



HAL
open science

Modélisation de la propagation de dommage post-impact dans des revêtements composites de pales d'hélicoptère

Ange Rogani

► **To cite this version:**

Ange Rogani. Modélisation de la propagation de dommage post-impact dans des revêtements composites de pales d'hélicoptère. Matériaux. Université Paul Sabatier - Toulouse III, 2019. Français. NNT : 2019TOU30185 . tel-04851303

HAL Id: tel-04851303

<https://theses.hal.science/tel-04851303v1>

Submitted on 20 Dec 2024

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.



THÈSE

En vue de l'obtention du

DOCTORAT DE L'UNIVERSITÉ DE TOULOUSE

Délivré par : *l'Université Toulouse 3 Paul Sabatier (UT3 Paul Sabatier)*

Présentée et soutenue par :

Ange ROGANI

Le : Vendredi 06 décembre 2019

Modélisation de la propagation de dommage post-impact dans des revêtements composites de pales d'hélicoptère

JURY

NADIA BAHLOULI	Professeur, Université de Strasbourg	Présidente du jury
CHRISTIAN HOCHARD	Professeur, Aix-Marseille Université	Rapporteur
LAURENT GORNET	Maître de conférence HDR, Ecole Centrale Nantes	Rapporteur
OLIVIER POLIT	Professeur, Université Paris Nanterre	Examineur
JEAN-FRANÇOIS FERRERO	Professeur, UT3 Paul Sabatier	Directeur de thèse
PABLO NAVARRO	Maître de conférence, UT3 Paul Sabatier	Co-directeur de thèse
STEVEN MARGUET	Maître de conférence, UT3 Paul Sabatier	Co-encadrant de thèse

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 Steven MARGUET

Rapporteurs :

Christian HOCHARD et Laurent GORNET

Remerciements

Je tiens d'abord à remercier mes encadrants de thèse Jef, Pablo et Steven sans qui l'aboutissement de ces travaux n'aurait pas été le même. Leurs conseils et leurs nombreuses idées, qui ont été le fruit de plusieurs réunions (plus ou moins animées), ont permis de faire avancer cette thèse dans la bonne direction. Heureusement qu'ils étaient présents sans quoi "l'intellectuel serait longtemps resté assis et le con n'aurait pas beaucoup marché". Je veux remercier aussi plus largement l'équipe complétée par Olivier qui m'a apporté son soutien. Cette équipe a été top au-delà des limites de la recherche. La bonne ambiance instaurée par plusieurs repas, barbecues, baignades et même une découverte de la Bretagne (que je n'aurais pas imaginé au début de ma thèse) auront grandement contribué à cette belle aventure.

Je remercie également Laurent, Julien, Cédric et Florian qui m'ont donné ma chance du côté Airbus Helicopters et qui ont suivi ces travaux avec grand intérêt. J'ai également une pensée pour (feu) le Service Pale au sein duquel cette aventure a débuté et qui m'a donné l'envie de poursuivre en doctorat.

Je remercie mes rapporteurs, Christian Hochard et Laurent Gornet, pour avoir accepté la lourde tâche de relire consciencieusement ce mémoire, et pour leur participation à mon jury. J'adresse également mes remerciements à Nadia Bahlouli pour avoir présidé ce jury ainsi qu'à Olivier Polit pour y avoir participé.

Ces travaux ont bénéficié de l'appui des techniciens de l'ICA en particulier Marc, Alexandre, Olivier et Nathalie. Leur aide et leur disponibilité ont été précieuses afin de répondre à toutes mes questions et de mener à bien mes campagnes d'essai. Je remercie aussi Xavier et Alain de l'ISAE qui ont eu la gentillesse de m'aider dans la fabrication de mes éprouvettes au début de ma thèse.

Je n'oublie pas tout le personnel du CRITT, en particulier Didier et Xavier qui ont toujours répondu présents lorsque j'avais besoin d'aide. Leurs formations et leurs réponses ont été d'une grande utilité pour mener à terme ces travaux.

Je tiens à remercier tous les membres du bureau AR2020, le meilleur de l'ICA évidemment, qui ont dû supporter mon humour. Grâce à vous, l'ambiance de ces trois ans a été géniale, que ce soit à l'intérieur ou à l'extérieur de laboratoire. Les nombreux repas et sorties au V&B y ont fortement contribué. Merci à Florian pour son aide avant et après son départ, Marcos pour ses tortillas, Benjamin pour ses roues arrière et son bricolage auto, Sylvain pour ses origines marseillaises, sa patience à Peyragudes et ses journées bricolage, Ldjoudi pour la (saine) rivalité OM/OL et les nombreux paris que j'ai perdus. Je remercie aussi tous les stagiaires qui sont passés par ce bureau. Je souhaite notamment du courage à Louis et Hassan qui ont décidé de poursuivre l'aventure en thèse.

Je remercie aussi les doctorants qui ont contribué à la bonne ambiance du laboratoire, notamment (les anciens) Joël, Arnaud, Florian, Léo, Marion, Fadhel et (les actuels) Adama, Thibaut, Félix, Jennifer, Jim, Laure, Colantonio, Landry, Tohme, Simon, Antoine, Agathe, Benoît, Farid, Morgane, Vincent, ... Merci également à tous les permanents de l'ICA avec qui j'ai pu échanger et rigoler pendant ces trois années : Philippe, Stéphane, Florian, Nicolas, Patrick, Walter, Johanna, Fredo, Jean-Max, Yann, Abdallah, Laurent (surtout pour ses découpes jet d'eau), Alain, Francis, Christophe, Samuel, ...

Je remercie énormément ma famille qui m'a toujours soutenu et qui a fait le déplacement jusqu'à Toulouse pour la soutenance. Je ne serai jamais arrivé jusque-là sans elle. Enfin, un grand merci à Alexandra que j'ai rencontrée pendant cette thèse et sur qui j'ai pu entièrement compter. Elle n'a pas hésité à corriger minutieusement tout un manuscrit et m'a aidé à tout gérer pendant les moments difficiles ... Merci

Table des matières

Remerciements	i
Table des matières	iii
Table des figures	vii
Liste des tableaux	xix
Chapitre I Introduction	1
I.1 Contexte industriel	2
I.2 Etudes prospectives	5
I.2.1 Objectifs	5
I.2.2 Traction quasi-statique sur stratifications hybrides impactées	5
I.2.3 Traction fatigue sur stratifications hybrides impactées	12
I.2.4 Influence du type de dommage initial	17
I.2.5 Conclusion sur les campagnes d’essais prospectives	27
I.3 Problématique et Structure du mémoire	32
Chapitre II Etude bibliographique - Positionnement du travail de recherche	33
II.1 Objectifs de l’étude	34
II.2 Comportement mécanique et endommagement des composites tissés	35
II.2.1 Généralités sur les composites tissés	35
II.2.2 Mécanismes d’endommagement des composites tissés sous sollicitation quasi-statique	35
II.2.3 Mécanismes d’endommagement des composites tissés sous sollicitation de fatigue	42
II.2.4 Conclusion	51
II.3 Comportement des composites tissés après impact	53
II.3.1 Comportement des tissus impactés soumis à une sollicitation quasi-statique	53
II.3.2 Comportement des tissus impactés soumis à une sollicitation de fatigue	55
II.3.3 Comportement des tissus avec défaut géométrique	60
II.3.4 Conclusion	65
II.4 Modélisation de la propagation du dommage post-impact dans les composites tissés	67
II.4.1 Modélisation de l’endommagement dans les composites tissés	67

II.4.2	Extension des modélisations de l'endommagement dans les composites tissés à la fatigue	72
II.4.3	Méthodes pour pièces fissurées ou trouées	77
II.4.4	Conclusion	80
II.5	Approche semi-continue	82
II.5.1	Principe	82
II.5.2	Stratégie de modélisation	82
II.5.3	Comportement mécanique et endommagement	83
II.5.4	Résultats	86
Chapitre III Traction post-impact sur stratifiés tissés mono-matériau		87
III.1	Introduction	88
III.1.1	Objectifs de l'étude	88
III.1.2	Conditions expérimentales	88
III.2	Impact au poids tombant	89
III.3	Traction quasi-statique sur stratifiés tissés impactés	91
III.3.1	Etude de l'influence de l'énergie d'impact	91
III.3.2	Connexion avec les observations sur les stratifications hybrides	98
III.3.3	Influence du type de dommage initial	102
III.3.4	Conclusion sur les essais de traction quasi-statique	113
III.4	Traction fatigue sur stratifiés tissés impactés	116
III.4.1	Introduction	116
III.4.2	Essais de fatigue sur la configuration V0V0	117
III.4.3	Essais de fatigue sur la configuration C45C45	121
III.4.4	Essais de fatigue sur la configuration C0C0	128
III.4.5	Essais de fatigue sur la configuration C45C0	132
III.4.6	Connexion avec les observations sur les stratifications hybrides	136
III.4.7	Conclusion sur les essais de traction fatigue	139
Chapitre IV Modélisation de la propagation du dommage post-impact soumis à une traction quasi-statique		143
IV.1	Objectifs de l'étude	144
IV.2	Développements implémentés dans le modèle semi-continu	145
IV.2.1	Faisabilité du post-impact dans Radioss	145
IV.2.2	Loi pseudo-plastique endommageable	145
IV.2.3	Critère de rupture en compression des éléments barres	154
IV.3	Stratifications mono-matériau	156
IV.3.1	Simulations de traction quasi-statique post-impact sur les configurations tissées mono-matériau	156
IV.3.2	Simulations de traction quasi-statique sur les configurations tissées mono-matériau entaillées	171
IV.4	Stratifications hybrides	177
IV.4.1	Simulations de traction quasi-statique post-impact sur les configurations tissées hybrides	177
IV.4.2	Simulations de traction quasi-statique sur les configurations tissées hybrides entaillées	188
IV.5	Conclusion	192

Chapitre V	Modélisation de la propagation du dommage post-impact soumis à une traction fatigue	195
V.1	Objectifs de l'étude	196
V.2	Stratégie de simulation de traction fatigue post-impact	197
V.2.1	Principe	197
V.2.2	Application au modèle semi-continu	197
V.3	Simulations de traction fatigue post-impact sur les configurations mono-matériau	203
V.3.1	Introduction	203
V.3.2	Configuration V0V0	203
V.3.3	Configurations C45C45 et C0C0	206
V.3.4	Configuration C45C0	212
V.4	Simulations de traction fatigue post-impact sur les configurations hybrides . .	215
V.4.1	Introduction	215
V.4.2	Configuration V0C45C45	216
V.4.3	Configuration V0C45C0	221
V.5	Ouverture sur la propagation du délaminage en fatigue	224
V.6	Conclusion	228
Chapitre VI	Ouvertures	231
VI.1	Introduction	232
VI.2	Influence d'une pré-tension	233
VI.2.1	Impact au poids tombant	233
VI.2.2	Traction fatigue post-impact	239
VI.2.3	Conclusion	242
VI.3	Influence de la séquence d'empilement	243
VI.3.1	Impact au poids tombant	243
VI.3.2	Traction quasi-statique post-impact	243
VI.3.3	Traction fatigue post-impact	247
	Conclusion générale et perspectives	253
Annexe A	Diminution des caractéristiques mécaniques résiduelles pour les stratifications hybrides	269
Annexe B	Diminution des caractéristiques mécaniques résiduelles pour les stratifications mono-matériau	271
Annexe C	Simulations de traction quasi-statique sur la configuration mono-matériau C0C0 entaillée	273
Annexe D	Compléments aux simulations d'impact au poids tombant sur les stratifications hybrides	277

Table des figures

Figure I.1	Pale d'hélicoptère [Pascal, 2016]	3
Figure I.2	Chargement de vol d'une pale d'hélicoptère [Rouault, 2013]	3
Figure I.3	Eprouvette utilisée pour l'étude - (a) Vue de dessus (b) Vue de profil	6
Figure I.4	Conditions expérimentales schématisées de l'essai d'impact au poids tombant	6
Figure I.5	Conditions expérimentales de l'essai d'impact au poids tombant	6
Figure I.6	Courbes effort-déplacement obtenues après impact au poids tombant pour les différentes configurations de stratifiés tissés hybrides et pour différentes énergies d'impact	8
Figure I.7	Conditions expérimentales de l'essai de traction sur éprouvette impactée . .	9
Figure I.8	Exemple de mouchetis sur le pli supérieur d'une éprouvette impactée de confi- guration V0C45C45 - (a) Epreuve sans mouchetis (b) Epreuve avec mou- chetis	9
Figure I.9	Courbes effort - déplacement traverse obtenues après les essais de traction quasi-statique sur les configurations hybrides impactées à différentes énergies - Evolution des caractéristiques mécaniques résiduelles en fonction de l'énergie d'impact	11
Figure I.10	Mise en place du cycle de fatigue	12
Figure I.11	Evolution de l'effort maximal et de la longueur de ruptures de fibres de verre en fonction du nombre de cycles de fatigue et (a)-(b) de l'énergie d'impact ou (c)-(d) du niveau d'allongement imposé	14
Figure I.12	Comparaison du champ de déformations ε_{yy} obtenu à la fin de la montée quasi- statique pour les éprouvettes impactées à différentes énergies	15
Figure I.13	Deux évolutions de dommage post-impact obtenus après les essais de fatigue pour la configuration V0C45C0	16
Figure I.14	Evolution de l'effort maximal en fonction du nombre de cycles de fatigue et (a)-(b) de l'énergie d'impact ou (c)-(d) du niveau d'allongement imposé . .	17
Figure I.15	Conditions expérimentales de l'essai d'indentation quasi-statique sur stratifié tissé	18
Figure I.16	Comparaison du champ de déformations ε_{yy} obtenu à un déplacement traverse de 1,6 mm entre une éprouvette entaillée 14 mm et une éprouvette impactée 6,25 J pour la configuration V0C45C45	24
Figure I.17	Récapitulatif des études prospectives	28
Figure I.18	Récapitulatif des évolutions de dommages observées en traction quasi-statique et fatigue pour les stratifications hybrides impactées	29
Figure I.19	Structure du mémoire	32
Figure II.1	Schématisation de différents motifs de tissage utilisés pour les composites tissés 2D	35
Figure II.2	Schématisation de différents agencements du motif de tissage satin	35

Figure II.3	Représentation multi-échelle du composite tissé	36
Figure II.4	Schématisation des mécanismes d'endommagement (a) 1-3 dans un tissu de carbone soumis à une sollicitation de traction quasi-statique [Alif and Carlsson, 1997] (b) 1-5 dans un tissu de verre soumis à une sollicitation de traction quasi-statique [Osada et al., 2003]	37
Figure II.5	Mécanismes d'endommagement observés dans un tissu de carbone soumis à une sollicitation de traction quasi-statique [Gao et al., 1999]	37
Figure II.6	Comportement d'un tissu de verre/vinyle-ester en traction quasi-statique [Osada et al., 2003]	38
Figure II.7	Comportement d'un tissu de verre/epoxy en traction quasi-statique [Bizeul, 2009]	38
Figure II.8	Champ de déformation ϵ_{xx} obtenu par corrélation d'images pour un composite tissé satin de 5 soumis à une sollicitation de traction quasi-statique [Daggumati et al., 2011]	39
Figure II.9	(a) Comparaison entre (a) essai de traction sur drapage $[\pm 45]_2$ et (b) essai de cisaillement au rail sur drapage $[0]_2$ [Rouault, 2013]	40
Figure II.10	Schéma de principe de l'essai de cisaillement au rail standard [Rouault, 2013]	40
Figure II.11	Comportement d'un tissu 2,5D carbone/époxy $\pm 45^\circ$ soumis à un essai de traction cyclé - (a) courbe contrainte/déformation (b) évolution des déformations résiduelles (c) recouvrement des déformations résiduelles au cours du temps [Couégnat, 2008]	41
Figure II.12	Réponse contrainte/déformation d'éprouvettes $[0/90]_4$ en cisaillement pour deux séquences de chargement différentes. Les droites en pointillés matérialisent les pentes correspondant aux modules tangent (en rouge) et sécant (en bleu) mesurés pour la dernière charge [Rouault, 2013]	41
Figure II.13	Observations microscopiques des différents types de dommage pour une traction quasi-statique sur sergé carbone/époxy $[\pm 45]_n$ - (a) $\epsilon=1,2\%$ (b) $\epsilon=7\%$ [Karahana, 2011]	42
Figure II.14	Synthèse des durées de vie en fatigue de tissus à base de fibres de verre pour des drapages $[0/90]_n$ [Bizeul, 2009]	43
Figure II.15	Evolution en fatigue du module d'Young selon le nombre de cycles pour des stratifiés tissés (a) carbone/époxy $[0/90]_n$ [Gyekenyesi, 1998] (b) verre/époxy $[0/90]_2$ [Bizeul, 2009]	44
Figure II.16	Evolution en fatigue du module d'Young selon le nombre de cycles pour des stratifiés tissés verre/polyester $[0/90]_n$ pour différentes contraintes maximales : (a) contraintes cycliques élevées - (b) contraintes cycliques plus faibles [Echtermeyer et al., 1995]	45
Figure II.17	Evolutions (a) de la température de surface et (b) du nombre de coups cumulés en fonction du nombre de cycles de fatigue observées par [Toubal et al., 2006] et [Naderi et al., 2012]	45
Figure II.18	Endommagement en fatigue d'un satin de 5 (a) fissuration des mèches transverses (b) ruptures de fibres axiales et méta-délaminage entre les deux directions de renforts [Daggumati et al., 2013]	46
Figure II.19	Analyses microscopiques pour un stratifié $[0]_{10}$ soumis à un chargement de fatigue traction-traction [Quaresimin and Ricotta, 2003]	47
Figure II.20	Mécanismes d'endommagement pour un stratifié $[0]_{10}$ soumis à un chargement de fatigue traction-traction [Quaresimin and Ricotta, 2003]	47
Figure II.21	Densité de fissures pour un stratifié $[0]_{10}$ soumis à un chargement de fatigue traction-traction [Quaresimin and Ricotta, 2003]	47

Figure II.22	Comparaison de la tenue en fatigue d'un stratifié quasi-isotrope de taffetas carbone/époxy à différents rapports de charge [Kawai and Matsuda, 2012]	48
Figure II.23	Comparaison d'essais de fatigue en cisaillement jusqu'à rupture sur des stratifiés tissés verre [Bizeul, 2009]	49
Figure II.24	Perte de module d'un stratifié de tissu verre/époxy $[\pm 45]_5$ sollicité en traction ondulée à un niveau maximum de 50% de la contrainte à rupture et à différentes fréquences [Pandita et al., 2001]	50
Figure II.25	Microscopies d'une éprouvette de tissu taffetas verre/epoxy après un essai de traction fatigue sur drapage désorienté - Observations de (a) décollements fibres/matrices (b) fissurations matricielles [Pandita et al., 2001]	50
Figure II.26	Clichés MEB d'une éprouvette de cisaillement après 2.10^3 cycles à une distorsion maximale de 0,024 puis 2.10^3 cycles à une distorsion maximale de 0,036 [Rouault, 2013]	51
Figure II.27	(a) Analyses microscopiques et (b) mécanismes d'endommagement pour un stratifié $[\pm 45]_{10}$ soumis à un chargement de fatigue traction-traction [Quaresimin and Ricotta, 2003]	51
Figure II.28	Evolution de la résistance résiduelle en fonction de l'énergie d'impact pour un tissu carbone/époxy armure toile [Koo et al., 2013]	54
Figure II.29	Tableau récapitulatif des résistances et modules d'Young résiduels en fonction de l'énergie d'impact d'un tissu jute/polyester [Santulli, 2001]	54
Figure II.30	Comparaison de la résistance résiduelle en flexion de tissus hybrides (a) verre/basalte [De Rosa et al., 2011] et (b) aramide/basalte [Sarasini et al., 2013] avec des tissus non-hybrides	56
Figure II.31	Evolution en traction fatigue de la résistance résiduelle en fonction de l'énergie d'impact et du nombre de cycles pour la stratification (a) uniquement UD (b) mixte UD/tissu [Cantwell et al., 1983]	57
Figure II.32	Images C-scan montrant l'évolution en traction fatigue des dommages générés par un impact de 4J pour la stratification (a) uniquement UD (b) mixte UD/tissu [Cantwell et al., 1983]	57
Figure II.33	Evolution en traction fatigue de la résistance résiduelle en fonction de l'énergie d'impact et du nombre de cycles pour un composite tissé carbone/époxy $[0]_{10}$ [Ding et al., 1995]	57
Figure II.34	Evolution en traction fatigue de la résistance résiduelle en fonction de l'énergie d'impact et du nombre de cycles d'un sergé carbone/époxy (a) $[0]_5$ (b) $[\pm 45]_5$ [Vallons et al., 2010]	58
Figure II.35	Evolution en traction fatigue de la raideur résiduelle en fonction de l'énergie d'impact et du nombre de cycles d'un tissu carbone/époxy $[0]_8$ [Sudevan et al., 2015]	58
Figure II.36	(a) Suivi par thermographie infrarouge de l'évolution en fatigue de la zone de dommages (b) Evolution de la taille correspondante [Garnier et al., 2013]	59
Figure II.37	Établissement d'une courbe d'auto-échauffement pour un stratifié tissé carbone/époxy soumis à une sollicitation de traction fatigue [Muller et al., 2018]	59
Figure II.38	Evolution du dommage au cours de l'essai de traction-compression fatigue sur un tissu toile carbone/époxy - (a) apparition de multiples fissurations transverses et de délaminage pour $N/N_f = 0,9$ (b) transformation du délaminage en fissure [Kimpura and Hiroshi, 2010]	60
Figure II.39	Effet d'un trou sur la courbe S-N d'un tissu composite à base de fibres de carbone [Bishop, 1989]	61
Figure II.40	Effet d'un trou sur la courbe S-N d'un tissu composite à base de fibres de verre [Xiao and Bathias, 1994]	61

