1	Principe du couplage . . . . .	98
III.3.2	Formulation du couplage . . . . .	98
III.4	Nouveaux développements dans la formulation de l'élément UD . . . . .	102
III.4.1	Prise en compte de la compression hors-plan : critère de Mohr-Coulomb . . . . .	102
III.4.2	Décalage des barres dans l'épaisseur de l'élément UD . . . . .	105
III.4.3	Cinématique des nœuds virtuels . . . . .	105
III.4.4	Comportement en membrane : calcul de la section des barres . . . . .	107
III.4.5	Comportement en flexion : calcul du décalage des barres . . . . .	109
III.4.6	Endommagement des barres . . . . .	112
III.4.7	Modifications dans la formulation de l'élément UD . . . . .	112
III.5	Conclusion . . . . .	115

---

### III.1 Introduction et objectifs de l'étude

Le présent chapitre a pour but de présenter les travaux effectués afin d'améliorer la modélisation de stratifiés unidirectionnels à l'impact en étendant les travaux déjà effectués par [Navarro, 2010], [Pascal, 2016] et [Mahmoud, 2017] aux stratifiés de grande épaisseur. Ces travaux se focaliseront sur la modélisation des fissurations intralaminaires qui surviennent entre les torons de fibres lors d'un chargement d'impact sur un stratifié unidirectionnel épais. Ces fissurations sont les précurseurs des délaminages et leur caractère "explosif" rend difficile la localisation de leur initiation de façon expérimentale. Malgré le fait qu'il existe déjà quelques modélisations pertinentes, comme exposé dans le premier chapitre avec les travaux de [Airoidi *et al.*, 2020], [Ren *et al.*, 2019] ou encore [Kahla *et al.*, 2018], une nouvelle modélisation en est proposée dans ce chapitre. Cependant, la première modélisation fait intervenir des contraintes d'initiation qui doivent être préalablement calculées à partir du nombre de plis : les paramètres d'endommagement ne sont donc pas fixés. Le deuxième modèle n'est pas adapté pour les stratifiés épais. Quant au troisième, il capte assez bien l'initiation mais pas la propagation de ce type de fissures. L'objectif des travaux qui suivent est donc de proposer un nouvel élément fini afin de mieux capter les ruptures matricielles hors-plan tout en palliant aux lacunes rencontrées par les modèles précédemment cités.

L'approche développée est originale, puisque cet élément d'interface est à mi-chemin entre un élément plaque et un élément cohésif. En effet, ses degrés de liberté de translation et de rotation permettent de calculer à la fois les efforts et les moments aux nœuds. Son endommagement est piloté en sauts de déplacements et de rotations avec une loi bilinéaire. La première partie de ce chapitre sera consacrée au développement du maillage mais aussi à la formulation de cet élément.

La deuxième partie sera quant à elle consacrée au couplage entre les éléments d'interfaces intralaminaires et les interfaces de délaminage. Celle-ci sera suivie d'une troisième partie consacrée aux améliorations apportées à l'élément UD.

Dans un premier temps, le comportement en compression hors-plan sera explicité. En effet, dans les stratifiés épais, la compression hors-plan est un phénomène important dans l'initiation et la propagation des délaminages. Ensuite, un travail a été effectué sur la position des barres dans l'épaisseur de l'élément UD. En effet, expérimentalement, on observe quelques fois des ruptures de fibres partielles au sein d'un même ensemble de plis orientés dans la même direction. Avec cette méthode, la raideur en flexion des plis s'en trouve modifiée. Pour remédier à cela et pour capter le bon comportement des torons de fibres en flexion, il est nécessaire de positionner les éléments barres précisément par rapport au plan moyen de la plaque. L'ensemble de ces modifications génère des modifications dans le comportement de l'élément UD et plus particulièrement dans la plaque : c'est le sujet de la dernière partie de ce chapitre.

L'ensemble des paramètres introduits ainsi que le comportement des différents éléments seront identifiés et explicités dans le [Chapitre IV](#).

## III.2 Présentation de l'interface intralaminare

### III.2.1 Observations expérimentales

Les structures constituées de plis unidirectionnels présentent des faciès de rupture typiques. En effet, lors d'un impact, plusieurs mécanismes d'endommagement sont identifiés : les fissurations matricielles, le délaminage et les ruptures de fibres. Ces dernières apparaissent plus tard que les deux premiers mécanismes et à des ratios vitesse/épaisseur élevés. Cependant, lors d'impacts à faibles vitesses, seule la résine est endommagée (Figure III.1<sup>3</sup>).

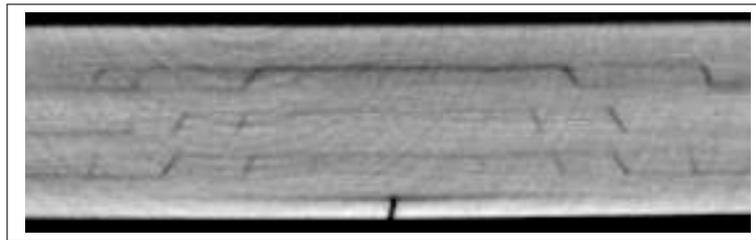


Figure III.1 – Ruptures matricielles et délaminage sur un composite UD à 3 m/s

Les fissurations matricielles intralaminaires et le délaminage sont clairement visibles sur la tomographie ci-dessus. Comme il a été rappelé dans le Chapitre I, les délaminages sont initiés par les fissures intralaminaires et se propagent vers les bords du stratifié. Ainsi, un élément spécifique intralaminare est nécessaire pour représenter ces fissures et surtout initier correctement le délaminage.

### III.2.2 Développement d'un maillage spécifique

#### Géométrie et positionnement

Pour pouvoir représenter ces fissurations, un nouvel élément doit être introduit dans le maillage. Ce nouvel élément est intercalé entre les éléments UD déjà présents comme le montre la Figure III.2.

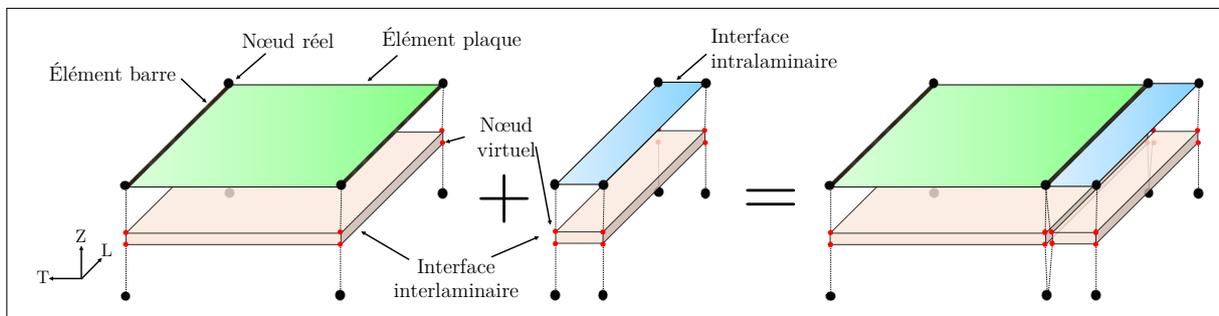


Figure III.2 – Représentation schématique de l'élément d'interface intralaminare intercalé entre les éléments UD

3. Matériau : HTA7-913, séquence d'empilement :  $[0_4/90_4]_2/0_2_s$

Cette représentation montre qu'en utilisant des éléments 1D et/ou 2D, les nœuds inférieurs ne sont pas utilisés. De fait, dans toute la suite et particulièrement dans les chapitres suivants, ces nœuds n'interviendront pas dans le calcul. De fait, si ces nœuds ne sont pas reliés à d'autres éléments, ils ne se déplaceront pas. Il faudra donc s'attendre à voir une rangée de nœuds qui ne se déplace pas dans les résultats présentés dans la suite de ces travaux. À chaque fois que cette situation se présentera dans les visualisations, elle sera systématiquement précisée.

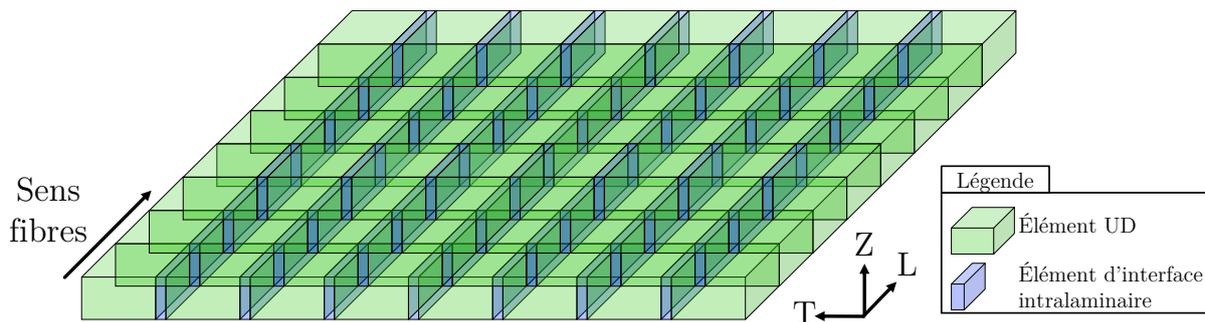
Le maillage est généré grâce à une routine Python développée spécifiquement. L'élément d'interface intralaminare est orienté dans la direction des fibres pour représenter la résine entre les torons de fibres.

L'agencement des éléments est choisi pour pouvoir représenter au mieux la physique. Pour cela, la partie UD (barres+plaque) est située du côté de la face impactée. Cela permet de représenter le scénario suivant :

- L'indentation initiale
- Le cisaillement des interfaces intralaminaires
- L'initiation d'un délaminage

Cette stratégie est particulièrement adaptée dans le cas de stratifiés épais où l'initiation s'effectue en Mode I et la propagation en Mode II.

Une fois la stratégie de maillage mise en place, un code de maillage a été développé pour placer ces nouveaux éléments entre les éléments UD (plaque + barres) déjà présents. La méthode consiste à créer d'abord les nœuds : la taille de maille globale d'un ensemble UD+interface intralaminare est toujours de 1 mm (puisque c'est la taille caractéristique identifiée par [Mahmoud *et al.*, 2017]). Ainsi on aura toujours  $L_{UD} + L_{int} = 1$  mm, quelle que soit la taille de l'élément d'interface. La Figure III.3 représente le maillage d'un pli à  $0^\circ$  avec les interfaces intralaminaires (en bleu) intercalées entre les éléments UD (en vert).



**Figure III.3** – Maillage d'un pli unidirectionnel à  $0^\circ$  avec les interfaces intralaminaires insérées entre les éléments UD

Une fois l'élément construit et inséré dans le modèle déjà présent, il convient de voir comment il est disposé lorsque plusieurs plis sont drapés. En effet, lorsque les orientations entre deux plis adjacents sont différentes, les nœuds ne coïncident plus et on ne peut donc

plus avoir des plis liés entre eux par les nœuds des faces communes. D'habitude, lorsque cette situation se présente, il suffit de mettre un collage cinématique entre les plis. Cependant, ce dernier ne fonctionne pas de manière satisfaisante pour être utilisé tel quel. Ainsi, dans ces travaux, deux méthodes ont été utilisées : l'une en utilisant un collage cinématique entre les plis et l'autre en essayant d'avoir des nœuds coïncidents pour éviter le collage. Deux cas sont donc à distinguer :

- drapages avec coïncidence des nœuds :  $0/90$  et  $90/0$
- drapages avec collage cinématique :  $0/\pm 45$ ,  $\pm 45/0$ ,  $90/\pm 45$  et  $\pm 45/90$

### Drapages avec coïncidence des nœuds

Dans le cas d'un drapage constitué uniquement de plis à  $0^\circ$  et  $90^\circ$ , la méthode consiste à rassembler deux à deux les quatre nœuds inférieurs de chaque interface intralaminare. En effet, ces quatre nœuds ne sont pas utilisés dans le calcul, puisque comme ce sera décrit plus précisément plus tard dans cette section dans le cadre de sa formulation analytique, cet élément une plaque et n'utilise donc que quatre nœuds (les nœuds supérieurs). La [Figure III.4](#) représente le maillage pour un drapage  $90/0$ .

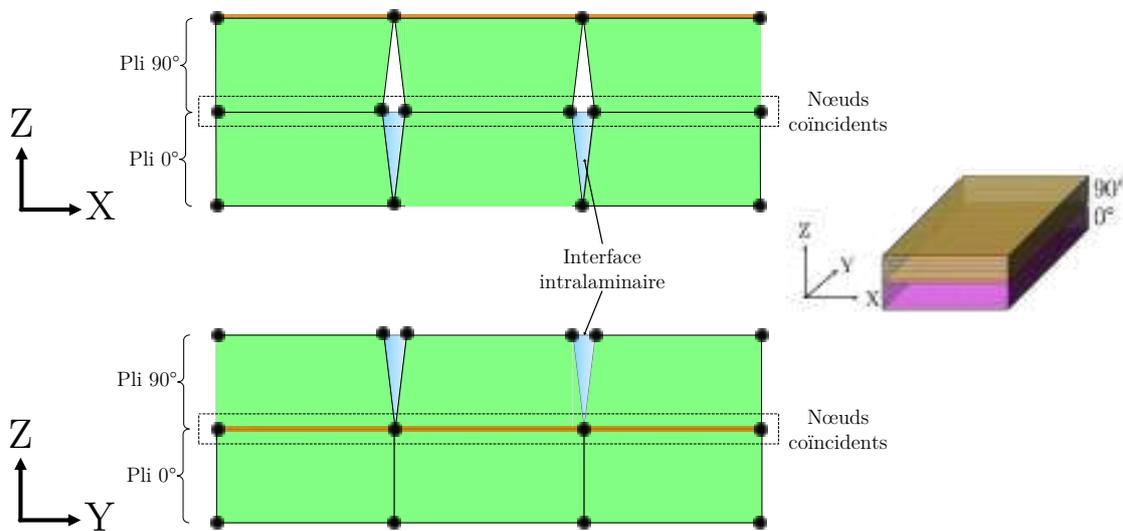


Figure III.4 – Représentation schématique d'un drapage  $90/0$

### Drapages avec collage cinématique

Concernant le drapages de plis où la coïncidence des nœuds est impossible, il est nécessaire d'avoir recours au collage cinématique présent dans Radioss. La [Figure III.5](#) représente le collage de la surface maître et des nœuds esclaves pour ce type de drapage.

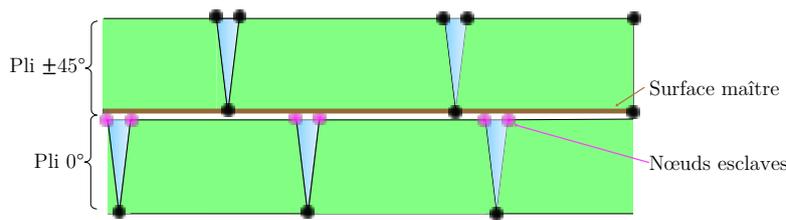


Figure III.5 – Représentation schématique d'un drapage  $\pm 45/0$

### III.2.3 Formulation générale de l'élément

Dans cette section, la formulation de l'élément sera détaillée ainsi que le lien avec l'interface interlaminaire. L'élément est implémenté dans le logiciel commercial Radioss via une routine utilisateur SUSER. L'algorithme utilisé par Radioss est fondé sur un schéma d'intégration explicite pour chaque pas de temps  $\Delta t$  discrétisant la durée du problème. L'élément mis à disposition est constitué de huit nœuds, mais ici seulement les quatre nœuds du haut seront utilisés. Les données d'entrée sont les déplacements, les rotations, les vitesses linéaires ainsi que les vitesses angulaires nodales. Celles-ci seront ensuite utilisées afin d'évaluer les efforts et les moments internes aux nœuds, qui seront donc les sorties du problème.

#### III.2.3.1 Généralités

Tout d'abord, l'élément développé est un élément quadrangle mais avec deux points d'intégration. En considérant la Figure III.2, le plan moyen de l'élément intralaminaire est placé au même niveau que celui de la plaque appartenant à l'élément UD, c'est-à-dire dans le plan moyen du pli. Son comportement est celui d'un élément cohésif basé sur les travaux de [Pascal, 2016]. L'état de contraintes de l'élément est déduit des sauts de déplacements relatifs ainsi que des sauts de rotations relatifs de ses nœuds. Cependant, cet élément se rapproche d'un élément plaque puisque sont calculés en son sein des efforts (liés aux degrés de liberté de translation de chacun des quatre nœuds  $(T_x, T_y, T_z)$ ) ainsi des moments (liés aux rotations des degrés de liberté de chaque nœud  $(R_x, R_y)$ ) (Figure III.6). Le comportement détaillé de l'élément est détaillé dans la suite de cette section.

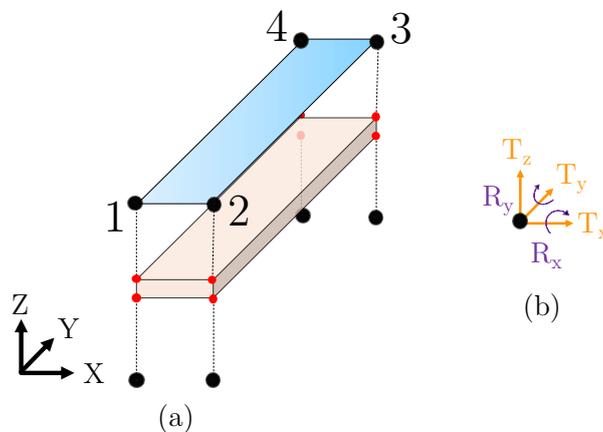


Figure III.6 – Schéma de (a) la position des nœuds de l'interface intralaminaire ainsi que (b) les degrés de liberté de ses nœuds

### III.2.3.2 Construction du repère corotationnel

Pour commencer, la longueur de cet élément est imposée par la taille de l'élément UD (1 mm), quant à la largeur, elle a été choisie suivant deux critères. D'une part, elle doit être assez petite pour représenter finement les phénomènes physiques observés expérimentalement, d'autre part elle ne doit pas être trop petite non plus pour ne pas pénaliser le temps de calcul. C'est pourquoi la taille qui sera utilisée pour les modèles à venir est de 1 mm de longueur sur  $10 \mu\text{m}$  de largeur.

La construction d'un repère est primordiale pour effectuer tous les calculs nécessaire dans l'élément. De plus, pour prendre en compte ses éventuelles rotations, on utilisera un repère corotationnel décrit par [Belytschko *et al.*, 1984] et utilisé par [Navarro, 2010], [Pascal, 2016] et [Mahmoud *et al.*, 2017] dans leurs travaux respectifs.

Soit un point matériel  $M \in \Omega$ , un volume occupé par l'élément intralaminare. Le vecteur position de ce point peut être exprimé de deux manières dans deux repères distincts :

- dans le repère global  $\mathcal{R}_g = (\mathbf{X}, \mathbf{Y}, \mathbf{Z})$  :  $\mathbf{M} = x_g \mathbf{X} + y_g \mathbf{Y} + z_g \mathbf{Z}$
- dans le repère global  $\mathcal{R}_l = (\mathbf{e}_1, \mathbf{e}_2, \mathbf{e}_3)$  :  $\mathbf{m} = x_l \mathbf{e}_1 + y_l \mathbf{e}_2 + z_l \mathbf{e}_3$

Le repère local est construit à partir de deux points fictifs  $\alpha$  et  $\beta$ . Le premier correspond au milieu du côté reliant les nœuds 1 et 2. Le deuxième est quant à lui défini par le côté reliant les nœuds 3 et 4 (Figure III.7). Ce choix est guidé par le fait qu'au vu de la géométrie de l'élément, le raisonnement est établi comme si on avait une seule direction prépondérante.

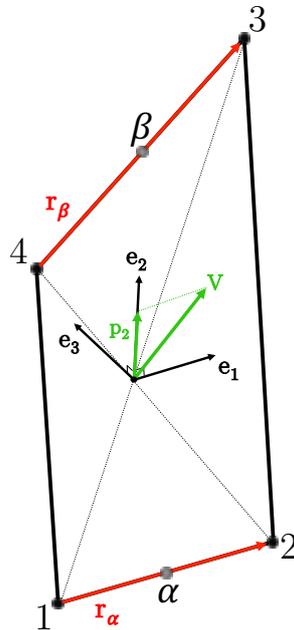


Figure III.7 – Construction du repère local de l'élément intralaminare

Le vecteur  $\mathbf{e}_2$  est d'abord construit avec l'équation Eq-III.1.

$$\mathbf{e}_2 = \frac{\boldsymbol{\alpha}\boldsymbol{\beta}}{\|\boldsymbol{\alpha}\boldsymbol{\beta}\|} \quad (\text{III.1})$$

Pour construire le vecteur  $\mathbf{e}_1$ , un premier vecteur moyen  $\mathbf{V}$  est calculé par  $\mathbf{V} = \frac{1}{2} \left( \frac{\mathbf{r}_\alpha}{\|\mathbf{r}_\alpha\|} + \frac{\mathbf{r}_\beta}{\|\mathbf{r}_\beta\|} \right)$ ; les vecteurs  $\mathbf{r}_\alpha$  et  $\mathbf{r}_\beta$  sont représentés sur le schéma ci-dessous.  $\mathbf{e}_1$  est ensuite obtenu par projection orthogonale de  $\mathbf{V}$  sur  $\mathbf{e}_2$  de la manière suivante :

$$\mathbf{e}_1 = \frac{\mathbf{V} - \mathbf{p}_2}{\|\mathbf{V} - \mathbf{p}_2\|}. \quad (\text{III.2})$$

Enfin, le dernier vecteur s'obtient tout simplement par produit vectoriel des deux premiers (Eq-III.3).

$$\mathbf{e}_3 = \mathbf{e}_1 \wedge \mathbf{e}_2 \quad (\text{III.3})$$

Dans la suite, on préférera exprimer les variables mécaniques dans le repère  $(\mathbf{L}, \mathbf{T}, \mathbf{Z})$  lié à l'orientation des fibres. Ainsi,

$$\begin{cases} \mathbf{L} = \mathbf{e}_2 \\ \mathbf{T} = -\mathbf{e}_1 \\ \mathbf{Z} = \mathbf{e}_3 \end{cases} \quad (\text{III.4})$$

### III.2.3.3 Élément de référence

Le repère précédemment construit permet de passer du repère global au repère local et inversement. De plus, comme pour tout élément fini, il est nécessaire de définir les fonctions de formes afin de définir le champs de déplacement en fonction des déplacements des nœuds. Les fonctions utilisées correspondent à celles utilisées dans un élément barre ; les deux nœuds extrêmes étant ici  $\alpha$  et  $\beta$ . (Figure III.8). Ces fonctions sont exprimées en fonction des coordonnées paramétriques  $(\xi, \eta)$  de cet élément de référence.

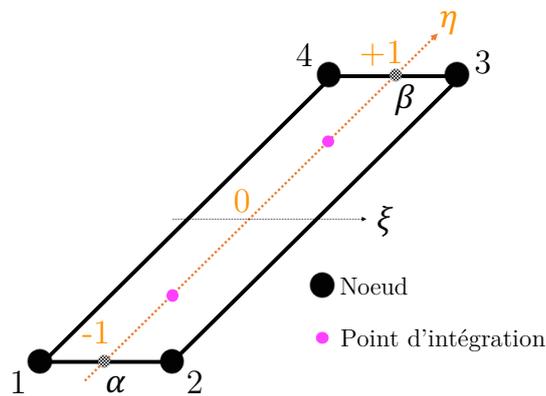


Figure III.8 – Coordonnées paramétriques de l'élément intralaminare

Les fonctions de forme utilisées dans l'élément sont exprimées en fonction des coordonnées paramétriques par l'équation Eq-III.5 :

$$\begin{cases} N_\alpha(\xi, \eta) = N_\alpha(\eta) = \frac{1-\eta}{2} \\ N_\beta(\xi, \eta) = N_\beta(\eta) = \frac{1+\eta}{2} \end{cases} \quad (\text{III.5})$$

Ces dernières permettent donc d'exprimer la position  $m$ , le déplacement  $u$  et la vitesse  $\dot{u}$  d'un point matériel  $P(\eta)$  appartenant à la fibre neutre (orientée dans la direction  $\eta$  de l'élément). Par exemple, le déplacement est exprimé par (Eq-III.6) :

$$u(P) = \frac{1-\eta}{2} \cdot u_\alpha + \frac{1+\eta}{2} \cdot u_\beta \quad (\text{III.6})$$

Les dérivées des fonctions de forme en fonction des coordonnées paramétriques (Eq-III.7) sont données par :

$$\begin{cases} N_{\alpha,\eta}(\xi, \eta) = -\frac{1}{2} \\ N_{\beta,\eta}(\xi, \eta) = +\frac{1}{2} \end{cases} \quad (\text{III.7})$$

Finalement, la matrice Jacobienne est construite comme suit (Eq-III.8) :

$$[\mathcal{J}(\xi, \eta)] = \left[ N_{\alpha,\eta}(\xi, \eta) \cdot m_\alpha + N_{\beta,\eta}(\xi, \eta) \cdot m_\beta \right] = \frac{m_\beta - m_\alpha}{2} \quad (\text{III.8})$$

Cette matrice jacobienne est en fait directement égale à son Jacobien que l'on notera simplement  $\mathcal{J}$  par la suite.

Pour conclure, l'ensemble des calculs seront effectués au niveau des deux points d'intégrations situés à  $\pm \frac{1}{\sqrt{3}}$  sur l'axe  $\eta$ .

### III.2.3.4 Degrés de liberté considérés

L'élément développé a pour but de représenter le comportement de la résine entre les torons de fibre lorsque celle-ci est sollicitée lors d'un chargement d'impact. Trois cas de sollicitation élémentaires ont été identifiés et représentés sur la Figure III.9 :

- une traction dans le sens travers : permet de reprendre la traction de la résine, notamment lorsque le pli opposé à l'impacteur fléchit et crée une longue fissuration dans le sens des fibres
- un cisaillement dans le plan moyen de l'élément : permet de capturer le cisaillement de la résine dans le plan
- un cisaillement hors-plan : permet de représenter le cisaillement hors-plan de la résine responsable des fissurations intralaminaires dans l'épaisseur du stratifié et précurseur des délaminages

La Figure III.9 présente les degrés de liberté pris en compte pour reprendre ces trois sollicitations :

- 3 sauts de déplacements  $\delta_l$ ,  $\delta_t$  et  $\delta_z$ , respectivement les sauts de déplacements en cisaillement plan, en traction et en cisaillement hors-plan
- 2 sauts de rotations  $\delta\theta_l$ ,  $\delta\theta_t$ , les sauts de rotations autour des axes **L** et **T**.

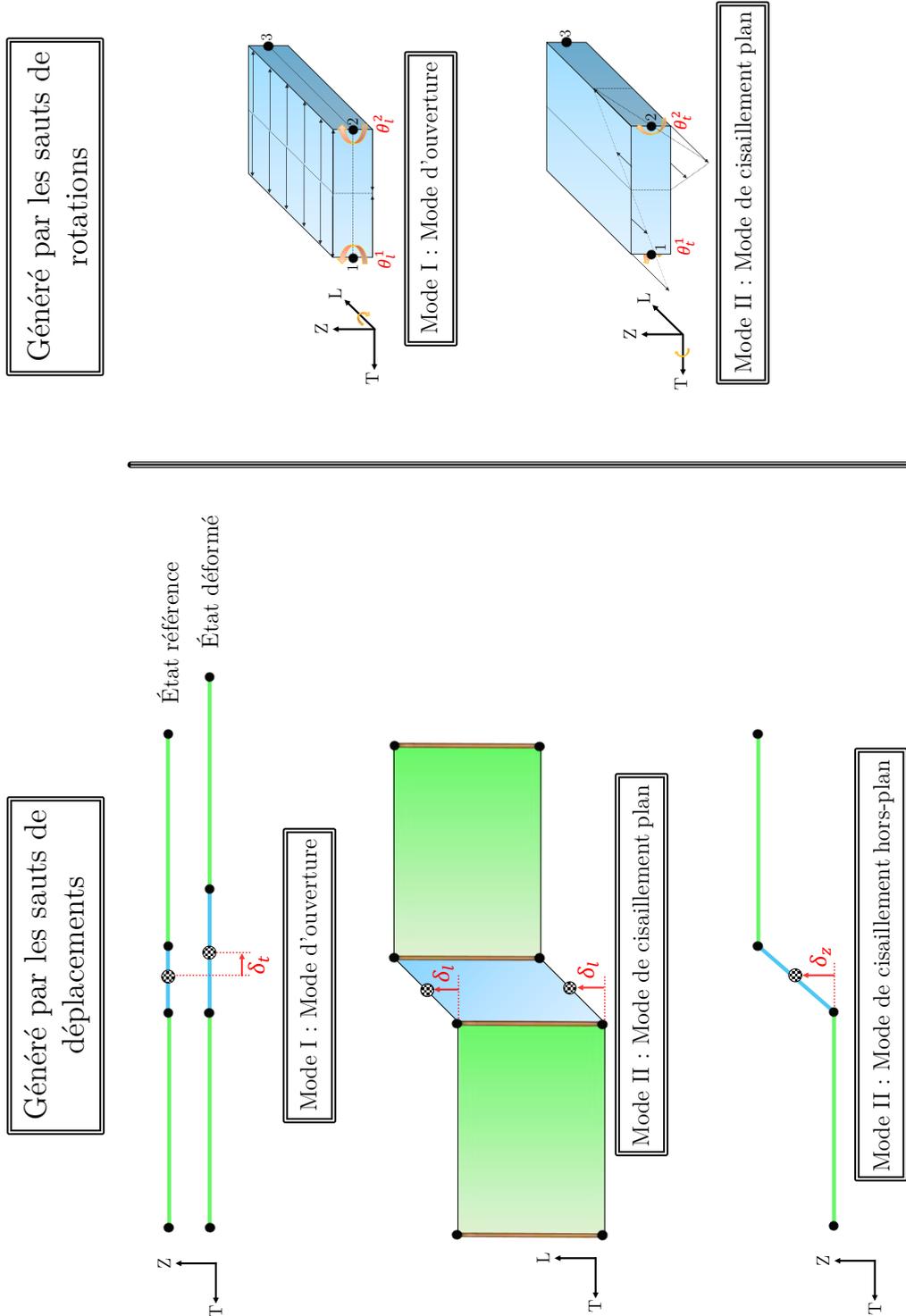


Figure III.9 – Comportement de l'interface intralaminare

### III.2.3.5 Calcul des sauts de déplacements et de rotations

L'élément intralaminare est piloté en sauts de déplacements et de rotations. La différence de déplacements (*resp.* de rotations) entre les nœuds de droite de l'élément (ici les nœuds 2 et 3) et les nœuds de gauche (ici 1 et 4) est utilisée. Leur expression repose sur l'intégration des vitesses de translation et de rotation des nœuds qui s'exprime de la façon suivante (Eq-III.9) :

$$[\dot{\delta}_k] = \dot{\mathbf{u}}_D - \dot{\mathbf{u}}_G = \begin{pmatrix} \dot{\delta}_{k,t} \\ \dot{\delta}_{k,l} \\ \dot{\delta}_{k,z} \end{pmatrix} \text{ avec } \begin{cases} \text{si } k = \alpha & \text{alors } (D, G) = (2, 1) \\ \text{si } k = \beta & \text{alors } (D, G) = (3, 4) \end{cases} \quad (\text{III.9})$$

Avec  $[\dot{\delta}_k]$  le saut de vitesse linéaire du point  $k$ ,  $(\dot{\mathbf{u}}_D, \dot{\mathbf{u}}_G)$  les vitesses des nœuds de droite et de gauche.

Pour les sauts de rotations, la méthode reste identique (Eq-III.10). La rotation autour de  $z$  est fixée à 0 car ce degrés de liberté n'est pas pris en compte.

$$[\delta\dot{\theta}_k] = \dot{\mathbf{u}}_D^\theta - \dot{\mathbf{u}}_G^\theta = \begin{pmatrix} \delta\dot{\theta}_{k,l} \\ \delta\dot{\theta}_{k,t} \\ 0 \end{pmatrix} \text{ avec } \begin{cases} \text{si } k = \alpha & \text{alors } (D, G) = (2, 1) \\ \text{si } k = \beta & \text{alors } (D, G) = (3, 4) \end{cases} \quad (\text{III.10})$$

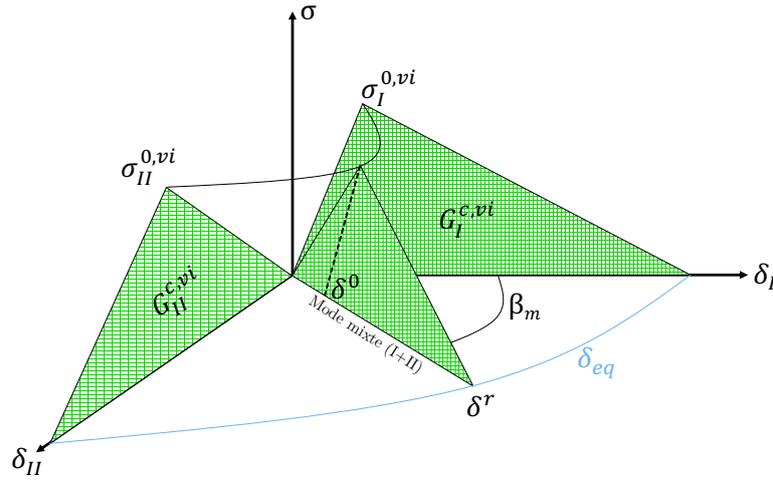
Avec  $[\delta\dot{\theta}_k]$  le saut de vitesse de rotation du point  $k$ ,  $(\dot{\mathbf{u}}_D^\theta, \dot{\mathbf{u}}_G^\theta)$  les vitesses de rotation des nœuds de droite et de gauche.

Ces sauts de déplacements et de rotations sont ensuite calculés explicitement à chaque point d'intégration  $i$  pour le pas de temps suivant via la relation Eq-III.11 :

$$\begin{cases} \delta_i|_{t+\Delta t} = \delta_i|_t + \Delta t \cdot \dot{\delta}_i \\ \delta\theta_i|_{t+\Delta t} = \delta\theta_i|_t + \Delta t \cdot \delta\dot{\theta}_i \end{cases} \quad (\text{III.11})$$

### III.2.3.6 Calcul des contraintes

Les contraintes dans l'interface intralaminare sont calculées à partir des sauts de déplacements et de rotations précédents en prenant en compte la mixité des modes. La loi  $\sigma - \delta$  utilisée pour décrire le comportement de l'élément est une loi bilinéaire pour chaque mode de rupture. Elle est très utilisée dans les modèles numériques représentant des zones cohésives puisqu'elle présente un nombre de paramètres à identifier assez restreint. La Figure III.10 représente les lois bilinéaires en Mode I, en Mode II et en mode mixte. Ici les Modes II et III ne sont pas distingués puisqu'ils dépendent de la direction du saut de déplacement dans le repère local par rapport à celle du front de fissure.



**Figure III.10** – Loi bilinéaire  $\sigma - \delta$  utilisée dans l'interface intralaminare pour les modes d'ouverture, de cisaillement et le mode mixte

La loi bilinéaire précédente est constituée de deux parties : une partie élastique où le comportement est équivalent à un ressort ayant une certaine raideur et une partie décrivant le comportement de l'élément dégradé.

### Partie élastique

Les contraintes induites par les sauts de déplacements sont exprimées par la relation suivante (Eq-III.12) :

$$[\sigma^\delta] = \begin{pmatrix} \sigma_{tt}^\delta \\ \sigma_{lt}^\delta \\ \sigma_{tz}^\delta \end{pmatrix} = \begin{bmatrix} K_{tt} & 0 & 0 \\ 0 & K_{lt} & 0 \\ 0 & 0 & K_{tz} \end{bmatrix} \begin{pmatrix} \delta_t \\ \delta_l \\ \delta_z \end{pmatrix} \quad (\text{III.12})$$

Concernant les contraintes induites par les sauts de rotations, la méthode est identique (Eq-III.13) :

$$[\sigma^{\delta\theta}] = \begin{pmatrix} \sigma_{tt}^{\delta\theta} \\ \sigma_{lt}^{\delta\theta} \\ \sigma_{tz}^{\delta\theta} \end{pmatrix} = \begin{bmatrix} K_{tt}^r & 0 & 0 \\ 0 & K_{lt}^r & 0 \\ 0 & 0 & 0 \end{bmatrix} \begin{pmatrix} \delta\theta_t \\ \delta\theta_l \\ 0 \end{pmatrix} \quad (\text{III.13})$$

Les cinq raideurs utilisées dans les deux relations précédentes, à savoir  $K_{tt}$ ,  $K_{lt}$ ,  $K_{tz}$ ,  $K_{tt}^r$  et  $K_{lt}^r$  seront présentées en détail dans le prochain chapitre.

### Endommagement et mode mixte

Les contraintes précédentes sont dégradées via une variable d'endommagement. De plus, la loi bilinéaire utilisée prend en compte le mode mixte, c'est-à-dire la prépondérance d'un mode par rapport à un autre. Avant cela, il est nécessaire de définir les sauts de déplacement équivalents en Mode I et en Mode II. Ceux-ci sont définis par Eq-III.14.

$$\delta = \sqrt{\langle \delta_I \rangle_+^2 + \delta_{II}^2} \text{ avec } \begin{cases} \delta_I = \delta_t + \left| \frac{e}{2} \cdot \delta \theta_t \right| \\ \delta_{II} = |\delta_z| \end{cases} \quad (\text{III.14})$$

Avec  $e$  la largeur de l'élément d'interface intralaminare. Le rapport de mixité des modes est le rapport entre les deux sauts de déplacement équivalents (Eq-III.15).

$$\beta_m = \frac{\delta_{II}}{\delta_I} \text{ si } \delta_I > 0 \quad (\text{III.15})$$

### Critère d'initiation

La première partie est liée à l'énergie élastique emmagasinée par l'élément. Cette dernière est évidemment finie et correspond donc à un seuil où cette énergie ne peut plus être stockée et où l'élément commence donc à rompre : c'est l'initiation. Celle-ci est décrite par un critère quadratique en contraintes explicité par l'équation Eq-III.16.

$$\left( \frac{\sigma_I}{\sigma_I^{0,vi}} \right)^2 + \left( \frac{\sigma_{II}}{\sigma_{II}^{0,vi}} \right)^2 = 1 \quad (\text{III.16})$$

Ainsi le saut de déplacement nécessaire pour initier l'endommagement de l'interface est donné par (Eq-III.17) :

$$\begin{cases} \delta^0 = \delta_I^0 \delta_{II}^0 \sqrt{\frac{1 + \beta_m^2}{(\delta_{II}^0)^2 + (\beta_m \delta_I^0)^2}} & \text{si } \delta_I > 0 \\ \delta_0 = \delta_{II}^0 & \text{sinon} \end{cases} \quad (\text{III.17})$$

Avec  $\delta_I^0$  et  $\delta_{II}^0$  les sauts de déplacements initiaux respectivement en Mode I et en Mode II. Ils sont généralement donnés en termes de contraintes d'initiations avec  $\sigma_I^{0,vi} = K_I^{vi} \cdot \delta_I^0$  et  $\sigma_{II}^{0,vi} = K_{II}^{vi} \cdot \delta_{II}^0$ . Ces valeurs sont généralement identifiées avec des essais normalisés : le *Double Cantilever Beam (DCB)* pour le Mode I et le *End Notched Flexural test (ENF)* pour le Mode II.

### Critère de propagation

La seconde partie de la loi bilinéaire représente l'évolution de l'endommagement de l'élément d'interface. C'est un critère de propagation basé sur les taux de restitution d'énergie en Mode I et en Mode II. De nombreux modèles, comme ceux de [Allix et Blanchard, 2006] ou [Moura et al., 2008], utilisent ce critère. Dans sa forme la plus générale, il s'écrit en loi puissance avec l'équation Eq-III.18.

$$\left( \frac{G_I}{G_I^{c,vi}} \right)^\alpha + \left( \frac{G_{II}}{G_{II}^{c,vi}} \right)^\alpha = 1 \quad (\text{III.18})$$

Dans le cas où  $\alpha = 1$  (cas le plus utilisé), le saut de déplacement équivalent à rupture  $\delta^r$  est exprimé par (Eq-III.19).

$$\left\{ \begin{array}{l} \delta^r = \frac{2(1 + \beta_m^2)}{\delta^0} \left( \frac{K_I^{vi}}{G_{Ic}} + \frac{K_{II}^{vi}\beta_m^2}{G_{IIc}} \right)^{-1} \quad \text{si } \delta_I > 0 \\ \delta^r = \frac{2G_{IIc}}{K_{II}^{vi}\delta^0} \quad \text{sinon} \end{array} \right. \quad (\text{III.19})$$

Avec  $G_I^{c,vi}$  et  $G_{II}^{c,vi}$  les taux de restitution d'énergie critique respectivement en Mode I et Mode II.

Enfin, l'évolution du dommage est décrite par une unique variable d'endommagement, noté  $d_{vi}$ . Celle-ci est utilisée pour dégrader les raideurs de l'interface intralaminare en traction mais aussi en cisaillement plan et hors-plan. Son écriture est déduite des équations précédentes (Eq-III.20).

$$d_{vi} = \frac{\delta^r}{\delta} \left( \frac{\delta - \delta^0}{\delta^r - \delta^0} \right)_{\delta^0 \leq \delta \leq \delta^r} \quad (\text{III.20})$$

Finalement, les contraintes liées aux sauts de déplacements et celles liées aux sauts de rotations sont dégradées avec cette variable d'endommagement comme suit (Eq-III.21) :

$$[\boldsymbol{\sigma}^{\delta^*}] = (1 - d_{vi}) [\boldsymbol{\sigma}^\delta] \quad \text{et} \quad [\boldsymbol{\sigma}^{\delta\theta^*}] = (1 - d_{vi}) [\boldsymbol{\sigma}^{\delta\theta}] \quad (\text{III.21})$$

La variable d'endommagement est calculée en fin de cycle à partir des contraintes et sauts de déplacement (et de rotations) moyennés sur les deux points d'intégration. Ceci permet une meilleure stabilité de l'élément. En effet, cela évite d'avoir des modes de déformation à énergie nulle lorsque l'un des deux points d'intégration est endommagée et pas l'autre [Pascal, 2016]. L'endommagement calculé au temps  $t$  est utilisé au pas de temps  $t + \Delta t$ .

### III.2.3.7 Intégration numérique

Pour pouvoir ensuite intégrer les efforts internes, la méthode d'intégration de Gauss - Legendre est utilisée : elle repose sur une évaluation approchée des efforts internes volumiques. Cette évaluation s'effectue au niveau des points de Gauss. Ces derniers sont affectés de poids suivant leur répartition dans l'élément de référence. En effet, cette méthode simplifie considérablement les calculs puisque l'intégrale de la surface de l'élément dans le repère local, notée  $\mathcal{S}$  est transformée en intégrale surfacique dans le repère de l'élément de référence, notée  $\Sigma$ . L'intégration numérique pour  $N$  points d'intégration est donnée par (Eq-III.22) :

$$\iint_{\mathcal{S}} f(x, y) d\mathcal{S} = \iint_{\Sigma} f(\xi, \eta) \mathcal{J}(\xi, \eta) d\Sigma = \sum_{i=1}^N w_i \mathcal{J}(\xi_i, \eta_i) f(\xi_i, \eta_i) \quad (\text{III.22})$$

Les deux points d'intégration utilisés dans ce travail ainsi que leurs poids  $w_i$  sont référencés dans le [Tableau III.1](#).

Point d'intégration $i$	$\xi_i$	$\eta_i$	$w_i$
1	0	$-\frac{1}{\sqrt{3}}$	1
2	0	$+\frac{1}{\sqrt{3}}$	1

**Tableau III.1** – Caractéristiques des points d'intégration utilisées dans l'élément d'interface intralaminare

Ainsi, les efforts sont calculés à partir des contraintes liées aux sauts de déplacements<sup>4</sup> avec l'équation Eq-III.23. Quant aux moments, ils sont calculés à partir des sauts de rotations avec l'équation Eq-III.24.

$$\mathbf{F}_j = e \mathcal{J} \sum_{i=1}^2 w_i N_j(\xi, \eta) \sigma_i^\delta \text{ avec } j = \{\alpha, \beta\} \quad (\text{III.23})$$

$$\mathbf{M}_j = \frac{e^2}{2} \mathcal{J} \sum_{i=1}^2 w_i N_j(\xi, \eta) \sigma_i^{\delta\theta} \text{ avec } j = \{\alpha, \beta\} \quad (\text{III.24})$$

Une fois les efforts et les moments internes calculés aux points d'intégration, ils sont ensuite "transportés" aux points  $\alpha$  et  $\beta$  avec la méthode d'intégration ci-dessus. Ces derniers sont enfin renvoyés aux nœuds réels de l'élément via la relation suivante (Eq-III.25) :

$$\begin{cases} \mathbf{F}_1 = -\mathbf{F}_\alpha \\ \mathbf{F}_2 = +\mathbf{F}_\alpha \\ \mathbf{F}_3 = +\mathbf{F}_\beta \\ \mathbf{F}_4 = -\mathbf{F}_\beta \end{cases} \quad (\text{III.25})$$

Ensuite, ceux-ci sont projetés dans le repère global via (Eq-III.26) à travers la matrice de passage  $[\mathcal{Q}]$  :

$$\begin{cases} \text{Si } k = \{1, 2, 3, 4\} & \text{alors } \mathbf{F}_k^g = [\mathcal{Q}]^{-1} \mathbf{F}_k \\ \text{Si } k = \{5, 6, 7, 8\} & \text{alors } \mathbf{F}_k^g = \mathbf{0} \end{cases} \quad (\text{III.26})$$

La même méthode est appliquée pour les moments. Dans toute la suite, les variables mécaniques sont explicitées au niveau des points d'intégration.

4. Le calcul des contraintes sera détaillé dans la Section III.2.3.6

### III.3 Couplage entre les interfaces intralaminaires et interlaminaires

#### III.3.1 Principe du couplage

L'élément développé fait partie d'un ensemble d'éléments déjà développés dans la stratégie Semi-Continue. Mais ce nouvel élément n'est pas codé à l'intérieur de l'élément UD de base. En effet, le seul lien qui le relie à l'élément UD passe par les nœuds. Or, le rôle de l'interface intralaminare étant d'initier un délaminage dans l'interface interlaminare, elle-même codée dans l'élément UD, il a été décidé de "lier" ces deux éléments. En effet, expérimentalement, les fissurations matricielles sont les précurseurs des délaminages. La Figure III.11 représente ces dommages pour le cas d'impact présenté sur la Figure III.1.

Cependant dans Radioss, lorsqu'on utilise des éléments utilisateurs, il n'est pas possible d'échanger de l'information entre les éléments. Or, ceci est nécessaire pour dégrader les interfaces interlaminaires adjacentes une fois l'interface intralaminare rompue. Il a donc fallu trouver un moyen pour que l'information parvienne jusqu'à l'élément d'interface de délaminage.

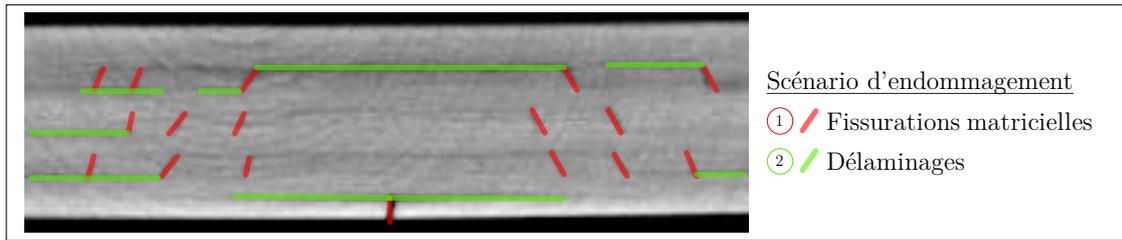


Figure III.11 – Couplage entre les fissurations matricielles et les délaminages

Ce couplage a été observé expérimentalement par de nombreux auteurs parmi lesquels [Chang *et al.*, 1990], [Liu, 1998] et [Huchette, 2005] et d'autres en ont proposé des modélisations assez fines comme le *Discrete Ply Modeling* de [Bouvet, 2009].

#### III.3.2 Formulation du couplage

L'astuce est donc d'envoyer un signal sous la forme d'un moment autour de l'axe  $z$  du repère local de l'élément dès que l'interface intralaminare casse et de détecter ce signal dans l'élément interlaminare voisin en contrôlant les vitesses de rotation des nœuds  $\dot{\theta}_z$ . Le choix du moment est astucieux puisque le degré de liberté de rotation des quatre nœuds constituant l'élément autour de  $z$  n'est pas utilisée. Ce degré de liberté n'est pas non plus utilisé dans l'élément UD. Le moment est envoyé aux quatre nœuds simultanément sous la forme (Eq-III.27) :

$$M_z^j = -2I_j \frac{\Delta \dot{\theta}_z^0}{\Delta t} \text{ avec } j = \{1, 2, 3, 4\} \quad (\text{III.27})$$

Avec  $I_j$  le moment d'inertie du nœud  $j$ ,  $\Delta t$  le pas de temps et  $\Delta\dot{\theta}_z^0$  la valeur seuil de la différence de vitesses de rotation du nœud  $j$  permettant de détecter le signal entre  $t$  et  $t + \Delta t$ . En effet, comme la vitesse de rotation autour de  $z$  n'est pas forcément nulle, il a été décidé de raisonner en termes de différence de vitesse.

Ce pulse est envoyé par l'interface intralaminare via ses quatre nœuds et il est détecté par les éléments UD adjacents grâce aux nœuds en commun avec l'élément intralaminare comme représenté sur la Figure III.12.

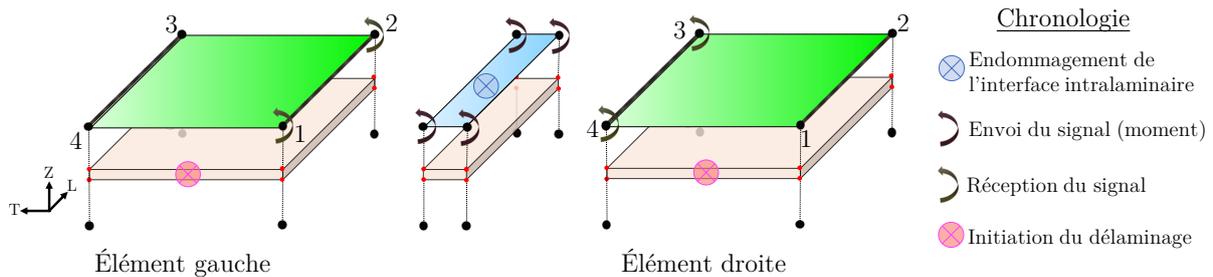


Figure III.12 – Connexion entre les éléments d'interface intralaminare et les éléments UD à gauche et à droite

Cependant, une fois envoyé le signal, les éléments doivent savoir s'ils doivent délaminer ou non. La stratégie développée consiste à délaminer les éléments situés à gauche et à droite de l'interface intralaminare, mais pas ceux qui se trouvent devant ou derrière comme le représente la Figure III.13.

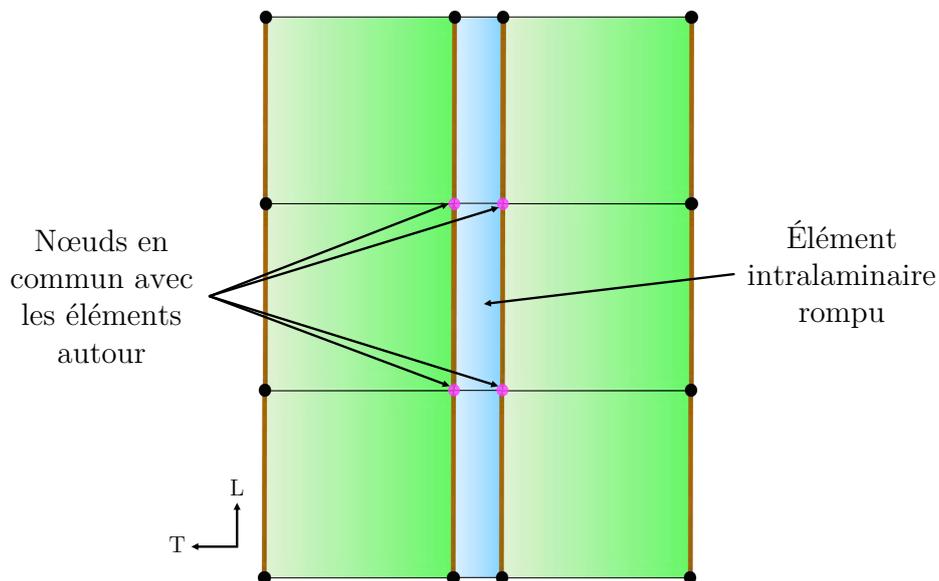


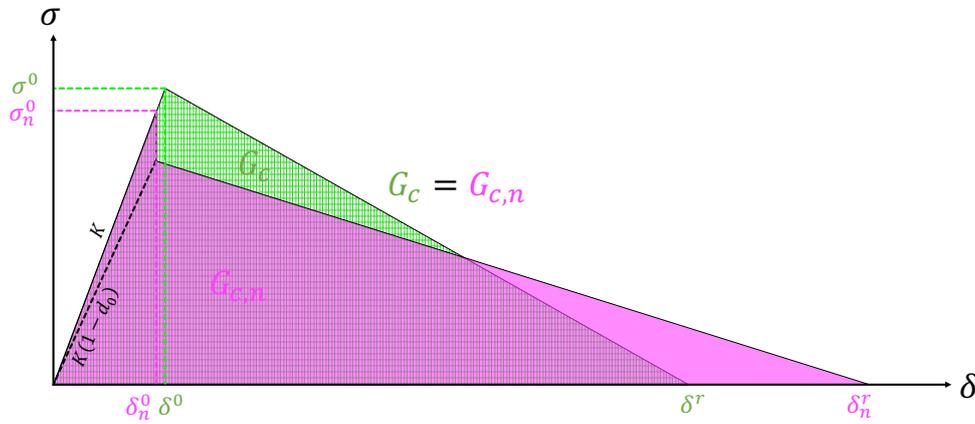
Figure III.13 – Connexion d'un élément d'interface intralaminare avec les éléments autour

Le critère de détection est donc fondé sur la détection simultanée du signal au niveau de deux nœuds d'un même élément (Eq-III.28). Plus précisément, si le signal est détecté simultanément par les nœuds 1 et 2 ou simultanément par les nœuds 3 et 4 de l'élément

UD, le délaminage est initié. Sinon aucun délaminage n'est initié par le signal. Cela permet de contrôler l'initiation du délaminage, d'éviter qu'il soit trop étendu autour des interfaces intralaminaires rompues et ainsi de le localiser aux endroits voulus.

$$\text{Si } \begin{cases} \left\| \dot{\theta}_z|_t^1 - \dot{\theta}_z|_{t-\Delta t}^1 \right\| \geq \Delta \dot{\theta}_z^0 \ \& \ \left\| \dot{\theta}_z|_t^2 - \dot{\theta}_z|_{t-\Delta t}^2 \right\| \geq \Delta \dot{\theta}_z^0 \\ \text{Ou} \\ \left\| \dot{\theta}_z|_t^3 - \dot{\theta}_z|_{t-\Delta t}^3 \right\| \geq \Delta \dot{\theta}_z^0 \ \& \ \left\| \dot{\theta}_z|_t^4 - \dot{\theta}_z|_{t-\Delta t}^4 \right\| \geq \Delta \dot{\theta}_z^0 \end{cases} \quad \text{alors } \begin{cases} d_{hi} = \max\{d_{hi}, d_0\} \\ \text{Et} \\ \delta_n^0 = \delta|_t \end{cases} \quad (\text{III.28})$$

Avec  $d_0$  un paramètre d'endommagement fixé et qui sera identifié dans le chapitre suivant. L'initiation du délaminage s'effectue en modifiant la valeur de la variable d'endommagement de l'interface interlaminaire, notée  $d_{hi}$ . Ce paramètre représente l'état du délaminage au moment même où les fissurations matricielles hors-plan débutent. En effet, cette dernière peut s'endommager "naturellement" sans que l'interface intralaminare l'ait initiée. La variable d'endommagement est donc le maximum entre la valeur d'endommagement calculée à  $t$  et le paramètre  $d_0$ . De plus, le saut de déplacement à l'initiation  $\delta_n^0$  est pris comme étant égal au saut de déplacement calculé à  $t$ . Ainsi, le délaminage sera initié plus tôt que ce qu'il aurait dû être s'il s'initiait de manière classique par sa loi cohésive propre. Le schéma de la [Figure III.14](#) représente la loi bilinéaire standard pour les interfaces interlaminaires qui délaminent classiquement sans initiation prématurée (en vert) et celles qui délaminent après avoir reçu le signal.



**Figure III.14** – Lois bilinéaires dans le cas standard et dans le cas où l'initiation se fait par la détection d'un pulse

Cette stratégie impose donc de dégrader "manuellement" les interfaces de délaminage avec  $d_0$ . Cependant, imposer un endommagement a pour conséquence de modifier la loi bilinéaire du comportement de l'interface interlaminaire. En effet, cela suppose soit de garder le même taux de restitution d'énergie et donc de recalculer un nouveau saut de déplacement à rupture  $\delta_n^r$  ou bien garder le même saut de déplacement à rupture et recalculer le taux de restitution d'énergie. Le choix s'est porté sur la première méthode car cela semble plus proche de la physique recherchée. En effet, le taux de restitution d'énergie est un paramètre

intrinsèque à l'interface en question, il semble donc plus logique de dissiper la même énergie ( $G_{IIc}$ ) mais de casser l'interface un peu plus tard ( $\delta^r$ ).

Ceci impose donc une réécriture du saut de déplacement à rupture  $\delta_n^r$  comme suit (Eq-III.29) :

$$\begin{cases} \delta_n^r = \frac{2(1 + \beta_m^2)}{\delta_n^0} \left[ \left( \frac{K_I^{vi}}{G_I^c} + \frac{K_{II}^{vi} \beta_m^2}{G_{II}^c} \right) (1 - d_0) \right]^{-1} & \text{si } \delta_I > 0 \\ \delta_n^r = \frac{2G_{II}^c - d_0 \delta_n^0 \sigma_n^0}{\sigma_n^0 (1 - d_0)} & \text{sinon} \end{cases} \quad (\text{III.29})$$

Avec  $\delta_n^0$  et  $\sigma_n^0$  respectivement le saut de déplacement et la contrainte relevée au moment où l'initiation a été forcée.

Pour des raisons de continuité du délaminage, une interface interlaminaire est aussi introduite dans l'élément d'interface intralaminaire comme le représente la Figure III.12. Ses dimensions sont celles de l'élément d'interface intralaminaire. Son comportement est dépendant de l'interface intralaminaire comme expliqué par Eq-III.30. Ceci montre que cette "mini"-interface interlaminaire se comporte comme celle qui existe dans l'élément UD mais avec une dépendance directe de l'élément intralaminaire.

$$d_{hi} = \max\{d_{hi}, d_{vi}\} \quad (\text{III.30})$$

Avec  $d_{hi}$  la variable d'endommagement de l'interface interlaminaire à l'intérieur de l'élément intralaminaire.

## III.4 Nouveaux développements dans la formulation de l'élément UD

### III.4.1 Prise en compte de la compression hors-plan : critère de Mohr-Coulomb

Durant un impact sur un stratifié épais, la compression hors-plan de la plaque sous l'impacteur n'est pas négligeable. Cette contrainte empêche les interfaces inter-plis de s'ouvrir, ce qui a tendance de retarder les délaminages. Pour prendre en compte ce phénomène, un critère de Mohr-Coulomb a été introduit dans l'élément d'interface interlaminaire. En effet, il permet de repousser la limite à rupture en cisaillement quand le matériau est chargé en compression. Dans le cas présent, cela permet de repousser la contrainte limite d'initiation du délaminage en Mode II (mode de cisaillement). Cela se traduit par l'équation Eq-III.31. Cette relation, utilisée par [Gan *et al.*, 2013] montre que cette contrainte est fonction de la contrainte hors-plan  $\sigma_{zz}$  dans l'interface de délaminage mais aussi d'un angle  $\phi$ . Cet angle correspond à l'angle formé par les fissurations matricielles hors-plan par rapport à l'axe horizontal. Cet angle moyen est de l'ordre de  $57^\circ$  comme le montre [Aubry, 2013] dans ses travaux de thèse. Ainsi, la nouvelle contrainte d'initiation  $\tau_{II}$  est calculée par la relation suivante :

$$\tau_{II} = \sigma_{II}^0 + |\eta \cdot \sigma_{zz}| \text{ avec } \eta = \frac{1}{\tan(2\phi)} \quad (\text{III.31})$$

Avec  $\sigma_{II}^0$  la contrainte d'initiation initiale en cisaillement pur pour le délaminage.

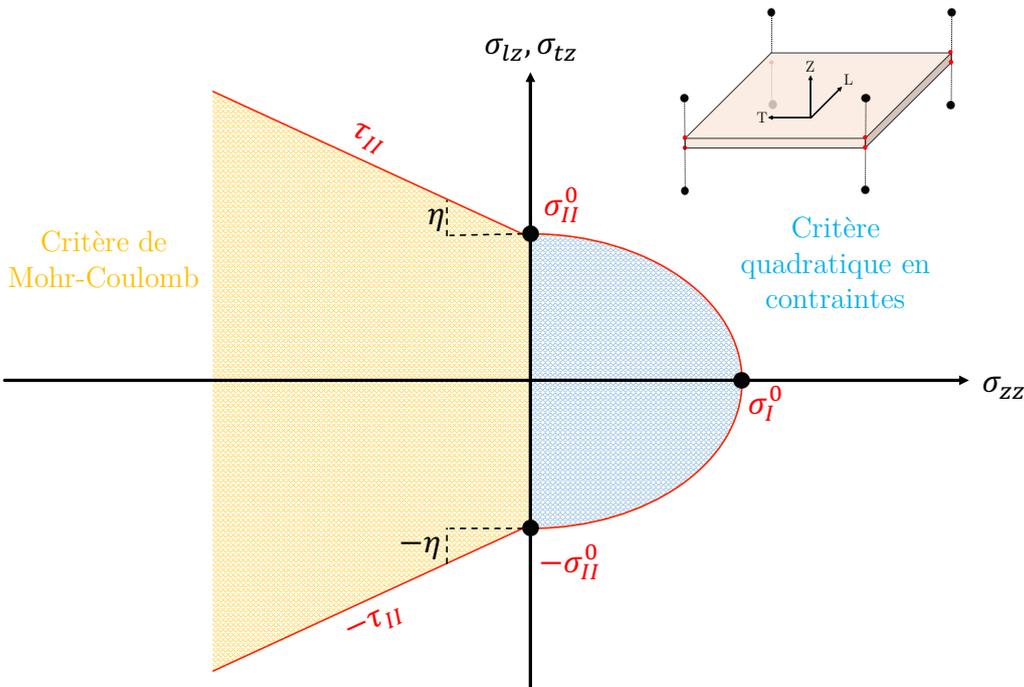
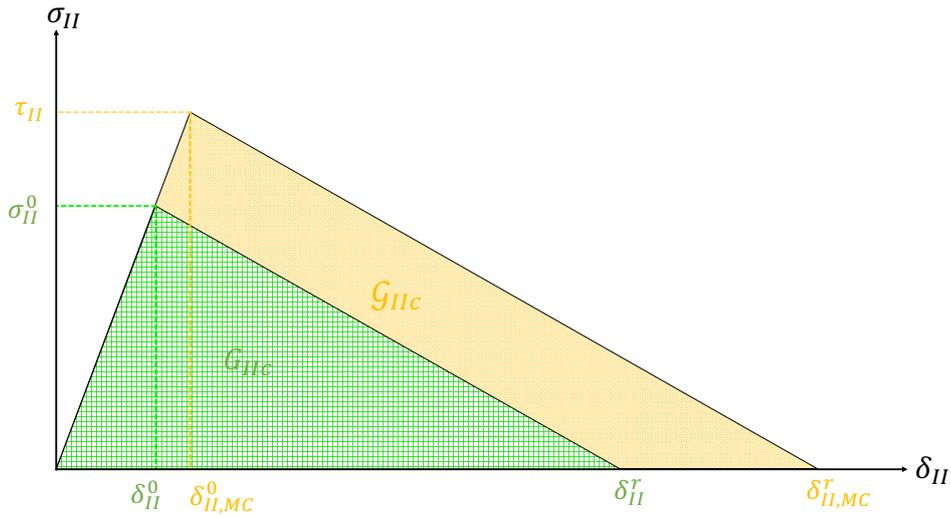


Figure III.15 – Surface de charge en traction-cisaillement de l'interface interlaminaire

Avec la relation précédente, la contrainte d'initiation en Mode II s'actualise durant le calcul ; or cette contrainte est directement liée au taux de restitution d'énergie. Il faut donc recalculer un nouveau  $\mathcal{G}_{II}^c$  en prenant en compte l'évolution de  $\tau_{II}$  avec Eq-III.32. Pour cela, il a été supposé que l'évolution du dommage était la même que la loi bilinéaire standard. Plus précisément, la pente de descente est identique comme représenté sur la Figure III.16 : la partie en vert représente le comportement de l'interface dans le cas où les contraintes hors-plan ne sont pas négatives, la partie en jaune représente leur comportement dans le cas où elles sont en compression et donc avec les valeurs de contrainte et de taux de restitution d'énergie recalculées.



**Figure III.16** – Loi bilinéaire dans le cas standard et dans le cas où l'interface interlaminaire est soumise à une compression hors-plan

$$\mathcal{G}_{II}^c = G_{II}^c \left( 1 + \frac{|\eta \cdot \sigma_{zz}|}{\sigma_{II}^0} \right)^2 \quad (\text{III.32})$$

Cette nouvelle stratégie complexifie encore un peu plus le comportement de l'interface interlaminaire. Pour mieux se rendre compte de la programmation du comportement des éléments d'interface et notamment de l'ajout du critère de Mohr-Coulomb et de l'initiation avec le signal reçu de l'interface intralaminaire, l'algorithme est présenté sur la Figure III.17.

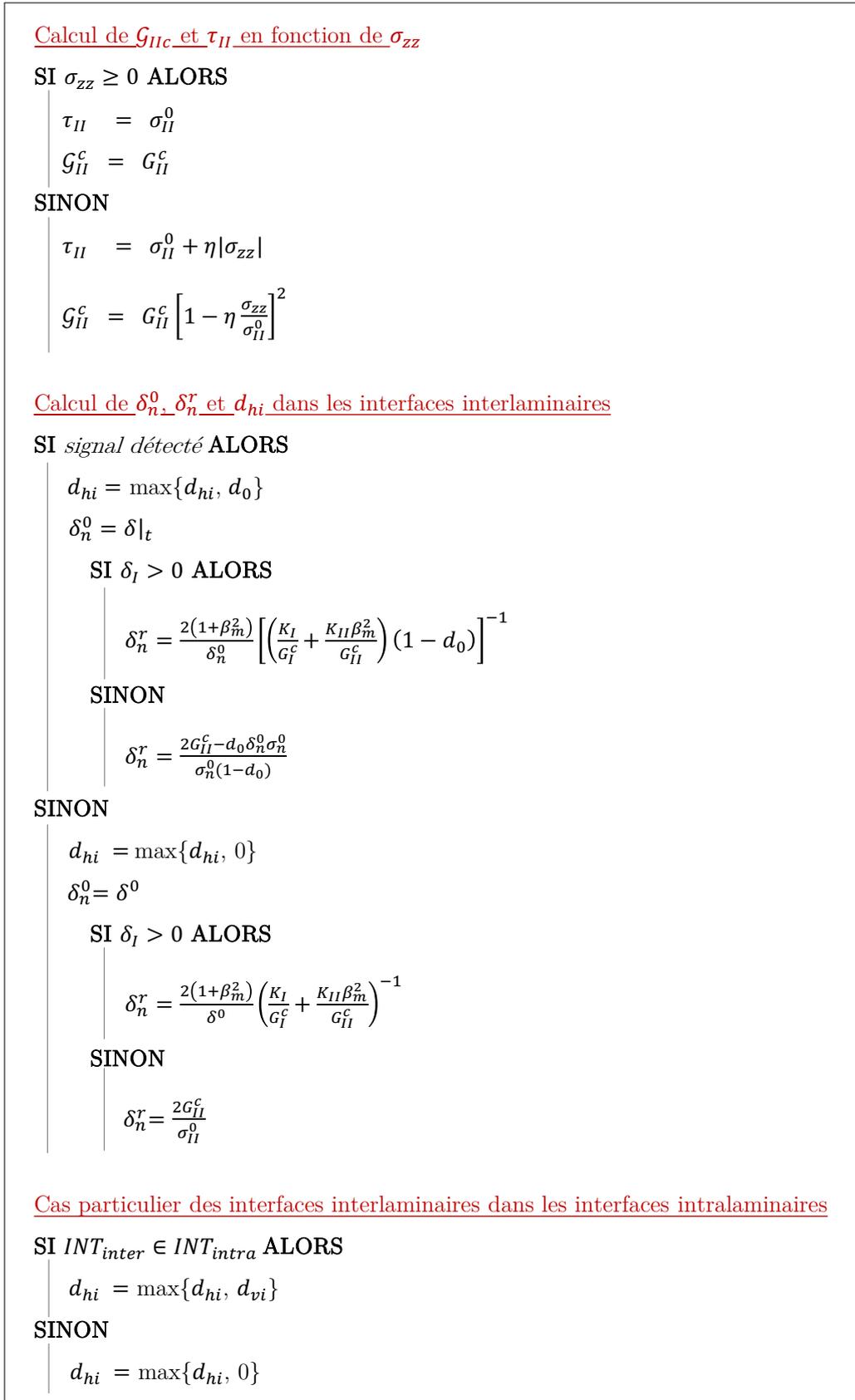


Figure III.17 – Algorithme de programmation du comportement des interfaces interlaminaires

### III.4.2 Décalage des barres dans l'épaisseur de l'élément UD

Tout d'abord, dans le modèle développé par [Mahmoud *et al.*, 2017], les éléments barres qui représentent les torons de fibre, sont dans le même plan que le plan moyen de l'élément plaque. Cependant, cette utilisation n'est pas idéale pour deux raisons :

- Premièrement, dans la démarche de la stratégie Semi-Continue développée par [Pascal, 2016] sur le tissu, le décalage des éléments barres permet de représenter l'ondulation des torons de fibres. Ces éléments barres reprennent la flexion des torons de fibres et la plaque permet de reprendre le comportement de la résine. Cette philosophie serait aussi intéressante à mettre en pratique dans l'élément UD.
- Ensuite, la rupture des fibres dans le stratifié peut ne pas être brutale, mais plutôt avoir lieu graduellement dans l'épaisseur. Cependant, dans la modélisation de [Mahmoud *et al.*, 2017], les barres sont dans le plan moyen de la plaque : celles-ci ne se chargent pas lorsque le pli est en flexion et la rupture des barres ne correspond pas à ce qu'il est possible d'observer expérimentalement.

Le nombre de barres qui seront mises dans la hauteur dépend de l'épaisseur des plis et des observations expérimentales. par exemple, dans ces travaux, des stratifiés ont été construits en mettant quatre plis pour chaque orientation.

Le principe consiste donc à représenter la résine par un seul élément plaque et l'ensemble des torons de fibres orientés dans la même direction par des éléments barres. Ces derniers sont placés symétriquement par rapport au plan moyen de la plaque comme représenté sur la Figure III.18.

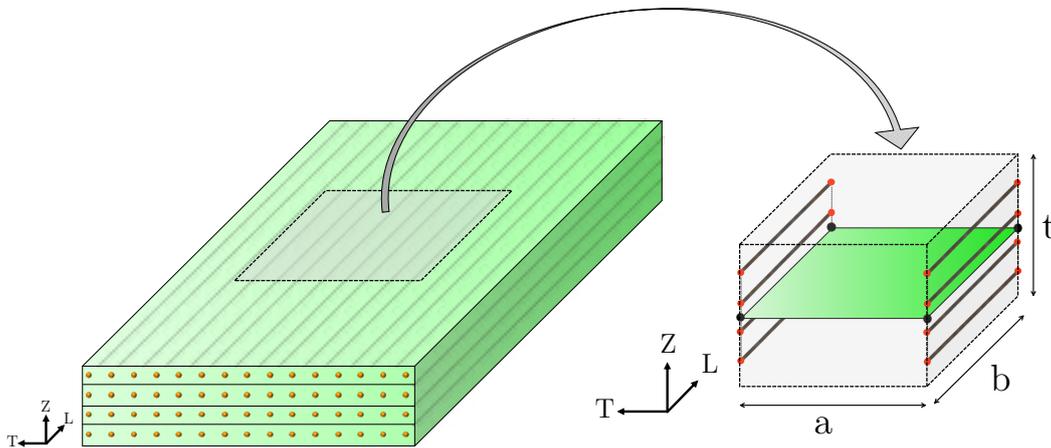


Figure III.18 – Représentation numérique de quatre plis d'UD orientés dans la même direction

### III.4.3 Cinématique des nœuds virtuels

Les éléments barres sont créés via des nœuds virtuels (en rouge) et connectés aux nœuds réels (en noir) via des liens rigides. Le comportement cinématique est identique à celui proposé par [Pascal, 2016] dans ses travaux de thèse : les rotations des nœuds réels induisent

des translations au niveau des nœuds virtuels et les efforts des nœuds virtuels génèrent des efforts et des moments sur les nœuds réels.

Les nœuds réels possèdent les cinq degrés de liberté classiques d'un élément plaque : trois en translation ( $u_x, u_y, u_z$ ) et deux en rotation ( $\theta_x, \theta_y$ ). Quant aux nœuds virtuels, étant donné qu'ils connectent des éléments barres, ils ne sont dotés que des trois degrés de liberté de translation ( $u_x, u_y, u_z$ ), qui dépendent toutefois du comportement des nœuds réels. La position et la vitesse de chaque nœud virtuel est actualisé à chaque cycle à partir de celles du nœud réel auquel il est attaché et ceci via le lien rigide.

Ainsi, pour chaque nœud réel  $k \in \{1, 2, 3, 4\}$  de l'élément plaque, la rotation du lien rigide est définie par l'axe de rotation  $\mathbf{n}_k$  et l'angle de rotation  $\phi_k$ . Ces derniers sont calculés à partir des vitesses de rotations du nœud réel  $\dot{\Theta}_k$  dans le repère général comme explicité par l'équation (Eq-III.33) :

$$\mathbf{n}_k = \begin{pmatrix} n_{xk} \\ n_{yk} \\ n_{zk} \end{pmatrix} = \frac{\Delta t}{\phi_k} \begin{pmatrix} \dot{\Theta}_{xk} \\ \dot{\Theta}_{yk} \\ \dot{\Theta}_{zk} \end{pmatrix} \text{ avec } \phi_k = \Delta t \sqrt{\dot{\Theta}_{xk}^2 + \dot{\Theta}_{yk}^2 + \dot{\Theta}_{zk}^2} \quad (\text{III.33})$$

Les positions des nœuds virtuels situés sur le même plan  $j$  dépendent de leur décalage dans l'épaisseur par rapport au plan moyen de la plaque (Figure III.19).

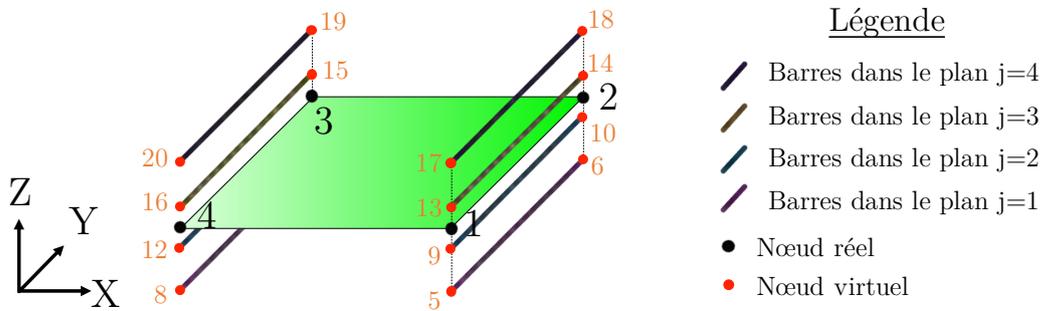


Figure III.19 – Position des nœuds virtuels dans l'élément UD

Celles-ci sont calculées via la formule de *rotation de Rodrigues* comme suit (Eq-III.34) :

$$\underline{\mathbf{X}}_{4j+k}|_t = \mathbf{X}_k|_t + [\mathcal{R}_k(\mathbf{n}_k, \phi_k)] \cdot (\underline{\mathbf{X}}_{4j+k} - \mathbf{X}_k)|_{t-\Delta t} \text{ avec } j \in \llbracket 1; p \rrbracket \quad (\text{III.34})$$

Avec  $\underline{\mathbf{X}}_{4j+k}$  la position du nœud virtuel  $4j + k$ ,  $\mathbf{X}_k$  la position du nœud réel auquel il est relié par le lien rigide,  $p$  le nombre de paires de barres situées dans le même plan par rapport au plan moyen et  $[\mathcal{R}_k(\mathbf{n}_k, \phi_k)]$  la matrice de rotation calculée par (Eq-III.35) :

$$[\mathcal{R}_k] = \cos(\phi_k) [\mathcal{I}_3] + [1 - \cos(\phi_k)] \begin{bmatrix} n_{xk}^2 & n_{xk}n_{yk} & n_{xk}n_{zk} \\ n_{xk}n_{yk} & n_{yk}^2 & n_{yk}n_{zk} \\ n_{xk}n_{zk} & n_{yk}n_{zk} & n_{zk}^2 \end{bmatrix} + \sin(\phi_k) \begin{bmatrix} 0 & -n_{zk} & n_{yk} \\ n_{zk} & 0 & n_{xk} \\ -n_{yk} & n_{xk} & 0 \end{bmatrix} \quad (\text{III.35})$$

Où  $[\mathcal{I}_3]$  est la matrice identité de dimension 3.

Une fois les positions des nœuds virtuels calculées, les vitesses de translation de chaque nœud virtuel peuvent être déterminées à partir des vitesses de translation du nœud réel correspondant ainsi que des vitesses de rotation de ce dernier (Eq-III.36).

$$\underline{\dot{\mathbf{U}}}_{4j+k} = \dot{\mathbf{U}}_k + (\mathbf{X}_k - \underline{\mathbf{X}}_{4j+k}) \wedge \dot{\boldsymbol{\Theta}}_k \text{ avec } j \in \llbracket 1; p \rrbracket \quad (\text{III.36})$$

Ensuite, les efforts  $\mathbf{F}_b$  sont calculés dans chaque barre comme explicité dans les travaux de [Mahmoud, 2017], puis renvoyés aux deux nœuds virtuels constituant la barre (Eq-III.37).

$$\mathbf{F}_b = \frac{E_b \cdot S_b}{L_b} \Delta \mathbf{u} \quad (\text{III.37})$$

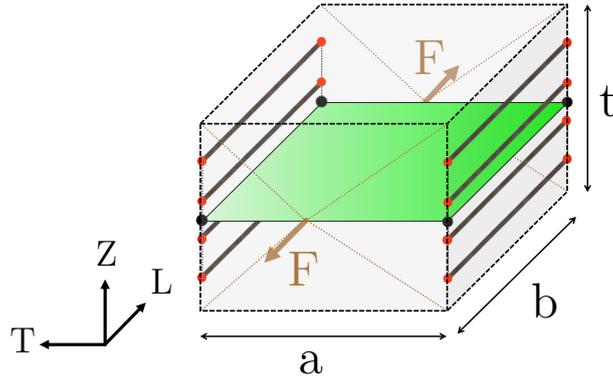
Avec  $E_b$  la raideur de la barre,  $S_b$  sa section,  $L_b$  sa longueur et  $\Delta \mathbf{u}$  son allongement. Enfin, les efforts et les moments aux nœuds réels sont calculés classiquement par Eq-III.38.

$$\left\{ \begin{array}{l} \mathbf{F}_k = \sum_{j=1}^p \underline{\mathbf{F}}_{4j+k} \\ \mathbf{M}_k = \sum_{j=1}^p (\underline{\mathbf{X}}_{4j+k} - \mathbf{X}_k) \wedge \underline{\mathbf{F}}_{4j+k} \end{array} \right. \quad (\text{III.38})$$

Avec  $\underline{\mathbf{F}}_{4j+k}$  l'effort calculé au nœud virtuel  $4j + k$  et  $\underline{\mathbf{X}}_{4j+k}$  sa position.

#### III.4.4 Comportement en membrane : calcul de la section des barres

Pour calculer la section des barres, il faut commencer par exprimer la raideur en membrane dans la direction longitudinale de l'ensemble homogénéisé  $K_m^h$ . Pour cela, supposons que l'élément de la Figure III.20 est mis en traction par un effort  $F$  dans la direction des fibres : ce comportement peut être décrit par les relations suivantes Eq-III.39 :



**Figure III.20** – Modèle utilisé pour calculer la raideur en membrane de l'élément UD homogénéisé

$$\begin{cases} F = K_m^h \cdot \Delta l & \text{avec } \Delta l \text{ l'allongement de l'élément dans la direction } \mathbf{L} \\ \sigma_l = E_h \cdot \varepsilon_l & \text{avec } \varepsilon_l \text{ la déformation de l'élément dans la direction } \mathbf{L} \end{cases} \quad (\text{III.39})$$

Le module homogénéisé  $E_h$  est exprimé en fonction du module élastique des torons de fibres  $E_f$ , de celui de la résine  $E_r$  ainsi que du taux volumique de fibres  $V_f$  par la relation :  $E_h = E_f V_f + E_r (1 - V_f)$  en utilisant la loi des mélanges. Les paramètres géométriques  $a$ ,  $b$  et  $t$  sont représentés sur la [Figure III.20](#).

D'autre part, ce modèle peut aussi être modélisé par :

$$\begin{cases} F = \sigma_l \cdot a \cdot t \\ \varepsilon_l = \frac{\Delta l}{b} \end{cases} \quad (\text{III.40})$$

En égalisant les deux relations précédentes, la raideur du pli homogénéisé est exprimée par l'équation [Eq-III.41](#) dans la direction des fibres, portée par l'axe  $\mathbf{e}_1$ .

$$K_m^h = \frac{E_h a t}{b} \quad (\text{III.41})$$

De la même manière, il est possible de calculer la raideur en membrane des barres  $K_m^b$  et de la résine  $K_m^p$  séparément dans la direction  $\mathbf{e}_1$  par l'équation [Eq-III.42](#) :

$$K_m^b + K_m^p = \frac{N_b S_b E_f}{b} + \frac{E_r a t}{b} \quad (\text{III.42})$$

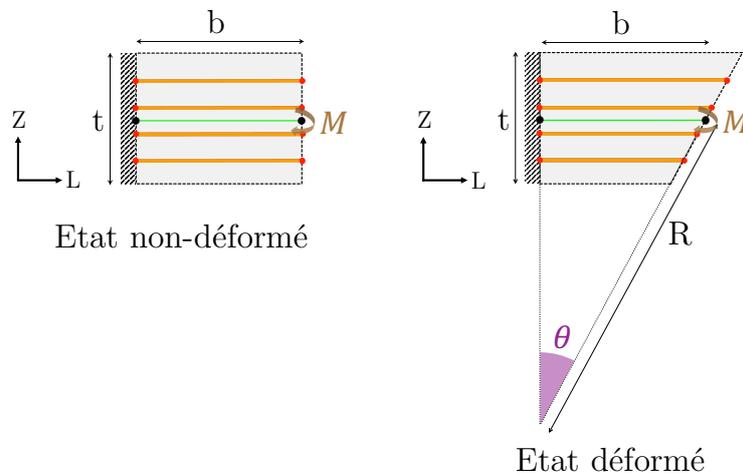
Avec  $N_b$  le nombre total de barres dans l'élément et  $S_b$  la section de chaque barre. En égalant les équations [Eq-III.41](#) et [Eq-III.42](#) et sachant que le nombre de barres  $N_b = 2p$  ( $p$  étant le nombre de plis réels), la section de chaque barre est donc exprimée comme suit [Eq-III.43](#) :

$$S_b = \frac{(E_h - E_r) a t}{2p E_f} \quad (\text{III.43})$$

### III.4.5 Comportement en flexion : calcul du décalage des barres

Dans le cas de la flexion, deux cas sont à étudier : le cas où le nombre de plis à modéliser est pair et le cas où ces derniers sont impairs. La méthode utilisée est strictement la même, mais le résultat dépend du nombre de plis.

Tout d'abord, dans les deux cas, la raideur de flexion de l'élément homogénéisé selon  $\mathbf{T}$  peut être calculée par un modèle équivalent représenté par la [Figure III.21](#). Le modèle de base est un élément UD chargé en flexion. Les deux relations qui décrivent ce système sont répertoriées dans le système d'équations [Eq-III.44](#).