Figure II.41	Évolution du dommage en fatigue dans une éprouvette trouée à base de fibres de verre [Xiao and Bathias, 1994]	62
Figure II.42	Représentation schématique de l'évolution du dommage en fatigue dans une éprouvette de tissu de verre taffetas trouée [Fujii et al., 1993]	62
Figure II.43	Trajet de la coupure en fatigue influencé par le motif de tissage dans un tissu verre/époxy [Shindo et al., 2004]	62
Figure II.44	Illustration d'une propagation de coupure sous chargement de traction avec l'apparition d'une longueur caractéristique de "ligament" [Mandell, 1975] . .	63
Figure II.45	Traction fatigue sur un stratifié tissé verre/époxy $[0/90]_2$ [Bizeul, 2009] - (a) Illustration du parcours de la coupure par rapport au motif de tissage et (b) Endommagements à l'échelle microscopique au cours de la propagation . . .	63
Figure II.46	Evolution de la longueur de coupure sous un chargement de traction fatigue dans un stratifié de tissu verre/époxy $[0/90]_2$ - (a) essai complet (b) zoom jusqu'à 6.10^5 cycles pour l'éprouvette C4 [Bizeul, 2009]	64
Figure II.47	Suivi de l'évolution du dommage dans un composite tissé 3D à base de fibres de carbone soumis à une sollicitation de traction fatigue par (a) corrélation d'images (b) thermographie infrarouge [Cunningham and Dai, 2015]	64
Figure II.48	Trajet de coupure dans un composite tissé verre/époxy $[0/90]_4$ soumis à une sollicitation de cisaillement fatigue - (b) clichés de l'éprouvette après propagation (c) schéma de l'armure satin de 8 (d)-(e) clichés obtenus par microscopie [Rouault, 2013]	65
Figure II.49	Classification des méthodes de modélisation des composites tissés [Dixit and Mali, 2013]	67
Figure II.50	Illustration d'un VER - Les mèches sont représentées en couleur et la résine en gris [Colombo and Vergani, 2016]	68
Figure II.51	(a) VER utilisé par [Zako et al., 2003] - (b) Initiation et propagation de l'endommagement lors d'un essai de traction dans l'axe des fibres d'un tissu toile de verre	68
Figure II.52	Modélisation d'un pli tissé par deux plis d'unidirectionnels [Hochard and Thollon, 2010]	69
Figure II.53	Comparaison expérimental/numérique des courbes effort-déplacement pour plusieurs orientations [Hochard and Thollon, 2010]	69
Figure II.54	Modélisation d'un pli tissé par endommagement discret [Rouault, 2013] . .	70
Figure II.55	Principe de modélisation de la propagation de fissures par des éléments cohésifs lors d'une simulation de traction sur une éprouvette trouée [Hallett et al., 2009]	71
Figure II.56	Illustration des différentes échelles de modélisation [Couégnat, 2008]	71
Figure II.57	(a) Motif élémentaire à l'échelle microscopique - (b) Motif élémentaire à l'échelle de la mèche - (c) Champ des variables d'endommagement transverse du tissu soumis à une sollicitation traction [Melro, 2011]	71
Figure II.58	Extension aux sollicitations de fatigue de l'Onera Damage Model par [Rakotoarisoa et al., 2011]	74
Figure II.59	Courbe $\varepsilon-N$ d'un composite tissé verre/époxy satin de 8 [Rouault, 2013] . .	75
Figure II.60	Propagation d'une coupure en fatigue dans un composite tissé verre/époxy satin de 8 $[0^\circ; \pm 45^\circ]_s$ soumis à une sollicitation de cisaillement [Rouault, 2013]	75
Figure II.61	Illustration du principe de saut de cycle développé par [Van Paepegem et al., 2001]	76
Figure II.62	(a) Distribution de la fréquence relative (b) Distribution de la fréquence relative cumulée [Van Paepegem et al., 2001]	76

Figure II.63	Illustration des critères développées par [Whitney and Nuismer, 1974] pour un essai de traction quasi-statique sur composite verre/époxy troué - (a) PSC (b) ASC	77
Figure II.64	Comparaison entre les prévisions de rupture et les résultats expérimentaux pour un composite graphite/époxy entaillé soumis à des sollicitations de traction et cisaillement pour différentes longueurs d'entaille et pour un drapage (a) $[0/90/\pm 45]_s$ (b) $[0/90]_{2s}$ [Tan and Kim, 1988]	78
Figure II.65	Champ de déformations obtenu lors de traction quasi-statique sur un composite verre/époxy (a) troué et (b) entaillé [Miot, 2009]	78
Figure II.66	Illustration du Volume Caractéristique de Rupture (VCR) utilisé par [Miot, 2009]	78
Figure II.67	Repère cylindrique utilisé pour la mécanique de la rupture [Rouault, 2013] .	79
Figure II.68	Illustration de l'intégrale de contour par la méthode de l'intégrale J [Rouault, 2013]	80
Figure II.69	Scénario d'endommagement déduit du faciès de rupture obtenu après impact sur une structure sandwich avec une peau mixte en tissu de verre/époxy et tissu de carbone/époxy [Navarro, 2010]	82
Figure II.70	Stratégie de la modélisation semi-continue	83
Figure II.71	Principe de modélisation proposé par [Navarro, 2010] puis [Pascal, 2016] - (a) élément tissu développé (b) représentation schématique du scénario d'endommagement	83
Figure II.72	Principe de la modélisation du stratifié et de l'interface développée [Pascal, 2016]	85
Figure II.73	Comparaison expérimental/numérique (a) des faciès de rupture et (b) des courbes d'effort obtenus pour un impact au poids tombant sur un tissu sandwich avec une peau composée de deux plis de verre/époxy à 0° [Pascal, 2016]	86
Figure II.74	Comparaison expérimental/numérique (a) des faciès de rupture et (b) des courbes d'effort obtenus pour un impact oblique sur un tissu sandwich avec une peau composée d'un pli de verre/époxy à 0° , d'un pli de carbone/époxy à $\pm 45^\circ$ et d'un pli de carbone/époxy à 0° [Pascal, 2016]	86
Figure III.1	Faciès de rupture et courbes effort - déplacement correspondantes obtenus après impact au poids tombant à différentes énergies sur les configurations mono-matériau carbone	90
Figure III.2	Faciès de rupture et courbes effort - déplacement correspondantes obtenus après impact au poids tombant à différentes énergies sur la configuration mono-matériau verre V0V0	91
Figure III.3	Courbes effort-déplacement obtenues pour les différentes configurations de stratifiés tissés mono-matériau après un impact à une énergie de 6,25 J	92
Figure III.4	Champs de déformations à l'initiation de la propagation obtenus par corrélation d'images dans le pli supérieur (identique dans les deux plis) de la configuration C0C0 initialement impactée à 6,25 J	94
Figure III.5	Champs de déformations à l'initiation de la propagation obtenus par corrélation d'images dans le pli supérieur (identique dans les deux plis) de la configuration V0V0 initialement impactée à 6,25 J	94
Figure III.6	Champ de déformations ε_{yy} à différents déplacements obtenu par corrélation d'images dans le pli supérieur (identique dans les deux plis) de la configuration C45C45 initialement impactée à 6,25 J	94

Figure III.7	Champ de déformations ε_{yy} pour un déplacement traverse de 1 mm obtenu par corrélation d'images dans le pli supérieur de la configuration C45C0 initialement impactée à 6,25 J	95
Figure III.8	Faciès de rupture obtenus après une traction quasi-statique sur des éprouvettes 1 pli impactées à 6,25 J	96
Figure III.9	Champs de déformations ε_{yy} et ε_{xy} pour un déplacement traverse de 1,5 mm obtenus par corrélation d'images pour des éprouvettes (a) C45 et (b) C45C45 initialement impactées à 4 J	96
Figure III.10	Courbes effort - déplacement traverse des essais de traction quasi-statique sur les configurations mono-matériau impactées et évolution des caractéristiques mécaniques résiduelles	97
Figure III.11	Analyse du scénario de propagation du dommage en quasi-statique pour la configuration V0C45C45 grâce aux résultats issus de la corrélation d'images	99
Figure III.12	Tomographie après essai de traction quasi-statique sur la configuration hybride V0C45C45	100
Figure III.13	Analyse des résultats issus de la corrélation d'images pour la configuration V0C45C0 dans les plis supérieur et inférieur d'une éprouvette initialement impactée à 1 J et 6,25 J	101
Figure III.14	Comparaison du champ de déformations ε_{yy} juste avant la rupture finale entre éprouvettes entaillées 8 mm - 16 mm et éprouvettes impactées 4 J - 6,25 J pour la configuration V0C45C0	102
Figure III.15	Comparaison de l'évolution des caractéristiques mécaniques résiduelles entres hybrides et mono-matériau - (a) Résistance résiduelle - (b) Allongement résiduel - (c) Raideur résiduelle	103
Figure III.16	Faciès de rupture et courbes effort - déplacement traverse obtenus après traction quasi-statique sur éprouvettes indentées et comparaison avec les résultats des éprouvettes impactées	105
Figure III.17	Comparaison du champ de déformations ε_{yy} entre une éprouvette entaillée 8 mm et des éprouvettes impactées 2,25 J & 3 J pour C0C0	108
Figure III.18	Comparaison du champ de déformations ε_{yy} mesuré au cours de la traction quasi-statique entre une éprouvette entaillée 7 mm et une éprouvette impactée 3 J pour la configuration C45C45 (évolution identique du champ de déformations pour l'éprouvette entaillée 14 mm A)	110
Figure III.19	Récapitulatif des évolutions de dommages observées en traction quasi-statique	114
Figure III.20	Champ de déformations ε_{yy} dans le pli supérieur de la stratification V0V0 impactée à 5 J et soumise à un allongement ΔL_1 au cours de la propagation du dommage en fatigue	118
Figure III.21	Evolution de l'effort maximal et de la longueur de ruptures de fibres en fonction du nombre de cycles de fatigue et (a)-(b) de l'énergie d'impact ou (c)-(d) du niveau d'allongement imposé pour la configuration V0V0	119
Figure III.22	Evolution du nombre de cycles à initiation et à rupture en fonction de l'énergie d'impact	120
Figure III.23	Champ de déformations ε_{yy} dans le pli supérieur du stratifié V0V0 au début de l'essai de fatigue en fonction de l'énergie d'impact et du niveau de sollicitation.	121
Figure III.24	Evolution de l'effort maximal en fonction du nombre de cycles de fatigue et (a)-(b) de l'énergie d'impact ou (c)-(d) du niveau d'allongement imposé pour la configuration C45C45	123
Figure III.25	Etapes d'évolution de l'effort maximal en fonction du nombre de cycles de fatigue dans une éprouvette impactée de configuration C45C45	123

Figure III.26	Tomographie après essai de fatigue sur une éprouvette impactée de configuration C45C45	124
Figure III.27	Mise en parallèle du coefficient <i>Sigma</i> avec le type de dommage	125
Figure III.28	Evolution de l'endommagement pour les éprouvettes C45C45 fissurées à la fin de l'essai de fatigue	127
Figure III.29	Evolution de l'endommagement pour les éprouvettes C45C45 non fissurées à la fin de l'essai de fatigue	128
Figure III.30	Zones de propagation de dommages au cours de l'essai de fatigue post-impact sur la configuration C45C45 - Exemple de l'influence du niveau d'allongement imposé	128
Figure III.31	Champ de déformations ε_{xy} dans le pli supérieur de la stratification C0C0 impactée à 4 J et soumise à un allongement ΔL_3 au cours de la propagation du dommage en fatigue	130
Figure III.32	Mise en parallèle du coefficient <i>Sigma</i> avec le type de dommage pour C0C0	130
Figure III.33	Evolution des longueurs projetées de dommages en fonction du nombre de cycles de fatigue et (a)-(b) de l'énergie d'impact ou (c)-(d) du niveau d'allongement imposé pour la configuration C0C0	131
Figure III.34	Etapes d'évolution des longueurs de dommages en fonction du nombre de cycles de fatigue pour la configuration C0C0 impactée à 4 J et soumise à un niveau d'allongement ΔL_3	132
Figure III.35	Evolution du dommage en fatigue dans une éprouvette de configuration C45C0 impactée à 6,25 J et soumise à un niveau d'allongement ΔL_4	133
Figure III.36	Scenario de propagation du dommage dans une éprouvette de configuration C45C0 impactée à 6,25 J et soumise à un niveau d'allongement ΔL_4	134
Figure III.37	Dommages observés par tomographie dans une éprouvette de configuration C45C0 après 2.10^6 cycles en fonction de l'énergie d'impact	135
Figure III.38	Evolution des longueurs de dommages dans le pli inférieur d'une éprouvette de configuration C45C0 en fonction du nombre de cycles	135
Figure III.39	Evolution 1 du dommage post-impact en fatigue dans une éprouvette de configuration V0C45C0	137
Figure III.40	Evolution 1 du dommage post-impact en fatigue dans une éprouvette de configuration V0C45C0 au bout de 500 000 cycles en fonction de l'énergie d'impact et du niveau d'allongement imposé	138
Figure III.41	Champs de déformations ε_{yy} dans le pli inférieur de la configuration V0C45C0 impactée au cours d'un essai de traction quasi-statique pour un déplacement traverse de 1,3 mm	138
Figure III.42	Récapitulatif des évolutions de dommages observées en traction fatigue . . .	141
Figure IV.1	Méthodologie mise en place pour la simulation de traction post-impact avec Radioss	146
Figure IV.2	Evolution du dommage au cours d'un essai de traction quasi-statique sur deux plis de tissu carbone/époxy $\pm 45^\circ$	147
Figure IV.3	Distorsion d'un élément après rupture de l'élément plaque	150
Figure IV.4	Eprouvette utilisée pour la simulation de traction quasi-statique sur deux plis de tissu carbone/époxy $\pm 45^\circ$	151
Figure IV.5	Comparaison des courbes effort - déplacement traverse numériques et expérimentales après un essai de traction quasi-statique (a) normale et (b) cyclée sur deux plis de tissu carbone/époxy $\pm 45^\circ$	151
Figure IV.6	Comparaison des faciès de rupture obtenus après une traction quasi-statique (a) numérique (b) expérimentale sur deux plis de tissu carbone/époxy $\pm 45^\circ$	152

Figure IV.7	Evolution du dommage au cours de la simulation de traction quasi-statique sur deux plis de tissu carbone/époxy $\pm 45^\circ$	152
Figure IV.8	Comparaison des courbes obtenues entre le modèle semi-continu avec la loi pseudo-plastique endommageable et le modèle semi-continu de [Pascal, 2016] avec loi pseudo-plastique uniquement	154
Figure IV.9	Mise en flexion d'une mèche de fibres au niveau d'un point de tissage	155
Figure IV.10	Maillages des modèles utilisés pour les simulations sur les configurations mono-matériau	156
Figure IV.11	Modèle éléments finis utilisé pour l'impact poids tombant sur une éprouvette constituée de deux plis d'un même tissu	157
Figure IV.12	Modèle éléments finis utilisé pour la traction quasi-statique sur une éprouvette constituée de deux plis d'un même tissu	161
Figure IV.13	Courbes effort - déplacement traverse obtenues après une simulation de traction quasi-statique sur éprouvette non-impactée	161
Figure IV.14	Faciès de rupture obtenus après une simulation de traction quasi-statique sur une éprouvette non-impactée	161
Figure IV.15	Courbes effort - déplacement traverse et évolutions des caractéristiques mécaniques résiduelles obtenues après les simulations de traction quasi-statique sur les configurations mono-matériau impactées	164
Figure IV.16	Nouvelles évolutions des caractéristiques mécaniques résiduelles en fonction de l'énergie d'impact pour les configurations mono-matériau	167
Figure IV.17	Scénario de propagation du dommage post-impact dans le pli inférieur des configurations C0C0 et V0V0 (identique dans le pli supérieur) - Exemple sur une éprouvette initialement impactée à 2,25 J pour C0C0 et 5 J pour V0V0 (scénario identique pour toutes les éprouvettes dont le dommage a propagé)	168
Figure IV.18	Comparaison des champs de déformation ε_{yy} dans le pli inférieur d'une éprouvette saine, initialement impactée à 0,5 J et initialement impactée à 2,25 J de la configuration C0C0	169
Figure IV.19	Comparaison des champs de déformation ε_{yy} dans le pli inférieur d'une éprouvette saine, initialement impactée à 2 J et initialement impactée à 5 J de la configuration V0V0	169
Figure IV.20	Scénario de propagation du dommage post-impact dans le pli inférieur de la configuration C45C45 (identique dans le pli supérieur) en fonction de l'énergie d'impact	170
Figure IV.21	Scénario de propagation du dommage post-impact dans la stratification C45C0 initialement impactée à 2,25 J	171
Figure IV.22	Comparaison des faciès de rupture et des courbes effort - déplacement traverse obtenus après traction quasi-statique sur les éprouvettes entaillées et impactées de configuration C45C45	173
Figure IV.23	Comparaison des champs de déformations ε_{xy} observés au cours des simulations de traction quasi-statique d'une part sur éprouvette entaillée 14 mm (A) et impactée 3 J et d'autre part sur éprouvettes entaillée 7 mm et impactée 2,5 J)	174
Figure IV.24	Comparaison des champs de déformations ε_{xy} observés au cours des simulations de traction quasi-statique sur les différentes configurations d'éprouvette entaillée 14 mm	175
Figure IV.25	Modèle éléments finis utilisé pour l'impact au poids tombant sur stratification hybride	177
Figure IV.26	Modèle éléments finis utilisé pour la simulation de traction	178

Figure IV.27	Simulation de traction quasi-statique sur une éprouvette impactée 4 J de configuration V0C45C45 réalisée avec le modèle semi-continu et comparaison avec l'expérimental - (a) Faciès de rupture (b) Courbes effort - déplacement traverse	180
Figure IV.28	Analyse du scénario de propagation du dommage lors de la simulation de traction sur la configuration V0C45C45 initialement impactée à 4 J	181
Figure IV.29	Simulation de traction quasi-statique sur une éprouvette impactée 4 J de configuration V0C45C45 réalisée avec le modèle semi-continu de [Pascal, 2016] et comparaison avec l'expérimental - (a) Faciès de rupture (b) Courbes effort - déplacement traverse	182
Figure IV.30	Courbes effort - déplacement traverse et évolutions des caractéristiques mécaniques résiduelles obtenues après simulations de traction quasi-statique sur les configurations hybrides impactées	184
Figure IV.31	Analyse du scénario de propagation du dommage lors de la simulation de traction sur la configuration V0C45C0 initialement impactée à 4 J	185
Figure IV.32	Analyse du scénario de propagation du dommage lors de la simulation de traction sur la configuration V0C45C0 initialement impactée à 1 J	186
Figure IV.33	Analyse du scénario de propagation du dommage lors de la simulation de traction sur la configuration V0C45C0 initialement impactée à 2,25 J	186
Figure IV.34	Comparaison des faciès de rupture et des courbes effort - déplacement traverse obtenus après traction quasi-statique sur les éprouvettes entaillée et impactées de configuration V0C45C45	189
Figure IV.35	Comparaison des champs de déformations ε_{yy} des fibres observés dans le pli de verre au cours des simulations de traction quasi-statique sur éprouvette entaillée 12,6 mm et impactées 4 J - 6,25 J de configuration V0C45C45	189
Figure IV.36	Comparaison des faciès de rupture et des courbes effort - déplacement traverse obtenus après traction quasi-statique sur les éprouvettes entaillées et impactées de configuration V0C45C0	190
Figure IV.37	Dommage obtenu dans une éprouvette V0C45C0 suite à un impact de 6,25 J	191
Figure IV.38	Comparaison des champs de déformations ε_{yy} des fibres observés dans le pli de carbone inférieur au cours des simulations de traction quasi-statique sur éprouvette entaillée 10 mm et impactées 6,25 J de configuration V0C45C0	191
Figure V.1	Stratégie de simulation de l'essai de traction fatigue post-impact	200
Figure V.2	Méthodologie mise en place pour la simulation de traction fatigue post-impact avec Radioss	201
Figure V.3	Méthodologie mise en place pour trouver le nombre de cycles à rupture d'un élément le plus faible au cours d'un calcul parallélisé dans le code de calcul explicite Radioss.	202
Figure V.4	Faciès de rupture obtenu après (a) les simulations de traction fatigue et (b) les essais de traction fatigue sur les éprouvettes impactées de configuration V0V0. Il est identique quels que soient l'énergie d'impact mise en jeu ou le niveau d'allongement utilisé.	203
Figure V.5	Propagation du dommage en fatigue guidée par les points de tissage dans une éprouvette de configuration V0V0	204
Figure V.6	Comparaison expérimental/numérique des évolutions des longueurs de ruptures de fibres en fonction (a) de l'énergie d'impact et (b) du niveau d'allongement imposé	204
Figure V.7	Champ de déformations des fibres ε_{yy} calculé en bord de dommage post-impact à la fin de la montée quasi-statique - Comparaison entre deux niveaux d'allongement différents et deux énergies d'impact différentes	205

Figure V.8	Courbes de fatigue $Y_{xy\max} - N_{rupture}$ identifiées pour les décollements toron/résine et les fissurations intra-torons	206
Figure V.9	Scénario de propagation du dommage post-impact en traction fatigue pour les éprouvettes C45C45 fissurées à la fin de la simulation	208
Figure V.10	Scénario de propagation du dommage post-impact en traction fatigue pour les éprouvettes C45C45 non-fissurées à la fin de la simulation	209
Figure V.11	Taux de restitution d'énergie Y_{xy} dans la résine en bord de dommage post-impact calculé à la fin de la montée quasi-statique - Comparaison entre (a) deux niveaux d'allongement et (b) deux énergie d'impact	209
Figure V.12	Propagation des fissurations intra-torons en fonction du taux de restitution d'énergie Y_{xy} calculé dans la résine	210
Figure V.13	Scénario de propagation du dommage post-impact en fatigue dans une éprouvette de configuration C0C0 - Exemple pour une éprouvette impactée à 4 J et un allongement ΔL_3	210
Figure V.14	Comparaison expérimental/numérique des évolutions des longueurs (a-c) des décollements toron/résine et (b-d) des fissurations intra-torons en fonction du nombre de cycles et de l'énergie d'impact ou de l'allongement imposé	211
Figure V.15	Scénario de propagation du dommage post-impact en fatigue dans une éprouvette de configuration C0C0 - Exemple pour une éprouvette impactée à 4 J et un allongement +25% ΔL_3	211
Figure V.16	Nombre de cycles nécessaires pour initier les décollements toron/résine en fonction du taux de restitution d'énergie Y_{xy} calculé dans les éléments plaques à la fin de la montée quasi-statique	212
Figure V.17	Diminution des taux de restitution d'énergie Y_{xy} calculés en pointe de dommages au cours de la simulation de fatigue	213
Figure V.18	Propagation du dommage post-impact en fatigue dans une éprouvette de configuration C45C0	214
Figure V.19	Champ de déformations γ_{xy} et taux de restitution d'énergie résultant Y_{xy} obtenus numériquement dans le pli inférieur des configurations C45C0 et C0C0 pour un allongement de 1,2 mm	215
Figure V.20	Comparaison expérimental/numérique des évolutions des longueurs de ruptures de fibres dans le pli de verre en fonction (a) de l'énergie d'impact et (b) du niveau d'allongement imposé	217
Figure V.21	Scénario de propagation du dommage post-impact en fatigue dans une éprouvette de configuration V0C45C45	218
Figure V.22	Champs de déformations ε_{yy} et ε_{xx} des fibres de verre d'une éprouvette de configuration V0C45C45 à la fin de la montée quasi-statique en fonction de l'énergie d'impact et du niveau d'allongement imposé	219
Figure V.23	Propagation du dommage post-impact en fatigue guidée par les points de tissage dans une éprouvette de configuration V0C45C45	220
Figure V.24	Influence de l'endommagement en cisaillement des plis de carbone sur les évolutions des longueurs de ruptures de fibres dans le pli de verre	220
Figure V.25	Comparaison des faciès de rupture obtenus numériquement et expérimentalement après des simulations de traction fatigue sur des éprouvettes impactées de configuration V0C45C0	221
Figure V.26	Champs de déformations ε_{yy} et ε_{xx} des fibres de verre d'une éprouvette de configuration V0C45C0 à la fin de la montée quasi-statique en fonction de l'énergie d'impact et du niveau d'allongement imposé	222
Figure V.27	Stratégie modifiée de simulation de l'essai de traction fatigue post-impact	224

Figure V.28	Propagation en fatigue du dommage post-impact dans une éprouvette de configuration C45C0 avec introduction du délaminage en fatigue	225
Figure V.29	Propagation en fatigue du dommage post-impact dans une éprouvette de configuration V0C45C0 avec introduction du délaminage en fatigue	226
Figure VI.1	Montage utilisé pour l'impact au poids tombant avec pré-tension [Langella et al., 2019]	233
Figure VI.2	Faciès de rupture obtenus après impact au poids tombant avec différentes valeurs de pré-tension sur les deux stratifications hybrides	234
Figure VI.3	Courbes effort-déplacement obtenues après impact au poids tombant avec différentes valeurs de pré-tension sur les deux stratifications hybrides	235
Figure VI.4	Modèle éléments finis utilisé pour l'impact au poids tombant avec pré-tension	236
Figure VI.5	Faciès de rupture obtenus après les simulations d'impact au poids tombant avec différentes valeurs de pré-tension sur les deux stratifications hybrides	237
Figure VI.6	Courbes effort-déplacement obtenues après les simulations d'impact au poids tombant avec différentes valeurs de pré-tension sur les deux stratifications hybrides	237
Figure VI.7	Evolution du champ de déformations ε_{yy} dans le stratifié V0C45C0 au cours de la simulation d'impact en fonction de la valeur de la pré-tension	238
Figure VI.8	Courbes effort-déplacement traverse obtenues après la montée quasi-statique en fonction de la valeur de pré-tension sur les stratifications hybrides	239
Figure VI.9	Courbes d'évolution des longueurs de ruptures de fibres en fonction du nombre de cycles et des valeurs de pré-tension pour la configuration V0C45C45	241
Figure VI.10	Courbes effort-déplacement obtenues après impact au poids tombant à différentes énergies sur la stratification V0C0C45 - Comparaison avec la stratification V0C45C0	244
Figure VI.11	Courbes effort-déplacement traverse obtenues après traction quasi-statique sur éprouvettes de configuration V0C0C45 impactées à différentes énergies - Comparaison avec la stratification V0C45C0	245
Figure VI.12	Comparaison des courbes effort-déplacement traverse obtenues après simulations de traction quasi-statique sur éprouvettes non-impactées de configuration V0C0C45 et V0C45C0	246
Figure VI.13	Comparaison des comportements des éprouvettes non-impactées de configuration V0C0C45 et V0C45C0 au cours des simulations de traction quasi-statique	246
Figure VI.14	Comparaison des courbes effort-déplacement traverse obtenues après simulations de traction quasi-statique sur éprouvettes impactées de configuration V0C0C45 et V0C45C0	247
Figure VI.15	Nombre de cycles nécessaire pour la rupture finale de l'éprouvette en fonction de l'énergie d'impact et du niveau d'allongement imposé	248
Figure VI.16	Scénario de propagation du dommage post-impact en traction fatigue pour une éprouvette de configuration V0C0C45 qui ne rompt pas	250
Figure VI.17	Comparaison des propagations de dommage post-impact obtenues après 4.10^6 cycles de fatigue entre des éprouvettes impactées à 4J et 2,25 J	251
Figure VI.18	Courbes d'évolution de l'effort maximal en fonction du nombre de cycles, de l'énergie d'impact et du niveau d'allongement imposé	251
Figure VI.19	Scénario de propagation du dommage post-impact pour des éprouvettes de configuration V0C0C45 impactées à 4J et soumise à un allongement $-5\% \Delta L_3$ ou ΔL_3	252

Figure VI.20	Courbes d'évolution de l'effort maximal relevé au cours de l'essai de fatigue en fonction du nombre de cycles - Comparaison entre les configurations V0C0C45 et V0C45C0	252
Figure C.1	Création d'une entaille	273
Figure C.2	Comparaison des faciès de rupture et des courbes effort - déplacement traverse obtenus après traction quasi-statique sur les éprouvettes entaillées et impactées de configuration C0C0	274
Figure C.3	Comparaison des champs de déformations ε_{yy} des fibres observés au cours des simulations de traction quasi-statique sur éprouvette entaillée 8 mm et impactée 2,25 J (conclusions identiques pour une comparaison entre éprouvettes entaillée 15,5 mm et impactée 4 J)	275
Figure D.1	Comparaison expérimental/numérique des courbes effort - déplacement obtenues après un impact au poids tombant à une énergie de 4 J sur les stratifications hybrides	277

Liste des tableaux

Tableau I.1	Configurations utilisées lors de l'étude sur les stratifiés tissés hybrides . . .	5
Tableau I.2	Caractéristiques des tissus composites étudiés	5
Tableau I.3	Faciès de rupture obtenus après impact au poids tombant à différentes énergies sur les différentes configurations de stratifiés tissés hybrides . . .	7
Tableau I.4	Faciès de rupture obtenus après une traction quasi-statique sur les différentes configurations hybrides impactées à différentes énergies	10
Tableau I.5	Energies d'impact et allongements utilisés pour les essais de traction fatigue post-impact sur les configurations hybrides	13
Tableau I.6	Faciès de rupture obtenus après des essais de traction fatigue sur les éprouvettes impactées de la configuration V0C45C45	13
Tableau I.7	Nombre de cycles nécessaire pour l'initiation de la propagation du dommage et pour la rupture du pli de verre en fonction du niveau d'allongement imposé pour une énergie d'impact de 4 J	15
Tableau I.8	Nombre de cycles nécessaire pour l'initiation de la propagation du dommage et pour la rupture du pli de verre en fonction de l'énergie d'impact pour un allongement de ΔL_1	15
Tableau I.9	Faciès de rupture obtenus après des essais de traction fatigue sur les éprouvettes impactées de la configuration V0C45C0	16
Tableau I.10	Comparaison des faciès de rupture obtenus après une indentation quasi-statique et un impact au poids tombant sur les configurations hybrides . . .	19
Tableau I.11	Comparaison de la dispersion sur les tailles de dommage obtenues entre une indentation quasi-statique et un impact au poids tombant sur les configurations hybrides	19
Tableau I.12	Entailles comparées avec les impacts poids tombant pour V0C45C45 . . .	20
Tableau I.13	Entailles comparées avec les impacts poids tombant pour V0C45C0 . . .	20
Tableau I.14	Faciès de rupture et courbes effort - déplacement traverse obtenus après traction quasi-statique sur éprouvettes hybrides indentées et comparaison avec les éprouvettes impactées	21
Tableau I.15	Comparaison des caractéristiques mécaniques résiduelles entre les éprouvettes indentées et impactées pour les configurations hybrides	22
Tableau I.16	Faciès de rupture et courbes effort - déplacement traverse obtenus après traction quasi-statique sur éprouvettes entaillées hybrides et comparaison avec les résultats des éprouvettes impactées	23
Tableau I.17	Comparaison des caractéristiques mécaniques résiduelles entre les éprouvettes entaillées et impactées pour la configuration hybride V0C45C45	23
Tableau I.18	Faciès de rupture et courbes obtenus après traction quasi-statique sur éprouvettes entaillées hybrides et comparaison avec les résultats des éprouvettes impactées	25

Tableau I.19	Comparaison des caractéristiques mécaniques résiduelles entre les éprouvettes entaillées et impactées pour la configuration hybride V0C45C0	25
Tableau I.20	Faciès de rupture et courbes effort - déplacement traverse obtenus après traction quasi-statique sur éprouvettes entaillées hybrides et comparaison avec les résultats des éprouvettes impactées	26
Tableau I.21	Nombre de cycles nécessaires pour l'initiation de la propagation du dommage et pour la rupture du pli de verre en fonction du type de dommage testé pour $\Delta L_{1sta}/\Delta L_{1rupt QS} = 0,25$	26
Tableau I.22	Faciès de rupture obtenus après des essais de traction fatigue sur les éprouvettes indentées et entaillées de la configuration V0C45C0 pour différents niveaux d'allongement. Les éprouvettes non rompues ont été cyclées jusqu'à 500 000 cycles	27
Tableau III.1	Configurations utilisées lors de l'étude sur les stratifiés tissés mono-matériau	88
Tableau III.2	Faciès de rupture obtenus après une traction quasi-statique sur les différentes configurations mono-matériau carbone impactées à différentes énergies . .	93
Tableau III.3	Faciès de rupture obtenus après une traction quasi-statique sur la configuration V0V0 impactée à différentes énergies	93
Tableau III.4	Comparaison des faciès de rupture obtenus après indentation quasi-statique et impact au poids tombant	103
Tableau III.5	Comparaison de la dispersion sur les tailles de dommages obtenues entre une indentation quasi-statique et un impact au poids tombant	104
Tableau III.6	Diminution des caractéristiques mécaniques résiduelles due à l'indentation quasi-statique et comparaison avec la diminution due à l'impact au poids tombant	104
Tableau III.7	Entailles comparées avec les impacts au poids tombant	106
Tableau III.8	Faciès de rupture et courbes obtenus après traction quasi-statique sur éprouvettes entaillées et comparaison avec les résultats des éprouvettes impactées	107
Tableau III.9	Diminution des caractéristiques mécaniques résiduelles due aux entailles et comparaison avec la diminution due au poids tombant pour la configuration C0C0	108
Tableau III.10	Diminution des caractéristiques mécaniques résiduelles due aux entailles et comparaison avec la diminution due à l'impact au poids tombant pour la configuration C45C45	109
Tableau III.11	Influence de la largeur de l'éprouvette sur le faciès de rupture et la courbe effort - déplacement traverse obtenus après une traction quasi-statique sur une éprouvette entaillée 7 mm	111
Tableau III.12	Influence de la largeur de l'éprouvette sur le faciès de rupture et la courbe effort - déplacement traverse obtenus après une traction quasi-statique sur une éprouvette impactée 4 J	112
Tableau III.13	Energies d'impact et allongements utilisés pour les essais de traction fatigue post-impact sur la configuration mono-matériau verre V0V0	116
Tableau III.14	Energies d'impact et allongements utilisés pour les essais de traction fatigue post-impact sur les configurations mono-matériau carbone	117
Tableau III.15	Faciès de rupture obtenus après des essais de traction fatigue sur les éprouvettes impactées de la configuration V0V0	118
Tableau III.16	Nombre de cycles nécessaire pour l'initiation de la propagation du dommage et pour la rupture finale en fonction de l'énergie d'impact pour un allongement de ΔL_1	120

Tableau III.17	Nombre de cycles nécessaire pour l'initiation de la propagation du dommage et pour la rupture finale en fonction du niveau d'allongement imposé pour une énergie d'impact de 5 J	120
Tableau III.18	Faciès de rupture obtenus après des essais de traction fatigue sur les éprouvettes impactées de la configuration C45C45	122
Tableau III.19	Nombre de cycles nécessaire pour que la propagation du dommage atteigne les bords de l'éprouvette en fonction de l'énergie d'impact pour un allongement de ΔL_2	122
Tableau III.20	Nombre de cycles nécessaire pour que la propagation du dommage s'initie en fonction de l'énergie d'impact dans une éprouvette C45C45 soumise à un allongement de ΔL_1	129
Tableau III.21	Faciès de rupture obtenus après 10^6 cycles de fatigue sur les éprouvettes impactées de la configuration C0C0 (excepté +25% ΔL_3)	129
Tableau III.22	Faciès de rupture obtenus après 2.10^6 cycles de fatigue sur les éprouvettes impactées de la configuration C45C0 (excepté +5% ΔL_4)	133
Tableau III.23	Nombre de cycles nécessaire pour que la propagation des ruptures de fibres dans le pli supérieur de verre atteigne les bords de l'éprouvette	136
Tableau IV.1	Paramètres pour l'identification de la loi pseudo-plastique endommageable	150
Tableau IV.2	Paramètres identifiés pour la loi pseudo-plastique endommageable du tissu carbone/époxy	153
Tableau IV.3	Paramètres identifiés pour la loi pseudo-plastique endommageable du tissu verre/époxy	153
Tableau IV.4	Déformations à rupture identifiées pour les tissus carbone et verre/époxy	155
Tableau IV.5	Nombre d'éléments finis nécessaires pour chaque modèle	156
Tableau IV.6	Comparaison des faciès de rupture expérimentaux et numériques obtenus après impact au poids tombant à différentes énergies pour la configuration C0C0	158
Tableau IV.7	Comparaison des faciès de rupture expérimentaux et numériques obtenus après impact au poids tombant à différentes énergies pour la configuration C45C45	159
Tableau IV.8	Comparaison des faciès de rupture expérimentaux et numériques obtenus après impact au poids tombant à différentes énergies pour la configuration V0V0	159
Tableau IV.9	Comparaison des faciès de rupture expérimentaux et numériques obtenus après impact au poids tombant à différentes énergies pour la configuration C45C0	160
Tableau IV.10	Faciès de rupture obtenus après les simulations de traction quasi-statique sur les configurations mono-matériau carbone impactées à différentes énergies	162
Tableau IV.11	Faciès de rupture obtenus après les simulations de traction quasi-statique sur la configuration V0V0 impactée à différentes énergies	162
Tableau IV.12	Faciès de rupture obtenus après une traction quasi-statique sur les différentes configurations mono-matériau carbone impactées à différentes énergies . .	163
Tableau IV.13	Faciès de rupture obtenus après une traction quasi-statique sur la configuration V0V0 impactée à différentes énergies	163
Tableau IV.14	Comparaison des faciès de rupture obtenus expérimentalement et numériquement pour les énergies minimales testées	165
Tableau IV.15	Faciès de rupture obtenus après simulations d'impact au poids tombant effectuées à faibles énergies	166