**Figure III.21** – Modèle utilisé pour le calcul de la raideur équivalente en flexion de l'élément UD

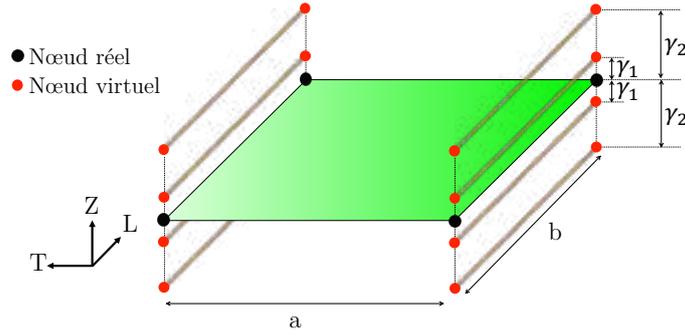
$$\begin{cases} \mathcal{M}_t = E_h \cdot I_{UD} \cdot \chi & I_{UD} \text{ le moment quadratique de l'élément, } \chi = \frac{1}{R} \text{ la courbure induite} \\ \mathcal{M}_t = K_f^h \cdot \theta & \theta \text{ l'angle induit par le moment imposé} \end{cases} \quad (\text{III.44})$$

Par identification, et en utilisant le fait que  $\chi \approx \frac{\theta}{b}$ , l'équation définissant la raideur en flexion de l'ensemble est donnée par [Eq-III.45](#)

$$K_f^h = \frac{E_h a t^3}{12b} \quad (\text{III.45})$$

#### III.4.5.1 Cas d'un nombre de plis pair

Le but de l'étude qui suit est de trouver la position de chacune des barres pour avoir une raideur en flexion qui correspond à celle du pli homogénéisé ([Figure III.22](#)).



**Figure III.22** – Position des éléments barres dans le cas d'un nombre de plis pair

La raideur peut être calculée d'une deuxième façon : celle-ci est la somme de chaque raideur en flexion apportée par chaque duo de barres situé dans le même plan (ayant donc le même décalage), notée  $K_f$  et la raideur en flexion de la résine, notée  $K_f^r$ . En reprenant les notations de la précédente section, la raideur totale en flexion est exprimée par [Eq-III.46](#) au niveau de la fibre neutre dans la direction  $\mathbf{T}$ .

$$\sum_{i=1}^{\frac{p}{2}} K_f^i + K_f^r = \sum_{i=1}^{\frac{p}{2}} \alpha \gamma_i^2 \frac{S_b E_f}{b} + \frac{E_r a t^3}{12b} \quad (\text{III.46})$$

Avec  $\gamma_i$  le décalage des barres du  $i^{\text{ème}}$  pli et son symétrique,  $\alpha = 4$  un paramètre lié au nombre de barres décalées. Plus précisément, il représente le nombre de barres décalées dans un même plan. En effet, en regardant la [Figure III.22](#), le nombre de barres décalées de  $\gamma_1$  est de 4, le nombre de celles décalées de  $\gamma_2$  est aussi de 4, et ainsi de suite dans le cas où le nombre de plis est supérieur.

De plus,  $\gamma_i = (2i - 1)\gamma_1$  et on pose comme convention pour simplifier les équations que  $\gamma_1 = \gamma$ .

$$\sum_{i=1}^{\frac{p}{2}} K_f^i + K_f^r = 4 \frac{S_b E_f}{b} \sum_{i=1}^{\frac{p}{2}} (2i - 1)^2 \gamma^2 + \frac{E_r a t^3}{12b} \quad (\text{III.47})$$

$$\text{Or } S_b = \frac{(E_h - E_m) a t}{2p E_f}$$

Finalement,

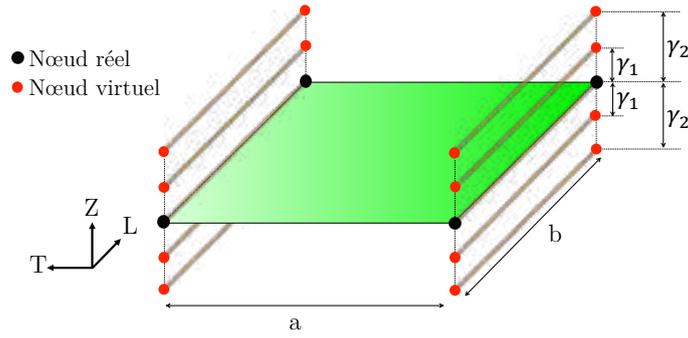
$$\sum_{i=1}^{\frac{p}{2}} K_f^i + K_f^r = \frac{\gamma^2 (E_h - E_m) a t}{3 b} (p^2 - 1) + \frac{E_r a t^3}{12b} \quad (\text{III.48})$$

En égalant les [Eq-III.48](#) et [Eq-III.45](#) :

$$\gamma = \frac{t}{2} \frac{1}{\sqrt{p^2 - 1}} \quad (\text{III.49})$$

### III.4.5.2 Cas d'un nombre de plis impair

Dans le cas d'un nombre de plis impair, comme montré sur la [Figure III.23](#), la stratégie de calcul est identique mais la raideur en flexion des torons de fibres et de la résine est donnée par l'équation [Eq-III.50](#).



**Figure III.23** – Position des éléments barres dans le cas d'un nombre de plis impair

$$\sum_{i=1}^{\frac{p}{2}-1} K_f^i + K_m = \sum_{i=1}^{\frac{p}{2}} \alpha \gamma_i^2 \frac{S_b E_f}{b} + \frac{E_m a t^3}{12b} \quad (\text{III.50})$$

Sachant que  $S_b = \frac{(E_h - E_m)at}{2pE_f}$  et  $\gamma_i = (2i - 1)\gamma_1$  :

$$\sum_{i=1}^{\frac{p}{2}-1} K_f^i + K_m = \frac{\gamma^2 (E_h - E_m)at}{3pb} (p-1)((p-1)^2 - 1) + \frac{E_m a t^3}{12b} \quad (\text{III.51})$$

De la même façon que pour le cas où le nombre de plis est pair, la raideur totale en flexion est donnée par l'équation [Eq-III.45](#).

En égalant les équations [Eq-III.45](#) et [Eq-III.51](#) :

$$\gamma = \frac{t}{2} \frac{1}{\sqrt{(p-1)(p-2)}} \quad (\text{III.52})$$

### Bilan sur le calcul des décalages des barres

Cette étude analytique a permis de calculer le nombre de barres nécessaires mais surtout de les placer précisément dans l'élément UD afin d'avoir la bonne raideur en membrane mais aussi en flexion et ceci quelle que soit la stratification réelle.

Finalement :

$$\gamma = \frac{t}{2} \sqrt{\psi}, \text{ avec } \begin{cases} \psi = \frac{1}{p^2 - 1} & \text{si } p \text{ est pair} \\ \psi = \frac{1}{(p-1)(p-2)} & \text{si } p \text{ est impair} \end{cases} \quad (\text{III.53})$$

Le décalage  $\gamma$  étant trouvé, les autres décalages par rapport au plan moyen se déduisent à partir de  $\gamma_i = (2i - 1)\gamma$ .

### III.4.6 Endommagement des barres

Les éléments barres présentés travaillent aussi bien en traction qu'en compression. Malgré le fait que sur les stratifiés fins, la rupture prépondérante est celle en traction, cela n'est plus vrai lorsque l'épaisseur augmente. Ainsi, pour reprendre la rupture des torons de fibres aussi bien en traction qu'en compression, deux critères d'endommagement en déformations maximales ont été introduits et présentés par la relation [Eq-III.54](#).

$$\begin{cases} \text{Si } \varepsilon_{barre} \geq \varepsilon_t^r & \text{alors rupture en traction} \\ \text{Si } \varepsilon_{barre} \leq \varepsilon_c^r & \text{alors rupture en compression} \end{cases} \quad (\text{III.54})$$

Concernant la compression, [[Carvalho et al., 2011](#)] et [[Ekçsi, 2017](#)] ont caractérisé entre autres la rupture des fibres dans des stratifiés carbone/époxy et en ont déduit une relation ([Eq-III.55](#)).

$$\frac{|\sigma_c^r|}{\sigma_t^r} = 0.8 \text{ ou } 0.75 \quad (\text{III.55})$$

où  $\sigma_t^r$  (*resp.*  $\sigma_c^r$ ) est la contrainte à rupture en traction (*resp.* en compression). Ainsi, une fois un des deux critères trouvé, l'autre s'en déduit automatiquement.

### III.4.7 Modifications dans la formulation de l'élément UD

L'introduction d'un élément intralaminare a pour conséquence de modifier le comportement de l'élément UD et plus précisément celui de l'élément plaque. En effet, tous deux représentent le comportement de la résine, mais à des échelles différentes. L'élément plaque est "trop grand" pour capter des phénomènes aussi fins que les fissurations matricielles, c'est pourquoi l'élément intralaminare a été développé. Le [Tableau III.2](#) récapitule les endommagements repris par chaque type d'élément dans chacune des directions.

Direction	Barres	Plaque	Interface intralaminare	Interface délaminage
<b>L</b>	Oui	Oui	Non	Non
<b>T</b>	Non	Non	Oui	Non
<b>Z</b>	Non	Non	Non	Oui
Plan (LT)	Non	Non	Oui	Non
Plan (LZ)	Non	Oui	Non	Oui
Plan (TZ)	Non	Non	Oui	Oui

**Tableau III.2** – Récapitulatif des endommagements repris par chacun des éléments du modèle Semi-Continu

### III.4.7.1 Matrices de comportement de la plaque

Le découplage des comportements en membrane et en flexion induit des changements dans l'élément UD. En effet, dans les travaux de [Mahmoud *et al.*, 2017], la matrice de comportement de l'élément plaque en membrane est différente de celle en flexion. Avec les changements effectués, cette différence n'a plus lieu d'être. Ainsi, le comportement en membrane reste identique, que les barres soient décalées ou non, mais la matrice de comportement de la plaque en flexion dépend des cas : si un seul duo de barres est utilisé dans l'épaisseur alors cette matrice est identique à celle de [Mahmoud *et al.*, 2017], sinon, elle est égale à celle en membrane (Eq-III.56), puisque la plaque ne représente que le comportement de la résine. Finalement, le comportement en flexion du pli numérique n'est représenté que par le décalage des barres : le découplage des comportements barre/plaque (*i.e.* toron/résine) est donc total.

$$[C_f] = [C_m] \quad (\text{III.56})$$

### III.4.7.2 Suppression de l'endommagement de la plaque dans la direction travers

Pour éviter une redondance des endommagements, l'endommagement dans la direction travers de la plaque ainsi que l'endommagement en cisaillement dans le plan (TZ) ont été supprimés, puisqu'ils sont désormais repris par la nouvelle l'interface développée.

### III.4.7.3 Réécriture de l'endommagement de la plaque dans le sens longitudinal

L'endommagement  $d_l$  dans la direction longitudinale du pli est conservé et il est calculé comme suit (Eq-III.57).

$$d_l = \begin{cases} \frac{\langle \sqrt{Y_l} - \sqrt{Y_0} \rangle}{\sqrt{Y_c} - \sqrt{Y_0}} & \text{si } Y_l \geq Y_0 \\ 0 & \text{sinon} \end{cases} \quad (\text{III.57})$$

Avec  $Y_l = Y_{ll}^m + Y_{ll}^f + Y_{lz}$  la fonction thermodynamique dans la direction  $\mathbf{L}$  constituée des fonctions thermodynamiques en membrane, en flexion et en cisaillement hors plan dans le plan ( $lz$ ).

### Fonction thermodynamique en membrane

L'endommagement en membrane dans la direction longitudinale de la plaque n'est pas affecté par les décalages de barres. En effet, le module utilisé dans le calcul est celui de la résine et les déformations utilisées sont uniquement celles de la plaque : les barres n'interviennent pas dans cette fonction thermodynamique  $Y_{ll}^m$ .

### Fonction thermodynamique en flexion

Cependant, en ce qui concerne l'endommagement en flexion de la plaque dans la direction  $\mathbf{L}$ , notée  $Y_{ll}^f$  celui-ci n'est plus le même si les barres sont décalées. En effet, dans la fonction thermodynamique utilisée dans le cas où les barres sont dans le même plan que la plaque, le module utilisé est le module homogénéisé de l'élément (puisque, pour rappel, le comportement en flexion est repris par l'ensemble (barres+plaque)). Mais une fois les barres hors du plan moyen, il n'est plus nécessaire de prendre en compte ces dernières dans le calcul de l'endommagement de la plaque. Ainsi, la nouvelle fonction utilisée dans le calcul de  $Y_{ll}^f$  donnée par l'équation Eq-III.58.

$$Y_{ll}^f = \frac{E_l^r}{2(1 - \nu\nu^m)} \left[ (\epsilon_{ll}^f)^2 + \nu^m |\epsilon_{ll}^f \cdot \epsilon_{tt}^f| \right] \text{ avec } \begin{cases} E_l^r = E_l^h - V_f E_f \\ \nu^m = \frac{\nu E_t^r}{E_l^h} \left( 1 + V_f \left( 1 - \frac{E_l^r}{E_f} \right) \frac{E_f}{E_l^r} \right) \end{cases} \quad (\text{III.58})$$

Avec  $E_l^r$  la raideur de la résine dans le sens long,  $\nu$  le coefficient de Poisson du pli réel,  $\nu^m$  le coefficient de Poisson de la plaque en membrane. L'ensemble de ces paramètres sont présentés en détails dans le travail de thèse de [Mahmoud, 2017].

Cette fonction est en fait identique à  $Y_{ll}^m$  utilisée en membrane. En effet, ceci est cohérent puisque la résine s'endommage de la même façon en membrane et en flexion, à ceci près que les déformations mises en jeu ne sont bien évidemment pas les mêmes.

#### III.4.7.4 Couplage entre les endommagements des barres et de la plaque

Une fois que la résine est endommagée, le pli perd sa raideur en flexion, ainsi seules les fibres permettent de reprendre les efforts dans le sens longitudinal. Pour bien représenter ce phénomène, il convient de dégrader la raideur en flexion du pli, qui est représentée par le décalage des barres. Ainsi, une fois l'élément plaque endommagé, les liens rigides qui entretenaient la raideur en flexion du pli, ne doivent plus renvoyer de moments aux nœuds réels de la part des éléments barres. L'idée est donc de renvoyer des moments nuls de la part des nœuds virtuels des éléments barres aux nœuds réels de la plaque. Finalement, (Eq-III.59) :

$$\text{Si } d_l = d_{max} \text{ , alors } \mathbf{M}_{4j+k} = \mathbf{0} \text{ pour chaque noeud virtuel } 4k + j \text{ connecté au noeud réel } k \quad (\text{III.59})$$

De plus, si toutes les barres au sein d'un même élément UD sont rompues, alors l'élément plaque est détruit (Eq-III.60) :

$$\text{Si toutes les barres rompues , alors } d_l = d_{max} \quad (\text{III.60})$$

## III.5 Conclusion

Le travail qui a été présenté dans ce chapitre est consacré à la présentation, au développement et à l'implémentation d'un nouvel élément d'interface intralaminare. Cet élément vient enrichir la stratégie Semi-Continue développée depuis une dizaine d'années dans l'équipe de recherche.

La stratégie, basée sur des observations expérimentales et le modèle proposé par [Mahmoud, 2017], vient enrichir et élargir le champ d'application de la modélisation Semi-Continue. En effet, les précédents modèles ont été développés pour prédire le comportement à l'impact de stratifiés composites minces. Nonobstant les bons résultats obtenus pour ce type de stratifiés, les phénomènes physiques dans les stratifiés épais unidirectionnels ne sont pas captés. Plus particulièrement les fissurations matricielles résultant du cisaillement hors-plan de la résine inter-torons. Pour remédier à cela, un élément d'interface intralaminare a été introduit entre les éléments UD déjà présents. Sa formulation est à la croisée entre un élément plaque, puisqu'il possède des degrés de liberté de translation et de rotation, et un élément cohésif, puisqu'il est piloté en sauts de déplacements et de rotations.

Ensuite, dans un premier temps, un lien entre l'interface intralaminare et l'interface interlaminare déjà présente, a été implémenté. Son rôle est représenter le plus correctement possible l'initiation des délaminages via la rupture des interfaces intralaminaires. Cette stratégie repose sur l'envoi d'un signal sur les nœuds en commun entre ce nouvel élément et l'interface de délaminage. Ce signal, une fois détecté, va induire l'initiation du délaminage. Dans un deuxième temps, une procédure de calcul permet de recalculer les variables liées à l'endommagement de l'interface interlaminare une fois le délaminage initié.

Enfin, un certain nombre de modifications ont été apportées à l'élément UD. Tout d'abord, pour représenter correctement le comportement à l'impact de stratifiés épais et notamment la possibilité de ruptures graduelles de fibres au sein d'un même ensemble de plis orientés dans la même direction, un seul pli numérique modélise cet ensemble. Pour cela, les éléments barres sont décalés par rapport au plan moyen de l'élément plaque. Ce décalage nécessite un calcul précis de la position initiale de chacune des barres : c'est pourquoi une étude analytique a été proposée pour effectuer ce placement quelque soit la stratification utilisée. Ces changements induisent des modifications dans le comportement en flexion de l'élément plaque : la flexion du pli est maintenant entièrement reprise par le décalage des barres. Cela entraîne une réécriture de la matrice de comportement en flexion de l'élément plaque. Pour finir, la fonction thermodynamique dans le sens longitudinal du pli, gérant l'évolution de l'endommagement de la plaque, a aussi dû être réécrite.



---

# Chapitre IV Identification et validation du modèle

---

## Sommaire

---

IV.1	Introduction . . . . .	118
IV.2	Identification des paramètres des interfaces . . . . .	119
IV.2.1	Matériau utilisé pour l'étude . . . . .	119
IV.2.2	Calcul des raideurs d'interfaces . . . . .	119
IV.2.3	Identification des paramètres d'endommagement des interfaces . . . . .	122
IV.3	Lien entre les interfaces . . . . .	127
IV.3.1	Identification de $\Delta\theta_z^0$ . . . . .	127
IV.3.2	Continuité du délaminage . . . . .	129
IV.3.3	Validation du signal . . . . .	131
IV.4	Identification des paramètres de l'élément UD . . . . .	134
IV.4.1	Traction 4 plis $0^\circ$ . . . . .	134
IV.4.2	Flexion 3 points sur $[0_4/0_4/0_4]$ . . . . .	135
IV.5	Indentation quasi-statique : étude expérimentale et numérique . . . . .	137
IV.5.1	Cadre et objectifs de l'étude . . . . .	137
IV.5.2	Matériau et stratifications utilisées . . . . .	137
IV.5.3	Moyen d'essai . . . . .	139
IV.5.4	Mécanismes d'endommagement . . . . .	140
IV.5.5	Résultats numériques et études d'influence . . . . .	149
IV.5.6	Scénario d'endommagement numérique . . . . .	150
IV.5.7	Cartographie des endommagements : comparaison expérimental - numérique . . . . .	156
IV.6	Conclusion . . . . .	175

---

## IV.1 Introduction

Ce chapitre est consacré à l'identification des paramètres introduits dans le [Chapitre III](#) mais aussi à la validation de la stratégie proposée à travers des essais d'indentation quasi-statique.

Dans la première partie, les raideurs associées aux éléments d'interfaces seront calculées. En effet, les raideurs n'étant pas identiques dans toutes les directions, une importance particulière est apportée à leur calcul. Puis, les paramètres d'endommagement associés à l'élément UD mais aussi aux deux éléments d'interface (interlaminaire et intralaminaire) seront identifiés via des essais statiques. Les essais de traction à  $0^\circ$  permettront d'identifier la déformation à rupture des éléments barres et l'essai de traction à  $90^\circ$  servira pour identifier la contrainte à rupture en Mode I des interfaces intralaminaires. Enfin les essais de flexion serviront à montrer la pertinence de la modélisation du décalage des éléments barres.

La deuxième partie de ce chapitre servira à valider la stratégie développée au cours des chapitres précédents via des essais d'indentation quasi-statique. Pour cela, un seul matériau a été choisi : le *HTA7-913*, un unidirectionnel carbone/époxyde. Concernant les stratifications, trois épaisseurs constituées uniquement de plis à  $0^\circ$  et à  $90^\circ$  et un quasi-isotrope ont été étudiés. Les trois premières stratifications ont été utilisées afin de provoquer plus brutalement la rupture des fissurations transverses pour étudier ce phénomène plus aisément. Les scénarios d'endommagement seront identifiés et les résultats numériques seront confrontés aux résultats expérimentaux. Des études d'influences croisées expérimental-numérique seront également présentées pour différents paramètres afin d'évaluer d'une part la répartition des endommagements (fissurations matricielles et délaminages) dans le stratifié et d'autre part la capacité du modèle à capter précisément les phénomènes observés.

Finalement, ce chapitre est autant un chapitre d'identification de paramètres qu'un chapitre de validation. De nombreux essais quasi-statiques seront présentés pour avoir des cartes d'endommagements des phénomènes observés dans les composites unidirectionnels épais. Ces essais seront également nécessaires pour valider le modèle numérique proposé à travers des études d'influences très fines tant sur les tailles d'endommagements que sur leur répartition dans le stratifié.

## IV.2 Identification des paramètres des interfaces

### IV.2.1 Matériau utilisé pour l'étude

Dans le cadre de ces travaux de thèse, un seul matériau est étudié concernant les stratifiés épais unidirectionnels : le *HTA7-913* du fabricant *Hexcel*. Ce pré-imprégné est constitué de fibres longues de carbone imprégnés dans une résine époxyde. Chaque pli a une épaisseur de  $0.13 \text{ mm}$  avec un taux volumique de fibres de 58%.

### IV.2.2 Calcul des raideurs d'interfaces

Tout d'abord, le chapitre précédent a permis de montrer que deux interfaces "interagissent" entre elles via les nœuds des éléments en commun. Pour transmettre les efforts, le choix des raideurs est important. Dans ces travaux, ces dernières sont calculées à partir de deux ingrédients :

- les paramètres élastiques de la résine :  $E_r$  le module d'Young (3400 MPa) et  $G_r$  le module de cisaillement (1300 MPa).
- les paramètres géométriques des éléments, donc celle des plis :  $t$  la hauteur de l'élément UD,  $(b, a)$  la longueur et la largeur de l'interface de délaminage,  $(b, e)$  la longueur et la largeur de l'interface intralaminaires.

D'après le [Chapitre III](#), sept raideurs sont à identifier pour l'interface intralaminaires. Cependant, pour être cohérent avec la méthode proposée, les paramètres de l'interface interlaminaires doivent aussi être recalculées. Ainsi :

- pour l'interface **intralaminaires** :  $K_{tt}$  la raideur en traction,  $K_{lt}$  la raideur en cisaillement plan,  $K_{tz}$  la raideur en cisaillement hors-plan,  $K_{tt}^r$  et  $K_{lt}^r$  les deux raideurs de rotation pour calculer les moments de flexion,  $K_I^{vi}$  la raideur en Mode I et  $K_{II}^{vi}$  la raideur en Mode II.
- pour l'interface de **délaminage** :  $K_I^{hi}$  la raideur en Mode I et  $K_{II}^{hi}$  la raideur en Mode II, initialement fixées par [\[Pascal, 2016\]](#).

Pour calculer ces raideurs, un travail similaire à celui qui a été fait pour le décalage des barres sera effectué, c'est-à-dire que l'étude pour trouver ces raideurs est fondée sur l'identification entre le comportement du matériau et le comportement du modèle.

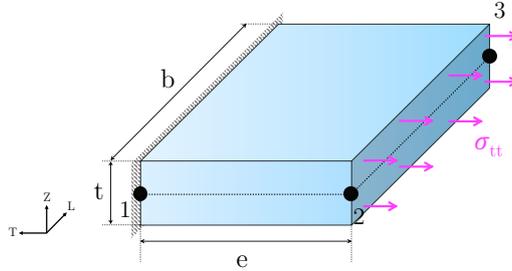
Tout d'abord, l'ensemble des paramètres précédents ne nécessitent pas d'être tous calculés puisque :

$$\text{Pour l'interface intralaminaires} \left\{ \begin{array}{l} K_I^{vi} = K_{tt} \\ K_{II}^{vi} = K_{lt} = K_{tz} \\ K_{tt}^r = K_{lt}^r \end{array} \right. \quad (\text{IV.1})$$

Finalement, le nombre de raideurs à calculer est ramené à cinq (2 pour les interfaces de délaminage et 3 pour les interfaces intralaminaires).

### Calcul de $K_I^{vi}$

Le calcul de la raideur en Mode I est basé sur un calcul de traction simple (Figure IV.1). Un déplacement  $\delta_t$  est imposé sur la face orthogonale à l'axe  $\mathbf{T}$  ; la face en regard est quant à elle encastrée.



**Figure IV.1** – Modèle utilisé pour calculer la raideur en Mode I de l'interface intralaminare

Cette contrainte peut être calculée de deux manières (Eq-IV.2) :

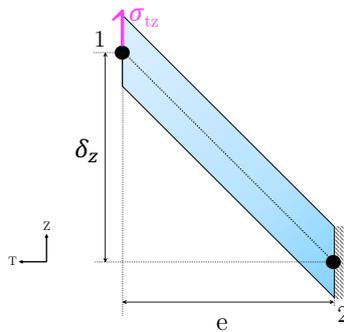
$$\begin{cases} \sigma_{tt} = K_I^{vi} \cdot \delta_t \\ \sigma_{tt} = E_r \cdot \varepsilon_t \quad \text{avec } \varepsilon_t = \frac{\delta_t}{e} \text{ la déformation de l'élément dans la direction } \mathbf{T} \end{cases} \quad (\text{IV.2})$$

En égalant les deux relations, on en déduit Eq-IV.3 :

$$K_I^{vi} = \frac{E_r}{e} = \frac{3400 \text{ MPa}}{10 \mu\text{m}} = 340000 \text{ N/mm}^3 \quad (\text{IV.3})$$

### Calcul de $K_{II}^{vi}$

Concernant la raideur en Mode II, le calcul repose sur le modèle équivalent proposé sur la Figure IV.2. Un déplacement  $\delta_z$  dans la direction  $\mathbf{Z}$  est imposé sur la face gauche de l'élément et la face symétrique à celle-ci est encastrée. La contrainte de cisaillement qui en résulte est notée  $\sigma_{tz}$ .



**Figure IV.2** – Modèle utilisé pour calculer la raideur en Mode II de l'interface intralaminare

Les équations qui régissent cet élément en cisaillement peut être modélisé par les relations suivantes Eq-IV.4 :

$$\begin{cases} \sigma_{tz} = K_{II}^{vi} \cdot \delta_z \\ \sigma_{tz} = G_r \cdot \gamma_{tz} \quad \text{avec } \gamma_{tz} = \frac{\delta_z}{e} \text{ la déformation en cisaillement de l'élément dans la direction } \mathbf{Z} \end{cases} \quad (\text{IV.4})$$

Finalement, on en déduit Eq-IV.5 :

$$K_{II}^{vi} = \frac{G_r}{e} = \frac{1300 \text{ MPa}}{10 \text{ } \mu\text{m}} = 130000 \text{ N/mm}^3 \quad (\text{IV.5})$$

### Calcul de $K_{tt}^r$ et $K_{tt}^r$

Enfin, pour la raideur en rotation, le schéma suivant (Figure IV.3) précise le comportement de l'interface intralaminaires et le champs de contrainte en flexion.

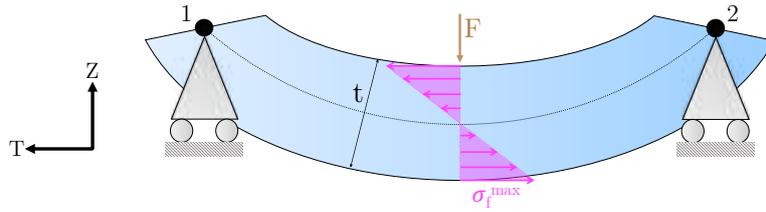


Figure IV.3 – Modèle utilisé pour calculer la raideur de rotation de l'interface intralaminaires

Comme pour les cas précédents, deux équations permettent de calculer cette raideur Eq-IV.6 :

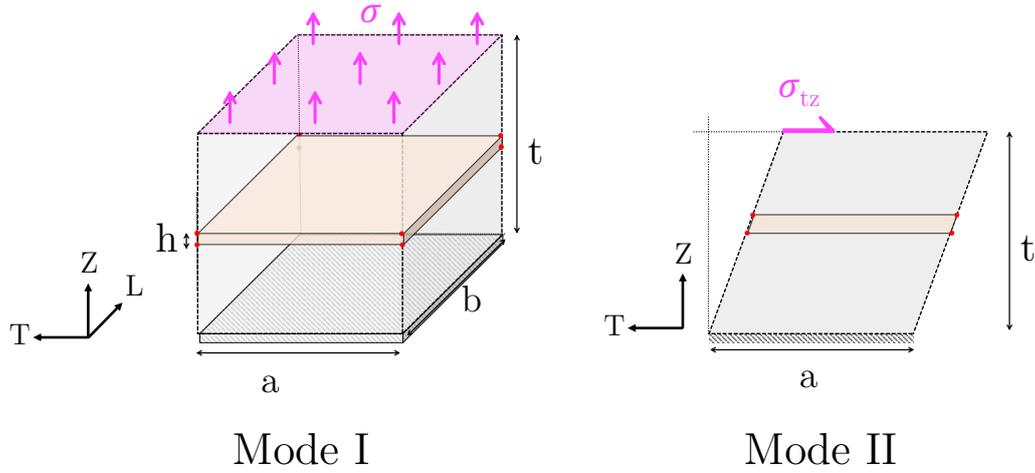
$$\begin{cases} \sigma_f^{max} = K_{tt}^r \cdot \delta\theta_l \quad \text{avec } \delta\theta_l \approx 2 \frac{\delta t}{t} \\ \sigma_f^{max} = K_I^{vi} \cdot \delta_t \end{cases} \quad (\text{IV.6})$$

Finalement, on en déduit Eq-IV.7 :

$$K_{tt}^r = K_I^{vi} \cdot \frac{t}{2} \quad (\text{IV.7})$$

### Calcul de $K_I^{hi}$ et $K_{II}^{hi}$

Pour les raideurs d'interfaces des interfaces interlaminaires, la même méthode est utilisée (Figure IV.4) et permet donc d'avoir Eq-IV.8 :



**Figure IV.4** – Modèles utilisés pour calculer les raideurs de l'interface interlaminaire

$$\left\{ \begin{array}{l} K_I^{hi} = \frac{E_r}{h}, \text{ avec } h = \frac{t}{10} \text{ valeur classiquement prise pour les cohésifs} \\ K_{II}^{hi} = \frac{G_r}{h} \end{array} \right. \quad (\text{IV.8})$$

### IV.2.3 Identification des paramètres d'endommagement des interfaces

Les paramètres d'endommagements pour les interfaces intralaminaires et interlaminaires sont :

- pour l'interface **intralaminaire** :  $\sigma_I^{0,vi}$  et  $\sigma_{II}^{0,vi}$  les contraintes d'initiation des interfaces intralaminaires en Mode I et Mode II,  $G_I^{c,vi}$  et  $G_{II}^{c,vi}$  les taux de restitution d'énergie en Mode I et II
- pour l'interface **interlaminaire** :  $\sigma_I^{0,hi}$  et  $\sigma_{II}^{0,hi}$  les contraintes d'initiation des interfaces de délaminage en Mode I et II,  $G_I^{c,hi}$  et  $G_{II}^{c,hi}$  les taux de restitution d'énergie en Mode I et II et enfin  $d_0$  la valeur initiale du délaminage une fois initié par les interfaces intralaminaires.

Ces paramètres d'endommagements ont été identifiés grâce à un dialogue entre la bibliographie et les essais d'indentation quasi-statiques présentés dans la [Section IV.5](#). Cependant, certains paramètres sont simples à identifier comme la valeur de la contrainte d'initiation des interfaces intralaminaires en Mode I  $\sigma_{I,0}^{vi}$ . Cette dernière fera l'objet d'une étude dans les paragraphes suivants. Quant aux valeurs des taux de restitution d'énergie pour l'interface intralaminaire, ils sont supposés être très faibles puisque ces interfaces, une fois initiées, rompent de façon très brutale. Finalement, le [Tableau IV.1](#) résume les valeurs identifiées pour les interfaces 0/90, 0/±45 et 90/±45. Les valeurs pour les interfaces 0/±45 et 90/±45 n'ont pas été distinguées dans le cadre de ces travaux. En effet, sur des plaques de grandes dimensions (comme c'est le cas pour les plaques testées dans ces travaux et

qui seront présentées plus tard), la différence entre ces deux types d'interfaces est négligeable.

Paramètre	Interfaces intralaminaires	Interface interlaminaire 0/90	Interfaces interlaminaires 0/±45 et 90/±45
$\sigma_I^0$ (MPa)	72	45	50
$\sigma_{II}^0$ (MPa)	110	80	90
$G_I^c$ (kJ/m <sup>2</sup> )	0.010	0.30	0.40
$G_{II}^c$ (kJ/m <sup>2</sup> )	0.045	0.70	1.10
$d_0$ (-)	—	0.20	0.20

**Tableau IV.1** – Paramètres des interfaces intralaminaires et interlaminaires pour les éléments intralaminaires et interlaminaires

Les valeurs des interfaces intralaminaires ne dépendent pas de la stratification puisqu'elles caractérisent le comportement de la résine entre les torons de fibres et donc le comportement intra-pli. Les valeurs des interfaces de délaminage sont quant à elles très proches de celles identifiées par [Arki, 2019].

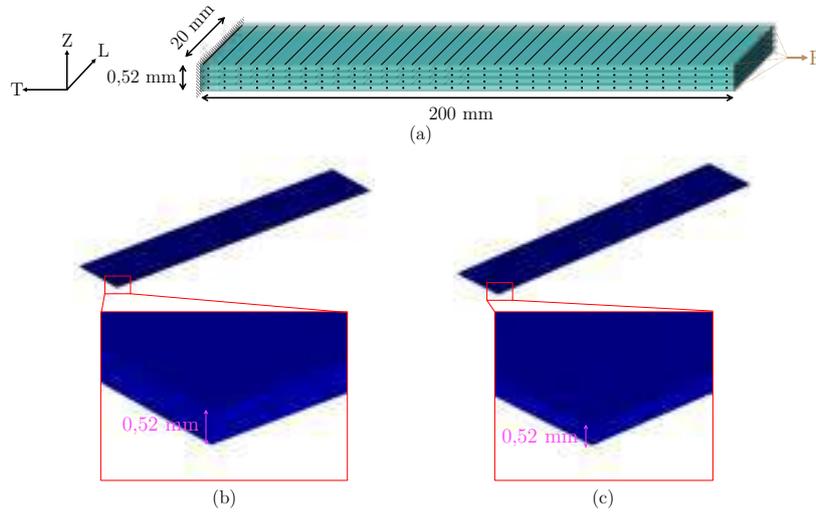
#### IV.2.3.1 Traction 4 plis 90°

Une fois les raideurs fixées, les paramètres d'endommagement des deux types d'interface doivent être identifiées. Pour commencer, la contrainte d'initiation des interfaces intralaminaires en Mode I, notée  $\sigma_{I,0}^{vi}$  a été identifiée grâce à des essais de traction réalisés sur des éprouvettes dont les plis sont orientés à 90° par rapport à l'axe de chargement.

Les essais sont réalisés à l'aide d'une machine de traction INSTRON 10 kN. Le chargement s'effectue via le déplacement de la traverse à une vitesse constante de 2 mm/min. L'effort appliqué est relevé directement sur la machine via un système d'acquisition et le déplacement est quant à lui relevé par un LVDT (*Linear Variable Differential Transformer*). Pour ces essais, quatre plis orientés à 90° sont utilisés. Les éprouvettes fabriquées font 200 mm de longueur et 20 mm de largeur (Figure IV.5), leur épaisseur totale est de 0.52 mm. L'éprouvette numérique a les mêmes dimensions que les éprouvettes réelles. Numériquement, cet essai a été réalisé avec deux méthodes :

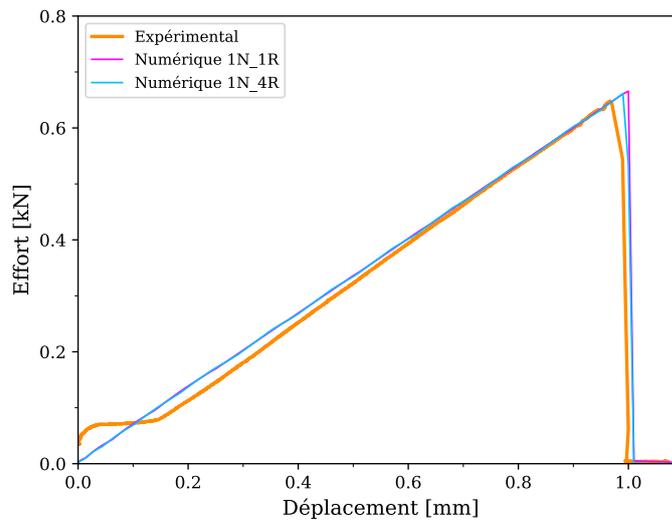
- la **première méthode** consiste à représenter chaque pli réel par un pli numérique (1 numérique = 1 réel, noté dans la suite 1N\_1R). Dans chaque pli numérique, 2 barres sont utilisées pour représenter les torons de fibre et elles seront donc positionnées dans le plan moyen de la plaque.

- la **deuxième méthode** consiste à représenter les quatre plis réels par un seul pli numérique (1 numérique = 4 réels, noté dans la suite 1N\_4R). Dans ce pli numérique, 8 barres sont utilisées : chaque paire de barres situées dans le même plan représente les torons de fibres dans chaque pli réel.



**Figure IV.5** – (a) Dimensions des éprouvettes utilisées pour la traction à  $90^\circ$ , (b) Modèle où chaque pli réel est représenté par 1 pli numérique, (c) Modèle où les 4 plis réels sont représentés par 1 seul pli numérique

Ces deux méthodes sont comparées tant sur leur faculté à représenter précisément la rupture matricielle mais aussi sur le temps de calcul consommé par chacune des deux stratégies. La [Figure IV.6](#) représente la courbe expérimentale et les courbes numériques pour chacune des deux méthodes.



**Figure IV.6** – Comparaison essai-calcul d'un essai de traction à  $90^\circ$

La valeur identifiée ainsi que le temps de calcul sont présentés dans le [Tableau IV.2](#).

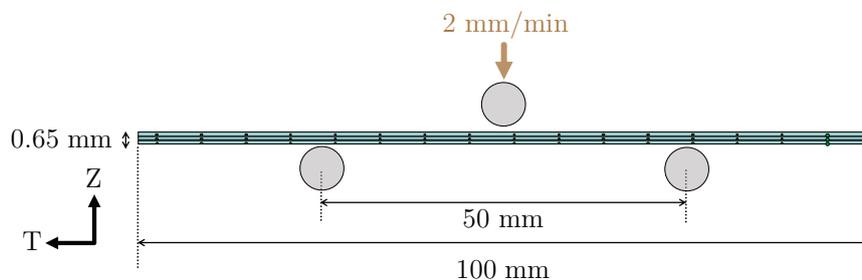
Modèle	$\sigma_I^{0,vi}$	Temps de calcul
1N_1R	72 MPa	28 min
1N_4R	72 MPa	7 min

**Tableau IV.2** – Contrainte  $\sigma_I^{0,vi}$  et temps de calcul pour les deux méthodes utilisées

Tout d’abord, les deux raideurs numériques sont identiques et corrént très bien celle de l’essai et la valeur identifiée est aussi la même dans les deux cas. Cependant, en représentant l’ensemble des plis réels par un seul numérique, le temps de calcul est diminué de 75%. La stratégie qui consiste à réduire le nombre de plis numériques fonctionne dans ce cas.

#### IV.2.3.2 Flexion 3 points sur $[90_4/90_4/90_4]$

Ensuite, pour vérifier que le comportement élastique en flexion est aussi retrouvé et surtout que la rupture des interfaces intralaminaires survient au bon moment, des essais de flexion sur 3x4 plis à 90° sont réalisés. Ces essais sont effectués sur des éprouvettes de 100 x 20 mm<sup>2</sup> sur la même machine que pour la traction. L’éprouvette est posée sur deux cylindres de diamètre 6 mm et le chargement est réalisé via la descente d’un cylindre de diamètre 6 mm à 2 mm/min. La [Figure IV.7](#) représente schématiquement le montage utilisé.

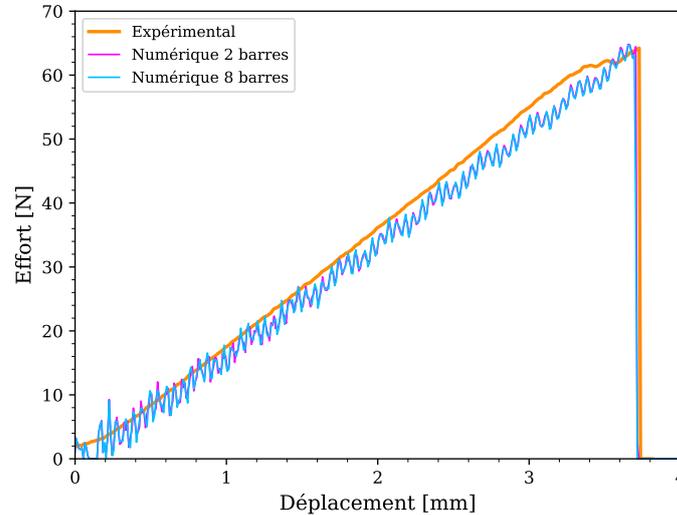


**Figure IV.7** – Schéma du montage expérimental pour la flexion 3 points

Concernant la modélisation, les trois cylindres sont représentés par trois cylindres rigides ; une condition de frottement (avec un coefficient  $f = 0.3$ ) est imposée entre chacun des cylindres et l’éprouvette pour éviter le glissement relatif de cette dernière. De plus, la modélisation a aussi été faite avec deux méthodes différentes. Dans chacune des deux méthodes présentées ci-dessous, chaque pli numérique représente 4 plis réels :

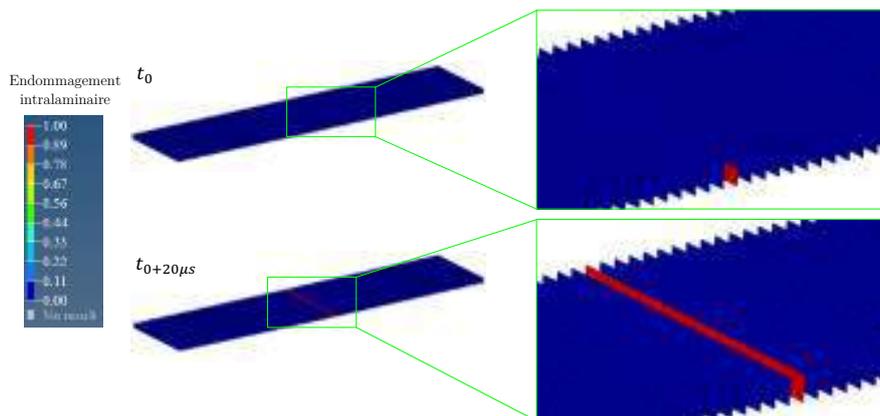
- la **première méthode** : chaque pli numérique est représenté par 2 barres ; la section des barres étant automatiquement calculée en fonction du nombre de barres choisies. Chaque paire de barre représente donc les torons de fibres des 4 plis réels.
- la **deuxième méthode** : chaque pli numérique est représenté par 8 barres. Chaque paire de barre représente les torons de fibres de chaque pli réel.

Le but est de vérifier que cela n'affecte en rien la raideur en flexion et le comportement des interfaces intralaminaires. Finalement, les résultats sont montrés sur la [Figure IV.8](#).



**Figure IV.8** – Comparaison essai-calcul d'un essai de flexion à  $90^\circ$

Les résultats montrent que la raideur en flexion n'est aucunement influencée par le positionnement des barres et la valeur identifiée pour l'essai de traction coïncide avec cet essai de flexion. En termes de temps de calcul, aucune différence n'est relevée entre les deux méthodes. La [Figure IV.9](#) montre la rupture progressive des interfaces intralaminaires. Pour rappel (cf. [Section III.2.2](#)), dans la visualisation, il faut savoir que les nœuds du bas du pli inférieur ne sont pas utilisés dans le calcul. De fait pour des raisons de clarté, la visualisation de la déformation a été atténuée de 98%.



**Figure IV.9** – Représentation numérique de la rupture progressive des interfaces intralaminaires

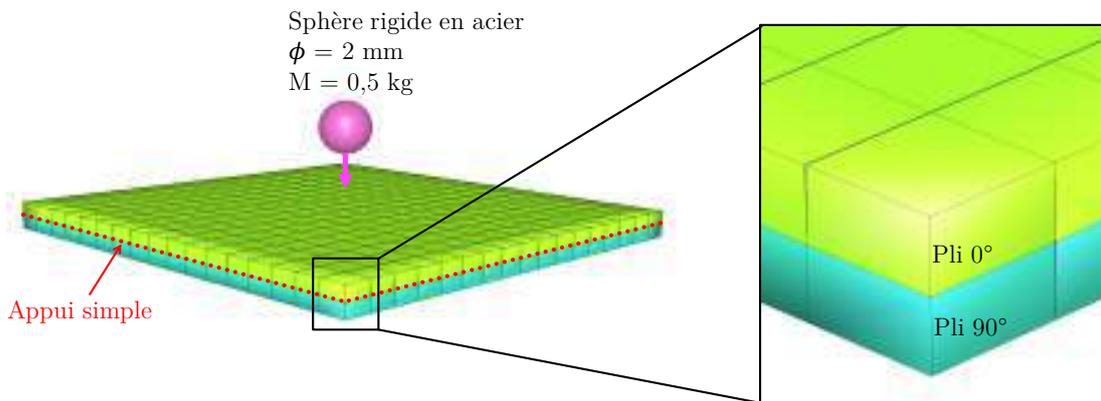
Ces résultats montrent que la fissure s'initie sur le pli inférieur, car c'est le plus sollicité localement en traction. Une fois la rangée d'éléments rompue, les plis supérieurs vont reprendre les efforts puis céder à leur tour graduellement jusqu'à la ruine totale de l'éprouvette.

## IV.3 Lien entre les interfaces

### IV.3.1 Identification de $\Delta\dot{\theta}_z^0$

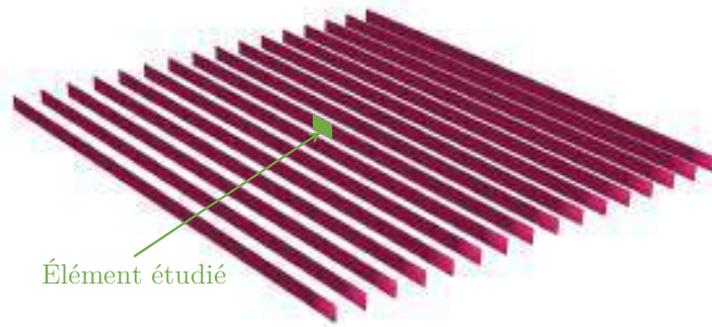
Comme expliqué dans le [Chapitre III](#), l'interface intralaminaires doit pouvoir initier les délaminages. Pour cela, il a fallu lier cette interface avec l'interface de délaminage. Ce lien est effectué via l'envoi d'un signal aux nœuds sous forme d'un couple autour de l'axe  $\mathbf{Z}$  dans le repère local de l'interface intralaminaires. Ce signal, une fois détecté par les interfaces de délaminage va permettre d'initier l'endommagement de l'interface interlaminaires.

Un travail préliminaire a été de déterminer l'amplitude du signal pour que celui-ci soit détecté mais sans qu'il ne perturbe le calcul. Pour pouvoir définir cette valeur, un modèle d'indentation a été effectué. Ce modèle est une plaque  $[0/90]$  de  $17 \times 17 \text{ mm}^2$  en appui simple sur les quatre bords et subissant une indentation représentée par une sphère de 2 mm de diamètre comme représenté sur la [Figure IV.10](#). Avant d'aller plus loin, il peut être légitime de se poser la question : pourquoi il existe une vitesse de rotation autour de  $\mathbf{Z}$  alors que l'interface intralaminaires ne possède pas de degré de liberté de rotation autour de cet axe? En fait, cela est dû à la projection de la vitesse de rotation du repère global dans le repère local pour lesquels les axes  $\mathbf{Z}$  ne sont pas forcément colinéaires.

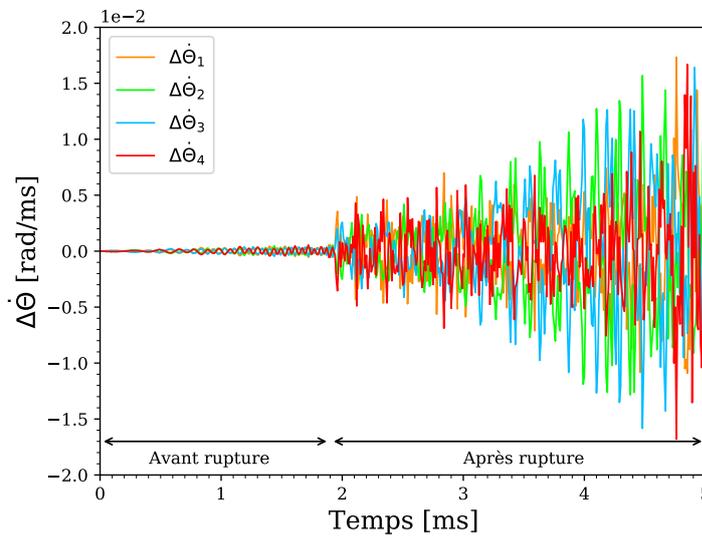


**Figure IV.10** – Modèle d'indentation d'une plaque  $[0/90]$  de dimensions  $17 \times 17 \text{ mm}^2$

En regardant  $\Delta\dot{\theta}_z$  pour chaque nœud de l'élément intralaminaires de la [Figure IV.11](#), on remarque que qu'avant sa rupture, la valeur maximale est toujours inférieure à  $2 \cdot 10^{-3} \text{ rad/ms}$  comme montré sur la [Figure IV.12](#).

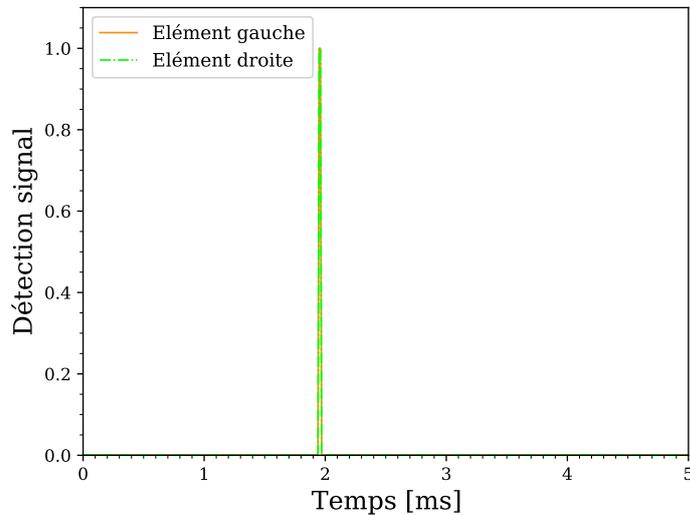


**Figure IV.11** – Interfaces interlaminaires du pli inférieur à  $90^\circ$  (en vert : interface étudiée dans cette section)



**Figure IV.12** – Vitesses de rotation autour de  $\mathbf{Z}$  des quatre nœuds de l'interface intralaminaire verte de la Figure IV.11

La valeur choisie ne doit pas être trop grande pour éviter d'influencer le comportement du modèle, ni trop petite au risque de rendre le signal indétectable. Ainsi, la valeur choisie est de  $\Delta\dot{\theta}_z^0 = 5.10^{-2}$  rad/ms. Le signal est envoyé aux quatre nœuds et est ensuite détecté par les éléments UD de droite et de gauche. La [Figure IV.13](#) montre la détection de ce pulse dans les éléments de droite et de gauche. Lorsqu'il est détecté, la variable de détection passe de 0 à 1 et l'interface interlaminaire qui se trouve à l'intérieur de l'élément UD commence à s'endommager.

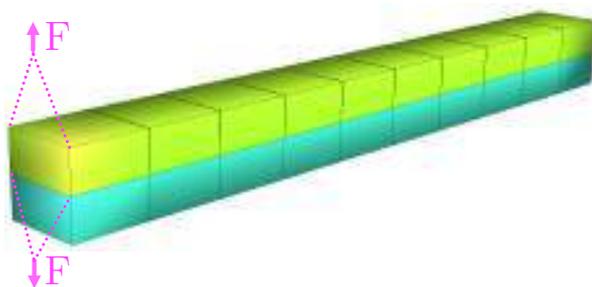


**Figure IV.13** – Détection du signal envoyé par une interface intralaminare dans les éléments UD de droite et de gauche

### IV.3.2 Continuité du délaminage

Une des conditions de validation de ce modèle est de garantir la continuité des délaminages entre les plis. En effet, la discontinuité dans le maillage, avec l'introduction des interfaces intralaminaires a automatiquement introduit une discontinuité dans les interfaces de délaminages. Pour remédier à cela, une “micro-interface de délaminage” a été introduite dans l'interface intralaminare, comme présenté à la [Section III.3](#), afin de permettre la propagation du délaminage à travers l'ensemble des interfaces interlaminaires.

Pour valider le fait que le délaminage se propage à travers ces “micro-interfaces de délaminage”, un modèle de type *DCB* a été effectué sur une éprouvette avec deux plis orientés à  $90^\circ$  comme le montre le schéma sur la [Figure IV.14](#).

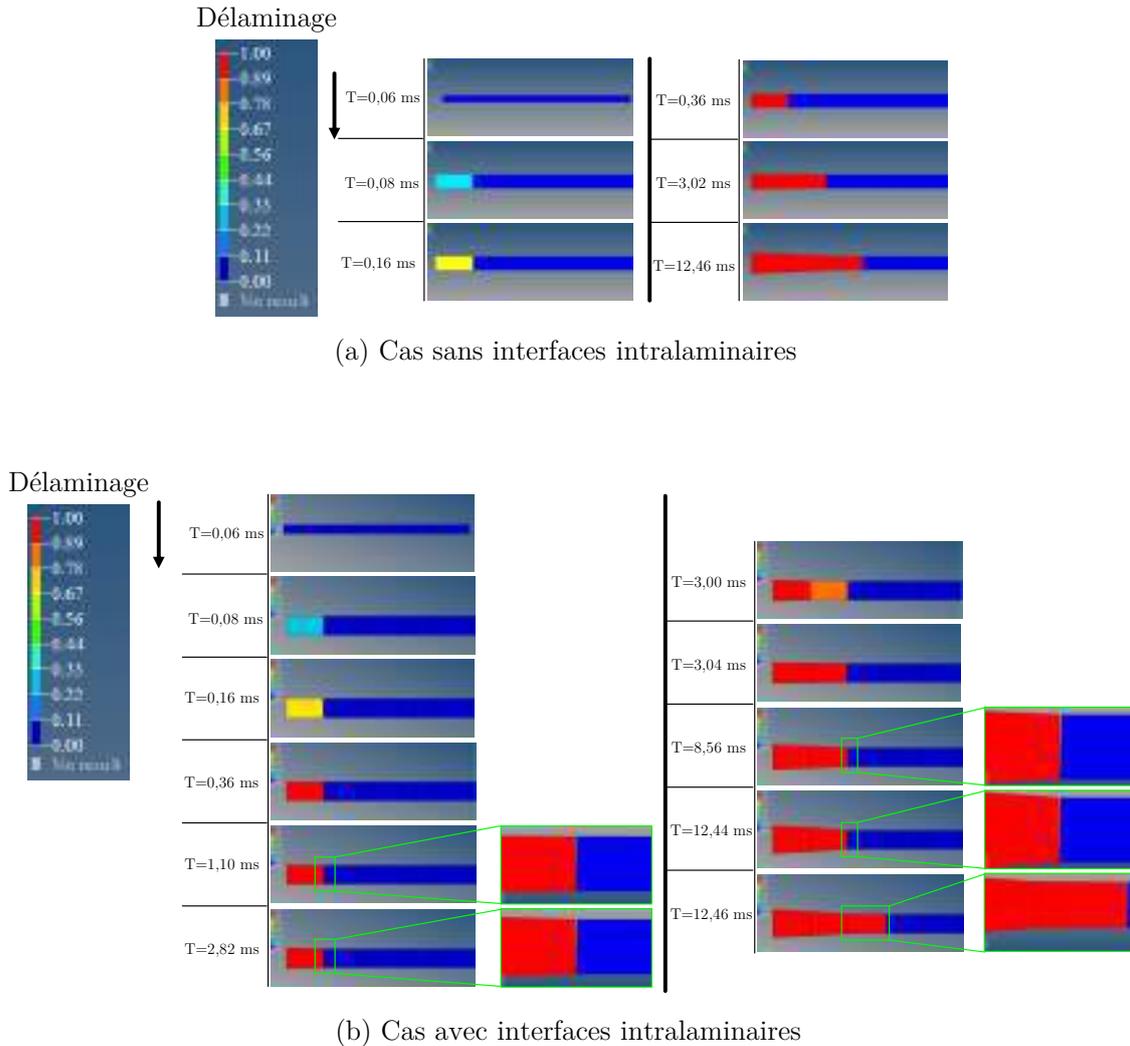


**Figure IV.14** – Éprouvette numérique type *DCB*

Chacun des plis est représenté par les éléments UD (plaque + barres) et les interfaces intralaminaires connectés entre eux via les éléments d'interfaces interlaminaires. Et un déplacement de 0.1 m/s est imposé sur chacun des bras de façon à ouvrir symétriquement le

délaminage.

Deux modèles ont été réalisés afin d'évaluer l'influence de ces interfaces intralaminaires sur la propagation du délaminage. Le premier est un modèle sans les interfaces intralaminaires et le deuxième est un modèle avec ces interfaces. La propagation du délaminage est montrée sur la [Figure IV.15](#).



**Figure IV.15** – Propagation du délaminage dans le cas (a) sans interfaces intralaminaires et dans le cas (b) avec les interfaces intralaminaires

Le délaminage se propage de la même manière et la continuité est assurée entre les interfaces de délaminage présentes entre les éléments UD et celles entre les interfaces intralaminaires. Ceci est confirmé par la courbe effort-déplacement ci-dessous qui représente l'évolution de l'effort dans le bras supérieur en fonction de son déplacement, dans les deux cas d'étude. En effet, on remarque que les délaminages ont lieu au même temps. : les chutes brutales d'effort, caractérisant le délaminage ont lieu au même déplacement et avec la même variation d'effort. Ceci signifie d'une part que les interfaces intralaminaires ne perturbent

pas la propagation du délaminage, et d'autre part que les “micro-interfaces” de délaminage introduites dans les interfaces intralaminaires remplissent leur rôle afin de garantir la continuité de l'endommagement inter-plis.

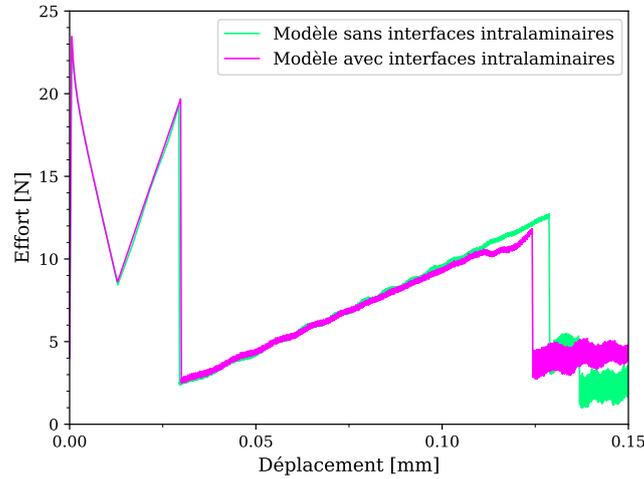


Figure IV.16 – Comparaison des courbes effort-déplacement dans chacun des modèles *DCB*

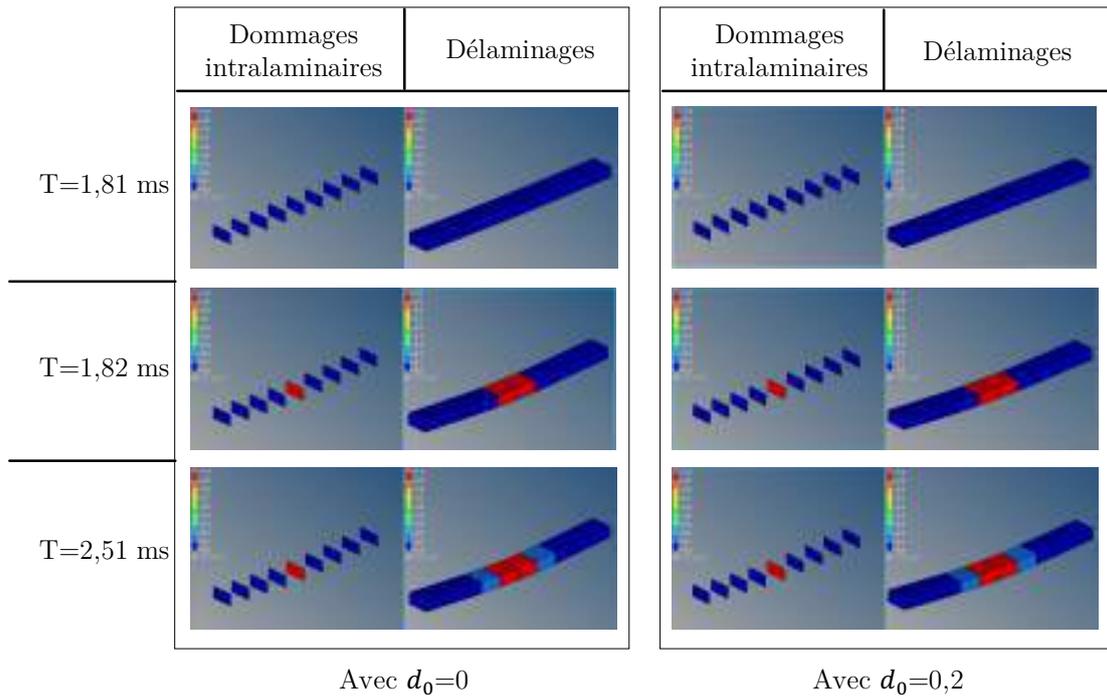
### IV.3.3 Validation du signal

La section précédente a montré que le délaminage fonctionne correctement lorsqu'il est initié “naturellement” sans l'intervention du signal. Cependant, il est nécessaire de valider le comportement du délaminage lorsqu'il est initié par le signal. Pour cela, de nombreux modèles ont été utilisés dont les plus pertinents sont montrés dans ce paragraphe. Les stratifications utilisées sont résumées ci-dessous :

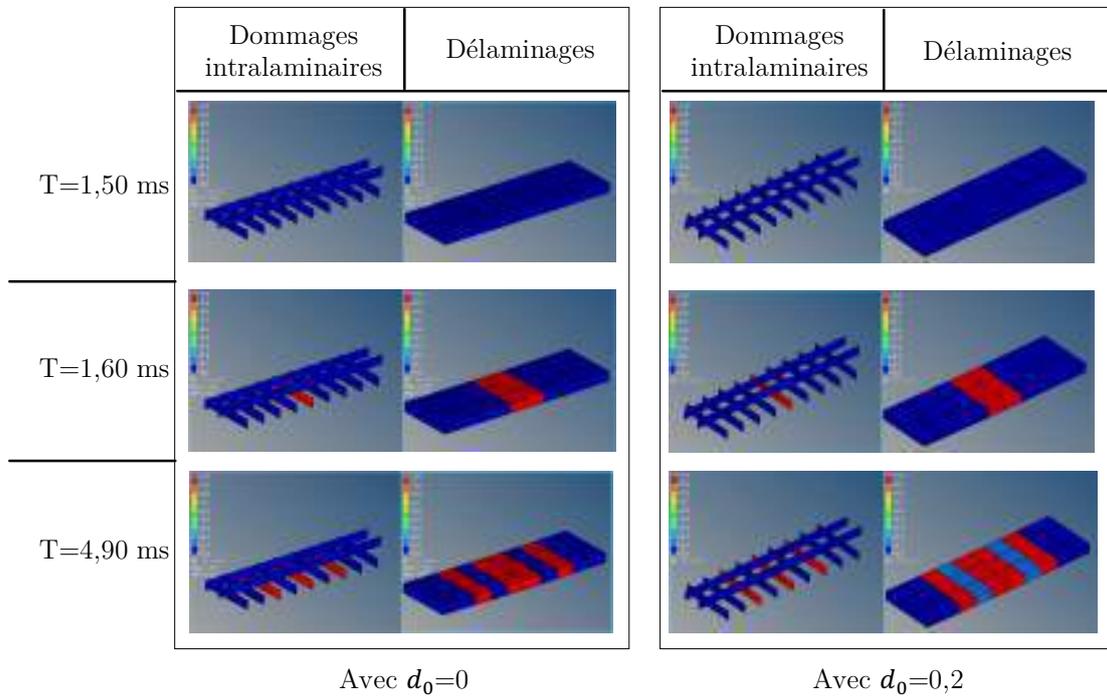
- 2 plis  $[0_4/90_4]$  de dimensions  $10 \times 1 \times 1 \text{ mm}^3$  : modèle de référence.
- 2 plis  $[0_4/90_4]$  de dimensions  $10 \times 3 \times 1 \text{ mm}^3$  : influence de la largeur de l'éprouvette.
- 3 plis  $[0_4/90_4/0_4]$  de dimensions  $10 \times 3 \times 1.5 \text{ mm}^3$  : influence de l'épaisseur de l'éprouvette.

Chacun de ces modèles a été étudié avec un  $d_0 = 0$  (*i.e.* le délaminage n'est pas initié par le pulse) et un  $d_0 = 0.2$ . Pour rappel, cette valeur correspond au niveau de délaminage initial dans les interfaces de gauche et de droite d'un élément intralaminaire ayant rompu.

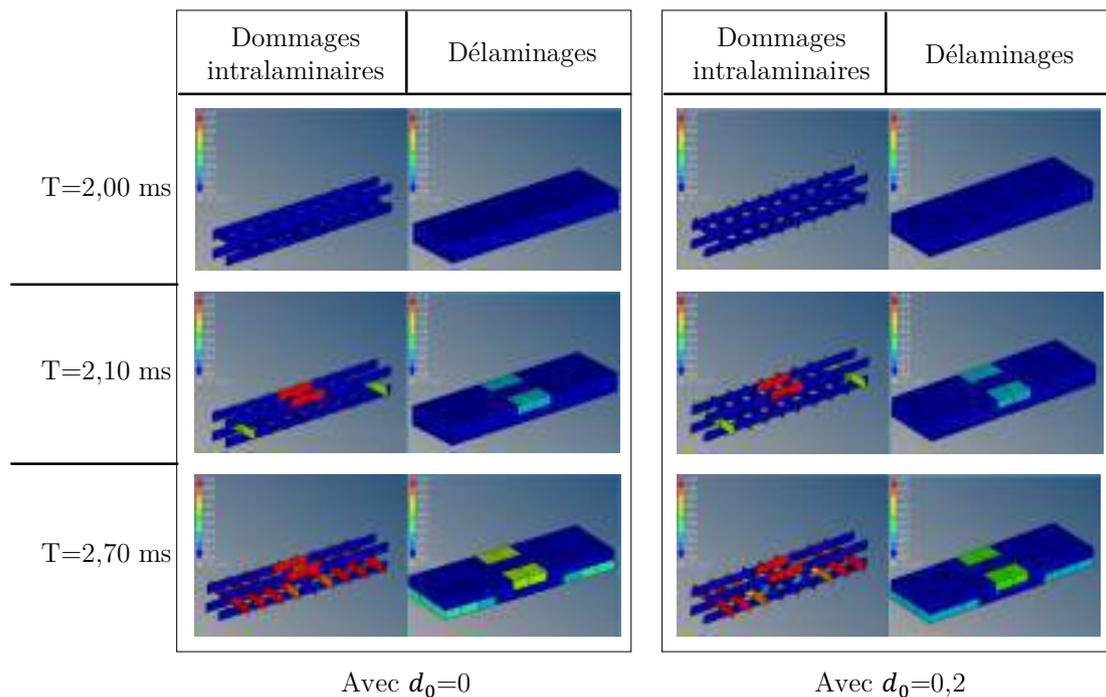
Pour chacun de ces modèles, les bords sont en appui-simple et une vitesse de 0.1 m/s est imposée au milieu du pli supérieur. Les résultats sont présentés sur les figures suivantes [Figure IV.17](#), [Figure IV.18](#) et [Figure IV.19](#).



**Figure IV.17** – Cartographie des endommagements intralaminaires et des délaminages pour la configuration  $10 \times 1 \times 1 \text{ mm}^3$



**Figure IV.18** – Cartographie des endommagements intralaminaires et des délaminages pour la configuration  $10 \times 3 \times 1 \text{ mm}^3$



**Figure IV.19** – Cartographie des endommagements intralaminaires et des délaminages pour la configuration  $10 \times 3 \times 1.5 \text{ mm}^3$

Pour le premier cas, l'endommagement commence par l'endommagement de l'interface intralaminaires du milieu du pli à  $90^\circ$ , puis un délaminage s'initie et se propage instantanément ( $t = 1.82 \text{ ms}$ ). Ce dernier continue de se propager en Mode II vers les bords extérieurs de l'éprouvette numérique. Ce comportement est identique pour les deux niveaux de délaminages initiaux étudiés.

Le deuxième cas a un comportement similaire mais deux rangées d'interfaces intralaminaires rompent symétriquement à  $t = 4.90 \text{ ms}$ . Et ceci permet de voir que le modèle répond correctement au signal, puisque dans le cas où  $d_0 = 0.2$  les interfaces interlaminaires commencent à délaminer exactement à 20% (élément en bleu clair sur l'image) tandis que dans le cas où  $d_0 = 0.0$ , le délaminage n'est pas visible; il ne le sera qu'au pas de temps suivant.

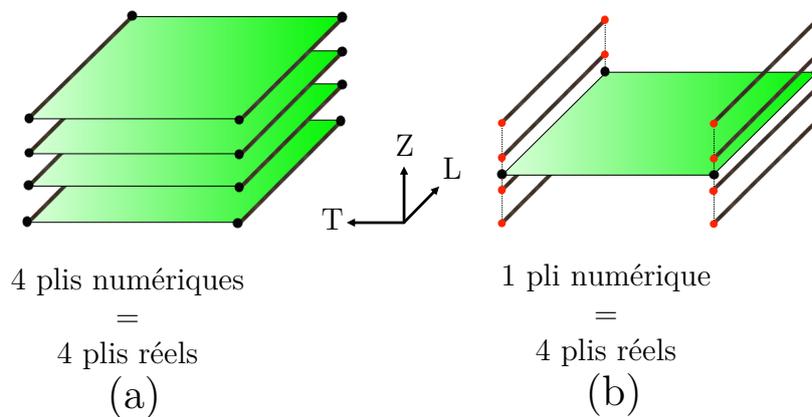
Enfin, ce comportement est aussi reproduit lorsque le cisaillement hors-plan prédomine. En effet, les éléments qui commencent à rompre sont ceux qui sont situés aux bords de l'éprouvette et non au milieu. Mais le comportement du signal est identique puisque la rupture des interfaces intralaminaires induit bien un délaminage des éléments adjacents à droite et à gauche.

Pour conclure, ces "petits" modèles de différentes dimensions ont permis de valider l'utilisation et la précision du signal. En effet, dès qu'une interface intralaminaires casse, un délaminage dont la proportion est contrôlable via un paramètre ( $d_0$ ) est initié dans les éléments interlaminaires de gauche et de droite uniquement. Cette méthode est donc validée et sera utilisée dans toute la suite.

## IV.4 Identification des paramètres de l'élément UD

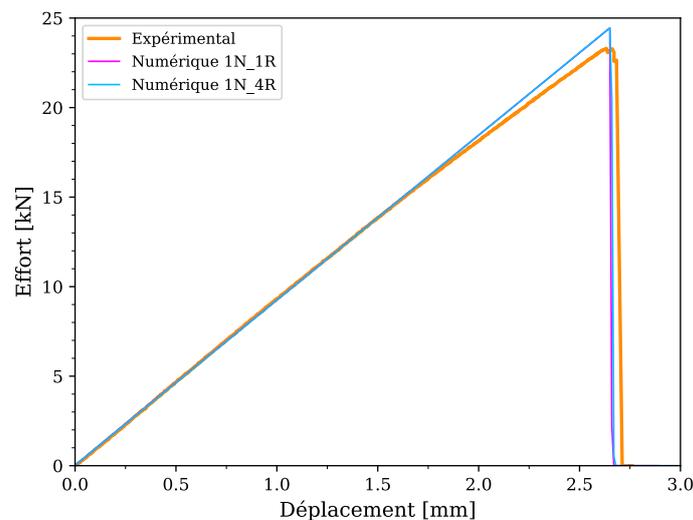
### IV.4.1 Traction 4 plis 0°

Les éléments barres utilisés par [Mahmoud, 2017] ont un comportement linéaire élastique fragile et leur rupture en traction est pilotée en déformation. Cette déformation maximale est identifiée avec un essai de traction sur des plis orientés à 0°. Le montage ainsi que les dimensions des éprouvettes sont les mêmes que ceux utilisés pour les essais de traction à 90°. Les deux méthodes (Figure IV.21) sont aussi utilisées ici pour voir l'influence de la position des barres sur les résultats ainsi que sur le temps de calcul.



**Figure IV.20** – Méthodes de modélisation des plis : (a) 1 pli numérique représente 1 pli réel, (b) 1 pli numérique représente les 4 plis réels

La courbe expérimentale ainsi que les deux courbes numériques sont représentées sur la Figure IV.21.



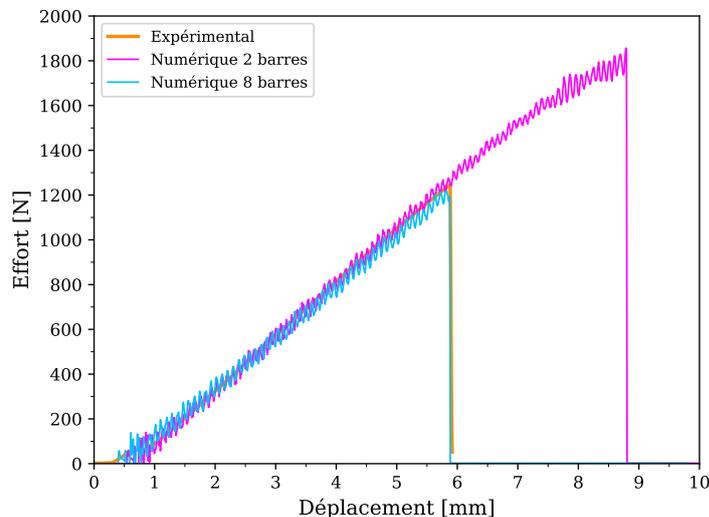
**Figure IV.21** – Comparaison expérimental-numérique d'un essai de traction à 0°

Ainsi, comme attendu, les raideurs des deux modèles sont identiques car en membrane, le décalage des barres n'a aucune influence sur la raideur. La valeur identifiée pour la déformation à rupture en traction  $\varepsilon_t^r$  est égale à 2.35% dans les deux cas. D'ailleurs, la valeur de la déformation en compression peut en être déduite puisque la relation [Eq-III.55](#) et les résultats de l'étude de [\[Wisnom, 1997\]](#) permettent de converger vers  $\varepsilon_c^r = -1.72\%$ .

Finalement, concernant le temps de calcul, il est inférieur de 24% dans le cas où l'ensemble des plis réels sont représentés par un seul pli numérique.

#### IV.4.2 Flexion 3 points sur $[0_4/0_4/0_4]$

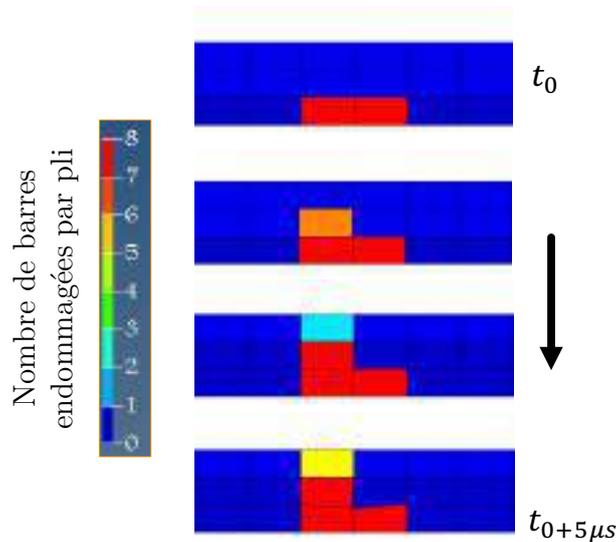
Enfin, des essais de flexion sur  $[0_4/0_4/0_4]$  ont été effectués afin de valider le comportement des éléments plaques et barres dans le cas où ces dernières sont décalées dans l'épaisseur. Les conditions d'essai sont identiques à celles présentées dans la [Section IV.2.3.2](#). Concernant le modèle numérique, les deux mêmes méthodes sont aussi utilisées pour comparer l'influence de la position des barres dans l'élément. Dans chacun des modèles, 1 pli numérique représente 4 plis réels (on aura donc 3 éléments dans l'épaisseur au vu de la stratification). Mais dans le premier cas, seulement deux barres représentent les torons de fibres présents dans les 4 plis réels tandis que dans le deuxième cas, 8 barres représentent les torons présents dans les 4 plis réels. Les courbes effort-déplacement sont représentées sur la [Figure IV.22](#).



**Figure IV.22** – Comparaison expérimental-numérique d'un essai de flexion à 0°

Ces courbes montrent qu'avec la même déformation à rupture, le modèle avec 8 barres représente parfaitement la rupture des torons de fibres en flexion. Quant au modèle avec deux barres, la rupture intervient beaucoup plus tard. En effet, les barres étant situées exactement dans le plan moyen de la plaque, elles ont besoin de plus se charger pour atteindre la déformation à rupture. En termes de temps de calcul, le modèle avec 8 barres est légèrement plus chronophage de 10%. La [Figure IV.23](#) montre la propagation de la rupture des barres à travers l'épaisseur de l'éprouvette. Pour des raisons de clarté, la visualisation de la déformée

est réduite de 98% afin de montrer les ruptures des barres.



**Figure IV.23** – Représentation numérique de la rupture progressive des éléments barres

### Bilan sur l'identification

Cette partie sur l'identification a permis de valider le comportement de l'interface intralaminare à travers les essais de traction et de flexion. De plus, le lien entre les deux types d'interface du modèle a été validé via des petits modèles de flexion et l'étude d'influence sur le  $d_0$  a permis de montrer que l'initiation du délaminage se fait proprement via la rupture des interfaces intralaminaires. Une fois initié, ce délaminage se propage de façon continue à travers le stratifié et cela a été montré via un modèle type *DCB*. Finalement, le comportement des éléments barres ainsi que leur positionnement dans l'épaisseur ont aussi été validés à travers des essais de traction et de flexion. Ces calculs ont notamment permis de montrer la pertinence de décaler les barres par rapport au plan moyen de la plaque tant en termes de précision sur la rupture que sur le temps de calcul.

## IV.5 Indentation quasi-statique : étude expérimentale et numérique

### IV.5.1 Cadre et objectifs de l'étude

La section suivante est consacrée à l'étude expérimentale du comportement des stratifiés unidirectionnels épais.

L'étude des stratifiés unidirectionnels épais soumis à des chargements d'impact ont révélé que la résine joue un rôle primordial dans la dégradation des propriétés mécaniques du stratifié. En effet, [Cantwell et Morton, 1991] montre que le ratio surface de l'impacteur / épaisseur est un paramètre qui influence grandement la réponse de la structure. Ce ratio permet de quantifier l'influence de la géométrie et de la stratification sur le mode de rupture de la structure. Effectivement, la résine est sollicitée soit en flexion soit en cisaillement hors-plan, avec une mixité des modes dans l'épaisseur. Ces fissures sont, d'après [Chang *et al.*, 1990] et [Choi et Chang, 1992] dues à une altération de la résine (microfissurations ou décohésion fibre/matrice). Cela crée une zone de concentration de contraintes et permet d'initier des délaminages.

Pour mieux étudier ces phénomènes, des essais d'indentation quasi-statique permettront de mieux comprendre l'initiation de ces fissures mais aussi d'étudier l'interaction entre les fissures intralaminaires et les délaminages.

Ensuite, ces essais seront modélisés afin, d'une part de fixer les paramètres précédemment identifiés dans la [Section IV.2.3](#) et d'autre part d'accéder au scénario d'endommagement plus facilement, puisque ce scénario est très difficilement identifiable via les essais.

Enfin, les résultats seront présentés et particulièrement les courbes d'indentation et les cartographies d'endommagements (fissurations intralaminaires et délaminages). Une étude d'influence de l'épaisseur et de la stratification de quelques paramètres pertinents viendra clore ce chapitre.

### IV.5.2 Matériau et stratifications utilisées

Le matériau utilisé est toujours le même que celui qui a permis d'identifier les valeurs de la [Section IV.2.3](#) : le *HTA7-913*. Les plaques fabriquées font 125 mm de longueur et 100 mm de largeur, leur épaisseur dépend du nombre de plis utilisés dans chacune des configurations présentées ci-dessous.

L'étude expérimentale a pour but de mieux comprendre le développement des fissures intralaminaires et leur propagation dans les composites épais. Pour cela, une gamme d'épaisseur totale du stratifié ainsi que deux types de stratifications ont été choisies. Concernant l'épaisseur, chaque orientation est constituée de 4 plis dans la même direction pour rester cohérent avec les travaux précédemment effectués par l'équipe de recherche. L'objectif de ces trois épaisseurs est de mettre en évidence l'influence de l'épaisseur sur les fissurations matricielles et les délaminages. L'étude s'est donc portée sur :

- 20 plis :  $[0_4/90_4/0_4/90_4/0_4]$  que l'on nommera par la suite "5P 0-90". Son épaisseur réelle est de  $2.60\text{ mm}$  (Figure IV.24).
- 36 plis :  $[0_4/90_4/0_4/90_4/0_4/90_4/0_4/90_4/0_4]$  que l'on nommera par la suite "9P 0-90". Son épaisseur réelle est de  $4.68\text{ mm}$ .
- 52 plis :  $[0_4/90_4/0_4/90_4/0_4/90_4/0_4/90_4/0_4/90_4/0_4/90_4/0_4]$  que l'on nommera par la suite "13P 0-90". Son épaisseur réelle est de  $6.76\text{ mm}$ .

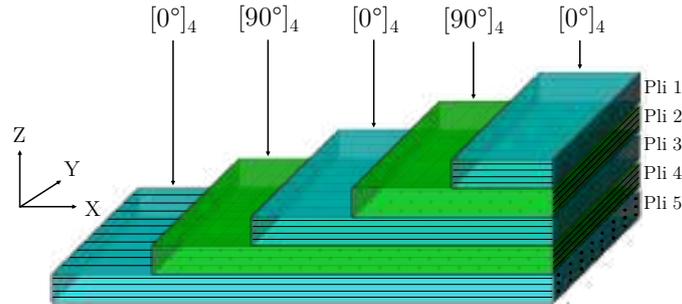


Figure IV.24 – Schéma de la stratification utilisée pour le 5P 0-90

Ces trois stratifications sont uniquement constituées de plis à  $0^\circ$  et  $90^\circ$  pour favoriser l'apparition des fissurations matricielles. En effet, plus l'angle entre deux plis adjacents tend vers  $90^\circ$  et plus l'interface entre eux est propice au départ des fissures matricielles ainsi qu'à leur propagation. Ceci est lié au fait que la différence de raideur de flexion entre les plis crée des zones de concentration de contrainte.

De plus, une autre stratification plus couramment utilisée a été étudiée :

- 36 plis quasi-isotrope :  $[0_4/+45_4/90_4/-45_4/0_2]_s$ , que l'on nommera par la suite "9P QI". Son épaisseur réelle est de  $4.68\text{ mm}$  (Figure IV.25).