Tableau IV.16	Faciès de rupture obtenus après simulations de traction quasi-statique sur les éprouvettes impactées à faibles énergies	166
Tableau IV.17	Entailles testées numériquement pour C45C45 et dommages post-impact auxquels elles sont comparées	172
Tableau IV.18	Comparaison des faciès de rupture expérimentaux et numériques obtenus après impact au poids tombant à différentes énergies pour la configuration V0C45C45	178
Tableau IV.19	Comparaison des faciès de rupture expérimentaux et numériques obtenus après impact au poids tombant à différentes énergies pour la configuration V0C45C0	179
Tableau IV.20	Faciès de rupture obtenus après les simulations de traction quasi-statique sur les configurations hybrides impactées à différentes énergies	183
Tableau IV.21	Faciès de rupture obtenus après une traction quasi-statique sur les différentes configurations hybrides impactées à différentes énergies	183
Tableau IV.22	Initiation de la propagation de dommage et faciès de rupture en fonction du dommage initial	187
Tableau IV.23	Entaille testée numériquement pour V0C45C45 et dommages post-impact (dans le pli de verre) auxquels elle est comparée	188
Tableau IV.24	Entailles testées numériquement pour V0C45C0 et dommages post-impact auxquels elles sont comparées	190
Tableau V.1	Comparaison expérimental/numérique du nombre de cycles nécessaire pour la rupture finale de l'éprouvette en fonction de l'énergie d'impact pour un allongement de ΔL_1	204
Tableau V.2	Comparaison expérimental/numérique du nombre de cycles nécessaire pour la rupture finale de l'éprouvette en fonction du niveau d'allongement imposé pour une énergie d'impact de 5 J	205
Tableau V.3	Paramètres identifiés pour les lois de fatigue en cisaillement	206
Tableau V.4	Comparaison expérimental/numérique du nombre de cycles nécessaire pour que la propagation du dommage atteigne les bords de l'éprouvette en fonction de l'énergie d'impact pour un allongement de ΔL_2	207
Tableau V.5	Comparaison expérimental/numérique du nombre de cycles nécessaire pour que la propagation du dommage atteigne les bords de l'éprouvette en fonction du niveau d'allongement imposé pour une énergie d'impact de 4 J	207
Tableau V.6	Faciès de rupture obtenus après les simulations de traction fatigue sur les éprouvettes impactées de la configuration V0C45C45	216
Tableau V.7	Comparaison expérimental/numérique du nombre de cycles nécessaire pour la rupture finale du pli de verre d'une éprouvette de configuration V0C45C45 en fonction de l'énergie d'impact pour un allongement de ΔL_1	217
Tableau V.8	Comparaison expérimental/numérique du nombre de cycles nécessaire pour la rupture finale du pli de verre d'une éprouvette de configuration V0C45C45 en fonction du niveau d'allongement imposé pour une énergie d'impact de 4 J	217
Tableau VI.1	Valeurs d'effort étudiées pour l'impact au poids tombant avec pré-tension	233
Tableau VI.2	Diminution de l'effort maximum et du déplacement à la 1 ^{ère} chute d'effort en fonction de la valeur de pré-tension pour la configuration V0C45C45	235
Tableau VI.3	Diminution de l'effort maximum et du déplacement à la 1 ^{ère} chute d'effort en fonction de la valeur de pré-tension pour la configuration V0C45C0	236

Tableau VI.4	Diminution des caractéristiques résiduelles en fonction de la valeur de pré-tension pour la configuration V0C45C45	239
Tableau VI.5	Diminution des caractéristiques résiduelles en fonction de la valeur de pré-tension pour la configuration V0C45C0	240
Tableau VI.6	Faciès de rupture obtenus après des essais de traction fatigue sur les éprouvettes de configuration V0C45C45 impactées avec pré-tension . . .	240
Tableau VI.7	Nombre de cycles nécessaire pour l'initiation de la propagation du dommage et pour la rupture du pli de verre en fonction de la pré-tension pour un allongement de ΔL_1	240
Tableau VI.8	Faciès de rupture obtenus après des essais de traction fatigue sur les éprouvettes de configuration V0C45C0 impactées avec pré-tension - Les essais ont été stoppés à 200 000 cycles pour les éprouvettes non-rompues .	242
Tableau VI.9	Faciès de rupture obtenus après impact au poids tombant à différentes énergies sur les différentes configurations de stratifiés tissés hybrides . . .	243
Tableau VI.10	Faciès de rupture obtenus après une traction quasi-statique sur les différentes configurations hybrides impactées à différentes énergies	244
Tableau VI.11	Faciès de rupture obtenus après des simulations de traction quasi-statique sur des éprouvettes de configuration V0C0C45 initialement impactées à différentes énergies	247
Tableau VI.12	Energies d'impacts et allongements utilisés pour les essais de traction fatigue post-impact sur la configuration hybride V0C0C45	248
Tableau VI.13	Faciès de rupture obtenus après des essais de traction fatigue sur les éprouvettes impactées de la configuration V0C0C45 - Pour les éprouvettes non-rompues, les essais ont été stoppés à 4.10^6 cycles	249
Tableau A.1	Caractéristiques mécaniques résiduelles de la configuration V0C45C45 . .	269
Tableau A.2	Caractéristiques mécaniques résiduelles de la configuration V0C45C0 . .	269
Tableau B.1	Caractéristiques mécaniques résiduelles de la configuration C0C0	271
Tableau B.2	Caractéristiques mécaniques résiduelles de la configuration C45C45 . . .	271
Tableau B.3	Caractéristiques mécaniques résiduelles de la configuration C45C0	272
Tableau B.4	Caractéristiques mécaniques résiduelles de la configuration V0V0	272
Tableau C.1	Entailles testées numériquement pour C0C0 et dommages post-impact auxquels elles sont comparées	274

Chapitre I Introduction

Sommaire

I.1	Contexte industriel	2
I.2	Etudes prospectives	5
I.2.1	Objectifs	5
I.2.2	Traction quasi-statique sur stratifications hybrides impactées	5
I.2.3	Traction fatigue sur stratifications hybrides impactées	12
I.2.4	Influence du type de dommage initial	17
I.2.5	Conclusion sur les campagnes d'essais prospectives	27
I.3	Problématique et Structure du mémoire	32

I.1 Contexte industriel

L'aspect sécurité constitue un élément primordial sur les pièces vitales comme les pales d'hélicoptères. Le développement de nouveaux appareils avec des intervalles de maintenance augmentés, des spécifications de tolérances aux dommages de plus en plus sévères, et le besoin de maintenir en vol la flotte existante amène à investiguer la tolérance aux dommages de ces pièces. De nos jours, les pales (du rotor principal ou bien du rotor anti-couple) sont réalisées à partir de matériaux composites, ce qui permet d'en réduire la masse et d'en augmenter la performance. Cependant, elles peuvent être sujettes à des impacts, ce qui peut avoir de désastreuses conséquences sur la stabilité et l'intégrité de l'appareil ainsi que sur la vie des passagers, la finesse des revêtements utilisés les rendant très sensibles aux impacts en vol ou au sol.

Les impacts ont plusieurs origines. Lorsque l'hélicoptère est au sol, une chute d'outil peut survenir sur la chaîne d'assemblage. Cela engendre des dommages non-visibles à l'œil nu mais qui peuvent s'avérer fatals pour la tenue de la pale. Des contrôles non-destructifs réguliers sont alors réalisés pour éviter d'envoyer l'hélicoptère en vol en présence d'un dommage. Au cours du vol, les impacts peuvent être dus à des oiseaux, des gravillons, des cailloux, des blocs de givre et même à des parties métalliques se décrochant de l'appareil. Cela engendre des dommages, parfois très importants, tels que des fissurations matricielles, du délaminage ainsi que des coupures (qui correspondent en une rupture des fibres dans l'épaisseur du revêtement de la pale). Les autorités de certification imposent ainsi aux fabricants d'hélicoptères d'assurer la tenue de la pale et de connaître la durée de service minimale de la pale suite à un impact. Effectivement, si l'impact arrive au sol et que le dommage n'est pas détecté, le revêtement de la pale doit être dimensionné pour que l'hélicoptère puisse tout de même voler. De même, si l'impact a lieu en vol, il faut connaître le seuil et la vitesse de propagation du dommage sous charges de vol, afin d'assurer le retour de mission de l'appareil et la sécurité des passagers.

Aujourd'hui, les phénomènes mis en jeu lors de la propagation de dommage post-impact ne sont pas tous connus et identifiés. La justification sur la tenue des pales d'hélicoptères suite à un impact est principalement basée sur des résultats d'essais réalisés sur structures réelles. Cependant, cette méthode est très coûteuse et pénalisante dans le processus de fabrication de la pale. Dans le but d'une diminution des coûts et des temps de production, l'hélicoptériste cherche donc à développer des outils numériques. Une modélisation fiable et robuste capable de prédire la propagation d'un dommage produit par un impact permettrait alors de s'affranchir de campagnes d'essais coûteuses, mais également d'optimiser la composition des revêtements de pales en réalisant des optimisations de manière beaucoup plus simple et rapide. Ce travail a pour but de répondre du mieux possible à ces problématiques en identifiant les mécanismes de propagation de dommages et en proposant un modèle numérique capable de les prédire.

La section courante d'une pale d'hélicoptère est en général composée d'un longeron et d'un arêtier en composite unidirectionnel verre/époxy, d'une peau (ou revêtement) en tissu composite, d'une nervure également en tissu composite, d'une protection métallique sur le bord d'attaque et d'une mousse de remplissage en polyuréthane (Figure I.1).

Le chargement de vol de la pale peut être décomposé en un effort centrifuge constant et des charges aérodynamiques cycliques, décomposées en trois moments suivant les axes du repère de la pale : le battement, la traînée et la torsion (Figure I.2).

Les unidirectionnels utilisés pour le longeron et l'arêtier étant très rigides, ils permettent de reprendre l'effort centrifuge et le moment de traînée. La peau et la nervure créent une structure

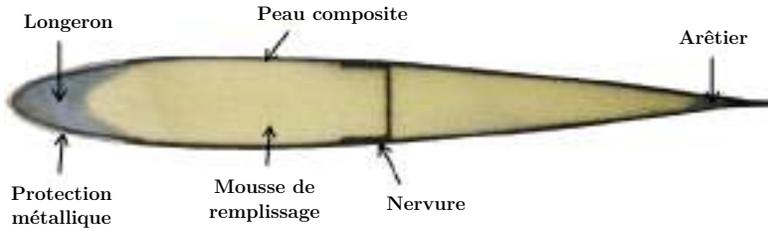


Figure I.1 – Pale d'hélicoptère [Pascal, 2016]

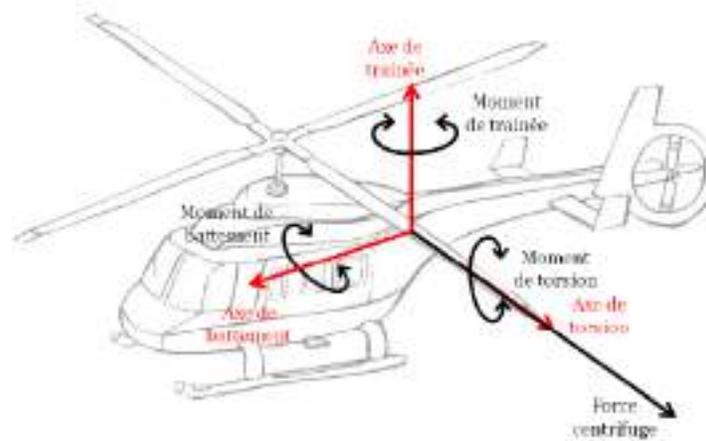


Figure I.2 – Chargement de vol d'une pale d'hélicoptère [Rouault, 2013]

en caisson qui reprend les moments (de flexion et torsion) et empêche les décollements entre la peau et la mousse [Aubry, 2013] & [Tawk, 2009]. Quant à la protection métallique, elle protège la pale des petits projectiles. L'ensemble est stabilisé par de la mousse, qui endigue le flambement de la peau. En ce qui concerne le revêtement, l'effort centrifuge et les moments de battement et de traînée engendrent des sollicitations planes de traction, alors que le moment de flexion génère des sollicitations de cisaillement. Ainsi, lorsque la pale est impactée et qu'un dommage est généré, celui-ci va se propager sous :

- une sollicitation plane de traction constante (effort centrifuge)
- des sollicitations planes de traction cycliques (battement et traînée)
- une sollicitation plane de cisaillement cyclique (torsion)

D'où l'intérêt de caractériser la propagation du dommage post-impact en traction quasi-statique et en traction et cisaillement cycliques. Cette thèse se focalise cependant sur l'étude des sollicitations de traction uniquement.

Ces travaux de thèse font suite aux travaux de [Tawk, 2009], [Navarro, 2010], [Aubry, 2013] et [Pascal, 2016], tous initiés par Airbus Helicopters. Le but étant de comprendre et modéliser le comportement de la pale d'hélicoptère sous une sollicitation d'impact.

[Aubry, 2013] & [Tawk, 2009] ont réalisé leurs études sur l'impact frontal. Les travaux de [Tawk, 2009] se sont focalisés sur des campagnes expérimentales dans le but de mettre en évidence les principaux mécanismes d'endommagement dus à cette sollicitation. Quant à [Aubry, 2013], il s'est appuyé sur les observations de [Tawk, 2009] ainsi que sur des essais de caractérisation en dynamique des différents constituants de la pale dans le but de mettre en place un modèle numérique de la pale.

Les travaux présentés dans ce manuscrit font directement suite à ceux de [Navarro, 2010] et [Pascal, 2016] qui traitent de la modélisation d'impact sur structures sandwichs tissées et son application aux pales d'hélicoptère. La modélisation, développée dans le code de calcul explicite Radioss, a été initiée par [Navarro, 2010] avant d'être complétée et améliorée par [Pascal, 2016]. La finalité de ces études a été le développement d'un élément original de peau à l'échelle de la mèche du tissu, basé sur toutes les observations expérimentales réalisées au cours de ces travaux et des précédents, capable de représenter tous les types de dommages apparaissant au cours d'un impact (fissurations matricielles, ruptures de fibres et délaminage). Les résultats numériques sont alors très représentatifs des résultats expérimentaux pour des simulations effectuées sur des revêtements de deux plis de même matériau (carbone ou verre) de même orientation ($[0^\circ/90^\circ]_2$ ou $[\pm 45^\circ]_2$) ou bien d'orientations différentes ($[0^\circ/90^\circ]/[\pm 45^\circ]$) ainsi que sur des revêtements de deux et trois plis de matériaux et d'orientations différents (carbone/verre et $[0^\circ/90^\circ]_2/[\pm 45^\circ]_2$) et des structures de types sandwich (peau + mousse).

Le modèle développé permettant de bien représenter le comportement de pale soumise à une sollicitation de type impact, l'objectif de cette étude est donc de s'appuyer sur les travaux précédents dans le but d'étendre le modèle aux simulations de traction quasi-statique et fatigue sur des revêtements tissés ayant été préalablement impactés.

I.2 Etudes prospectives

I.2.1 Objectifs

Des études prospectives ont été réalisées sur deux stratifications tissées hybrides habituellement utilisées dans les revêtements de pales d'hélicoptère et présentées dans le Tableau I.1 :

- la configuration V0C45C45 composée d'un pli de tissu verre/époxy orienté à 0° et de deux plis de tissu carbone/époxy orientés à $\pm 45^\circ$ (les caractéristiques de chaque tissu sont présentées dans le Tableau I.2).
- la configuration V0C45C0 composée d'un pli de tissu verre/époxy orienté à 0° , d'un pli de tissu carbone/époxy orienté à $\pm 45^\circ$ et d'un pli de tissu carbone/époxy orienté à 0° .

Le terme hybride définit ici une stratification composée de plis de tissu ayant des renforts de différents matériaux.

Les objectifs de ces études sont d'observer le comportement post-impact d'une part en traction quasi-statique et d'autre part en traction fatigue de ces stratifications hybrides.

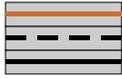
Configuration	Représentation	Pli supérieur	Pli milieu	Pli inférieur
V0C45C45		Verre (0/90) $^\circ$	Carbone $\pm 45^\circ$	Carbone $\pm 45^\circ$
V0C45C0		Verre (0/90) $^\circ$	Carbone $\pm 45^\circ$	Carbone (0/90) $^\circ$

Tableau I.1 – Configurations utilisées lors de l'étude sur les stratifiés tissés hybrides

Paramètre	Carbone/époxy	Verre/époxy
Armure	Satin de 5	Satin de 8
Taille de maille (mm)	1,4 mm	0,5 mm
Epaisseur (mm)	0,355 mm	0,31 mm
Fraction volumique de fibres (%)	46	37
Masse volumique (kg.m^{-3})	1770	1730
Grammage (kg.m^{-2})	285	303
Contexture (mèches. cm^{-1})	7	22

Tableau I.2 – Caractéristiques des tissus composites étudiés

I.2.2 Traction quasi-statique sur stratifications hybrides impactées

I.2.2.1 Eprouvette

Les éprouvettes utilisées sont identiques tout au long des études. Leurs dimensions et leur forme ont été choisies dans le but de respecter à la fois les normes relatives aux essais d'impact [ASTM, 2015] et aux essais de traction sur composites [ASTM, 2017a] & [ASTM, 1996]. L'éprouvette-type

est présentée sur la Figure I.3. Sa forme est rectangulaire, sa section utile est de longueur 200 mm et de largeur 100 mm et son épaisseur est de 1,02 mm. Les talons sont composés de trois plis de tissu verre/époxy orientés à $\pm 45^\circ$ de dimensions 50 mm x 100 mm.

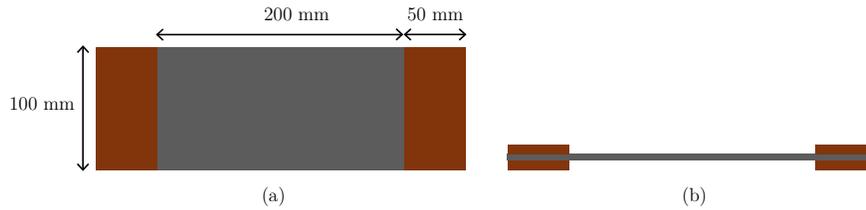


Figure I.3 – Epreuve utilisée pour l'étude - (a) Vue de dessus (b) Vue de profil

I.2.2.2 Impacts au poids tombant

Dispositif expérimental

Ces éprouvettes sont impactées par le biais d'un dispositif expérimental d'impact au poids tombant. Il est représenté sur les Figures I.4-I.5. Un double-cadre, de dimensions 125 mm x 75 mm [ASTM, 2015], vient encapsuler le stratifié tissé pour éviter que celui-ci ne bouge au cours de l'essai d'impact. Un impacteur hémisphérique, de diamètre 16 mm et de masse 2 kg vient impacter directement le stratifié avec une vitesse initiale préalablement définie. L'effort de réaction et le déplacement de l'impacteur sont les deux données relevées au cours de l'essai.

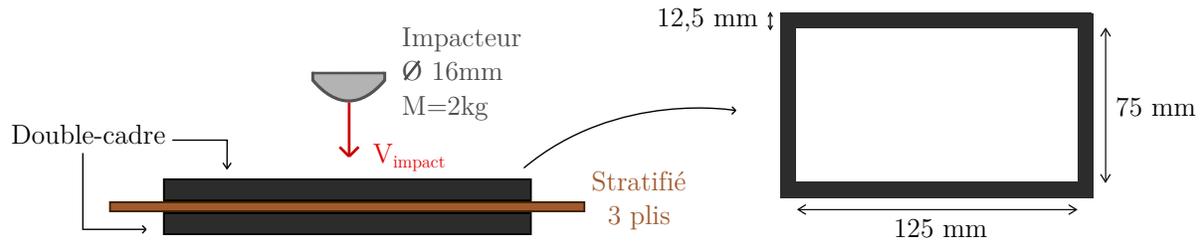


Figure I.4 – Conditions expérimentales schématisées de l'essai d'impact au poids tombant

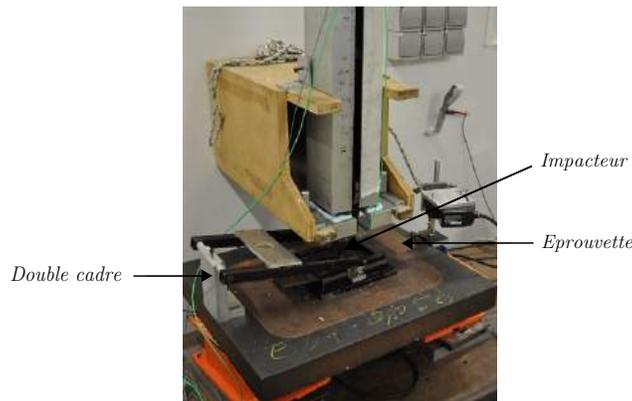


Figure I.5 – Conditions expérimentales de l'essai d'impact au poids tombant

Résultats

Six énergies d'impact ont été testées pour chacune des configurations hybrides. Pour chaque énergie, six éprouvettes sont impactées (trois seront testées par la suite en quasi-statique et trois en

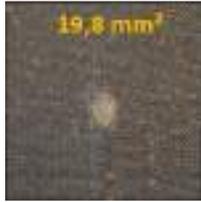
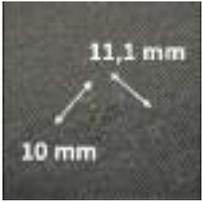
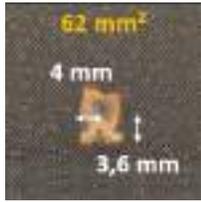
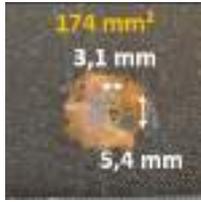
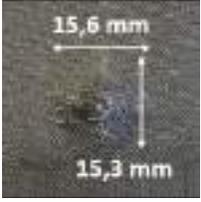
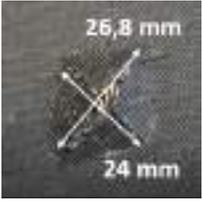
				
E_{impact}	Pli sup	Pli inf	Pli sup	Pli inf
1 J ($V_{\text{impact}} = 1 \text{ m/s}$)				
2,25 J ($V_{\text{impact}} = 1,5 \text{ m/s}$)				
4 J ($V_{\text{impact}} = 2 \text{ m/s}$)				
6,25 J ($V_{\text{impact}} = 2,5 \text{ m/s}$)				
9 J ($V_{\text{impact}} = 3 \text{ m/s}$)				
16 J ($V_{\text{impact}} = 4 \text{ m/s}$)				

Tableau I.3 – Faciès de rupture obtenus après impact au poids tombant à différentes énergies sur les différentes configurations de stratifiés tissés hybrides

fatigue) dans le but d'évaluer la répétabilité des résultats. Cependant, dans un souci de visibilité, une courbe seulement est présentée pour chaque énergie et les tailles de dommage sont exprimées en valeurs moyennes. Une dispersion maximale de 12 % est alors notée. Le Tableau I.3 regroupe les

différents faciès de rupture obtenus dans les plis supérieur et inférieur pour chaque énergie d'impact.

Pour les deux configurations, aucun dommage n'est visible à l'oeil nu pour une énergie d'impact de 1 J. Une énergie de 2,25 J est nécessaire pour générer des ruptures de fibres dans le pli inférieur du stratifié ainsi que du délaminage entre le pli de verre et le pli de carbone, qui est visible à l'oeil nu à travers l'apparition d'une zone de couleur orange. Puis, de la fissuration matricielle et des ruptures de fibres apparaissent dans le pli de verre à partir d'une énergie de 4 J. Les tailles de dommages augmentent ensuite dans le stratifié avec l'augmentation de l'énergie d'impact jusqu'à avoir une perforation totale du stratifié pour une énergie minimale de 9 J.

Les courbes effort - déplacement correspondantes indiquent que plus l'énergie d'impact est importante, plus le déplacement maximal de l'impacteur est grand (Figure I.6). Pour des énergies d'impact comprises entre 1 J et 6,25 J, l'effort revient à zéro pour un déplacement nul, ce qui signifie que l'impacteur rebondit alors que pour des énergies de 9J et 16 J, le déplacement n'est pas nul quand l'effort revient à zéro, ce qui signifie dans ce cas que l'impacteur a perforé le stratifié.

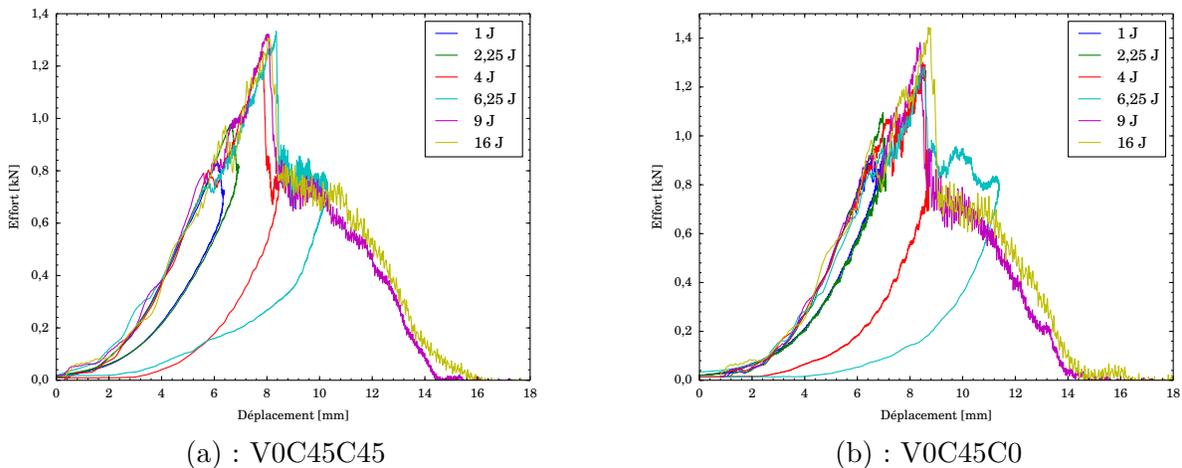


Figure I.6 – Courbes effort-déplacement obtenues après impact au poids tombant pour les différentes configurations de stratifiés tissés hybrides et pour différentes énergies d'impact

Dans ces travaux, aucune tomographie n'a été effectuée après les impacts poids tombant. La visualisation par tomographie du dommage généré par un impact dans un stratifié tissé fin peut s'avérer assez complexe, le dommage étant diffus. Toutes les tomographies nécessaires à la caractérisation précise du scénario d'endommagement d'un stratifié tissé soumis à un impact ont par ailleurs été réalisées au cours des travaux précédents de [Pascal, 2016]. Ici, la visualisation du dommage à l'oeil nu est suffisante pour l'objectif recherché.

Cependant, des tomographies seront par la suite effectuées afin d'étudier les mécanismes d'endommagement mis en jeu au cours de la propagation du dommage post-impact en quasi-statique et en fatigue. Dans ce cas, l'endommagement est plus localisé et la visualisation par tomographie est plus facile.

I.2.2.3 Traction quasi-statique post-impact

Dispositif expérimental

Une fois les éprouvettes impactées, des essais de traction quasi-statique sont réalisés grâce au dispositif expérimental présenté sur la Figure I.7. Les essais sont menés à une vitesse de 1 mm/min, sur une machine de traction INSTRON équipée d'une cellule d'effort de 250 kN. Un suivi de l'essai par corrélation d'images est mis en oeuvre. Pour cela, l'essai est suivi par deux caméras (ALLIED - Modèle Pike 505B) placées à l'avant et à l'arrière de l'éprouvette, dans le but de prendre des photos à intervalles de temps fixés. De plus, il est nécessaire d'ajouter un mouchetis sur l'éprouvette (Figure I.8b). Le principe est de déposer une couche de peinture blanche sur chaque côté de l'éprouvette puis de pulvériser une légère couche de peinture noire pour obtenir des points noirs (assez petits pour avoir une bonne précision). Le logiciel VIC2D va comparer le déplacement de chaque point noir entre deux images afin de calculer les champs de déformations dans l'éprouvette au cours de l'essai.



Figure I.7 – Conditions expérimentales de l'essai de traction sur éprouvette impactée

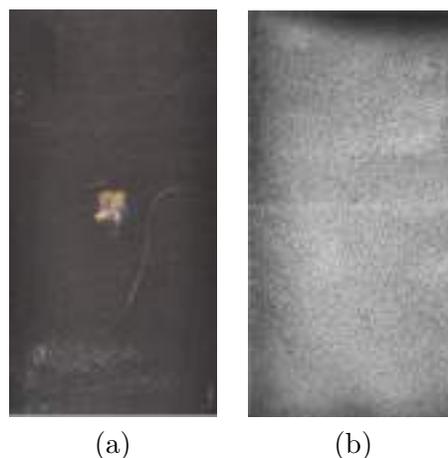


Figure I.8 – Exemple de mouchetis sur le pli supérieur d'une éprouvette impactée de configuration V0C45C45 - (a) Eprouvette sans mouchetis (b) Eprouvette avec mouchetis

Les objectifs de ces essais sont d'abord d'étudier la propagation du dommage et d'observer si l'énergie d'impact a une influence sur cette propagation, puis d'évaluer l'évolution des caractéristiques

mécaniques résiduelles du stratifié en fonction de l'énergie d'impact, telles que la résistance résiduelle, la raideur résiduelle et l'allongement à rupture résiduel (valeur du déplacement traverse à la rupture de l'éprouvette).

Pour évaluer l'influence du dommage sur les caractéristiques résiduelles, il a été nécessaire d'effectuer au préalable un essai de traction quasi-statique sur éprouvette saine (non-impactée).

Résultats

Les faciès de rupture obtenus après les essais de traction quasi-statique sont regroupés dans le Tableau I.4. Les courbes effort - déplacement traverse et les évolutions des caractéristiques mécaniques résiduelles sont rassemblées sur la Figure I.9.

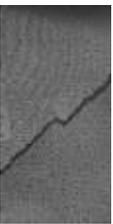
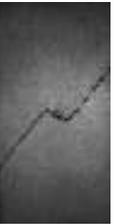
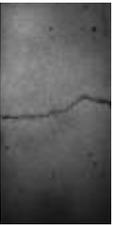
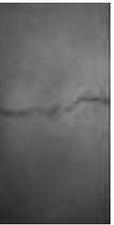
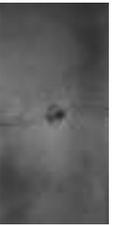
E_{impact}	Saine	1 J	2,25 J	4 J	6,25 J	9 J	16 J
							
							

Tableau I.4 – Faciès de rupture obtenus après une traction quasi-statique sur les différentes configurations hybrides impactées à différentes énergies

Deux comportements totalement différents sont observés suivant la configuration hybride. Pour V0C45C45, la rupture du stratifié se fait à $\pm 45^\circ$ sans influence de l'énergie d'impact sur le faciès de rupture. Les courbes d'effort ne sont pas linéaires, ce qui est dû au comportement pseudo-plastique des deux plis de carbone orientés à $\pm 45^\circ$ (Figure I.9). Elles indiquent également que le dommage se propage en trois temps :

1. une première chute d'effort qui correspond à la rupture à $\pm 45^\circ$ du pli de verre et à la fissuration des plis de carbone
2. un plateau d'effort qui correspond à la reprise d'effort par les plis de carbone
3. une seconde chute d'effort qui correspond à la rupture à $\pm 45^\circ$ des plis de carbone

Pour V0C45C0, la rupture du pli est plutôt horizontale pour les éprouvettes initialement impactées à 1 J et 2,25 J alors que pour celles impactées avec une énergie d'au moins 4 J, la rupture commence à se propager à $\pm 45^\circ$ et finit horizontalement. Une influence de l'énergie d'impact sur le faciès de rupture est alors visible dans ce cas. Par ailleurs, les courbes sont linéaires et l'unique chute d'effort montre que la rupture se fait brutalement et simultanément dans les trois plis.

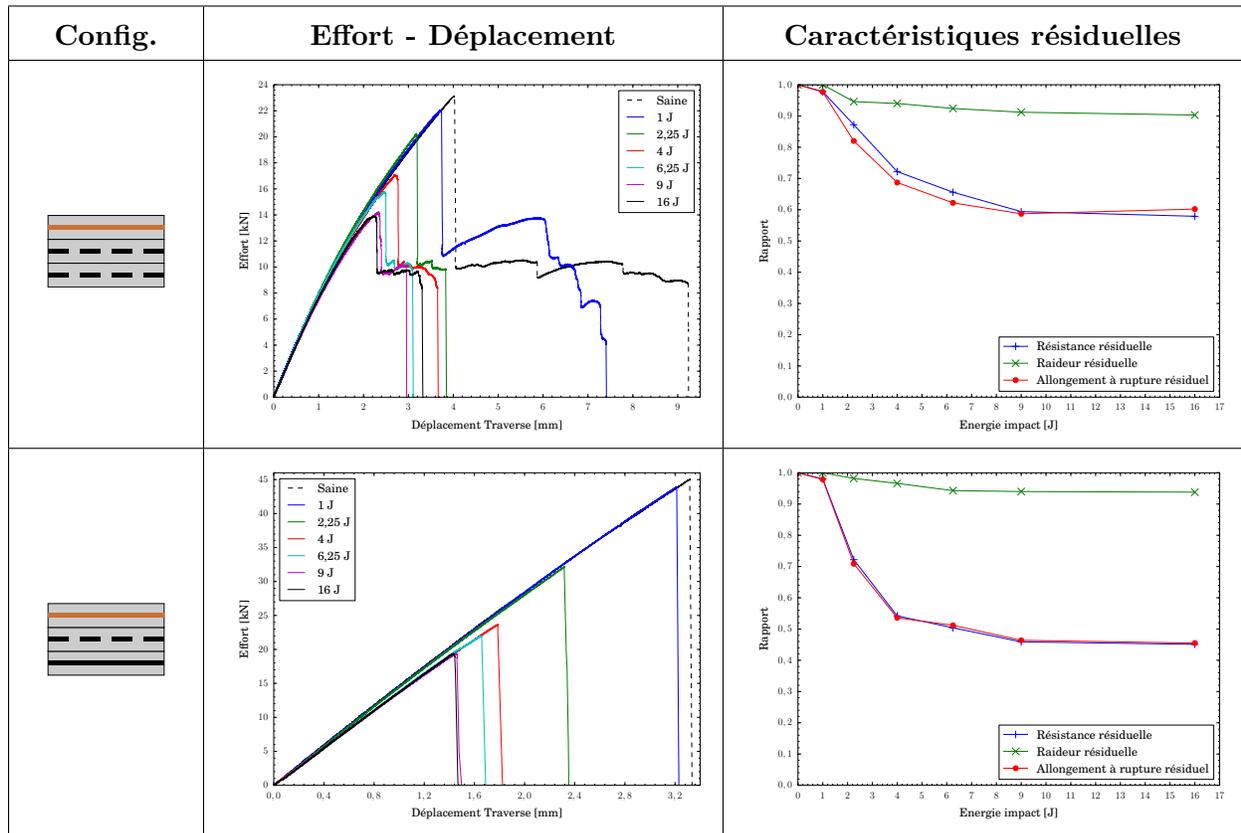


Figure I.9 – Courbes effort - déplacement traverse obtenues après les essais de traction quasi-statique sur les configurations hybrides impactées à différentes énergies - Evolution des caractéristiques mécaniques résiduelles en fonction de l'énergie d'impact

Finalement, quelle que soit la stratification, l'énergie d'impact a une influence sur les caractéristiques mécaniques résiduelles. La raideur résiduelle, la résistance résiduelle et l'allongement à rupture résiduel diminuent en trois phases en fonction de l'énergie d'impact : une première phase de très faible diminution, une deuxième phase de diminution brutale et une troisième phase de stabilisation. La diminution est beaucoup plus importante pour la résistance et l'allongement à rupture résiduels que pour la raideur résiduelle.

Remarque : pour la configuration V0C45C45, le choix a été fait de se placer à l'instant de la rupture du pli de verre pour évaluer les caractéristiques mécaniques résiduelles.

Cette évolution peut être corrélée avec les dommages observés après l'impact au poids tombant. Tant qu'aucune rupture de fibre n'est visible après l'impact au poids tombant, la diminution des caractéristiques mécaniques résiduelles reste très faible. Puis, une forte diminution apparaît dès que des ruptures de fibres sont générées au cours de l'impact. Finalement, elle se stabilise dès que l'énergie mise en jeu pendant l'impact entraîne une perforation totale du stratifié. En effet, pour des énergies supérieures, la taille de dommage après impact n'évolue plus (Tableau I.3).

Remarque : il faut noter que ces diminutions sont valables pour un diamètre d'impacteur et une largeur d'éprouvette donnés. En effet, le diamètre de l'impacteur pilote l'apparition des ruptures de fibres ainsi que leurs tailles au cours de l'impact et la largeur de l'éprouvette a une influence sur l'initiation de la propagation du dommage au cours de la traction quasi-statique.

I.2.3 Traction fatigue sur stratifications hybrides impactées

I.2.3.1 Introduction

Par la suite, des essais prospectifs de traction fatigue sont mis en place sur ces stratifications hybrides impactées. Les objectifs sont d'étudier la propagation du dommage post-impact et d'observer si des différences de comportement apparaissent. Pour cela, des études d'influence de l'énergie d'impact et du niveau de sollicitation sont effectuées.

I.2.3.2 Caractéristiques des essais de fatigue

Dans une pale d'hélicoptère, les efforts étant principalement repris par le longeron (Figure I.1). L'allongement du longeron pilote alors l'allongement du revêtement. L'essai de fatigue est donc effectué par le biais d'un chargement à allongement imposé, sinusoïdal et à amplitude constante. Une montée quasi-statique est d'abord réalisée pour se placer à un allongement dit *statique* ΔL_{sta} puis un cycle de demi-amplitude ΔL_{dyn} , dit allongement *dynamique*, est exécuté (Figure I.10). Le rapport de charge $R = \Delta L_{dyn} / \Delta L_{sta}$, défini ici comme le rapport entre l'allongement dynamique et l'allongement statique, est fixé à 0,9 et la fréquence de l'essai est de 15 Hz.

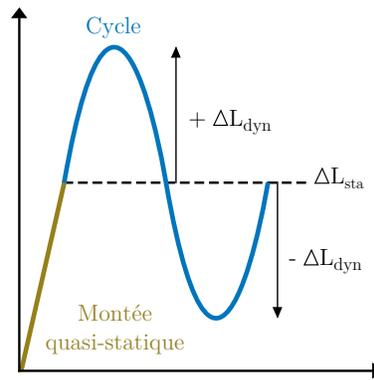


Figure I.10 – Mise en place du cycle de fatigue

Quatre énergies d'impact, de 2,25 J à 9 J, sont étudiées pour chaque configuration. Elles ont été choisies afin de caractériser la propagation du dommage post-impact en fatigue en fonction de sa taille (peu visible / visible / perforation du stratifié). Les faciès de rupture obtenus après impact sont ceux présentés dans le Tableau I.3. L'allongement imposé au cours de l'essai $\Delta L = \Delta L_{sta} \pm \Delta L_{dyn}$ est choisi comme un allongement pouvant être véritablement subit par le revêtement d'une pale d'hélicoptère. Les valeurs ont pour cela été fournies par Airbus Helicopters :

- $\Delta L_1 = 0,68 \text{ mm} \pm 0,61 \text{ mm}$ pour la configuration V0C45C45
- $\Delta L_2 = 0,77 \text{ mm} \pm 0,69 \text{ mm}$ pour la configuration V0C45C0

L'étude d'influence du niveau d'allongement est menée à énergie d'impact fixée (4 J pour la configuration V0C45C45 et 4 / 6,25 J pour la configuration V0C45C0). Pour cela, une variation de $\pm 10\%$ des allongements choisis précédemment est analysée.

L'ensemble des énergies d'impact et des allongements utilisés pour ces essais de traction fatigue post-impact est répertorié dans le Tableau I.5.

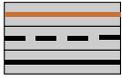
E_{impact}		
	$\Delta L_1 = 0,68 \text{ mm} \pm 0,61 \text{ mm}$	$\Delta L_2 = 0,77 \text{ mm} \pm 0,69 \text{ mm}$
2,25 J	ΔL_1	ΔL_2
4 J	-10% ΔL_1 / ΔL_1 / +10% ΔL_1	-10% ΔL_2 / ΔL_2 / +10% ΔL_2
6,25 J	ΔL_1	-10% ΔL_2 / ΔL_2 / +10% ΔL_2
9 J	ΔL_1	ΔL_2

Tableau I.5 – Energies d’impact et allongements utilisés pour les essais de traction fatigue post-impact sur les configurations hybrides

I.2.3.3 Résultats

Configuration V0C45C45

Pour la configuration V0C45C45, le dommage se propage comme en quasi-statique. Quels que soient l’énergie d’impact ou bien l’allongement imposé, les faciès de rupture se composent d’une rupture à $\pm 45^\circ$ du pli de verre et d’une fissuration à $\pm 45^\circ$ des plis de carbone (Tableau I.6).

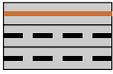
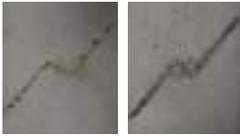
	2,25 J	4 J	6,25 J	9 J
-10% ΔL_1				
ΔL_1				
+10% ΔL_1				

Tableau I.6 – Faciès de rupture obtenus après des essais de traction fatigue sur les éprouvettes impactées de la configuration V0C45C45

Les courbes d’évolution de l’effort maximal en fonction du nombre de cycles, présentées sur la Figure I.11a-b, montrent une première chute d’effort correspondant à la rupture à $\pm 45^\circ$ du pli de verre et à la fissuration à $\pm 45^\circ$ des plis de carbone. L’effort reste positif car les plis de carbone ne sont pas rompus. En effet, ils reprennent toujours l’effort et s’endommagent progressivement. Cependant, aucun essai n’a été mené jusqu’à rupture finale des plis de carbone, le niveau d’allongement imposé étant trop faible pour générer de la rupture de fibres dans ces plis.