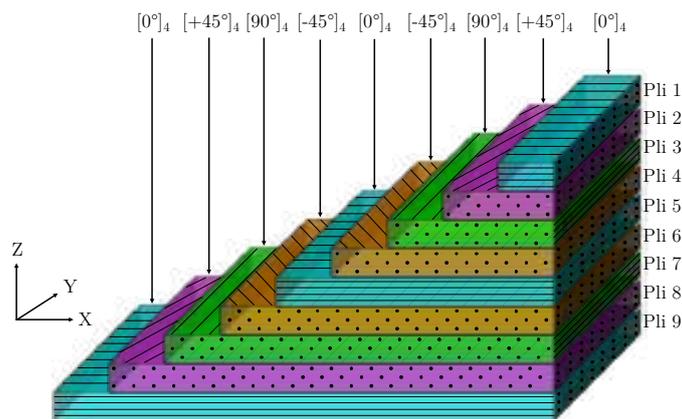
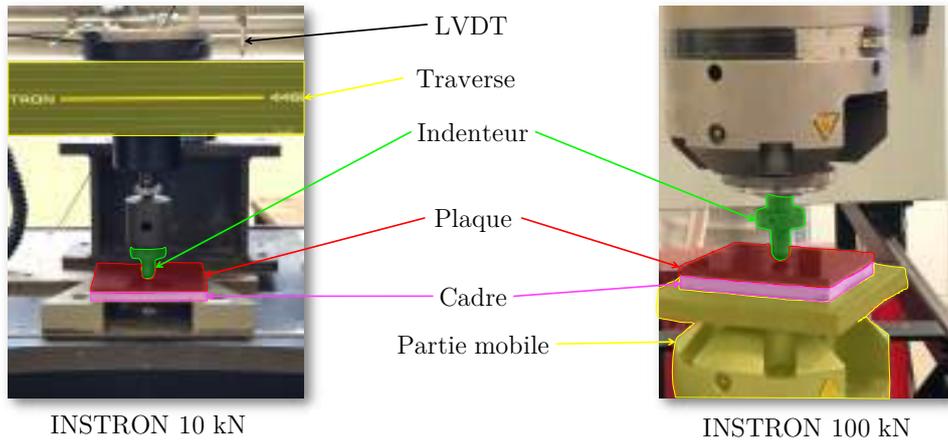


Figure IV.25 – Schéma de la stratification utilisée pour le 9P QI

L'objectif de l'étude de cette stratification est de comparer son comportement avec celui du 9P 0-90 et de voir l'influence de l'introduction de plis à  $\pm 45^\circ$  dans le drapage.

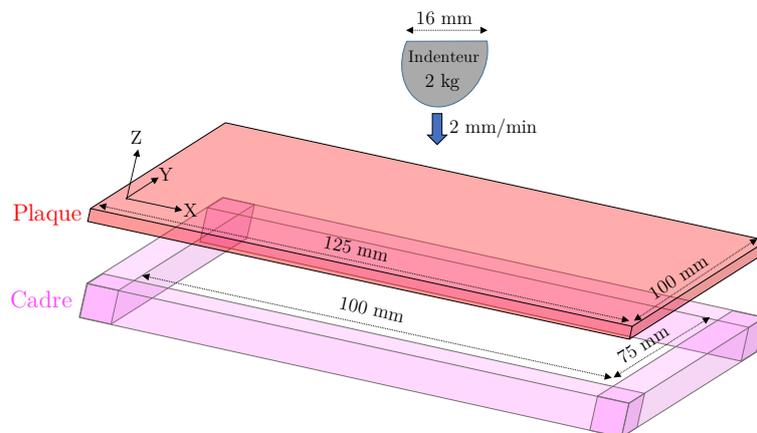
### IV.5.3 Moyen d'essai

Les essais d'indentation quasi-statiques sont réalisés sur deux machines de traction électromécaniques (Figure IV.26) : une INSTRON 4466 10 kN (utilisée lorsque les efforts maximums mis en jeu sont inférieurs à 10 kN) et une INSTRON 100 kN (pour les essais dont l'effort maximum atteint est supérieur à 10 kN). Pour tous les essais effectués, la vitesse d'indentation est de 2 mm/min.



**Figure IV.26** – Machines de traction (à gauche : INSTRON 10 kN, à droite : INSTRON 100 kN) utilisées pour les indentations quasi-statiques

La plaque est posée sur un cadre en aluminium de taille 125x100 mm<sup>2</sup> et chaque bord se trouve en appui avec le cadre sur une bande de 12,5 mm de largeur (Figure IV.27). L'indenteur utilisé est hémisphérique de diamètre 16 mm. L'effort est relevé directement sur la machine via un système d'acquisition, le déplacement est quant à lui relevé via un LVDT (*Linear Variable Differential Transformer*). Dans la figure suivante, il est à noter que les plis à 0° sont orientés dans la direction **X** du repère global.



**Figure IV.27** – Schéma des conditions expérimentales d'un essai d'indentation quasi-statique

L'objectif de ces essais d'indentation est de permettre d'identifier la chronologie d'endommagement ainsi que la propagation et l'évolution des dommages. Ce scénario est identifié à partir notamment de tomographies aux rayons-X dont la présentation est faite sur l'Annexe A. Les coupes de tomographies ont été réalisées suivant la Figure IV.28.

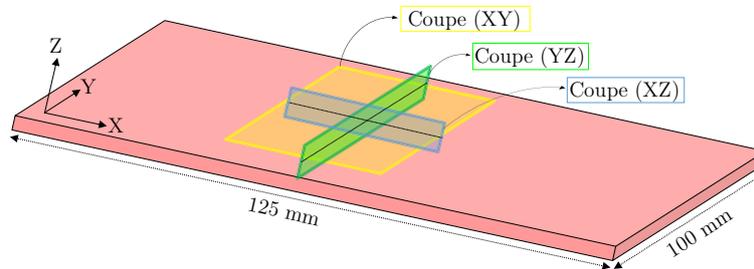


Figure IV.28 – Plans de coupe des tomographies RX

#### IV.5.4 Mécanismes d'endommagement

Les indentations quasi-statiques sont réalisées, comme évoqué plus haut, afin de valider la stratégie d'endommagement et de comprendre les mécanismes mis en jeu. Le pilotage des essais se déroule ainsi :

- Sur une première plaque : indentation jusqu'à rupture des fibres pour avoir la courbe générale (on se base sur cette courbe pour en déduire les principaux mécanismes)
- Chaque évènement visible sur la courbe de l'essai précédent ou entendu durant l'essai est identifié
- Sur les plaques suivantes : indentation jusqu'au déplacement où chaque évènement précédemment identifié a lieu

Pour chaque évènement, plusieurs plaques sont utilisées pour éviter de recharger les mêmes plaques pour les évènements suivants.

##### IV.5.4.1 Indentation 5P 0-90

Les essais d'indentation sur le 5P 0-90 sont regroupés sur la Figure IV.29. Les points A, B, C, D et E sont les cinq indentations effectuées. Ces derniers servent à identifier les mécanismes mis en jeu, qui seront présentés plus tard dans ce paragraphe.

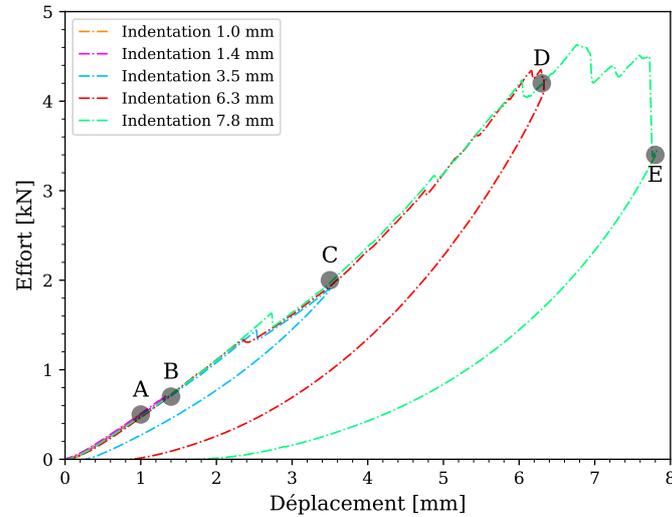


Figure IV.29 – Courbes effort-déplacement des indentations quasi-statiques pour le 5P 0-90

Le scénario a été déduit à partir de ces courbes et des tomographies Rayons-X. Il est représenté sous forme de frise chronologique sur la Figure IV.30.

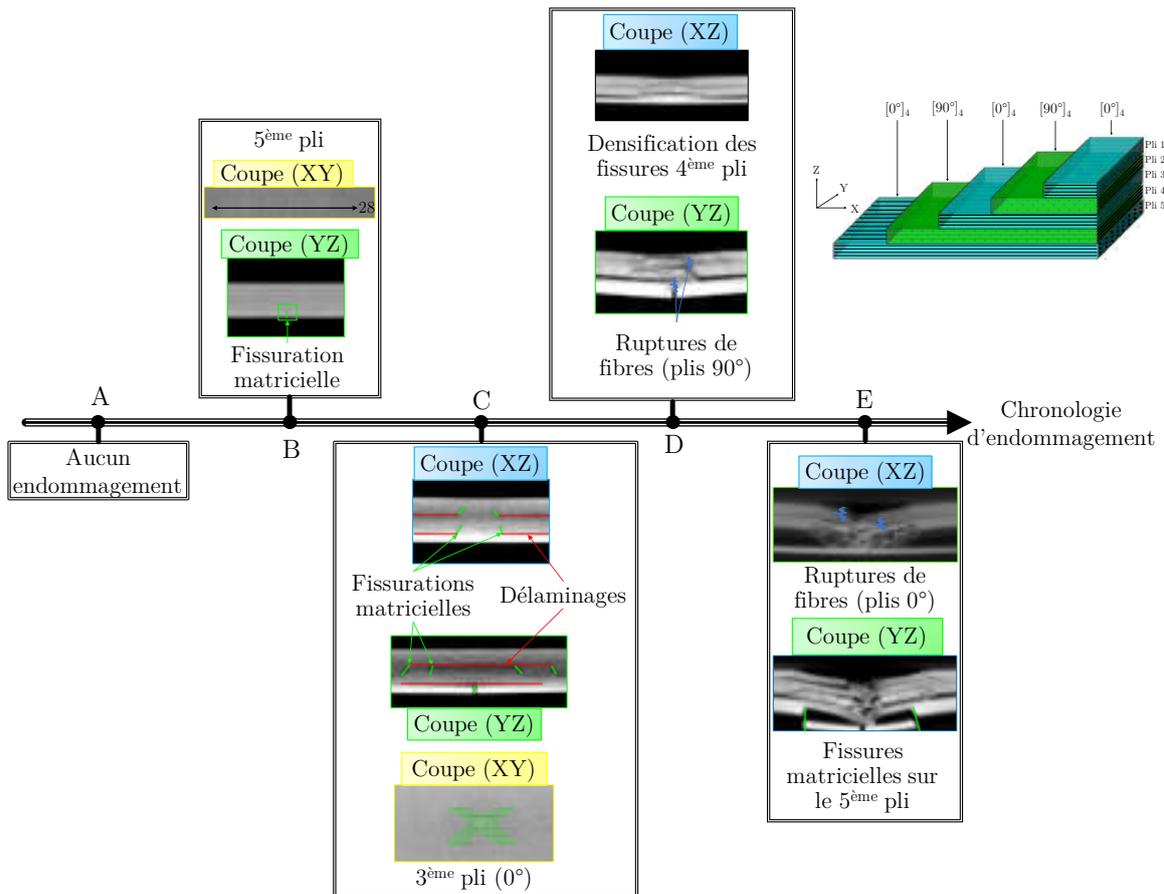


Figure IV.30 – Chronologie d'endommagement du stratifié 5P 0-90

Ainsi, il apparaît que le scénario d'endommagement est constitué de cinq étapes :

- Une montée linéaire sans endommagement jusqu'à 1.0 mm (Point A).
- Une fissuration sur le pli inférieur (pli opposé à l'indenteur) d'une longueur de 28 mm apparaît entre 1.0 mm et 1.4 mm (Point B).
- Des fissures transverses hors-plan apparaissent à 2.5 mm (Point C). Ces fissures surviennent très brutalement sur le 2<sup>ème</sup>, 3<sup>ème</sup> et 4<sup>ème</sup> pli. Ces fissures sont accompagnées de délaminages qui se développent entre chaque pli fissuré orienté à 90 ° et le pli adjacent inférieur (coupe XZ). Cependant, la coupe YZ montre que les fissures du pli du milieu orienté à 0° initient des délaminages entre ce pli et le pli du dessus. De plus, la tomographie (coupe XY) montre que les fissures matricielles s'organisent en une forme caractéristique dessinant ainsi une sorte de "X" au centre du pli du milieu orienté à 0°.
- Des fibres rompent au niveau des plis 2 et 4 (plis à 90°) et les fissures intralaminaires se densifient sur le 4<sup>ème</sup> pli et les délaminages se propagent (Point D).
- Des ruptures de fibres apparaissent sur les plis 1 et 3 (plis à 0°) et des fissures matricielles se développent sur le pli opposé à l'indenteur de façon symétrique par rapport à la grande fissure initiale déjà présente.

Ainsi, ce scénario montre que le stratifié commence par se fissurer à partir du pli opposé à l'indenteur avec une longue fissure matricielle. Cette fissure se propage rapidement à cause de la flexion globale de la plaque. Ceci entraîne donc une ouverture et permet de libérer localement l'interface entre ce pli et le pli à 90° juste au-dessus, ce qui a pour conséquence de permettre aux plis supérieurs de descendre brusquement. En effet, ces derniers se chargent, sans s'endommager, jusqu'à ce que la fissure du pli inférieur atteigne une taille critique. Une fois atteinte, le pli ne peut plus supporter les efforts que lui imposent les plis supérieurs, qui vont alors "glisser" symétriquement par rapport à la longue fissure initiale. A partir d'un certain moment, les fibres des plis orientés à 90° vont commencer à rompre, puisqu'elles se chargent plus rapidement que celles des plis à 0° au vu des dimensions de la plaque. En effet, les plis à 90° sont disposés dans la direction de la largeur de la plaque (direction 100 mm de la plaque). Ainsi, ces fibres atteignent leur déformation maximale à rupture (plis 2 et 4), puis c'est au tour des plis à 0° (plis 1 et 3). Il est intéressant de noter que le pli inférieur (orienté à 0°, lui aussi) n'est pas rompu. Effectivement, ayant préalablement été fissuré, le pli n'est plus chargé localement sous l'indenteur.

#### IV.5.4.2 Indentation 9P 0-90

Des essais d'indentation quasi-statique ont également été effectués sur le 9P 0-90 avec la même démarche de l'étude de l'influence de l'épaisseur sur les mécanismes et le scénario d'endommagement. Les courbes effort-déplacement sont représentées sur la [Figure IV.31](#).

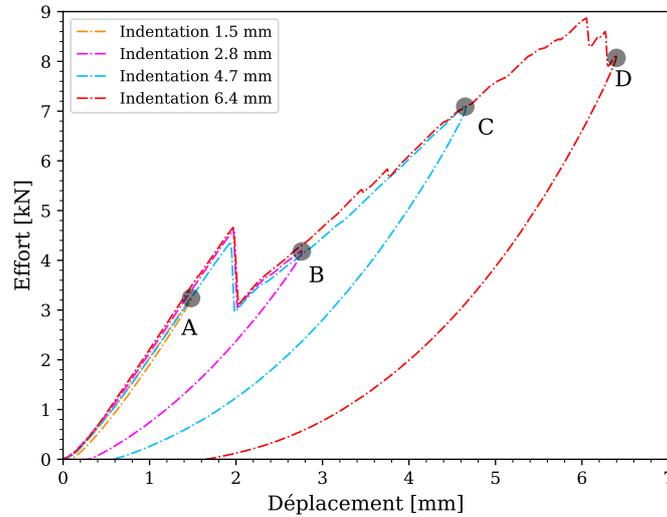


Figure IV.31 – Courbes effort-déplacement des indentations quasi-statiques pour le 9P 0-90

Le scénario est représenté sous forme de frise chronologique sur la Figure IV.32.

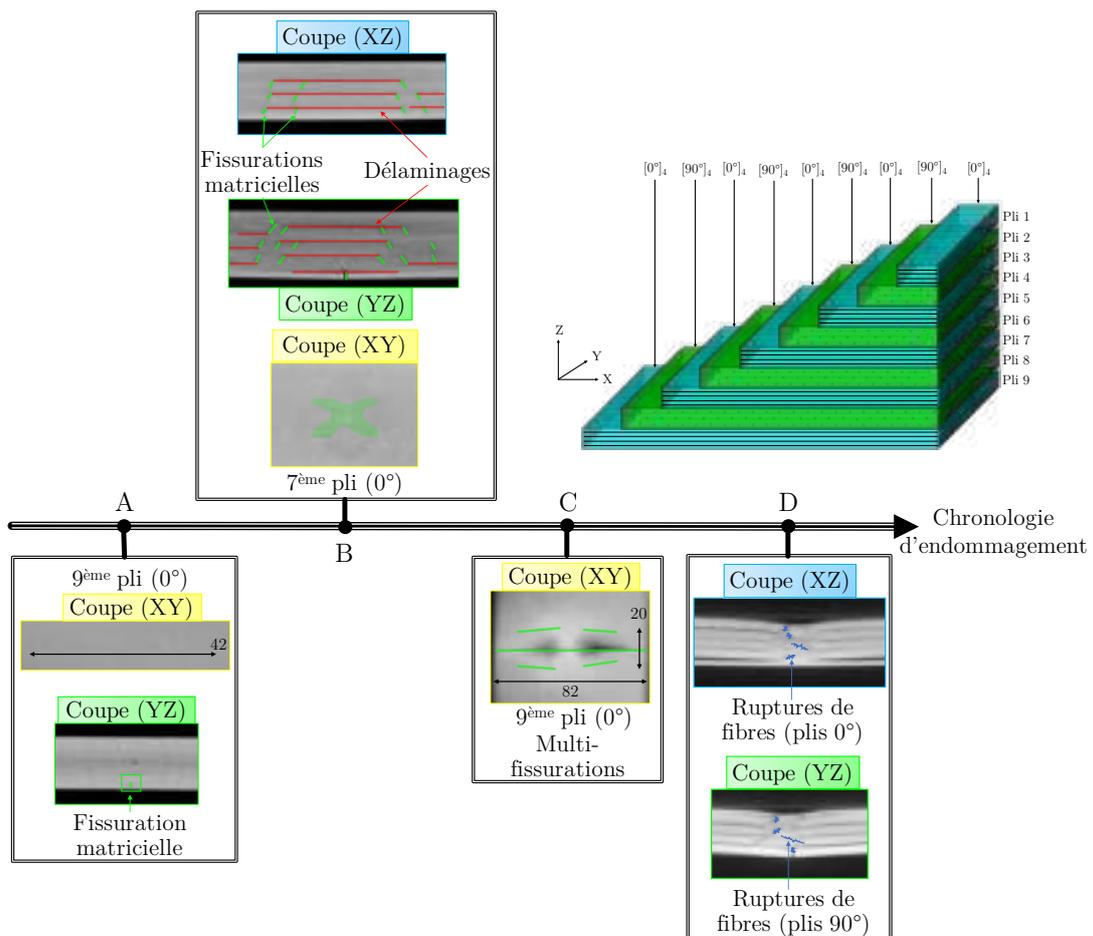


Figure IV.32 – Chronologie d'endommagement du stratifié 9P 0-90

Le scénario d'endommagement observé est le suivant :

- Une montée linéaire en effort accompagnée d'une unique fissure sur le pli inférieur (pli opposé à l'indenteur) d'une longueur de 42 mm entre 1.5 mm et 2.8 mm (Point A).
- Des fissures transverses hors-plan apparaissent entre 2.8 mm et 4.7 mm (Point B). Ces fissurations sont localisées entre le 3<sup>ème</sup> et le 8<sup>ème</sup> pli. Seuls les plis 1 et 2 ne sont pas affectés par ces fissures. Celles-ci sont accompagnées de délaminages entre tous les plis fissurés.
- Au niveau du point C, il n'y a aucun phénomène nouveau. Cependant, les fissurations matricielles et délaminages se sont propagés. De plus, le pli opposé à l'indentation est multi-fissuré. En effet, des fissures se sont développées de part et d'autre de la grande fissure initiale de façon quasi-symétrique.
- Enfin, les huit premiers plis atteignent localement la déformation à rupture des fibres (Point D), ce qui entraîne leur rupture. De plus, des fissures transverses se produisent sur les plis 1 et 2, jusque-là épargnés. Ces dernières sont en fait la conséquence de la rupture des fibres au sein de ces plis. La courbe montre qu'au point D, on observe deux chutes d'effort brutales, qui pourraient correspondre à des ruptures de fibres en deux étapes. Par analogie aux indentations faites sur le 5P 0-90, ces ruptures correspondent aux ruptures de fibres des plis à 90° puis de ceux qui sont orientés à 0°.

Le scénario est donc identique à celui observé pour le 5P 0-90. Une longue fissuration se forme sur le pli opposé à l'indenteur due à la flexion globale de la plaque. S'en suivent des fissurations transverses dans l'épaisseur initiant ainsi des délaminages. Ces fissurations sont dues aux contraintes de cisaillement hors-plan dans la résine entre les torons de fibres. Ces endommagements se propagent ensuite au fur et à mesure que l'indentation augmente. Puis apparaissent sur le pli inférieur des fissurations matricielles symétriques de part et d'autre de la première grande fissure. Ces fissures sont difficiles à relier avec le flexion ou le cisaillement hors-plan : une combinaison des deux est sûrement plus probable.

#### IV.5.4.3 Indentation 9P QI

Les indentations quasi-statiques pour le 9P QI ont été faites pour identifier d'éventuelles différences dans le scénario d'endommagement avec le 9P 0-90, lorsque des plis à 45° sont ajoutés. La [Figure IV.33](#) représente les courbes effort-déplacement pour les différentes indentations effectuées.

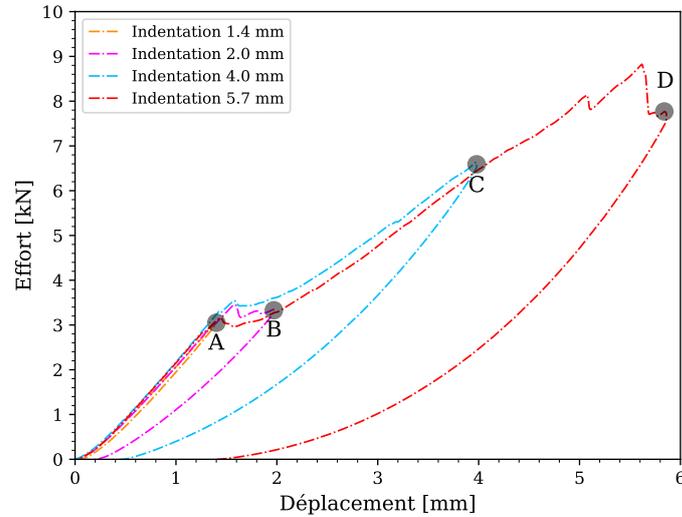


Figure IV.33 – Courbes effort-déplacement des indentations quasi-statiques pour le 9P QI

Le scénario est représenté sur la frise sur la Figure IV.34 (ne pouvant représenter tous les plis, un choix de plis a été fait pour représenter au mieux les phénomènes observés).

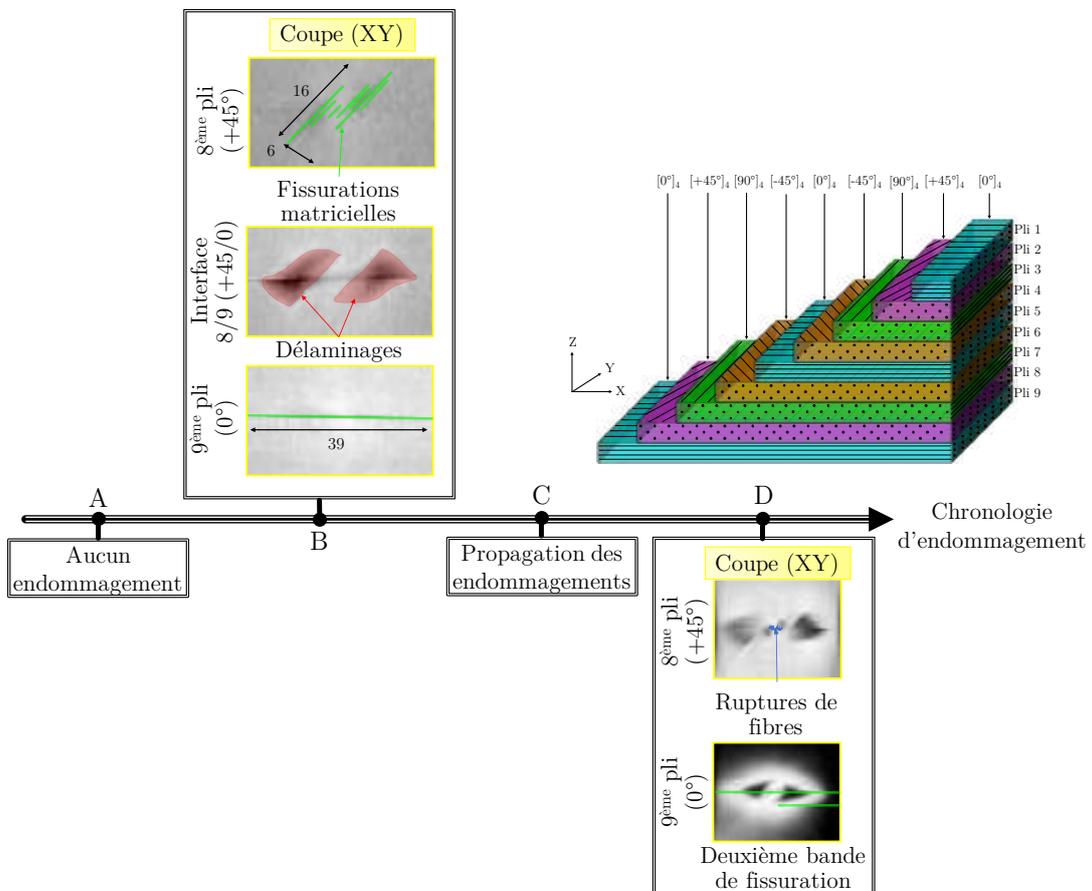


Figure IV.34 – Chronologie d'endommagement du stratifié 9P QI

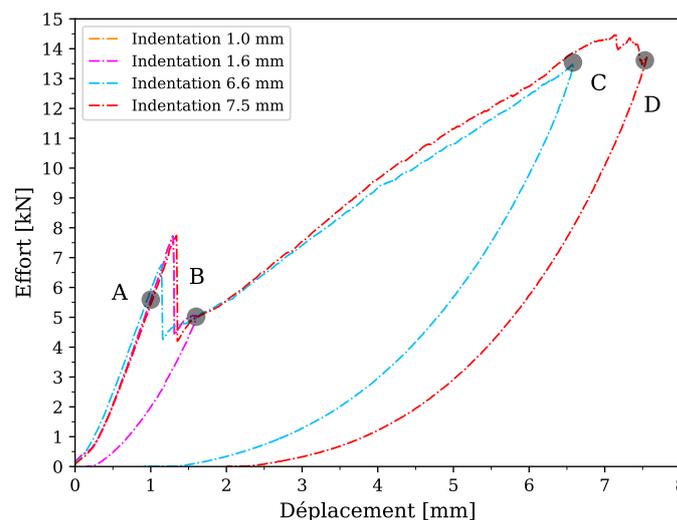
Comme pour le 9P 0-90, quatre points ont été nécessaires pour identifier le scénario du 9P QI. Il se déroule donc en quatre étapes successives :

- Une montée linéaire en effort sans endommagement jusqu'à 1.4 mm (Point A).
- A 2.0 mm (Point B), une longue fissure caractéristique de l'endommagement du pli inférieur ainsi que des fissures transverses sur tous les plis sont observées. Ces derniers sont accompagnés de délaminages.
- Au niveau du point C (indentation de 4.0 mm), on observe une augmentation dans la taille des fissurations matricielles ainsi que la propagation des délaminages.
- Enfin, une seconde longue fissure est détectée sur le pli inférieur et parallèle à la première (Point D). Contrairement au 9P 0-90, cette dernière est unique. De plus, tous les plis à l'exception du pli inférieur sont rompus. Tout comme le 9P 0-90, ces ruptures de fibres arrivent en deux temps comme illustré sur la courbe effort-déplacement.

Ainsi, l'orientation des plis ne change pas le scénario d'endommagement, puisqu'on retrouve toujours la chronologie déjà observée pour les cas précédents. .

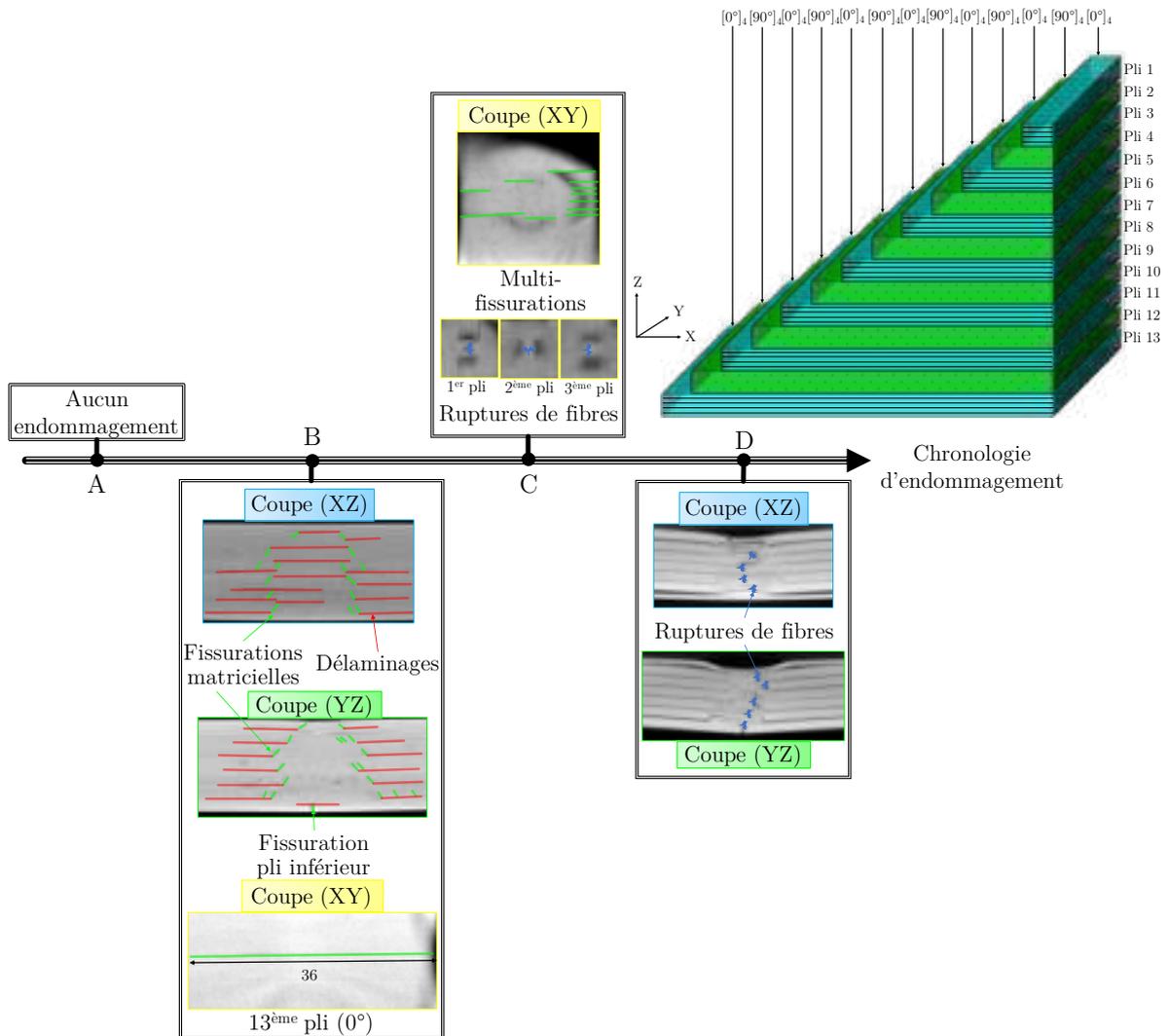
#### IV.5.4.4 Indentation 13P 0-90

Enfin, une stratification plus épaisse a été étudiée, celle du 13P 0-90 dont les courbes d'indentation sont montrées sur la [Figure IV.35](#).



**Figure IV.35** – Courbes effort-déplacement des indentations quasi-statiques pour le 13P 0-90

Ce scénario est illustré, comme pour les autres cas, sous forme de frise chronologique afin de mieux représenter les phénomènes vus durant les essais ([Figure IV.36](#)).



**Figure IV.36** – Chronologie d'endommagement du stratifié 13P 0-90

Le scénario pour le 13P 0-90 est donc le suivant :

- Une montée linéaire en effort sans endommagement jusqu'à 1.0 mm (Point A).
- Une longue fissure du pli inférieur ainsi que des fissures transverses sur tous les plis sont observées avec les délaminages qu'ils ont initiés (Point B à 1.6 mm).
- Au niveau du point C (indentation de 6.6 mm), les fissurations matricielles et les délaminages se propagent. De plus, des multi-fissurations apparaissent sur le pli inférieur à ce moment-là, comme le 9P 0-90 et le 9P QI. Ces dernières sont en forme de "X" comme pour le 9P 0-90. De plus, des ruptures de fibres sont observées cette fois-ci sur les plis 1, 2 et 3.
- Enfin, à 7.5 mm, des ruptures de fibres apparaissent entre les plis 4 et 12. Ainsi, seul le pli inférieur est épargné par les ruptures de fibres (Point D).

Finalement, le scénario pour le 13P 0-90 est très similaire aux trois précédents. Cependant, la rupture des fibres n'est pas aussi explosive que pour les 9P 0-90 ou 9P 0-90. En effet, ces

dernières apparaissent tout d’abord sur les trois premiers plis du stratifié. Ces ruptures sont dues à l’indentation de l’impacteur qui vient mettre localement les fibres en “compression”. En effet, au vu de la très grande épaisseur de la plaque, cette indentation génère une déformation locale qui se traduit ensuite par la mise en compression des fibres présentes sur les premiers plis indentés. Cette déformation est d’ailleurs visible sur la [Figure IV.37](#). Enfin, les interfaces entre les plis étant toutes délaminées sous l’indenteur, les plis vont continuer à se déformer jusqu’à atteindre leur déformations maximales en traction.



**Figure IV.37** – Déformation locale du 13P 0-90 en cours d’indentation

## Bilan

Pour conclure, les essais d’indentation quasi-statiques ont révélé que le scénario était sensiblement le même entre les quatre stratifications étudiées :

- Une montée linéaire en effort sans endommagement
- Une longue fissure du pli inférieur
- Des fissures intralaminaires hors-plan accompagnées de délaminages
- Des ruptures de fibres

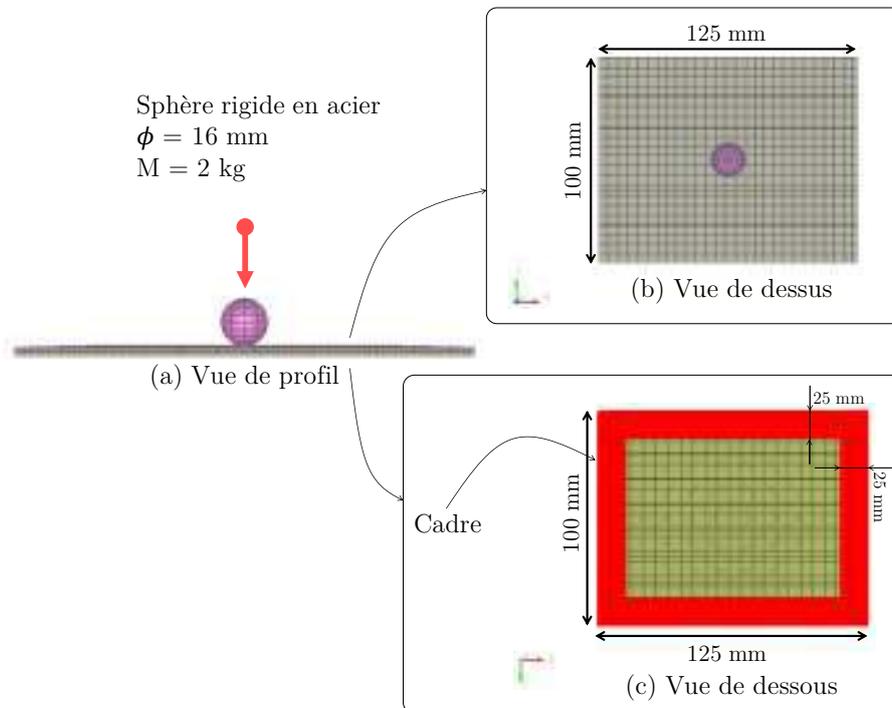
Il est à noter que la rupture des interfaces intralaminaires est intéressante puisqu’elles cassent en formant une sorte de “X”. Ces dernières rompent entre les torons de fibres mais leur propagation est bi-directionnelle : la direction principale est imposée par la direction des torons de fibres, la deuxième est imposée par les conditions limites. En effet, étant donné que la plaque est en appui sur le cadre et que la plaque est symétrique, les quatre côtés de la plaque ont tendance à tourner autour de chacun des côtés du cadre pour suivre l’indentation, mais les quatre coins de la plaque vont eux rester en contact avec le cadre. Ceci crée donc un champ de contrainte orienté à  $45^\circ$  : d’où la forme en “X” des fissures intralaminaires.

De plus, les ruptures de fibres sont moins explosives au fur et à mesure que l’épaisseur augmente. Cela est la conséquence de l’indentation très localisée de l’indenteur. Plus l’épaisseur augmente et plus la déformation locale sous l’indenteur va être importante entre la partie supérieure et la partie inférieure de la plaque ; ceci met les fibres des plis supérieurs en compression, ce qui emmènera à la rupture une fois la déformation à rupture atteinte.

### IV.5.5 Résultats numériques et études d'influence

Cette partie a pour but de présenter les résultats obtenus par le modèle. Pour cela, la stratégie adoptée a été d'effectuer des simulations numériques sur les indentations réalisées juste après la chute d'effort caractérisant l'émergence des fissurations matricielles hors-plan et les délaminages induits.

Tout d'abord, pour le 5P 0-90 l'indentation numérique se fera jusqu'à 3.5 mm, celle du 9P 0-90 à 2.8 mm, celle du 9P QI à 2.0 mm et celle du 13P 0-90 à 1.6 mm. La vitesse d'indentation numérique est quant à elle fixée à  $\frac{\text{indentation}}{10}$  mm/ms (indentation en mm / 10 ms) : elle varie donc en fonction de l'indentation pour chaque configuration. Ainsi cette valeur ne doit pas être trop grande pour ne pas pénaliser le temps de calcul et pas trop faible pour garder le caractère "quasi-statique" de la simulation. Le modèle élément fini utilisé est présenté sur la [Figure IV.38](#).

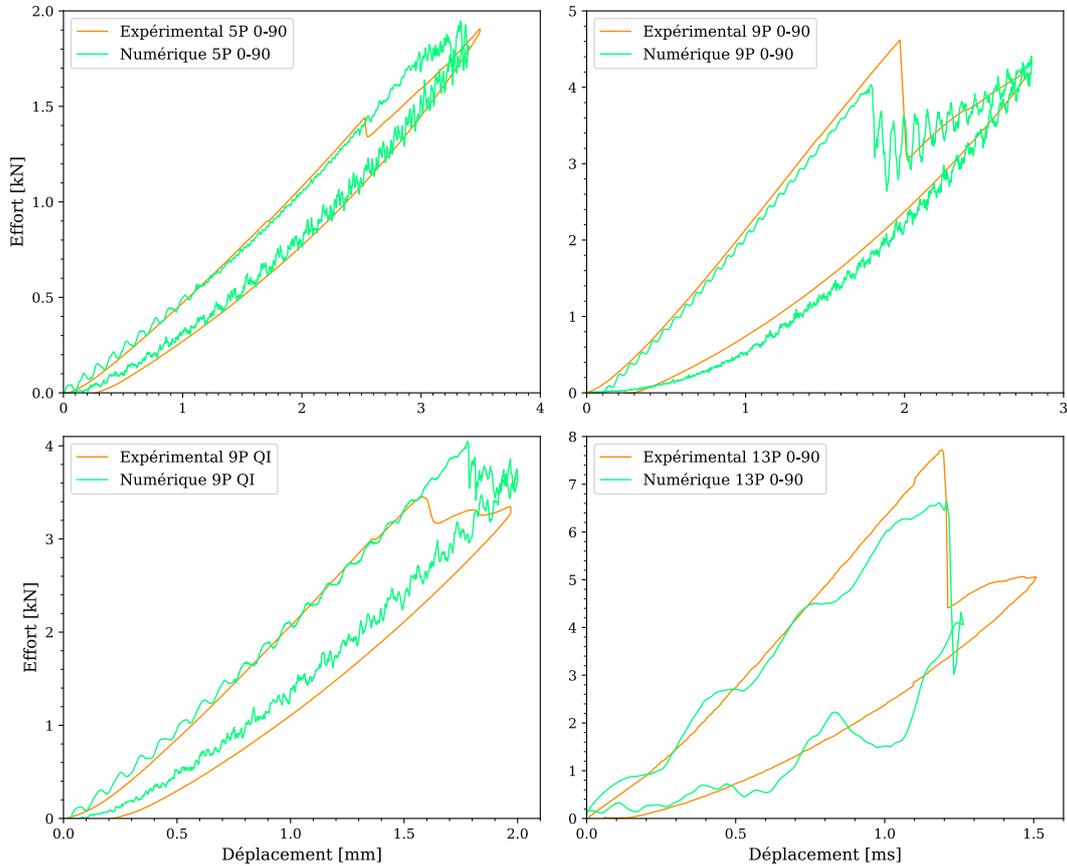


**Figure IV.38** – Modèle élément fini utilisé pour l'indentation quasi-statique de 5P 0-90

Chaque pli est constitué d'éléments UD (plaque+8 barres) de dimensions  $0.99 \times 1.00 \text{ mm}^2$  chacun et d'éléments d'interfaces intralaminaires faisant chacun  $0.01 \times 1.00 \text{ mm}^2$ . L'épaisseur de chaque pli numérique est prise comme étant égale à 4 fois celle de quatre plis réels, c'est-à-dire 0.52 mm. L'impacteur est modélisé par un *rigid wall* de type "sphère" de 2 kg avec un diamètre de 16 mm. Quant au cadre, il est aussi modélisé par un *rigid wall* de type "plan infini" avec des bords en appui sur 12.5 mm de chaque côté. En termes de nombre d'éléments utilisés, il y en a 124 425 pour le 5P 0-90, 223 975 pour le 9P 0-90, 224 249 pour le 9P QI et 323 525 pour le 13P 0-90. L'ensemble de ces calculs sont lancés sur le supercalculateur CALMIP de la région Occitanie (anciennement Midi-Pyrénées) sur 215

cœurs pour des temps de calcul allant de 7h00 pour le 5P 0-90 à 16h00 pour le 13P 0-90. L'Annexe B présente brièvement son installation ainsi que son fonctionnement.

La Figure IV.39 présente les courbes effort-déplacement expérimentales et numériques.

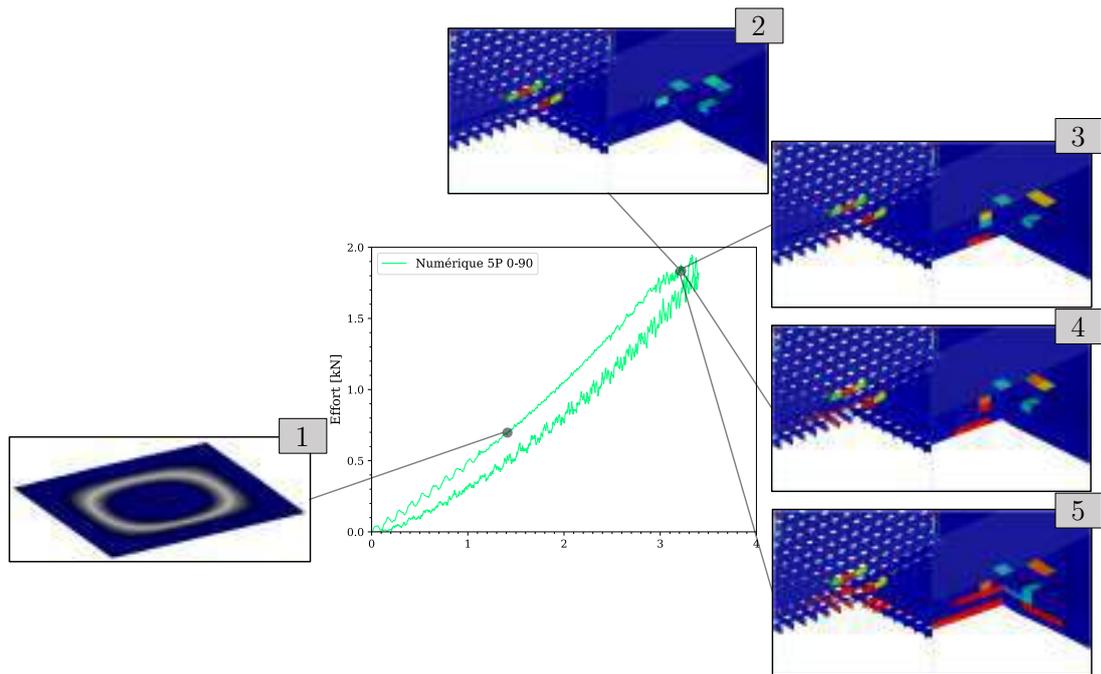


**Figure IV.39** – Courbes effort-déplacement des indentations quasi-statiques expérimentales et numériques pour les quatre configurations étudiées

## IV.5.6 Scénario d'endommagement numérique

### IV.5.6.1 Scénario du 5P 0-90

Il est maintenant temps de s'intéresser au scénario d'endommagement numérique présenté sur la Figure IV.40.



**Figure IV.40** – Scénario d’endommagement numérique des interfaces intralaminaires (à gauche) et des délaminages (à droite) du 5P 0-90

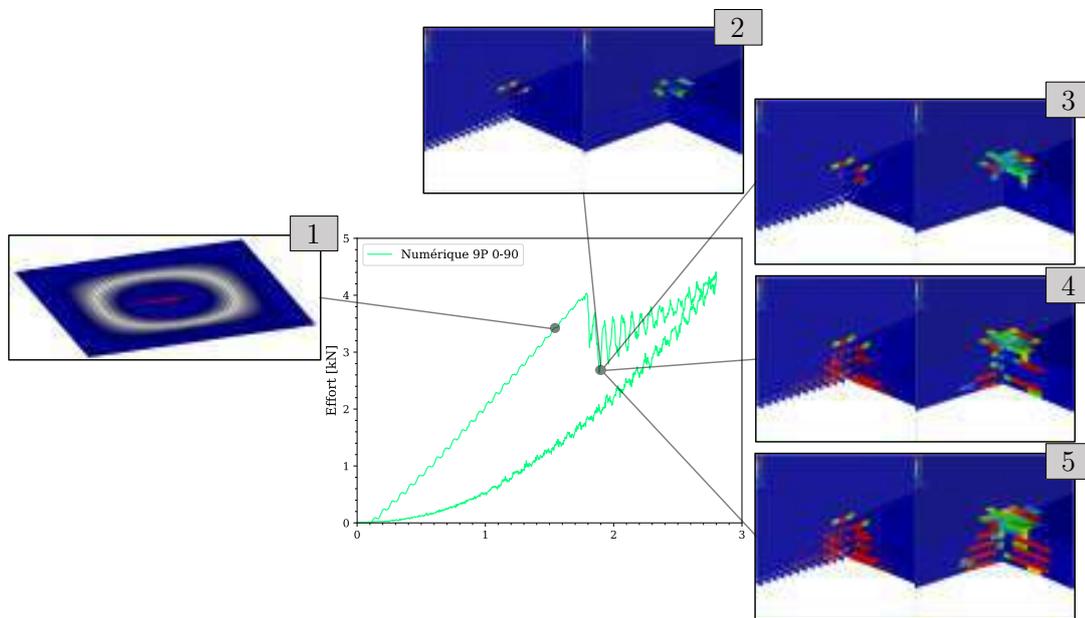
Ce scénario se déroule en cinq étapes :

- **Étape n°1** : la fissuration matricielle se développe sur le pli inférieur et atteint une taille de 25 mm (pour une taille expérimentale de 28 mm). Cette fissure est le résultat du chargement de ce pli en flexion et induit donc localement des contraintes de traction au niveau des interfaces intralaminaires qui vont ensuite commencer à s’endommager sur une seule rangée.
- **Étape n°2** : pour plus de clarté concernant les endommagements matriciels, seuls ceux des plis 1 à 4 seront représentés pour les étapes suivantes puisque les nœuds inférieurs du pli inférieur n’étant pas utilisés, la visualisation des résultats n’est pas optimale. Les endommagements se développent ensuite sur le pli supérieur avec quelques éléments interlaminaires qui commencent aussi à délaminer. A ce moment-là, le cisaillement hors-plan commence à devenir prépondérant par rapport à la flexion. Le pli inférieur (dont les fibres sont dans l’axe long de la plaque) étant pré-fissuré, le chargement en effort se répartit majoritairement sur les quatre plis supérieurs. Cependant, l’interface entre le pli 4 et 5 n’étant pas délaminée, il n’est pas possible pour le pli 4 d’initier un endommagement par flexion : la seule possibilité est donc d’endommager les interfaces intralaminaires en cisaillement hors-plan et cela commence par le haut du stratifié.
- **Étape n°3** : les interfaces intralaminaires du 4<sup>ème</sup> pli commencent à s’endommager en initiant dans le même temps un délaminage entre les plis 4 et 5.
- **Étape n°4** : l’endommagement des fissurations matricielles remonte puisque c’est au tour des interfaces du pli 3 de s’endommager.
- **Étape n°5** : les fissurations matricielles apparaissent sur le pli 2 et les endommagements se propagent sur les autres plis et interfaces.

Finalement, en l'espace de  $1 \mu s$ , les endommagements matriciels apparaissent et se propagent en initiant par la même occasion des délaminages. La tendance générale est que le pli inférieur commence par s'endommager à cause de la flexion globale du stratifié. Ensuite, le pli supérieur s'endommage car il y a un changement de chargement puisque le cisaillement hors-plan prend le dessus sur la flexion et enfin les fissures remontent à partir des plis inférieurs vers le haut. Il y'a donc un effet "ping-pong" dans l'initiation des fissures matricielles.

#### IV.5.6.2 Scénario du 9P 0-90

Le scénario numérique du 9P 0-90 est représenté sur la [Figure IV.41](#).



**Figure IV.41** – Scénario d'endommagement numérique des interfaces intralaminaires (à gauche) et des délaminages (à droite) du 9P 0-90

Comme pour le 5P 0-90, l'endommagement s'effectue en étapes successives :

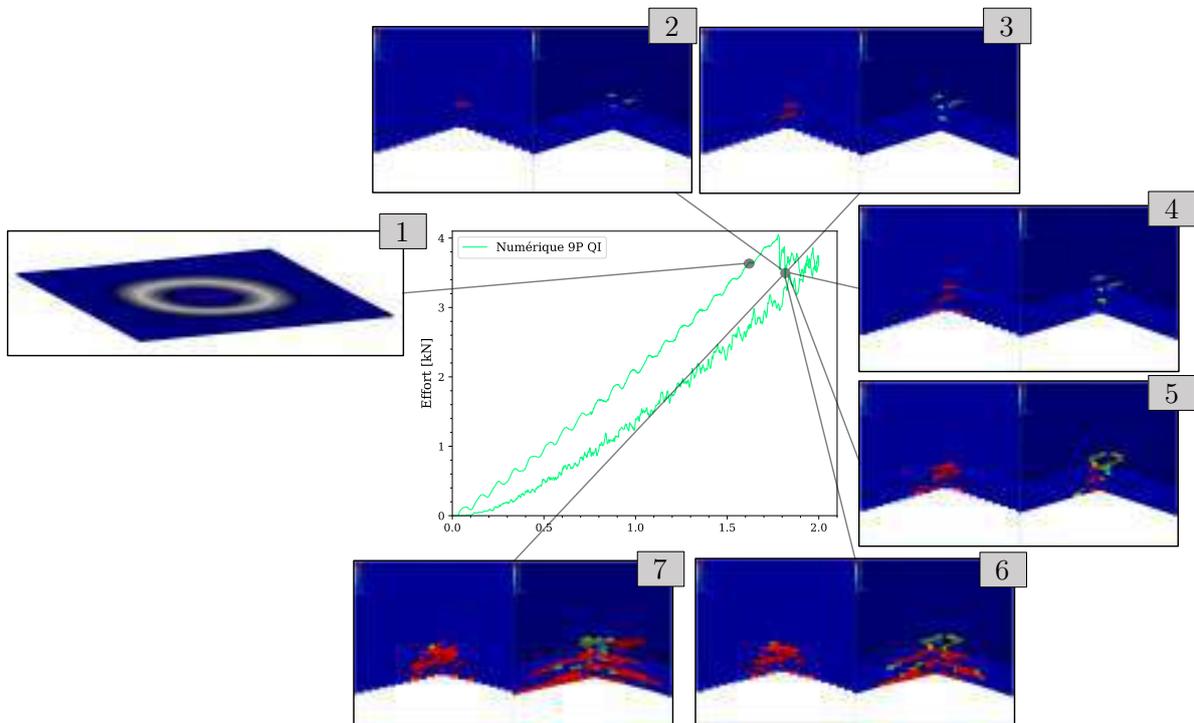
- **Étape n°1** : apparition de fissurations matricielles de 46 mm (42 mm expérimentalement) sur le pli inférieur.
- **Étape n°2** : comme pour le 5P 0-90, seuls les endommagements matriciels des plis 1 à 8 seront représentés pour les étapes suivantes. Quelques interfaces intralaminaires commencent à rompre sur le pli supérieur (pli 1) et une couronne de délaminage s'initie au niveau de l'interface 1/2.
- **Étape n°3** : le pli 3 commence à s'endommager entraînant un délaminage au niveau de l'interface 3/4.
- **Étape n°4** : à ce niveau tout va encore plus vite, puisque l'ensemble des plis et des interfaces interlaminaires sont endommagés. Les interfaces du milieu résistent légèrement mieux.

- **Étape n°5** : les endommagements matriciels se propagent tout comme les délaminages et particulièrement au niveau des interfaces 4/5 et 5/6.

Pour conclure sur cette configuration. Le scénario est identique à celui du 5P 0-90 puisqu'une fois que la fissure du pli inférieur atteint une certaine taille, les endommagements matriciels et les délaminages s'initient sur la partie supérieure du stratifié pour ensuite redescendre. Ensuite, c'est au tour des plis et des interfaces inférieures de s'endommager. Enfin, le milieu de la plaque finit par délaminer.

#### IV.5.6.3 Scénario du 9P QI

La Figure IV.42 suivante présente le scénario d'endommagement pour le 9P QI.



**Figure IV.42** – Scénario d'endommagement numérique des interfaces intralaminaires (à gauche) et des délaminages (à droite) du 9P QI

Le 9P QI s'endommage aussi en étapes successives, décrites ci-dessous :

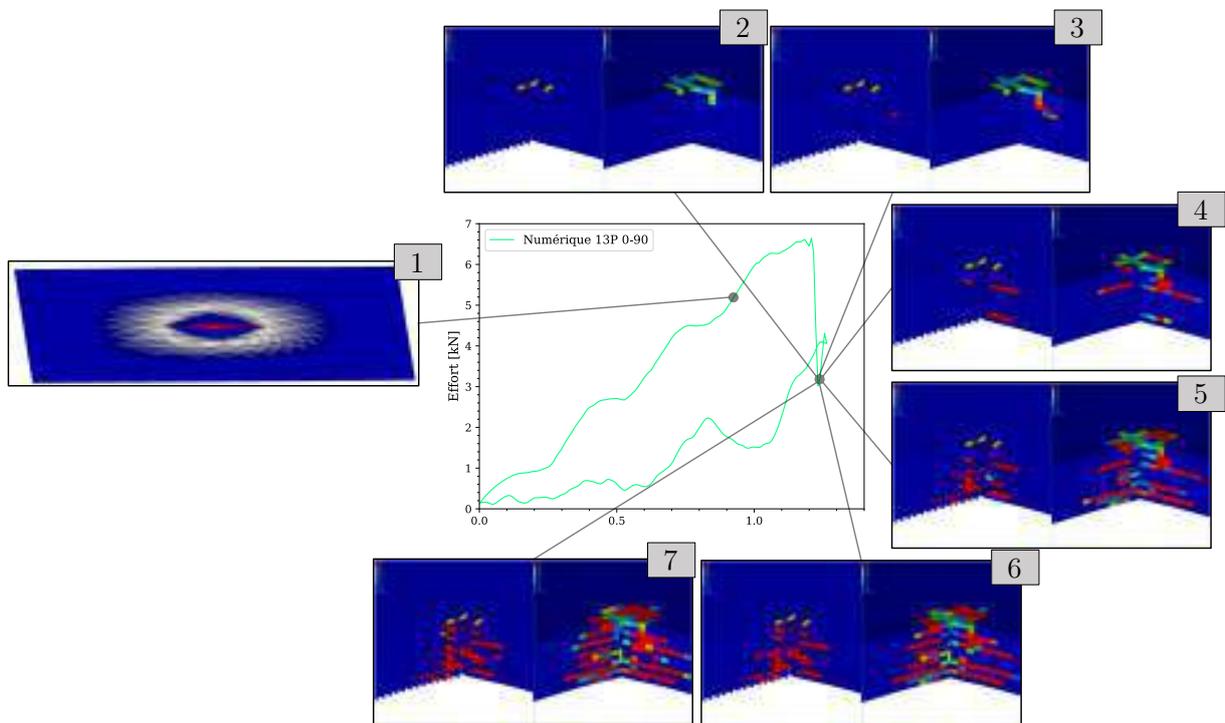
- **Étape n°1** : apparition d'une rangée de fissurations matricielles de 36 mm (39 mm expérimentalement) sur le pli inférieur.
- **Étape n°2** : comme pour les autres configurations, seuls les endommagements matriciels des plis 1 à 8 seront représentés pour les étapes suivantes. Quelques éléments du 2<sup>ème</sup> pli commencent à s'endommager avec une initiation des délaminages sur l'interface 1/2.
- **Étape n°3** : c'est au tour du pli du milieu (pli 5) de s'endommager avec une initiation des délaminages de l'interface 5/6

- **Étape n°4** : le pli 8 commence à fissurer et les fissures initient de légers délaminages sur l'interface 8/9.
- **Étape n°5** : endommagement des interfaces intralaminaires des plis 3 et 7. Cet endommagement symétrique est aussi suivi d'un délaminage au niveau de l'interface 5/6.
- **Étape n°6** : endommagement des plis 1, 4 et 6 puis initiation et propagation très rapide des délaminages des interfaces présentes entre ces plis.
- **Étape n°7** : propagation des endommagements et délaminages.

Le scénario observé est différent de celui observé pour le 5P 0-90 ou le 9P 0-90 hormis la longue fissuration initiale sur le pli inférieur. Ensuite, quelques éléments intralaminaires s'endommagent sur les plis 2 et 8, mais c'est surtout le pli 5 qui s'endommage avec un délaminage assez important. La propagation se fait ensuite de façon symétrique de part et d'autre du 5<sup>ème</sup> pli. Cet endommagement se produit plus lentement que le 5P 0-90 ou le 9P 0-90, puisque ce scénario se produit en environ  $5\mu s$ .

#### IV.5.6.4 Scénario du 13P 0-90

Enfin, le scénario d'endommagement du 13P 0-90 est retranscrit sur la [Figure IV.43](#).



**Figure IV.43** – Scénario d'endommagement numérique des interfaces intralaminaires (*à gauche*) et des délaminages (*à droite*) du 13P 0-90

Les étapes du scénario sont les suivantes :

- **Étape n°1** : apparition de fissurations matricielles de 33 mm (36 mm expérimentalement) sur le pli inférieur (pli 13).
- **Étape n°2** : comme pour les autres configurations, seuls les endommagements matriciels des plis 1 à 12 seront représentés pour les étapes suivantes. Quelques éléments intralaminaires commencent à s'endommager sur le pli supérieur. De même quelques interfaces interlaminaires initient des délaminages sur l'interface 1/2.
- **Étape n°3** : le pli 5 commence à fissurer initiant par la même occasion un délaminage au niveau de l'interface 5/6.
- **Étape n°4** : c'est au tour des pli 4 et 11 de s'endommager créant ainsi des délaminages sur les interfaces 4/5 et 11/12.
- **Étape n°5** : endommagement matriciels des plis 3, 7, 8, 9, 10 et 12 et initiation des délaminages au niveau de toutes les interfaces.
- **Étape n°6** : endommagement du 2<sup>ème</sup> pli.
- **Étape n°7** : endommagement du 6<sup>ème</sup> pli et propagation des endommagements et délaminages.

Le 13P 0-90 présente un scénario identique que celui du 5P 0-90 et du 9P 0-90. Puisqu'on retrouve l'effet "ping-pong" : les fissurations matricielles s'initient sur le pli inférieur puis c'est au tour du pli supérieur et ainsi de suite jusqu'à arriver au 6<sup>ème</sup> pli : pli du milieu.

### Bilan sur les scénarios d'endommagements numériques

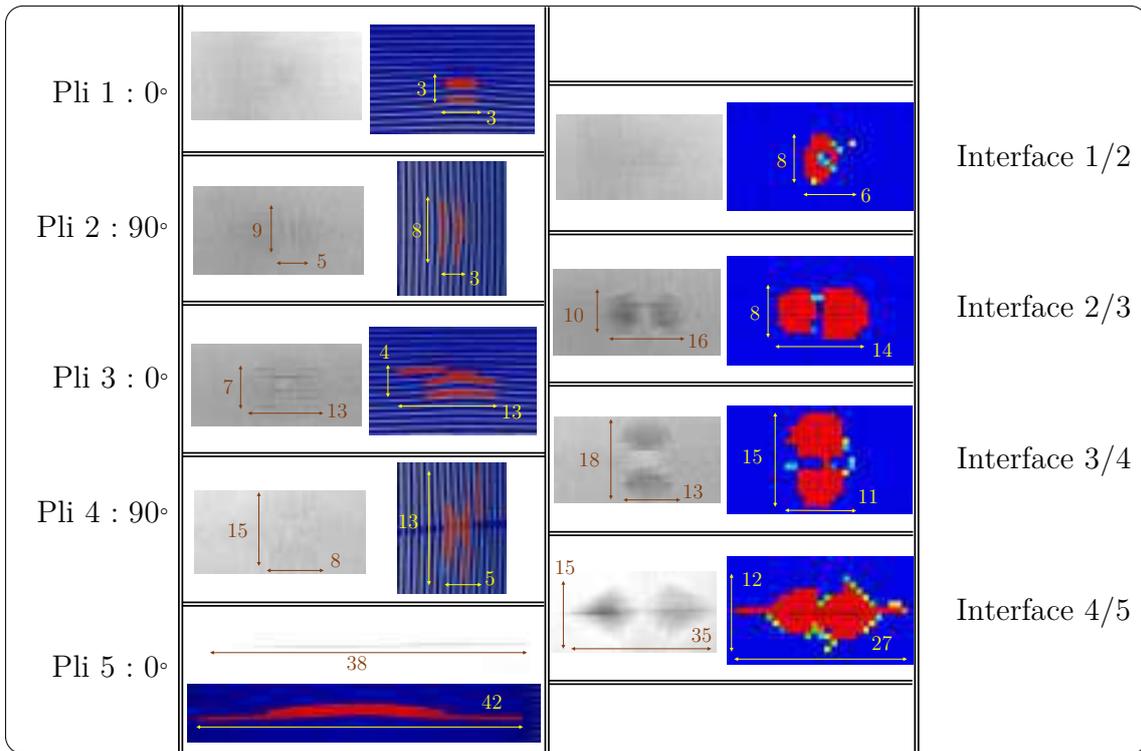
Pour conclure, le scénario d'endommagement obtenu numériquement permet de mieux comprendre ce qu'il se passe à l'intérieur du stratifié.

L'avantage du modèle numérique est donc de pouvoir décrire ce scénario plus finement et il s'en en dégagent deux bien distincts :

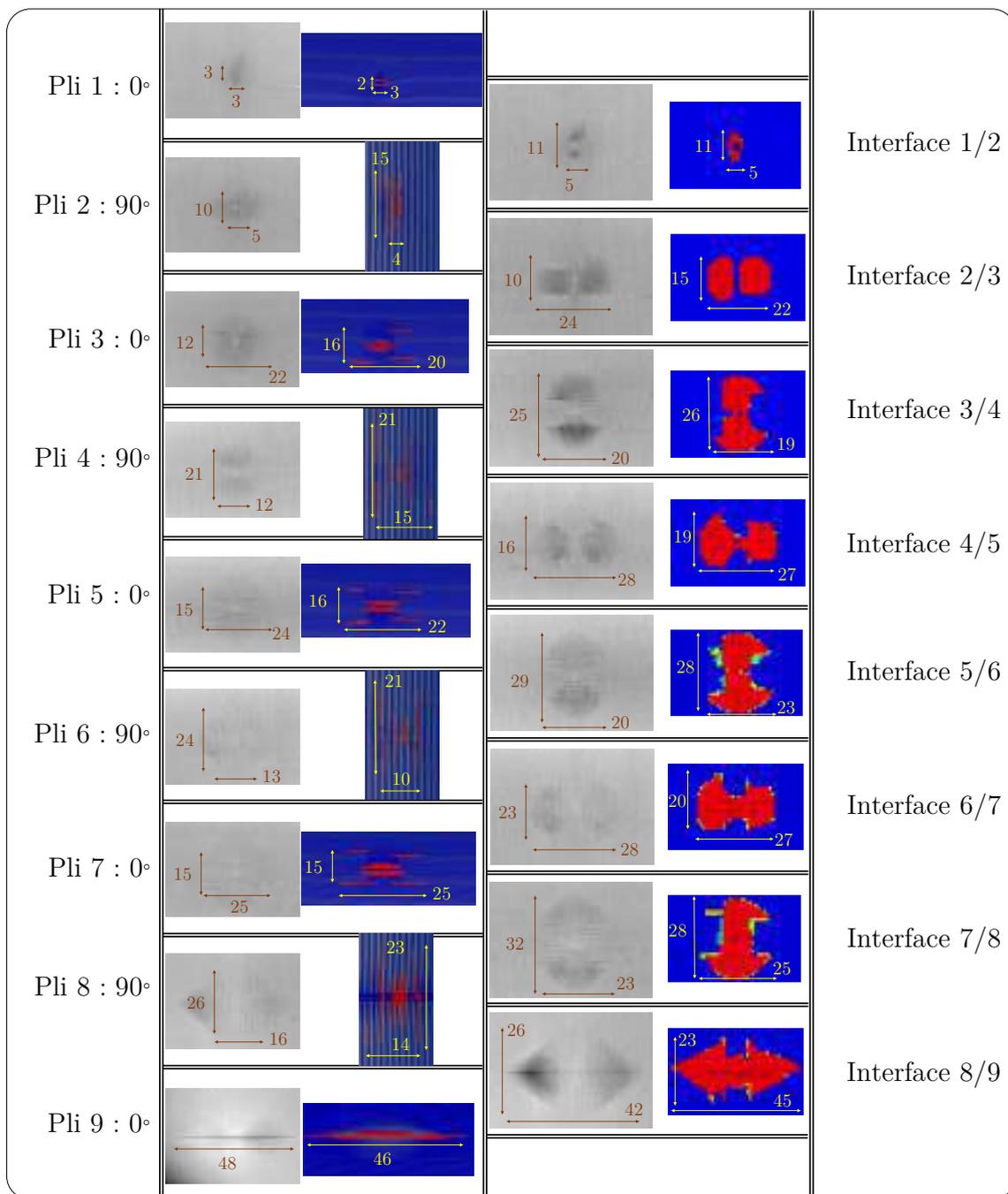
- pour les **stratifications 0-90** : l'endommagement commence par le pli inférieur puis remonte sur le pli supérieur et un effet "ping-pong" se met en place. Enfin, les plis et interfaces du milieu sont les derniers à être endommagés. Une fois que la fissure inférieure a atteint une certaine taille, l'indenteur endommage le pli supérieur par cisaillement hors-plan. Cette rupture décharge ce pli et l'interface associée et permet aux plis inférieurs de se charger et ainsi de suite jusqu'à atteindre le centre du stratifié.
- pour la **stratification QI** : l'endommagement s'initie sur le pli inférieur comme pour les stratifications 0-90, mais il n'y a pas cet effet "ping-pong", puisque c'est le pli et l'interface du milieu qui vont commencer à s'endommager de façon importante. Cet endommagement "créé" deux sous-stratifiés qui vont ensuite continuer de s'endommager.

### IV.5.7 Cartographie des endommagements : comparaison expérimental - numérique

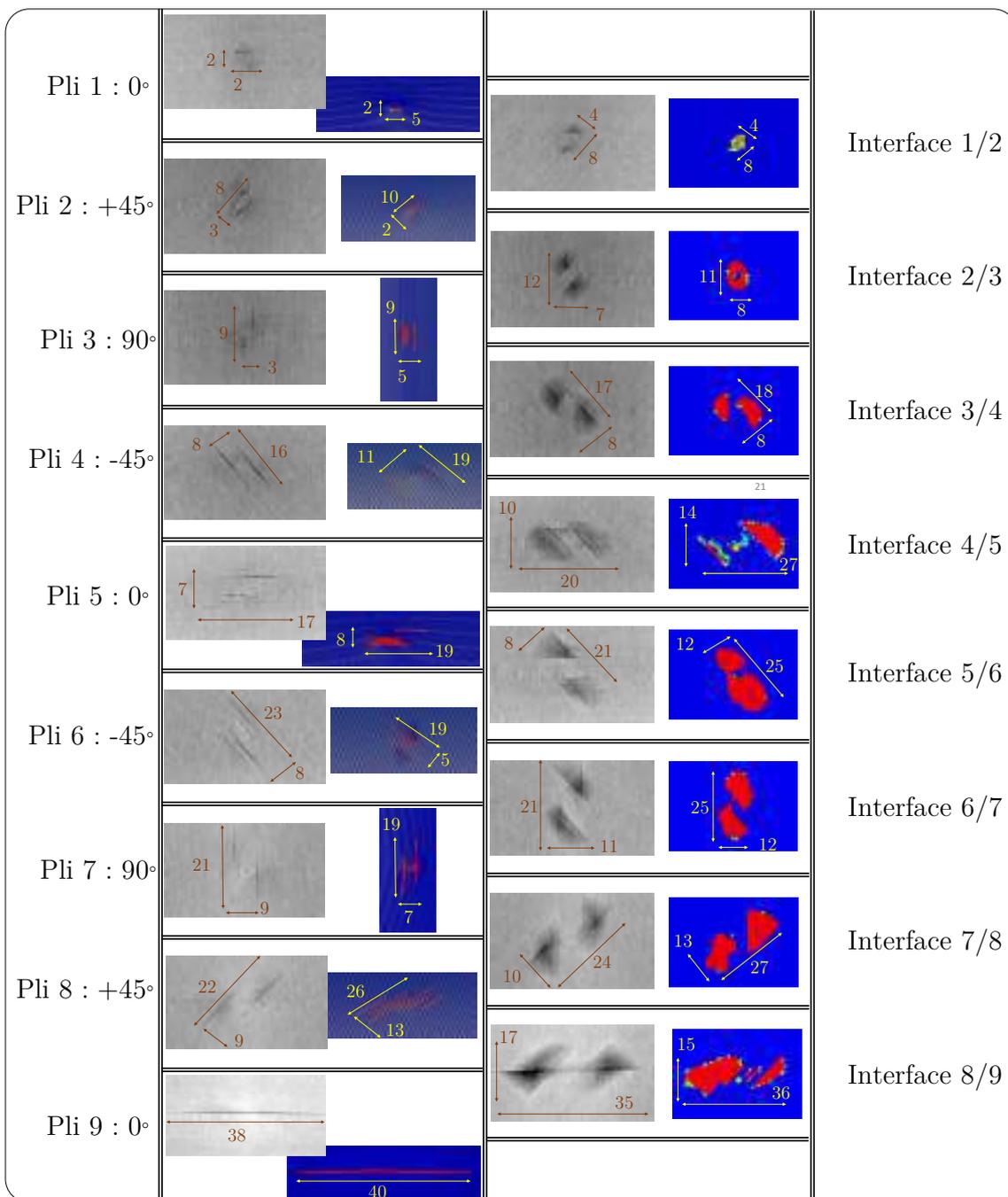
Le travail précédent a présenté le scénario numérique, mais il convient de regarder les cartographies des délaminages et des fissurations matricielles obtenues numériquement et les comparer à celles obtenues par les tomographies. Pour cela, les Figure IV.44, Figure IV.45, Figure IV.46 et Figure IV.47 synthétisent ces endommagements.



**Figure IV.44** – Comparaison expérimental-numérique des endommagements matriciels et des délaminages pour le 5P 0-90



**Figure IV.45** – Comparaison expérimental-numérique des endommagements matriciels et des délaminages pour le 9P 0-90



**Figure IV.46** – Comparaison expérimental-numérique des endommagements matriciels et des délaminages pour le 9P QI

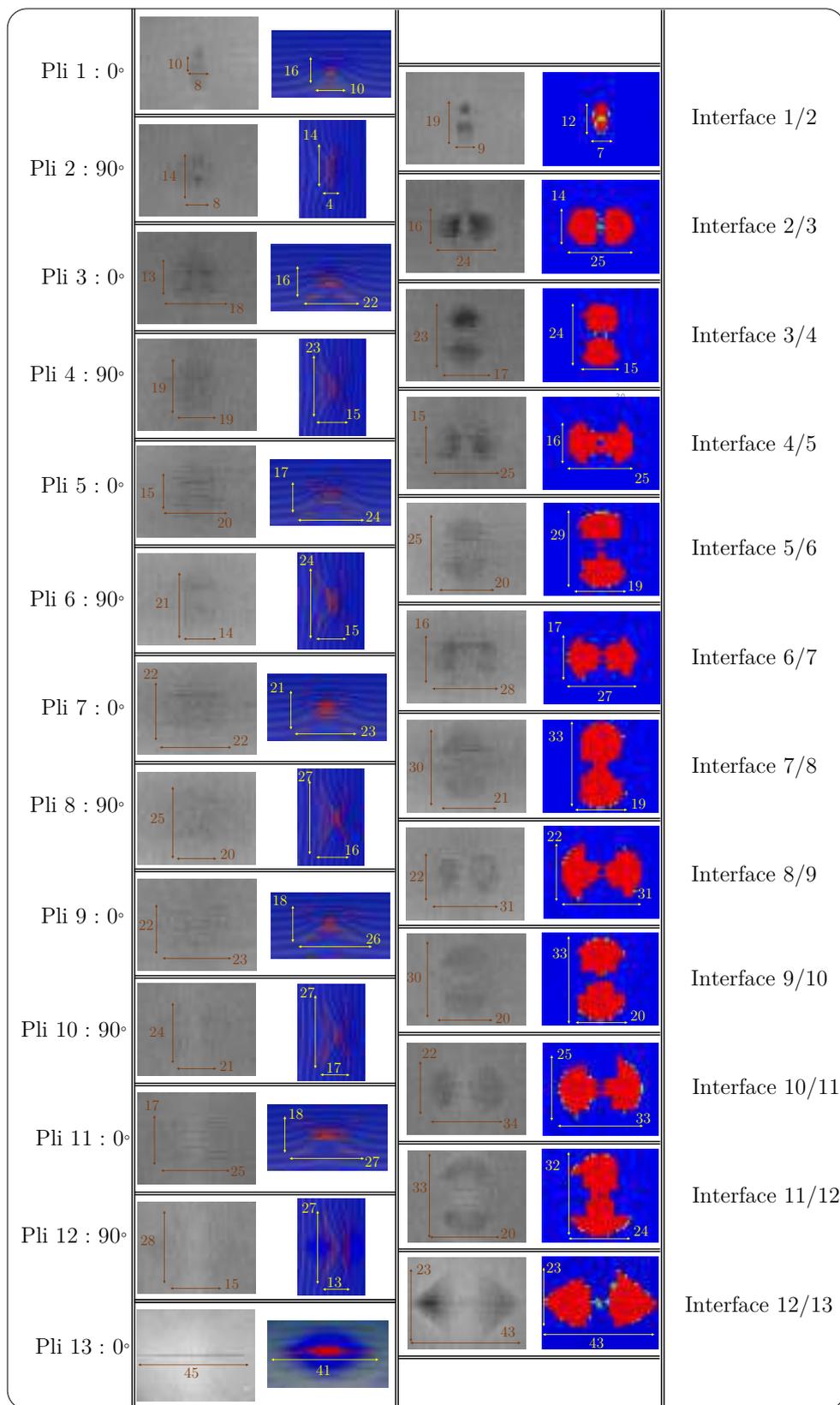


Figure IV.47 – Comparaison expérimental-numérique des endommagements matriciels et des délaminages pour le 13P 0-90

## Bilan sur les endommagements

Les résultats ci-dessus ont permis d'identifier les scénarios expérimentaux et numériques pour des indentations quasi-statiques pour diverses épaisseurs et stratifications. En regardant d'un peu plus près les courbes, deux types de comportement sont représentés : soit une rupture assez brutale (pour les stratifications avec uniquement du  $0^\circ/90^\circ$ ) et un comportement où le pic est assez atténué (stratification 9P QI : avec des plis à  $\pm 45^\circ$ ). De plus, la forme en "X" des fissurations matricielles est retrouvée numériquement : cela est dû à l'endommagement des éléments d'interface intralaminaires en cisaillement hors-plan. Ces fissures initient ensuite automatiquement des délaminages via le signal envoyé par les interfaces intralaminaires aux interfaces de délaminage. En observant minutieusement chaque délaminage, la partie centrale n'est pas endommagée. Cela est dû à l'implémentation du critère de Mohr-Coulomb qui permet de retarder l'initiation du délaminage en Mode II, puisque plus l'impacteur entre en contact avec la plaque et plus les plis, et donc par extension les interfaces entre eux, sont comprimées. Cette compression "protège" en quelque sorte les interfaces inter-plis et a pour effet d'augmenter la contrainte d'initiation du délaminage en cisaillement.

Ces résultats révèlent aussi que le pic d'effort n'intervient pas au même endroit suivant l'épaisseur ou encore que la forme du pic n'est pas la même suivant la stratification. Ainsi, il est utile d'étudier l'influence de l'épaisseur et de la stratification sur les résultats obtenus, notamment sur l'énergie élastique emmagasinée lorsque la chute d'effort survient, les angles de fissurations ou encore les tailles des délaminages.

### IV.5.7.1 Étude d'influence de l'épaisseur

Cette partie est consacrée à l'étude de l'influence de l'épaisseur à iso-stratification (*i.e.* uniquement des stratifiés constitués de plis à  $0^\circ$  et  $90^\circ$ .) sur la position de la première chute d'effort (liée aux ruptures intralaminaires de la résine et aux délaminages induits) ainsi que la valeur de la chute d'effort. Cette étude portera aussi sur les énergies dissipées, les angles de fissurations (position et valeurs), le nombre de fissures intralaminaires et enfin les délaminages (totaux dans le stratifié et interface par interface). Ces résultats seront présentés simultanément avec les résultats numériques, ce qui permettra de confronter le modèle aux essais réalisés.

### Énergie élastique emmagasinée

Le premier paramètre étudié est l'énergie emmagasinée par le stratifié lorsque la première chute brutale apparaît. Cette énergie est calculée comme décrit sur la [Figure IV.48](#). Cette énergie est l'aire sous la courbe d'indentation quasi-statique et représente l'énergie stockée par la plaque avant de rompre.

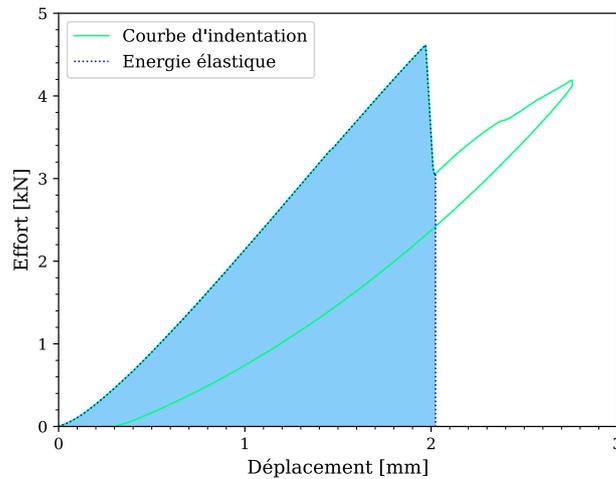


Figure IV.48 – Méthode de calcul de l'énergie élastique

La Figure IV.49 présente les résultats pour le 5P 0-90, le 9P 0-90 ainsi que le 13P 0-90.

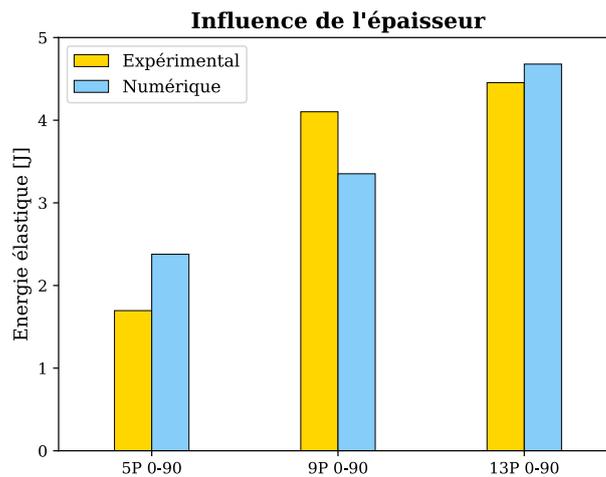
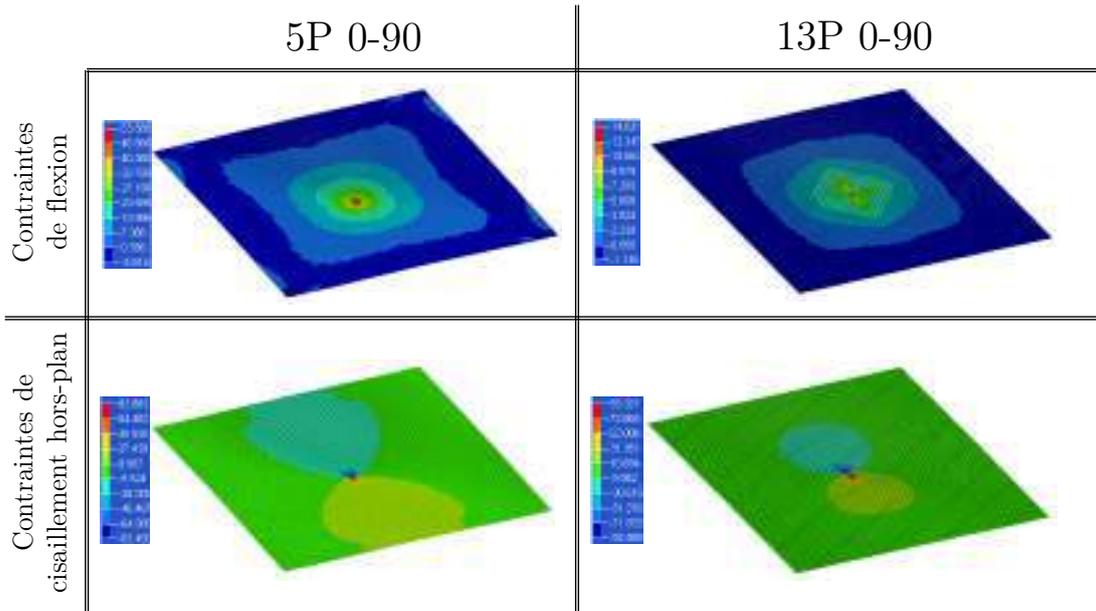


Figure IV.49 – Influence de l'épaisseur sur l'énergie élastique emmagasinée en quasi-statique

Ce graphe montre que l'énergie élastique a tendance à augmenter avec l'épaisseur mais pas de façon linéaire. En effet, expérimentalement, cette énergie tend vers une certaine asymptote au fur et à mesure que l'épaisseur augmente. Numériquement, cette évolution est globalement bien captée. Cette progression s'explique par le fait que plus le nombre de plis augmente et plus l'effort nécessaire pour atteindre le pic d'effort augmente ; entre temps les interfaces ont eu le temps de se charger et cette énergie emmagasinée augmente avec l'épaisseur. Finalement, lors de la rupture, l'énergie relâchée est donc plus importante lorsque l'épaisseur est grande. Cependant, il est important de noter que le chargement des interfaces ne s'effectue pas de la même manière entre le 5P 0-90 et le 13P 0-90. En fait, dans le premier cas, vu que le stratifié est relativement mince (comparé au 9P 0-90 et 13P-90), la flexion prédomine et dans l'autre c'est le cisaillement hors-plan qui prend le dessus comme le

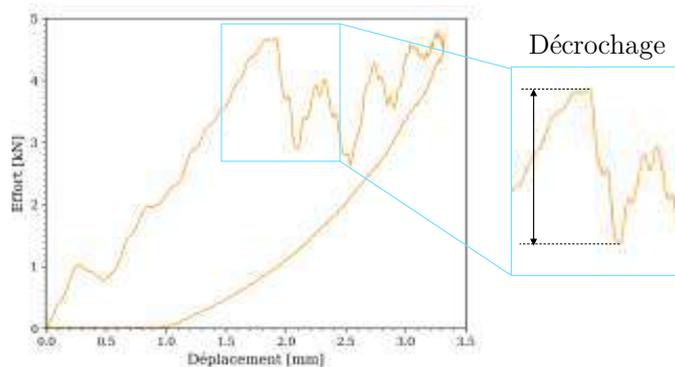
montre la [Figure IV.50](#). Cette figure montre les contraintes de flexion et de cisaillement dans les interfaces intralaminaires pour chaque pli du milieu des stratifiés 5P 0-90 (correspondant au 3<sup>ème</sup> pli) et 13P 0-90 (correspondant au 7<sup>ème</sup> pli) un pas de temps avant que les endommagements n'apparaissent. Le ratio entre la valeur maximale des contraintes de flexion sur celle des contraintes de cisaillement hors-plan est de 0.65 pour le 5P 0-90 tandis que pour le 13P 0-90, il n'est que de 0.15; cela traduit donc la prédominance de la flexion dans le mode d'endommagement du 5P 0-90 et du cisaillement hors-plan dans celui 13P 0-90.