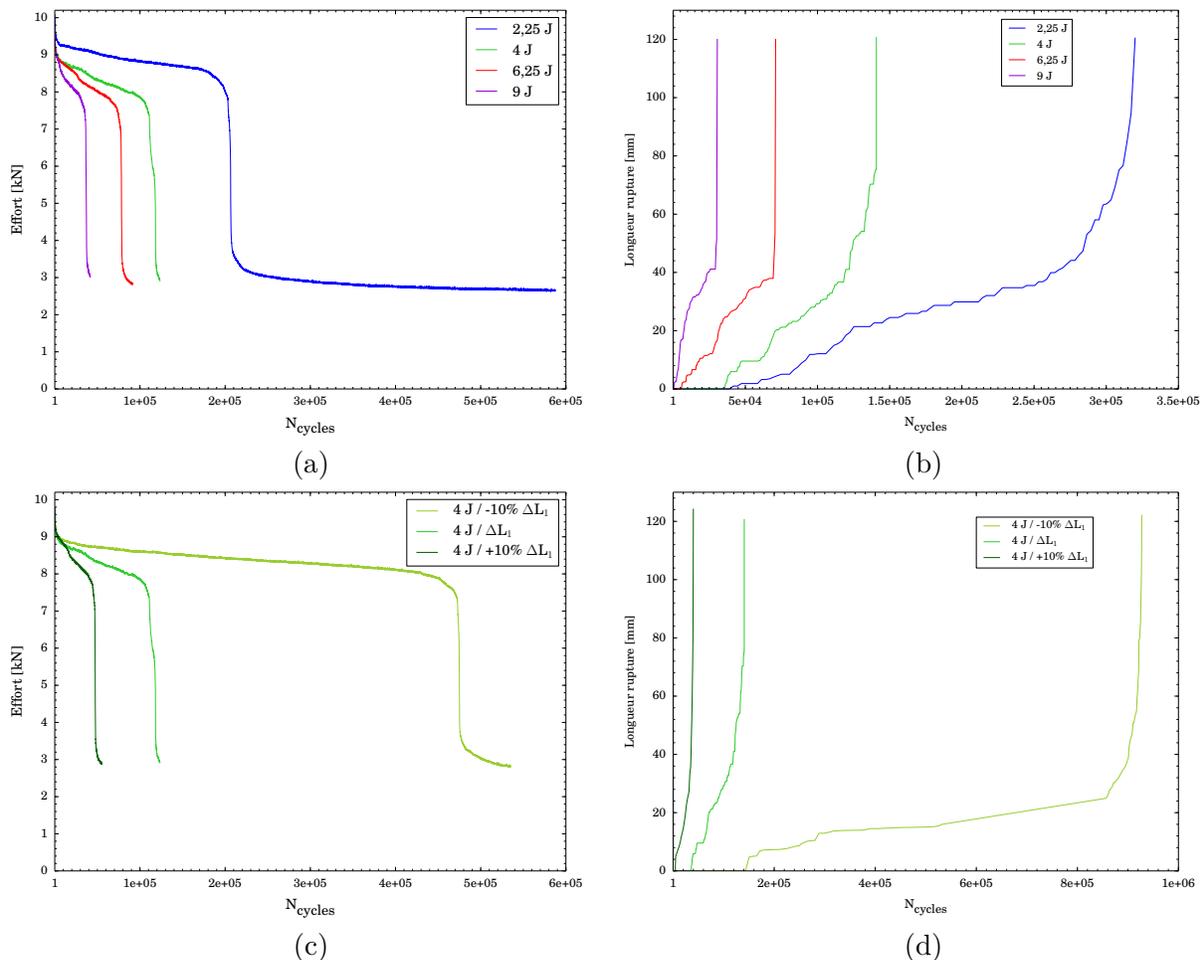


Figure I.11 – Evolution de l’effort maximal et de la longueur de ruptures de fibres de verre en fonction du nombre de cycles de fatigue et (a)-(b) de l’énergie d’impact ou (c)-(d) du niveau d’allongement imposé

L’influence de l’énergie d’impact ou du niveau d’allongement est visible sur le nombre de cycles à rupture du pli de verre. A allongement fixé, le nombre de cycles à rupture diminue avec l’augmentation de l’énergie d’impact et inversement (Tableaux I.7-I.8). En effet, l’augmentation de l’énergie d’impact ou de l’allongement a pour conséquence une propagation plus rapide des ruptures de fibres dans le pli de verre (Figure I.11c-d). Les courbes d’évolution des longueurs de ruptures de fibres dans le verre peuvent être décomposées en trois parties en fonction du nombre de cycles :

1. Initiation de la propagation
2. Propagation "lente"
3. Propagation finale "rapide" quand le dommage s’approche des bords de l’éprouvette. Cependant, cette dernière partie est due à un effet structure de l’éprouvette et n’est donc pas représentative de l’évolution du dommage.

Par ailleurs, le nombre de cycles nécessaire à la propagation du dommage peut être corrélé avec le nombre de cycles nécessaire à l’initiation de la propagation : plus l’initiation de la propagation se fait tardivement, plus le dommage se propage lentement et plus le nombre de cycles à rupture du pli de verre est élevé (Tableaux I.7-I.8).

Il peut être noté que plus l’énergie d’impact ou le niveau d’allongement est faible et plus la dispersion

Allongement	$N_{\text{initiation}}$	$N_{\text{rupture verre}}$
-10% ΔL_1	150 000	900 000 ($\pm 60\%$)
ΔL_1	22 500	120 000 ($\pm 20\%$)
+10% ΔL_1	6 000	40 000 ($\pm 15\%$)

Tableau I.7 – Nombre de cycles nécessaire pour l’initiation de la propagation du dommage et pour la rupture du pli de verre en fonction du niveau d’allongement imposé pour une énergie d’impact de 4 J

E_{impact}	$N_{\text{initiation}}$	$N_{\text{rupture verre}}$
2,25 J	70 000	300 000 ($\pm 65\%$)
4 J	22 500	120 000 ($\pm 20\%$)
6,25 J	6 500	60 000 ($\pm 25\%$)
9 J	1 000	30 000 ($\pm 20\%$)

Tableau I.8 – Nombre de cycles nécessaire pour l’initiation de la propagation du dommage et pour la rupture du pli de verre en fonction de l’énergie d’impact pour un allongement de ΔL_1

sur le nombre de cycles à rupture augmente, avec une dispersion importante pour les éprouvettes ayant été impactées à 2,25 J ou sollicitées à -10% ΔL_1 .

Ces observations sont confirmées par les résultats issus des corrélations d’images. Le champ de déformations ε_{yy} relevé à la fin de la montée quasi-statique (i.e au début de l’essai de fatigue) montre que plus l’énergie d’impact est élevée, plus la zone endommagée subit des déformations importantes (Figure I.12).

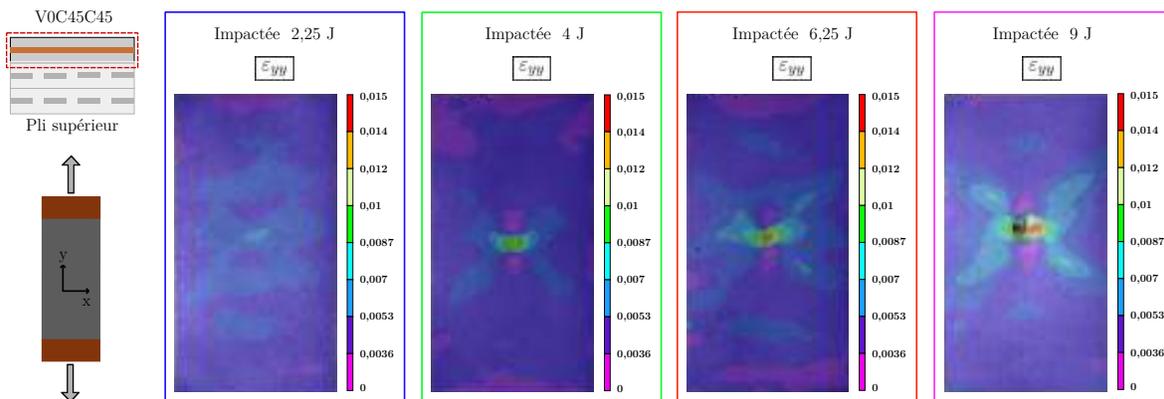


Figure I.12 – Comparaison du champ de déformations ε_{yy} obtenu à la fin de la montée quasi-statique pour les éprouvettes impactées à différentes énergies

Configuration V0C45C0

Pour la seconde stratification, les faciès de rupture obtenus après les essais de fatigue sont répertoriés dans le Tableau I.9. Contrairement à la configuration précédente, deux faciès de rupture différents sont obtenus (Figure I.13) :

1. Evolution 1 : le pli de verre (supérieur) rompt à peu près à $\pm 45^\circ$ alors que le pli de carbone (inférieur) ne casse pas mais s'endommage plutôt verticalement (les essais dont les résultats sont présentés dans le Tableau I.9 ont été stoppés à 3.10^6 cycles)
2. Evolution 2 : les trois plis sont complètement rompus avec une propagation qui débute à $\pm 45^\circ$ et qui se termine horizontalement (dans ce cas, la rupture finale intervient très rapidement pour un nombre de cycles inférieur à 50 000).

	2,25 J	4 J	6,25 J	9 J
-10% ΔL_2				
ΔL_2				
+10% ΔL_2				

Tableau I.9 – Faciès de rupture obtenus après des essais de traction fatigue sur les éprouvettes impactées de la configuration V0C45C0

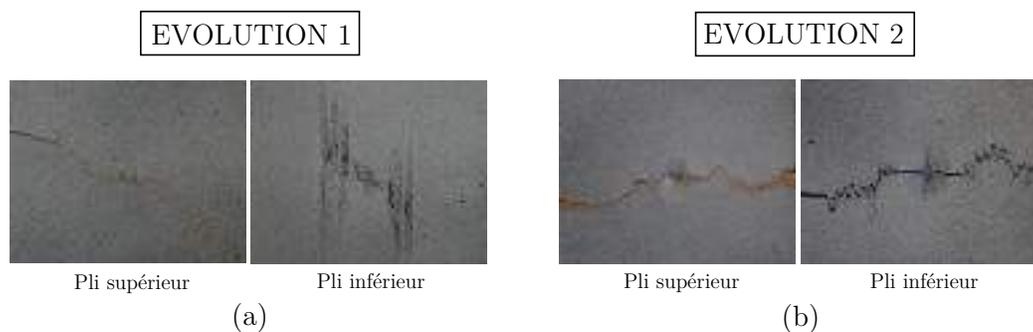


Figure I.13 – Deux évolutions de dommage post-impact obtenus après les essais de fatigue pour la configuration V0C45C0

Les courbes d'effort en fonction du nombre de cycles de fatigue (Figure I.14) confirment cette observation. Pour l'ensemble des éprouvettes ayant rompues, l'effort devient nul au moment de la rupture finale alors que pour les autres éprouvettes, l'effort diminue en raison de la propagation de l'endommagement. Cependant, il reste positif, les plis de carbone n'étant toujours pas rompus.

L'augmentation de l'énergie d'impact ou du niveau d'allongement imposé entraîne le passage de la première évolution à la deuxième évolution. Il arrive cependant d'obtenir les deux évolutions pour

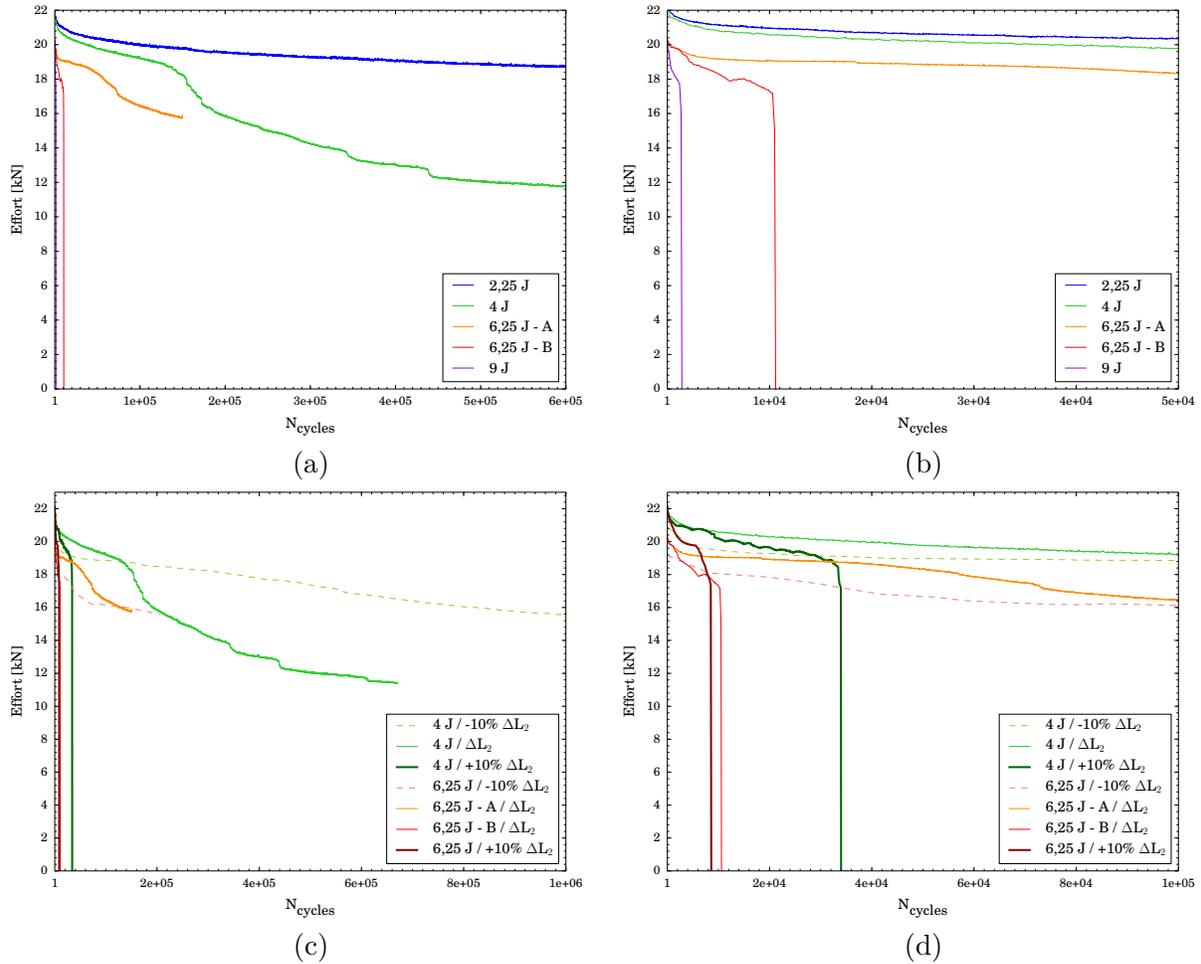


Figure I.14 – Evolution de l’effort maximal en fonction du nombre de cycles de fatigue et (a)-(b) de l’énergie d’impact ou (c)-(d) du niveau d’allongement imposé

un même allongement et une même énergie d’impact, ici (ΔL_2 ; 6,25 J). Cela semble correspondre à une ”transition” entre ces deux évolutions. Toutefois, aucune information ne peut être apportée à cet instant de l’étude pour l’expliquer.

Néanmoins, il est constaté que l’évolution 2 est identique à celle obtenue en quasi-statique (Tableau I.4) avec un début de propagation du dommage à $\pm 45^\circ$, simultanée dans les trois plis, puis une propagation horizontale menant à la rupture finale de l’éprouvette, alors que l’évolution 1 ne ressemble à aucune évolution observée pendant les essais quasi-statiques.

Comme pour la stratification précédente, de la dispersion est également observée sur la vitesse de propagation du dommage pour l’évolution 1 ainsi que sur les nombres de cycles à rupture.

Au final, de même qu’en quasi-statique, deux comportements différents sont observés suivant les configurations étudiées V0C45C45 ou V0C45C0.

I.2.4 Influence du type de dommage initial

La dispersion obtenue au cours de l’étude précédente (particulièrement pour les essais de fatigue) peut s’expliquer par la génération du dommage initial au poids tombant pour laquelle les tailles de

dommages peuvent varier entre 5% et 12%. L'objectif de cette partie est d'analyser l'influence de la génération du dommage. Pour cela, l'indentation quasi-statique ou les entailles, dont la mise en œuvre est plus simple et mieux contrôlée, sont examinées afin d'étudier s'ils peuvent se substituer au poids tombant. Les études sont identiques aux précédentes à travers la mise en place d'essais de traction quasi-statique et fatigue sur des éprouvettes préalablement indentées et entailées.

I.2.4.1 Indentation quasi-statique

Le but de ces essais d'indentation quasi-statique est de reproduire le dommage résultant d'un essai d'impact poids tombant en s'affranchissant de la variabilité associée aux effets dynamiques. Pour cela, le principe est d'imposer une compression sur l'éprouvette avec la même tête d'impacteur que celle utilisée lors de l'impact au poids tombant. L'essai est mené sur une machine INSTRON de traction-compression, munie d'une cellule d'effort de 10 kN et à un déplacement de 3 mm/min. Le déplacement maximum imposé au cours de l'essai est égal au déplacement maximum de l'impacteur relevé au cours de l'impact (Figure I.15).

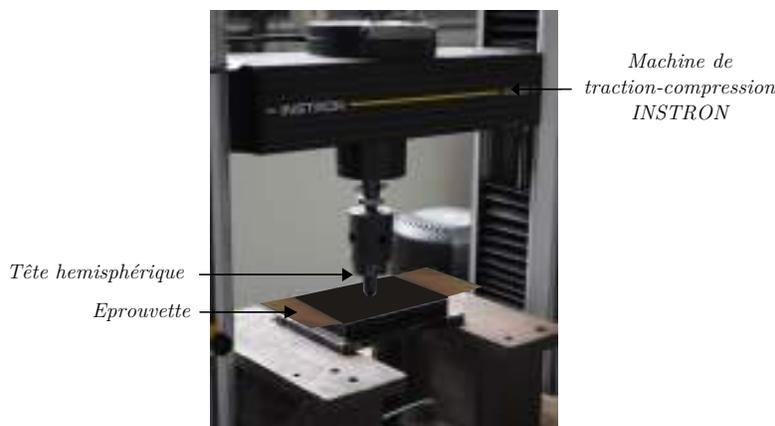


Figure I.15 – Conditions expérimentales de l'essai d'indentation quasi-statique sur stratifié tissé

Comme pour l'impact au poids tombant, six éprouvettes de chaque configuration sont soumises à une sollicitation d'indentation, à l'aide du montage présenté sur la Figure I.15. Pour chaque configuration, les dommages obtenus après l'indentation sont identiques à ceux obtenus après impact au poids tombant (Tableau I.10). En effet, pour V0C45C45 (*resp.* V0C45C0), des ruptures de torons en forme croix et orientées à $\pm 45^\circ$ (*resp.* $0^\circ/90^\circ$) sont observées dans le pli inférieur et la forme de la zone fissurée dans le pli supérieur est la même que celle générée par le poids tombant. Les dommages sont légèrement plus faibles (environ 12 %) dans le cas de l'indentation quasi-statique pour les deux configurations.

Le Tableau I.11 montre que l'indentation quasi-statique permet d'obtenir une dispersion plus faible sur la taille des dommages mesurés, ce qui confirme un meilleur contrôle du dommage avec cet essai.

I.2.4.2 Entailles

Le but de ces entailles est de représenter les ruptures de fibres résultant d'un essai d'impact poids tombant avec une reproductibilité parfaite. Elles sont réalisées ici à l'aide d'une machine de découpe au jet d'eau. Pour la configuration V0C45C45, les ruptures de torons après impact étant orientées à $\pm 45^\circ$ dans le pli inférieur, une entaille en forme de "croix" est adoptée. Pour la configuration V0C45C0, les ruptures de torons après impact étant orientées à 0° et 90° , une entaille

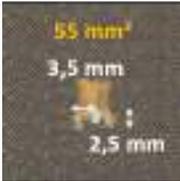
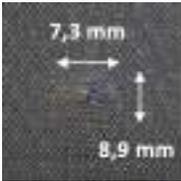
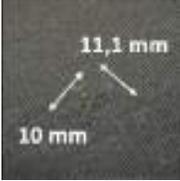
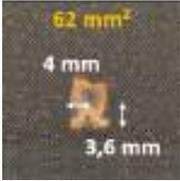
				
Essai	Pli sup	Pli inf	Pli sup	Pli inf
Indentation				
Poids tombant				

Tableau I.10 – Comparaison des faciès de rupture obtenus après une indentation quasi-statique et un impact au poids tombant sur les configurations hybrides

				
Essai	Pli sup	Pli inf	Pli sup	Pli inf
Indentation	3,9 %	10,5 %	2,4 %	5,4 %
Poids tombant	4,9 %	12 %	7,8 %	10,7 %

Tableau I.11 – Comparaison de la dispersion sur les tailles de dommage obtenues entre une indentation quasi-statique et un impact au poids tombant sur les configurations hybrides

en forme de "plus" est utilisée (Tableaux I.12-I.13). De plus, des tailles différentes de ruptures de fibres sont observées en fonction de l'énergie d'impact. Donc, deux tailles d'entaille sont testées pour chaque configuration. Pour V0C45C45 les dimensions testées sont de 7 mm et 14 mm alors que pour V0C45C0, elles sont de 8 mm et 16 mm (ces tailles sont choisies car elles seront réalisables avec le modèle numérique).

Pour V0C45C45, l'entaille 7 mm est comparée avec l'énergie 2,25 J car sa dimension est proche des tailles de ruptures de fibres mesurées dans le pli inférieur suite à l'impact. L'entaille 14 mm est comparée avec les énergies 6,25 J et 9 J car sa dimension est identique à la taille des ruptures mesurées respectivement dans les plis inférieur et supérieur suite à un impact de 6,25 J et 9 J.

Pour V0C45C0, l'entaille 8 mm est comparée avec l'énergie 4 J car sa dimension est presque égale à la taille des ruptures dans le pli inférieur après impact. L'entaille 16 mm est comparée aux énergies 6,25 J et 16 J car d'une part sa dimension est presque identique à la taille des ruptures dans le pli inférieur suite à un impact à 6,25 J et d'autre part, le dommage après un impact de 9 J est similaire à l'entaille dans le sens où des ruptures en forme de croix de tailles proches de 16 mm sont visibles simultanément dans les trois plis.

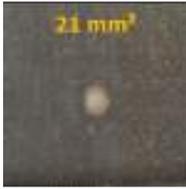
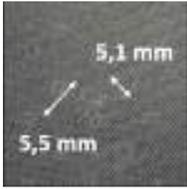
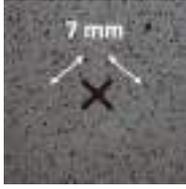
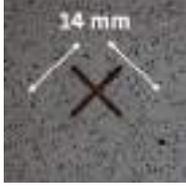
	Impactées		Entaillées
	Pli sup	Pli inf	
2,25 J			
6,25 J			
	9 J		

Tableau I.12 – Entailles comparées avec les impacts poids tombant pour V0C45C45

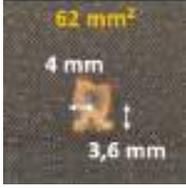
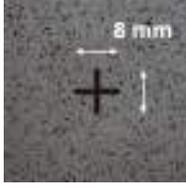
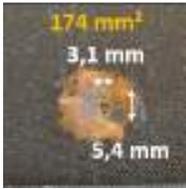
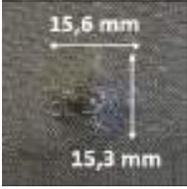
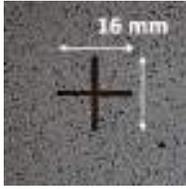
	Impactées		Entaillées
	Pli sup	Pli inf	
4 J			
6,25 J			
	9 J		

Tableau I.13 – Entailles comparées avec les impacts poids tombant pour V0C45C0

I.2.4.3 Traction quasi-statique

Traction quasi-statique sur éprouvettes indentées

Les faciès de rupture, les courbes effort - déplacement traverse et les caractéristiques mécaniques résiduelles obtenues après les essais de traction quasi-statique sur les éprouvettes indentées sont comparés avec ceux obtenus après les essais sur les éprouvettes impactées (Tableaux I.14-I.15). Les évolutions du dommage sont identiques. Pour la configuration V0C45C45, le dommage se propage en trois étapes à $\pm 45^\circ$ avec d'abord la rupture du pli de verre puis la reprise d'effort par les plis de carbone et enfin la rupture des plis de carbone tandis que pour la configuration V0C45C0, le dommage commence légèrement à se propager à $\pm 45^\circ$ puis finit sa propagation horizontalement (Tableau I.14). De plus, les caractéristiques résiduelles suite à l'indentation quasi-statique sont comparables à celles obtenues après un impact au poids tombant (Tableau I.15). Les deux dommages générés ont donc une influence comparable sur les caractéristiques résiduelles, avec une diminution légèrement plus faible dans le cas de l'indentation.

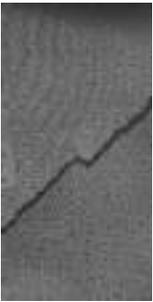
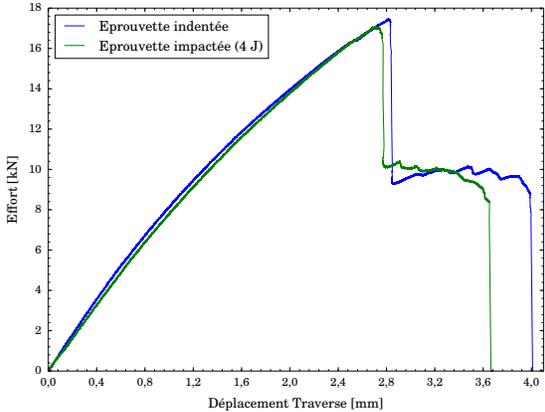
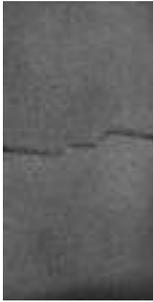
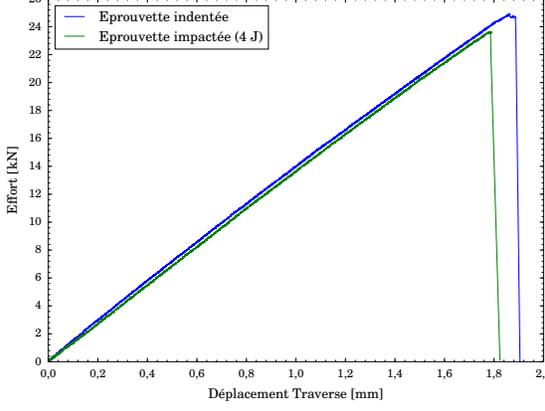
Config.	Faciès de rupture		Courbes
	Indentée	Impactée	
			
			

Tableau I.14 – Faciès de rupture et courbes effort - déplacement traverse obtenus après traction quasi-statique sur éprouvettes hybrides indentées et comparaison avec les éprouvettes impactées

L'indentation peut alors se substituer à l'impact au poids tombant en ce qui concerne l'étude de la propagation du dommage en traction quasi-statique.

				
	Indentée	Impactée	Indentée	Impactée
Raideur [kN/mm]	8 275	8 200	14 100	14 020
Résistance [kN]	17,2	17,1	24,9	23,9
Allongement [mm]	2,86	2,75	1,9	1,77

Tableau I.15 – Comparaison des caractéristiques mécaniques résiduelles entre les éprouvettes indentées et impactées pour les configurations hybrides

Traction quasi-statique sur éprouvettes entaillées

De même que pour les éprouvettes impactées, le dommage se propage en trois étapes à $\pm 45^\circ$ dans les éprouvettes entaillées 7 mm et 14 mm de configuration V0C45C45 soumises à une sollicitation de traction quasi-statique (Tableau I.16). Cependant, la rupture du pli de verre de l'éprouvette entaillée 14 mm intervient pour un déplacement traverse 20 % plus élevé que celui de l'éprouvette initialement impactée à 6,25 J alors que les dommages initiaux sont de tailles similaires. Et l'éprouvette entaillée 7 mm rompt pour un déplacement 5 % plus important que celui de l'éprouvette initialement impactée à 2,25 J alors que la dimension de l'entaille est 25 % plus élevée que la taille des ruptures mesurées dans le pli inférieur suite à un impact de 2,25 J.

La visualisation du champ de déformations ε_{yy} autour de la zone endommagée au cours de l'essai de traction quasi-statique apporte un élément d'explication concernant cette différence observée sur la valeur du déplacement à rupture. La champ de déformations ε_{yy} , pour un déplacement traverse de 1,6 mm, est plus développé autour de la zone endommagée dans le cas de l'éprouvette impactée en comparaison de celui observé sur l'éprouvette entaillée qui reste très localisé (Figure I.16). Ainsi, à un allongement donné, les fibres autour de la zone endommagée sont plus sollicitées dans le cas de l'éprouvette impactée que dans le cas de l'éprouvette entaillée, ce qui explique pourquoi l'initiation de la propagation du dommage ainsi que la rupture ont lieu plus tard pour l'éprouvette entaillée.

Pour la configuration V0C45C0, les faciès de rupture des éprouvettes entaillées sont tous horizontaux sans propagation initiale du dommage à $\pm 45^\circ$ (Tableau I.18). Ainsi, même si les dimensions des entailles sont proches des tailles de dommages mesurés dans les éprouvettes impactées, le faciès de rupture n'est pas identique à celui obtenu pour les éprouvettes impactées (Tableau I.4).

Cette différence de comportement entre les éprouvettes entaillées et impactées se traduit également par le fait que les éprouvettes ne cassent pas pour le même déplacement traverse. La rupture de l'éprouvette entaillée 8 mm intervient pour un déplacement traverse 12 % plus grand que celle de l'éprouvette initialement impactée à 6,25 J alors que les dommages initiaux sont de tailles similaires. Cette différence s'atténue avec l'augmentation des dimensions de l'entaille et de la taille du dommage post-impact correspondant. Par exemple, l'éprouvette entaillée 16 mm casse pour un déplacement traverse 5 % plus important que l'éprouvette impactée 9 J alors que les dimensions de dommages sont quasi-identiques.

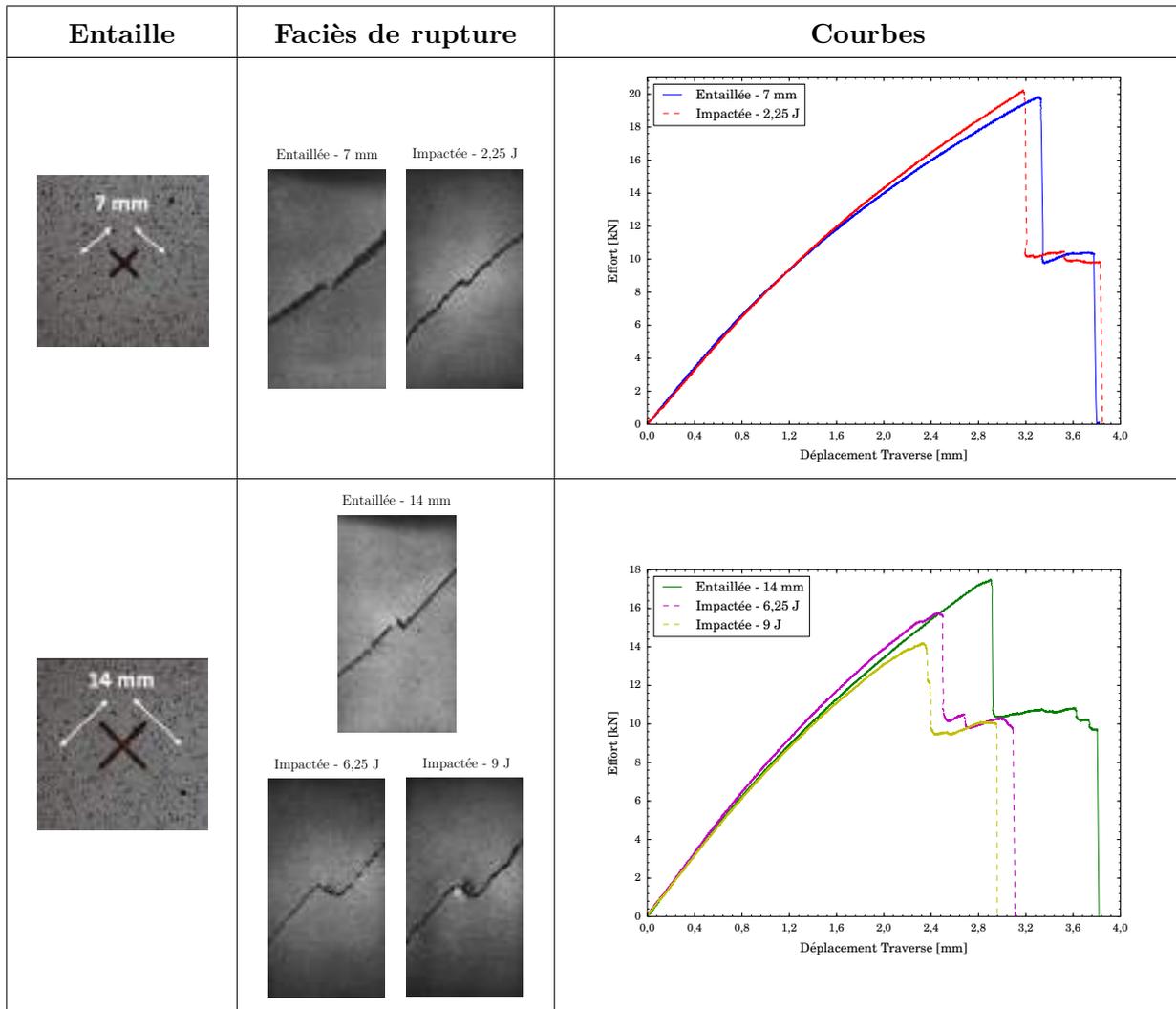


Tableau I.16 – Faciès de rupture et courbes effort - déplacement traverse obtenus après traction quasi-statique sur éprouvettes entaillées hybrides et comparaison avec les résultats des éprouvettes impactées

	Entaillée 7 mm	Impactée 2,25 J	Entaillée 14 mm	Impactée 6,25 J	Impactée 9 J
Raideur [kN/mm]	8 100	8 250	8 075	8 050	7 950
Résistance [kN]	19,8	20,6	17,4	15,5	14
Allongement [mm]	3,32	3,28	2,86	2,49	2,35

Tableau I.17 – Comparaison des caractéristiques mécaniques résiduelles entre les éprouvettes entaillées et impactées pour la configuration hybride V0C45C45

I.2.4.4 Traction fatigue

Dans la partie précédente, des différences ont été obtenues concernant l'allongement à rupture en quasi-statique. Les essais de fatigue étant réalisés à allongement imposé, si le ΔL_{sta} est le même

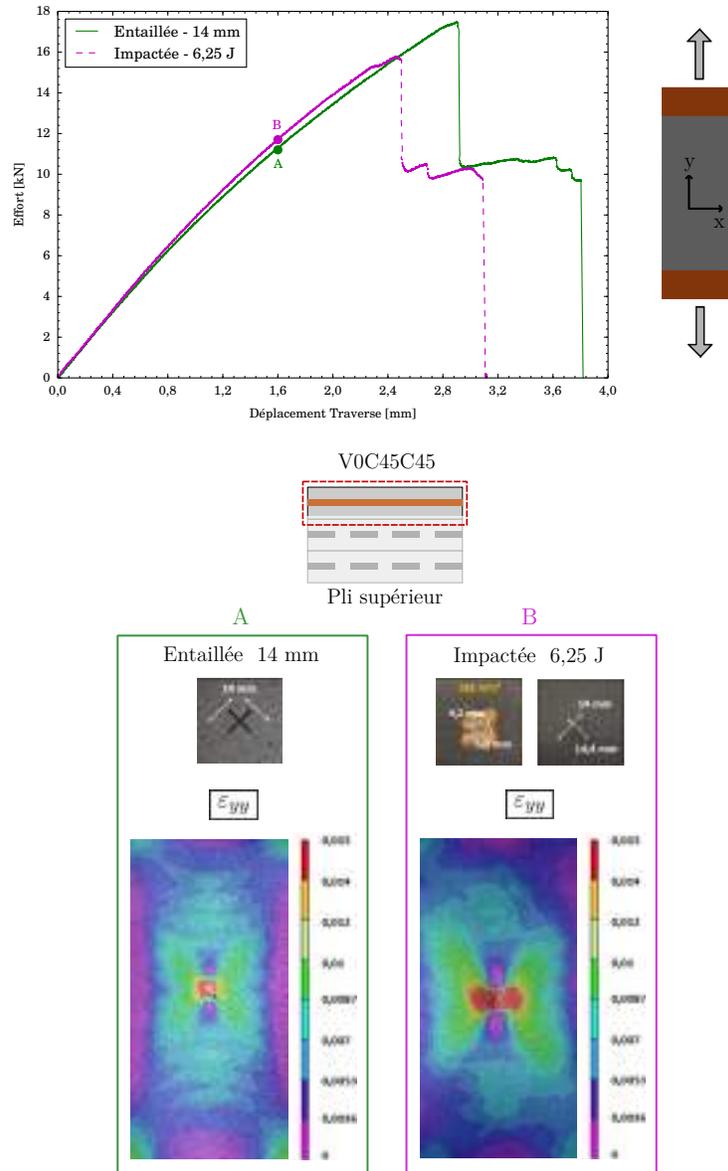


Figure I.16 – Comparaison du champ de déformations ε_{yy} obtenu à un déplacement traverse de 1,6 mm entre une éprouvette entaillée 14 mm et une éprouvette impactée 6,25 J pour la configuration V0C45C45

pour les éprouvettes impactées, indentées et entaillées, des différences apparaîtront forcément au cours des essais de fatigue. Pour éviter cela, les rapports $\Delta L_{1sta}/\Delta L_{1rupt\ QS}$ et $\Delta L_{2sta}/\Delta L_{2rupt\ QS}$ seront respectivement fixés à 0,25 et 0,4 (pour chaque type de dommage) dans cette partie, où $\Delta L_{1rupt\ QS}$ et $\Delta L_{2rupt\ QS}$ sont les allongements à rupture en quasi-statique.