**Figure IV.50** – Cartographie des contraintes de flexion et de cisaillement hors-plan dans les interfaces intralaminaires pour le 5P 0-90 et le 13P 0-90

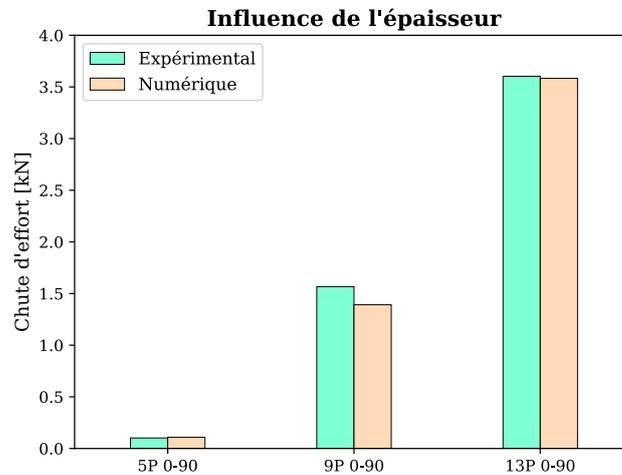
### Valeur de la chute d'effort

Ensuite, il est intéressant de voir l'influence de l'épaisseur sur la valeur du décrochage en effort. Cette valeur est en fait la hauteur du pic d'effort comme représenté sur la [Figure IV.51](#).



**Figure IV.51** – Illustration du calcul de la valeur du décrochage d'effort

Les résultats de cette chute d'effort (ou décrochage) sont représentés sur la [Figure IV.52](#).



**Figure IV.52** – Influence de l'épaisseur sur la valeur du premier décrochage d'effort en quasi-statique

Plus l'épaisseur augmente et plus la valeur de ce décrochage augmente significativement. Entre le 5P 0-90 et le 9P 0-90, cette augmentation est de l'ordre de 1.5 kN et elle est de 1.9 kN entre le 9P 0-90 et le 13P 0-90. Cette valeur est liée au nombre d'interfaces délaminées. En effet, plus l'épaisseur est grande et plus les interfaces seront sollicitées. Et lorsque le "point de rupture" est atteint, les interfaces délaminent toutes en même temps et cela libère une partie de l'énergie stockée en partie au niveau des interfaces. Finalement, plus la raideur est grande et plus il y a d'interfaces qui rompent, plus la chute d'effort est soudaine et très marquée.

### Répartition et angles des fissurations matricielles

Comme vu précédemment, les premiers dommages à apparaître sont les fissurations matricielles. Il est donc intéressant d'étudier leur répartition dans l'épaisseur du stratifié. Pour cela, des tomographies ont été réalisées et des coupes dans les plans (XZ), (YZ) et à  $\pm 45^\circ$  ont été extraites (cf. [Figure IV.28](#) pour les plans de coupe). Une fois ces plans de coupe effectués, les fissurations matricielles sont ensuite transcrites sur un schéma pour plus de clarté. Les résultats sont présentés sur la [Figure IV.53](#). Les fissurations numériques ne sont pas aussi claires que celles vues en essais, puisque ces dernières font 10 microns. Ainsi, les représenter à l'échelle est quasi-impossible, c'est pourquoi seules les fissurations expérimentales sont représentées.

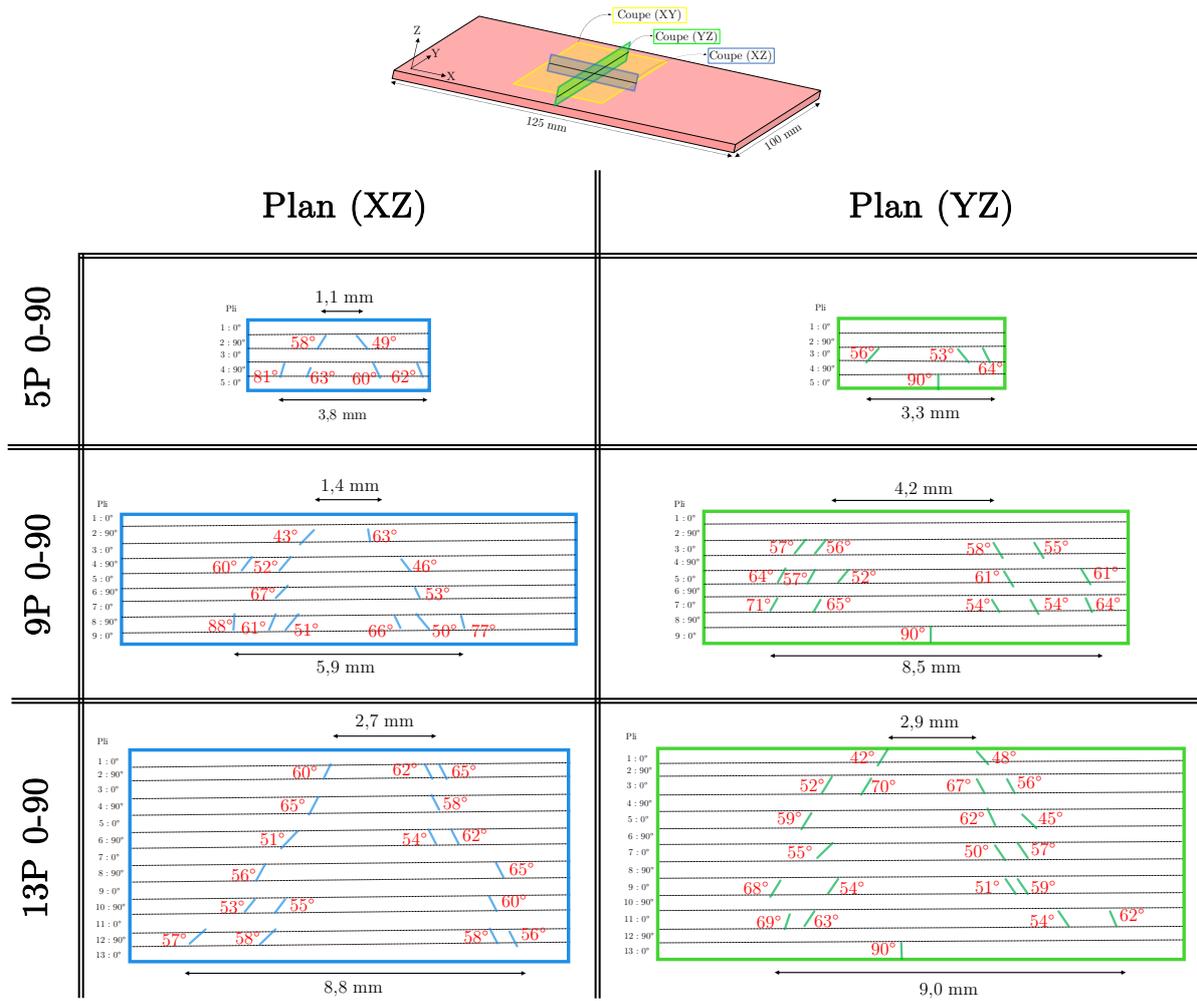
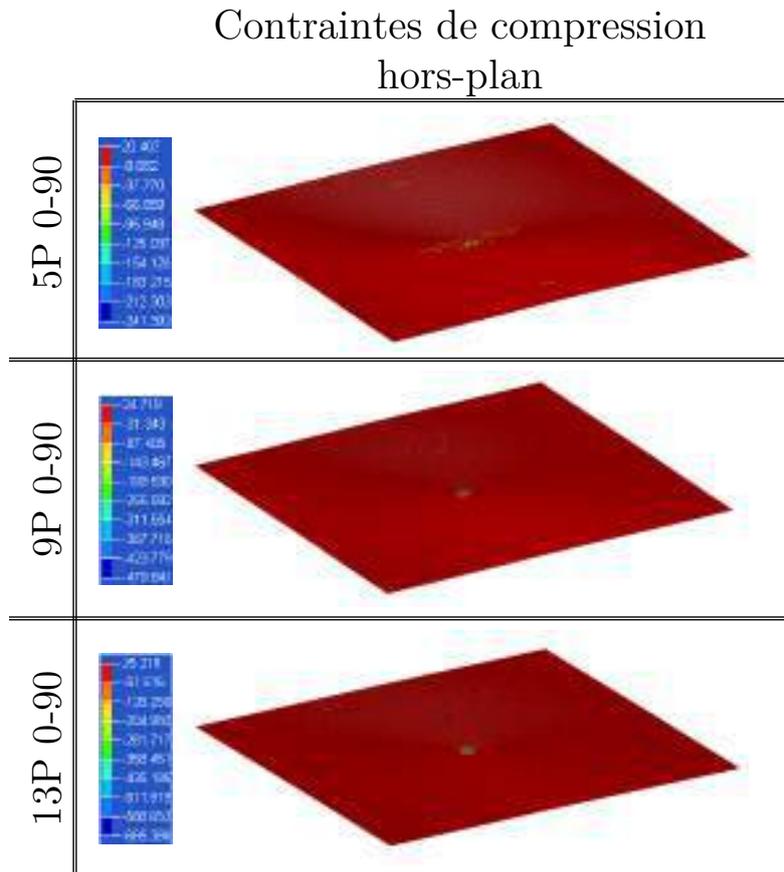


Figure IV.53 – Influence de l'épaisseur sur les fissurations matricielles en quasi-statique

Cette figure montre la répartition des fissurations matricielles situées dans l'épaisseur au droit de l'indenteur. La première remarque est que plus l'épaisseur augmente et plus le cône d'endommagement s'élargit. De plus, plus on s'éloigne du centre de la zone impactée en allant vers les bords de la plaque, plus les angles ont tendance à s'ouvrir. Ainsi, l'épaisseur a une influence non seulement sur la concentration du cône d'endommagement mais aussi sur les modes d'apparition des fissurations matricielles. Sur un stratifié relativement fin comme le 5P 0-90, la flexion prédomine sur le cisaillement hors-plan (cf. Figure IV.50), ce qui a tendance à ouvrir les fissures en Mode d'ouverture et donc localiser les fissures sous l'indenteur. Ce mode d'endommagement provoque donc des fissures avec des angles proches de 90°. À l'inverse, sur un stratifié épais, le cisaillement hors-plan prend le dessus sur la flexion et cela forme un cône d'endommagement tel que référencé par [Minak, 2016] et présenté sur la Figure I.12.

Enfin, plus l'épaisseur augmente et moins la zone sous l'indenteur est fissurée. Ceci est dû au fait qu'en augmentant l'épaisseur, le centre de la plaque est soumis à une compression hors-plan qui protège en quelque sorte cette zone, ce qui a pour conséquence d'initier les fissures de plus en plus loin de la zone située directement sous l'indenteur comme le montre

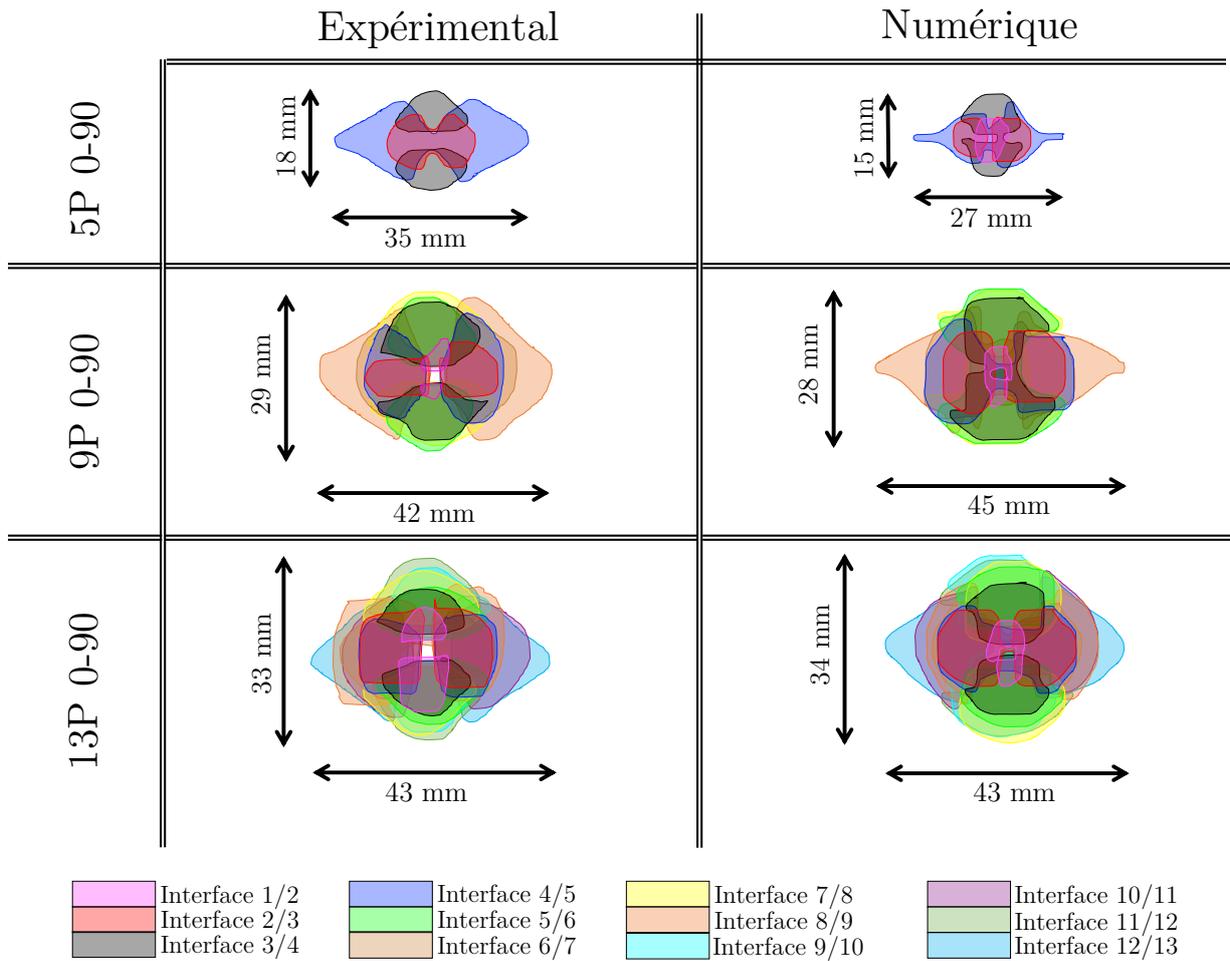
la Figure IV.54 qui représente les contraintes de compression hors-plan au milieu de chaque stratifié pour les trois cas étudiés. Pour le 5P 0-90, la valeur maximale de cette contrainte juste avant les premiers endommagements est de -241 MPa, pour le 9P 0-90, elle est de -480 MPa et enfin pour le 13P 0-90, elle atteint -665 MPa. Et d'après l'équation Eq-III.31, plus cette contrainte augmente et plus il est difficile de cisailer les interfaces de délaminage.



**Figure IV.54** – Contraintes de compression hors-plan au milieu du stratifié pour le 5P 0-90, le 9P 0-90 et le 13P 0-90

### Tailles des délaminages

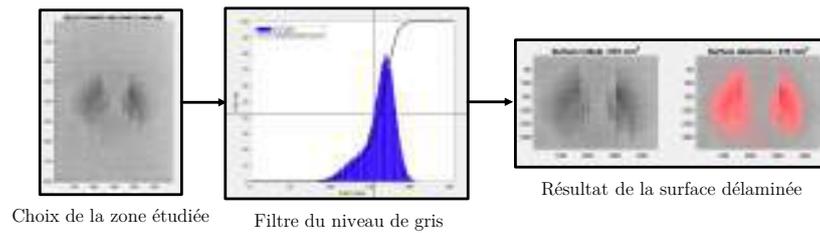
Enfin, pour terminer cette étude d'influence de l'épaisseur, il convient de voir la répartition des délaminages induits par les fissurations matricielles précédemment étudiées. Pour effectuer cette étude, des tomographies dans le plan (XY) ont été réalisées. Les contours ont ensuite été décalqués et représentés sur la Figure IV.55.



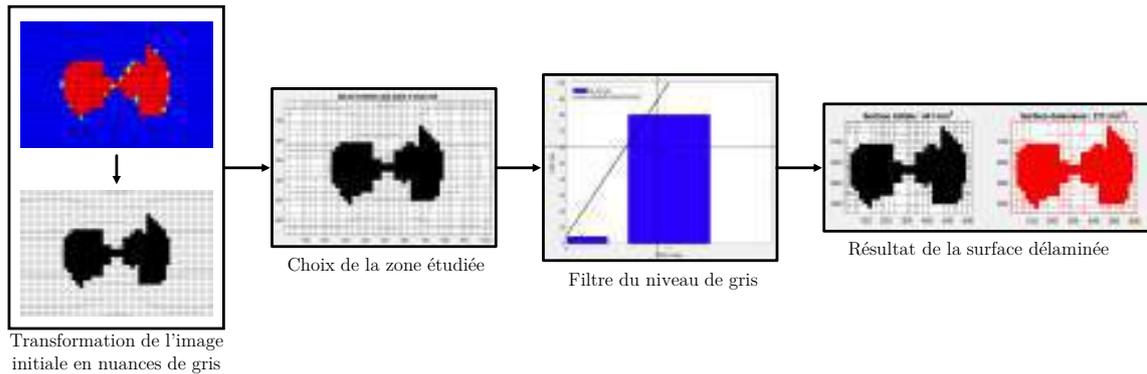
**Figure IV.55** – Influence de l'épaisseur sur la forme des délaminages en quasi-statique

Les tailles des délaminages augmentent avec l'épaisseur et cela est aussi reproduit par le modèle. Ceci est à mettre en lien avec l'énergie élastique stockée au moment de la rupture. En effet, on retrouve aussi le fait que la différence entre les tailles de délaminage est plus importante entre le 5P 0-90 et le 9P 0-90 qu'entre le 9P 0-90 et le 13P 0-90. Dans le même ordre d'idée, les tailles dans le sens long et travers tendent à devenir égales en augmentant l'épaisseur. Effectivement, en augmentant l'épaisseur, la flexion globale du stratifié (responsable de la propagation des délaminages dans les stratifiés fins comme le 5P 0-90) diminue pour laisser la place au cisaillement hors-plan, comme cela a déjà été montré précédemment (cf. [Figure IV.50](#)), et cela a pour conséquence de limiter la dépendance de la propagation des délaminages aux dimensions de la plaque.

L'analyse des délaminages a ensuite été affinée, puisque que la surface délaminée au niveau de chaque interface a été calculée via un code de traitement d'images, développé sur Matlab<sup>®</sup>. Ce dernier prend en entrée une tomographie et ressort une surface délaminée en  $mm^2$  comme le représente la [Figure IV.56-a](#). Concernant les surfaces délaminées du modèle, cela nécessite une étape en plus, qui consiste à transformer l'image initiale en couleurs en une image en nuances de gris pour que l'algorithme de traitement puisse être lancé ([Figure IV.56-b](#)).



(a) Stratégie pour les délaminages expérimentaux



(b) Stratégie pour les délaminages numériques

**Figure IV.56** – Procédure de calcul de la surface délaminée pour les tomographies RX et les modèles numériques

Ces surfaces délaménées sont ensuite répertoriées en forme d’histogramme sur la [Figure IV.57](#) ci-dessous.

Pour chaque stratifié, on distingue trois parties :

- la **première partie** correspond au délaminage au niveau de l’interface 1/2 qui est la plus faible. Cette interface est la première vue par l’indenteur et c’est aussi elle qui est soumise à une forte compression hors-plan. De fait, le délaminage est plus difficile à amorcer. Ensuite, étant soumise que très peu à la flexion, la propagation du délaminage est moindre. Cela est illustré par les contraintes de compression au niveau de chaque interface inter-plis pour le 9P 0-90 sur la [Figure IV.58](#). Les autres stratifications présentent la même tendance.
- la **deuxième partie** correspond à toutes les autres interfaces du milieu, hormis celle qui est tout en bas de la plaque. La croissance des délaminages est linéaire sur le 5P 0-90, mais présente un rétrécissement vers le milieu du stratifié pour le 9P 0-90 et le 13P 0-90. Ceci signifie que les interfaces du milieu sont moins sollicitées que celles présentes aux bords supérieurs et inférieurs de la plaque. Ceci est à mettre en relation avec le modèle numérique, qui prédit une initiation des fissurations matricielles (et donc des délaminages) en bas du stratifié. Les dernières fissures à apparaître sont situées au centre. Le milieu est donc “protégé” par l’effet de l’épaisseur et cela est visible notamment sur le 13P 0-90.
- la **troisième partie** correspond à la dernière interface : c’est la plus délaminée. En effet, sur une stratification 0°/90°, lorsque le pli inférieur s’ouvre, le délaminage se

propage dans la direction des torons de fibres constituant ce dernier. Et étant le plus endommagé, le délaminage sera aussi le plus important à ce niveau.

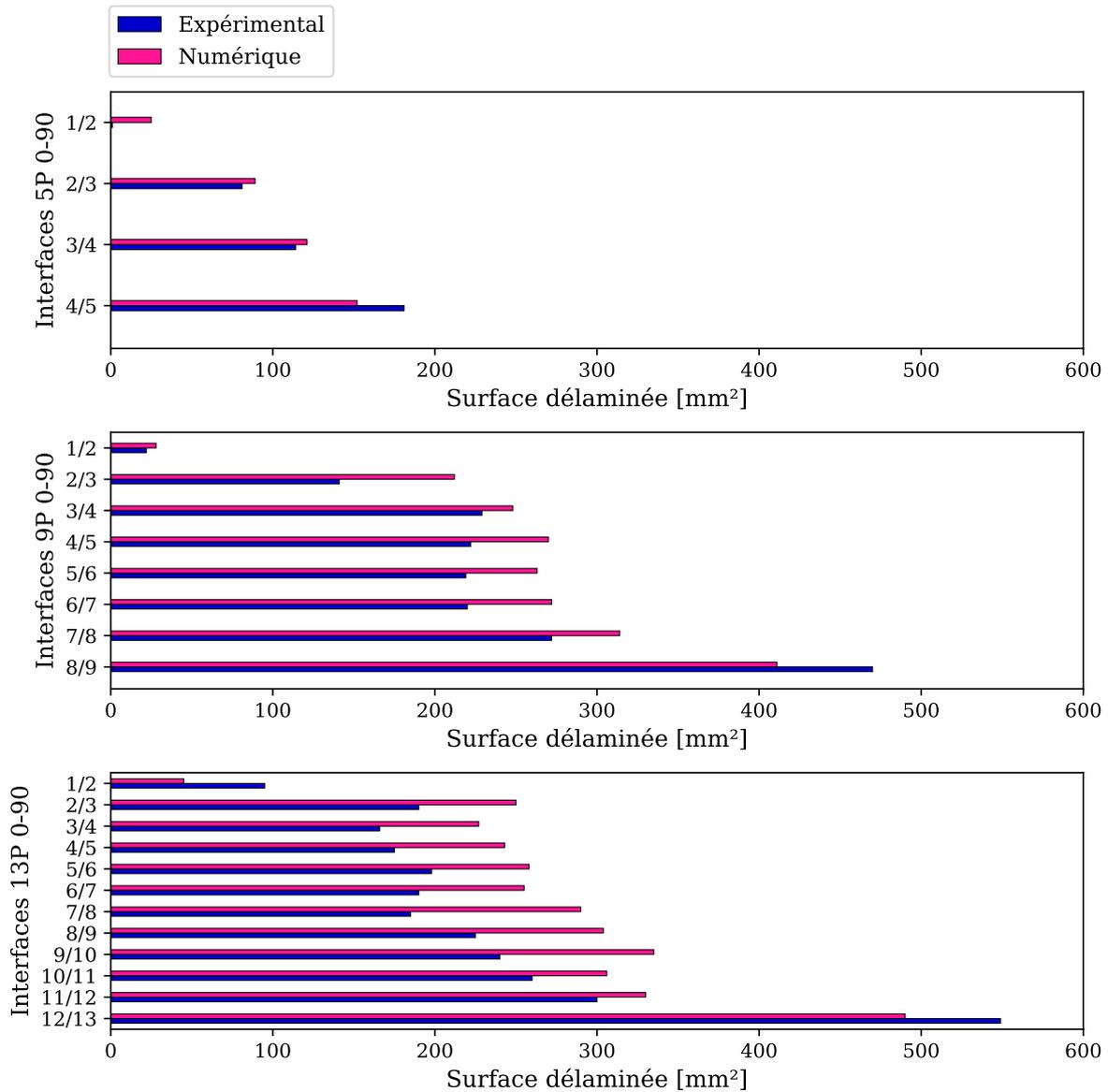
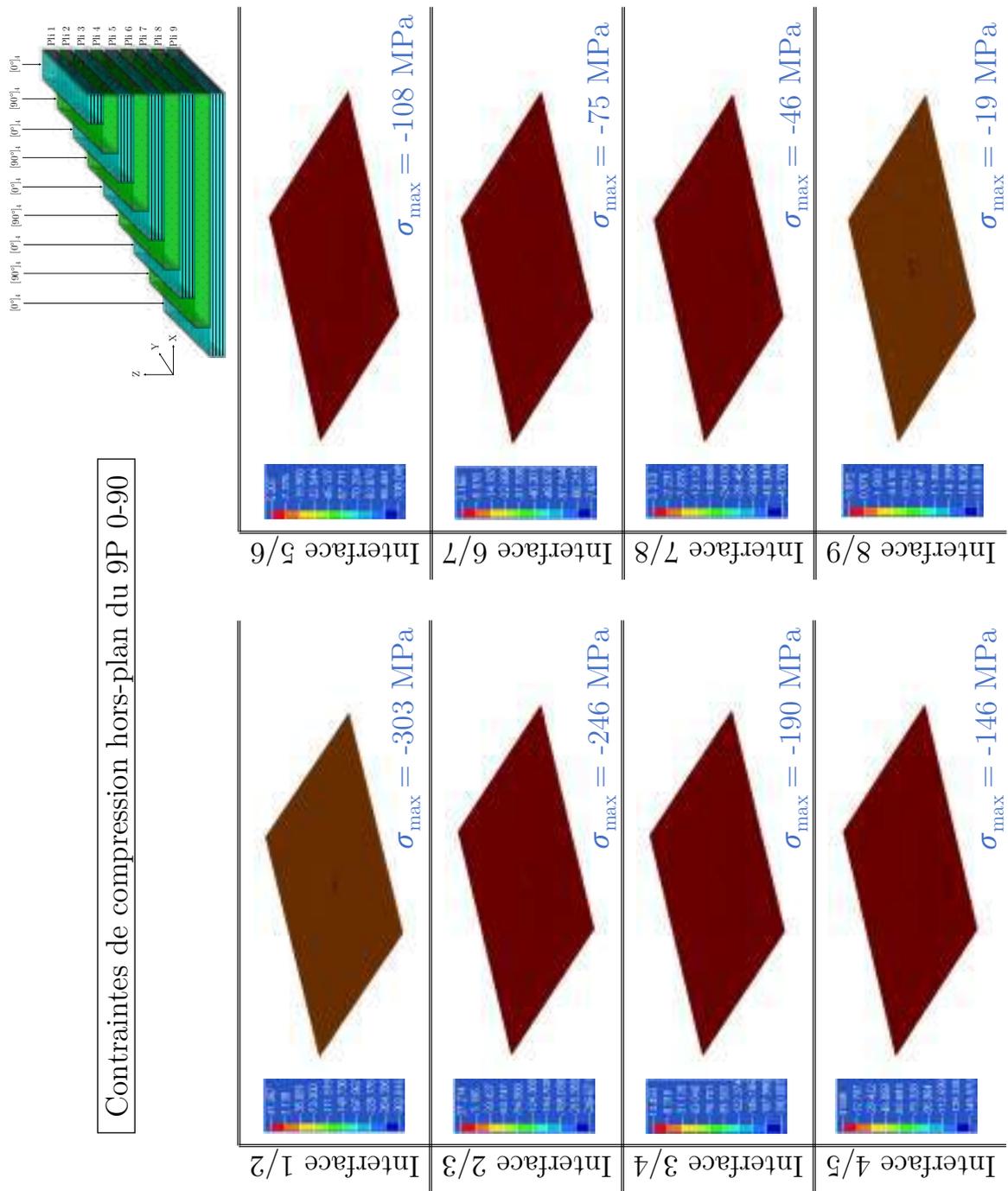


Figure IV.57 – Surface de délaminage de chaque interface pour le 5P 0-90, 9P 0-90 et 13P 0-90 en quasi-statique



**Figure IV.58** – Contraintes de compression au niveau des interfaces de délaminage pour le cas du 9P 0-90

Pour conclure sur cette étude, il est aussi intéressant de calculer la surface totale délaminée par interface expérimentalement et numériquement puisque celle-ci est directement liée à l'énergie dissipée. Le [Tableau IV.3](#) ci-dessous montre les surfaces délaminées moyennes par chaque interface ainsi que l'erreur entre l'expérimental et le modèle.

Configuration	Surface totale expérimentale / Nombre d'interfaces [ $mm^2$ ]	Surface totale numérique / Nombre d'interfaces [ $mm^2$ ]	Erreur [%]
5P 0-90	94	97	3
9P 0-90	224	252	12
13P 0-90	231	260	13

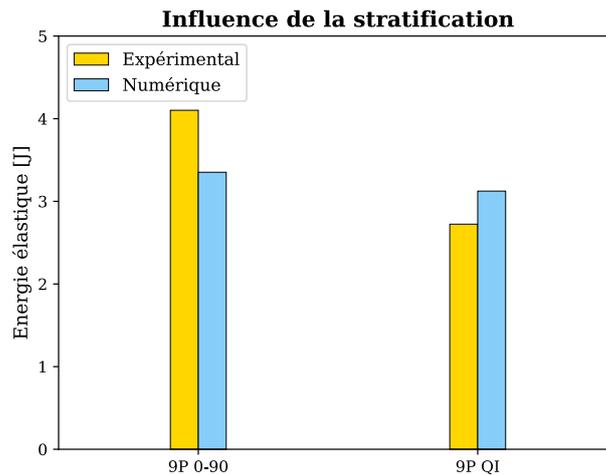
**Tableau IV.3** – Surfaces totales délaminées expérimentalement et numériquement pour le 5P 0-90, le 9P 0-90 et le 13P 0-90 et écart entre les deux

Les surfaces calculées correspondent à  $\pm 12\%$  près entre les essais et le modèle. Plus l'épaisseur augmente et plus la surface totale délaminée augmente mais cette augmentation n'est pas linéaire : on retrouve ainsi la tendance vue pour l'énergie élastique post-pic. Ceci est logique puisque l'énergie emmagasinée durant le chargement de la plaque sera en partie dissipée dans le délaminage.

#### IV.5.7.2 Étude d'influence de la stratification

##### Énergie élastique emmagasinée

Tout comme pour l'influence de l'épaisseur, il est intéressant de voir l'influence de la stratification sur l'énergie élastique stockée lorsque survient le pic d'effort. La [Figure IV.59](#) présente les résultats pour le 9P 0-90 et le 9P QI.



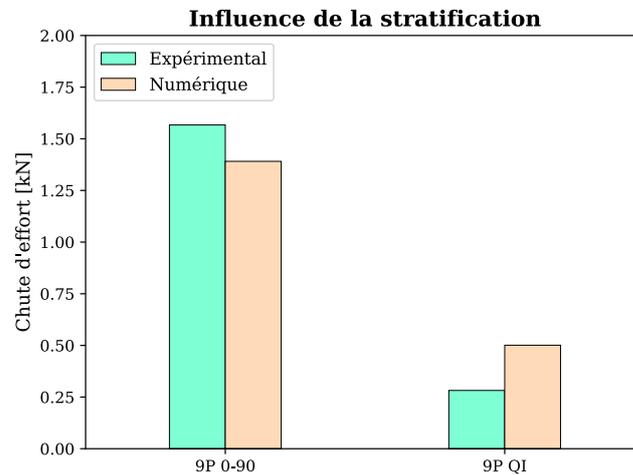
**Figure IV.59** – Influence de la stratification sur l'énergie élastique emmagasinée en quasi-statique

On remarque donc que l'énergie élastique accumulée avant rupture des interfaces intralaminaires est supérieure pour le 9P 0-90 que pour le 9P QI. L'introduction de plis  $\pm 45$

permet donc au stratifié de rompre à une énergie inférieure. En mettant cela au regard du scénario numérique précédemment identifié, cet écart est dû au fait que le stratifié commence à fissurer au milieu contrairement au 9P 0-90. Ainsi, il n'est pas nécessaire de plus charger les interfaces pour que le cisaillement hors-plan soit suffisant pour rompre les interfaces intralaminaires. Le cisaillement hors-plan étant maximal au milieu, cet endroit est donc plus propice à initier des délaminages. De plus, l'énergie emmagasinée par les interfaces  $0^\circ/\pm 45^\circ$  n'est pas dissipée de façon instantanée contrairement aux interfaces  $0^\circ/90^\circ$  (cf. courbes effort-déplacement de la [Figure IV.39](#)).

### Valeur de la chute d'effort

Pour compléter les observations précédentes, la [Figure IV.60](#) présente l'influence de la stratification sur la valeur du décrochage d'effort.

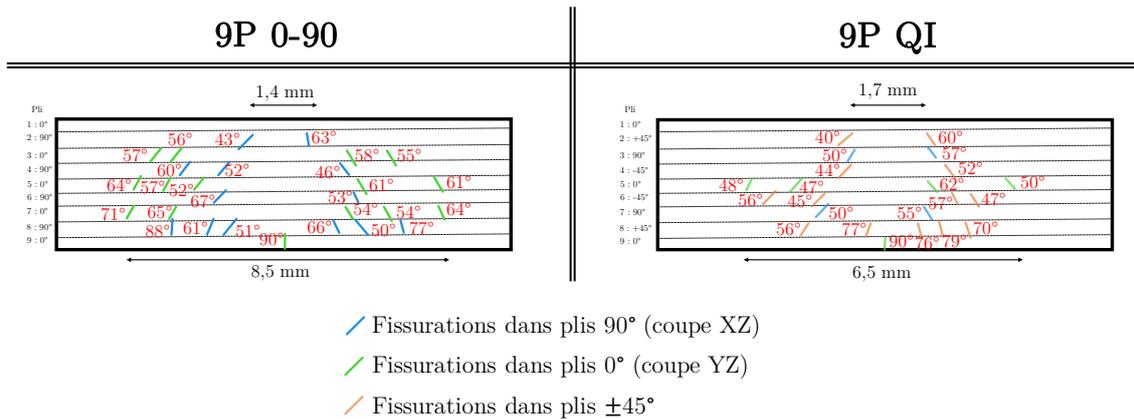


**Figure IV.60** – Influence de la stratification sur la valeur du premier décrochage d'effort en quasi-statique

Ce graphe montre clairement que la présence des plis à  $\pm 45^\circ$  et l'architecture quasi-isotrope du 9P QI permet de réduire considérablement (82%) la chute brutale d'effort. Numériquement, le modèle capte très bien cette tendance. Malgré l'initiation précoce des interfaces intralaminaires, la propagation se fait de façon plus progressive puisque la chute est suivie d'un plateau d'effort (cf. [Figure IV.39](#)). L'explication est la même que celle donnée pour l'influence de la stratification sur l'énergie élastique emmagasinée. Les plis à  $\pm 45^\circ$  perturbent le chemin d'effort, la chute d'effort est donc moins brutale.

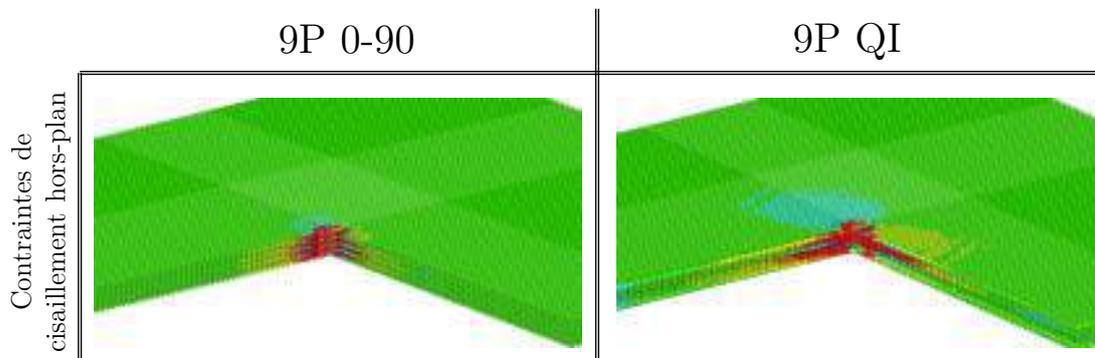
### Répartition et angles des fissurations matricielles

Concernant la répartition et les angles de fissurations, il n'est pas intéressant de dissocier les coupes faites dans les plans (XZ), (YZ), +45 et -45 dans le cas du 9P QI. Pour plus de clarté, les fissurations matricielles ont été toutes reportées sur un unique schéma pour chacun des cas présenté sur la [Figure IV.61](#).



**Figure IV.61** – Influence de la stratification sur les fissurations matricielles en quasi-statique

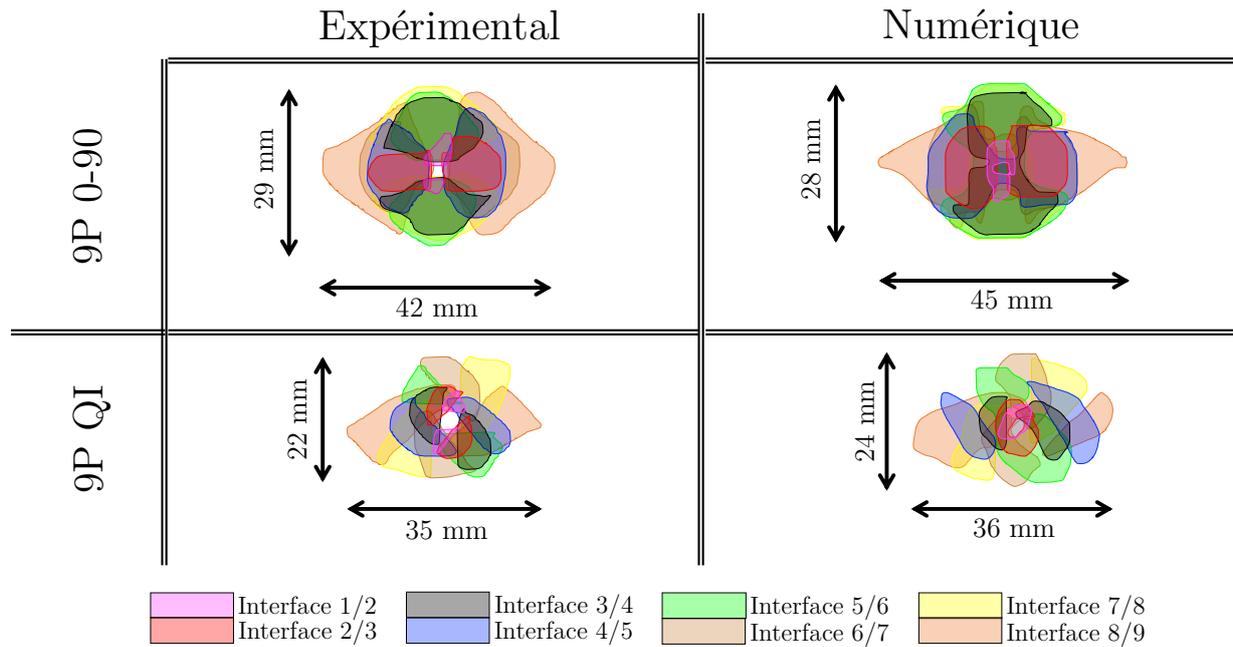
Ces deux schémas révèlent tout d'abord que la répartition globale des fissurations est très différente. En effet, pour le 9P 0-90, la forme globale forme un cône dont la taille augmente en s'éloignant verticalement du pli voyant l'indentateur. Cependant, les fissurations du 9P QI présentent une forme plus ovoïdale dont le maximum se situe au milieu de l'épaisseur. Ce profil est caractéristique du fait que le cisaillement transverse est maximal au centre de la plaque pour un milieu isotrope. Le 9P QI étant proche d'une plaque isotrope, il est donc logique de retrouver ce profil. Ceci est confirmé par le modèle puisque sur la [Figure IV.62](#), le profil présenté par les contraintes de cisaillement hors-plan est ovoïdal contrairement à celui présenté par le 9P 0-90. De plus, le nombre de fissures est plus restreint mais aussi plus confiné dans le 9P QI : le chemin d'effort étant plus compliqué dans ce cas, il est plus difficile d'endommager le pli et donc les interfaces intralaminaires.



**Figure IV.62** – Contraintes de cisaillement hors-plan dans le 9P 0-90 et le 9P QI

### Tailles des délaminages

Tout comme pour l'étude d'influence de l'épaisseur, les délaminages ont été reproduits sur la [Figure IV.63](#) pour plus de clarté. Globalement, les délaminages du 9P QI sont plus restreints que ceux du 9P 0-90 puisque la surface totale projetée expérimentale est inférieure de 37%. Numériquement, cette différence est de l'ordre de 32%.

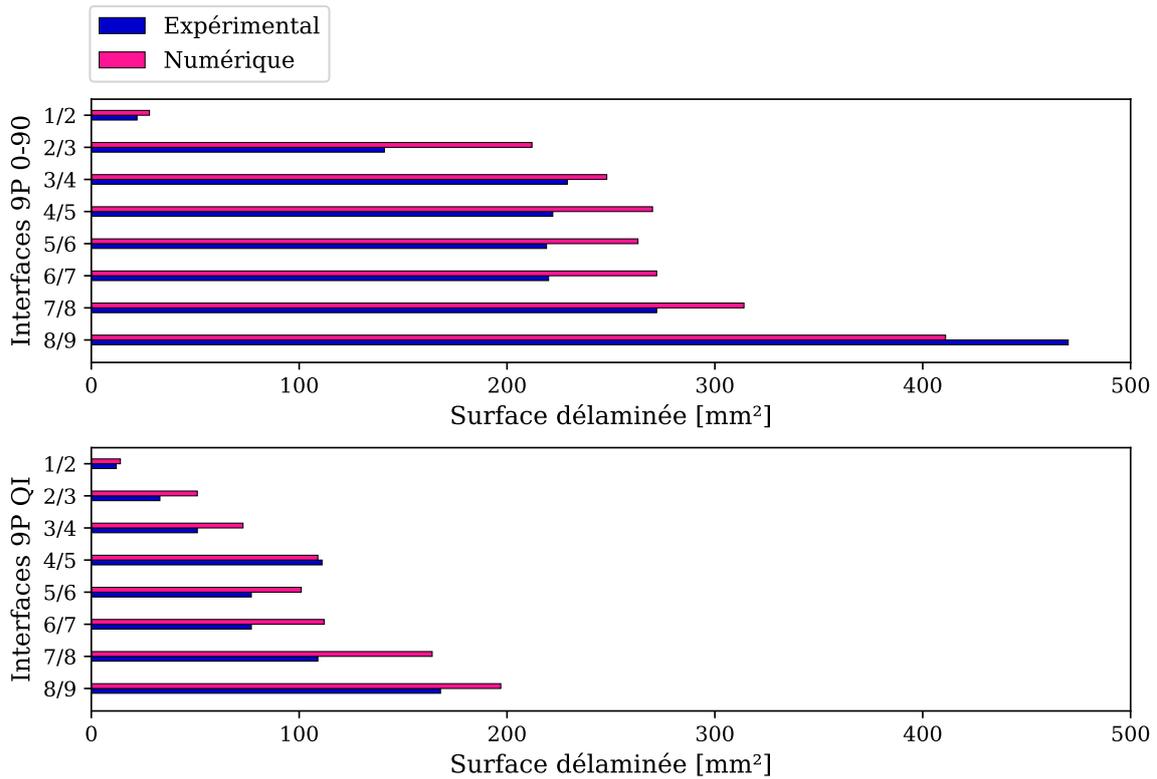


**Figure IV.63** – Influence de la stratification sur la forme des délaminages en quasi-statique

Une étude plus approfondie a été menée pour dégager une éventuelle influence à l'échelle du pli. Pour cela, le code Matlab<sup>®</sup> a été utilisé : chaque délaminage au niveau des interfaces est calculé tant pour les délaminages expérimentaux que pour les délaminages numériques. Les résultats sont présentés ci-dessous sur la [Figure IV.64](#) ci-dessous.

La première remarque est que la taille des délaminages est considérablement réduite dans le cas du 9P QI par rapport au 9P 0-90. La différence est de 63% en moyenne. Cette différence trouve son explication dans le fait que l'énergie élastique emmagasinée par le 9P QI étant plus faible que celle du 9P 0-90, l'énergie restante pour continuer à délaminer est donc moindre. De plus, on retrouve les trois phases déjà présentées dans l'étude d'influence de l'épaisseur sur les délaminages.

Le profil ovoïdal des délaminages est très similaire à celui exhibé par les fissurations matricielles. La seule différence se trouve sur l'interface inférieure, qui elle présente une grande taille, non pas à cause des fissurations matricielles, mais du fait que le délaminage s'est propagé à partir du moment où il a été initié.



**Figure IV.64** – Surface de délaminage de chaque interface pour le 9P 0-90 et le 9P QI en quasi-statique

Pour conclure, ces résultats sont aussi retrouvés par le modèle numérique au regard de l'erreur entre les surfaces totales délaminées par interface entre le 9P 0-90 et le 9P QI (Tableau IV.4). Ce dernier montre clairement que le 9P QI dissipe moins d'énergie que son homologue bi-directionnel. Numériquement, l'erreur est aussi faible au vu des phénomènes complexes mis en jeu.

Configuration	Surface totale expérimentale / Nombre d'interfaces [ $mm^2$ ]	Surface totale numérique / Nombre d'interfaces [ $mm^2$ ]	Erreur [%]
9P 0-90	224	252	12
9P QI	80	90	12

**Tableau IV.4** – Surfaces totales délaminées expérimentalement et numériquement pour le 9P 0-90 et le 9P QI et écart entre les deux en quasi-statique

## IV.6 Conclusion

L'objectif de ce chapitre était d'identifier les paramètres du modèle, d'identifier le scénario d'endommagement et de confronter le modèle aux résultats obtenus par les essais. De plus, une multitude d'études d'influences ont permis de montrer l'importance de certains mécanismes dans les phénomènes qui surviennent lorsqu'un stratifié unidirectionnel est soumis à un chargement d'indentation quasi-statique.

Tout d'abord, la première partie a permis de fixer les paramètres introduits par les développements numériques du [Chapitre III](#). Ainsi, les raideurs d'interfaces intralaminaires et interlaminaires ont été calculés via des analogies de comportement matériau-structure afin de lier ces raideurs avec les paramètres intrinsèques du matériau tels que le module d'Young  $E$ , le module de cisaillement  $G$  ou encore le coefficient de Poisson  $\nu$ . Une des particularités de ce modèle est le fait qu'il comporte plusieurs types d'éléments et d'interfaces. Il est donc nécessaire d'assurer entre autres la continuité des délaminages. C'est pourquoi l'identification des paramètres du modèle est importante. Ainsi, cette méthode a été utilisée afin de s'approcher au plus près du comportement des interfaces. Ensuite, les essais de traction et de flexion ont permis d'une part d'identifier la déformation à rupture des éléments barres et d'autre part de comparer divers modèles, en faisant varier le nombre de plis numériques pour représenter le nombre de plis réels. Ainsi, il s'avère que la méthode de décalage des éléments barres utilisée est beaucoup plus avantageuse en termes de représentativité de la rupture graduelle des torons de fibres mais aussi en termes de temps de calcul, puisque cela permet de modéliser un très grand nombre de plis réels par un seul pli numérique. En effet, cette stratégie permet de ne pas casser l'ensemble des barres d'un seul coup ; des ruptures de fibres partielles peuvent donc être représentées par ce modèle. Enfin, les paramètres liés au signal sont identifiés via un modèle numérique d'indentation. Le lien entre les éléments d'interfaces intralaminaires et interlaminaires est nécessaire pour commencer à délaminer dès que les interfaces intralaminaires ont rompues. Ce lien passe par deux choses : la "valeur" du signal et celle du délaminage initial mais aussi par la continuité du délaminage. En effet, un fois le délaminage initié, il doit se propager aux interfaces de délaminages adjacentes sans qu'il soit brutalement arrêté. Pour cela, une "micro-interface" de délaminage a été introduite dans l'élément intralaminaire. Cette introduction doit permettre une continuité du délaminage entre les divers éléments du modèle : cette continuité a été vérifiée et une étude d'influence du délaminage initial sur l'initiation et la propagation des divers endommagements conclue cette partie.

Ensuite, la deuxième partie a été consacrée à l'étude expérimentale et numérique d'indentations quasi-statiques. Les scénarios d'endommagements obtenus pour les quatre configurations ont été minutieusement présentés. Il s'avère que ce scénario est très similaire d'une configuration à l'autre. En effet, le premier dommage qui apparaît est une longue fissuration sur le pli opposé à l'indenteur. Lorsque cette fissure atteint une certaine taille, l'ensemble des plis supérieurs descend brutalement initiant ainsi des délaminages entre tous les plis. En indentant avec un plus grand déplacement, des ruptures de fibres apparaissent. Plus l'épaisseur augmente et plus cette chute brutale est explosive. Pour tenter de mieux comprendre ces ruptures brutales, des modèles numériques ont été effectués pour chacune des quatre configurations. Ces modèles ont aussi servi à identifier certains paramètres d'endommagement. Finalement, le scénario observé se divise en deux catégories : pour les

stratifiés 0-90, les endommagements s'initient sur la partie inférieure de la plaque à cause de la flexion puis sur le pli voyant l'impacteur à cause de l'indentation. Ensuite, s'en suit une sorte de "ping-pong" puisque l'initiation des endommagements alterne entre les plis supérieurs et inférieurs. Dans le cas du 9P QI, l'initiation s'effectue sur les plis du milieu puis se propage quasi-symétriquement sur la partie supérieure et inférieure du stratifié. Une étude d'influence de l'épaisseur et de la stratification ont été effectuées sur l'énergie élastique juste après la chute d'effort, la répartition des fissurations matricielles ou encore les surfaces des délaminages.

Pour conclure, ce chapitre a permis d'identifier puis de valider le modèle en statique et en quasi-statique avec une multitude de configurations tant expérimentales que numériques. Le scénario d'endommagement a été explicité expérimentalement et approfondi via le modèle. Ce dernier révèle que les premiers endommagements apparaissent sur le pli inférieur et ce pour n'importe quelle stratification et ensuite la propagation s'effectue en fonction de la stratification. Le chapitre suivant est consacré à l'étude dynamique des stratifications déjà présentées et permettra d'évaluer le caractère prédictif du modèle développé sur un chargement d'impact.

---

# Chapitre V Étude du comportement des stratifiés UD épais à l'impact

---

## Sommaire

---

V.1	Introduction . . . . .	<b>178</b>
V.1.1	Objectifs de l'étude . . . . .	178
V.1.2	Moyen d'essai . . . . .	178
V.2	Résultats expérimentaux et numériques . . . . .	<b>180</b>
V.2.1	Courbes d'impacts : comparaison essai-calcul . . . . .	180
V.2.2	Cartographies expérimentales et numériques des endommagements	184
V.3	Étude d'influence de l'épaisseur . . . . .	<b>195</b>
V.3.1	Valeur de la chute d'effort . . . . .	195
V.3.2	Perte de raideur . . . . .	195
V.3.3	Énergie dissipée . . . . .	197
V.3.4	Répartition et angles des fissurations matricielles . . . . .	198
V.3.5	Tailles des délaminages . . . . .	201
V.4	Étude d'influence de la stratification . . . . .	<b>206</b>
V.4.1	Valeur de la chute d'effort . . . . .	206
V.4.2	Perte de raideur . . . . .	206
V.4.3	Énergie dissipée . . . . .	207
V.4.4	Répartition et angles des fissurations matricielles . . . . .	208
V.4.5	Tailles des délaminages . . . . .	210
V.5	Étude d'influence de l'énergie d'impact . . . . .	<b>214</b>
V.5.1	Valeur de la chute d'effort . . . . .	214
V.5.2	Perte de raideur . . . . .	214
V.5.3	Ratio d'énergie . . . . .	215
V.5.4	Répartition et angles des fissurations matricielles . . . . .	216
V.5.5	Tailles des délaminages . . . . .	218
V.6	Conclusion . . . . .	<b>223</b>

---

## V.1 Introduction

### V.1.1 Objectifs de l'étude

Ce chapitre est consacré à l'étude des stratifiés unidirectionnels épais, déjà présentés dans le [Chapitre IV](#), lorsqu'ils sont soumis à un chargement d'impact. Il s'agira d'une part d'identifier le scénario d'endommagement expérimental puis d'effectuer une étude d'influence sur divers paramètres afin d'explicitier l'influence de l'épaisseur, de la stratification et de l'énergie d'impact.

Dans la première partie seront présentés les résultats d'essais et numériques des impacts effectués sur le 5P 0-90, le 9P 0-90 le 9P QI et le 13P 0-90 à diverses énergies d'impacts (9J, 16 J et 25 J). Les courbes d'impacts (effort-déplacement et efforts-temps) permettront d'apprécier la précision du modèle quant à sa capacité de capter les endommagements au bon moments. Des cartographies d'endommagement (fissurations matricielles, délaminages et ruptures de fibres) seront illustrées afin de mieux comparer les résultats expérimentaux avec ceux obtenus par le modèle.

Ce premier travail sera la base des trois parties suivantes, puisque ces cartographies seront largement utilisées afin d'effectuer des études d'influences de l'épaisseur, de la stratification et de l'énergie d'impact sur divers résultats tels que la valeur de la chute d'effort caractéristique des fissurations matricielles hors-plan, la perte de raideur, l'énergie dissipée, la répartition des fissurations matricielles ou encore les surfaces des délaminages.

### V.1.2 Moyen d'essai

Les essais d'impacts sont réalisés à l'aide d'un poids tombant (cf. [Figure V.1](#)) et les plaques utilisées proviennent du même lot de fabrication que celles utilisées pour l'indentation quasi-statique avec le même cadre et un impacteur de même géométrie. L'impacteur possède une tête hémisphérique de diamètre 16 mm et pèse 2 kg. Les vitesses utilisées sont 3 m/s, 4 m/s et 5 m/s. Ces basses vitesses sont suffisantes pour couvrir une large gamme de sollicitation pour capter l'ensemble des phénomènes importants dans l'endommagement des stratifiés épais. Dans la suite, on préférera raisonner en énergie d'impact plutôt qu'en vitesse d'impact. Cette dernière, notée  $\mathcal{E}_i$ , est calculée par [Eq-V.1](#).

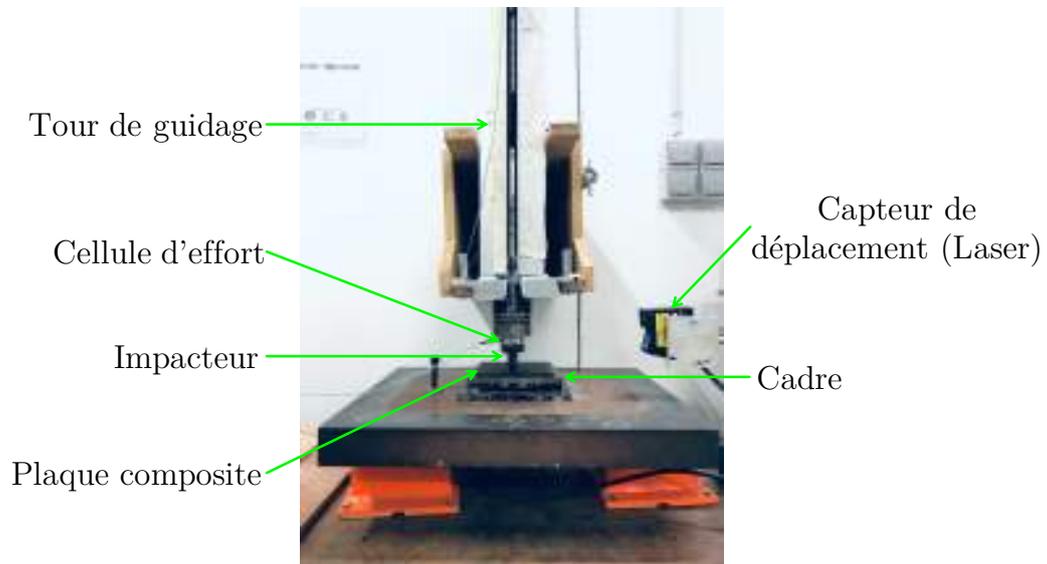
$$\mathcal{E}_i = \frac{1}{2} M v_i^2 \quad (\text{V.1})$$

Avec  $M = 2$  kg la masse de l'impacteur et  $v_i$  la vitesse initiale de l'impacteur.

Les dimensions des plaques utilisées sont identiques à celles présentées pour les essais d'indentations quasi-statiques (125x100 mm<sup>2</sup>).

Concernant l'instrumentation, une cellule d'effort est utilisée : celle-ci est placée au niveau de l'impacteur comme le montre le schéma ci-dessous. Le déplacement est quant à lui relevé

via un système *Laser*. L'ensemble de ces données est enregistré via un système d'acquisition unique facilitant ainsi le post-traitement de ces essais.



**Figure V.1** – Montage utilisé pour l'impact au poids tombant

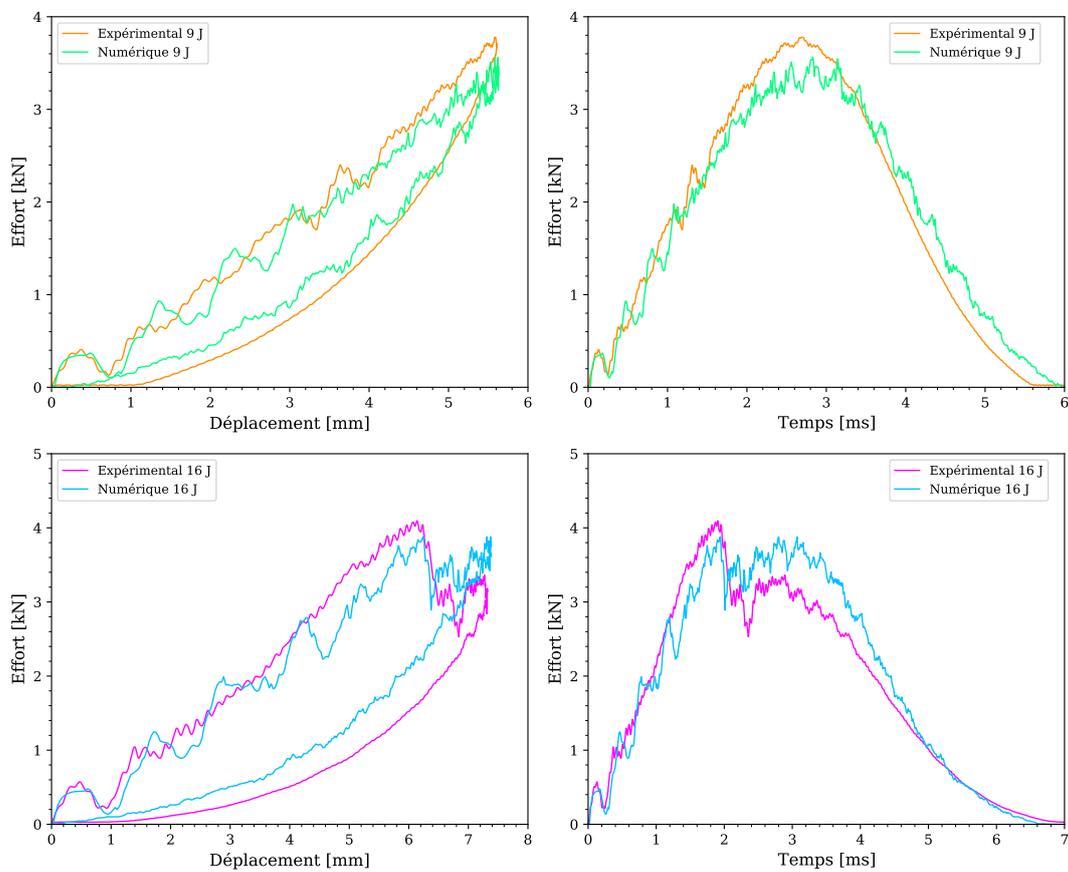
Ces essais sont ensuite modélisés sur Radioss, exactement comme ceux des indentations quasi-statiques. Seulement, ici, le déplacement imposé est remplacé par une vitesse initiale.

## V.2 Résultats expérimentaux et numériques

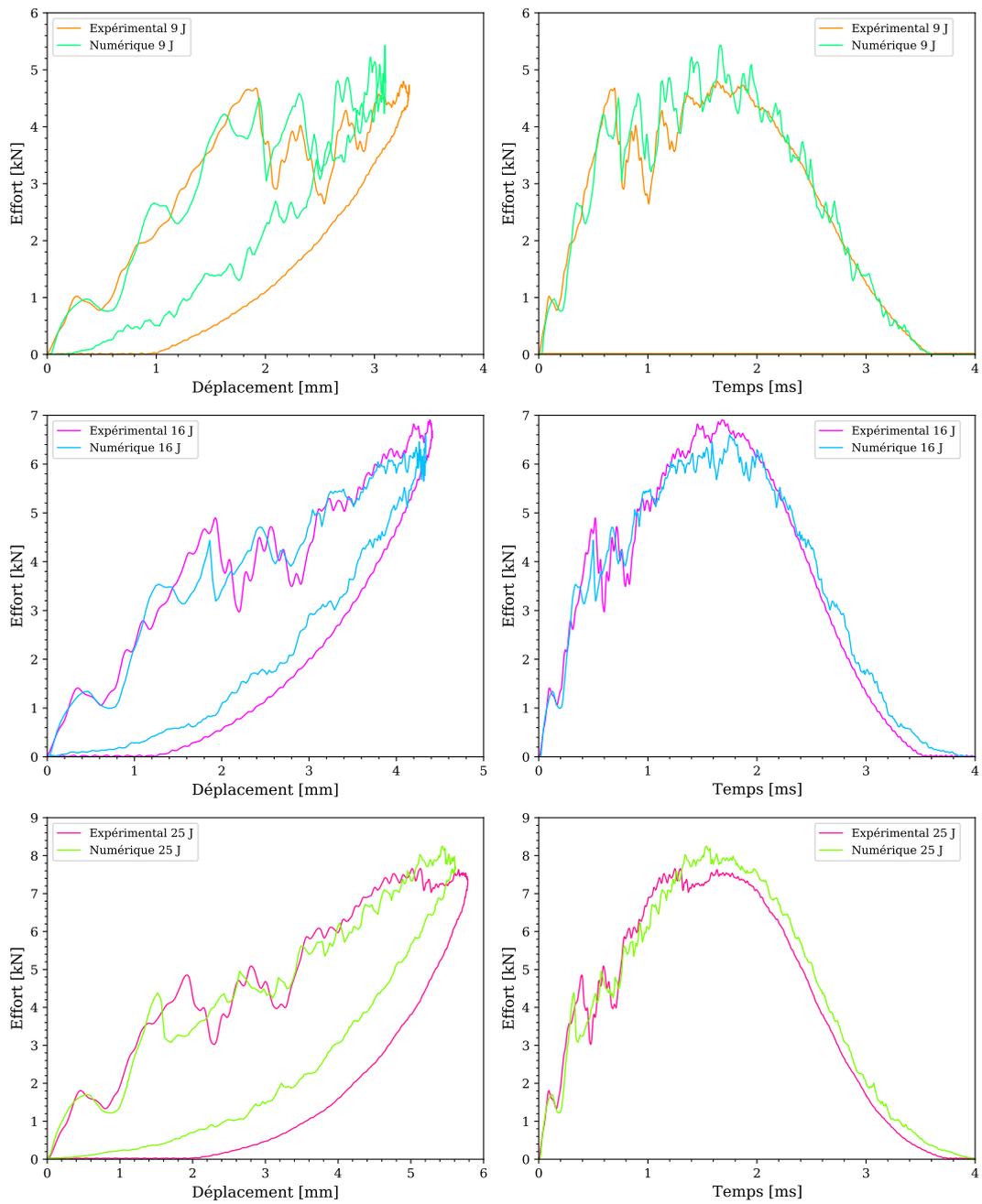
La section suivante est consacrée à l'étude des mêmes plaques précédemment présentées mais à l'impact. Les courbes d'impact expérimentales et numériques seront exposées, de même que les cartographies des fissurations matricielles et des délaminages.

### V.2.1 Courbes d'impacts : comparaison essai-calcul

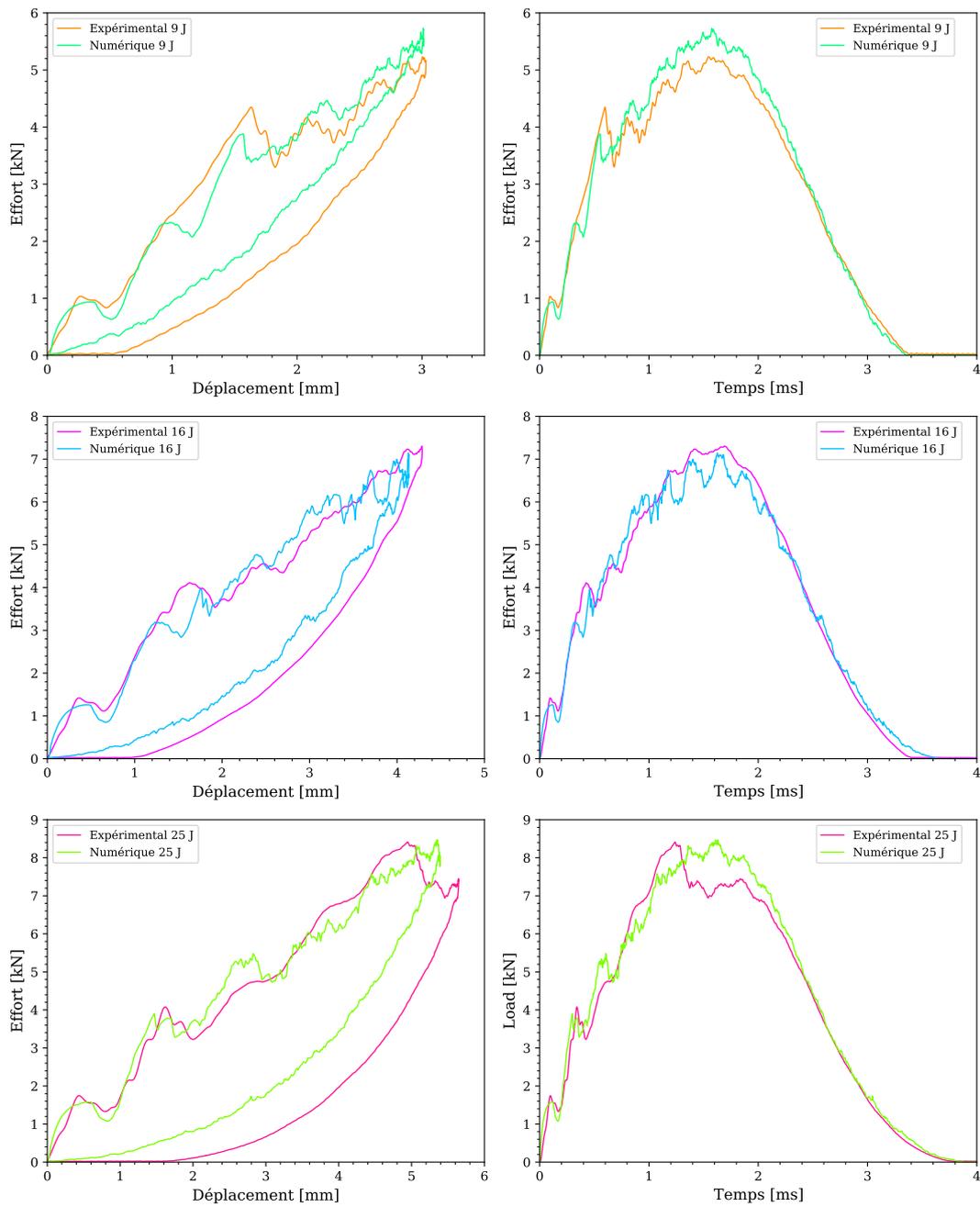
Les courbes d'impact expérimentales et numériques sont représentées sur les [Figure V.2](#) à [Figure V.5](#).



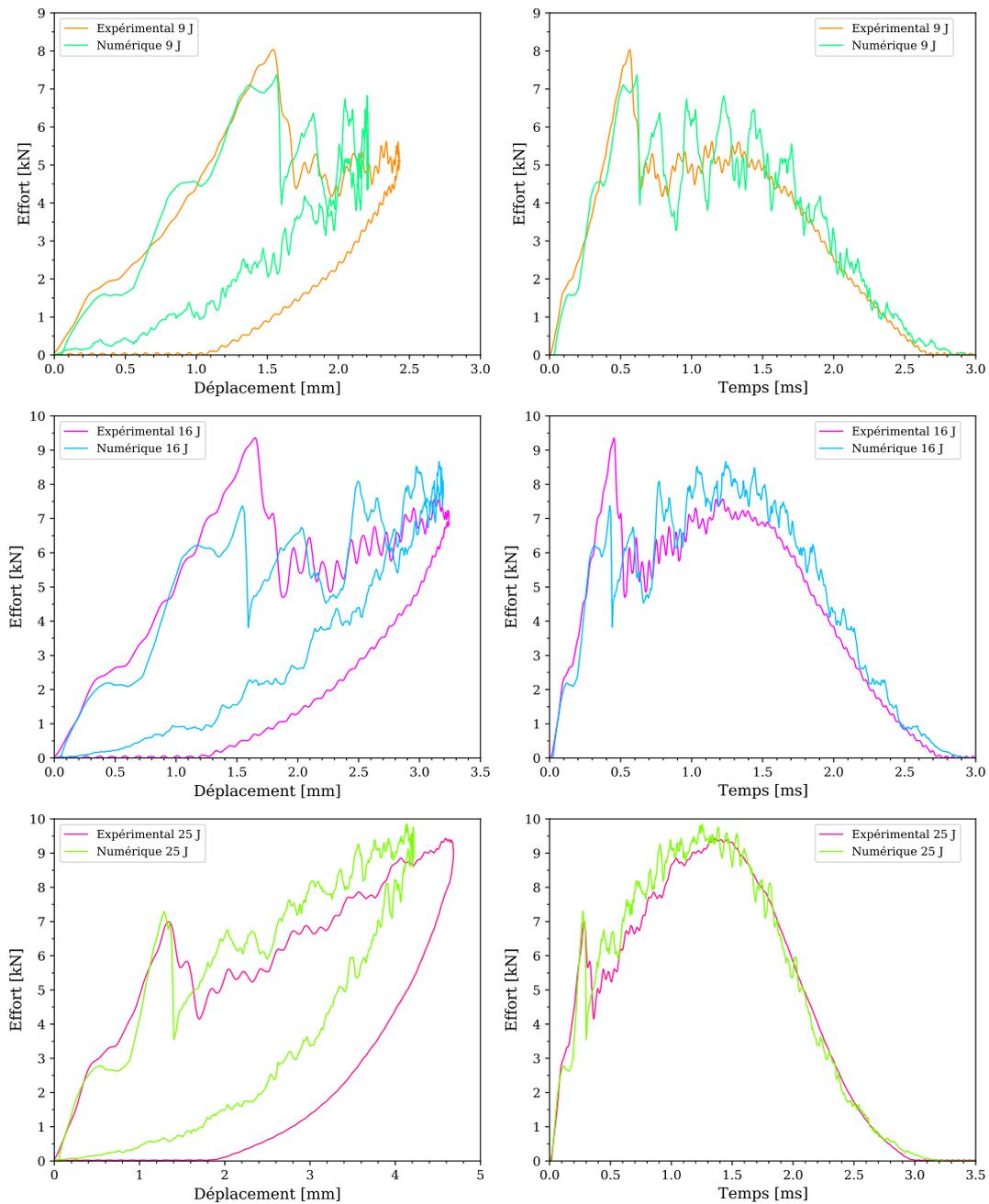
**Figure V.2** – Comparaison expérimental-numérique des courbes effort-déplacement et effort-temps pour le 5P 0-90 à l'impact



**Figure V.3** – Comparaison expérimental-numérique des courbes effort-déplacement et effort-temps pour le 9P 0-90 à l'impact



**Figure V.4** – Comparaison expérimental-numérique des courbes effort-déplacement et effort-temps pour le 9P QI à l'impact

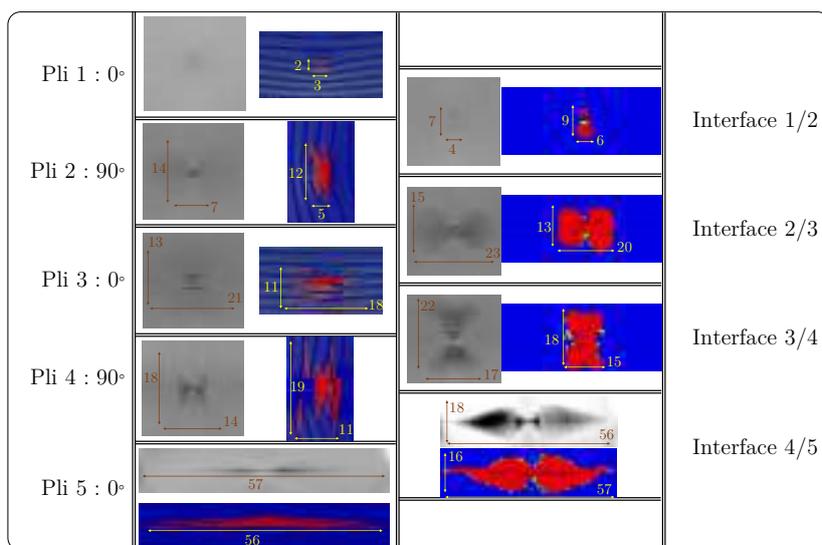


**Figure V.5** – Comparaison expérimental-numérique des courbes effort-déplacement et effort-temps pour le 13P 0-90 à l'impact

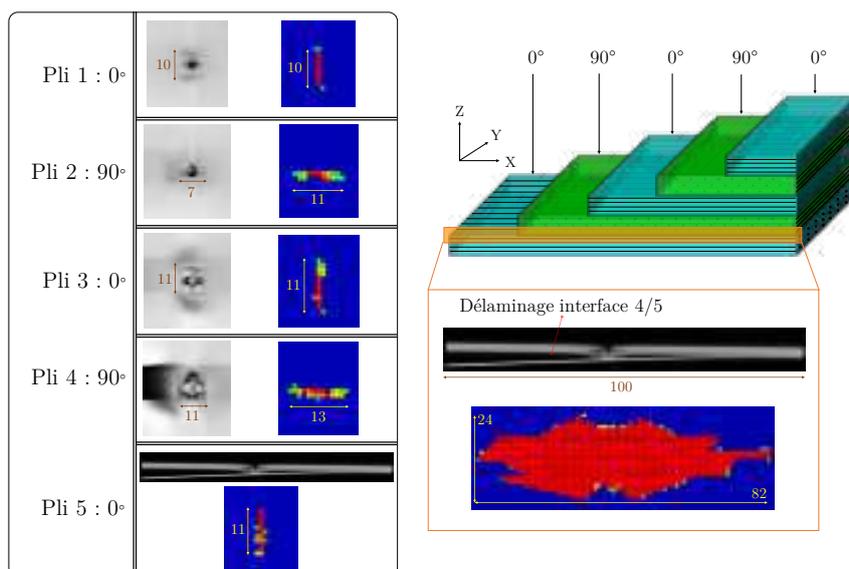
Les profils des courbes d'impact corrélient d'une manière très satisfaisante les essais tant au niveau des courbes effort-déplacement que des courbes effort-temps. Ainsi, la première chute brutale, caractéristique de la descente brutale des plis supérieurs et des délaminages associés est obtenue au bon moment. De plus, la reprise de raideur est aussi bien captée, ce qui signifie qu'au niveau macroscopique, l'énergie dissipée dans les dommages numériques liés à la chute d'effort est très proche de celle dissipée en essais.

## V.2.2 Cartographies expérimentales et numériques des endommagements

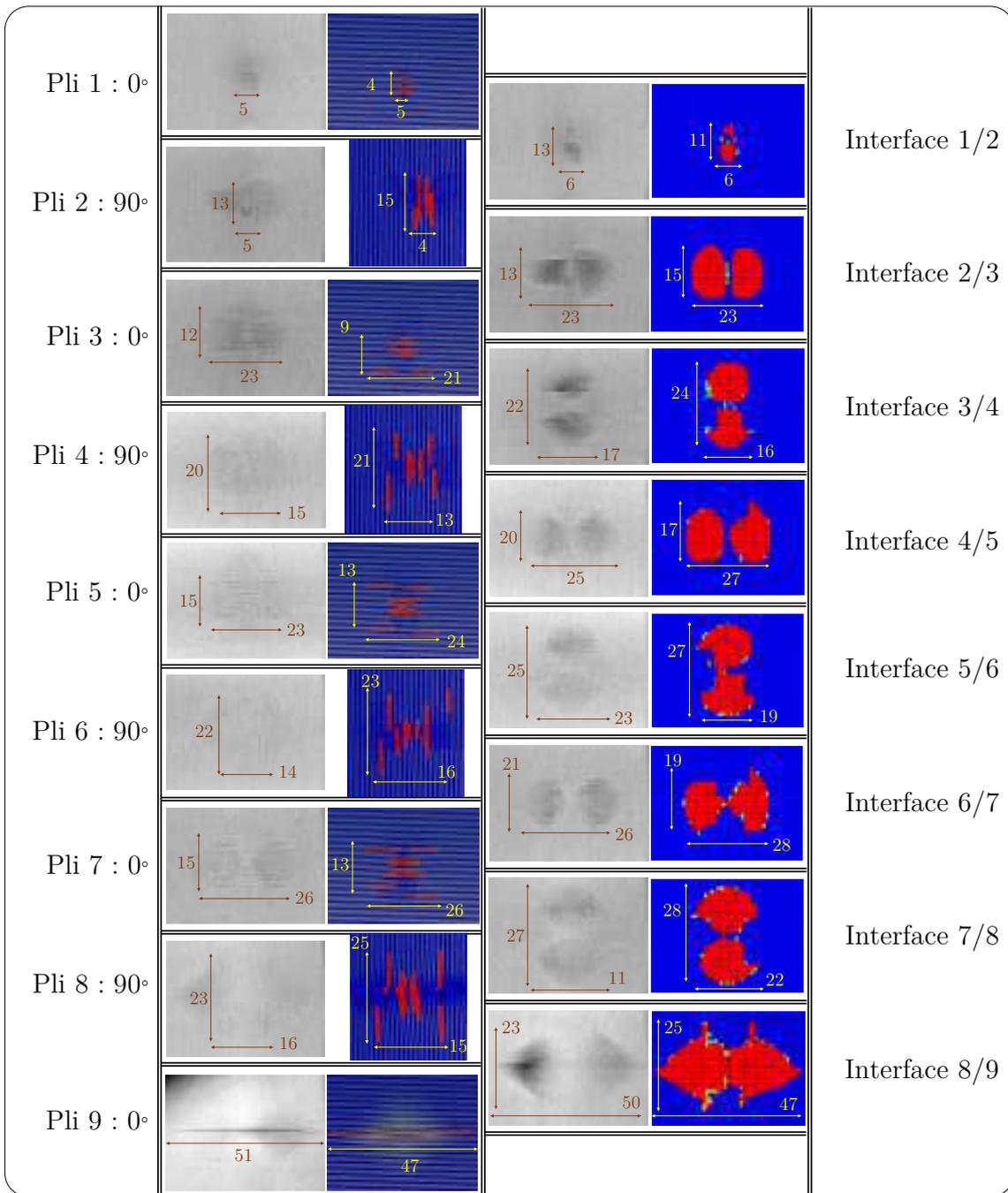
Pour affiner ces observations, les Figure V.6 à Figure V.16 représentent les cartographies des endommagements matriciels ainsi que les délaminages pour chacune des configurations étudiées. Concernant le cas 5P 0-90 à 16 J, seuls les ruptures de fibres sont représentées car les tomographies ne permettent pas d'avoir une cartographie claire des délaminages au vu des ruptures de fibres très denses sous la zone impactée.



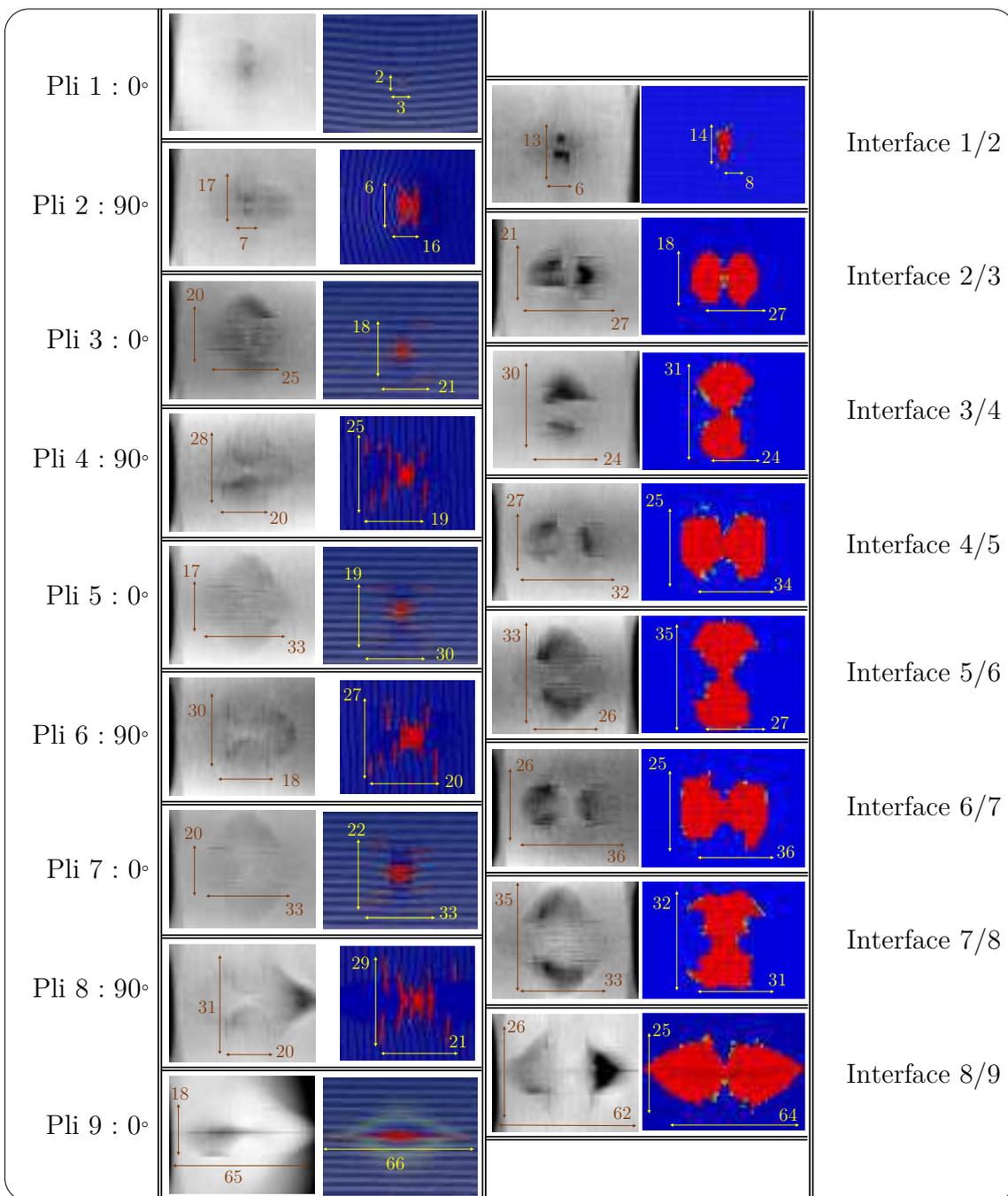
**Figure V.6** – Comparaison expérimental-numérique des endommagements matriciels et des délaminages pour le 5P 0-90 à 9J



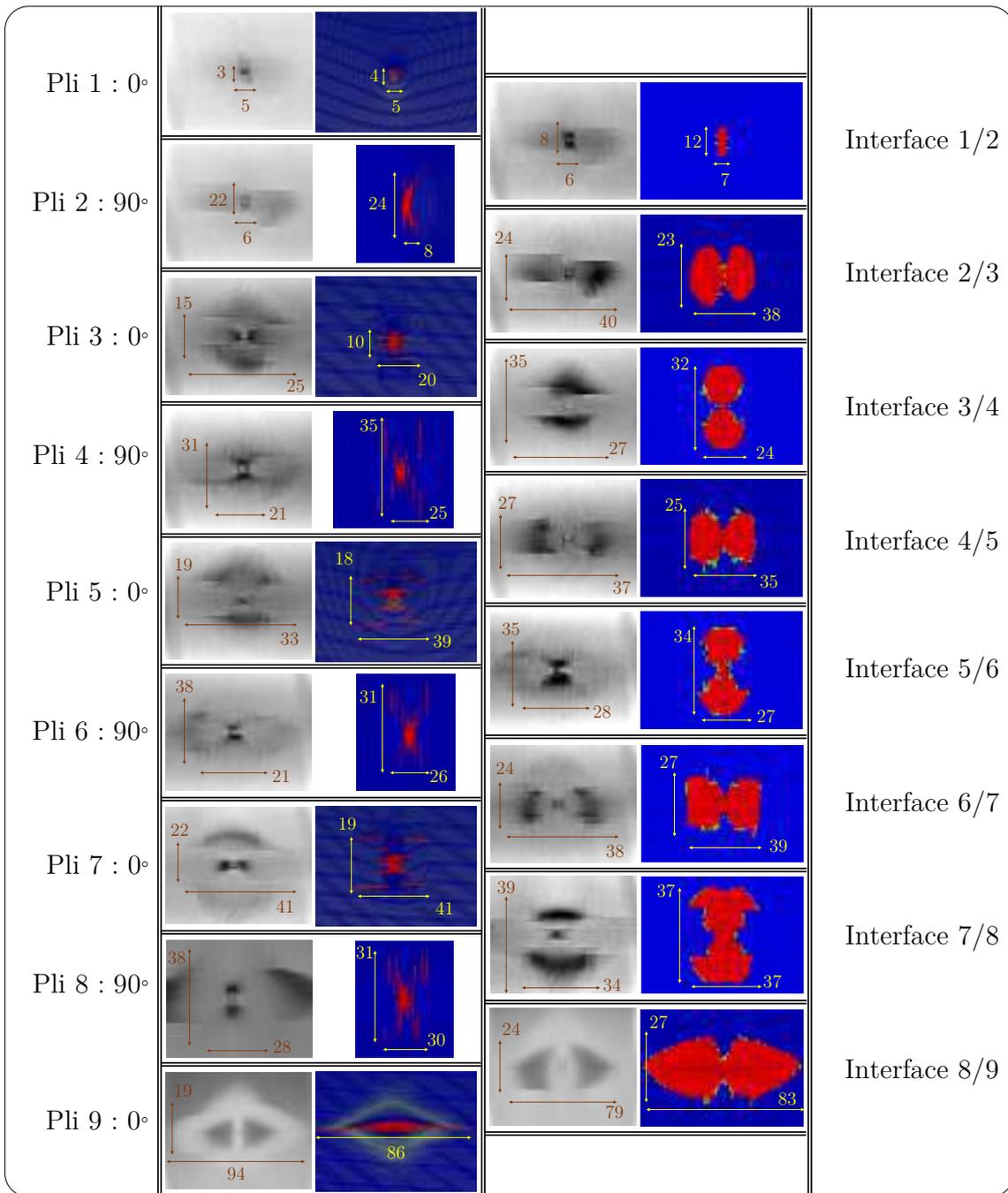
**Figure V.7** – Comparaison expérimental-numérique des ruptures de fibres pour le 5P 0-90 à 16 J



**Figure V.8** – Comparaison expérimental-numérique des endommagements matriciels et des délaminages pour le 9P 0-90 à 9J



**Figure V.9** – Comparaison expérimental-numérique des endommagements matriciels et des délaminages pour le 9P 0-90 à 16 J



**Figure V.10** – Comparaison expérimental-numérique des endommagements matriciels et des délaminages pour le 9P 0-90 à 25 J

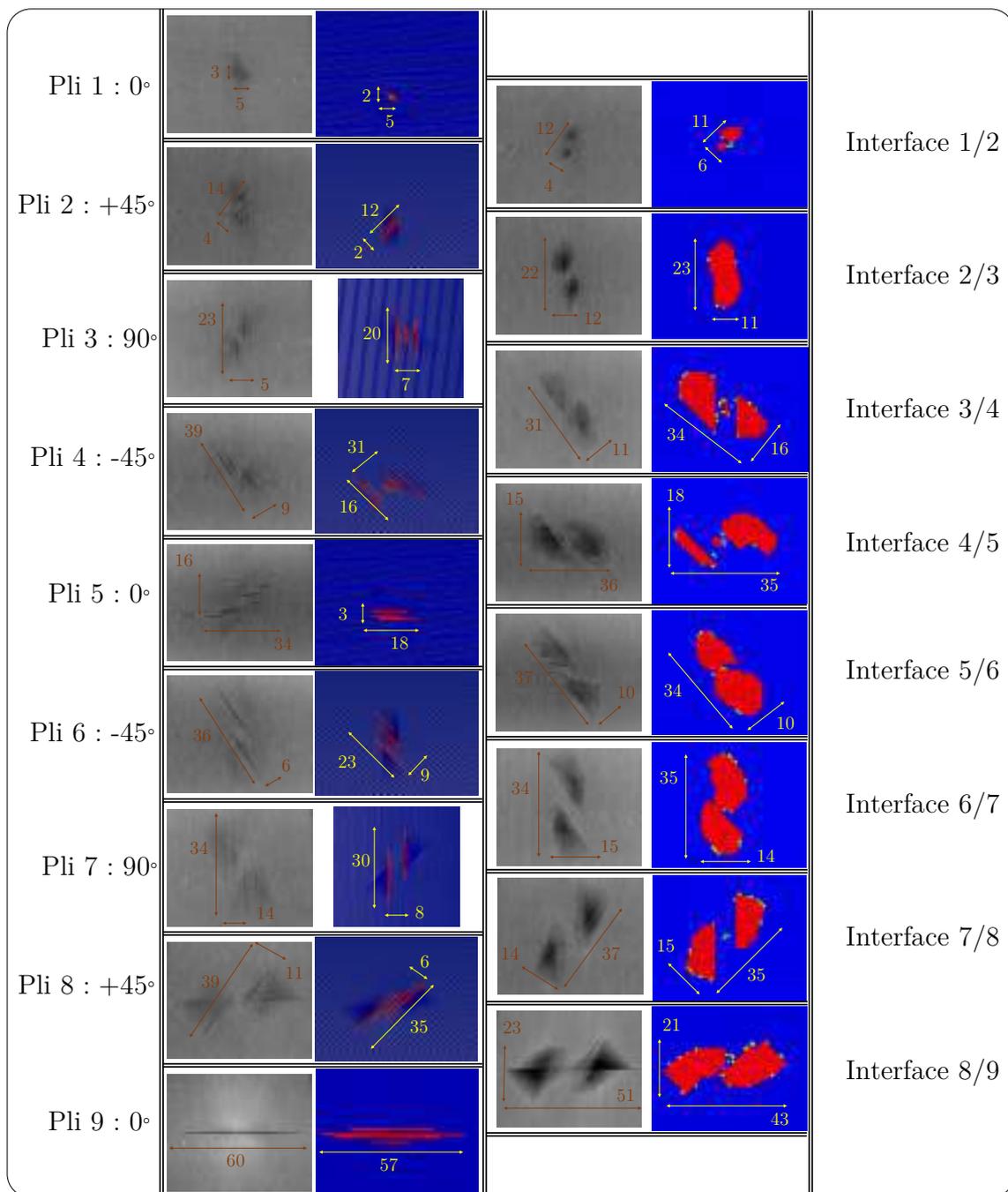
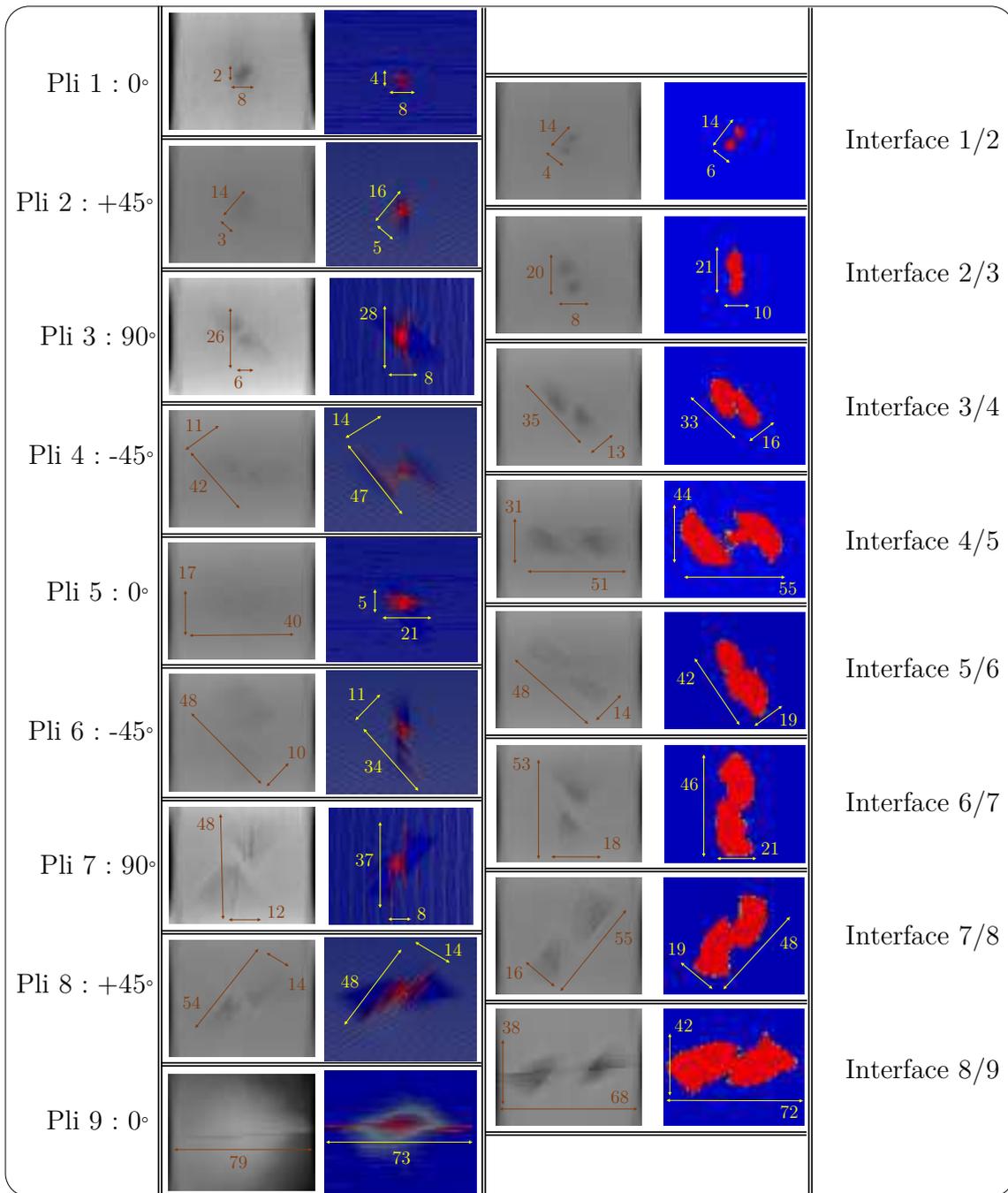
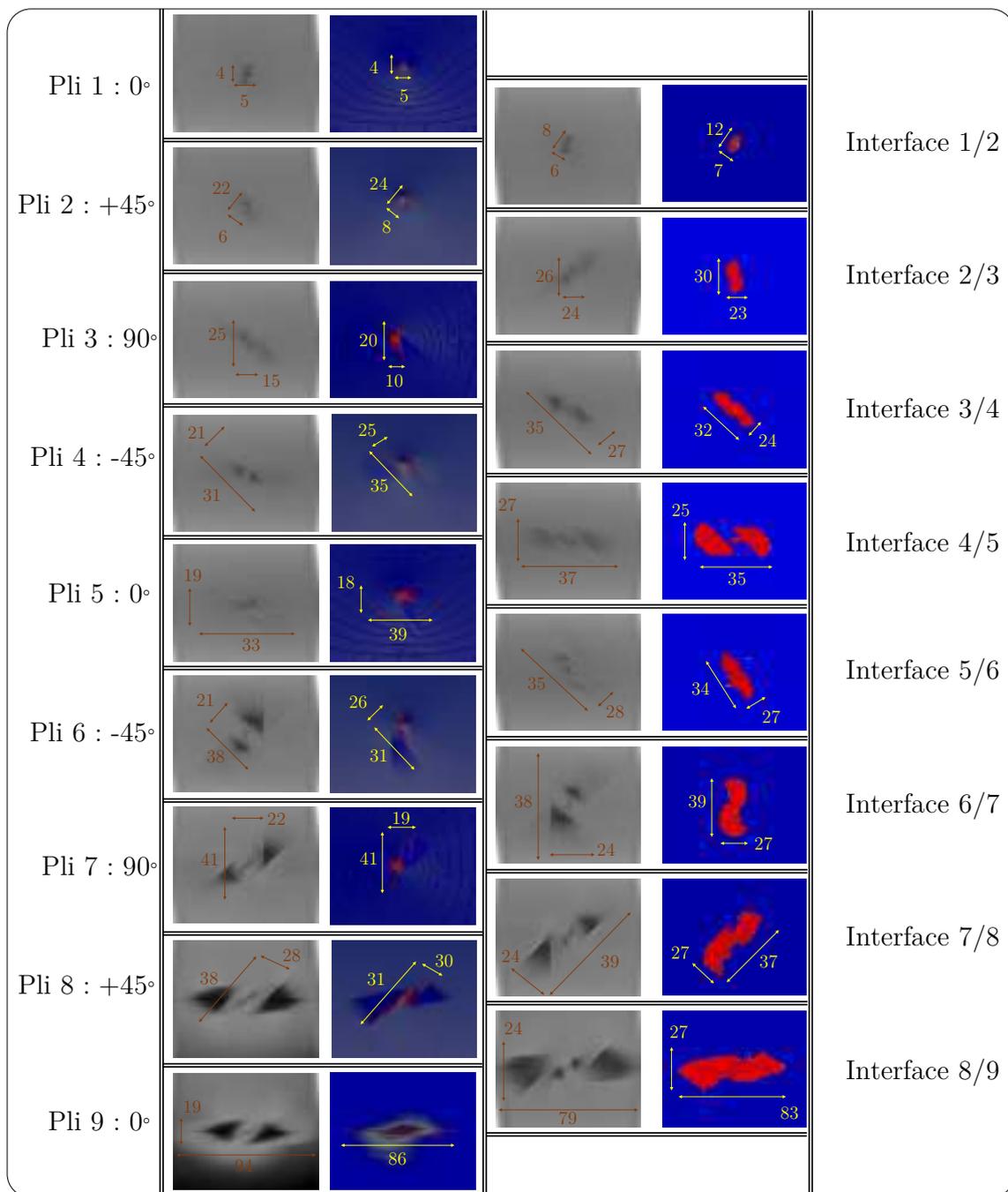


Figure V.11 – Comparaison expérimental-numérique des endommagements matriciels et des délaminages pour le 9P QI à 9J



**Figure V.12** – Comparaison expérimental-numérique des endommagements matriciels et des délaminages pour le 9P QI à 16 J



**Figure V.13** – Comparaison expérimental-numérique des endommagements matriciels et des délaminages pour le 9P QI à 25 J

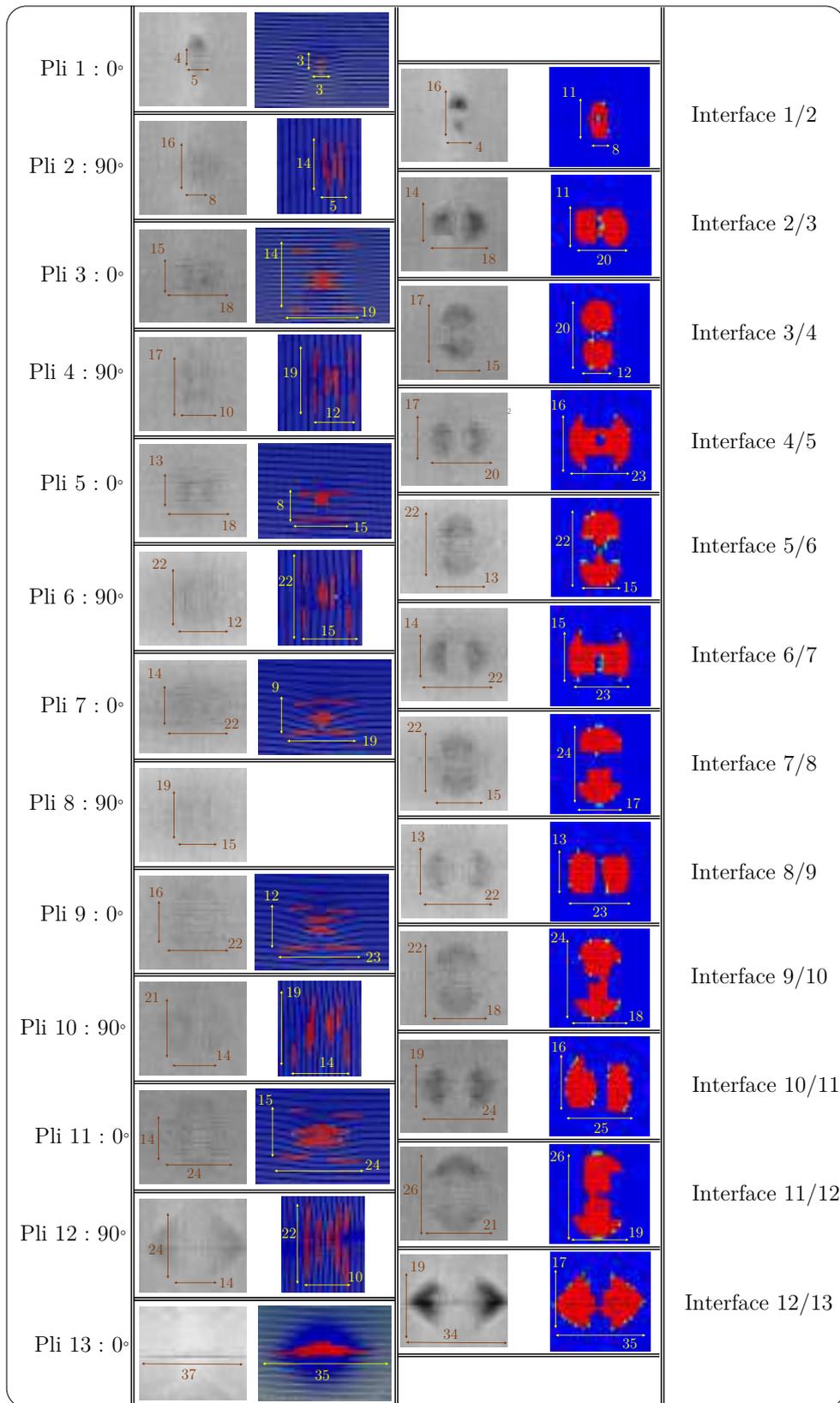
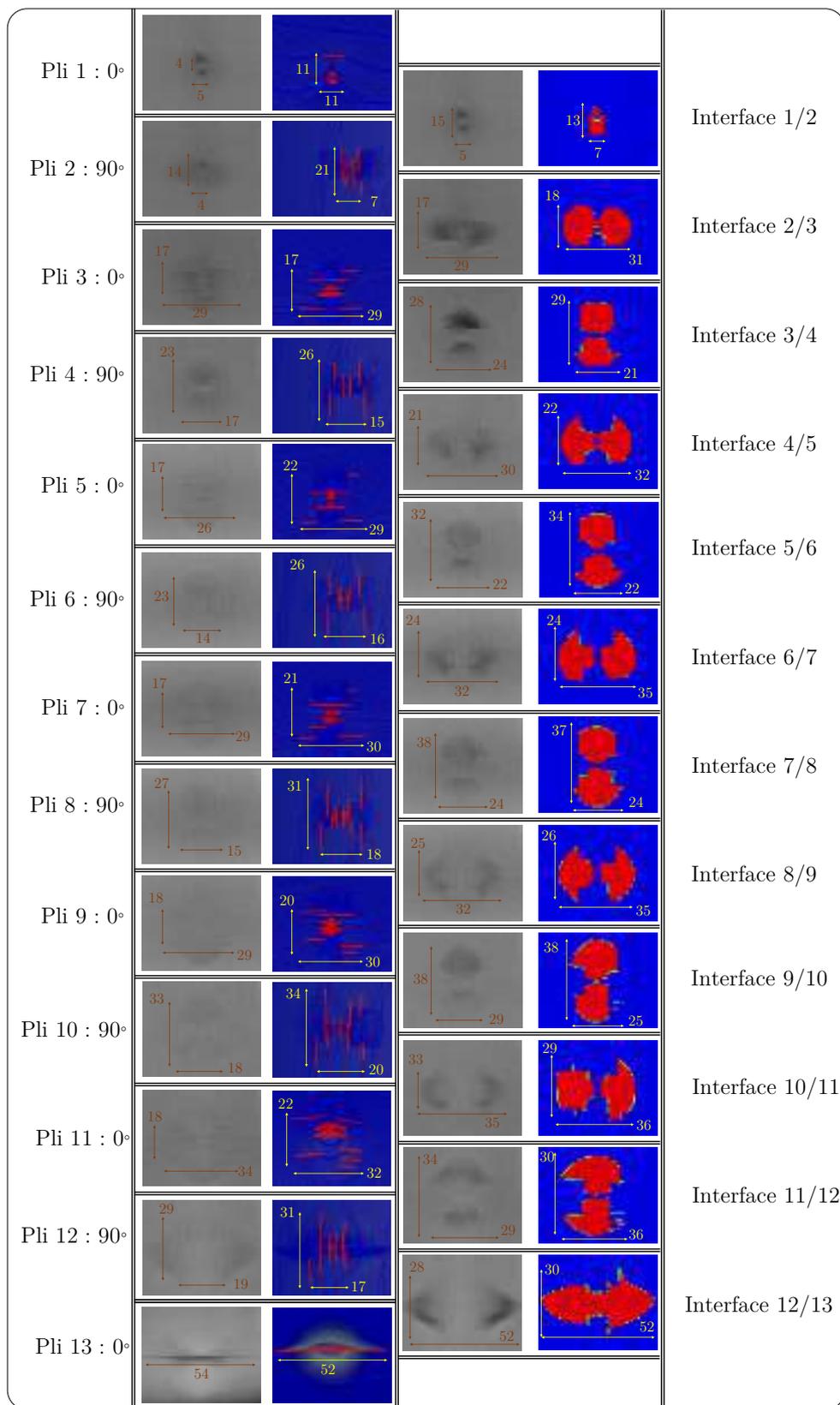


Figure V.14 – Comparaison expérimental-numérique des endommagements matriciels et des délaminages pour le 13P 0-90 à 9J



**Figure V.15** – Comparaison expérimental-numérique des endommagements matriciels et des délaminages pour le 13P 0-90 à 16 J

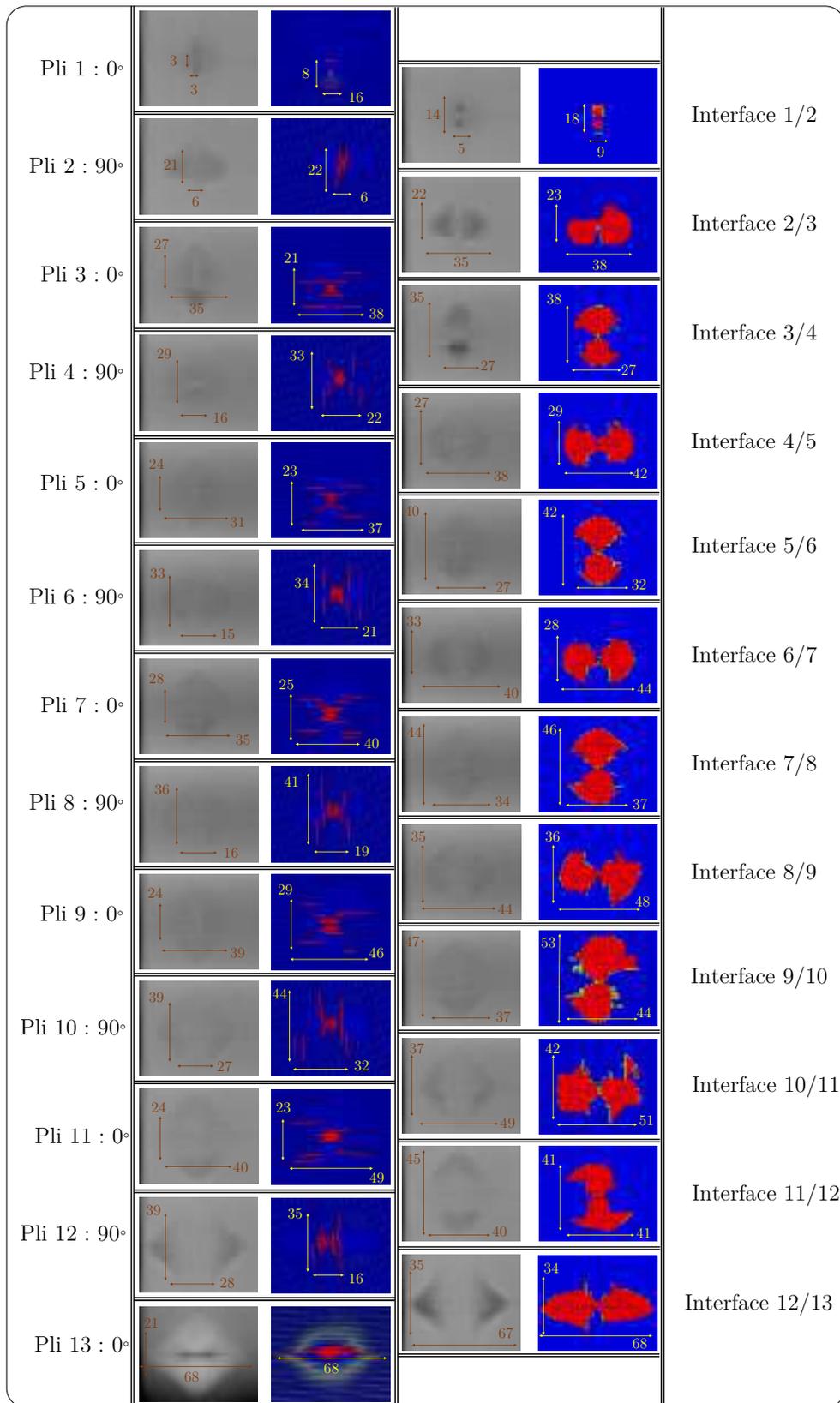


Figure V.16 – Comparaison expérimental-numérique des endommagements matriciels et des délaminages pour le 13P 0-90 à 25 J

## Bilan sur les endommagements

Les résultats obtenus numériquement sont proches de ceux observés expérimentalement tant sur les tailles que sur les formes. L'erreur moyenne obtenue est d'environ 10% pour les tailles des délaminages et de 14% pour les fissurations matricielles. Ce léger écart est principalement dû à deux facteurs :

- les délaminages expérimentaux et numériques sont calculés via un code Matlab<sup>®</sup> : il y a donc une certaine constance contrairement aux fissurations matricielles qui elles sont relevées à la main : il y donc une variabilité induite par le relevé “à la main”.
- les fissurations matricielles sont un phénomène extrêmement instable dont la propagation dépend de l'état de charge en pointe de fissure. D'ailleurs, [Kahla *et al.*, 2018] utilise un modèle statistique pour modéliser la rupture des interfaces intralaminaires.

Ces deux raisons peuvent expliquer le fait que l'erreur est légèrement supérieure pour les endommagements matriciels.

Les ruptures de fibres sont aussi captées et notamment sur le 5P 0-90 à 16 J avec la chute brutale à 6.2 mm. Les tailles sont aussi bien reproduites. Cependant, sur cette configuration, numériquement, des éléments barres rompent sur le pli inférieur et ceci est dû au fait que l'interface 4/5 n'est pas totalement délaminée. En effet, expérimentalement, l'interface 4/5 est totalement délaminée sur un bord de la plaque ce qui décharge le pli inférieur et donc aucune rupture de fibre n'apparaît.

Pour aller plus loin sur ces résultats, il est intéressant d'étudier, comme pour les essais d'indentation quasi-statique, l'influence de l'épaisseur, de la stratification ou encore de la vitesse sur le premier pic d'effort (décrochage) ainsi que la perte de raideur post-pic, l'énergie dissipée durant l'impact, les angles et la position des fissurations matricielles et les délaminages : ce sera l'objet de la section suivante.

## V.3 Étude d'influence de l'épaisseur

La section qui suit est consacrée à l'étude d'influence de l'épaisseur : elle est similaire à celle réalisée sur les essais d'indentation quasi-statique. Le but est donc de vérifier si les influences vues en quasi-statique sont aussi retrouvées en dynamique. Ces études d'influences sont réalisées en parallèle sur les résultats d'essais et les résultats numériques.

### V.3.1 Valeur de la chute d'effort

Pour commencer, l'influence de l'épaisseur sur la valeur du décrochage d'effort, dont les résultats sont synthétisés ci-dessous (Figure V.17), est étudiée sur le 5P 0-90, le 9P 0-90 et le 13P 0-90.

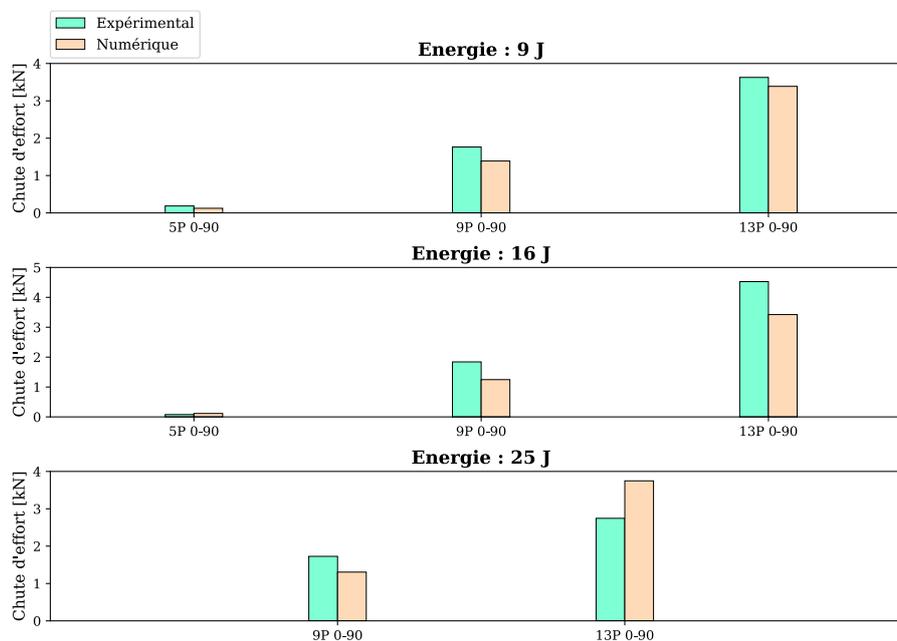


Figure V.17 – Influence de l'épaisseur sur la valeur du décrochage à l'impact

La tendance est identique à celle vu en quasi-statique : en augmentant l'épaisseur, le décrochage est de plus en plus important. Ceci est directement lié au nombre d'interfaces délaminées.

### V.3.2 Perte de raideur

Lors de l'impact, le décrochage entraîne une chute de raideur post-pic. Et dans le cadre industriel, il est nécessaire de quantifier les performances après l'impact. L'idée ici est de quantifier cette baisse de raideur après la chute d'effort mais avant les éventuelles ruptures de fibres (caractérisées par un deuxième pic plus loin dans la courbe effort-déplacement). La

Figure V.18 illustre les raideurs utilisées pour quantifier l'influence du pic sur la reprise de raideur dans le cas du 9P 0-90 à 9J.

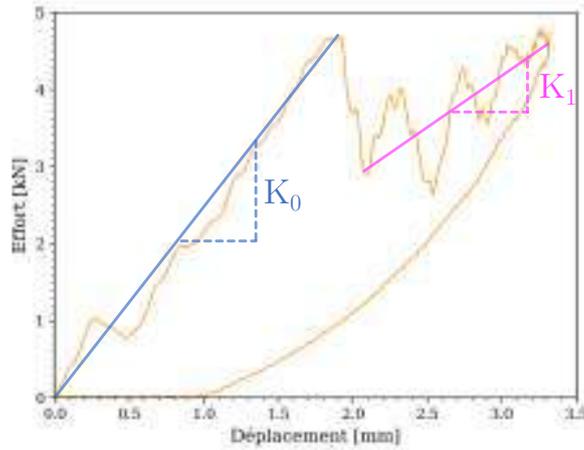


Figure V.18 – Illustration du calcul de la raideur restante avant et après chute d'effort

Cette différence est calculée à partir de la relation Eq-V.2.

$$\zeta = 100 \left( 1 - \frac{K_1}{K_0} \right) \quad (V.2)$$

La Figure V.19 représente la perte de raideur après le pic (en %), notée  $\zeta$ .

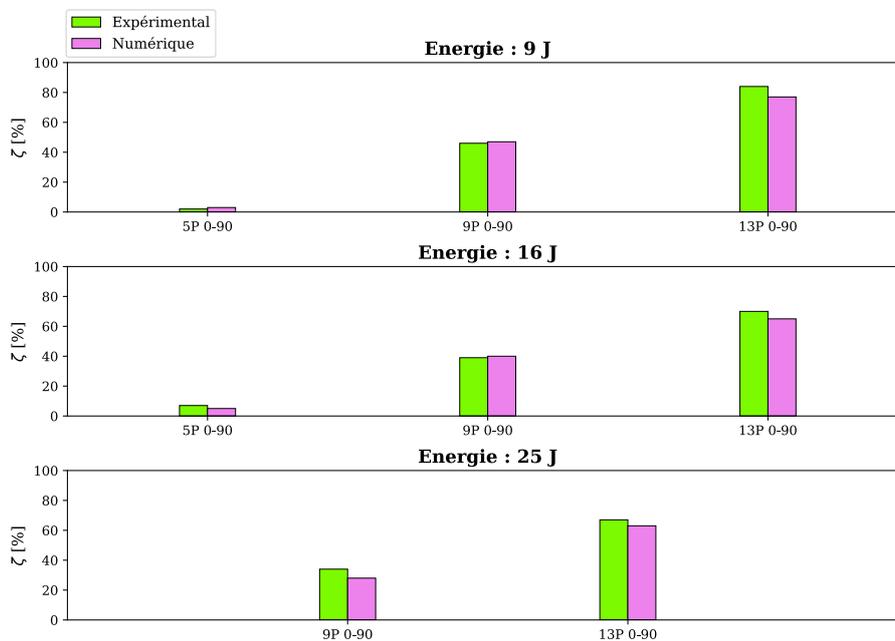


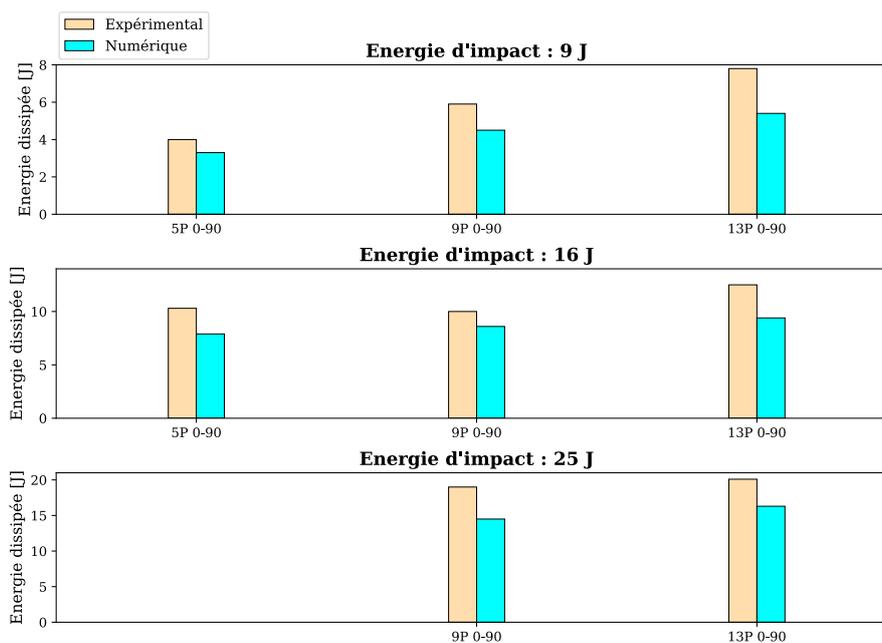
Figure V.19 – Influence de l'épaisseur sur la perte de raideur après la première chute d'effort

Il est clair qu'à iso-énergie d'impact, plus l'épaisseur augmente et plus la perte de raideur est importante. En effet, comme pour la valeur du décrochage, ceci est relié au nombre

d'interfaces délaminées : plus le nombre d'interfaces délaminées augmente et plus la raideur post-pic est affectée puisque le délaminage a pour conséquence la destruction locale du lien entre les plis ; ce lien étant quasi-rompu, la raideur finale de la plaque s'en trouve diminuée. De plus, la tendance semble quasi-linéaire puisque la différence de perte de raideur entre le 5P 0-90 et le 9P 0-90 est en moyenne de 35% et entre le 9P 0-90 et le 13P 0-90, elle est de 34%.

### V.3.3 Énergie dissipée

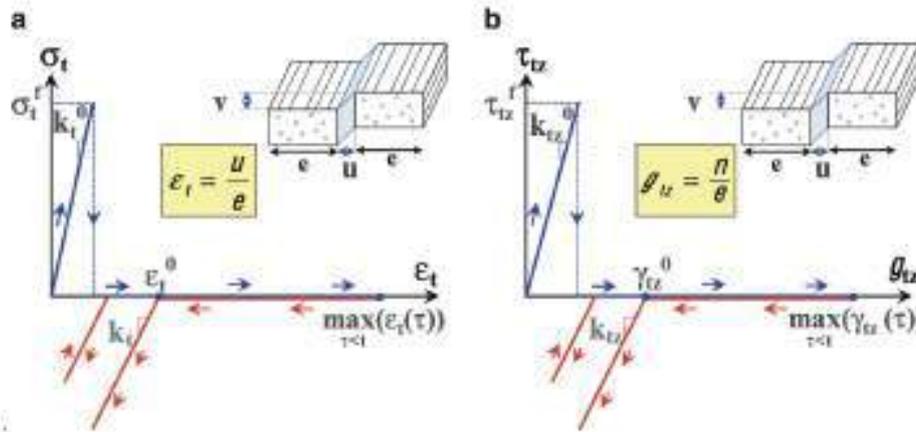
Pour aller plus loin dans l'étude d'influence, il est intéressant d'évaluer l'influence de l'épaisseur sur l'énergie dissipée au cours de l'impact. L'étude réalisée à partir de la [Figure V.20](#) montre que plus l'énergie d'impact augmente et plus l'énergie dissipée augmente. Ceci est en lien direct avec les surfaces délaminées ; l'[Annexe C](#) représente les surfaces totales délaminées au niveau expérimental et numérique. Il est clair que plus l'épaisseur augmente et plus les surfaces totales endommagées augmentent.



**Figure V.20** – Influence de l'épaisseur sur l'énergie dissipée au cours d'un impact

Cette tendance est aussi bien reproduite avec le modèle. Cependant, l'énergie dissipée moyenne numérique est inférieure à celle vue en essai d'environ 22%. Ceci est visible sur les courbes d'impact : le retour de l'impacteur n'est pas très bien capté par le modèle. En regardant de plus près ce qu'il se passe, on remarque que les éléments d'interfaces intralaminaires reviennent à leur position d'origine. Or, expérimentalement, ces fissures sont clairement visibles sur les tomographies : ainsi la non-fermeture de ces fissures lors de la remontée de l'impacteur change le retour de la courbe effort-déplacement. Cependant, des modèles existent sur la prise en compte de ce phénomène, notamment dans les travaux de [\[Bouvet et al., 2013\]](#)

où la loi bilinéaire utilisée pour l'endommagement des éléments d'interfaces intralaminaires est enrichie comme le montre la Figure V.21. Il serait intéressant par la suite d'implémenter une loi similaire dans notre modèle.



**Figure V.21** – Modèle d'indentation permanente utilisé par [Bouvet *et al.*, 2013] pour représenter la non-fermeture des fissures matricielles

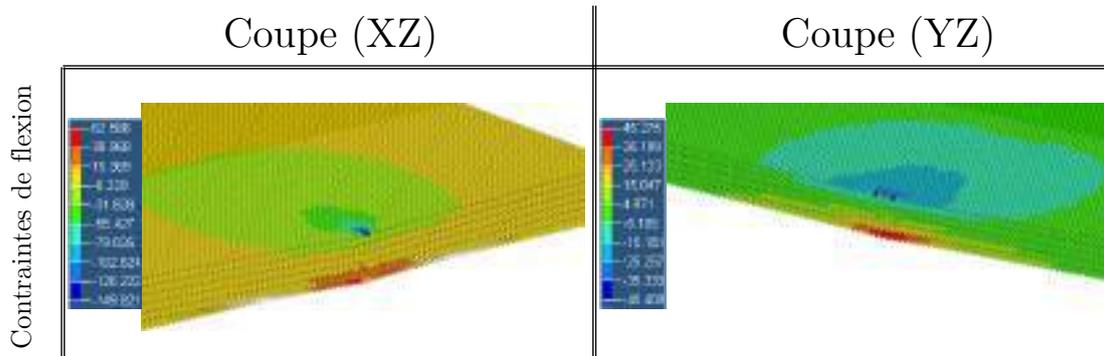
### V.3.4 Répartition et angles des fissurations matricielles

Comme pour les indentations quasi-statiques, il est intéressant de voir l'influence de l'épaisseur sur la répartition des fissurations matricielles ainsi que l'angle que chacune d'elles forme avec l'axe horizontal. Cela permettra de mettre en lumière d'éventuelles influences sur les modes de rupture de la résine intralaminare. Pour des questions de clarté, les fissurations sont reproduites sur un schéma, en se basant sur les tomographies RX. De plus, uniquement certains impacts sont reproduits ici. En effet, pour le 5P 0-90 à 9J, 9P 0-90 à 25 J et le 9P QI à 25 J, les ruptures de fibres empêchent une lecture claire de la répartition de ces fissurations. Mais les autres résultats sont suffisants pour dégager des tendances d'évolution, comme le montrent la Figure V.24 pour les impacts à 9J et la Figure V.25 pour les impacts à 16 J.

La première remarque est qu'à 9J, plus l'épaisseur augmente et plus le cône s'élargit sur la partie supérieure et inférieure. De plus, les fissures sont plus espacées les unes des autres. À cette énergie relativement basse, les stratifiés se comportent comme en quasi-statique. Cela est dû au fait que plus l'épaisseur augmente et plus la compression hors-plan devient importante. Hors cette compression permet de protéger les plis. Ainsi, le centre du stratifié est protégé au détriment des zones situées un peu plus loin de l'impacteur ; c'est pour cela qu'en augmentant l'épaisseur, le cône s'élargit.

De plus, pour un même stratifié, en s'éloignant de la zone située sous l'impacteur, les angles sont de plus en plus grands (*c'est-à-dire* qu'ils tendent vers 90°). Ceci révèle que la rupture intervient par la prépondérance d'un chargement en flexion. En effet, lorsque la plaque fléchit, les plis seront soumis à une traction locale, ce qui initiera donc une rupture intralaminare avec un angle tendant vers 90°. La Figure V.22 représente les contraintes de flexion dans le cas du 13P 0-90 à 9J ; il est clair que ces contraintes sont de plus importantes

en descendant dans le stratifié et en s'écartant de la zone sous l'impacteur.



**Figure V.22** – Contraintes de flexion dans les interfaces intralaminaires dans le cas du 13P 0-90 à 9J

Deuxièmement, les fissures sont beaucoup plus présentes sur les coupes (YZ) que sur les coupes (XZ). Cela est dû au fait que la plaque n'est pas carrée mais rectangulaire ( $125 \times 100 \text{ mm}^2$ ) avec la longueur la plus grande qui est située suivant l'axe **X**. Ainsi, la densité de rupture sera retrouvée dans le plan perpendiculaire à la plus grande longueur car elle est plus fortement chargée en cisaillement hors-plan. C'est pourquoi il y a quasiment deux fois plus de fissures sur les coupes (YZ) que sur les coupes (XZ).

Ensuite, en regardant de plus près, notamment les tomographies sur le plan (YZ), les angles de fissurations sont plus faibles pour le 13P 0-90 que pour le 9P 0-90 et le 5P 0-90. L'épaisseur a pour effet de charger les interfaces intralaminaires en cisaillement hors-plan plutôt qu'en flexion, même si en allant vers les plis inférieurs sur le 13P 0-90, les angles tendent à augmenter : le chargement est progressif et est une combinaison entre la flexion globale et le cisaillement hors-plan. En effet, la [Figure V.23](#) montre la proportion de la flexion et du cisaillement hors-plan dans le chargement des interfaces intralaminaires du 13P 0-90 à 9J<sup>5</sup>. On remarque clairement que la flexion prédomine en allant vers le bas et que le cisaillement est prépondérant au milieu du stratifié, mais sur les plis 2, 10, 11 et 12, il y a une réelle compétition entre les deux types de chargement. Le mode de rupture de chaque interface dépend à la fois de l'épaisseur mais aussi de la position de cette fissure dans l'épaisseur.

Cependant, pour les impacts à 16 J, plus l'épaisseur augmente et plus la taille globale du cône se rétrécit. Ce rétrécissement se fait via une plus grande largeur du cône sur la partie supérieure et une réduction de sa taille sur la partie inférieure. Ceci est en fait dû à l'augmentation de la vitesse d'impact. En effet, la flexion globale de la plaque met plus de temps à se manifester que le cisaillement hors-plan. Ainsi, la rupture sera donc globalement provoquée par le cisaillement hors-plan. Ceci est visible en regardant les angles de fissurations, puisque ces derniers sont légèrement plus petits que ceux des impacts à 9J. Cette réduction des angles (qui tendent vers  $45^\circ$ ) est visible notamment sur les coupes (XZ).

5. Les contraintes de flexion et de cisaillement hors-plan ont été mesurées dans l'épaisseur à 2 mm par rapport à l'axe de descente de l'impacteur

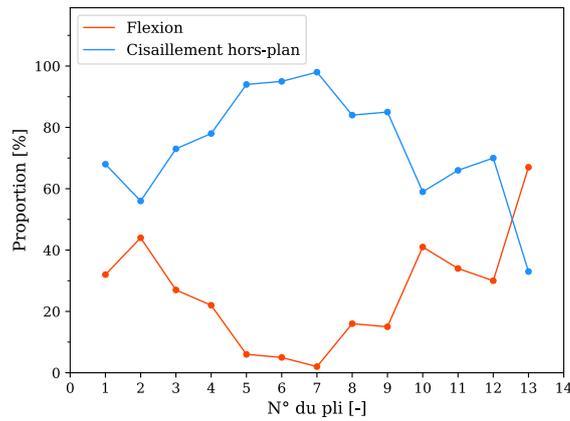


Figure V.23 – Proportion de la flexion et du cisaillement hors-plan dans les interfaces intralaminaires du 13P 0-90 à 9J

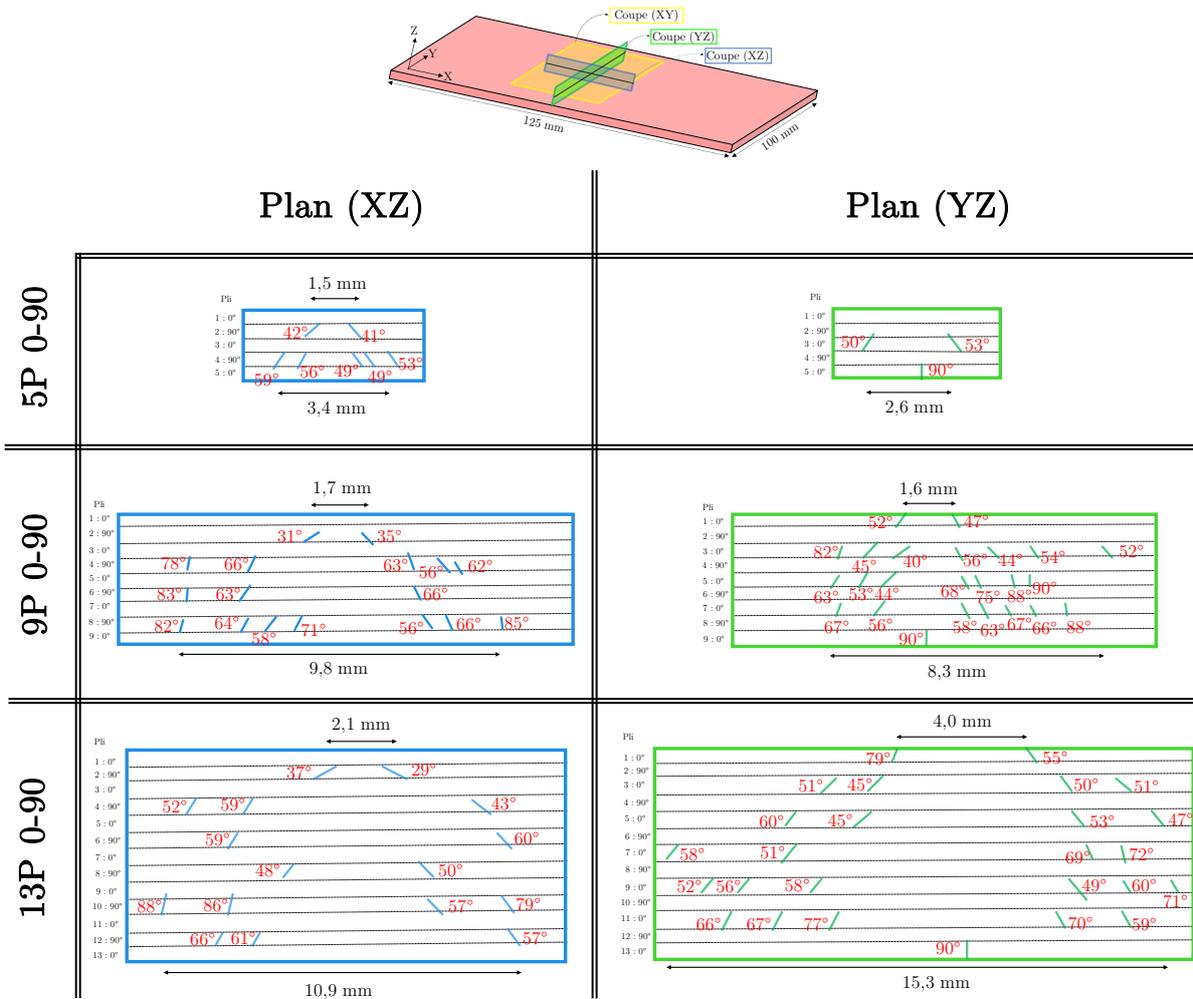
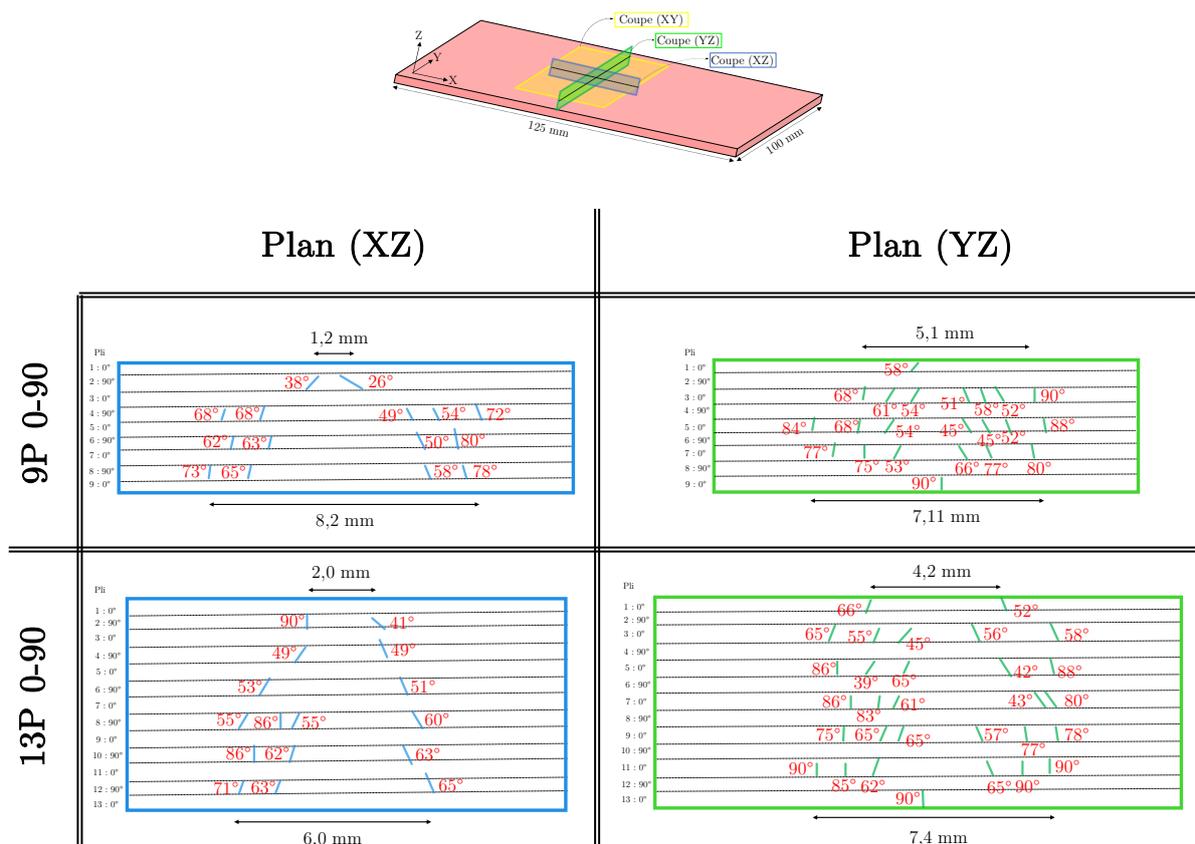


Figure V.24 – Cartographie de l'influence de l'épaisseur sur les fissurations matricielles dans le cas d'impacts à 9J



**Figure V.25** – Cartographie de l'influence de l'épaisseur sur les fissurations matricielles dans le cas d'impacts à 16 J

### V.3.5 Tailles des délaminages

Intéressons-nous à présent à l'étude des tailles des délaminages. Les [Figure V.26](#), [Figure V.27](#) et [Figure V.28](#) représentent les délaminages pour les configurations 5P 0-90, 9P 0-90 et 13P 0-90 pour les trois énergies d'impact utilisées.

Ces figures montrent qu'avec l'épaisseur, à iso-énergie d'impact, les délaminages sont de plus en plus restreints, contrairement aux indentations quasi-statiques. En effet, les délaminages présentés dans la [Section IV.5.7](#) correspondent aux délaminages juste après le pic d'effort : ce sont donc les délaminages juste après leur initiation. Cependant, ici, les délaminages ont eu le temps de se propager : il y a donc la contribution de l'initiation et de la propagation. Ceci s'explique par le fait que la propagation est essentiellement pilotée par la flexion de la plaque qui charge les interfaces inter-plis en cisaillement. Or, plus l'épaisseur augmente et plus la contribution de la flexion diminue au profit du cisaillement hors-plan. Cette tendance se retrouve pour les trois énergies d'impact étudiées dans ces travaux. Néanmoins, plus l'énergie d'impact augmente et plus la différence de taille des délaminages diminue puisqu'entre le 9P 0-90 et le 13P 0-90, elle est de 35% à 9J, puis de 9% à 16 J et elle n'est que de 2% à 25 J. Ceci sera discuté dans la section sur l'influence de l'énergie d'impact sur les tailles des délaminages.

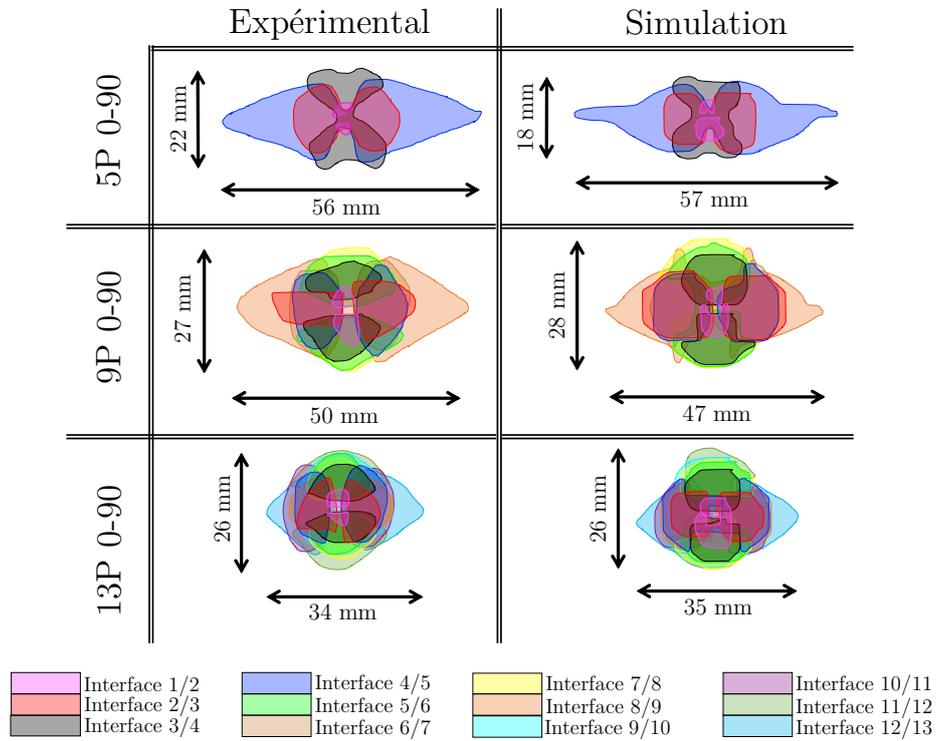


Figure V.26 – Influence de l'épaisseur sur la forme des délaminages à 9J

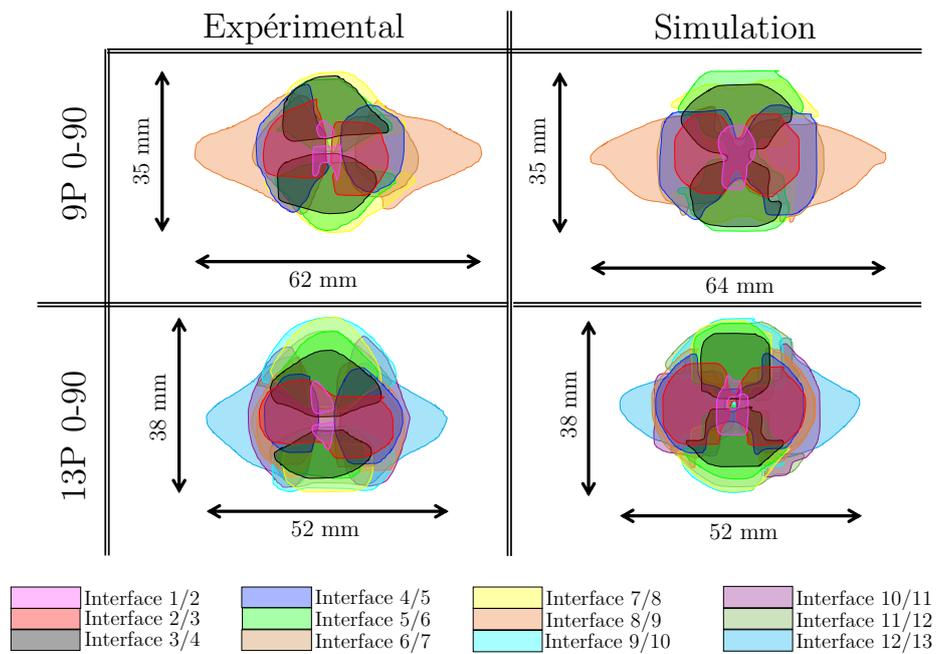
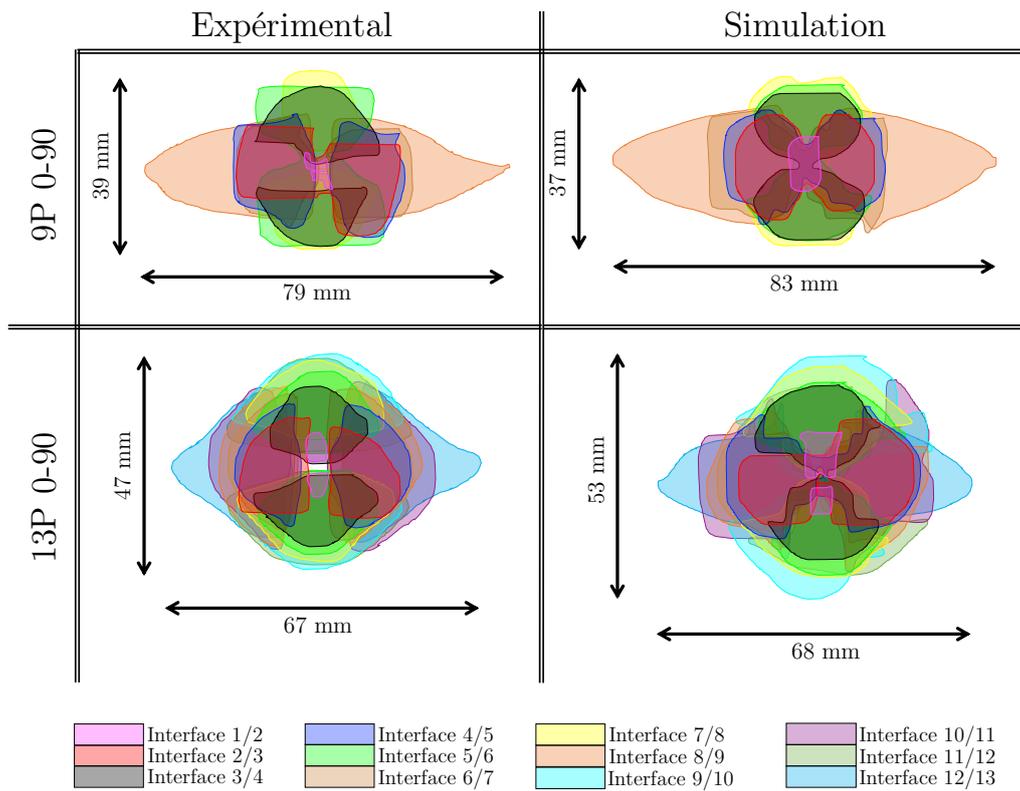


Figure V.27 – Influence de l'épaisseur sur la forme des délaminages à 16 J



**Figure V.28** – Influence de l'épaisseur sur la forme des délaminages à 25 J

L'étude précédente est approfondie en calculant les surfaces délaminées au niveau de chaque interface. L'objectif est de montrer l'influence locale de l'épaisseur sur la taille des délaminages. Les résultats sont représentés sur la [Figure V.29](#) pour les impacts à 9 J, la [Figure V.30](#) pour les impacts à 16 J et la [Figure V.31](#) pour les impacts à 25 J.

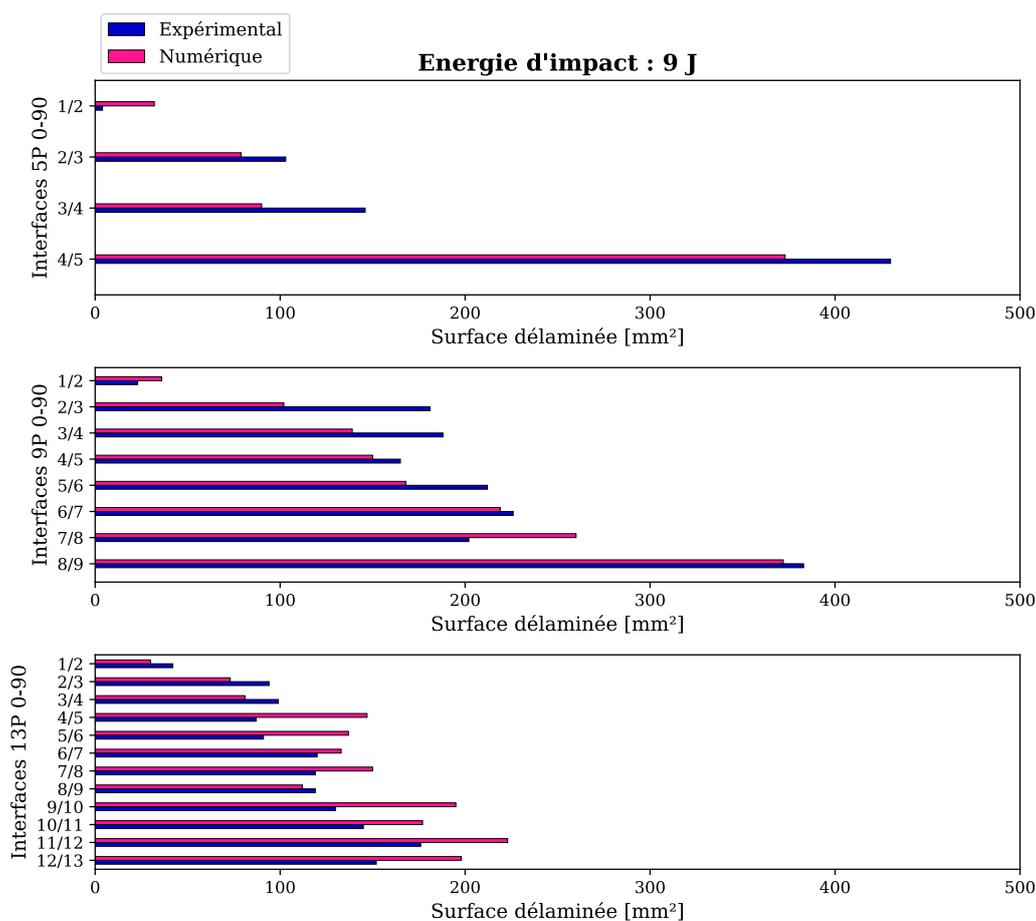


Figure V.29 – Influence de l'épaisseur sur les délaminages locaux à 9J

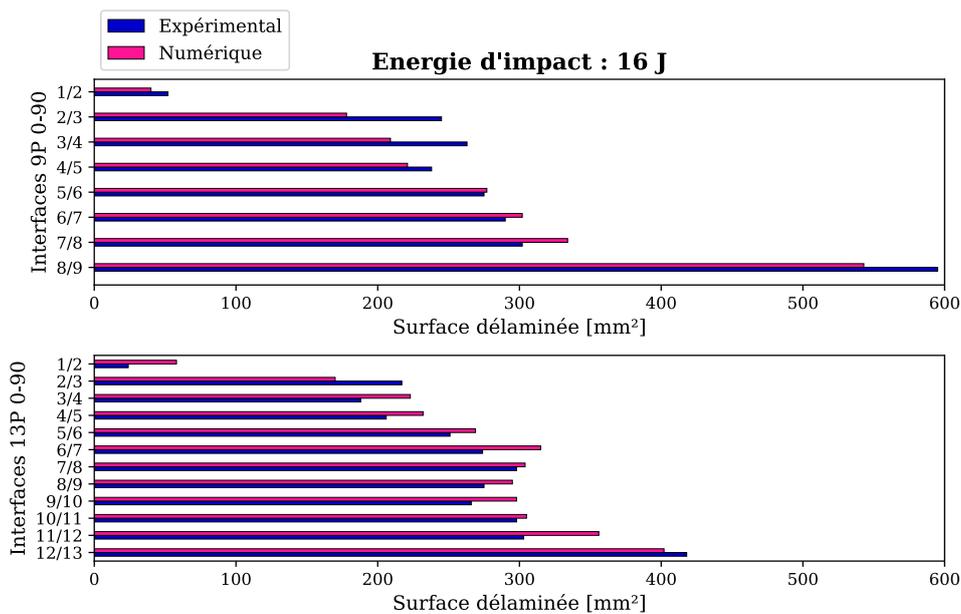
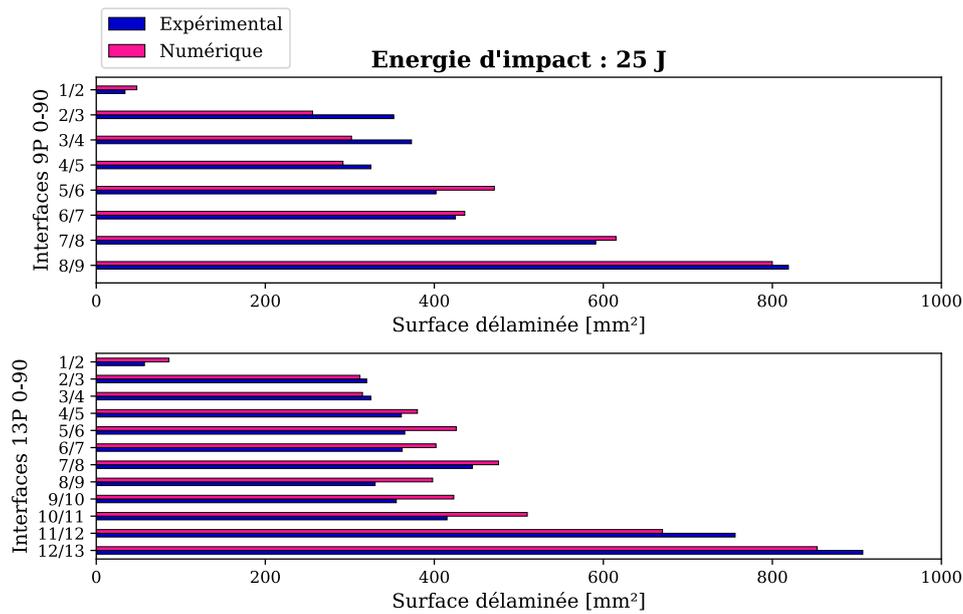


Figure V.30 – Influence de l'épaisseur sur les délaminages locaux à 16 J



**Figure V.31** – Influence de l'épaisseur sur les délaminages locaux à 25 J

Ces résultats montrent qu'avec l'épaisseur, les délaminages deviennent de plus en plus restreints et ceci est vrai pour les trois énergies d'impact. En regardant le premier graphe, le haut du cône d'endommagement (correspondant à l'interface 1/2) du 5P 0-90 est beaucoup plus petit que le bas du cône (correspondant à l'interface 4/5). Cependant, pour le 13P 0-90, cette évolution de taille devient moins marquée. Cela est dû au fait que pour le 5P 0-90, le chargement en flexion prédomine ; de fait, les interfaces interlaminaires inférieures sont très sollicitées en cisaillement plan, d'où le fait que le délaminage est très étalé sur l'interface 4/5. À l'inverse, la flexion est beaucoup moins prépondérante sur le 13P 0-90 ; c'est le cisaillement hors-plan qui prend le dessus. De plus, la compression hors-plan des interfaces interlaminaires "protège" ces dernières et limite donc l'initiation des délaminages, et moins il y a d'interfaces initiées, moins il y aura de délaminages.

Pour résumer, la compression hors-plan limite l'initiation des fissurations matricielles (précurseurs des délaminages dans le cas de stratifiés UD épais) et la prépondérance du cisaillement hors-plan au détriment de la flexion limite la propagation des délaminages déjà initiés. Ces conclusions sont similaires à celles des essais d'indentations quasi-statiques.

## V.4 Étude d'influence de la stratification

Cette section a pour but de proposer une étude d'influence de la stratification sur les différents paramètres précédents. L'étude porte sur deux stratifications : le 9P 0-90 et le 9P QI.

### V.4.1 Valeur de la chute d'effort

Pour commencer, la valeur du décrochage (Figure V.32) suit la même tendance qu'en quasi-statique. Le remplacement de plis à  $0^\circ$  et  $90^\circ$  par des plis à  $\pm 45^\circ$  perturbe le chemin d'effort et la rupture est donc moins violente. La différence entre les deux stratifications est en moyenne de 56%. La stratification quasi-isotrope permet donc un gain très important concernant cette chute d'effort.

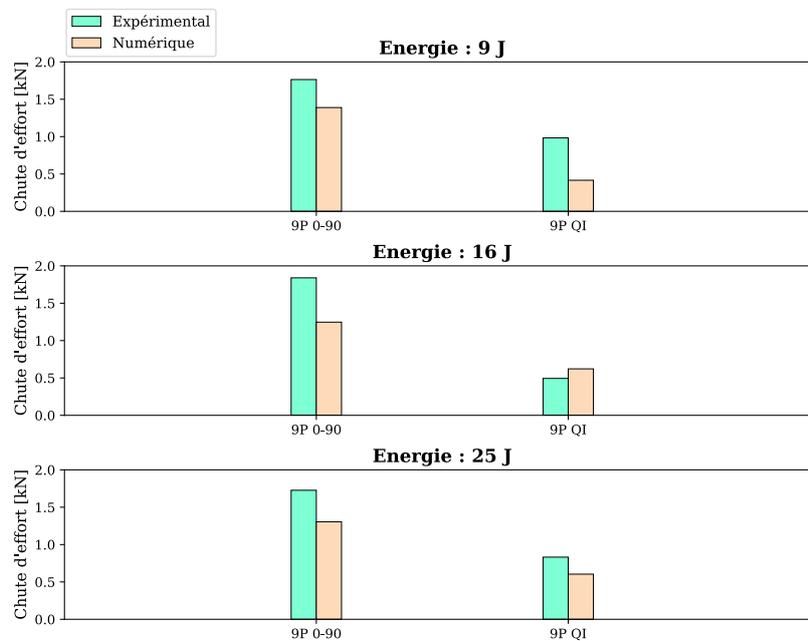


Figure V.32 – Influence de la stratification sur la valeur du décrochage à l'impact

### V.4.2 Perte de raideur

Dans la même démarche que le paragraphe précédent, il convient de compléter l'étude d'influence en regardant, cette fois la perte de raideur post-pic illustrée sur la Figure V.33. L'influence de la stratification n'est pas significative puisque la différence brute entre les deux stratifications est inférieure à 5% pour chacune des énergies d'impact. Ainsi, en mettant ce résultat en regard avec les valeurs de la chute d'effort, il est évident que la chute de raideur n'est pas due uniquement aux interfaces délaminées juste après le pic mais plutôt à la propagation des délaminages. Finalement, malgré des chutes d'effort plus importantes dans le cas du 9P

0-90, la propagation des délaminages semble être identique pour les deux stratifications. Ceci sera approfondi dans la [Section V.4.5](#) avec l'étude des tailles des délaminages.

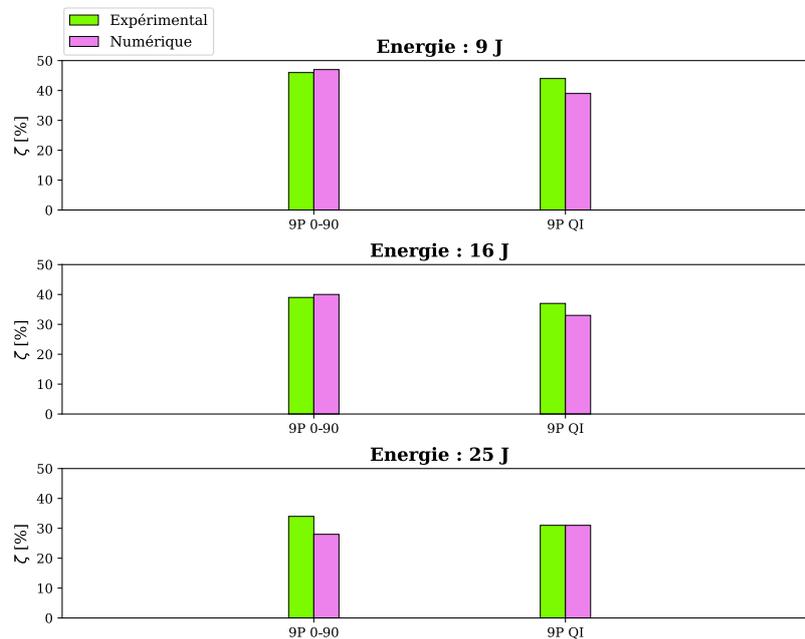


Figure V.33 – Influence de la stratification sur la perte de raideur après la première chute d'effort

### V.4.3 Énergie dissipée

L'énergie dissipée a aussi été étudiée pour montrer une éventuelle influence de la stratification. De fait, la [Figure V.34](#) ne révèle pas une influence significative de la stratification sur l'énergie dissipée malgré une légère diminution de cette énergie dans le 9P QI par rapport au 9P 0-90. En effet, en regardant de plus près les surfaces totales délaminées récapitulées sur l'[Annexe C](#), la différence moyenne entre les surfaces délaminées sur le 9P 0-90 et le 9P QI est inférieure à 1% sur les valeurs expérimentales et environ égale à 6% en ce qui concerne les surfaces du modèle numérique. Ainsi, l'énergie dissipée, qui se fait majoritairement via les délaminages dans ces cas là, est quasi-identique. Mais il est possible d'affiner cette étude en regardant notamment comment se répartissent ces surfaces délaminées dans l'épaisseur, leurs formes ainsi que leurs tailles. Ce sera le sujet du [Paragraphe V.4.5](#).

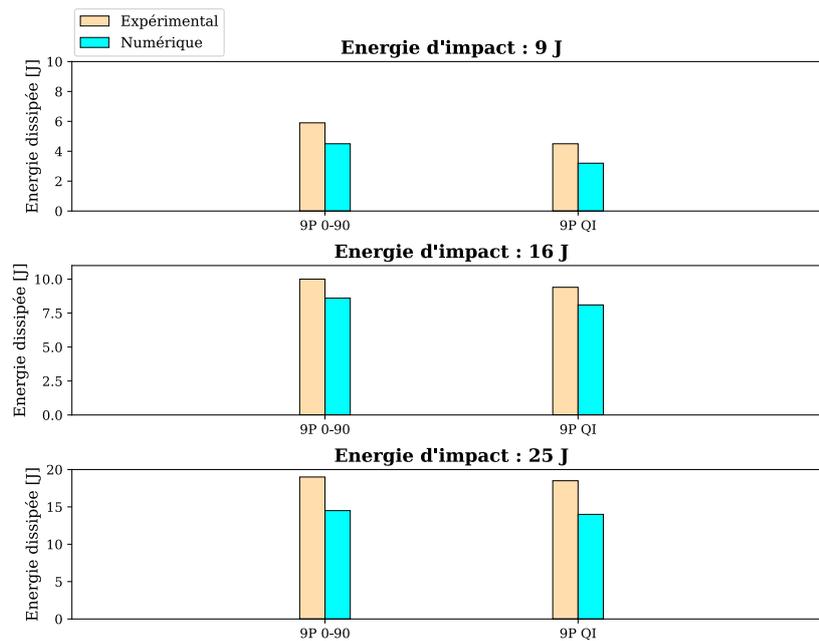


Figure V.34 – Influence de la stratification sur l'énergie dissipée au cours d'un impact

#### V.4.4 Répartition et angles des fissurations matricielles

Avant de passer à une étude plus précise des délaminages, il convient d'étudier la position et les angles formés par les fissurations matricielles, puisque ces dernières sont à l'origine du départ des délaminages. Les Figure V.35 et Figure V.36 représentent respectivement les fissurations matricielles pour les impacts à 9J et 16 J.

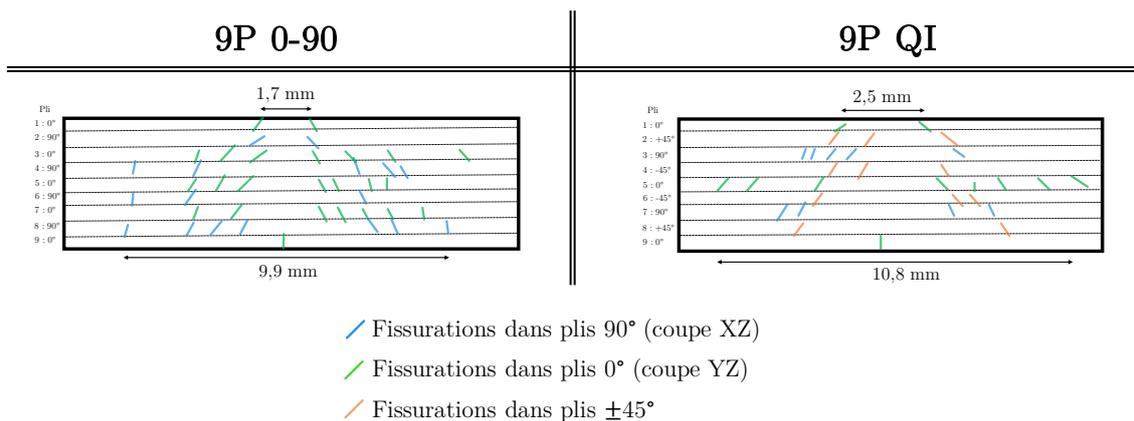
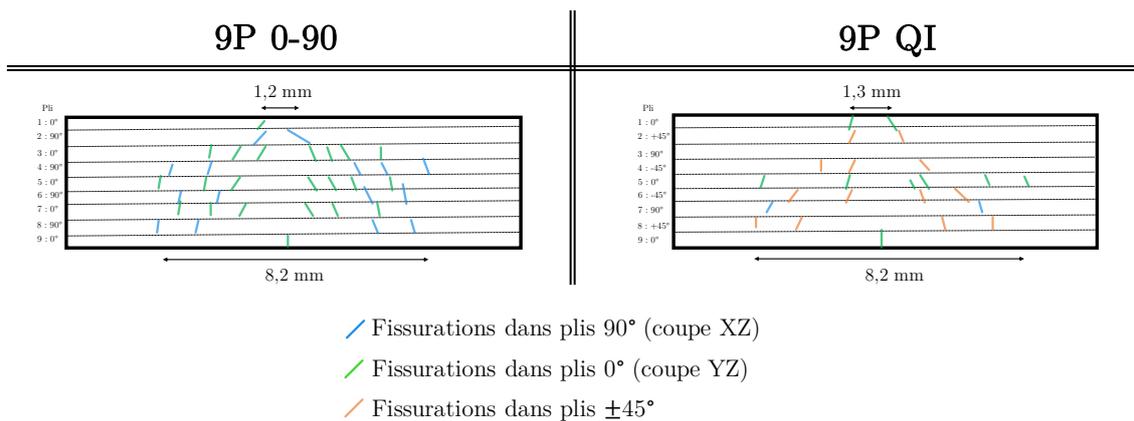


Figure V.35 – Influence de la stratification sur la répartition et les angles des fissurations matricielles à un impact 9J



**Figure V.36** – Influence de la stratification sur la répartition et les angles des fissurations matricielles à un impact 16 J

Ces figures mettent en lumière deux remarques : les tailles des cônes d'endommagement sont très similaires et ceci quelle que soit l'énergie initiale d'impact. Ceci révèle donc que la stratification n'a pas d'influence sur l'étendue globale des fissures. De plus, l'énergie d'impact a une influence sur la répartition des endommagements. En effet, à 9J, les fissures matricielles du 9P QI se répartissent en forme quasi-ovoidale avec une taille maximale au centre de la plaque. Ceci est le marqueur du fait que le cisaillement maximal est au milieu du stratifié. Ce phénomène est similaire à celui identifié aussi sur les essais d'indentation quasi-statiques. De plus, les angles formés sont plus proches de  $45^\circ$  que de  $90^\circ$  contrairement à 9P 0-90. Pour ce dernier, on retrouve la forme classique avec une partie intérieure du cône dont les fissures présentent des angles d'environ  $60^\circ$  et une deuxième enveloppe, où là, les angles sont quasi droits. La [Figure V.37](#)<sup>6</sup> montre que le scénario se déroule en deux étapes : une première partie où le cisaillement hors-plan est prépondérant (car la plaque n'a pas encore atteint son déplacement maximal) qui entraîne donc la rupture des interfaces intralaminaires avec des angles d'environ  $60^\circ$  et une deuxième partie (après la rupture d'un élément d'interface intralaminaire adjacent de l'élément étudié) où la flexion de la plaque devient plus importante auparavant.

De plus, en augmentant la vitesse, la tendance trouvée dans le paragraphe sur l'influence de l'épaisseur sur ces fissures à savoir que plus la vitesse augmente et plus le cône se raidit, est retrouvée dans les deux stratifiés. En plus de cela, le profil ovale présenté précédemment est modifié et se rapproche du profil du 9P 0-90. Les deux stratifiés présentent deux zones :

- **Entre les plis 1 à 7** : les angles sont très proches de  $45^\circ$  signifiant des ruptures par cisaillement hors-plan
- **Entre les plis 8 à 9** : les angles sont très proches de  $90^\circ$  caractérisant ainsi des ruptures par flexion

6. Les contraintes sont relevées sur deux éléments non rompus, un sur le 2<sup>ème</sup> pli et l'autre sur le 8<sup>ème</sup> pli

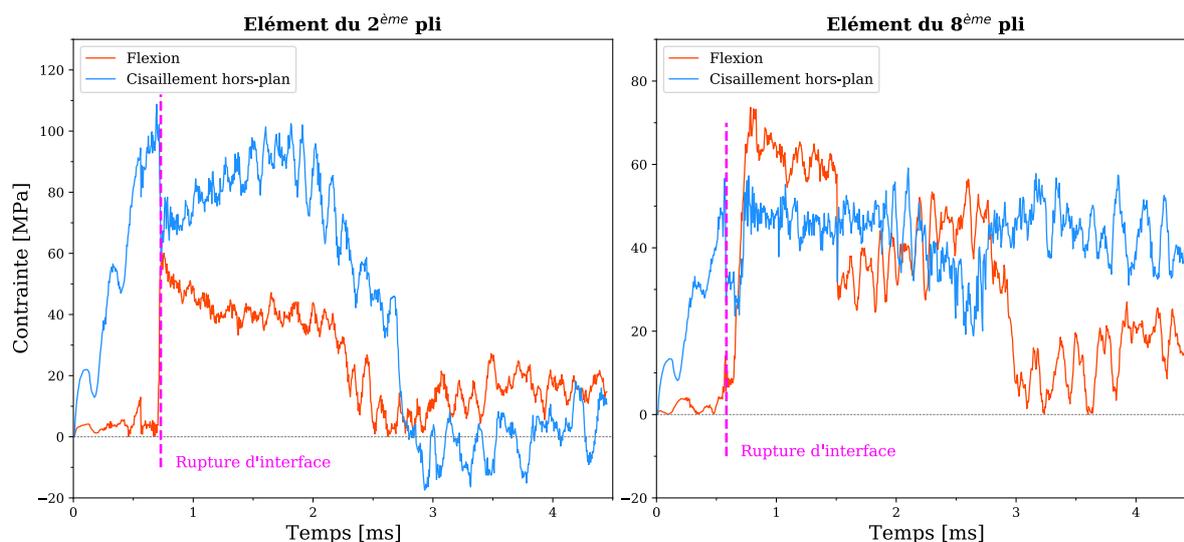


Figure V.37 – Contraintes de flexion et de cisaillement hors-plan dans deux éléments du 9P 0-90 à 9J

Ainsi, en augmentant la vitesse, les fissures évoluent de la même manière entre le 9P 0-90 et le 9P QI. Il est donc intéressant de voir l'influence de ces fissures sur les délaminages.

#### V.4.5 Tailles des délaminages

Les formes des délaminages pour le 9P 0-90 et le 9P QI sont récapitulées sur les Figure V.38, Figure V.40 et Figure V.40.

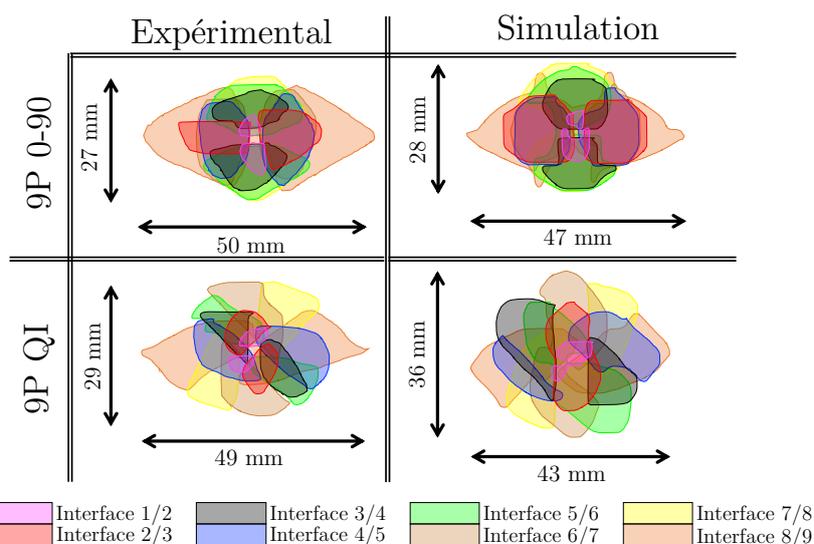


Figure V.38 – Influence de la stratification sur la forme des délaminages à 9J

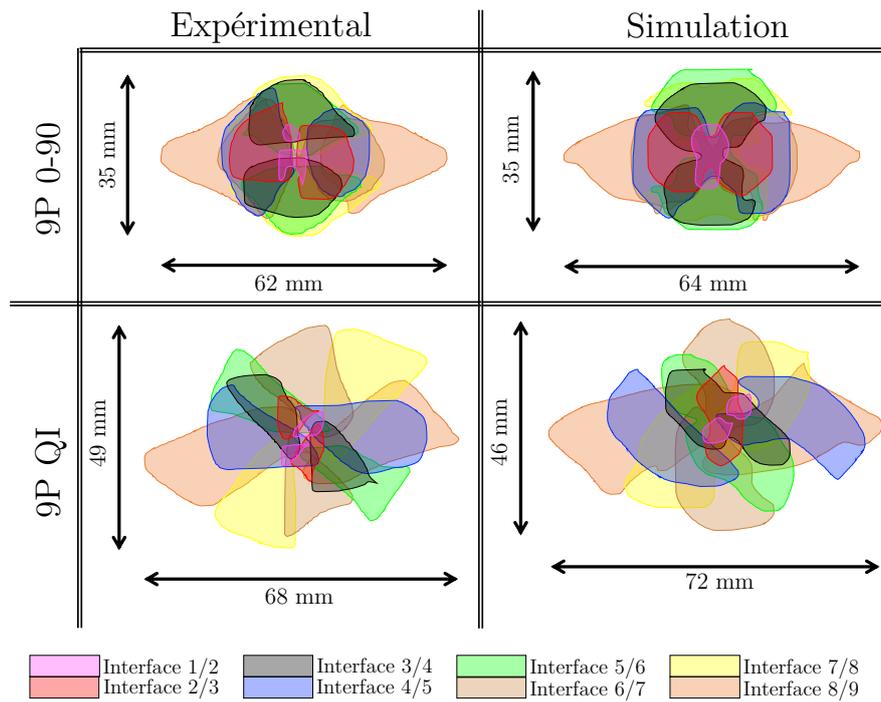


Figure V.39 – Influence de la stratification sur la forme des délaminages à 16 J

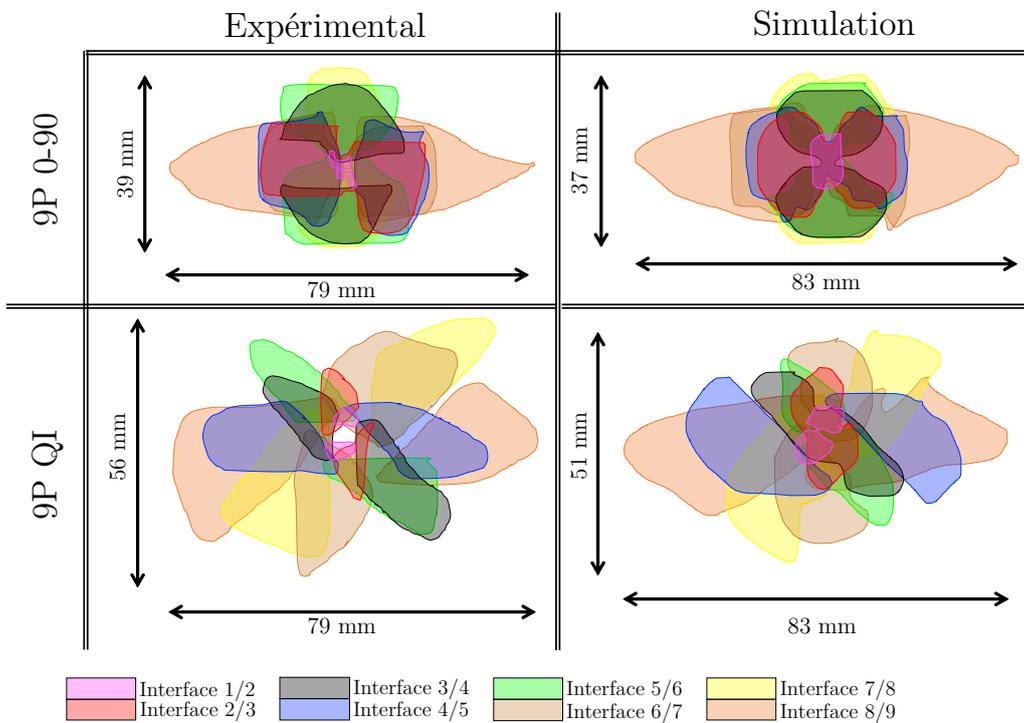


Figure V.40 – Influence de la stratification sur la forme des délaminages à 25 J

Les formes ainsi que les tailles des délaminages sont bien représentées par le modèle

puisque l'erreur moyenne entre les trois énergies d'impact est inférieure à 5%.

Les tailles globales dans le sens long de la plaque sont identiques quelle que soit l'énergie d'impact mais dans le sens travers, plus l'énergie d'impact augmente et plus les tailles diffèrent. En effet, à 9J, il y a une différence de 7% concernant la taille du délaminage dans le sens travers, 40% pour le 16 J et 44% pour le 25 J. Numériquement, cette tendance est aussi retrouvée.

Pour affiner cette analyse, les tailles des délaminages de chaque interface pour le 9P 0-90 et le 9P QI sont résumées sur la Figure V.41 pour les impacts à 9 J, la Figure V.42 pour les impacts à 16 J et la Figure V.43 pour les impacts à 25 J.

Cette cartographie permet de mettre en évidence quelques phénomènes intéressants. Lors d'un impact à basse énergie (9J), les interfaces 4/5 et 5/6 du 9P QI sont plus délaminées que celles du 9P 0-90 contrairement aux autres interfaces. Ceci est dû au fait que dans un stratifié quasi-isotrope, le cisaillement hors-plan maximal se situe au milieu de l'épaisseur, comme illustré sur la Figure IV.62 . De fait, ce sera cette zone qui rompra en premier générant ainsi un profil de délaminage en forme d'ovoïde. Ainsi, le centre de la plaque est plus délaminé que le reste. Cependant, plus l'énergie d'impact augmente et plus le rayon maximal de l'ovoïde descend vers les interfaces du bas. En effet, le maximum pour l'impact à 16 J se situe au niveau des interfaces 4/5 et 5/6 mais pour le 25 J, il est sur les interfaces 6/7, 7/8 et 8/9. Cela est en fait dû à l'augmentation de l'énergie d'impact.

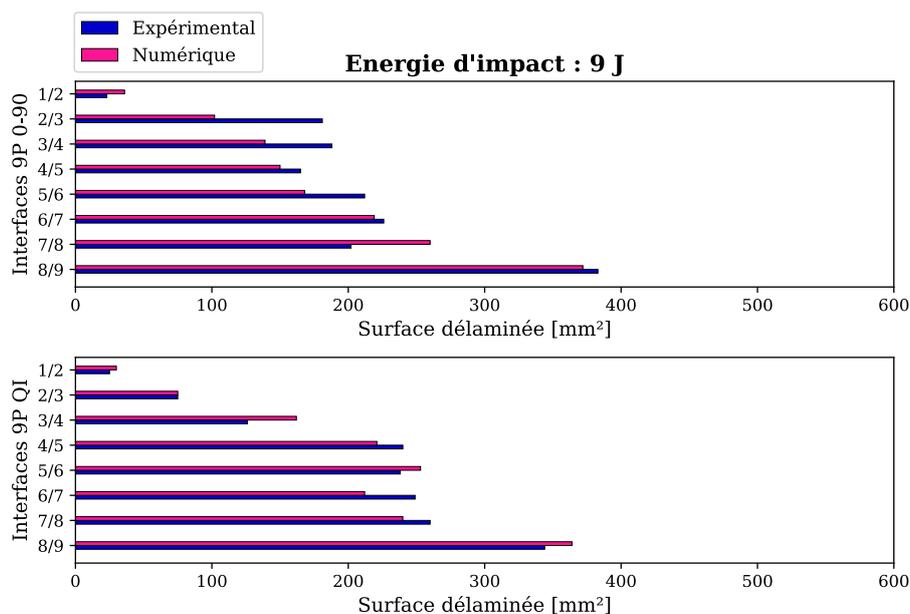


Figure V.41 – Influence de la stratification sur les délaminages locaux à 9J

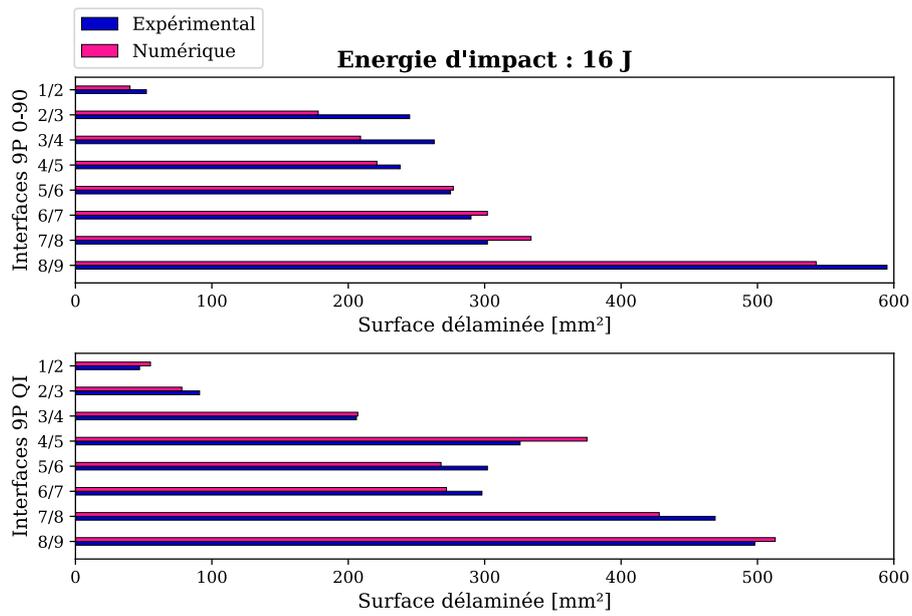


Figure V.42 – Influence de la stratification sur les délaminages locaux à 16 J

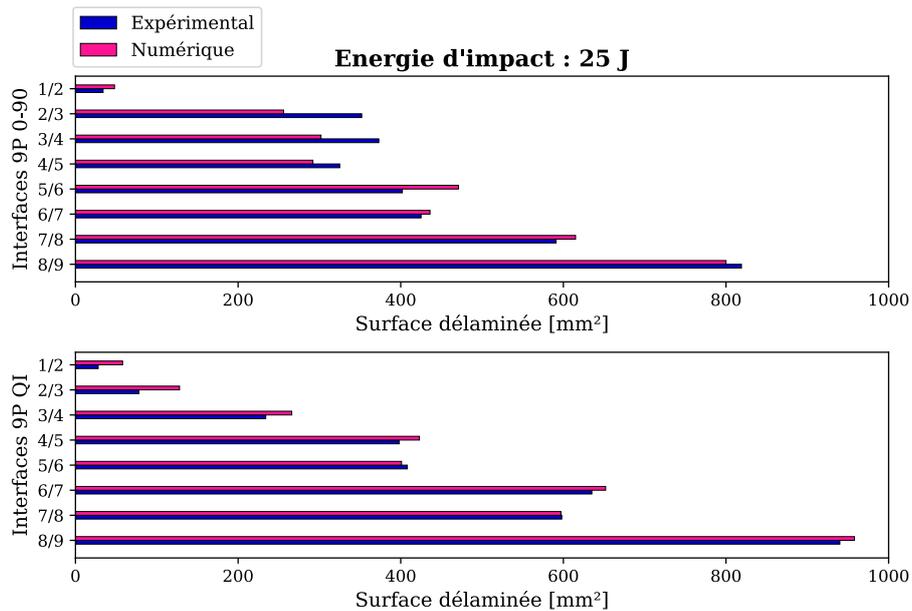


Figure V.43 – Influence de la stratification sur les délaminages locaux à 25 J

Pour résumer, à faible vitesse, les plis à  $\pm 45^\circ$  ont un effet protecteur puisqu'ils permettent de localiser les endommagements au centre de la plaque en initiant légèrement précocement les endommagements. Cependant, en augmentant l'énergie d'impact cet effet est inhibé et a même un effet négatif sur le stratifié puisque les délaminages augmentent sur les plis inférieurs (situés sous le pli moyen) à cause d'une combinaison cisaillement-flexion (initiation par cisaillement puis propagation en Mode II due à la flexion globale).

## V.5 Étude d'influence de l'énergie d'impact

Le travail présenté ci-dessous a pour objectif de mettre en évidence l'influence de la vitesse initiale d'impact sur les paramètres précédemment étudiés.

### V.5.1 Valeur de la chute d'effort

Pour commencer, la valeur du décrochage (Figure V.44) n'est pas affectée par l'énergie d'impact pour le 9P 0-90, le 9P QI et le 13P 0-90. Cependant, pour le 5P 0-90, il est très difficile de distinguer les ondulations dues à l'impact de cette chute d'effort : il n'est donc pas impossible que le pic soit confondu avec les oscillations. Numériquement, cette chute est globalement bien captée par le modèle.

Cette constance dans le décrochage montre qu'il n'y a pas d'effet vitesse sur les phénomènes d'initiation des délaminages via les fissurations matricielles.

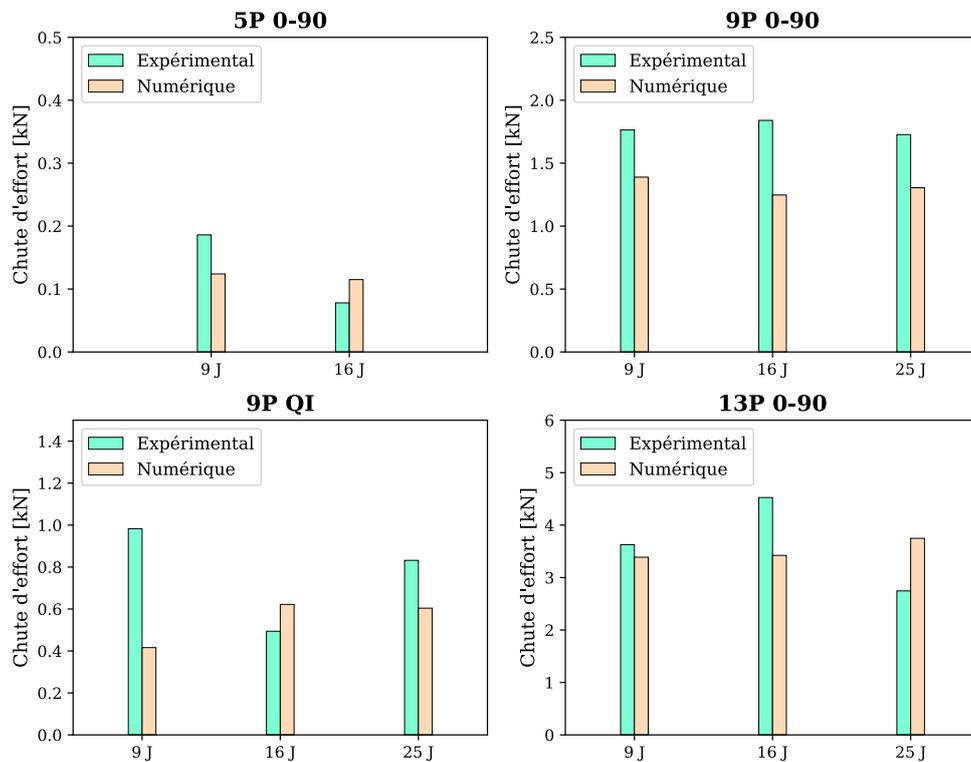


Figure V.44 – Influence de l'énergie d'impact sur la valeur du décrochage

### V.5.2 Perte de raideur

La perte de raideur, représentée sur la Figure V.45, diminue avec l'énergie d'impact, hormis pour le 5P 0-90. Pour ce stratifié, la perte de raideur est tellement faible qu'il est difficile de savoir si c'est une réelle tendance. Concernant les trois autres configurations, la tendance est beaucoup plus claire et la décroissance semble linéaire tant expérimentalement

que numériquement. Or, les surfaces délaminées augmentent avec l'énergie d'impact, comme on le verra plus tard dans cette section. L'hypothèse est que ce phénomène est lié aux effets dynamiques c'est-à-dire que plus la sollicitation est élevée et plus la zone sollicitée est petite, donc les contraintes sur cette zone augmentent et le stratifié se rigidifie localement.

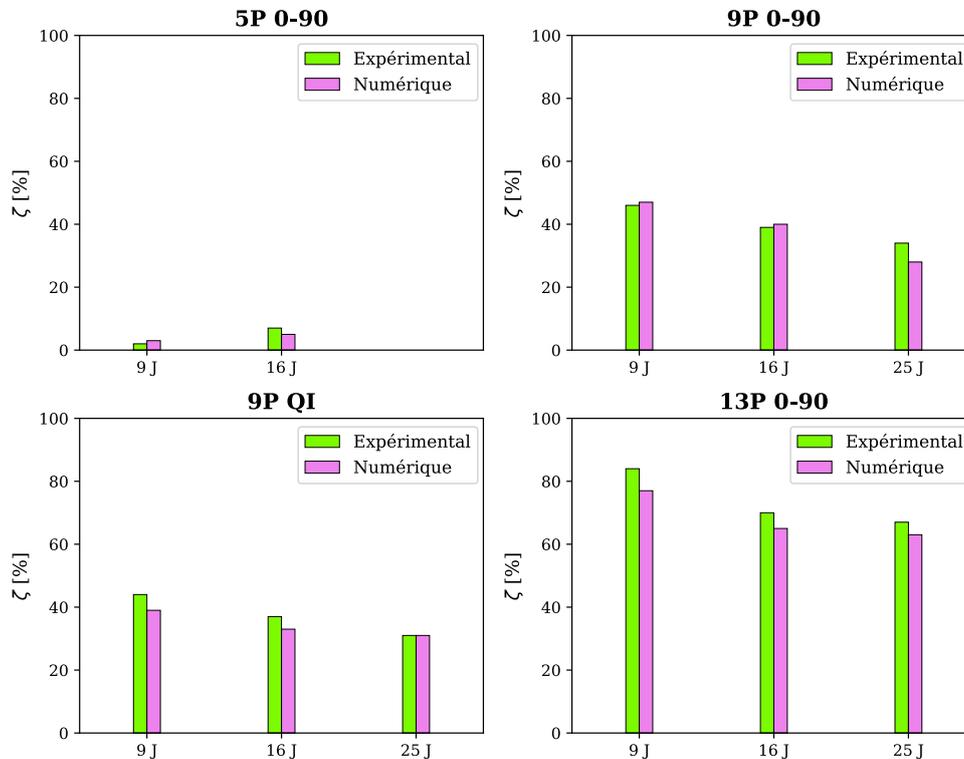


Figure V.45 – Influence de l'énergie d'impact sur la perte de raideur après la première chute d'effort

### V.5.3 Ratio d'énergie

Un autre indicateur de l'influence de l'énergie d'impact est le ratio d'énergie entre l'énergie dissipée et l'énergie initiale. Il est plus pertinent, dans ce cas, d'étudier le ratio d'énergie plutôt que l'énergie dissipée. En regardant la Figure V.46, il est clair que ce ratio est d'autant plus important que l'énergie initiale est élevée et ceci est vrai pour toutes les stratifications sauf pour le 13P 0-90. Ceci est vrai tant pour les résultats d'essais que ceux obtenus par le modèle.

De plus, si l'on s'attarde sur les histogrammes du 5P 0-90, 9P 0-90 et 9P QI, il est intéressant de noter que cette croissance n'est pas linéaire. En effet, pour le 9P 0-90 par exemple, ce ratio augmente de 4% entre l'impact à 9J et celui à 16 J, mais de 22% entre 16 J et 25 J. Ceci est dû au fait qu'à 9J et 16 J, aucune rupture de fibres n'a été observée contrairement à un impact à 25 J. Ce phénomène est aussi visible pour le 9P QI. Cependant, dans le cas du 13P 0-90, le ratio d'énergie expérimental diminue de 10% entre l'impact à 9J et celui à 16 J et augmente de 3% entre l'impact à 16 J et celui à 25 J. Cependant,

numériquement il y a d'abord une augmentation inférieure à 2% entre l'impact à 9J et celui à 16 J puis une augmentation de 10% entre l'impact à 16 J et celui à 25 J. Les faibles variations trouvées pour le 13P 0-90 montre que sur les stratifiés très épais, ce ratio est constant puisque environ 70% de l'énergie initiale est dissipée durant l'impact.

Finalement, l'énergie d'impact tend à faire croître les endommagements et cette croissance est d'autant plus importante lorsque des ruptures de fibres de fibres ont lieu. En effet, il est plus difficile de rompre un toron de fibres qu'une interface (constituée uniquement de résine). De fait, l'énergie libérée lors de la rupture de fibres est plus importante. Ceci explique l'augmentation non-linéaire des énergies dissipées dans les cas du 9P 0-90 et 9P QI. De plus, pour des stratifiés très épais, comme le 13P 0-90, la part d'énergie dissipée est constante quelle que soit l'énergie initiale (dans la gamme d'énergie testée).

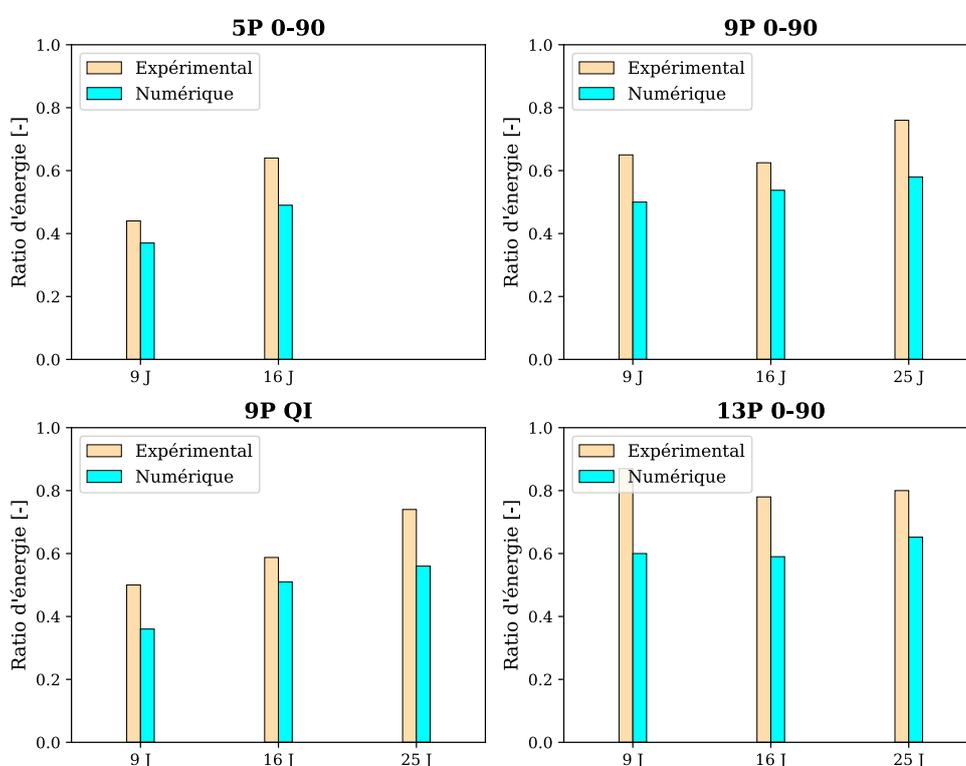


Figure V.46 – Influence de l'énergie d'impact sur l'énergie dissipée au cours d'un impact

#### V.5.4 Répartition et angles des fissurations matricielles

Pour cette étude, les Figure V.47, Figure V.48 et Figure V.49 permettent de représenter schématiquement la cartographie des fissurations matricielles en fonction de l'énergie d'impact pour le 9P 0-90, le 9P QI et le 13P 0-90.

L'étude de ces cartographies a déjà été évoqué lors des précédentes études sur l'influence de l'épaisseur et de la stratification. Il est clair que plus plus l'énergie initiale augmente et plus le cône rétrécit. Ceci est vrai pour n'importe quelle stratification. Ceci est en fait la

conséquence de la compétition entre cisaillement hors-plan et flexion. Plus l'énergie d'impact augmente et plus les endommagements seront localisés, comme le montre [Cantwell et Morton, 1989], où il étudie l'influence de la vitesse d'impact sur la flexion du stratifié. D'ailleurs, en regardant attentivement les angles de fissurations, on remarque que plus cette énergie initiale augmente et plus l'avant dernier pli est fissuré. Ensuite, plus on remonte vers l'impacteur et plus ces angles diminuent. Et comme proposé plus haut, il est possible de proposer un éventuel scénario : l'impacteur provoque le cisaillement puis leur rupture des interfaces intralaminaires situées dans l'axe de l'impacteur. Puis la plaque continue de fléchir et c'est cette flexion qui provoquera la rupture des interfaces des plis inférieurs en Mode I.

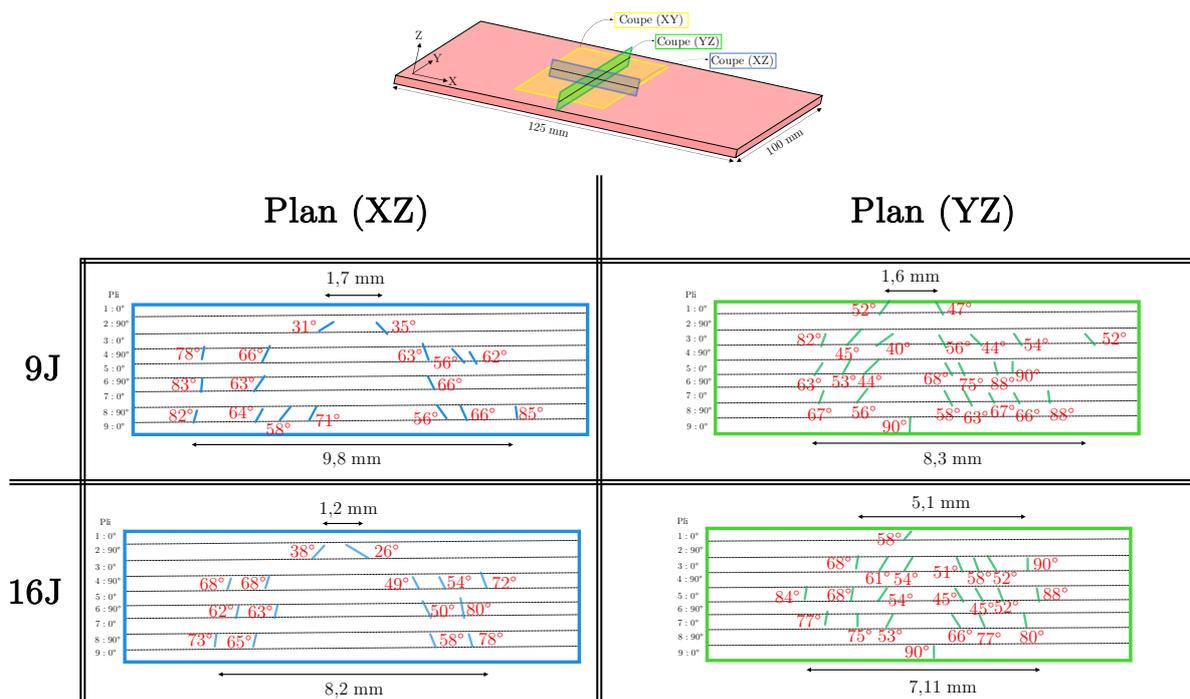


Figure V.47 – Influence de l'énergie d'impact sur la répartition et les angles de fissurations matricielles pour le 9P 0-90

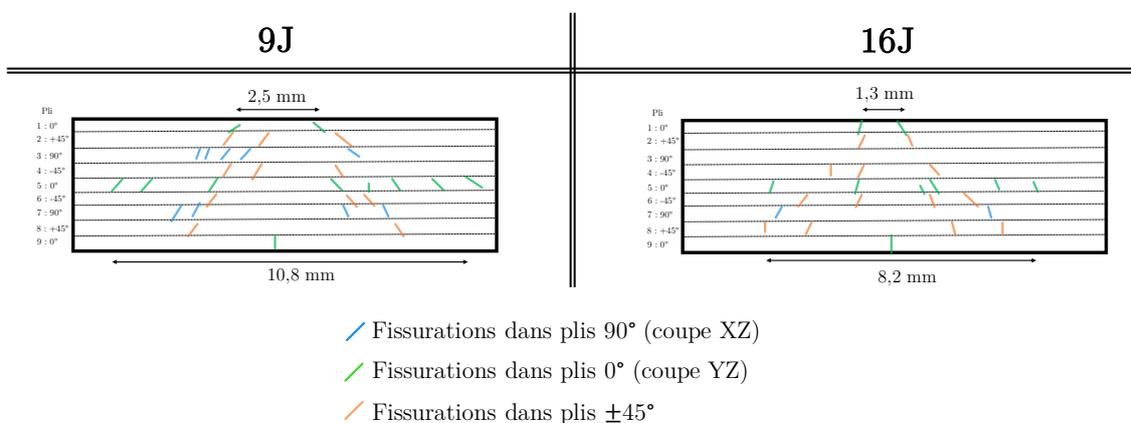


Figure V.48 – Influence de l'énergie d'impact sur la répartition et les angles de fissurations matricielles pour le 9P QI

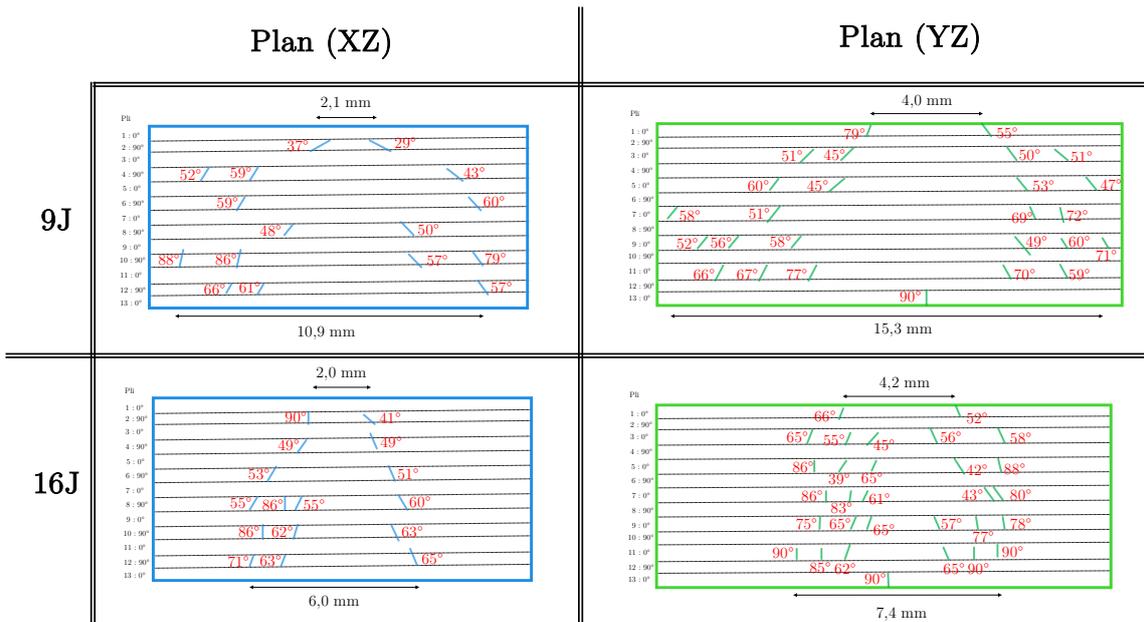


Figure V.49 – Influence de l'énergie d'impact sur la répartition et les angles de fissurations matricielles pour le 13P 0-90

### V.5.5 Tailles des délaminages

Les Figure V.50, Figure V.51 et Figure V.52 représentent les délaminages pour le 9P 0-90, 9P QI et 13P 0-90; le 5P 0-90 n'est pas représenté car les délaminages ne sont clairement identifiables que pour l'impact de 9J. Il est clair que plus l'énergie d'impact augmente, plus les surfaces projetées des délaminages sont importantes.

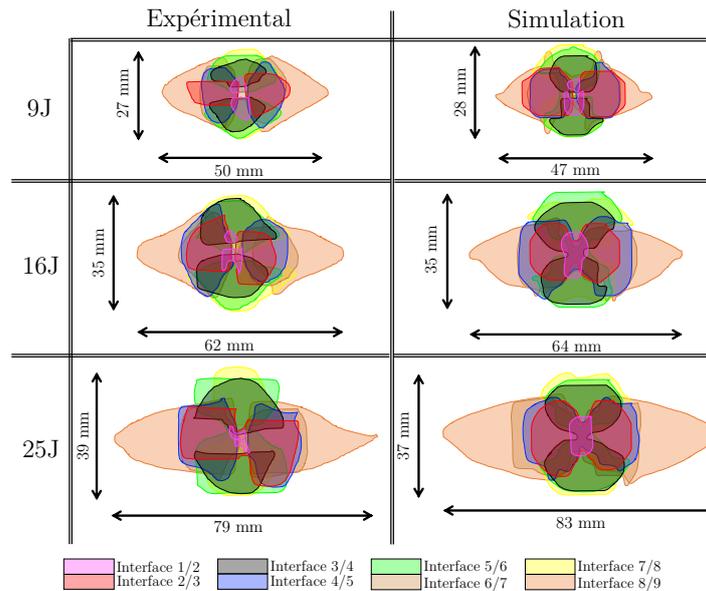


Figure V.50 – Influence de l'énergie d'impact sur la forme des délaminages du 9P 0-90

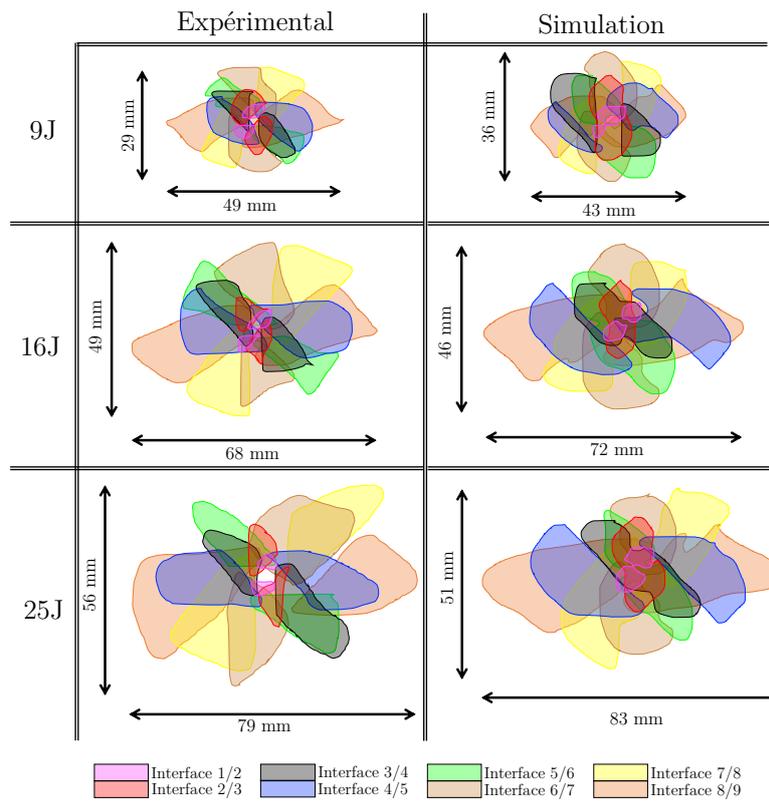


Figure V.51 – Influence de l'énergie d'impact sur la forme des délaminages du 9P QI

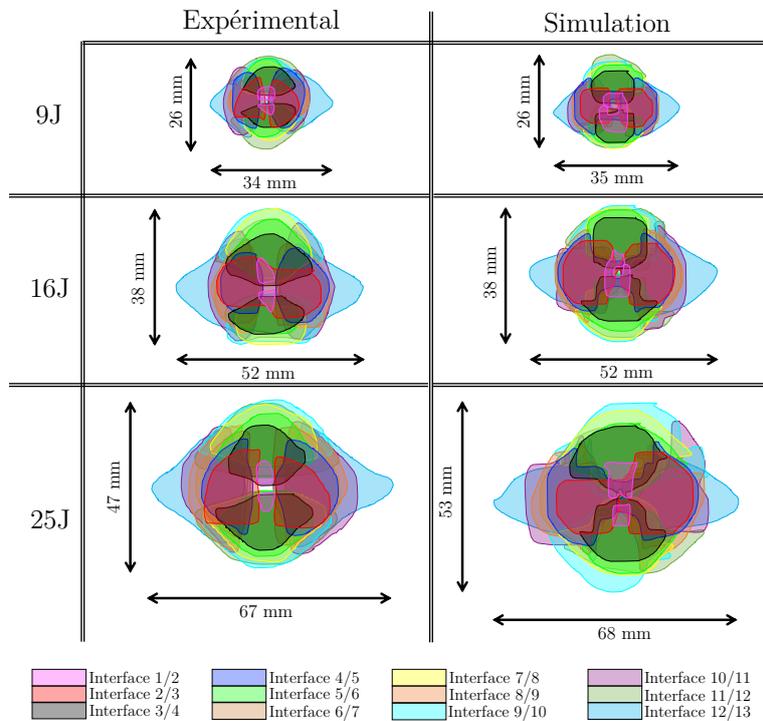


Figure V.52 – Influence de l'énergie d'impact sur la forme des délaminages du 13P 0-90

Pour compléter cette étude, les délaminages expérimentaux et numériques de chaque interface ont été calculés et représentés sous forme d'histogrammes sur la Figure V.53 pour les impacts sur le 9P 0-90, la Figure V.54 pour les impacts sur le 9P QI et la Figure V.55 pour les impacts sur le 13P 0-90.

Les délaminages de chaque interface sont de plus en plus grands avec l'énergie d'impact. Cependant, l'évolution de la forme globale n'est pas la même sur le 9P 0-90 ou 13P 0-90 et le 9P QI. Sur les deux premiers, les endommagements sont répartis de façon homogènes dans l'épaisseur. Cependant, pour le 9P QI, plus l'énergie d'impact augmente et plus le cône d'endommagement (ou plutôt le profil ovoïdal des délaminages) s'aplatit. Cela est la conséquence, comme expliqué dans la section sur l'influence de la stratification, de la combinaison entre une initiation en cisaillement hors-plan au niveau du pli moyen de la plaque et une propagation de plus en plus pilotée par la flexion globale du stratifié. Plus l'énergie d'impact augmente et plus le déplacement maximal de la plaque augmente et donc les endommagements seront de plus en plus grands au niveau de la moitié inférieure du stratifié.

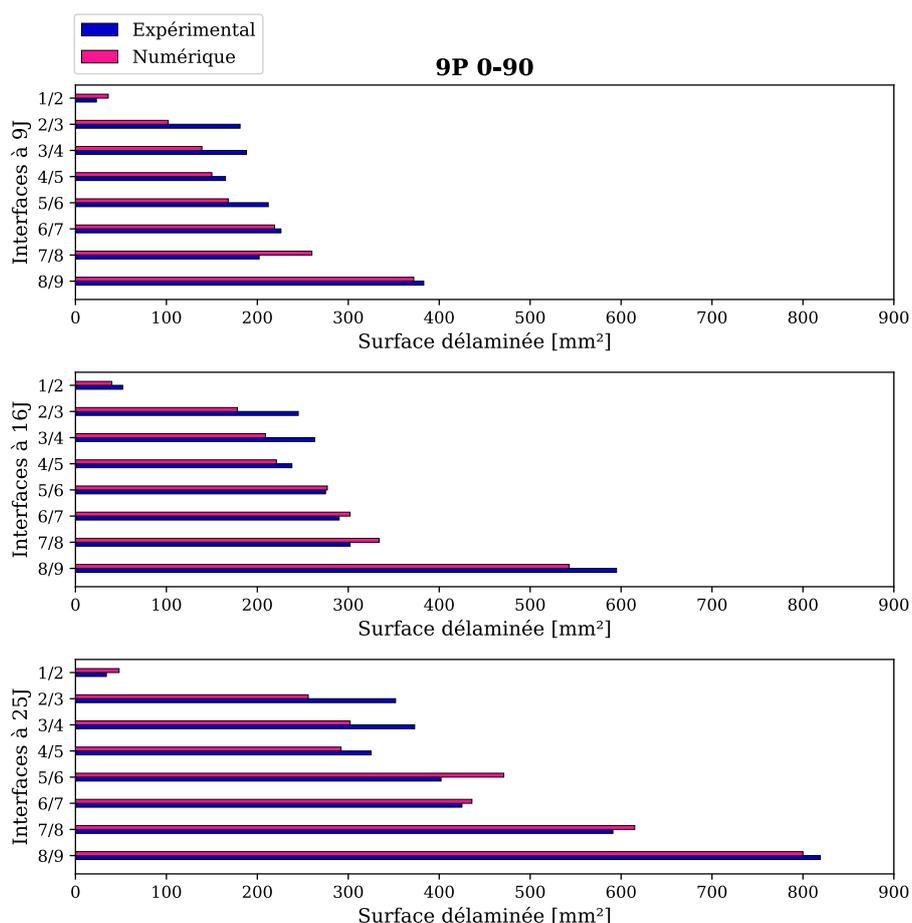


Figure V.53 – Influence de l'énergie d'impact sur les délaminages locaux pour le 9P 0-90

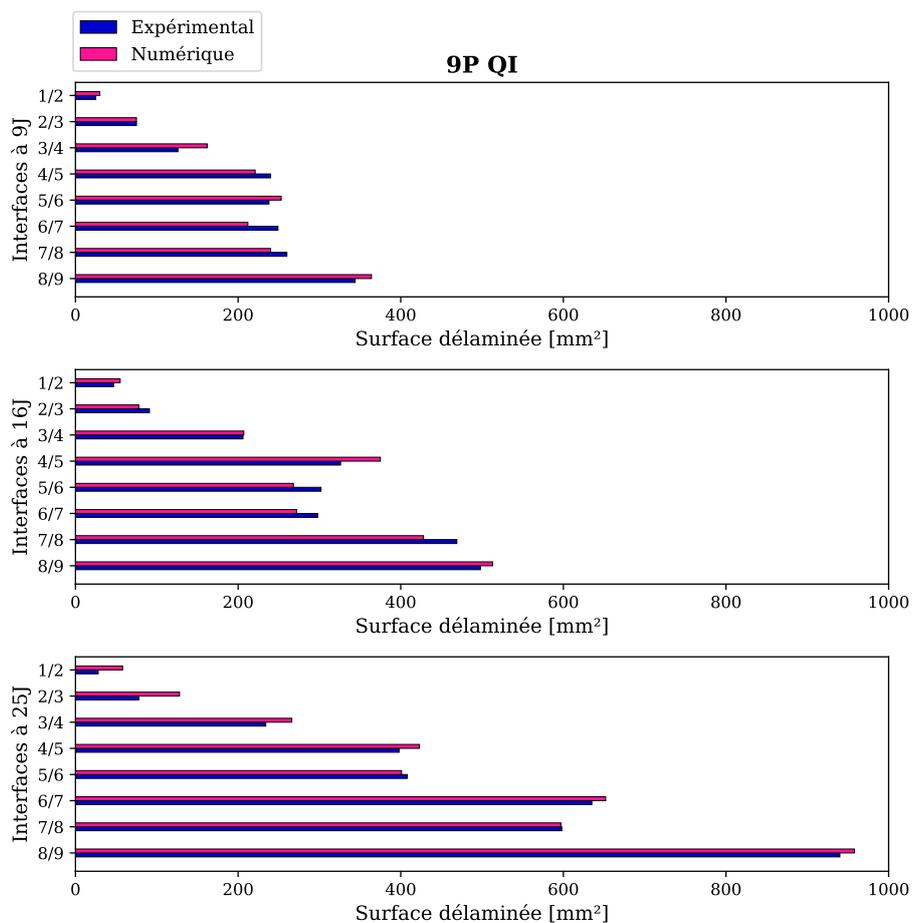


Figure V.54 – Influence de l'énergie d'impact sur les délaminages locaux pour le 9P QI

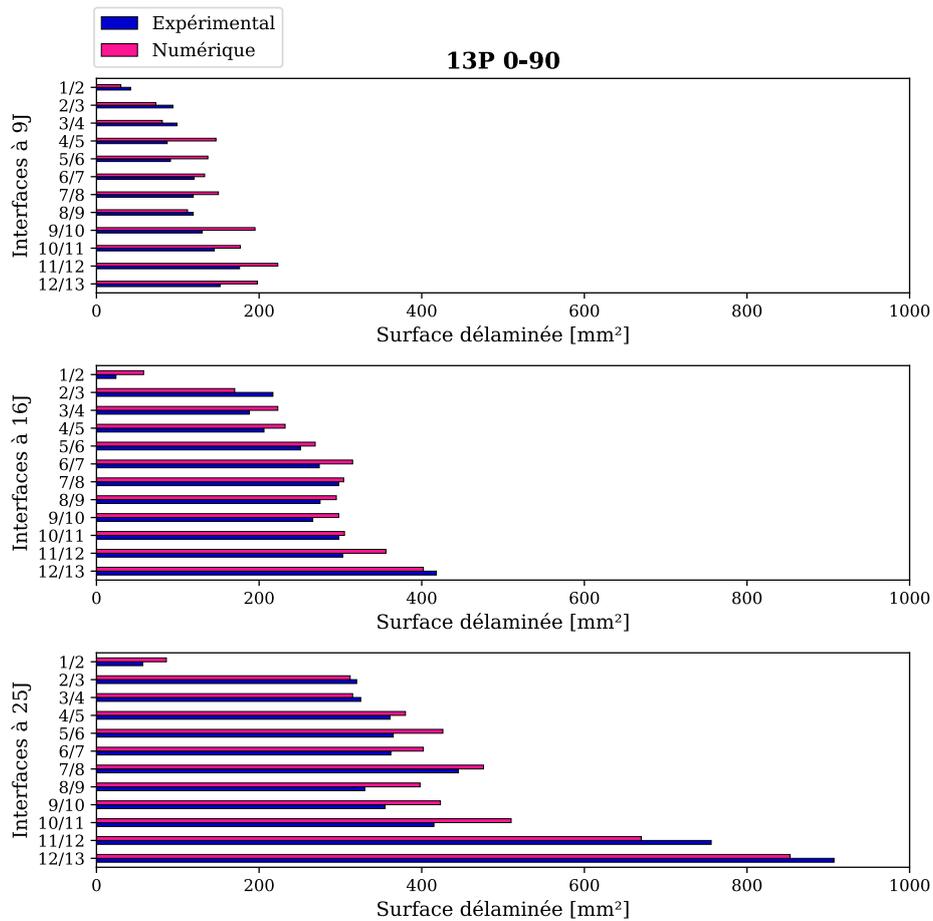


Figure V.55 – Influence de l'énergie d'impact sur les délaminages locaux pour le 13P 0-90

### Conclusion sur l'étude des stratifiés UD épais

Cette section a permis de présenter les résultats des impacts au poids tombant. Ces essais ont servi à la validation du modèle avec une comparaison essai-calcul tant sur les tailles des endommagements que sur les formes des délaminages observés.

Après cela, plusieurs études d'influences sur divers paramètres pertinents ont été effectuées dans le but de mieux comprendre le comportement à l'impact des stratifiés composites unidirectionnels. Ces études ont permis de montrer l'influence de l'épaisseur, de la stratification mais aussi de l'énergie d'impact sur un certain nombre de paramètres tels que la valeur de la première chute d'effort, la perte de raideur post-pic, l'énergie totale dissipée, la répartition dans l'épaisseur et les angles formés par les fissurations matricielles et les délaminages.

## V.6 Conclusion

L'objectif de ce chapitre était de valider le modèle à travers une campagne d'essais d'impacts au poids tombant. De plus, une multitude d'études d'influences ont permis de montrer l'importance de certains mécanismes dans les phénomènes qui surviennent lorsqu'un stratifié unidirectionnel est soumis à un chargement d'impact basse vitesse.

Tout d'abord, la première partie a permis de montrer que le modèle est prédictif en termes de réponse dynamique. En effet, la confrontation des résultats du modèle avec ceux des essais révèle que les courbes d'impacts (effort-déplacement et effort-temps) corrélaient de façon très satisfaisante celle des essais puisque le pic d'effort caractéristique du caractère explosif de l'initiation des délaminages est capté au bon moment. De plus, l'enveloppe globale ainsi que le déplacement maximum sont aussi très bien reproduits. Concernant les endommagements (fissurations matricielles et délaminages), l'erreur moyenne entre les essais et les simulations est d'environ 12%, ce qui est très acceptable pour le type de phénomènes que le modèle s'efforce de capturer.

Ensuite, les trois parties suivantes ont été consacrées à l'étude d'influence de l'épaisseur, de la stratification et de l'énergie initiale d'impact sur divers résultats. La première étude montre que plus l'épaisseur augmente et plus la perte de raideur est significative. Ceci s'accompagne d'une augmentation de l'énergie dissipée et ceci est à mettre en lien direct avec les surfaces délaminées. Numériquement, ces tendances sont bien captées par le modèle sauf l'énergie d'impact où cette dernière est inférieure d'environ 22% à l'expérimental. Ceci est dû au fait que le modèle ne prend pas en compte la non-fermeture des interfaces intralaminaires. Expérimentalement, ces dernières sont liées aux débris laissés dans ces interfaces lors de la remontée de l'impacteur. Il serait donc intéressant d'implémenter une loi prenant en compte cette phénoménologie. Ensuite, l'influence de la stratification avec la comparaison entre le 9P 0-90 et le 9P QI a montré que cela n'a pas d'effet sur la taille du cône d'endommagement ni sur la taille de surfaces délaminées, mais en a sur le profil du "cône", qui est plus un ovoïde dans le cas du 9P QI et sur les formes des délaminages. Enfin, en augmentant l'énergie d'impact, les endommagements augmentent évidemment, mais le cône d'endommagement rétrécit et a tendance à se raidir, à cause de la prépondérance d'un chargement en cisaillement hors-plan (pour les cas 9P et 13P).

Pour conclure, ce chapitre a permis de valider le modèle en dynamique avec une multitude de configurations et d'énergies d'impacts. Le scénario d'endommagement a été approfondi via le modèle. Le chapitre suivant est consacré à l'étude de stratifications hybrides. Ces structures seront développées dans le but de limiter l'initiation des endommagements via le positionnement précis de certaines plis de tissus à l'intérieur des nappes d'unidirectionnels.



---

---

# Chapitre VI      Optimisation par hybridation et exploitation du modèle

---

## Sommaire

---

VI.1	Introduction . . . . .	<b>226</b>
VI.2	Présentation de l'étude des stratifiés hybrides . . . . .	<b>227</b>
VI.2.1	Stratégie de stratification . . . . .	227
VI.2.2	Construction des modèles numériques . . . . .	228
VI.3	Indentations quasi-statiques sur hybrides . . . . .	<b>230</b>
VI.3.1	Courbes d'indentations et cartographies d'endommagements . . . . .	230
VI.3.2	Scénario d'endommagement numérique . . . . .	232
VI.3.3	Comparaison des cartographies d'endommagements . . . . .	238
VI.3.4	Étude d'influence UD-hybrides . . . . .	244
VI.4	Impacts au poids tombant sur hybrides . . . . .	<b>248</b>
VI.4.1	Comparaison expérimental-numérique . . . . .	248
VI.4.2	Influence de l'hybridation sur le décrochage . . . . .	255
VI.4.3	Étude de l'énergie dissipée . . . . .	257
VI.4.4	Répartition et angles des fissurations matricielles . . . . .	257
VI.4.5	Surfaces et répartition des délaminages . . . . .	258
VI.5	Conclusion . . . . .	<b>263</b>

---

## VI.1 Introduction

Le présent chapitre est un chapitre dont l'objectif est double : une tentative d'optimisation des performances des stratifiés unidirectionnels précédemment étudiés et l'exploitation du modèle développé.

Tout d'abord, les [Chapitre IV](#) et [Chapitre V](#) ont permis d'identifier les paramètres importants du modèle et d'identifier les scénarios d'endommagements expérimentaux à travers les essais d'indentation quasi-statiques. La simulation numérique a permis d'aller plus loin en affinant l'identification de ce scénario. De plus, des études d'influence ont été effectuées pour pouvoir dégager des tendances d'évolution en fonction de l'épaisseur, de la stratification ou encore de l'énergie d'impact. L'ensemble de ce travail a permis d'identifier deux grandes parties dans les scénarios : une initiation des endommagements sur le pli inférieur du stratifié sur toutes les configurations se caractérisant par une longue fissuration. Ensuite, dans le cas des stratifiés 0-90, les endommagements apparaissent sur la partie supérieure puis inférieure et ainsi de suite jusqu'à l'endommagement total de tous les plis. Concernant le 9P QI, les endommagements s'initient au centre et se propagent ensuite dans l'épaisseur. Ainsi, la stratégie expérimentale du présent chapitre consiste à remplacer une ou plusieurs nappes unidirectionnelle(s) par des plis de tissus dans le but de limiter l'initiation des fissurations matricielles, précurseurs des délaminages dans les stratifiés épais. L'étude expérimentale sera effectuée sur deux types d'empilements, représentant deux façons différentes de remplacer les nappes UD par les tissus. Des essais d'indentation quasi-statiques permettront de voir l'influence de ces empilements sur les scénarios d'endommagements et des essais d'impacts viendront compléter cette étude pour comprendre le comportement de ces structures composites hybrides dans le cas de chargements dynamiques.

Ensuite, ces essais seront modélisés et cela permettra de confronter les résultats numériques aux résultats expérimentaux et ainsi d'évaluer la capacité du modèle à prédire le comportement de ce type de structure, en dehors de sa zone de validation des [Chapitre IV](#) et [Chapitre V](#). Ces simulations serviront de support pour des études d'influences des empilements sur divers paramètres. Ces études seront effectuées sur les indentations quasi-statiques d'une part et les essais d'impacts d'autre part en présentant parallèlement les résultats d'essais et les résultats numériques, comme pour les chapitres précédents.

Ce chapitre sera clos par un récapitulatif de l'influence des plis de tissus positionnés dans l'épaisseur ainsi que sur les performances du modèle développé et ses limitations.

## VI.2 Présentation de l'étude des stratifiés hybrides

Pour commencer, d'après le [Chapitre IV](#), le premier endommagement qui apparaît lors d'un chargement quasi-statique (*resp.* dynamique) d'une plaque unidirectionnelle est une longue fissure sur le pli opposé à l'indentateur (*resp.* l'impacteur). Cette fissure croît et lorsqu'elle atteint une certaine taille critique, les endommagements dans l'épaisseur surviennent plus ou moins brusquement en fonction de la stratification. Les stratifications contenant uniquement des plis à 0° et 90° sont celles où les endommagements apparaissent de façon très explosive d'après les courbes d'impacts de la [Section V.2](#). Ainsi, seuls le 5P 0-90, le 9P 0-90 et le 13P 0-90 seront étudiés dans ce chapitre.

### VI.2.1 Stratégie de stratification

L'idée est donc de reprendre les stratifications UD et de remplacer certains plis d'UD par des plis de tissu. L'avantage des plis tissés est qu'ils ont deux directions préférentielles ; de fait ce caractère bi-directionnel pourrait aider à limiter les ruptures matricielles intralaminaires et notamment les fissures dues au cisaillement hors-plan.

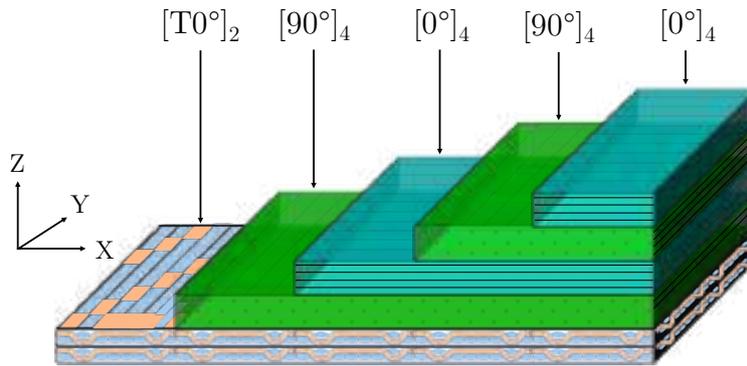
Le matériau utilisé pour l'UD est identique à celui du chapitre précédent *i.e.* le *HTA7-913*). Quant au tissu, le *Hexcel 913/45%/G963*, c'est un pré-imprégné de fibres de carbone avec une armature en satin de 5 noyées dans une résine époxyde. Les propriétés des deux matériaux (épaisseur de chaque pli, masse volumique, taux de fibres et taille de maille<sup>7</sup>) sont résumées dans le [Tableau VI.1](#).

Matériau	Épaisseur [mm]	Masse volumique [kg.m <sup>-3</sup> ]	Taux de fibres [%]	Taille de maille [mm <sup>2</sup> ]
UD	0.13	1570	59	0.99 x 1.0
Tissu	0.33	1770	46	1.4 x 1.4

**Tableau VI.1** – Propriétés des matériaux utilisés

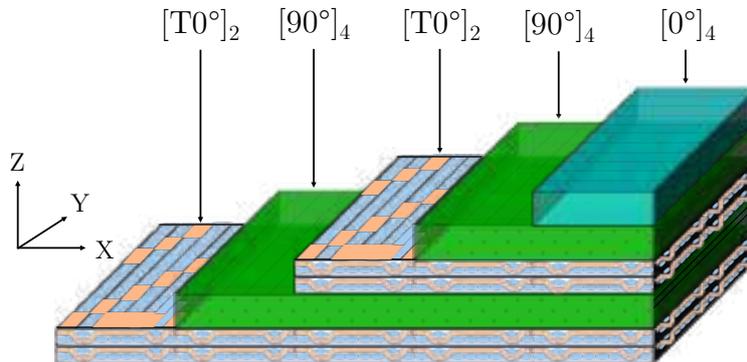
Le premier type d'hybridation, noté H1, consiste à remplacer les quatre nappes unidirectionnelles du pli inférieur (orientées à 0°) par deux plis de tissu dont le sens chaîne est orienté dans le sens long de la plaque (*i.e.* le sens 0° des plis UD remplacés). La [Figure VI.1](#) représente l'empilement H1 pour la configuration 5P 0-90. Celle-ci sera notée 5P 0-90-H1, les deux autres seront notées 9P 0-90-H1 et 13P 0-90-H1.

7. Taille du motif élémentaire caractéristique du matériau



**Figure VI.1** – Schéma de la configuration hybride utilisée pour le 5P 0-90-H1

Un autre empilement hybride a été utilisé. En effet, en partant du postulat que le cisaillement maximal se trouve au centre d'un stratifié UD épais, il a été proposé de reprendre les stratifications hybrides précédentes et de substituer dans chaque configuration (5P 0-90, 9P 0-90 et 13P 0-90) les quatre plis UD du milieu (orientés à  $0^\circ$ ) par deux plis de tissu (dont le sens chaîne est orienté dans le sens  $0^\circ$  des nappes UD remplacées). La configuration du 5P 0-90-H1 de la Figure VI.1 ainsi hybridée devient celle de la Figure VI.2 et notée 5P 0-90-H2.



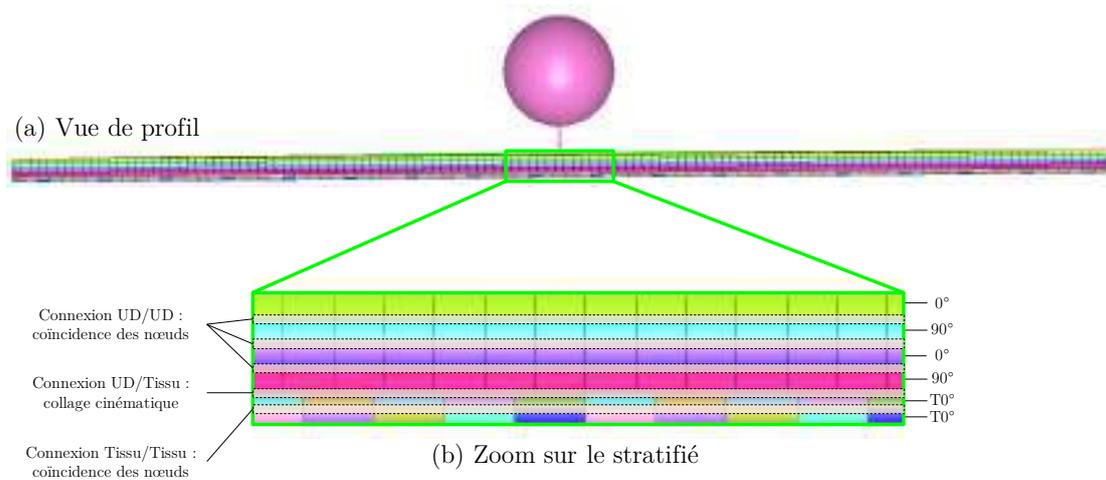
**Figure VI.2** – Schéma de la configuration hybride utilisée pour le 5P 0-90-H2

Les deux types d'empilements hybrides seront tout d'abord soumis à des indentations quasi-statiques pour identifier le scénario d'endommagement avant d'être étudiées sous sollicitation d'impact au poids tombant.

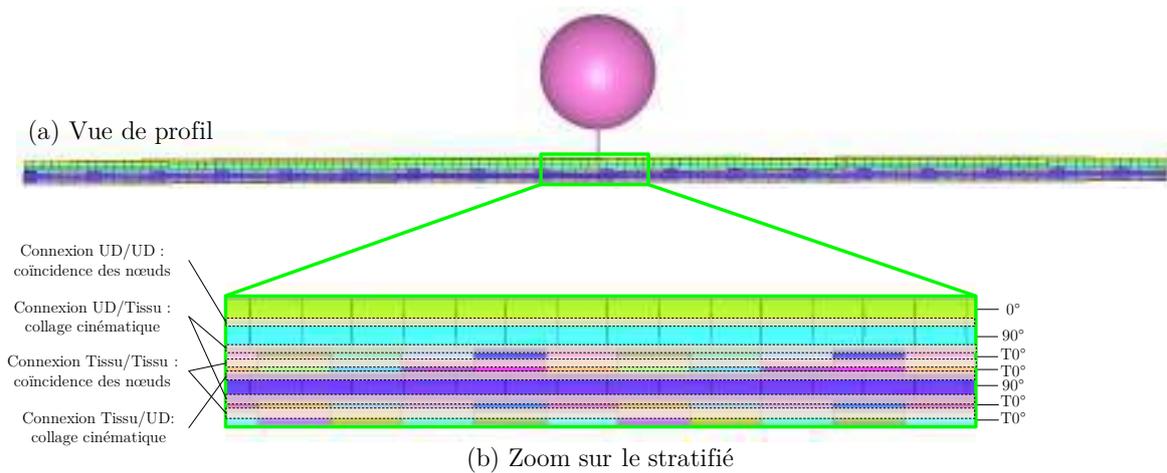
## VI.2.2 Construction des modèles numériques

Avant de passer à la présentation des résultats expérimentaux, il convient de présenter la construction des modèles numériques. Ces modèles sont communs aux indentations quasi-statiques et aux impacts. Dans le premier cas, l'indenteur est piloté en déplacement à une vitesse constante. Dans le deuxième cas, l'impacteur est soumis à une vitesse initiale (représentant l'énergie d'impact initiale) dont la valeur dépend du cas étudié. La modélisation des deux types d'hybrides est présentée sur la Figure VI.3 avec l'exemple du

5P 0-90-H1 et sur la [Figure VI.4](#) avec l'exemple du 5P 0-90-H2.



**Figure VI.3** – Modélisation des stratifiés hybrides du type H1 avec l'exemple du 5P 0-90-H1



**Figure VI.4** – Modélisation des stratifiés hybrides du type H2 avec l'exemple du 5P 0-90-H2

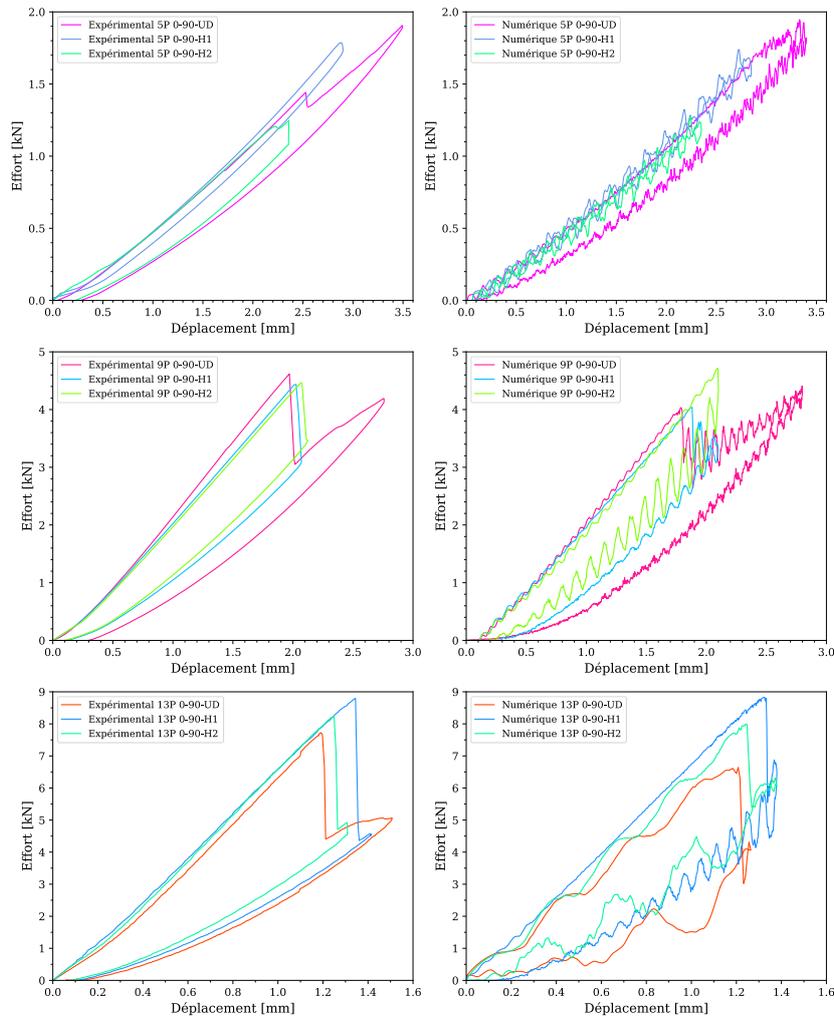
Tout d'abord, chaque pli de tissu réel sera représenté par un unique pli numérique. De plus, la modélisation utilisée et présentée sur les schémas précédents, repose sur le fait qu'entre les plis d'UD, la coïncidence des nœuds suffit. Mais entre les plis d'UD et de tissu, cela n'est pas possible puisque les tailles de maille entre les deux plis sont différentes : il faut donc avoir recours au collage cinématique interne de Radioss. Ce dernier nécessite pour chaque interface UD/Tissu la définition d'une surface maître et des nœuds esclaves : la surface maître est la surface du pli de tissu en contact avec l'UD et les nœuds esclaves sont ceux de l'UD en contact avec le pli de tissu. Ce choix a été fait après quelques calculs préliminaires. En effet, en inversant cette relation maître/esclave, les résultats obtenus n'étaient tout simplement pas acceptables. L'influence de la relation maître/esclave est décrite précisément par [\[Kudawoo, 2018\]](#) qui a utilisé le *Code ASTER* comme support.

## VI.3 Indentations quasi-statiques sur hybrides

Cette partie sera consacrée à l'étude expérimentale et numérique des essais arrêtés sur les stratifiés hybrides. Les essais effectués n'ont pas pour but d'aller jusqu'à la ruine totale de la plaque (*i.e.* jusqu'aux ruptures de fibres) mais d'identifier le scénario qui fait intervenir fissurations matricielles et délaminages.

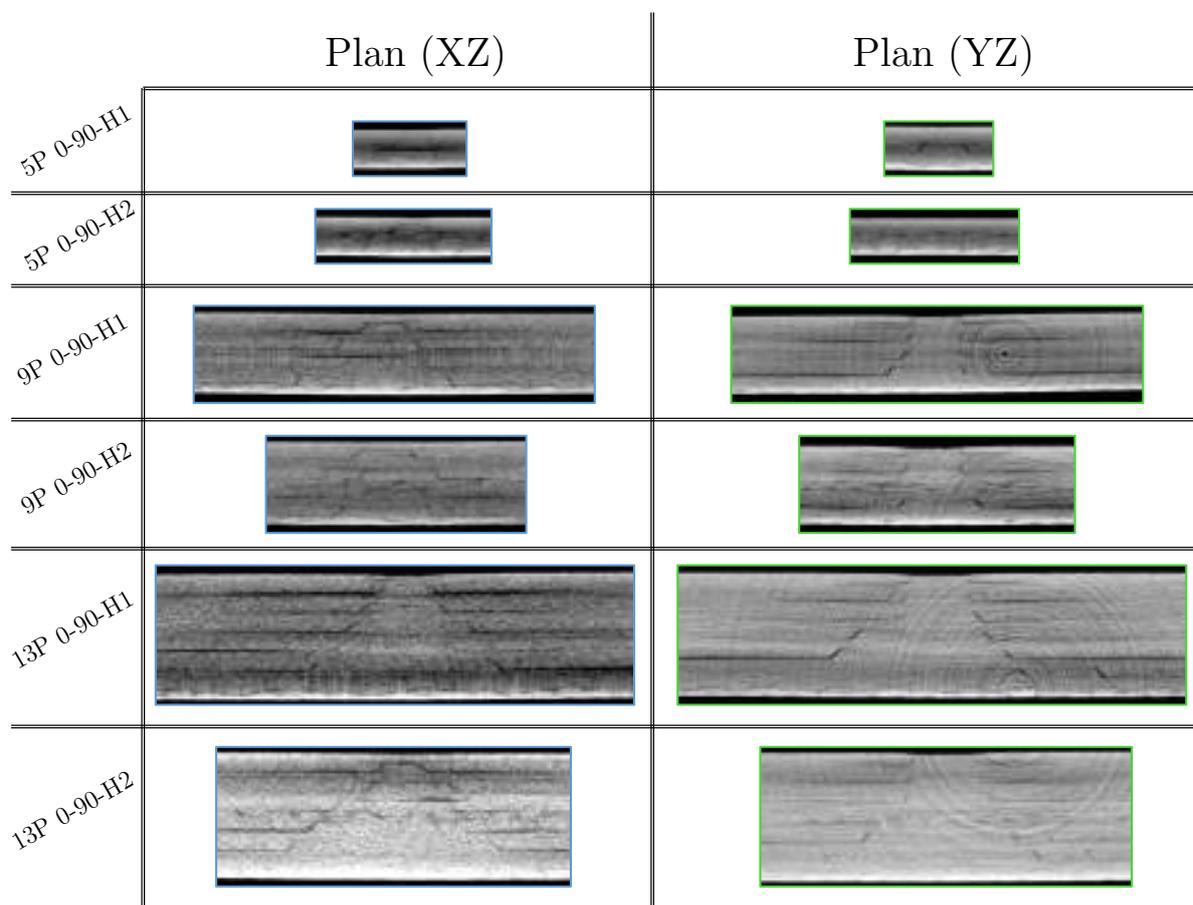
### VI.3.1 Courbes d'indentations et cartographies d'endommagements

Comme pour les indentations du chapitre précédent, l'indentation s'effectue jusqu'à entendre un son à l'oreille puis des tomographies RX sont effectuées pour identifier le mécanisme responsable du son entendu. Les courbes de la Figure VI.5 représentent les indentations effectuées pour chacune des six configurations hybrides et les stratifiés UD du Chapitre IV tant expérimentalement que numériquement.



**Figure VI.5** – Comparaison des courbes effort-déplacement pour les configurations UD, H1 et H2 de chaque stratifié en quasi-statique

Comme pour les indentations sur stratifiés 100% UD, la chute brutale d'effort intervient brusquement (pour le 9P 0-90-H1, le 9P 0-90-H2, le 13P 0-90-H1 et le 13P 0-90-H2) comme représenté sur la [Figure VI.5](#). De plus, en regardant la [Figure VI.6](#), il se trouve que l'ensemble des plis d'UD ont été fissurés et les interfaces entre eux délaminées. Malgré le fait que le 5P 0-90-H1 et le 5P 0-90-H2 ne présentent pas de chutes d'effort, les fissures matricielles et les délaminages apparaissent soudainement aussi. Le seul changement est le fait que le pli inférieur n'est pas du tout pré-fissuré : étant donné que le tissu est constitué de torons de fibres dans le sens trame, il est beaucoup plus difficile d'endommager le pli dans cette direction, contrairement aux nappes d'UD. La [Figure VI.6](#) représente l'état d'endommagement de chaque type d'hybride pour les indentations représentées sur la [Figure VI.5](#).



**Figure VI.6** – Cartographies des fissurations matricielles et des délaminages pour les stratifiés hybrides étudiés suivant les coupes (XZ) (à gauche) et (YZ) (à droite)

Numériquement, il a fallu identifier les paramètres des interfaces UD/Tissu et Tissu/UD. Cette identification est supposée être identique pour les interfaces UD/Tissu et Tissu/UD en première approximation pour les valeurs des contraintes d'initiation. De plus, cette dernière s'est faite en calant ces derniers au regard des courbes d'indentations quasi-statique. En effet, la chute brutale d'effort permet d'avoir l'initiation des interfaces interlaminaires. Les paramètres des interfaces Tissu/Tissu ont été identifiés dans les travaux de thèse de [\[Pascal, 2016\]](#). Concernant la propagation (représentée par les taux de restitution d'énergie)

les valeurs sont celles des interfaces de délaminage codées dans chaque élément. Plus précisément, les interfaces interlaminaires UD 90°/Tissu 0° sont codées dans l'élément UD, ainsi  $G_I^c$  et  $G_{II}^c$  sont ceux identifiés dans le [Tableau IV.1](#). Pour les taux de restitution d'énergie des interfaces Tissu 0°/UD 90°, ce sont ceux identifiés pour les interfaces codées dans l'élément Tissu. L'ensemble de ces paramètres est récapitulé dans le [Tableau VI.2](#).

Interface	$\sigma_I^0$ [MPa]	$\sigma_{II}^0$ [MPa]	$G_I^c$ [kJ.m <sup>-2</sup> ]	$G_{II}^c$ [kJ.m <sup>-2</sup> ]
Tissu 0°/Tissu 0°	40	60	0.56	1.60
UD 90°/Tissu 0°	60	90	0.30	0.70
Tissu 0°/UD 90°	60	90	0.56	1.60

**Tableau VI.2** – Paramètres des interfaces interlaminaires utilisées pour les modèles hybrides

La cartographie de la [Figure VI.6](#) montre que les plis de tissus ne sont pas endommagés. Ainsi, la chute d'effort est liée aux fissurations matricielles dans les plis d'UD et aux délaminages initiés. Cependant, les essais ne permettent pas de localiser précisément l'apparition des fissurations. Néanmoins, le modèle peut être exploité pour accéder à ce scénario et avoir une idée de la chronologie d'endommagement.

### VI.3.2 Scénario d'endommagement numérique

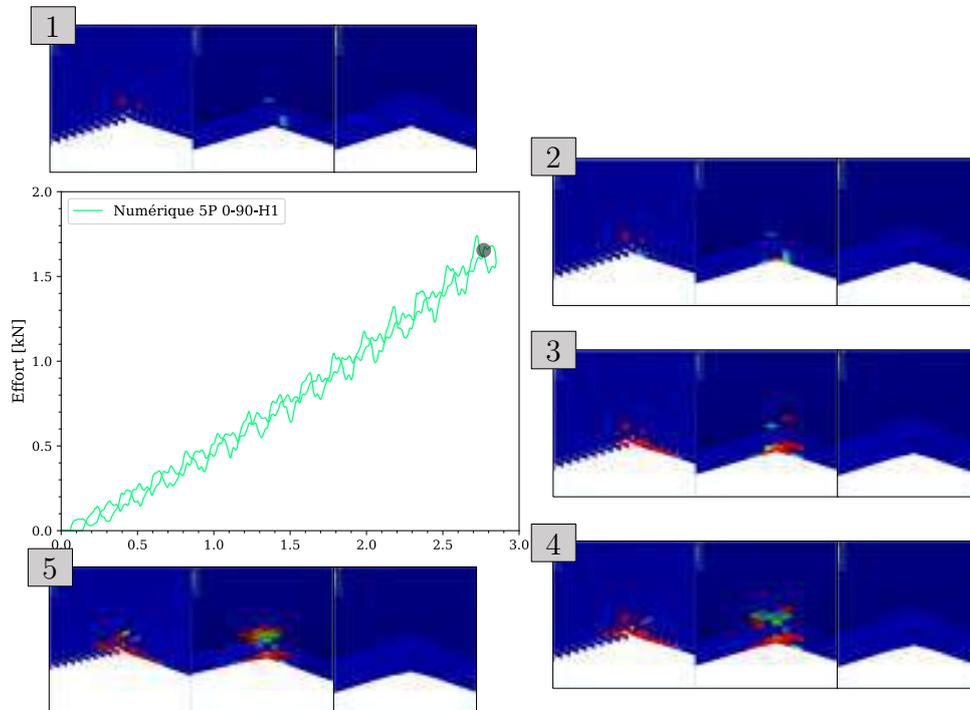
Un des avantages du modèle numérique est qu'il permet d'identifier un scénario d'endommagement possible et de mieux comprendre les étapes qui mènent à cette chute brutale d'effort caractéristique des stratifiés épais à forte proportion de nappes unidirectionnelles. Ainsi, les paragraphes suivants présentent les étapes successives d'endommagement des fissures matricielles et des délaminages. Concernant les plis unidirectionnels, les fissures matricielles sont représentées par les interfaces intralaminaires. Quant à celles potentiellement présentes dans le tissu, elles sont représentées par une variable d'endommagement de l'élément plaque du tissu, notée  $d_{xy} = \frac{d_x + d_y}{2}$  dont chacune des deux composantes est calculée par l'équation [Eq-II.3](#) : c'est en fait l'endommagement moyen de la plaque dans les deux directions principales.

#### VI.3.2.1 Scénario du 5P 0-90-H1

Le scénario<sup>8</sup> du 5P 0-90-H1, présenté sur la [Figure VI.7](#), présente une initiation des endommagements sur le pli supérieur, puis sur le 4<sup>ème</sup> pli. De plus, un délaminage s'initie

8. Dans chaque étape du scénario : (*à gauche*) : endommagement matriciel de l'UD, (*au milieu*) : délaminage, (*à droite*) : endommagement matriciel du tissu

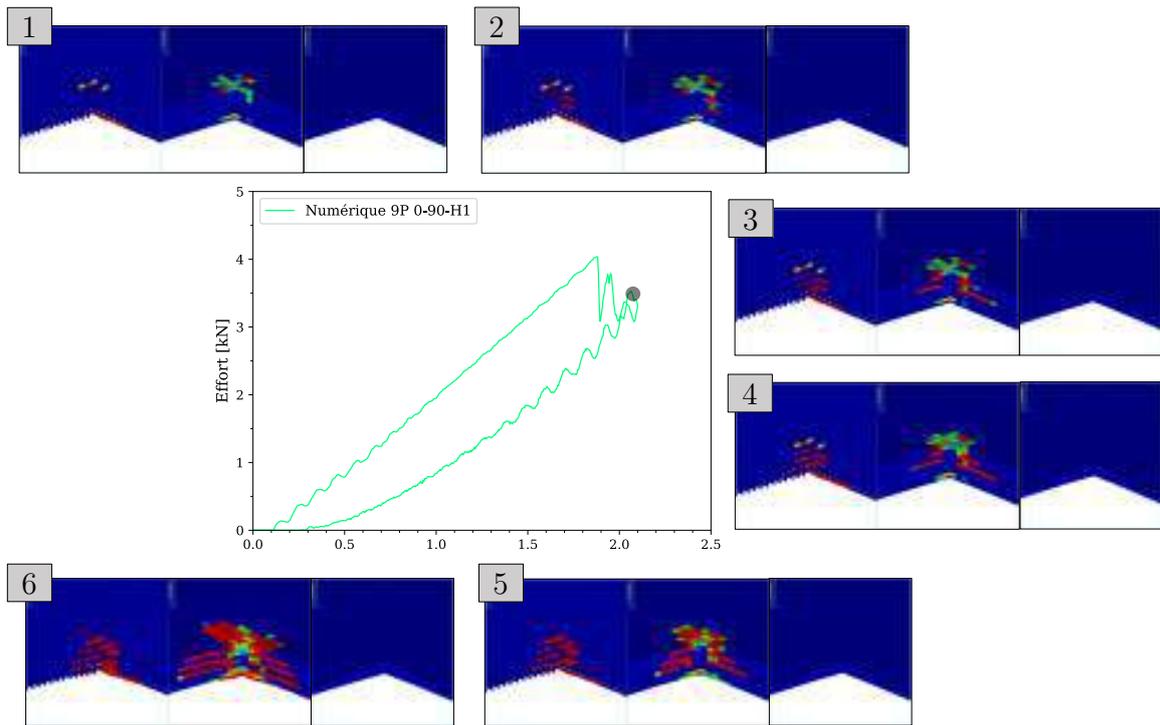
entre les plis 5 et 6 (interface Tissu/Tissu). Ensuite les endommagements remontent vers les plis supérieurs. Il est à noter que les plis de tissus ne sont pas endommagés.



**Figure VI.7** – Scénario d'endommagement numérique pour le 5P 0-90-H1. Dans chaque étape : (à gauche) endommagement matriciel UD, (au milieu) délaminage, (à droite) endommagement matriciel Tissu

### VI.3.2.2 Scénario du 9P 0-90-H1

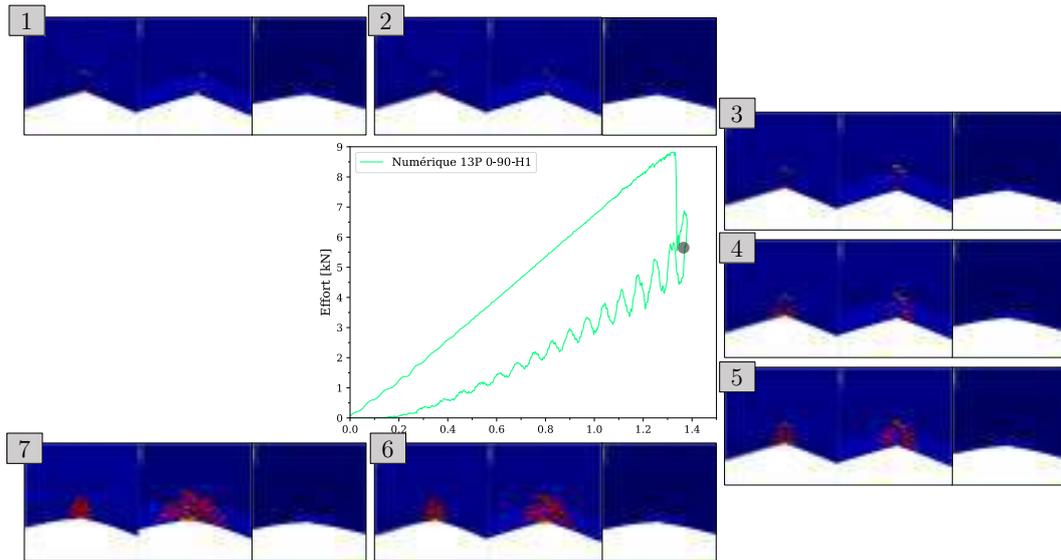
Quant au 9P 0-90-H1, les endommagements commencent sur les plis 1 et 8. Puis, c'est au tour des plis 3 et 5 (plis orientés à  $0^\circ$ ) de s'endommager. S'initient par la même occasion des délaminages entre ces plis. L'étape suivante est l'endommagement des plis 4 et 6 (plis orientés à  $90^\circ$ ). Enfin, les plis unidirectionnels 2 et 7 s'endommagent en initiant des délaminages. De plus, un délaminage apparaît entre les plis 9 et 10 (interface Tissu/Tissu). Ce scénario est donc globalement identique au scénario du 5P 0-90-H1 puisque les endommagements matriciels apparaissent successivement sur les plis supérieurs et inférieurs et tendent à se rejoindre au centre de la plaque. Cependant, les délaminages Tissu/Tissu s'initient plus tôt dans le cas du 5P 0-90-H1. Ceci pourrait être imputable au fait que ce stratifié étant plus fin que le 9P 0-90-H1, les interfaces sont plus sollicitées en Mode II et donc délaminent plus tôt.



**Figure VI.8** – Scénario d’endommagement numérique pour le 9P 0-90-H1. Dans chaque étape : (à gauche) endommagement matriciel UD, (au milieu) délaminage, (à droite) endommagement matriciel Tissu

### VI.3.2.3 Scénario du 13P 0-90-H1

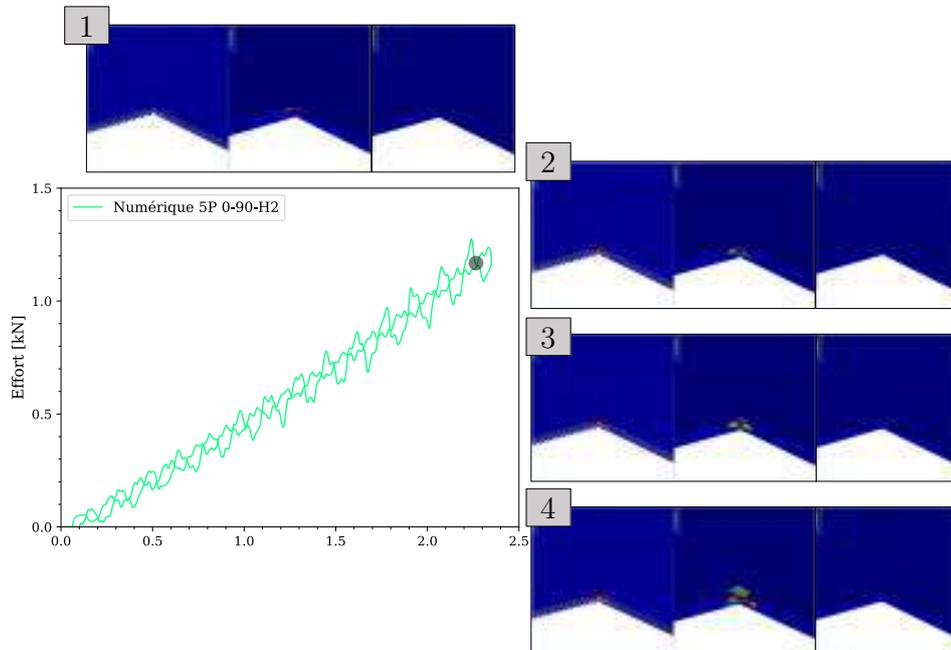
Dans le cas du 13P 0-90-H1, les endommagements commencent sur le pli supérieur et le 12<sup>ème</sup> pli; ces derniers sont accompagnés de délaminages entre les plis adjacents. Puis les endommagements “descendent”, contrairement au 5P 0-90-H1. L’épaisseur a donc la même influence sur le scénario que dans le cas des stratifiés 100% UD puisque les endommagements descendent aussi vers la partie inférieure. Enfin, les interfaces Tissu/Tissu commencent à délaminer. On retrouve ainsi le même comportement à ce niveau que dans le 9P 0-90-H1. En effet, les interfaces Tissu/Tissu sont moins sollicitées au début de l’indentation puisque la majorité du chargement se fait par le cisaillement hors-plan, présent dans l’épaisseur du stratifié. Quant à cette interface, elle est principalement sollicitée lorsque l’indentation augmente et ce chargement se fait en mode II. Ceci explique que la dernière interface à rompre est celle-ci. Pour évaluer l’apport de ces plis de tissu, des études d’influences seront effectuées sur différents paramètres dans la [Section VI.3.4](#).



**Figure VI.9** – Scénario d'endommagement numérique pour le 13P 0-90-H1. Dans chaque étape : (à gauche) endommagement matriciel UD, (au milieu) délaminage, (à droite) endommagement matriciel Tissu

#### VI.3.2.4 Scénario du 5P 0-90-H2

Le scénario du 5P 0-90-H2 est présenté sur la [Figure VI.10](#) ci-dessous.

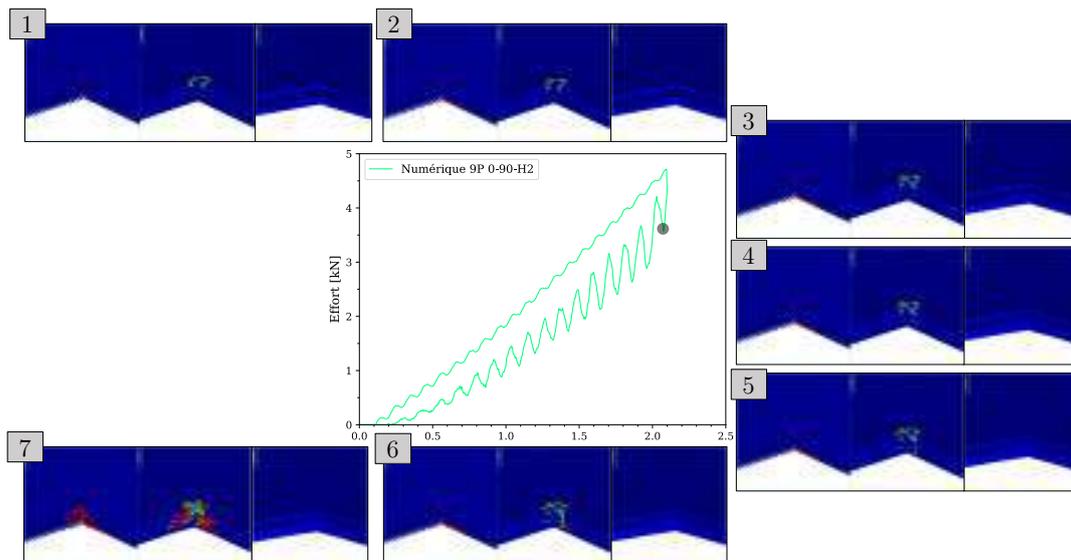


**Figure VI.10** – Scénario d'endommagement numérique pour le 5P 0-90-H2. Dans chaque étape : (à gauche) endommagement matriciel UD, (au milieu) délaminage, (à droite) endommagement matriciel Tissu

En remplaçant le pli UD du milieu sur le 5P 0-90-H1 par deux plis de tissu, le scénario n'est pas exactement le même. En effet, les endommagements commencent par le haut du stratifié puis "descendent". Et comme sur le 5P 0-90-H1, la dernière interface à s'endommager est l'interface entre les deux plis de tissu sur la partie inférieure du stratifié. Ainsi, les deux plis de tissu intermédiaires empêchent l'endommagement précoce du pli UD encapsulé entre les plis de tissu. Il y a donc un effet "protecteur" de ces derniers.

### VI.3.2.5 Scénario du 9P 0-90-H2

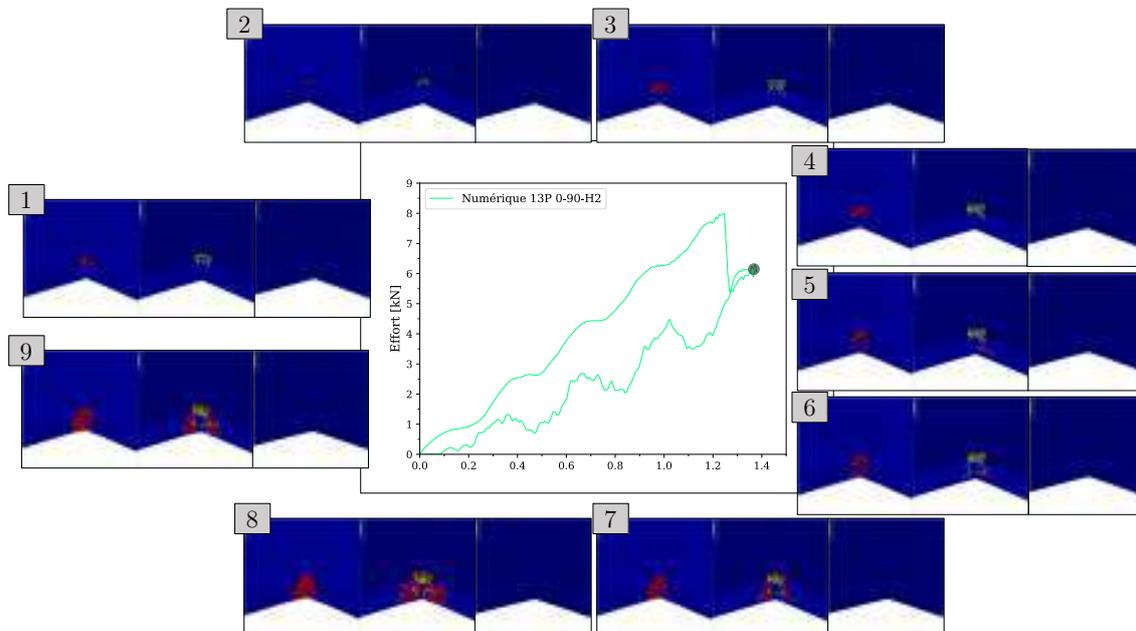
Le scénario du 9P 0-90-H2 commence comme pour le 9P 0-90 et le 9P 0-90-H1 : le pli supérieur commence à s'endommager et initie des délaminages au niveau de l'interface 1/2 puis c'est au tour du dernier pli UD de s'endommager. Ensuite, un délaminage s'initie au niveau de l'interface 6/7 (interface Tissu/UD) au milieu du stratifié. Ce dernier se propage et ensuite des interfaces interlaminaires s'endommagent légèrement dans l'épaisseur. Enfin, les interfaces intralaminaires des plis UD s'endommagent toutes en même temps créant ainsi des délaminages importants au niveau de toutes les interfaces du stratifié sauf au niveau de l'interface Tissu/Tissu des plis inférieurs : cette rupture est très explosive malgré la présence des plis de tissu. Le début du scénario est donc le même que pour le 9P 0-90 et le 9P 0-90-H1 mais les plis de tissus intermédiaires empêchent une propagation vers les plis inférieurs. En effet, les interfaces du milieu commencent à s'endommager légèrement et ensuite les endommagements des plis d'UD arrivent de façon extrêmement rapide (environ  $1\mu s$  entre l'étape 1 et 7).



**Figure VI.11** – Scénario d'endommagement numérique pour le 9P 0-90-H2. Dans chaque étape : (à gauche) endommagement matriciel UD, (au milieu) délaminage, (à droite) endommagement matriciel Tissu

## VI.3.2.6 Scénario du 13P 0-90-H2

Pour ce dernier cas, les endommagements commencent par arriver sur les plis supérieurs puis descendent vers le milieu du stratifié. Cette fois-ci le dernier pli UD ne s'endommage pas dès le début et le délaminage associé n'est pas non plus présent dès le début. Ainsi, les plis de tissu du milieu empêchent le dernier pli UD de se charger et les endommagements sont donc initialement localisés sur la partie supérieure du stratifié. Puis, toujours au milieu du stratifié, l'interface UD/Tissu commence légèrement à délaminer et c'est au tour de l'interface Tissu/Tissu un pas de temps plus tard. Ensuite, les endommagements continuent de "descendre" en traversant l'ensemble du stratifié. Enfin, l'interface Tissu/Tissu de la partie inférieure de la plaque commence à délaminer légèrement. Il est à noter que les délaminages initiés au niveau des interfaces Tissu/Tissu et UD/Tissu ne sont pas importants comparativement aux autres délaminages. Il y a donc une influence non négligeable, en terme de scénario d'endommagement des plis de tissus positionnés au milieu du stratifié.



**Figure VI.12** – Scénario d'endommagement numérique pour le 13P 0-90-H2. Dans chaque étape : (à gauche) endommagement matriciel UD, (au milieu) délaminage, (à droite) endommagement matriciel Tissu

## Conclusion sur les scénarios des configurations hybrides

En conclusion, l'apport des configurations H1 sur le scénario d'endommagement est moindre. En effet, les plis inférieurs en tissu n'empêchent pas la rupture brutale des interfaces intralaminaires et donc l'initiation des délaminages qui se fait de la même façon que dans les cas 100% UD. En revanche, les configurations H2 changent le scénario, puisqu'au lieu d'avoir cet effet "ping-pong" observé pour les stratifications UD, les endommagements ont tendance à apparaître sur les plis supérieurs puis "redescendent" vers les plis inférieurs, avec au passage une initiation très légère des délaminages au niveau des interface Tissu/Tissu et

Tissu/UD. Finalement, les plis de tissu ont l'air de retarder l'initiation des délaminages mais ces derniers apparaissent très brusquement une fois initiés. Il est important aussi de noter qu'aucun pli de tissu n'est endommagé (fissuré) dans chacune des configurations étudiées.

### VI.3.3 Comparaison des cartographies d'endommagements

Cette section présente les cartographies des endommagements matriciels et des délaminages pour les 6 configurations utilisées dans ce chapitre. Les Figure VI.13 à Figure VI.18 permettent de comparer les endommagements expérimentaux (obtenus via les tomographies RX) et les endommagements numériques. À gauche, sont représentées les fissurations matricielles au sein de chaque pli et à droite les délaminages entre les plis. Les plis de tissus sont mis en évidence en étant écrits en gras.

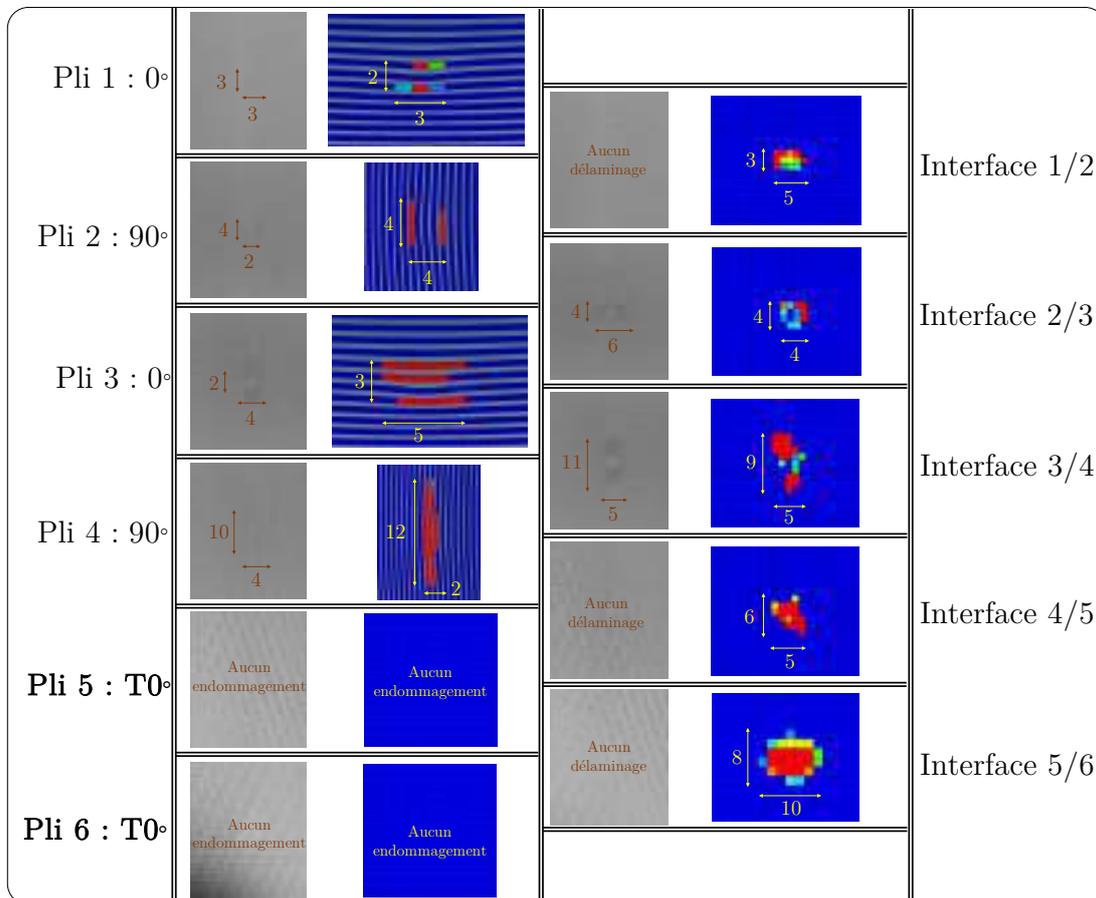


Figure VI.13 – Comparaison expérimental-numérique des cartographies d'endommagements du 5P 0-90-H1 pour l'indentation quasi-statique

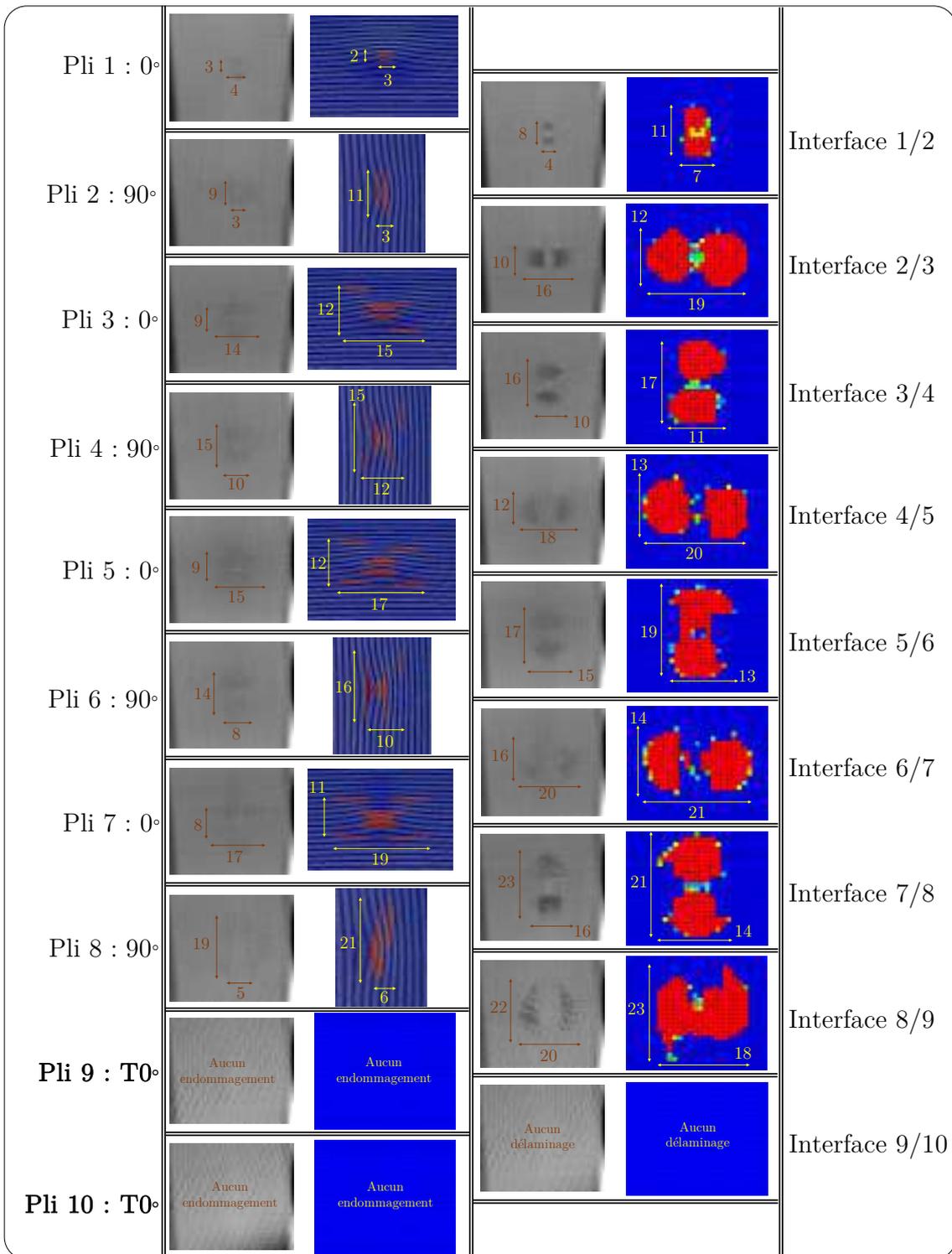


Figure VI.14 – Comparaison expérimental-numérique des cartographies d'endommagements du 9P 0-90-H1 pour l'indentation quasi-statique

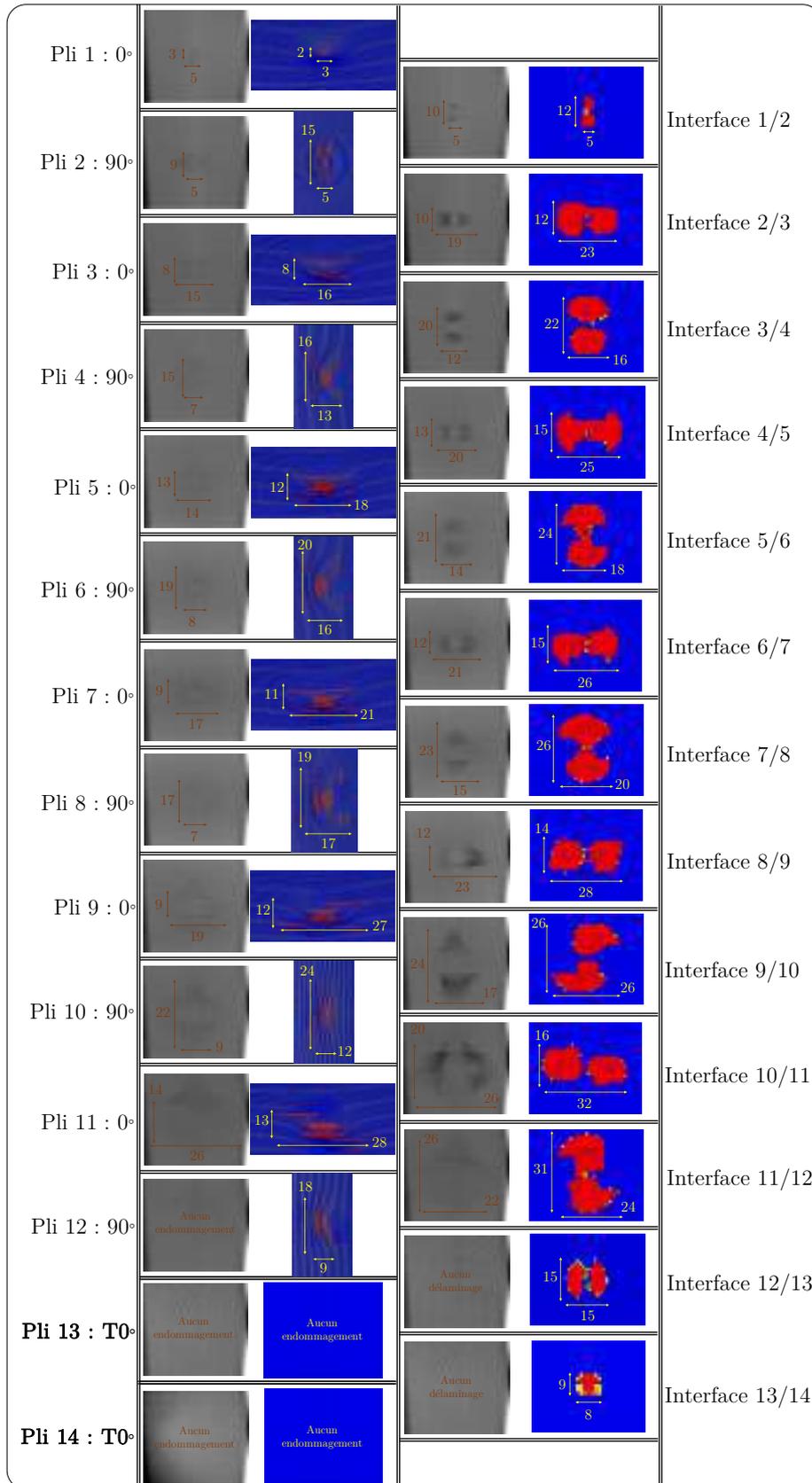


Figure VI.15 – Comparaison expérimental-numérique des cartographies d'endommagements du 13P 0-90-H1 pour l'indentation quasi-statique

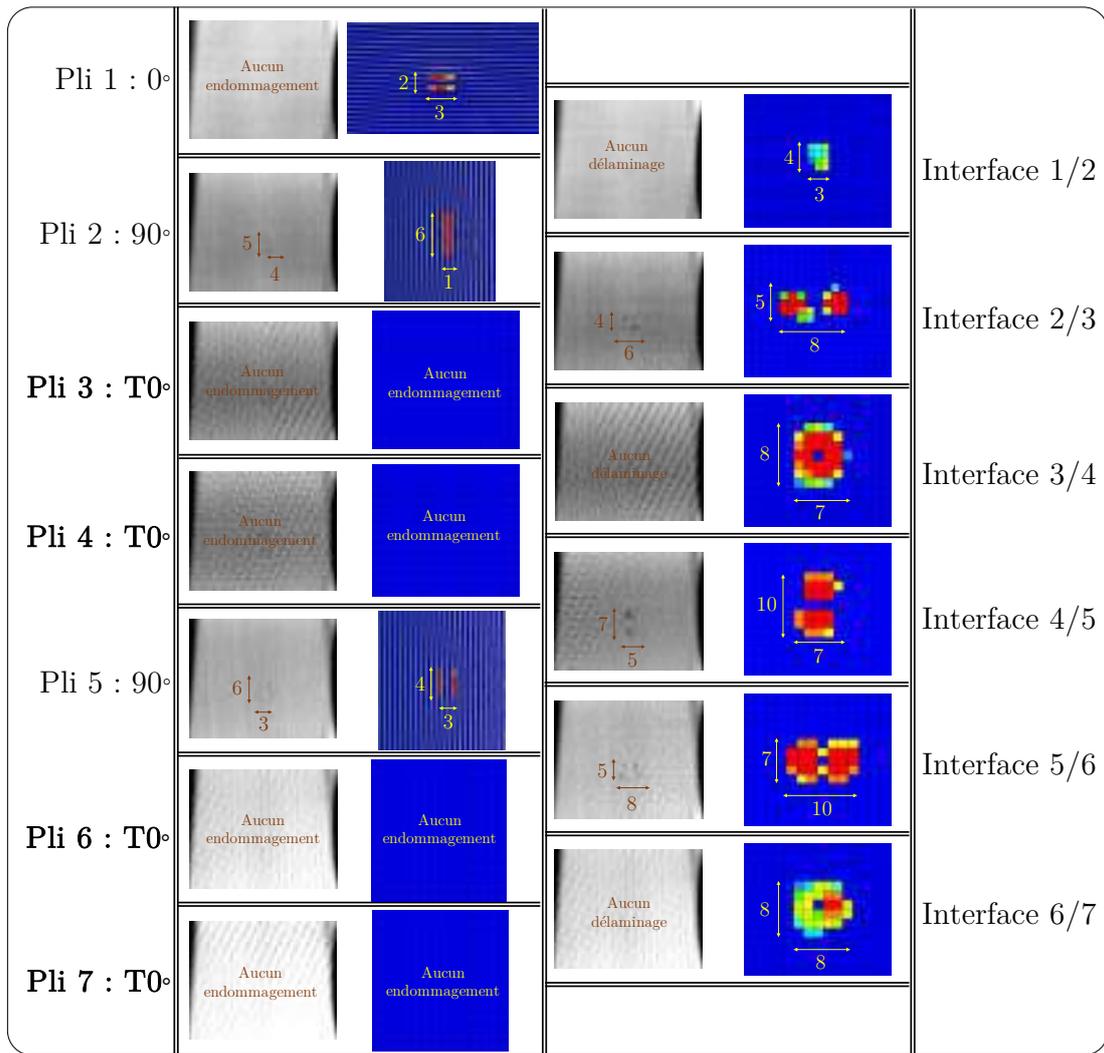


Figure VI.16 – Comparaison expérimental-numérique des cartographies d'endommagements du 5P 0-90-H2 pour l'indentation quasi-statique

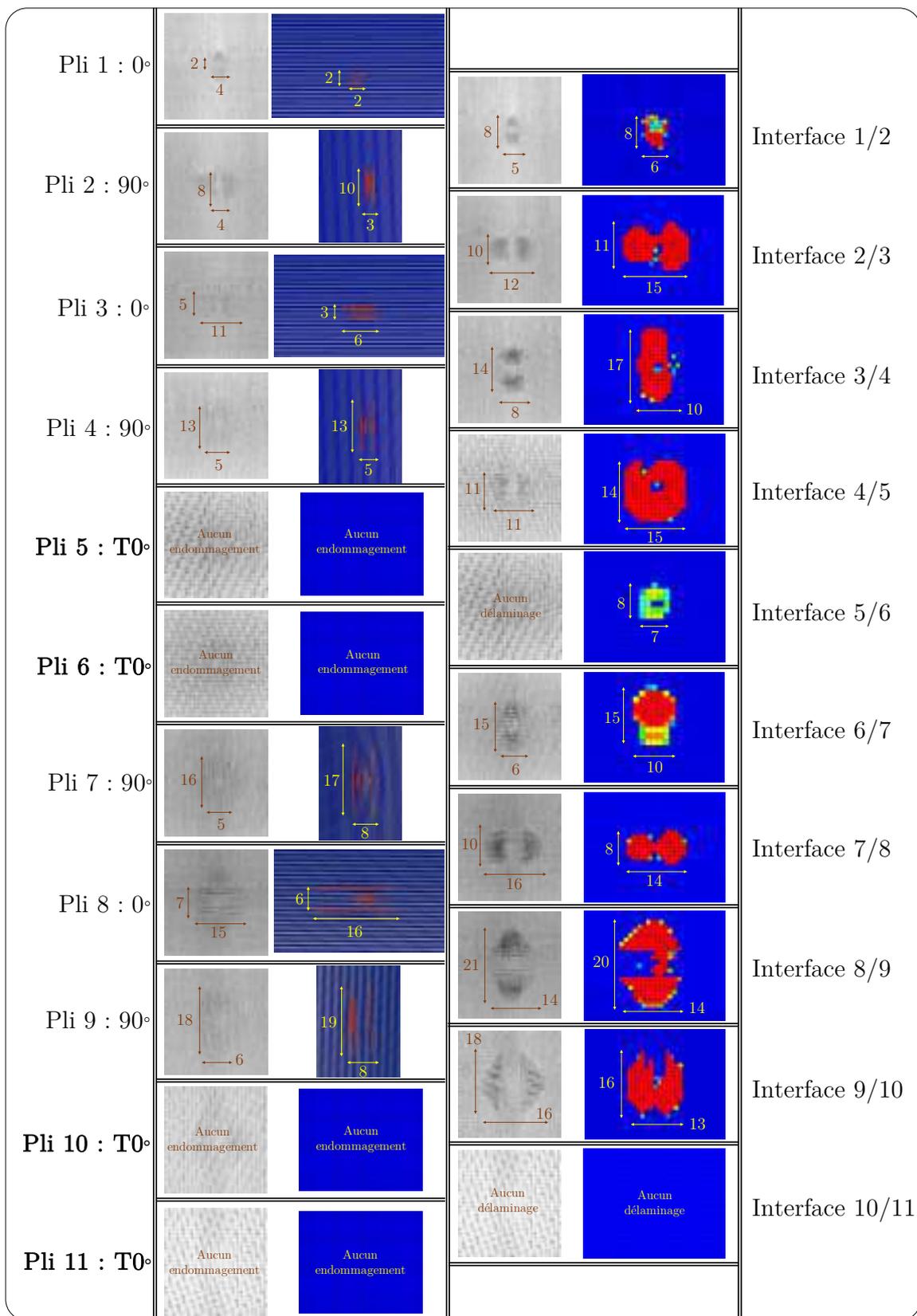


Figure VI.17 – Comparaison expérimental-numérique des cartographies d'endommagements du 9P 0-90-H2 pour l'indentation quasi-statique

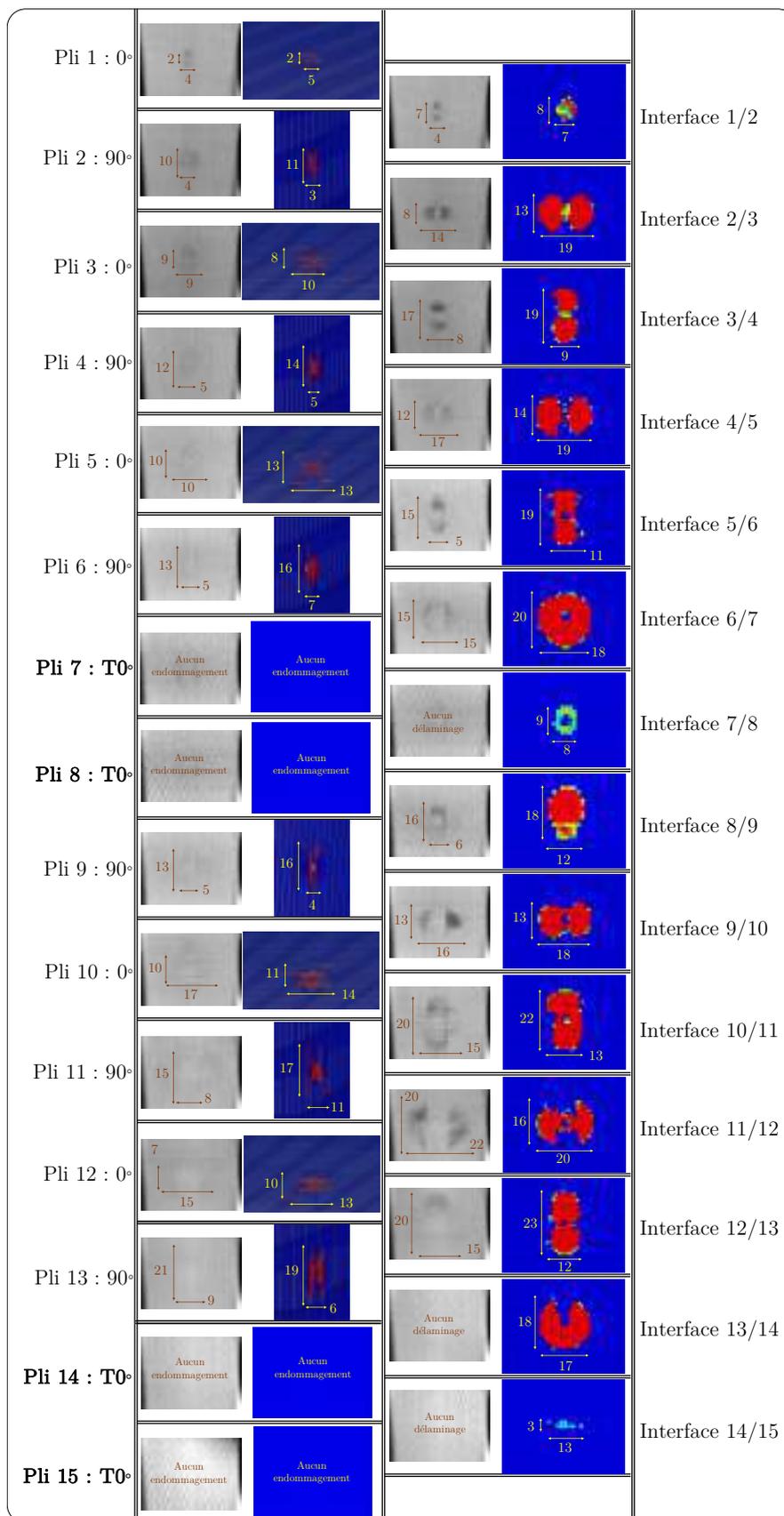


Figure VI.18 – Comparaison expérimental-numérique des cartographies d'endommagements du 13P 0-90-H2 pour l'indentation quasi-statique

## Bilan sur les endommagements hybrides en quasi-statique

Les endommagements présentés ci-dessus sont très similaires à ceux des stratifiés 100% UD. En effet, les fissurations matricielles en forme de “X” sont retrouvées sur les plis UD et les interfaces UD 0°/UD 90° présentent les formes caractéristiques en double hélice. Numériquement, ces deux comportements sont bien captés par le modèle. En termes d’erreurs, l’écart moyen au niveau des fissurations matricielles est de 15% et il est de 19% concernant les délaminages. Ces valeurs sont légèrement supérieures à celles des UD seuls.

En regardant plus en détail, concernant les configurations H1, globalement les dommages sont bien représentés au niveau des plis d’UD, mais concernant les interfaces UD/Tissu et Tissu/Tissu, ce n’est pas forcément le cas. En effet, sur le 5P 0-90-H1 et le 13P 0-90-H1, les tomographies ne montrent pas de délaminage au niveau de ces deux interfaces, mais numériquement, il y a de légers délaminages. Pour le 9P 0-90-H1, malgré la bonne taille de délaminage au niveau de l’interface UD/Tissu, c’est la forme du délaminage qui n’est pas exactement identique à l’expérimental. Quantitativement, l’erreur sur les délaminages est de 14% pour ces hybrides de la famille H1. Les résultats peuvent donc être améliorés en termes de tailles en identifiant plus précisément les valeurs des contraintes d’initiation des délaminages en Mode I et II.

Concernant les configurations du type H2, l’erreur sur les délaminages est de 25%. Ceci est dû au fait qu’il y a plus d’interfaces UD/Tissu et Tissu/Tissu ; s’ajoutent aussi les interfaces Tissu/UD. Sur le 5P 0-90-H2, les délaminages entre les plis de tissu ne sont pas négligeables, contrairement au 9P 0-90-H2 et au 13P 0-90-H2, où ces derniers sont moins importants. Il y a donc deux hypothèses pour expliquer cela : soit une initiation trop tôt et donc le délaminage a “le temps” de se propager au niveau de cette interface Tissu/Tissu, soit une propagation très rapide du délaminage.

### VI.3.4 Étude d’influence UD-hybrides

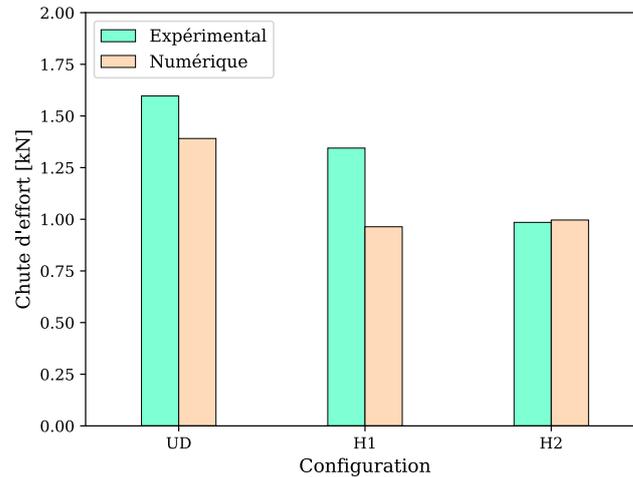
Le comportement global de chaque stratifié hybride a été mis en évidence dans la section précédente. Pour mieux évaluer l’influence de la substitution des plis des nappes d’UD par des plis de tissu, une étude d’influence à la manière des deux chapitres précédents sera effectuée sur les mêmes paramètres.

#### VI.3.4.1 Influence de l’hybridation sur le décrochage

Tout d’abord, les décrochages d’effort liés au premier pic sont étudiés uniquement les cas 9P 0-90 et 13P 0-90 car le 5P 0-90 ne présente pas de chute brutale d’effort significative pour être pertinente dans cette étude d’influence.

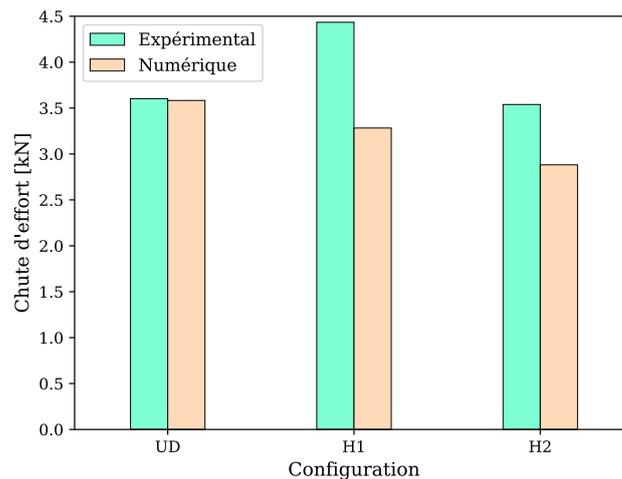
Ainsi, en regardant le niveau de la chute brutale provoquée par les ruptures matricielles et les délaminages pour les configurations 9P 0-90 de la [Figure VI.19](#), plus il y a de plis de tissus et moins la chute d’effort est significative. En effet, entre le cas UD et le cas H1, la diminution est de 16% et cette diminution est de plus de 38% avec la configuration H2. Numériquement,

ces valeurs sont aussi très similaires. Cela montre que les plis de tissus permettent de rompre moins brutalement les interfaces inter-plis en perturbant le chemin d'effort et cela a pour conséquence de limiter le cisaillement hors-plan au niveau des interfaces intra-plis et donc de déclencher moins brutalement les délaminages.



**Figure VI.19** – Influence des plis de tissu sur la valeur du premier décrochage d'effort en quasi-statique pour les configurations 9P 0-90

Concernant les cas 13P 0-90, la tendance est différente : expérimentalement, la valeur de la chute d'effort est supérieure d'environ 22% pour le cas H1 par rapport à l'UD seul mais cette chute d'effort est inférieure de 2% pour le cas H2 par rapport à l'UD.



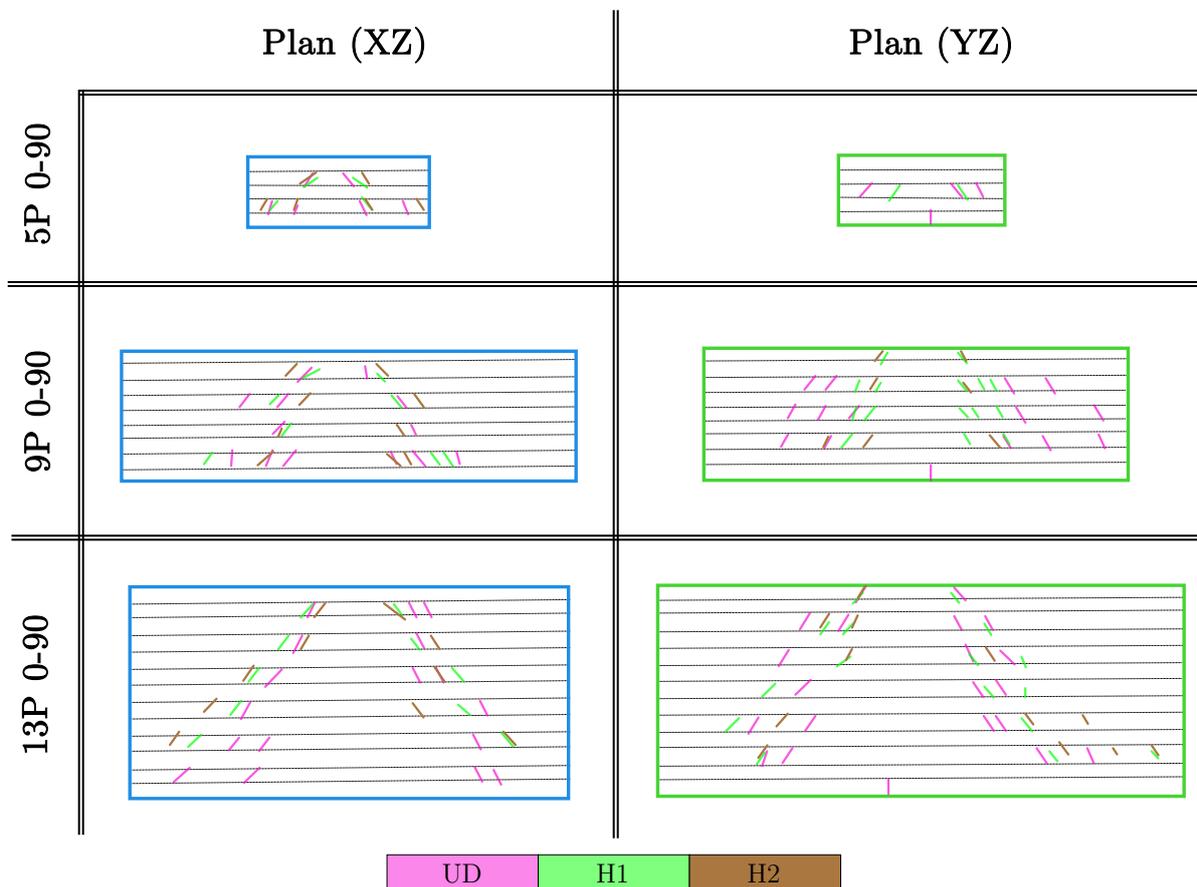
**Figure VI.20** – Influence des plis de tissu sur la valeur du premier décrochage d'effort en quasi-statique pour les configurations 13P 0-90

Ces résultats interpellent au premier abord. Mais en y regardant de plus près et en mettant ces résultats en regard avec l'effort maximum atteint, il est logique que plus l'effort

maximal augmente et plus la chute risque d'être "brutale". En effet, dans le cas H1, seuls les plis inférieurs sont remplacés ainsi, la longue fissure, présente dans le cas UD seul, n'existe plus. De fait, les plis supérieurs ne peuvent plus "glisser" vers cette longue fissure et ainsi être cisailés. Concernant le cas H2, vu qu'il y a plus de plis de tissu dans le stratifié, le cisaillement hors-plan s'en trouve diminué, d'où une variation d'effort moins importante que son homologue H1.

### VI.3.4.2 Répartition et angles des fissurations matricielles

Le deuxième paramètre pertinent à étudier est la répartition des fissurations matricielles ainsi que leurs angles par rapport à l'axe horizontal.



**Figure VI.21** – Influence des plis de tissu sur la répartition et les angles de fissurations matricielles pour les indentations quasi-statiques

Pour commencer, le nombre de fissurations dans les configurations hybrides est inférieur à celles constituées de nappes d'UD uniquement. Ceci est particulièrement visible dans les cas du 5P 0-90 et 9P 0-90. En effet, les plis de tissu ne présentent pas de fissurations matricielles et leur caractère bi-directionnel ne permet pas d'observer des fissures nettes comme sur

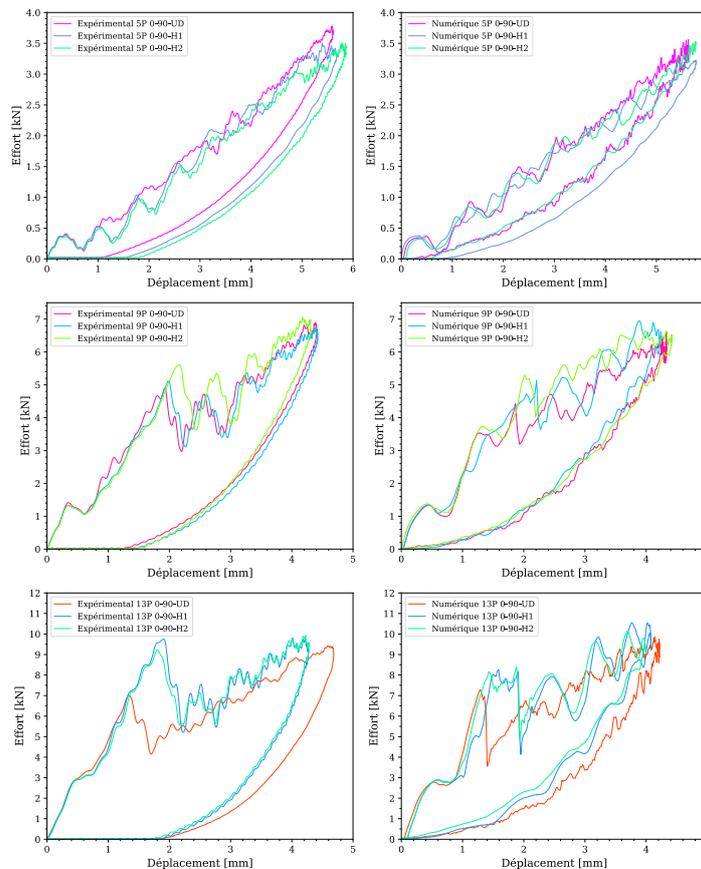
l'UD. Ensuite, en regardant pli par pli ces fissurations, la remarque précédente reste vraie. De plus, les fissurations sont plus centrées dans les cas hybrides des stratifications 5P 0-90 et 9P 0-90, notamment sur la coupe (XZ). Au contraire, les hybrides du 13P 0-90 présentent des cônes d'endommagements légèrement plus étalés. Cependant, il est difficile d'expliquer proprement ces observations tant que le scénario expérimental n'est pas clairement identifié. En effet, il est primordial de connaître la succession des mécanismes pour connaître la répartition des efforts au sein des stratifiés. En effet, une initiation des endommagements par les interfaces liées aux tissus ou une initiation liées au interfaces UD/UD n'induirait pas la même répartition des efforts et donc la répartition des fissurations matricielles.

## VI.4 Impacts au poids tombant sur hybrides

Une fois le scénario d'endommagement identifié (numériquement) et les paramètres des interfaces UD/Tissu et Tissu/UD identifiés, il est utile d'étudier la réponse à l'impact de ces stratifiés. Cependant, pour une meilleure compréhension des phénomènes et éviter ainsi de se disperser, les impacts ont été effectués uniquement à certaines énergies d'impact. Plus précisément, le 5P 0-90-H1 et 5P 0-90-H2 ont été impactés à 9J, le 9P 0-90-H1 et le 9P 0-90-H2 à 16 J et enfin le 13P 0-90-H1 et le 13P 0-90-H2 à 25 J.

### VI.4.1 Comparaison expérimental-numérique

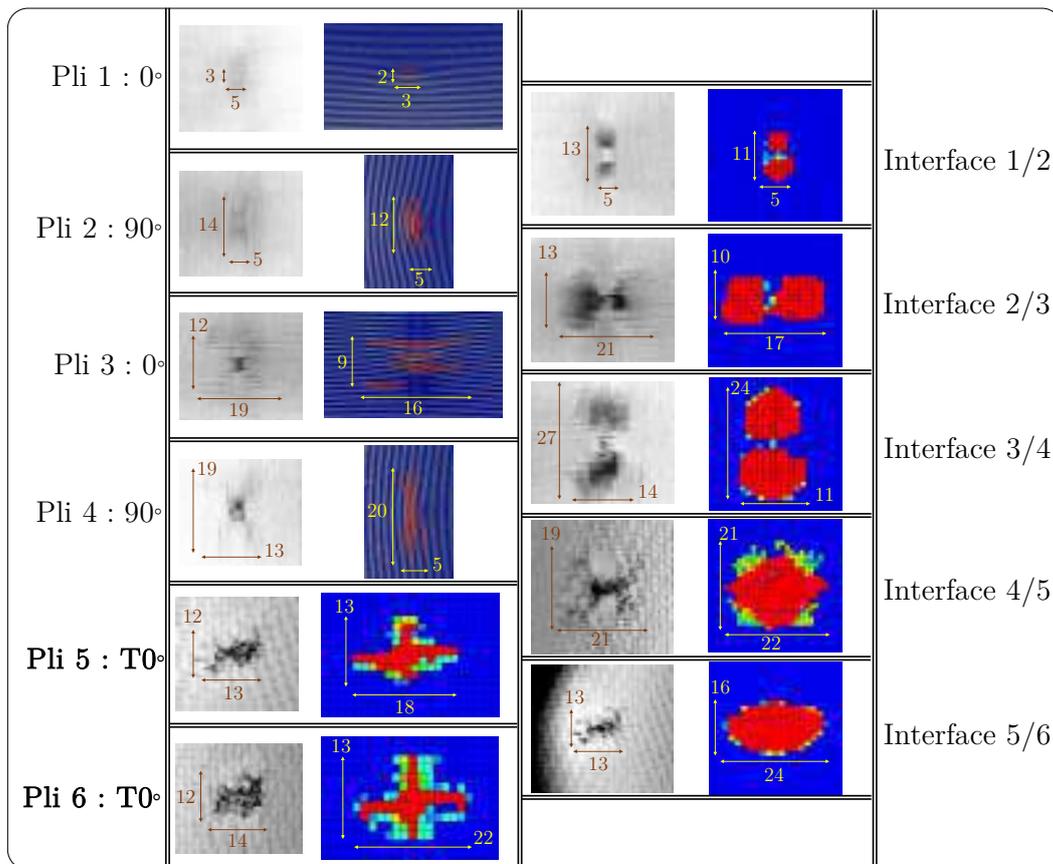
Une fois les essais effectués, des tomographies RX ont été effectuées et les modèles numériques ont été lancés. Ces derniers sont en fait les mêmes que ceux de la section précédente en changeant le déplacement imposé en vitesse initiale, correspondant à chacune des énergies d'impact utilisées en essai. La Figure VI.22 représente les courbes effort-déplacement obtenues par les essais et par le modèle numérique pour chacune des stratifications utilisées, mais aussi pour les cas purement UD.



**Figure VI.22** – Comparaison des courbes effort-déplacement pour les configurations UD, H1 et H2 de chaque stratifié à l'impact

Les courbes numériques corrént de façon très satisfaisante les courbes expérimentales. En effet, la raideur initiale, caractéristique du comportement élastique de la plaque est bien reproduite. Ainsi, la modélisation de l'hybride est cohérente en terme de raideur avec l'expérimental. Ensuite, un pic est observé et il est similaire à celui observé pour les stratifications purement constituées de nappes d'UD. Cela révèle donc une rupture brutale des interfaces intralaminaires, comme dans les cas d'indentation quasi-statiques de la section précédente. Ce phénomène est bien reproduit à l'impact par le modèle et au bon moment. De plus, la reprise de raideur est aussi très satisfaisante, tout comme le déplacement maximum de l'impacteur, qui est bien capté par le modèle. Cependant, il faudrait nuancer ces résultats car l'énergie dissipée n'est pas exactement la même puisqu'il est clair, d'après ces courbes, que le retour de l'impacteur n'est pas très bien reproduit par le modèle. On retrouve donc le problème soulevé dans le [Chapitre V](#) à savoir que la présence de débris post-impact n'est pas modélisé dans les interfaces intralaminaires. Pour évaluer exactement l'influence des plis de tissu sur la valeur de son décrochage, la reprise de raideur ou encore l'énergie dissipée, une étude d'influence sera effectuée dans les paragraphes suivants.

Avant cela, il convient de s'attarder sur les cartographies d'endommagements représentées sur les [Figure VI.23](#) à [Figure VI.28](#). Elles récapitulent les résultats d'essais et les résultats numériques tant en termes de fissurations matricielles que de délaminages.



**Figure VI.23** – Comparaison expérimental-numérique des cartographies d'endommagements du 5P 0-90-H1 impacté à 9J

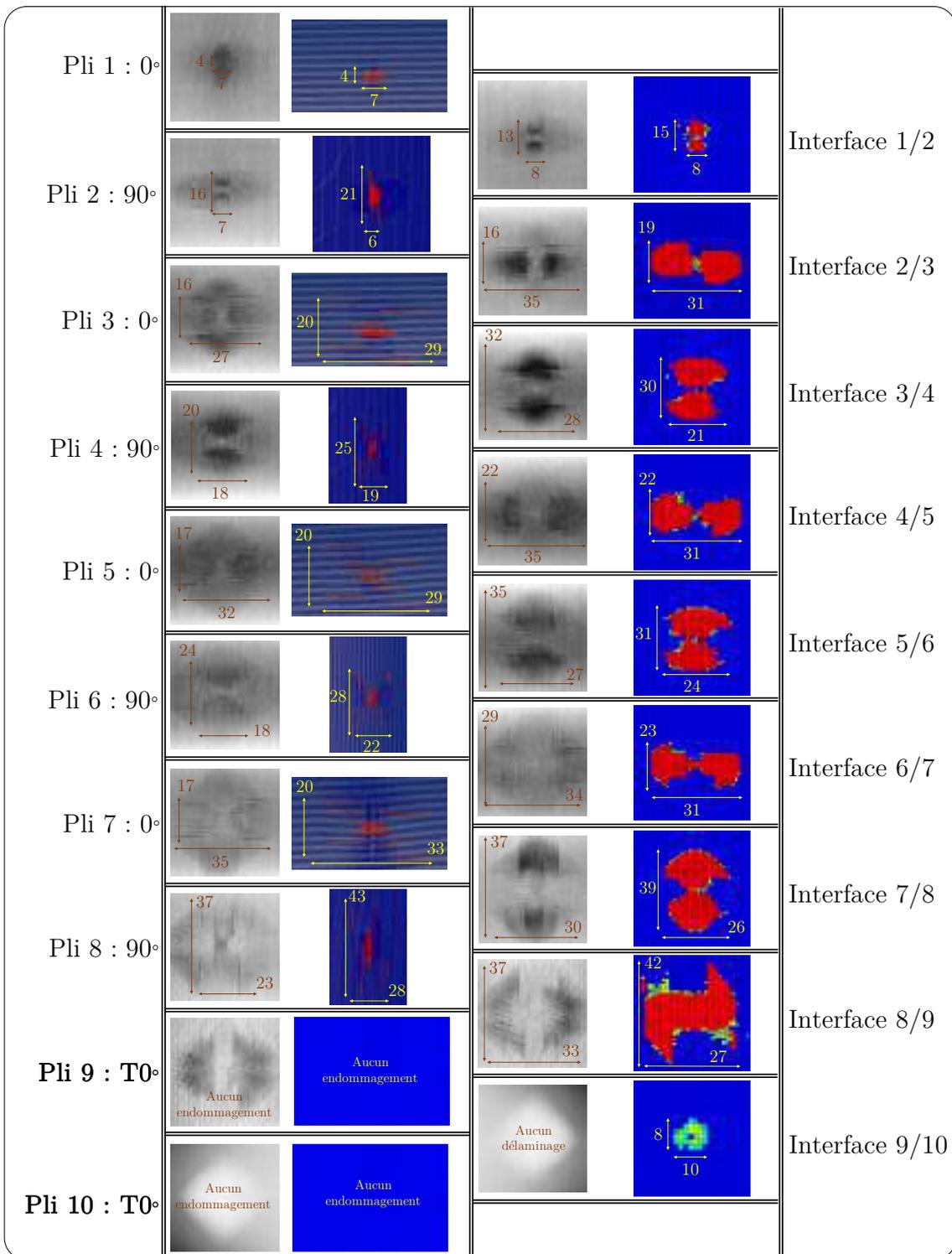


Figure VI.24 – Comparaison expérimental-numérique des cartographies d'endommagements du 9P 0-90-H1 impacté à 16 J

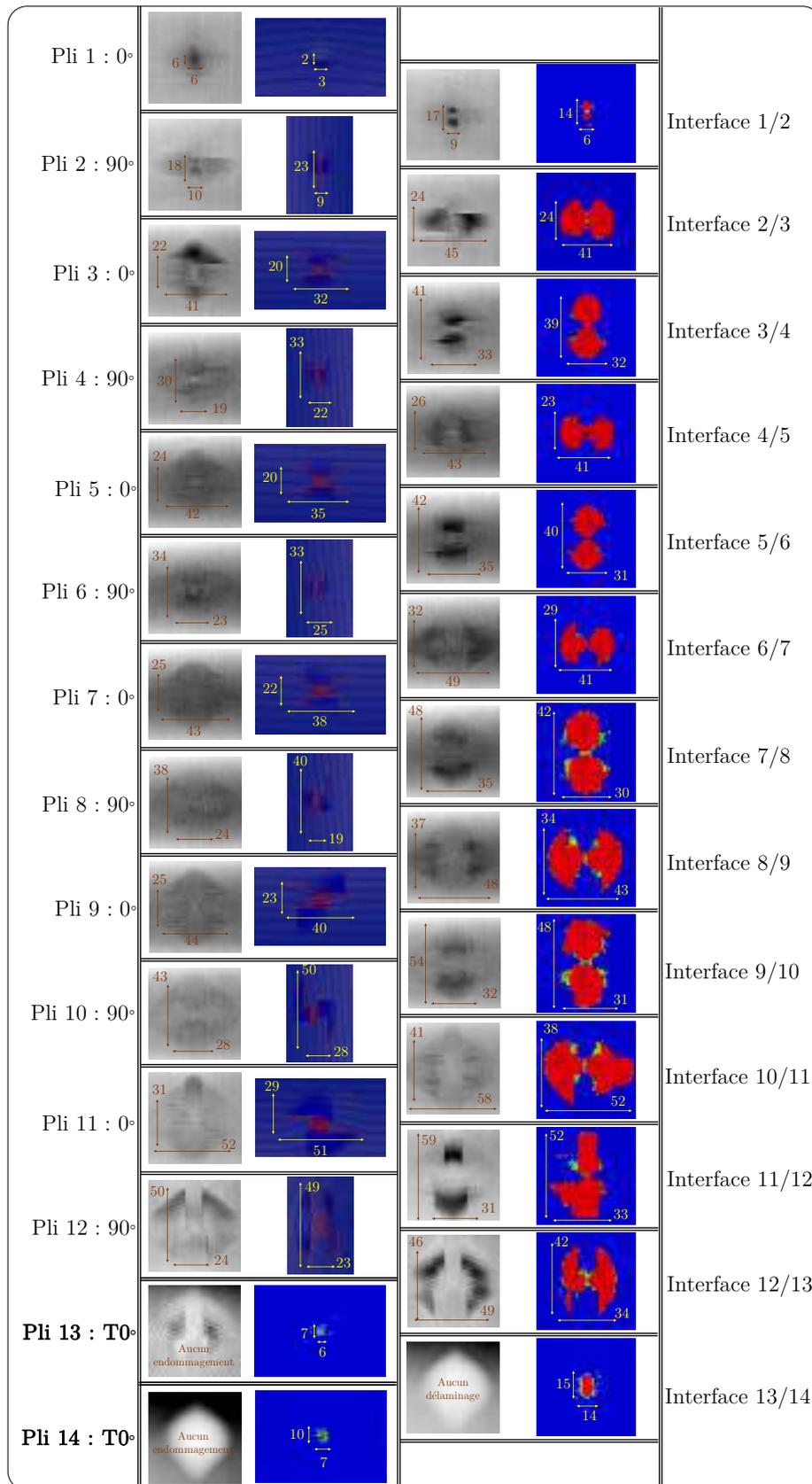
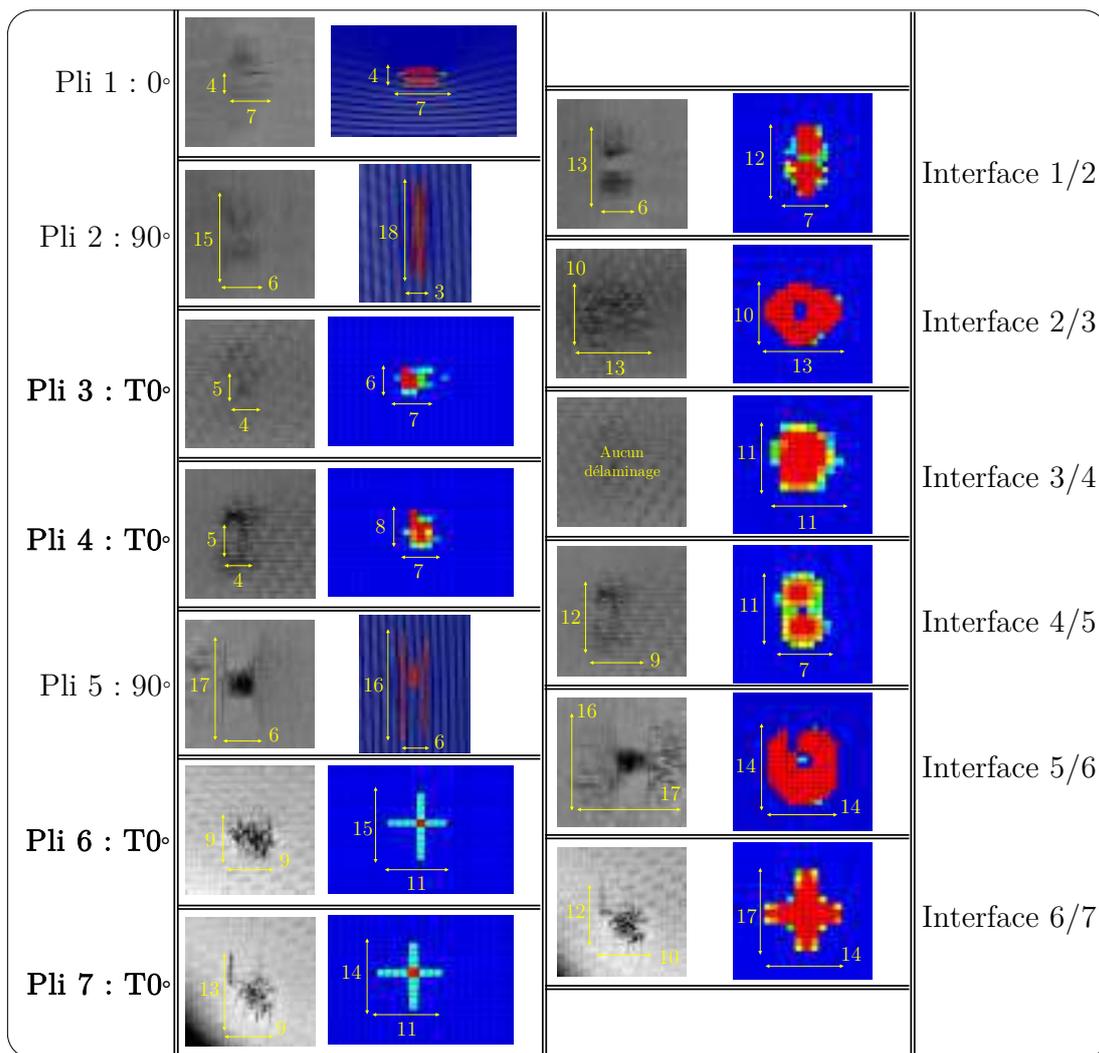


Figure VI.25 – Comparaison expérimental-numérique des cartographies d'endommagements du 13P 0-90-H1 impacté à 25 J



**Figure VI.26** – Comparaison expérimental-numérique des cartographies d'endommagements du 5P 0-90-H2 impacté à 9J

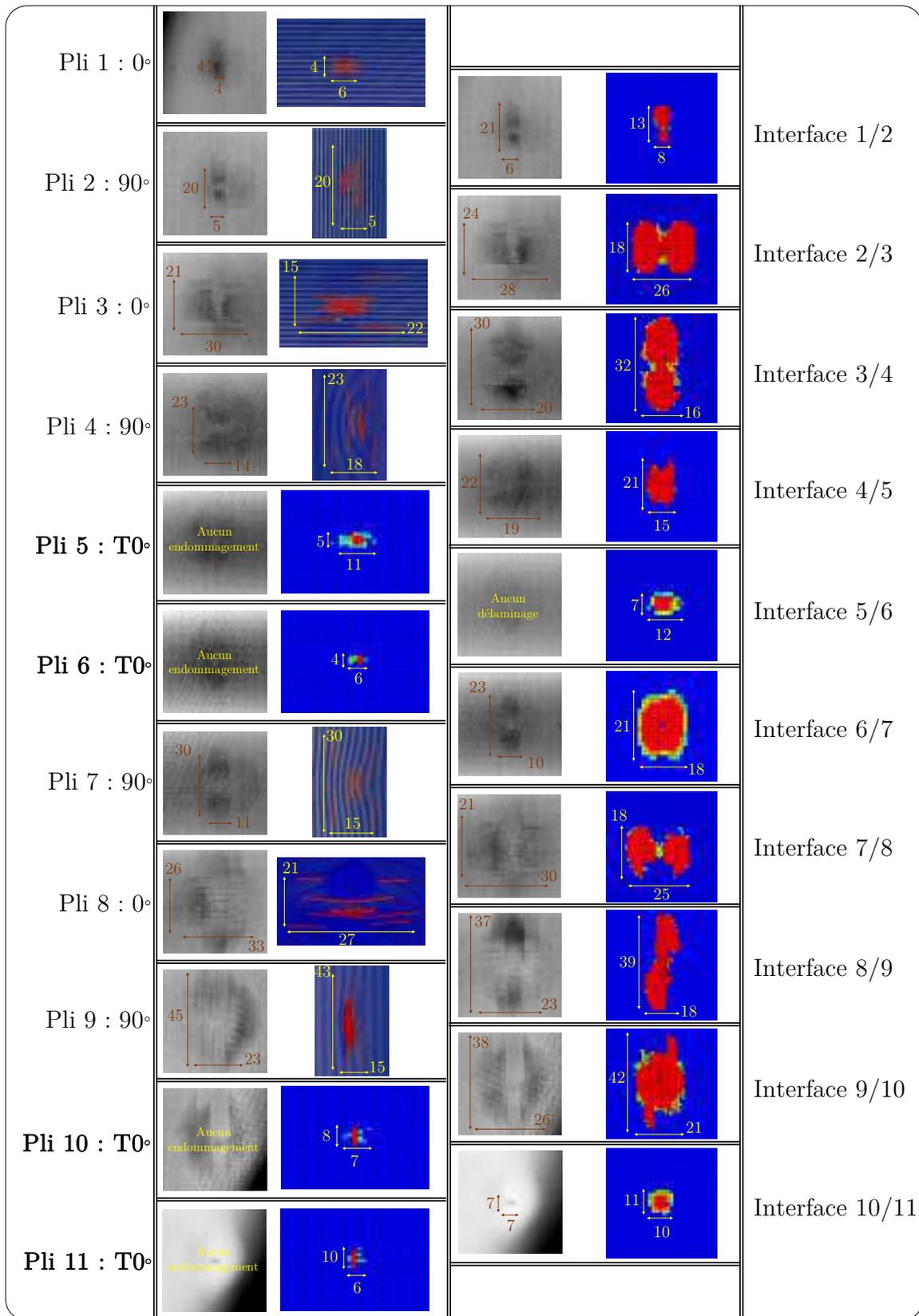


Figure VI.27 – Comparaison expérimental-numérique des cartographies d'endommagements du 9P 0-90-H2 impacté à 16 J

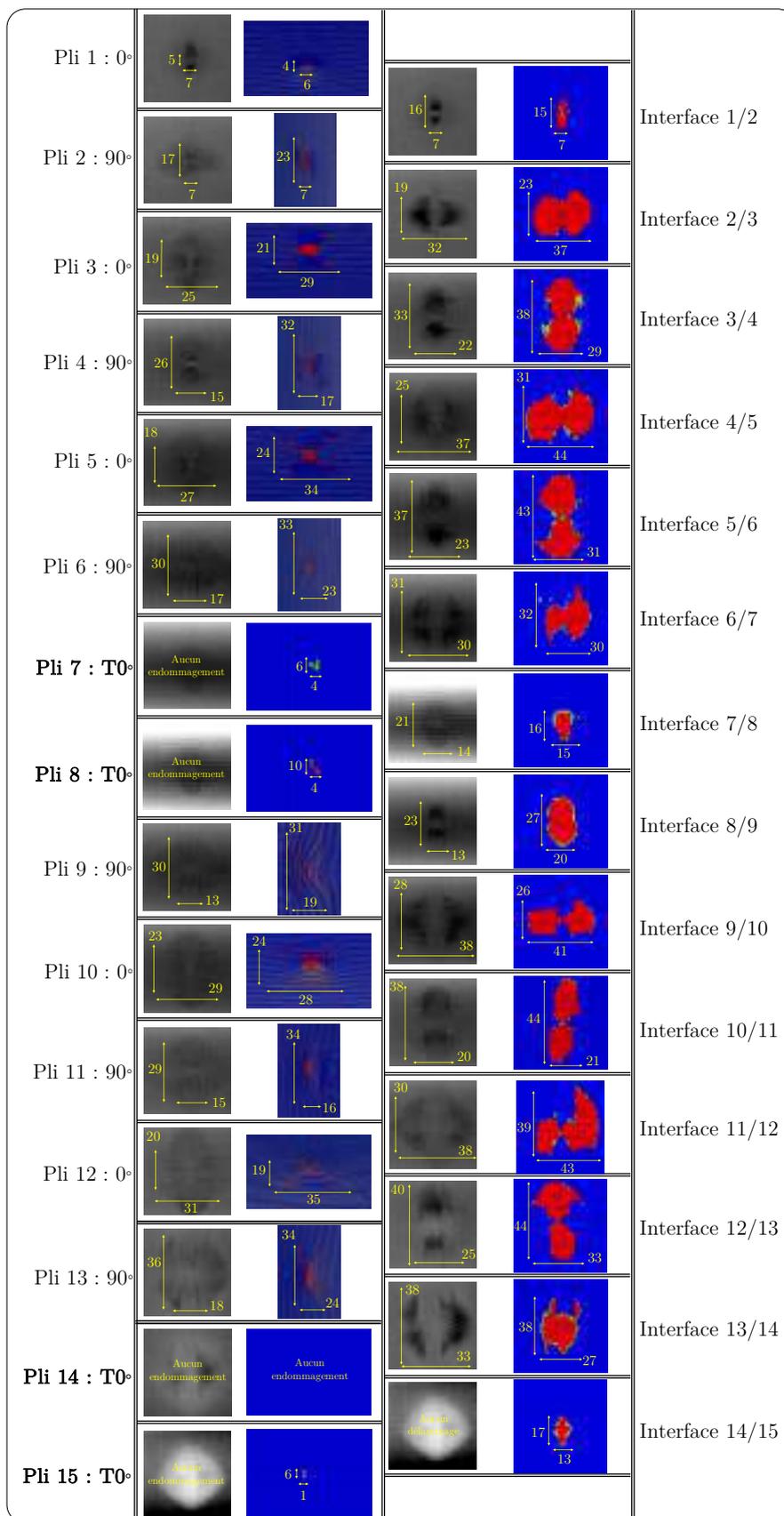


Figure VI.28 – Comparaison expérimental-numérique des cartographies d'endommagements du 13P 0-90-H2 impacté à 25 J

### Bilan sur les endommagements d'hybrides impactés

Les endommagements présentés plus haut corrént de façon satisfaisante l'expérimental, puisque l'erreur moyenne pour les fissurations matricielles est de 16% et celle des délaminages est de 17%. Cependant, en regardant d'un peu plus près, malgré le fait que l'erreur pour les configurations H1 et H2 pour les fissures matricielles est identique, l'erreur associée au délaminage est quant à elle très influencée par la configuration. En effet, elle est de 13% pour les cas H1 et de 21% pour les cas H2. Dans le premier cas, on retrouve l'erreur moyenne obtenue pour les stratifications purement UD. Dans le second cas, les résultats numériques sont plus dispersés.

Tout d'abord, pour le 5P 0-90-H1, les fissurations matricielles et les délaminages numériques corrént très bien l'expérimental tant au niveau des formes que des tailles concernant les plis d'UD et les interfaces UD/UD. Cependant, l'interface UD/Tissu ne présente pas la bonne forme en double hélice.

Ensuite, concernant les configurations H2, le phénomène est aussi observé au niveau de ces interfaces. Ainsi, la rupture brutale des interfaces intralaminaires ne permet pas d'avoir un délaminage "propre" mais quelque peu étalé autour de la zone d'impact malgré l'implémentation du critère de Mohr-Coulomb permettant ainsi de moduler la contrainte d'initiation des délaminages en Mode II en fonction de la contrainte hors-plan. Il est possible que ce "sur-délaminage" vienne du collage cinématique utilisé. En effet, ce dernier est utilisé pour imposer une condition de lien entre les plis d'UD et de tissu via une relation maître/esclave. Cependant, cette relation entre les surfaces maîtresses et les nœuds esclave peut être à l'origine d'un cisaillement plan local qui initie des délaminages alors qu'ils ne devraient pas.

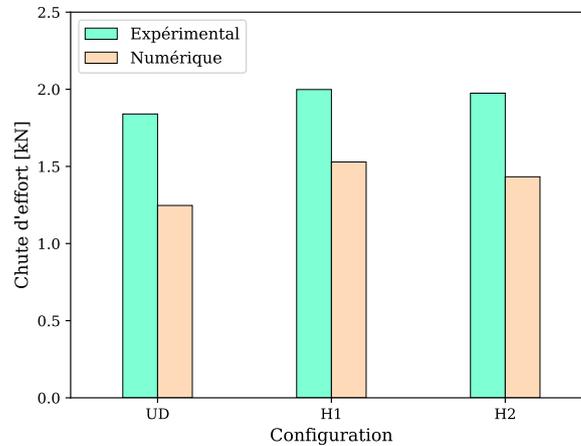
Pour conclure, les tailles et les formes des endommagements (fissures matricielles et délaminages) sont globalement bien captés, notamment au niveau des plis UD et interfaces UD/UD. Cependant, on observe des délaminages entre les plis de tissu et les délaminages au niveau des interfaces UD/Tissu et Tissu/UD sont sur-estimés au centre des doubles hélices. Cela pourrait donc être amélioré en identifiant plus précisément ces interfaces mais aussi en travaillant sur le collage cinématique utilisé.

Comme pour les indentations quasi-statique, une étude d'influence sur une multitude de paramètres va permettre d'identifier l'influence des plis de tissu et leur positionnement sur la réponse des stratifiés à l'impact.

#### VI.4.2 Influence de l'hybridation sur le décrochage

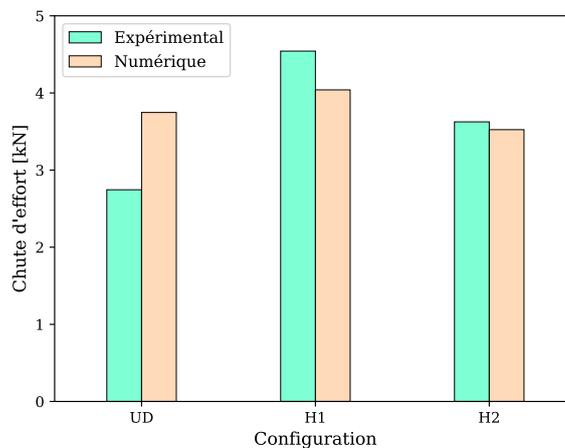
Pour commencer, la première étude est consacrée à la valeur du décrochage d'effort. La [Figure VI.29](#) montre que les plis de tissu, que ce soit dans les configurations H1 ou H2 n'ont pas de réelle influence sur la valeur du décrochage, contrairement aux cas quasi-statiques. Ainsi, le cas de charge a une influence sur le résultat. Numériquement, il y a environ 27% d'erreur : le modèle a donc du mal à capter la valeur de cette chute d'effort. D'ailleurs ce sujet a été traité par [\[Abisset et al., 2016\]](#) en proposant notamment un modèle pour évaluer cette chute d'effort dans le cas d'indentations quasi-statiques. Il peut être intéressant d'améliorer le mo-

dèle présent en prenant en compte les conclusions des travaux de l'auteur précédemment cité.



**Figure VI.29** – Influence des plis de tissu sur la valeur du premier décrochage d’effort pour les configurations 9P 0-90 impactées

Concernant le cas des 13P 0-90, la tendance observée est la même que celle observée en quasi-statique mais avec des différences plus prononcées. En effet, la valeur du décrochage augmente cette fois-ci de 65% pour le cas H1 par rapport à l’UD seul. Ce taux est divisé par deux dans le cas de la configuration H2. L’explication est donc la même qu’en quasi-statique, à savoir que pour la configuration H1, la position des plis de tissu dans la partie basse de la plaque retarde l’apparition du pic et donc la plaque a le temps de plus se charger en effort et une fois les critères de rupture atteints, l’énergie libérée est considérable. Concernant la configuration H2, le nombre de plis de tissu a augmenté et cela permet de moins cisailer les interfaces intralaminaires qui vont rompre moins brutalement.



**Figure VI.30** – Influence des plis de tissu sur la valeur du premier décrochage d’effort pour les configurations 13P 0-90 impactées

### VI.4.3 Étude de l'énergie dissipée

Dans la [Figure VI.31](#), on observe que l'énergie dissipée expérimentalement n'est pas affectée par la présence des plis de tissu. En effet, sur les configurations 5P 0-90, la différence entre le cas UD et H1 est de 15% passant ainsi de 4 J à 4.6 J ; concernant le cas H2, la différence est identique. Pour les cas 9P 0-90, cette différence est encore plus faible puisqu'elle est respectivement de 2% et 6%. Cet écart est encore plus faible pour les configurations hybrides du 13P 0-90 puisqu'il est inférieur à 3%.

Cela révèle donc que les plis de tissu n'influent pas sur l'énergie absorbée par les endommagements et particulièrement les délaminages. De plus, le déplacement maximal de l'impacteur visible sur les courbes effort-déplacement n'est pas affecté, ce qui signifie que l'énergie dissipée au cours du temps est identique dans les trois configurations UD, H1 et H2 de chaque stratifié.

D'ailleurs, en regardant les tailles des endommagements (fissurations matricielles et délaminages) sur les [Figure VI.23](#) à [Figure VI.28](#), les endommagements sont très similaires à ceux présentés sur les [Figure V.6](#), [Figure V.9](#) et [Figure V.16](#). Une étude plus approfondie des fissurations matricielles et des délaminages sera effectuée dans les deux sections suivantes.

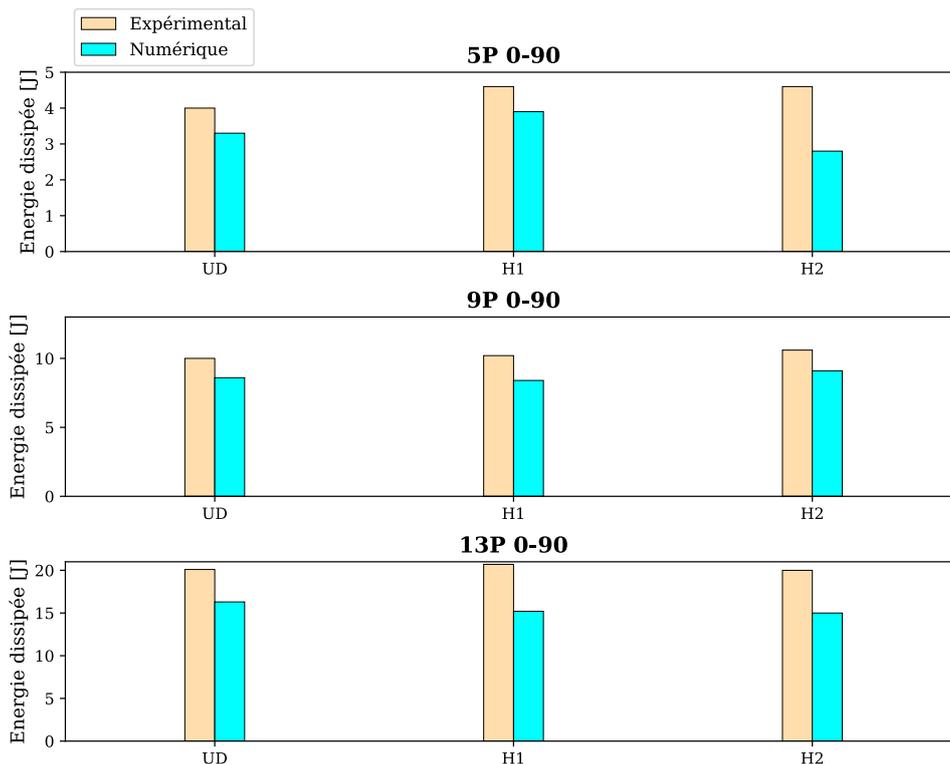


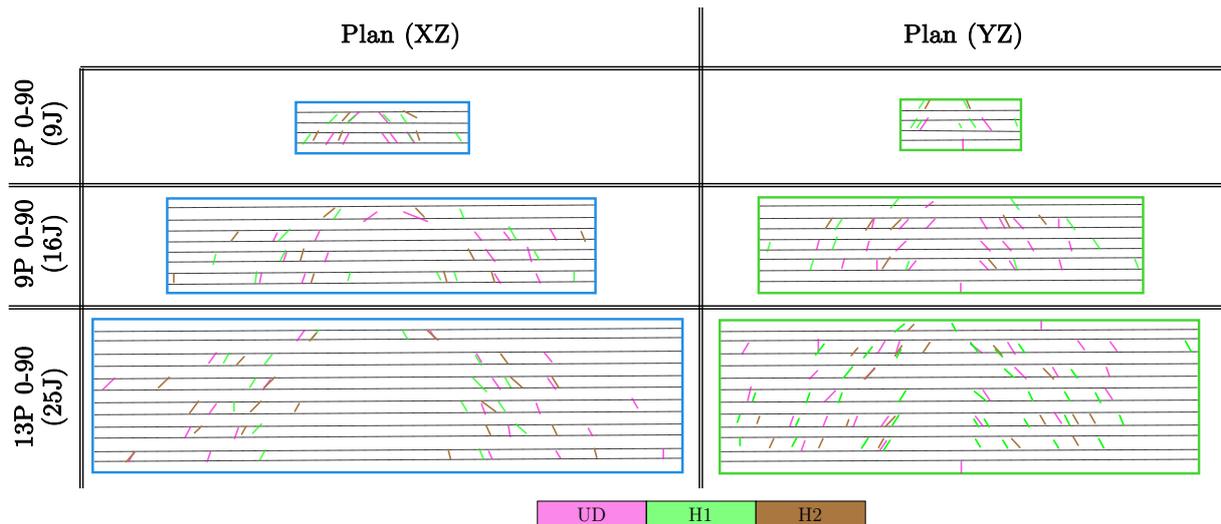
Figure VI.31 – Influence des plis de tissu sur l'énergie dissipée au cours d'un impact

### VI.4.4 Répartition et angles des fissurations matricielles

Avant d'étudier en détail les délaminages, une brève étude des fissurations matricielles basée sur la [Figure VI.32](#) permet de mieux comprendre la répartition des fissurations

matricielles dans l'épaisseur en fonction des stratifications.

Comme pour les indentations quasi-statiques, le nombre de fissurations dans le cas H1 est inférieur à celui des stratifiés UD sur la coupe (XZ). Cependant, pour la coupe (YZ), c'est l'inverse à part pour le 9P 0-90-H1. Concernant les configurations H2, à iso-pli, il y a quasiment autant de fissures que dans le cas purement UD, notamment visible sur le 13P 0-90-H2.



**Figure VI.32** – Influence des plis de tissu sur la répartition et les angles de fissurations matricielles à l'impact

### VI.4.5 Surfaces et répartition des délaminages

Une fois initiés, les endommagements se propagent et plus particulièrement les délaminages. Ces derniers ont été répertoriés pour chaque configuration sur les figures ci-dessous. La première remarque est que la surface totale projetée s'amenuise au fur et à mesure que le nombre de plis de tissu augmente, et ce quelle que soit la stratification. Numériquement, cette évolution est aussi retrouvée avec une erreur moyenne de 11% pour le 5P 0-90, 8% pour le 9P 0-90 et 10% pour le 13P 0-90. Cependant, on remarque que la taille du délaminage dans le sens travers de la plaque augmente dans les stratifications H1 du 5P 0-90, du 9P 0-90 et du 13P 0-90. Cela peut également être repéré sur les cartographies d'endommagements présentées au début de cette section. Ainsi, les plis de tissu inférieurs permettent d'atténuer fortement le délaminage dans le sens long de la plaque mais ce dernier augmente en contrepartie légèrement dans le sens travers. En effet, dans l'UD, le pli inférieur, présentant une longue fissuration, permet de propager le délaminage dans le sens long, ce qui donne ces grands délaminage en doubles hélice. Dans l'hybride, ce pli étant remplacé par le tissu, cette propagation est impossible. Ensuite, concernant les cas H2, pour le 5P, le nombre de plis pouvant potentiellement être fissurés via les interfaces intralaminaires étant drastiquement diminué, l'initiation et la propagation des délaminages s'en trouve réduite. Ce phénomène se retrouve aussi, dans une moindre mesure, dans les cas 9P 0-90 et 13P 0-90.

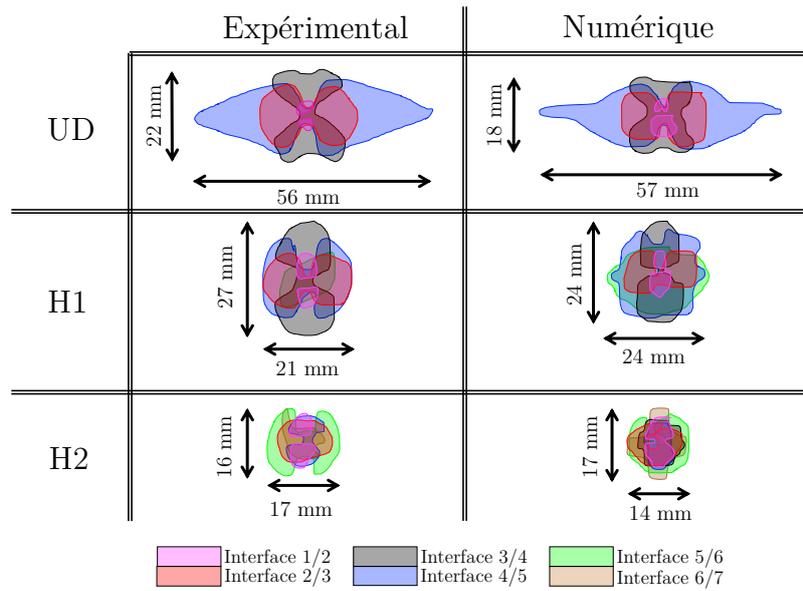


Figure VI.33 – Influence des plis de tissu sur les délaminages pour les stratifiés 5P 0-90 impactés

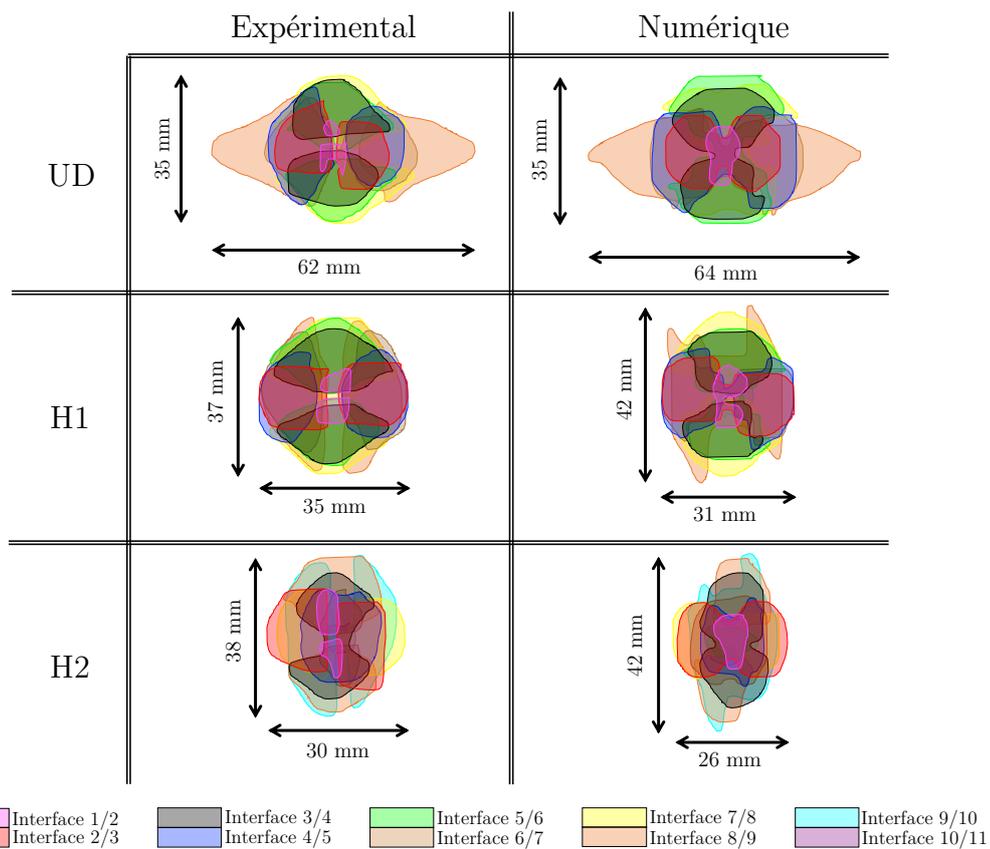
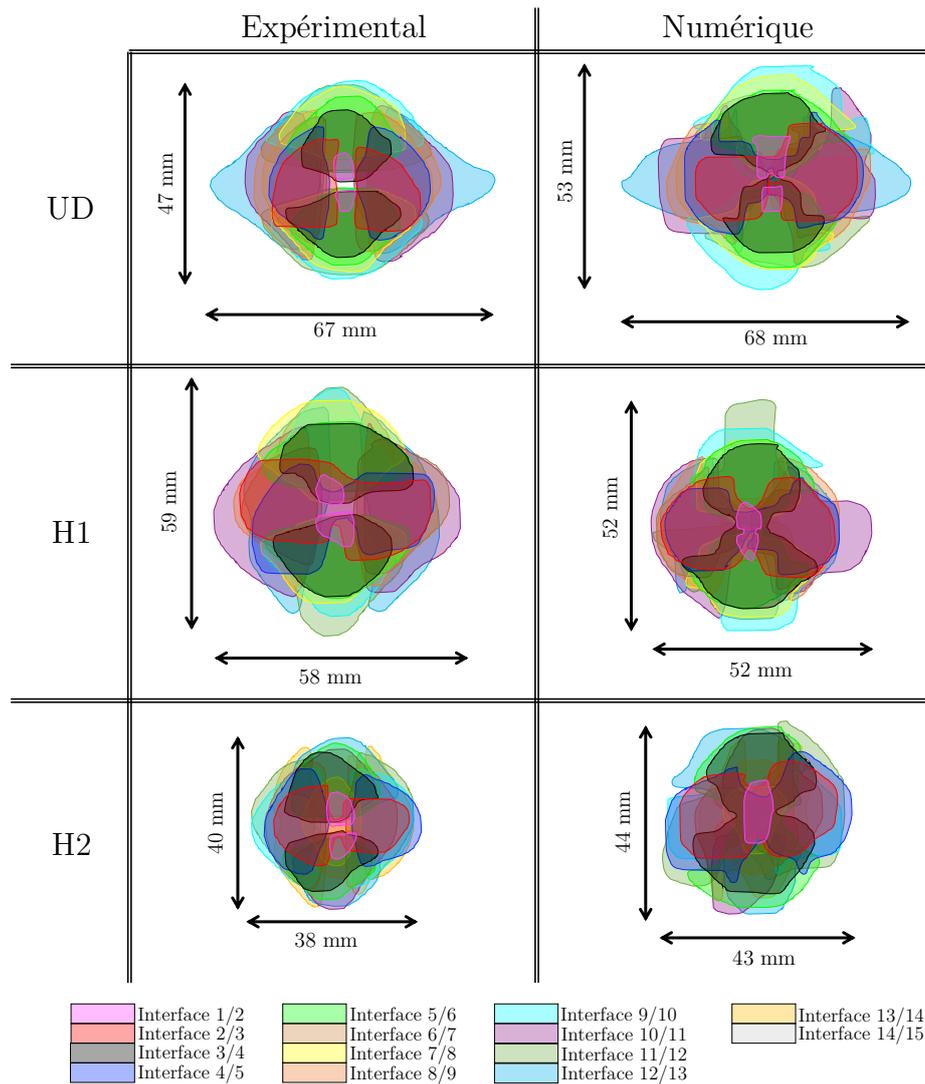


Figure VI.34 – Influence des plis de tissu sur les délaminages pour les stratifiés 9P 0-90 impactés



**Figure VI.35** – Influence des plis de tissu sur les délaminages pour les stratifiés 13P 0-90 impactés

Cependant, en regardant les résultats sur l'énergie dissipée, la tendance d'évolution de cette dernière et celle des surfaces délaminées n'est franchement pas identique. D'une part, l'énergie dissipée est quasiment la même pour chaque configuration (UD, H1, H2) de chaque stratifié (5P, 9P, 13P). D'autre part, les surfaces de délaminage projetées diminuent au fur et à mesure que le nombre de plis de tissu augmente. Pour tenter d'expliquer cela, les surfaces délaminées ont été relevées interface par interface et comparées entre elles. Les résultats sont présentés sur la [Figure VI.36](#) pour les cas 5P, la [Figure VI.37](#) pour les cas 9P et la [Figure VI.38](#) pour les cas 13P. La complexité des stratifications nécessite de préciser la numérotation des interfaces pour que celles-ci puissent être comparées entre les cas UD, H1 et H2. L'[Annexe D](#) illustre cette numérotation dans les cas 5P.

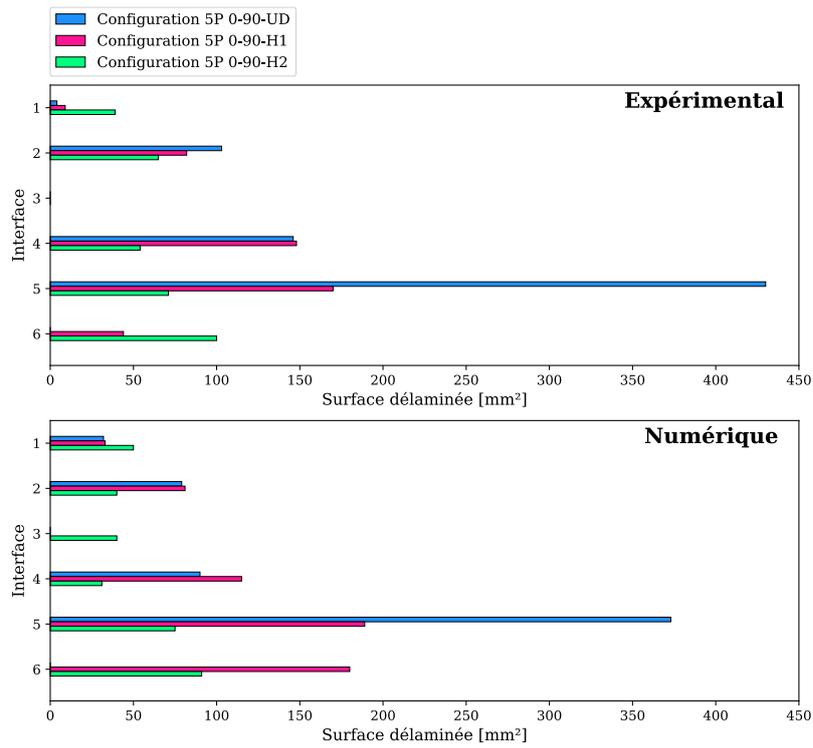


Figure VI.36 – Délaminages au sein des configurations UD, H1 et H2 du 5P 0-90 à l'impact

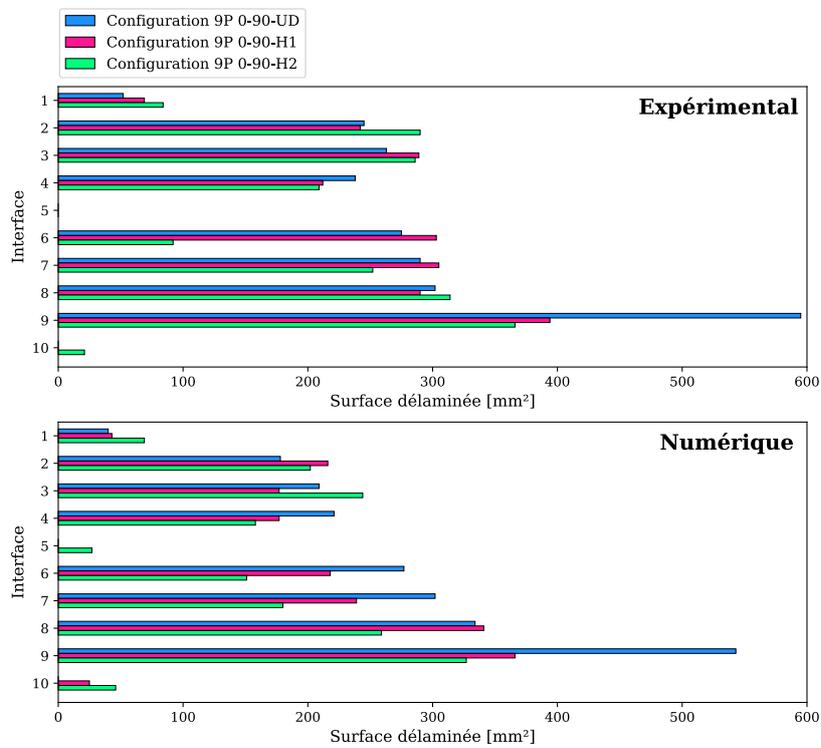
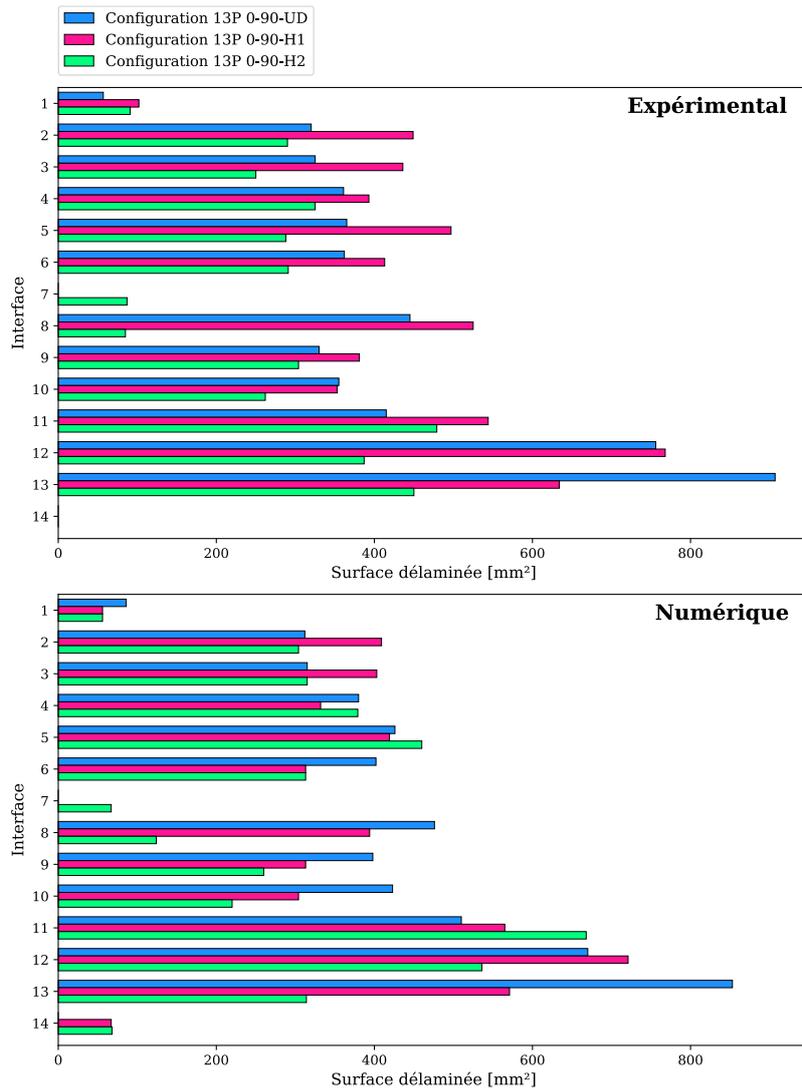


Figure VI.37 – Délaminages au sein des configurations UD, H1 et H2 du 9P 0-90 à l'impact



**Figure VI.38** – Délaminages au sein des configurations UD, H1 et H2 du 13P 0-90 à l’impact

Ces diagrammes montrent tout d’abord que, chaque interface de la configuration H1 a sensiblement la même taille que sa correspondante dans l’UD sauf pour l’avant-dernière interface (i.e. l’interface UD/Tissu). En effet, cette dernière présente un délaminage très réduit et ce quel que soit l’épaisseur (5P, 9P et 13P).

Ensuite, en ce qui concerne les configurations H2, on retrouve aussi le comportement précédent, tant au niveau des interfaces Tissu/UD de la partie inférieure de la plaque (comme pour le H1) que des interfaces UD/Tissu et Tissu/UD au milieu du stratifié. Pour le 13P 0-90-H2, il y a une influence visible des plis de tissu placés au milieu du stratifié sur les surfaces délaménées puisqu’elles sont toutes plus petites que celles du cas UD et du cas H1.

Finalement, ces diagrammes révèlent que les plis de tissu permettent de réduire de façon considérable les tailles de délaminage au niveau des interfaces UD/Tissu et Tissu/UD et même au-delà pour le 13P 0-90-H2.

## VI.5 Conclusion

Les travaux exposés dans ce chapitre ont permis d'identifier les mécanismes et phénomènes présents lors d'une sollicitation quasi-statique ou dynamique sur des stratifiés composites hybrides UD/Tissu. D'autre part, ces essais ont été simulés numériquement et ont permis de confronter le modèle numérique développé aux résultats expérimentaux et ainsi de le tester en dehors de sa zone de validation.

Le premier travail a été de définir les stratifications à utiliser : ces dernières ont été choisies en fonction des résultats d'essais observés au [Chapitre IV](#). En effet, en remarquant que la première fissuration apparaît sur le pli inférieur, deux plis de tissu sont drapés à la place de ce dernier pour en évaluer les conséquences sur le scénario d'endommagement mais aussi sur les tailles et les formes des endommagements : cette configuration est notée H1. Ensuite, une deuxième configuration, notée H2, a été fabriquée en remplaçant les plis du milieu par deux plis de tissu afin de voir l'influence de l'apparition des fissurations transverses sur la chronologie d'endommagement. Ces deux configurations ont été appliquées sur le 5P 0-90, le 9P 0-90 et le 13P 0-90.

Une campagne d'indentation quasi-statique ainsi qu'une campagne d'essais d'impacts ont été effectués à 9J pour les 5P 0-90, 16 J pour les 9P 0-90 et 25 J pour les 13P 0-90.

Une modélisation numérique a été effectuée en parallèle sur l'ensemble de ces cas et les courbes effort-déplacement ainsi que les cartographies d'endommagement ont été comparées. Ces résultats montrent une bonne corrélation avec les résultats expérimentaux, malgré la présence de quelques délaminages numériques au niveau des interfaces Tissu/Tissu, non-visibles sur les tomographies RX. De plus, ces modélisations ont permis d'identifier numériquement des scénarios d'endommagements pour chacun des 6 cas hybrides. En conclusion, les plis de tissu n'empêchent pas la rupture brutale des interfaces intralaminaires mais les configurations H2 changent le scénario puisque les endommagements s'initient sur la partie supérieure des stratifiés et "redescend" sans l'effet "ping-pong" observé sur les stratifiés UD ou H1.

Enfin, une étude d'influence de la présence des plis de tissu a été effectuée sur les indentations quasi-statiques et à l'impact sur divers résultats. Concernant les indentations quasi-statiques, qui renseignent plutôt sur l'initiation des fissures et délaminages, l'évolution de la valeur du pic d'effort diffère suivant l'épaisseur du stratifié. Concernant les cas impactés, la valeur du décrochage évolue de la même façon que les indentations quasi-statiques mais l'énergie dissipée n'est pas très influencée par l'hybridation. Pour avoir une idée plus précise, les délaminages de chaque interface ont été relevés et révèlent que les tailles des délaminages sont très similaires sauf au niveau des interfaces UD/Tissu et Tissu/UD où elles sont inférieures dans le cas des hybrides. Il y a donc un effet positif des plis de tissu puisqu'ils permettent de réduire localement les surfaces délaminées.



---

# Conclusion générale et perspectives

---

Le travail présenté dans ce manuscrit concerne le développement numérique d'un élément fini spécifique pour représenter finement le comportement à l'impact de stratifiés composites épais. Ces derniers génèrent des fissurations matricielles, initiant par la même occasion des délaminages, de façon très explosive. Ce mécanisme, lié au cisaillement hors-plan, est présent dans des empilements épais constitués de nappes unidirectionnelles. L'objectif de ce travail de thèse consiste donc à proposer une modélisation fine de ce mécanisme permettant de prédire le comportement des stratifiés épais soumis à des chargements d'impact basse vitesse. Cet élément doit non seulement répondre à l'objectif fixé mais aussi s'adapter et s'intégrer aux divers éléments déjà présents dans la stratégie Semi-Continue initiée par [Navarro, 2010], améliorée par [Pascal, 2016] et adaptée aux stratifiés fins unidirectionnels par [Mahmoud *et al.*, 2017].

## Développements numériques

La première partie de ce travail a été consacrée au développement d'un élément spécifique intralaminaire. Tout d'abord, la géométrie de l'élément est basée sur des observations expérimentales. En effet, la forme des fissurations matricielles étant des segments bien distincts, le choix s'est porté sur un quadrangle intercalé entre les éléments UD {plaque + barres} déjà présents et orienté dans le sens des fibres. La taille de l'élément dans le sens des fibres est fixée par la taille de l'élément UD mais sa dimension dans le sens travers du pli a été fixée suite à des simulations numériques pour conjuguer précision et temps de calcul. Ensuite, un travail sur la coïncidence des nœuds a été effectué pour draper correctement des plis de différentes orientations et a été implémentée dans un programme codé en Python générant automatiquement le maillage complet du stratifié.

La deuxième phase a ensuite été la formulation analytique de l'élément. Ce dernier est particulier puisqu'il se comporte à la fois comme un élément plaque puisqu'il reprend la flexion locale et comme un élément cohésif puisqu'il est piloté en saut de déplacement et qu'il suit une loi bilinéaire endommageable. De fait, son endommagement est calculé en prenant en compte à la fois les sauts de déplacements liés à la flexion mais aussi ceux liés à la traction (dans le sens travers du pli), au cisaillement plan et surtout au cisaillement hors-plan. Une fois cet élément implémenté, il doit être capable d'initier un délaminage local dans son voisinage proche c'est-à-dire dans les éléments d'interface interlaminaires situés de part et d'autre. Cependant, comme le solveur utilisé, Radioss ne permet pas la discussion entre les éléments, le délaminage est initié via un signal. Lorsqu'une interface

intralaminare est dégradée, un moment est renvoyé sur un degrés de liberté non utilisé des nœuds réels. L'interface interlaminare, codée au sein des éléments UD, commence alors à s'endommager une fois le signal reçu. La loi bilinéaire des interfaces interlaminaires a été modifiée en conséquence pour prendre en compte le caractère "explosif" de ce type de phénomène. Ensuite, il a fallu implémenter une "micro-interface" interlaminare au sein de l'élément intralaminare pour assurer la continuité du délaminage.

En plus de cela, l'effet de la compression hors-plan sur l'initiation des délaminages, qui joue un rôle important sur les stratifiés épais, a été introduit. Pour cela, un critère de Mohr-Coulomb a été implémenté. Cela a des conséquences sur le calcul de l'endommagement, c'est pourquoi un travail préliminaire analytique a été effectué avant d'être implémenté.

Enfin, l'élément UD a lui aussi subi quelques changements puisque l'implémentation de cette interface influe sur le comportement des éléments adjacents. Tout d'abord, il a fallu modifier les endommagements pris en compte dans la ruine de la résine pour éviter toute redondance avec l'interface développée. Ensuite, pour pouvoir modéliser plusieurs plis de même orientation ou pour pouvoir représenter plus finement une rupture partielle des fibres dans l'épaisseur des plis, plusieurs éléments barres sont disposés dans l'épaisseur. Enfin, la modification précédente impactant le comportement en flexion de l'ensemble, les matrices de comportement de l'élément plaque ont été redéfinies.

### **Identification, validation et exploitation du modèle**

La deuxième partie de cette thèse a l'identification des nombreux paramètres du modèle : ceux ajoutés par l'implémentation de l'interface intralaminare et ceux de l'interface interlaminare et de l'élément UD. La méthode de l'identification inverse a permis de les fixer à travers des essais statiques (traction et flexion à  $0^\circ$  et  $90^\circ$ ) et quasi-statiques (indentations arrêtées sur différents stratifiés). De plus, les résultats obtenus ont fait l'objet d'une étude d'influence de l'épaisseur et de la stratification. Des essais d'impacts au poids tombant ont aussi été effectués et ont permis de valider le comportement du modèle en dynamique, puisque les résultats révèlent une très bonne corrélation entre les essais et le calcul en termes d'énergies dissipées, des mécanismes d'endommagements, des tailles et des formes des endommagements. Suite à cela, une étude d'influence a aussi été effectuée pour montrer la dépendance de certains paramètres pertinents (pic d'effort, répartition des fissurations matricielles ou encore surfaces délaminées) à l'épaisseur, la stratification et l'énergie initiale d'impact.

Une fois le modèle validé, il a été utilisé en parallèle d'une étude expérimentale pour analyser la pertinence d'une hybridation UD/Tissu dans l'amélioration du comportement des stratifiés à l'impact. Des éprouvettes hybrides ont été fabriquées en remplaçant certaines nappes unidirectionnelles par des plis de tissu. Expérimentalement, les plis identifiés comme étant les plus "critiques" sont celui du bas et celui du milieu. En conséquence, chacun d'entre eux a été remplacé par deux plis de tissu dans le but d'améliorer la tenue à l'impact des stratifications UD épaisses d'une part et d'investiguer un possible changement dans le scénario d'endommagement d'autre part. Pour cela, des indentations quasi-statiques et des essais d'impacts ont été réalisés afin de comparer ces hybrides aux stratifiés purement UD. Globalement, en mettant des plis de tissu dans le stratifié UD, les surfaces de délaminage des interfaces Tissu/UD et UD/Tissu sont réduites mais les énergies dissipées sont équivalentes.

Cependant, pour les stratifiés très épais, le tissu permet de retarder légèrement l'apparition de la chute d'effort mais cette dernière est plus violente. Ces observations résultent d'une étude d'influence menée, comme pour les stratifications UD, sur différents paramètres pertinents. Le modèle capte de manière très satisfaisante les mécanismes ainsi que les tailles d'endommagements. Cependant, une identification plus fine des paramètres, notamment des interfaces UD/Tissu, Tissu/Tissu et UD/Tissu pourrait mener à encore plus de précision.

### **Apports du modèle proposé à la stratégie Semi-Continue**

En conclusion, le modèle proposé dans cette thèse permet aujourd'hui de prédire le comportement des stratifiés UD impactés à basse vitesse. Ce modèle est aussi capable de capter les mécanismes et les endommagements dans les stratifiés hybrides (UD-/Tissu) tant en quasi-statique qu'en dynamique. Les nombreux essais, de l'éprouvette de traction à la plaque, ont permis de valider sa robustesse et de juger sa précision. Cela est dû à l'introduction d'un élément d'interface intralaminare qui permet de représenter les fissurations matricielles. Le couplage introduit entre les interfaces intralaminaires et interlaminaires permet une initiation précise des délaminages. Les surfaces délaminées sont bien représentées. Ceci est aussi possible grâce à l'implémentation du critère de Mohr-Coulomb. Enfin, l'ajout des barres dans l'épaisseur a permis une plus grande précision sur la rupture des fibres mais aussi un gain significatif en termes de temps de calcul.

### **Ouvertures et perspectives de recherche**

Les observations faites dans cette conclusion ont permis de mettre en exergue certains points à améliorer tant sur le volet expérimental que numérique.

Tout d'abord, il est primordial de développer un montage pour pouvoir mettre en évidence le scénario d'endommagement de façon plus précise. En effet, malgré de nombreux essais réalisés, il nous a été impossible d'identifier clairement de manière expérimentale l'initiation et la chronologie d'endommagement au moment de l'apparition soudaine des fissurations matricielles, caractérisée par la chute brutale d'effort. Une piste possible pourrait être une instrumentation par émission acoustique pour localiser les premières ruptures. un montage a été développé durant cette thèse mais n'a pas pu être mené à terme, la fréquence d'acquisition disponible au laboratoire n'était pas suffisante.

Ensuite, concernant les hybrides, il serait nécessaire d'étudier plus spécifiquement les interfaces UD/Tissu et Tissu/UD à différentes orientations et avec différentes armatures. Ceci améliorerait d'une part l'identification des paramètres d'initiation et de propagation des délaminages et d'autre part cela permettra d'avoir une base de données pour en déduire des influences potentiellement intéressantes dans le but d'améliorer le comportement ces structures à l'impact. Dans le même ordre d'idée, il serait intéressant d'avoir recours à un autre type d'hybridation. En effet, celle qui a été réalisée est plutôt axé sur la structure (en remplaçant des plis d'UD par des tissus) dans le but de limiter le cisaillement hors-plan. Cependant, un autre moyen est d'avoir recours à l'hybridation à une échelle plus petite comme l'inclusion de particules (métalliques, céramiques ou plastiques) au sein de la résine

pour limiter l'initiation des fissures matricielles à l'image des précipités dans les métaux qui limitent la propagation des dislocations à travers le matériau. Des travaux existent déjà avec notamment l'utilisation des particules de carbure de silicium [Basavarajappa et Ellangoval, 2012], de la poudre d'alumine [Akash *et al.*, 2014] ou encore des élastomères [Quan et Ivankovic, 2015]. Les résultats montrent que les taux de restitution d'énergie ont été augmentés.

Sur le volet numérique, il serait intéressant de remplacer les éléments barres par des éléments poutres. En effet, les ruptures de fibres observées sur la partie supérieure des stratifiés épais sont orientées à environ 45°, caractéristique d'une rupture en cisaillement. Aujourd'hui, ce type de mécanisme est impossible à capter par le modèle. Ainsi, il est nécessaire d'avoir accès aux rotations des nœuds pour pouvoir endommager l'élément en cisaillement. Pour commencer, un élément barre doté des degrés de liberté de rotation pourrait être codé afin d'évaluer la faisabilité de l'idée. Dans la même démarche, il faudrait aussi endommager la plaque en compression, car aujourd'hui cela n'est pas pris en compte dans le modèle, puisque initialement, le modèle avait été développé pour les stratifiés fins. Or, dans ce genre de stratifiés, la compression de la résine dans le plan de la plaque est négligeable par rapport aux autres phénomènes.

Ensuite, les simulations tant sur les stratifiés UD que sur les hybrides montrent des écarts avec les essais au niveau du retour de la courbe effort-déplacement et de l'indentation résiduelle malgré les bonnes tailles des endommagements. Cela est en fait dû au fait que le modèle ne prend pas en compte l'inclusion des débris au sein des interfaces, caractérisée par la non-fermeture totale des fissures lors de la remontée de l'impacteur. L'idée est donc d'enrichir la loi d'endommagement des interfaces intralaminaires comme le fait [Bouvet *et al.*, 2013] dans son modèle.

---

# Bibliographie

---

- E. ABDALLAH, C. BOUVET, S. RIVAILLANT, B. BROLL et J.-J. BARRAU : Experimental analysis of damage creation and permanent indentation on highly oriented plates. *Composites Science and Technology*, 69:1238–1245, 2009.
- H. ABDULHAMID, C. BOUVET, L. MICHEL, J. ABOISSIÈRE et C. MINOT : Influence of internally dropped-off plies on the impact damage of asymmetrically tapered laminated cfrp. *Composite Part A : Applied Science and Manufacturing*, 68:110–120, 2015.
- E. ABISSET : *Un mésomodèle d'endommagement des composites stratifiés pour le virtual testing : identification et validation*. Thèse de doctorat, Ecole Normale Supérieure de Cachan, 2012.
- E. ABISSET, F. DAGHIA et P. LADEVÈZE : On the validation of a damage mesomodel for laminated composites by means of open-hole tensile tests on quasi-isotropic laminates. *Composites Part A : Applied Science and Manufacturing*, 42(10):1515–1524, Octobre 2011.
- E. ABISSET, F. DAGHIA, X. SUN et M. WISNOM : Interaction of inter- and intralaminar damage in scaled quasi-static indentation tests : Part 1 – experiments. *Composite Structures*, 136:712–726, 2016.
- J. ABOISSIÈRE : *Propagation de dommages d'impact dans un matériau composite stratifié à fibres de carbone et résine époxyde*. Thèse de doctorat, Université de Toulouse, 2003.
- S. ABRATE : Impact on laminated composites : recent advances. *Applied Mechanical Review*, 47(11):517–544, 1994.
- S. ABRATE : Cohesive zone models and impact damage predictions for composite structures. *Meccanica*, 50(10):2587–2620, 2015.
- A. AIROLDI, C. MIRANI et L. PRINCIPITO : A bi-phasic modelling approach for interlaminar and intralaminar damage in the matrix of composite laminates. *Composite Structures*, 234, 2020.
- M. AKASH, V. KUMAR et P. SASTRY : Investigation of mechanical properties of alumina nanoparticle-loaded hybrid glass/carbon-fiber-reinforced epoxy composites. *Journal of Applied Polymer Science*, pages 1–7, 2014.
- N. ALIF et L. CARLSSON : Failure mechanisms of woven carbon and glass composites. Rapport technique 128, ASTM International, 1997.

- O. ALLIX et L. BLANCHARD : Mesomodeling of delamination : towards industrial applications. *Composite Science and Technology*, 66(6):731–744, 2006.
- W. ANDRESEN et A. ECHTERMEYER : Critical energy release rate for a csm reinforced carbon fibre composite/steel bonding. *Composites Part A : Applied Science and Manufacturing*, 37:742–751, 2006.
- S. ARKI : *Etude de pièces composites à fortes hétérogénéités*. Thèse de doctorat, Université Fédérale de Toulouse, Mars 2019.
- ASTM-D5528-01 : Standard test method for mode i interlaminar fracture toughness of unidirectional fiber-reinforced polymer matrix composites. Rapport technique, ASTM International, 2007.
- A. ATIQAHA, M. MALEQUE, M. JAWAID et M. IQBAL : Development of kenaf-glass reinforced unsaturated polyester hybrid composite for structural applications. *Composites : Part B*, 56:68–73, 2014.
- J. AUBRY : *Etude expérimentale et numérique d'impact sur structures : application aux pales d'hélicoptères*. Thèse de doctorat, Université Fédérale de Toulouse, 2013.
- M. BAKKAL et M. SAVAS : Development of natural fiber reinforced laminated hybrid composites. *Advanced Materials Research*, 628(15-20), 2012.
- A. BALDI, A. AIROLDI, M. CRESPI, P. IAVARONE et P. BETTINI : Modeling competitive delamination and debonding phenomena in composite t-joints. *Procedia Engineering*, 10: 3483–3489, 2011.
- A. BANDARU, S. PATEL, Y. SACHAN et A. RAMASAMY : Low-velocity impact response of 3d angle-interlock kevlar/basalt reinforced polypropylene composites. *Material and Design*, 105:323–332, 2016.
- AK. BANDARU : The effect of hybridiation on the ballistic impact behaviour of hybrid composite armors. *Composites : Part B*, 76:300–319, 2015.
- S. BASAVARAJAPPA et S. ELLANGOVAL : Dry sliding wear characteristics of glass-epoxy composite filled with silicon carbide and graphite particles. *Wear*, 296:491–496, 2012.
- G. BELINGARDI et R. VADORI : Low-velocity impact tests of laminate glass/epoxy composite material plates. *International Journal of Impact Engineering*, 27:213–229, 2002.
- T. BELYTSCHKO, J. LIN et C. TSAY : Explicit algorithms for the nonlinear dynamics of shells. *Computer Methods in Applied Mechanics and Engineering*, 42(2):225–251, 1984.
- M. BENZEGGAGH et M. KENANE : Measurement of mixed-mode delamination fracture toughness of unidirectionnal glass-epoxy composites with mixed-mode bending apparatus. *Composites Science and Technology*, 56(4):439–449, 1996.
- B. BEYLERGIL, M. TANOGLU et E. AKTAS : Effect of polyamide-6 , 6 (pa 66) nonwoven veils on the mechanical performance of carbon fiber / epoxy composites. *Composites Structures*, 194:21–35, 2018.

- N. BLANCO, D. TRIAS, T. PINHO et P. ROBINSON : Intralaminar fracture toughness characterisation of woven composite laminates. part ii : Experimental characterisation. *Engineering Fracture Mechanics*, 131:361–370, 2014.
- L. BORREGO, M. COSTA, J. FERREIRA et H. SILVA : Fatigue behaviour of glass fiber reinforced epoxy composites enhanced with nanoparticles. *Composites B*, 62:65–72, 2014.
- C. BOUVET : Low velocity impact modelling in laminate composite panels with discrete interface elements. *International Journal of Solids and Structures*, 46(14-15):2809–2821, 2009.
- C. BOUVET, N. HONGKARNJANAKUL, S. RIVAILLANT et J.-J. BARRAU : Discrete impact modeling of inter- and intra-laminar failure in composites. *Dynamic Failure of Composite and Sandwich Structures*, 192, 2013.
- J. BREWER et P. LAGACE : Quadratic stress criterion for initiation of delamination. *Journal of Composite Materials*, 22(12):1141–1155, 1988.
- A. BUNSELL et B. HARRIS : Hybrid carbon and glass fiber composites. *Composites*, 5 (4):157–164, 1974.
- P. CAMANHO, C. DAVILA et M. de MOURA : Numerical simulation of mixed-mode progressive delamination in composite materials. *Journal of Composite Materials*, 3(16):1415–1438, 2003.
- W. CANTWELL et J. MORTON : Comparison of the low and high velocity impact response of cfrp. *Composites*, 20(6):545–551, 1989.
- W. CANTWELL et J. MORTON : The impact resistance of composite materials : a review. *Composites*, 22(5):347–362, 1991.
- A. CAPOALE, R. LUCIANO et E. SACCO : Micromechanical analysis of interfacial debonding in unidirectionnal fiber reinforced composites. *Computers and Structures*, 84:2200–2211, 2006.
- N. De CARVALHO, S. PINHO et P. ROBINSON : An experimental study of failure initiation and propagation in 2d woven composites under compression. *Composites Science and Technology*, 71(10):1316–1325, 2011.
- F. CHANG, H. CHOI et S. JENG : Study on impact damage in laminated composites. *Mechanics of Materials*, 10(1):83–95, 1990.
- J. CHARRIER, N. CARRERE, F. LAURON, E. GONCALVES-NOVO et S. MAHDI : Proposition d'une méthode d'analyse dédiée aux structures composites soumises à des sollicitations hors-plan. In *Journées Nationales sur les Composites*, 2011.
- G. CHEN, Z. LI, C. KOU et L. GUI : Finite element analysis of low-velocity impact damage of stitched laminates. *Journal of Reinforced Plastics and Composites*, 23(9):987–995, 2004.
- H. CHOI et F. CHANG : A model for predicting damage in graphite/epoxy laminated composites resulting from low-velocity point impact. *Journal of Composite Materials*, 26:2134–2169, 1992.

- T. CHOU et H. FUKUDA : Stress concentrations in hybrid composite sheet. *Journal of Applied Mechanics*, 50(4A):845–848, 1983.
- R. CHRISTENSEN et S. De TERESA : Delamination failure investigation for out-of-plane loading in laminates. *Journal of Composite Materials*, 38(24):2231–2238, 2004.
- G. COUÉGNAT : *Approche multi-échelle du comportement mécanique de matériaux composites à renfort tissé*. Thèse de doctorat, Université de Bordeaux, 2008.
- P. CUYPER : Interlayer hybridization of steel fiber and self-reinforced composites. Mémoire de D.E.A., Katholieke Universiteit Leuven, 2012.
- G. CZÉL et M. WISNOM : Demonstration of pseudo-ductility in high performance glass/epoxy composites by hybridisation with thin-ply carbon prepreg. *Composite Part A : Applied Science and Manufacturing*, 52:23–30, 2013.
- G. CZÉL et M. WISNOM : Demonstration of pseudo-ductility in high performance glass/epoxy composites by hybridisation with thin-ply carbon prepreg. *Composite Part A : Applied Science and Manufacturing*, 52:23–30, 2013.
- S. DAGGUMATI, . De BAERE, W. Van PEPEGEM, J. DEGRIECK, J. XU, S. LOMOV et I. VERPOEST : Fatigue and post-fatigue stress-strain analysis of a 5-harness satin weave carbon bre reinforced composite. *Composites Science and Technology*, 74:20–27, 2013.
- S. DAGGUMATI, W. Van PAEPEGEM, J. DEGRIECK, J. XU, S. LOMOV et I. VERPOES : Local damage in a 5-harness satin weave composite under static tension : Part ii - meso-fe modeling. *Composite Science and Technology*, 70(13):1934–1941, 2010.
- S. DAGGUMATI, W. Van PAEPEGEM, J. DEGRIECK, J. XU, S. LOMOV et I. VERPOES : Local strain in a 5-harness satin weave composite under static tension : Part i – experimental analysis. *Composites Science and Technology*, 71(8):1171–1179, 2011.
- P. DAS, A. SATAPATHY et M. MISHRA : Development and sliding wear response of epoxy composites fileld with coal mine overburden material. *Materials Science and Engineering*, 2018.
- L. DAUDEVILLE, O. ALIX et P. LADEVÈZE : Delamination analysis by damage mechanics : some applications. *Composites Engineering*, 5(1):17–24, 1995.
- G. DAVIES : Impact on composite structures. *The Aeronautical Journal*, 108:541–563, novembre 2004.
- P. DAVIES, L. JENKINS et R. BELBEN : Survey of fatigue failures in helicopter components and some lessons learnt. *Engineering Failure Analysis*, 32:134–151, 2013.
- P. DECONINCK : *Étude du comportement à l'impact de matériaux composites renforcés par tufting*. Thèse de doctorat, Université de Lorraine, 2014.
- T. DEHKORDI, H. NOSRATY, M. SHOKRIEH, G. MINAK et D. GHELLI : Low velocity impact properties of intra-ply hybrid composites based on basalt and nylon woven fabrics. *Material and Design*, 31(8):3835–3844, 2010.

- Y. Bahei El DIN, M. RAJENDRAN et M. ZIKRY : A micromechanical model for damage progression in woven composite systems. *International Journal of Solids and Structures*, 41(9-10):2307–2330, 2004.
- A. DIXIT, A. MALI et H. SINGH : Modeling technics for predicting the mechanical properties of woven-fabric textile composites : a review. *Mechanics of Composite Materials*, 4(1):1–20, 2013.
- N. DOW et I. GRUNTFEST : Determination of most needed, potentially possible improvements in materials for ballistic and space vehicles. *General Electric, Technical report TIS R60SD389*, 1960.
- S. EKÇİSİ : Comparison of mechanical properties of unidirectional and woven carbon, glass and aramid fiber reinforced epoxy composites. *Acta Physica Polonica*, 132:879–882, 2017.
- A. FAGGIANI et B. FALZON : Predicting low-velocity impact damage on a stiffened composite panel. *Composite Part A : Applied Science and Manufacturing*, 41(6):737–749, 2010.
- M. FENSKE et A. VIZZINI : The inclusion of in-plane stresses in delamination criteria. *Journal of Composite Materials*, 35(15):1325–1342, 2001.
- B. FIEDLER, M. HOJO, S. OCHIAI, K. SCHULTE et M. ANDO : Failure behaviour of an epoxy matrix under different kinds of static loading. *Composites Science and Technology*, 61(11):1615–1624, 2001.
- A. FLECK, M. MULLER, M. ASHBY et J. HUTCHINSON : Strain gradient plasticity : Theory and experiment. *Advanced in Applied Mechanics*, 33:295–361, 1997.
- J. FLYNN, A. AMIRI et C. ULVEN : Hybridized carbon and flax fiber composites for tailored performance. *Material and Design*, 102:43–52, 2016.
- H. FUKUDA : An advanced theory of the strength of hybrid composites. *Journal of Materials Science*, 19(3):974–982, 1984.
- H. FUKUDA et T. CHOU : Monte carlo simulation of the strength of hybrid composites. *Journal of Composite Materials*, 16:371–385, 1982.
- H. FUKUDA et T. CHOU : Stress concentrations in a hybrid composite sheet. *Journal of Applied Mechanics*, 50(4a):845–848, juillet 1983.
- J. FUNK : The interlaminar fracture toughness of woven graphite/epoxy composites. Rapport technique, DTIC Document, 1989.
- W. GAN, S. HALLET et M. WISNOM : Measurement and modelling of interlaminar shear strength enhancement under moderate through-thickness compression. *Composites Part A : Applied Science and Manufacturing*, 49:18–25, 2013.
- V. GANESH et K. NAIK : Failure behaviour of plain weave fabric laminates under in-plane shear loading : effect of fabric geometry. *Composites Structures*, 30(2):179–192, 1995.

- F. GAO, L. BONIFACE, L. OGIN, P. SMITH et P. GREAVES : Damage accumulation in woven-fabric cfrp laminates under tensile loading : Part i. observations of damage accumulation. *Composites Science and Technology*, 59(1):123–136, 1999.
- G. CALLENS, L. GORBATIKH et I. VERPOEST : Ductile steel fiber composites with brittle and ductile matrices. *Composite Part A : Applied Science and Manufacturing*, 61:238–244, 2014.
- A.F. GILL, P. ROBINSON et S. PINHO : Effects of variation in fibre volume fraction on modes i and ii delamination behaviour of 5hs woven composites manufactured by rtm. *Composites Science and Technology*, 69:2368–2375, 2009.
- E. GONZÁLEZ : Effects of ply clustering in laminated composite plates under low-velocity impact loading. *Composite Science and Technology*, 71:805–817, 2011.
- E. GONZÁLEZ, P. MAIMI, P. CANAHO, A. TURON et A. MAYUGO : Simulation of drop-weight impact and compression after impact tests on composite laminates. *Composites Structures*, 94:3364–3378, 2012.
- L. GORNET : Généralités sur les matériaux composites. *Engineering school*, 2008.
- A. GRIFFITH : The phenomena of rupture and flow in solids. *Philosophical Transactions of the Royal Society A : Mathematical, Physical and Engineering Sciences*, 221(163):582–593, 1921.
- A. HAMEED et E. DAWAY : Mechanism of hybrid reinforcement and its effect on some properties of binary polymer blend. *Engineering and Technology Journal*, 32(2):287–301, 2014.
- D. HARLOW : Statistical properties of hybrid composites. part i : Recursion analysis. *Proceedings of The Royal Society of London*, 389(1796):67–100, septembre 1983.
- S. HASHEMI, J. KINLOCH et J. WILLIAMS : The analysis of interlaminar fracture in uniaxial fiber-polymer composites. *Proceedings of the Royal Society of London*, pages 173–199, 1990.
- T. HAYASHI : On the improvement of mechanical properties of composites by hybrid composition. In *8th International Reinforced Plastics Conference*, pages 149–152, 1972.
- J. HEDGEPEETH et M. JHON : Stress concentrations in filamentary structures. *NASA TN*, pages 1–36, 1961.
- S. HEIBMS : Computational methods for bird strike simulations : a review. *Computation Structures*, 89(23-24):2093–2112, 2001.
- HEXCEL : Hextow as7 carbon fiber. Rapport technique, Hexcel, 2018.
- C. HOCHARD et N. Lahellec an C. BORDREUIL : A ply scale non-local fiber rupture criterion for cfrp woven ply laminated structures. *Composites Structures*, 80(3):321–326, 2007.
- J.-P HOU : A delamination criterion for laminated composites under low-velocity impact. *Composites Science and Technology*, (14):2069–2074, 2001.

- H. HU, W. GU, J. LIU, J. XU, Y. HAN et Z. WANG : Study on dynamic response of multi-degree-of-freedom explosion vessel system under impact load. *Defence Technology*, August 2019.
- C. HUCHETTE : *Sur la complémentarité des approches expérimentales et numériques pour la modélisation des mécanismes d'endommagement des composites stratifiés*. Thèse de doctorat, Université Paris VI - ONERA, 2005.
- L. IANNUCCI : Progressive failure modeling of woven carbon composite under impact. *International Journal of Impact Engineering*, 32(6):1013–1043, 2006.
- B. ICTEN, C. ATAS, M. AKTAS et R. KARAKUZU : Low temperature effect on impact response of quasi-isotropic glass/epoxy laminated plates. 2009.
- M. ILYAS : *Damage modeling of carbon epoxy laminated composites submitted to impact loading*. Thèse de doctorat, Université Fédérale de Toulouse, 2010.
- D. IVANOV : *Damage analysis of textile composites*. Thèse de doctorat, Katholieke Universiteit Leuven, 2009.
- M. JALALVAND, G. CZÉL et M. WISNOM : Numerical modeling of the damage modes in ud thin carbon/glass hybrid laminates. *Composite Science and Technology*, 94(349-47), 2014.
- S. JAYABAL, U. NATARAJAN et S. SATHIYAMURTHY : Effect of glass hybridization and stacking sequence on mechanical behaviour of interply coir-glass hybrid laminate. *Bulletin of Materials Science*, 34(2):293–308, 2011.
- X. JI, X. LIU et T. CHOU : Dynamic stress concentration factors in unidirectional composites. *Journal of Composite Materials*, 19(3):269–275, mai 1985.
- K. JONES et A. Di BENEDETTO : Fiber fracture in hybrid composite systems. *Composite Science and Technology*, 51(1):53–62, 1994.
- K. KAGEYAMA, T. KOBAYASHI et T. CHOU : Analytical compliance method for mode I interlaminar fracture toughness testing of composites. *Composites*, 18:393–399, 1987.
- H. KAHLA, H. BEN, Z. AYADI, F. EDGREN et A. PUPURS : Statistical model for initiation governed intralaminar cracking in composite laminates during tensile quasi-static and cyclic tests. *International Journal of Fatigue*, 116:1–12, Novembre 2018.
- P. KHANAM, G. RAMACHANDRA, K. RAGHU et S. NAIDU : Tensile, flexural and compressive properties of coir/silk fiber-reinforced hybrid composites. *Journal of Reinforced Plastics and Composites*, 29(14):2124–2127, 2010.
- J.-H. KIM : *Identification de cartes d'endommagement de plaques composites impactées par la méthode des champs virtuels*. Thèse de doctorat, Ecole Nationale Supérieure des Arts et Métiers, 2008.
- K. KIM et M.-L. SHAM : Impact and delamination failure of woven-fabric composites. *Composites Science and Technology*, 60:745–761, 2000.

- D. KRECU LJ et B. RASUO : Review of impact damages modelling in laminated composite aircraft structures. *Tehnicki vjesnik*, 2013.
- G. KRETSIS : A review of the tensile, compressive, flexural and shear properties of hybrid fibre-reinforced plastics. *Composites*, 18(1):13–23, janvier 1987.
- A. KUDAWOO : Notice d'utilisation du contact dans code aster. Code ASTER, 2018.
- N. KYŌKAI : Testing methods for interlaminar fracture toughness of carbon fibre reinforced plastics. *Japanese Standards Association*, 1994.
- P. LADEVÈZE et G. LABINEAU : On a damage mesomodel for laminates : micromechanics basis and improvement. *Mechanics of Materials*, 35(8):763–775, 2003.
- H. LAM : Design methodology of a ductile hybrid kevlar-carbon reinforced plastic for concrete structures by the braidtrusion process. *In Proceedings of the 13th International Conference on Composite Materials*, 2001.
- L. LAMMERANT et I. VERPOEST : Modeling of the interaction between matrix cracks and delamination during impact composite plates. *Composite Science and Technology*, 56:1171–1178, 1996.
- F. LAURIN : *Approche multiéchelle des mécanismes de ruine progressive des matériaux stratifiés et analyse de la tenue de structures composites*. Thèse de doctorat, Université de Franche-Comté - ONERA, 2005.
- J. LEMAITRE : *Mécanique des matériaux solides*. Dunod, 1985.
- D. LIU : Impact-induced delamination : a view of bending stiffness mismatching. *Journal of Composite Materials*, 22(7):674–692, 1998.
- S. LOMOV et I. VERPOEST : Manufacturing and internal geometry of textiles. *Design and Manufacture of Textile Composites*, pages 1–61, 2005.
- S. LOPES, P. CAMANHO, Z. GURDAL, P. MAIMI et V. GONZALEZ : Low-velocity impact damage on dispersed stacking sequence laminates. *Composite Science Technology*, 69(7-8):937–947, 2009.
- P. LOURS : Facteur d'intensité de contrainte. Mines Albi, 2014.
- B. MAHMOUD : *Modélisation d'impacts sur des stratifiés composites unidirectionnels*. Thèse de doctorat, Université Fédérale de Toulouse, Juillet 2017.
- B. MAHMOUD, M. TORRECILLA, P. NAVARRO, S. MARGUET, I. TAWK et J.-F. FERRERO : Semi-continuous strategy for the modeling of damage mechanisms in unidirectional composites under low velocity impacts. *Composite Structures, Part B*, 2017.
- P. MANDERS et G. BADER : The strength of hybrid glass/carbon fibre composites - part 1 failure strain enhancement and failure mode. *Journal of Materials Science*, 16(8):2233–2245, août 1981.

- V. MANJUNATH et S. UDUPA : A study on hybrid composite using areca and eucalyptus fiber by using epoxy resin. *Journal of Mechanical and Industrial Engineering Research*, 1:1–2, 2016.
- G. MAROM, S. FISCHER, R. TULER et D. WAGNER : Hybrid effects in composites : conditions for positive or negative effects versus rule-of-mixtures behavior. *Journal of Materials Science*, 13(7):1419–1426, juillet 1978.
- A. MCLLHAGGER : A collaboration of some of the best academics and researchers in the world. Rapport technique, Ulster University, 2020.
- V. MEER et C. DAVILA : Cohesive modeling of transverse cracking in laminates under in-plane loading with a single layer of elements per ply. *International Journal of Solids and Structures*, 50(20-21):3308–3318, 2013.
- A. MEGAHED et M. AGWA : Improvement of hardness and wear resistance of glass fiber-reinforced epoxy composites by the incorporation of silica/carbon hybrid nanofillers. *Polymer-Plastic Technology and Engineering*, pages 1–9, 2018.
- A. MELRO : *Analytical and numerical modeling of damage and fracture of advanced composites*. Thèse de doctorat, Université de Porto - Portugal, 2011.
- G. MINAK : *Dynamic Deformation, Damage and Fracture in Composite Materials and Structures*. ScienceDirect, 2016.
- T. MITREVSKI, H. MARSHALL, S. THOMSON et R. JONES : Low-velocity impacts on preloaded gfrp specimens with various impactor shapes. *Composite Structures*, 76(3):209–217, 2006.
- S. MOHAPATRA, S. MANTRY et S. SINGH : Performance evaluation of glass-epoxy tic hybrid composites using design of experiment. *Journal of Composites*, 2014.
- F. De MOURA, M. GONCALVES, G. CHOUSAL et G. CAMPILHO : Cohesive and continuum mixed-mode damage models applied to the simulation of the mechanical behaviour of bonded joints. *International Journal of Adhesion and Adhesives*, 2008.
- H. MUHAMMED, S. AHMAD, M. BAKAR, A. MAMUM et H. HEIM : Mechanical properties of hybrid glass/kenaf fiber-reinforced epoxy composite with matri modification using liquid epoxidised natural rubber. *Journal of Reinforced Plastics and Composites*, 34(11):896–906, 2015.
- N. Feckand G. MULLER, M. ASHBY et W. HUTCHINSON : Strain gradient plasticity : theory and experiment. *Acta Metallurgica*, 42:475–487, Juin 1993.
- R. MUNOZ, F. MARTINEZ-HERGUETA, F. GALVEZ, C. GONZALEZ et J. LLORCA : Ballistic performance of hybrid 3d woven composites : experiments and simulations. *Composites Structures*, 127:141–151, 2015.
- P. NAVARRO : *Etude de l'impact oblique à haute vitesse sur des structures en sandwich composite : application aux pales d'hélicoptère*. Thèse de doctorat, Université Toulouse 3 Paul Sabatier, 2010.

- E. OBERT, F. DAGHIA, P. LADEVÈZE et L. BALLERE : Micro and meso modeling of woven composites : Transverse cracking kinetics and homogenization. *Composites Structures*, 117:212–221, 2014.
- R. OLSSON : Mass criterion for wave controlled impact response of composite plates. *Composites Part A : Applied Science and Manufacturing*, 2000.
- A. ORIFICI, I. ALBERDI, R. THOMSON et J. BAYANDOR : Compression and post-buckling damage growth and collapse analysis of flat composite stiffened panels. 2008.
- T. OSADA, A. NAKAI et H. HAMADA : Initial fracture behavior of satin woven fabric composites. *Composite Structures*, 31(8):879–887, 2003.
- T. OZBEN : Impact behaviour of hybrid composite plates dependant on curing and different stacking sequences. *Material Test*, 58(5):442–447, 2016.
- N. OZTOPRAK, M. GUNES, M. TANOGLU, E. AKTAS, O. EGILMEZ, C. SENOCAK et G. KULAC : Developing polymer composite-based leaf spring systems for automotive industry. *Science and Engineering of Composite Materials*, 2018.
- F. PASCAL : On the modelling of low to medium velocity impact into woven composite materials with a 2d semi-continuous approach. *Composite Structures*, 134:302–310, décembre 2015.
- F. PASCAL : *Modélisation d'impact sur structures sandwich composites : Application aux pales d'hélicoptère*. Thèse de doctorat, Université Toulouse 3 Paul Sabatier, 2016.
- C. PAVITHRAN, P. MUKHERJEE et M. BRAHMAKUMAR : Coir-glass intermingled fiber hybrid composites. *Journal of Reinforced Plastics and Composites*, 10(1):91–101, 1991.
- A. PEGORETTI, E. FABBRI, C. MIGLIARESI et F. PILATI : Intraply and interply hybrid composites based on e-glass and poly(vinyl alcohol) woven fabrics : tensile and impact properties. *Polymer International*, 53(9):1290–1307, 2004.
- A. PEIJS, W. VENDERBOSCH et P. LEMSTRA : Hybrid composites based on polyethylene and carbon fibers. part 3 : impact resistant structural composites through damage management. *Composites*, 21(6):522–530, 1990.
- A. PEREIRA, A. De MORAIS, M. De MOURA et G. MAGALHAES : Mode I interlaminar fracture of woven glass/epoxy multidirectional laminates. *Composites Part A : Applied Science and Manufacturing*, 36:1119–1127, 2005.
- S. PETIT : *Contribution à l'étude de l'influence d'une protection thermique sur la tolérance aux dommages des structures composites des lanceurs*. Thèse de doctorat, Institut Supérieur de l'Aéronautique et de l'Espace, 2005.
- R. PETRUCCI, C. SANTULLI, D. PUGLIA, E. NISINI, F. SARASINI, J. TRILLO, L. TORRE, G. MINAK et M. KENNY : Impact and post-impact damage characterisation of hybrid composite laminates based on basalt fibers in combination with flax, hemp and glass fibers manufactured by vacuum infusion. *Composites : Part B*, 69(507-515), 2015.

- T. PRIYADARSHI et S. BISWAS : Effect of moisture absorption on the mechanical properties of ceramic filled jute/epoxy hybrid composites. *Materials Science and Engineering*, 2017.
- R. PRUSTY, S. GHOSH, D. RATHORE et B. RAY : Reinforcement effect of graphene oxide in glass fiber/epoxy composites at in-situ elevated temperature environments : an emphasis on graphene oxide content. *Composites Part A : Applied Science and Manufacturing*, 2017.
- B. QI, Q. ZHANG, M. BANNISTER et W. MAI : Investigation of the mechanical properties of dgeba-based epoxy resin with nanoclay additives. *Journal of Composites Structures*, 75:514–519, 2006.
- D. QUAN et A. IVANKOVIC : Effect of core shell rubber (csr) nano-particles on mechanical properties and fracture toughness of an epoxy polymer. *Polymers*, pages 16–28, 2015.
- E. RANDJABARAN, R. ZAHARI, N. JALIL et D. MAJID : Hybrid composite laminates reinforced with kevlar/carbon/glass woven fabrics for ballistic impact testing. *The Scientific World Journal*, 2014.
- J. REEDER : An evaluation of mixed-mode delamination failure. Rapport technique, NASA Langley Technical Report Server, 1992.
- R. REN, J. ZHONG, G. LE et D. MA : Research on intralaminar load reversal damage modeling for predicting composite laminates' low velocity impact responses. *Composite Structures*, 220:481–493, 2019.
- W. RICHARDSON et J. WISHEART : Review of low-velocity impact properties of composite materials. *Composite Part Applied Science Manufacture*, 27(12):1123–1131, 1996.
- A. ROGANI, P. NAVARRO, S. MARGUET et J.-F. FERRERO : Propagation de dommage post-impact dans des revêtements composites tissés minces. *Journées Nationales sur les Composites*, 2019.
- B. ROSEN : Tensile failure of fibrous composites. *American Institute of Aeronautics and Astronautics*, 2(11):1985–1991, 1964.
- T. ROUAULT : *Propagation de coupure en fatigue sur composites tissés – Etude expérimentale et modélisation*. Thèse de doctorat, Institut Supérieur de l'Aéronautique et de l'Espace, Université Fédérale de Toulouse, 2013.
- S. SAFRI, M. SULTAN, M. JAWAID et K. JAYAKRISHNA : Impact behaviour of hybrid composites for structural applications : A review. *Composites : Part B*, 133:112–121, Janvier 2018.
- F. SARASINI, J. TIRILLO, L. FERRANTE, M. VALENTE, T. VALENTE, L. LAMPANI, P. GAUDENZI, S. CIOFFI, S. IANNACE et L. SORRENTINO : Drop-weight impact behaviour of woven hybrid-carbone/epoxy composites. *Composites : Part B*, 59:204–220, 2014.
- E. SITNIKOVA, S. LI, D. LI et X. YI : Subtle features of delamination in cross-ply laminates due to low speed impact. *Composites Science and Technology*, 149:149–158, 2017.
- B. SMITH : Fractography for continuous fiber composites. *Engineering Materials*, pages 786–793, 1993.

- W. SOMBOONSONG, F. KO et H. HARRIS : Ductile hybrid fiber reinforced plastic reinforcing bar or concrete structures : design methodology. *American Concrete Institute Materials Journal*, 95(5):655–666, 1998.
- T. SUBHANI, M. LATIF, I. AHMAD, S. RAKHA, N. ALI et A. KHURRAM : Mechanical performance of epoxy matrix hybrid nanocomposites containing carbon nanotubes and nanodiamonds. *Material and Design*, 87:436–444, 2015.
- J. SUMMERSCALES et D. SHORT : Carbon fibre and glass fibre hybrid reinforced plastics. *Composites*, 9(3):157–166, juillet 1978.
- M. SURESHKUMAR, P. TAMILSELVAM et G. THARANITHRARAN : Experimental investigation of hybrid fiber mono composite leaf spring for automobile applications. *International Journal of Mechanical Engineering and Research*, 5(1):89–93, 2015.
- Y. SWOLFS, L. GORBATIKH et I. VERPOEST : Stress concentrations in hybrid unidirectional fibre-reinforced composites with random fibre packings. *Composites Science and Technology*, 85:10–16, 2013.
- Y. SWOLFS, L. GORBATIKH et I. VERPOEST : Fibre hybridisation in polymer composites : A review. *Composites Part A : Applied Science and Manufacturing*, 67:181–200, décembre 2014.
- J. TANG, Y. SWOLFS, M. YANG, K. MICHIENSEN, J. IVENS, S. LOMOV et L. GORBATIKH : Discontinuities as a way to influence the failure mechanisms and tensile performance of hybrid carbon fiber/self-reinforced polypropylene composites. *Composites Part A : Applied Science and Manufacturing*, 107:354–365, Avril 2018.
- C. THANOMSILP et P. HOGG : Penetration impact resistance of hybrid composites based on commingled yarn fabrics. *Composite Science and Technology*, 63(3):467–482, 2003.
- L. THIPPESH : Fabrication of hybrid composite mono-leaf spring with unidirectional glass fibers. *Materials Today : Proceedings*, 5:2980–2984, 2018.
- S. THYSEN : Mechanical behaviour of hybrid steel and glass fiber composites. Mémoire de D.E.A., Katholieke Universiteit Leuven, 2013.
- J. TIRILLO, L. FERRANTE, F. SARASINI, L. LAMPANI, E. BARBERO, S. SANCHEZ, T. VALENTE et P. GAUDENZI : High velocity impact behaviour of hybrid basalt-carbon/epoxy composites. *Composites Structures*, 168:305–312, 2017.
- L. TRAN, C. FUENTES, C. DUPONT et A. Van VUURE : Understanding of interfacial compatibility and adhesion of natural coir fiber thermoplastic composites. *Composites Science and Technology*, 80:23–30, 2013.
- S. TSAI et E. WU : A general theory for anisotropic materials. *Journal of Composite Materials*, 80:58–80, 1971a.
- S. TSAI et E. WU : A general theory for anisotropic materials. *Journal of Composite Materials*, 5:58–80, 1971b.

- H. ULLAH, A. HARLAND et V. SILBERSCHMIDT : Dynamic bending behaviour of woven composites for sports products : experiments and damage analysis. *Material Design*, 88:19–156, 25 Decembre 2015.
- M. VENKATESAN, K. PALANIKUMAR et S. BOOPATHY : Experimental investigation and analysis on the wear propertie of glass fiber and cnt reinforced hybrid polymer composites. *Science and Engineering of Composite Materials*, 2017.
- I. VERPOEST et S. LOMOV : Virtual textile composites software wisetex : Integration with micro-mechanical, permeability and structural analysis. *Composite Science and Technology*, 65(15-16):2563–2574, 2005.
- B. VIELLE, V. CASADO et C. BOUVET : About the impact behavior of woven-ply carbon fiber-reinforced thermoplastic- and thermosetting-composites : A comparative study. *Composite Structures*, 101:9–21, 2013.
- K. VIJAYA : Statistical analysis and mathematical modeling of dry sliding wear parameters of 202 aluminium hybrid composites reinforced with fly ash and sic particles. *Transactions of the Indian Institue of Metals*, 71:1809–1825, 2018.
- Z. VOYIADJIS : Thermodynamic framework for mutiplicative elastoplasticity with kinematic hardening coupled to anisotropic viscodamage for dynamic localization problems using gradient theory. *International Journal of Plasticity*, pages 981–1038, Juin 2004.
- W. WANG, M. NAKATA, Y. TAKAO et T. MATSUBARA : Experimental investigation on test methods for mode ii interlaminar fracture testing of carbon fiber reinforced composites. *Composites Part A : Applied Science and Manufacturing*, 40(9):1447–1455, septembre 2009.
- J. WILBECK : Impact behavior of low strength projectiles. *DTIC Document*, 1978.
- WISNOM : Modeling discrete failures in composites with interface elements. *Composite Part A : Applied Science and Manufacturing*, 41(7):795–805, 2010.
- M. WISNOM : Reduction in compressive strain to failure with increasing specimen size in pin-ended buckling tests. *Composites Science and Technology*, 57:1303–1308, 1997.
- E. WU : Crack extension in fiber glass reinforced plastics. Rapport technique, DTIC Document, 1965.
- Y. XIA et C. RUIZ : Analysis of damage in stress wave loaded unidirectional composites. *Computers and Structures*, 38(3):251–258, 1991a.
- Y. XIA et C. RUIZ : Analysis of damage in stress wave loaded unidirectional composites. *Computers and Structures*, 38(3):251–258, 1991b.
- J. XING, G. HSIAO et T. CHOU : A dynamic explanation of the hybrid effect. *Journal of Composite Materials*, 15(5):443–461, septembre 1981.
- C. XU, T. QU, X. ZHANG, X. QU, N. WANG, Q. ZHANG, B. ABDEL-MAGID et G. LI : Enhanced toughness and thermal conductivity for epoxy resin with a core-shell structured polyacrylic modifier and modified boron nitride. *Royal Society of Chemistry*, 9:8654–8663, 2019.

- R. YAHAYA : Effect of layering sequence and chemical treatment on the mechanical properties of woven kenaf-aramid hybrid laminated composites. *Material and Design*, 67:173–179, 2015.
- R. YAHAYA, S. SAPUAN, M. JAWAID, Z. LEMAN et E. ZAINUDIN : Quasi-static penetration and ballistic properties of kenaf-aramid hybrid composites. *Material and Design*, 63:775–782, 2014.
- R. YAN, R. WANG, C. LOU et J. LIN : Compressive properties of high-resilience thermal-bonding cushioning inter/intra-ply hybrid composites. *Composites : Part B*, 69:58–68, 2015.
- M. ZAKO, Y. UETSUJI et T. KURASHIKI : Finite element analysis of damaged woven fabric composite materials. *Composites Science and Technology*, 63:507–516, Août 2003.
- Q. ZENG : A random critical-core theory of microdamage in interply hybrid composites : I-first failure and hybrid effect. *Composites Science and Technology*, 49(4):341–348, 1993.
- Q. ZENG : A statistical analysis of the tensile failure and hybrid effect of an intraply hybrid composite. *International Journal of Fracture*, 68(4):351–362, 1994.
- I. ZIVKOVIC, C. FRAGASSA, A. PAVLOVIC et T. BRUGO : Influence of moisture absorption on the impact properties of flax, basalt and hybrid flax/basalt fiber reinforced green composites. *Composites : Part B*, 111:148–164, 2017.
- C. ZWEBEN : Tensile strength of hybrid composites. *Journal of Materials Science*, 12(7):1325–1337, juillet 1977.

---

## Annexe A Micro-tomographe aux Rayons X

---

La microtomographie aux rayons X est une technique d'investigation non-destructrice utilisée pour visualiser l'intérieur d'un objet en 3 dimensions. Ce tomographe, nommé MICRO-TOMOGRAPHE EASYTOM 130 est installé au sein de l'Espace Clément ADER de Toulouse dans une enceinte de radioprotection comme montré sur la [Figure A.1](#).



**Figure A.1** – Enceinte de radioprotection de 6 mm d'épaisseur de plomb

Le principe est de radiographier un objet placé entre une source de rayons X (le générateur) et un imageur dans différentes positions, comme l'illustre la [Figure A.2](#). En effet, l'objet tourne autour de l'axe optique et translate aussi dans cette direction. L'ensemble des images obtenues permettent de reconstruire une image volumique de l'objet considéré.



**Figure A.2** – Principaux composants du MICRO-TOMOGAPHE EASYTOM 130

---

## Annexe B Supercalculateur CALMIP

---

Le mésocentre CALMIP (*Calcul en Midi-Pyrénées*) a été créé en 1994 par 17 laboratoires de recherche de la région Midi-Pyrénées (désormais Occitanie) afin d'encourager le développement et l'utilisation de nouvelles techniques de calcul plus performantes (Figure B.1). Il a été intégré au CNRS en 2014 en tant qu'UMR (*Unité Mixte de Recherche*).



Figure B.1 – OLYMPE : supercalculateur de CALMIP

Ce supercalculateur est nommé OLYMPE depuis Janvier 2018 et il est installé au sein de l'Espace Clément ADER. Ses principales caractéristiques techniques sont présentées dans le Tableau B.1.

Puissance brute de calcul	1365 Tf
Nombre total de nœuds	748
Processeurs	Intel® Skylake-X 2.6 GHz 18 cœurs
Nombre total de cœurs	13464
Cœur par nœud	36
RAM par nœud	204 Go
RAM totale	76 To
Nombre total de nœuds graphiques	48
Nœuds graphiques	Nvidia® Volta

Tableau B.1 – Caractéristiques techniques d'OLYMPE

## Annexe C Surfaces totales des délaminages des stratifiés UD à l'impact

Configuration	Énergie d'impact [J]	Surface totale expérimentale [mm <sup>2</sup> ]	Surface totale numérique [mm <sup>2</sup> ]	Erreur [%]
5P 0-90	9	683	574	16
9P 0-90	9	1580	1446	8
9P 0-90	16	2260	2104	7
9P 0-90	25	3321	3220	3
9P QI	9	1557	1560	0
9P QI	16	2237	2196	2
9P QI	25	3319	3483	5
13P 0-90	9	1374	1532	11
13P 0-90	16	3018	3227	7
13P 0-90	25	4999	5251	5

## Annexe D Numérotation des interfaces inter-plis

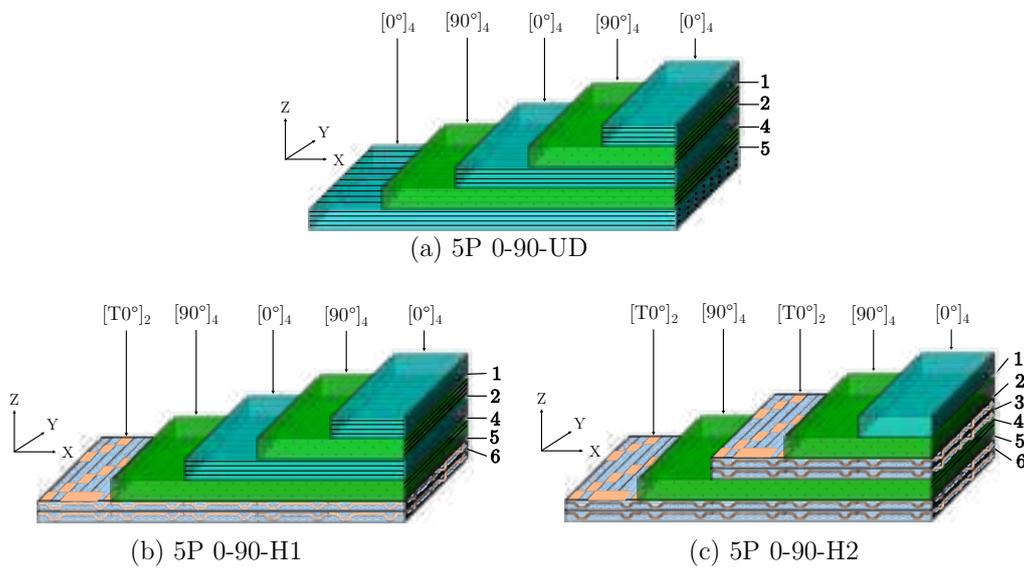


Figure D.1 – Schéma de numérotation des interfaces inter-plis pour l'exemple du 5P 0-90





**DÉVELOPPEMENT D'UNE STRATÉGIE D'ENDOMMAGEMENT INTRA/INTERLAMINAIRE POUR  
UNE APPROCHE SEMI-CONTINUE : APPLICATION AUX STRATIFIÉS UD ET HYBRIDES**

**Résumé**

Les structures composites constituées de nappes d'unidirectionnels sont très répandues en aéronautique pour leur très grand rapport résistance/masse. Cependant, elles sont susceptibles d'être soumises à une multitude d'impacts qui génèrent des fissurations matricielles, des délaminages et des ruptures de fibres. Cela est très préjudiciable lors d'impacts à basse vitesse notamment sur des structures épaisses où les délaminages sont localisés à l'intérieur donc difficilement détectables à l'œil nu. L'objectif est donc de proposer un modèle capable de capter très précisément l'initiation et la propagation des délaminages en se fondant sur la stratégie Semi-Continue.

Ces travaux débutent par le développement d'un nouvel élément d'interface intralaminaire pour capter le comportement des fissurations matricielles, précurseuses des délaminages. Cet élément vient s'intercaler entre les éléments UD (barres + plaque) de la stratégie Semi-Continue développés lors de précédents travaux. Afin de représenter le lien entre fissurations matricielles et délaminage, un couplage intra/interlaminaire est introduit. L'ajout de cet élément spécifique a nécessité d'adapter le comportement des autres éléments du modèle afin que la cinématique globale soit conforme aux résultats expérimentaux.

Cette stratégie a ensuite été validée à travers une campagne d'essais d'indentations quasi-statiques et d'impacts à différentes énergies. Les résultats numériques obtenus corrént de manière très satisfaisante ceux des essais. Enfin, une campagne d'essais sur stratifiés hybrides (UD/Tissu) a été effectuée d'une part pour optimiser la réponse des structures épaisses et d'autre part pour évaluer la réponse du modèle dans des situations hors de sa zone de validation.

**Mots-clefs**

Méthode éléments finis - Stratégie Semi-Continue - Interfaces - Stratifié hybride - Impact

**DEVELOPMENT OF AN INTRA/INTERLAMINAR DAMAGE STRATEGY FOR SEMI-CONTINUOUS  
APPROACH : APPLICATION TO UD AND HYBRID LAMINATES**

**Abstract**

Composite structures composed by unidirectional layers are widespread in the aeronautical field for their very high strength to mass ratio. However, they may undergo impacts that can generate matrix cracking, delamination and fiber breakage. This has an adverse effect during low velocity impacts, especially on thick structures where delaminations, are located inside the structure and are difficult to detect with the naked eye. The objective is then to propose a model able to catch very precisely the initiation and the propagation of delamination based on the Semi-Continuous strategy.

This work begins with the development of a new intralaminar interface element able to get the behavior of matrix cracking, precursor of delamination. This element is inserted between UD elements (rods + shell) of the Semi-Continuous strategy developed in previous works. In order to represent the link between matrix cracking and delamination, a intra/interlaminar coupling is introduced. The addition of this specific element required to adapt the behavior of other elements of the model so that the overall kinematics would be consistent with experimental results.

This strategy was validated through quasi-static indentation and impact tests at different energies. The numerical results obtained correlate very satisfactorily with those of the tests. Finally, tests on hybrid laminates (UD/Woven) were carried out on the one hand to optimize the response of thick structures and on the other hand to evaluate the response of the model in situations outside its validation area.

**Keywords**

Finite element method - Semi-Continuous strategy - Interfaces - Hybrid laminate - Impact