Configuration V0C45C45

Aucune différence n'est observée concernant l'évolution du dommage en fatigue pour les éprouvettes indentées et entaillées de la configuration V0C45C45 (Tableau I.20). Des ruptures de fibres se propagent à $\pm 45^\circ$ dans le pli de verre. Une fois le pli de verre rompu, les plis de carbone fissurent à $\pm 45^\circ$ et reprennent l'effort sans rompre. De plus, les nombres de cycles à rupture pour les éprouvettes indentées et entaillées sont assez proches de ceux obtenus pour les éprouvettes

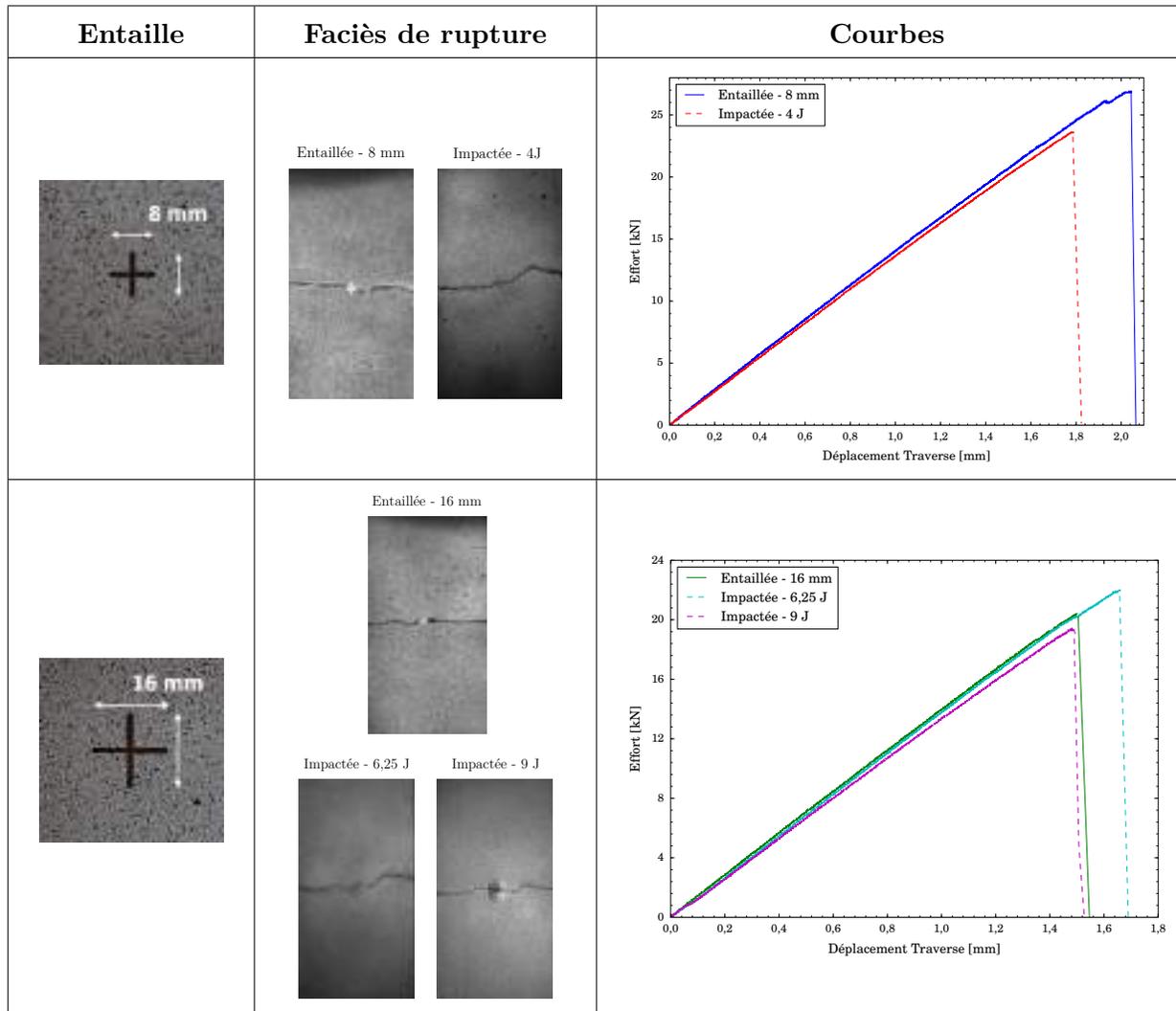


Tableau I.18 – Faciès de rupture et courbes obtenus après traction quasi-statique sur éprouvettes entaillées hybrides et comparaison avec les résultats des éprouvettes impactées

	Entaillée 8 mm	Impactée 4 J	Entaillée 16 mm	Impactée 6,25 J	Impactée 9 J
Raideur [kN/mm]	14 280	14 020	13 600	13 690	13 640
Résistance [kN]	26,9	23,9	20,3	22,2	19,02
Allongement [mm]	2,07	1,77	1,55	1,69	1,53

Tableau I.19 – Comparaison des caractéristiques mécaniques résiduelles entre les éprouvettes entaillées et impactées pour la configuration hybride V0C45C0

impactées (Tableau I.21).

Pour cette configuration, le comportement des éprouvettes entaillées et indentées est donc similaire à celui des éprouvettes impactées à iso-rapport $\Delta L_{1sta} / \Delta L_{1rupt QS}$. Toutefois, pour avoir des nombres de cycles à rupture similaires dans le cas des éprouvettes entaillées, il a fallu imposer un

allongement plus important car le $\Delta L_{1_{rupt}}_{QS}$ est plus élevé en quasi-statique. Cela confirme que l'initiation de la propagation se fait plus difficilement pour les éprouvettes entaillées. De plus, la dispersion sur les nombres de cycles à rupture du pli de verre n'est pas plus faible dans le cas des éprouvette indentées ou entaillées. Par conséquent, une diminution de la dispersion lors de la création du dommage initial n'entraîne pas nécessairement une diminution de la dispersion des résultats en fatigue. La dispersion observée sur les nombres de cycles à rupture semble être uniquement une dispersion "classique" pouvant être obtenue lors d'essais de fatigue sur ce type de matériaux.

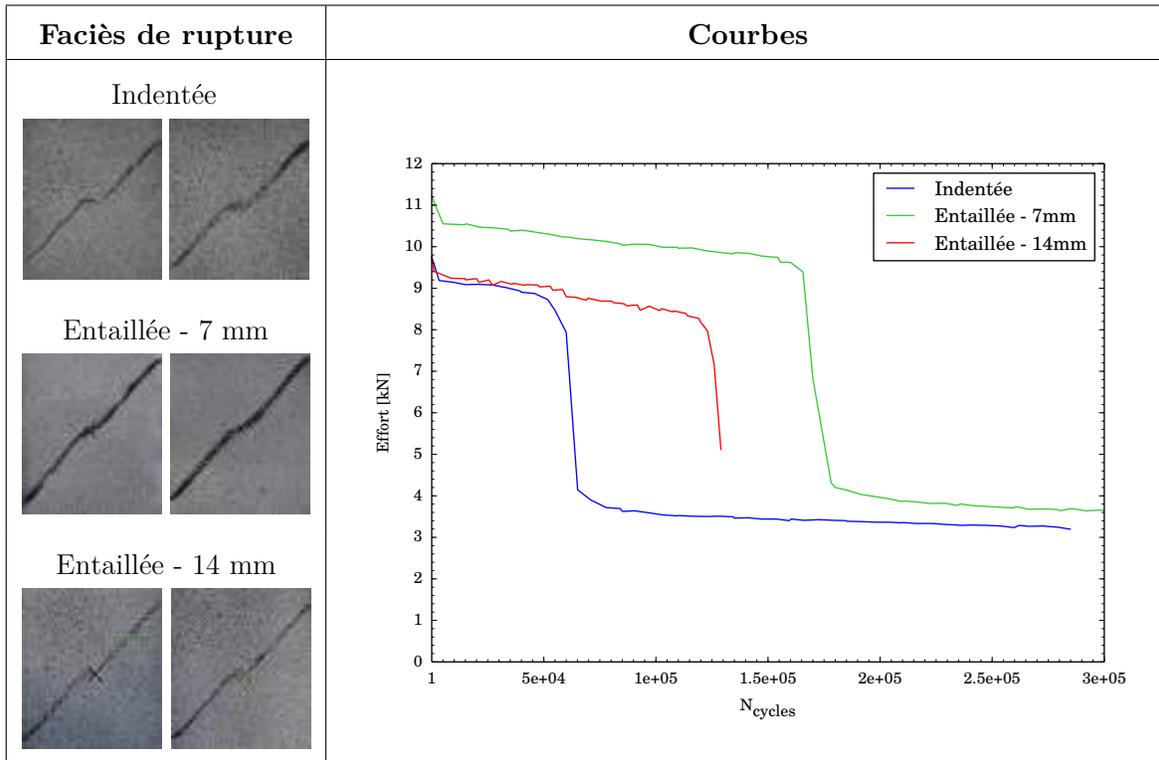


Tableau I.20 – Faciès de rupture et courbes effort - déplacement traverse obtenus après traction quasi-statique sur éprouvettes entaillées hybrides et comparaison avec les résultats des éprouvettes impactées

Type de dommage	$N_{initiation}$	$N_{rupture}$ pli de verre
Indentation	25 000	115 000 ($\pm 30\%$)
Entaille - 7 mm	35 000	145 000 ($\pm 25\%$)
Entaille - 14 mm	20 000	100 000 ($\pm 35\%$)
Impact (4 J)	22 500	120 000 ($\pm 20\%$)

Tableau I.21 – Nombre de cycles nécessaires pour l'initiation de la propagation du dommage et pour la rupture du pli de verre en fonction du type de dommage testé pour $\Delta L_{1_{sta}}/\Delta L_{1_{rupt}}_{QS} = 0,25$

Configuration V0C45C0

De même qu’avec les éprouvettes impactées, deux évolutions différentes du dommage sont obtenues ici pour les éprouvettes indentées et entaillées de configuration V0C45C0 (Tableau I.22). En ce qui concerne les éprouvettes indentées, pour $\Delta L_{2sta}/\Delta L_{2rupt QS} = 0,4$, l’évolution 1 est obtenue avec une propagation du dommage qui se fait à une vitesse similaire de celle des éprouvettes impactées. Et pour $\Delta L_{2sta}/\Delta L_{2rupt QS} = 0,45$, l’évolution 2 est constatée avec une rupture finale de l’éprouvette qui intervient pour un nombre de cycles proche de celui des éprouvettes impactées.

Pour les éprouvettes entaillées, même si l’évolution 1 est observée pour $\Delta L_{2sta}/\Delta L_{2rupt QS} = 0,4$, la propagation du dommage dans le pli de verre se fait beaucoup plus lentement et aucune propagation de dommage n’est visible dans le pli inférieur. Une augmentation de l’allongement est alors nécessaire pour observer une propagation du dommage dans les plis supérieur et inférieur ($\Delta L_{2sta}/\Delta L_{2rupt QS} = 0,45$). Finalement, augmenter l’allongement et se placer à $\Delta L_{2sta}/\Delta L_{2rupt QS} = 0,5$ permet d’obtenir l’évolution 2 avec une rupture rapide de l’éprouvette.

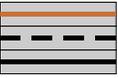
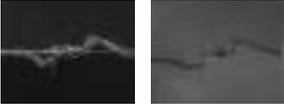
	Entaillée - 8 mm	Entaillée - 16 mm	Indentée
$\frac{\Delta L_{2sta}}{\Delta L_{2rupt QS}} = 0,4$			
$\frac{\Delta L_{2sta}}{\Delta L_{2rupt QS}} = 0,45$			
$\frac{\Delta L_{2sta}}{\Delta L_{2rupt QS}} = 0,5$			

Tableau I.22 – Faciès de rupture obtenus après des essais de traction fatigue sur les éprouvettes indentées et entaillées de la configuration V0C45C0 pour différents niveaux d’allongement. Les éprouvettes non rompues ont été cyclées jusqu’à 500 000 cycles

De même qu’en quasi-statique, le comportement des éprouvettes indentées est identique à celui des éprouvettes impactées et la propagation du dommage se fait plus lentement pour les éprouvettes entaillées. Pour ces dernières, un allongement plus important est alors nécessaire pour se rapprocher du comportement des éprouvettes impactées.

I.2.5 Conclusion sur les campagnes d’essais prospectives

Les principales informations à retenir de ces études prospectives concernant le comportement de stratifiés tissés hybrides endommagés soumis à une sollicitation de traction sont regroupées sur la Figure I.17. La propagation du dommage est influencée par :

- la stratification (matériau et orientation des tissus)
- le type et le niveau de sollicitation
- la taille du dommage post-impact et le type de dommage initial

PROPAGATION DU DOMMAGE EN TRACTION DANS LES REVETEMENTS TISSÉS HYBRIDES MINCES INFLUENCÉE PAR :

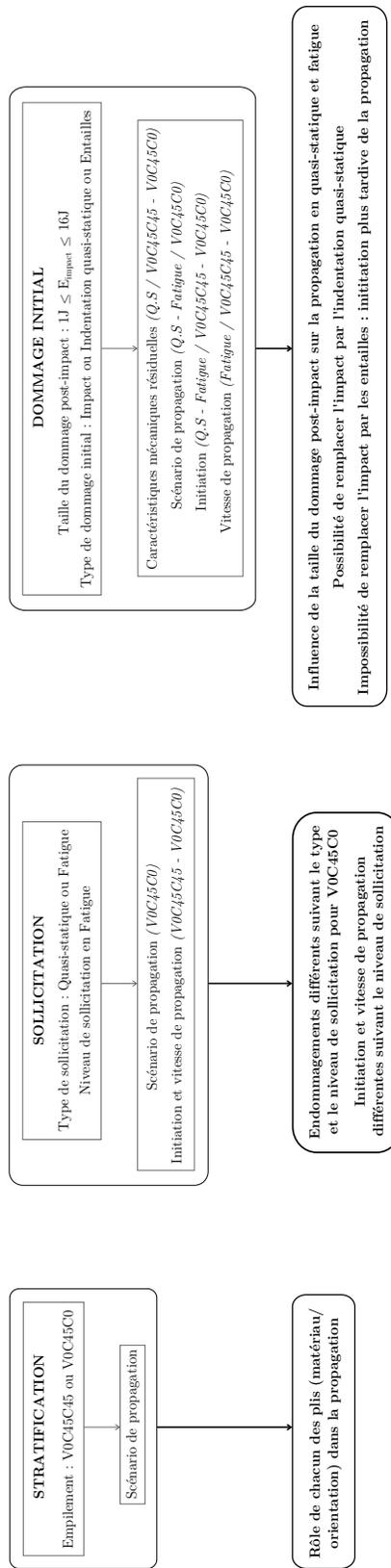


Figure I.17 – Récapitulatif des études prospectives

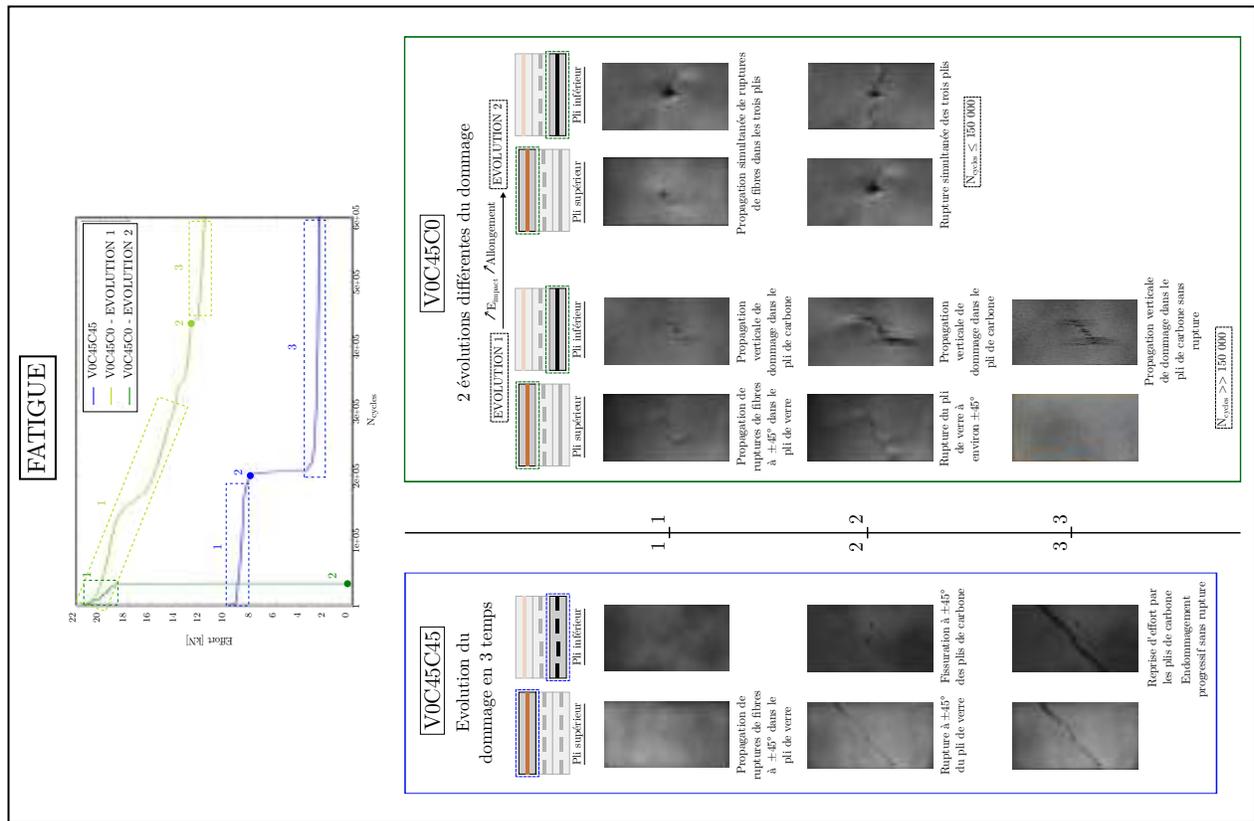


Figure I.18 – Récapitulatif des évolutions de dommages observées en traction quasi-statique et fatigue pour les stratifications hybrides impactées

Des scénarios de propagation totalement différents sont obtenus pour les configurations V0C45C45 et V0C45C0 (Figure I.18). Pour la configuration V0C45C45, le dommage post-impact se propage à $\pm 45^\circ$ en trois temps en quasi-statique quelle que soit l'énergie d'impact :

1. rupture à $\pm 45^\circ$ du pli de verre et fissuration $\pm 45^\circ$ des plis de carbone
2. reprise d'effort par les plis de carbone
3. rupture à $\pm 45^\circ$ finale des plis de carbone

Le scénario de propagation du dommage en fatigue est identique à l'exception qu'une fois le pli de verre rompu, bien que fissurés, les plis de carbone reprennent l'effort sans rompre. L'augmentation du niveau d'allongement imposé ou de l'énergie d'impact entraîne une initiation et une propagation plus rapide des ruptures dans le pli de verre mais pas de modification du scénario de propagation.

Pour la configuration V0C45C0, l'énergie d'impact a une influence sur la propagation du dommage en quasi-statique. Pour des éprouvettes impactées à 1 J et 2,25 J, le faciès de rupture est horizontal tandis que pour des éprouvettes impactées avec une énergie minimale de 4 J, le dommage commence à se propager à $\pm 45^\circ$ avant de terminer horizontalement. La propagation est modifiée en fatigue. Deux scénarios sont obtenus suivant le niveau d'allongement imposé ou de l'énergie d'impact : soit une rupture du pli de verre guidée à $\pm 45^\circ$ et un endommagement vertical du pli de carbone inférieur sans que ce dernier ne casse, soit une rupture rapide et simultanée des trois plis.

De plus, pour les deux configurations, l'énergie d'impact a une influence sur les caractéristiques mécaniques du stratifié. La résistance, l'allongement à rupture et la raideur résiduels diminuent en quasi-statique avec l'augmentation de l'énergie d'impact (toutefois, la raideur résiduelle diminue beaucoup moins que la résistance et l'allongement). L'évolution se fait en trois temps :

1. une diminution quasiment nulle tant qu'aucune rupture de fibre n'est détectée après l'impact
2. une forte diminution résultant de la rupture de fibres
3. une stabilisation dès que l'énergie nécessaire à la perforation totale du stratifié par l'impacteur est atteinte

Le type de dommage initial peut également avoir une influence sur le comportement de la stratification hybride. Une étude d'influence de la génération du dommage a été réalisée à travers l'étude de l'indentation quasi-statique, qui permet de s'affranchir de la variabilité associée aux effets dynamiques de l'impact poids tombant, et d'entailles dont la mise en oeuvre est simple et parfaitement répétable. Une éprouvette indentée a un comportement identique à une éprouvette impactée. En quasi-statique, les faciès de rupture et les courbes effort - déplacement traverse sont identiques et en fatigue, les propagations de dommage et les nombres de cycles à rupture sont similaires pour les niveaux d'énergie étudiés. L'indentation peut ainsi se substituer à l'impact poids tombant pour les deux configurations hybrides.

Cependant, des différences avec l'impact poids tombant sont observées en ce qui concerne les entailles. Deux longueurs d'entaille par configuration hybride ont été testées. Elles correspondent à des longueurs de ruptures de fibres observées au cours des essais d'impact poids tombant. Pour V0C45C45, même si le scénario de propagation du dommage est identique, l'initiation de la propagation se fait plus tardivement, ce qui entraîne une propagation plus lente du dommage et une rupture plus tardive. Pour V0C45C0, le faciès de rupture obtenu avec l'éprouvette entaillée n'est pas tout à fait similaire à celui de l'éprouvette impactée en quasi-statique. De plus, l'initiation de la propagation et la rupture finale interviennent également plus tardivement. A la différence du

dommage généré par indentation, l'étude du comportement des éprouvettes entaillées ne peut se substituer à celle des éprouvettes impactées.

Finalement, que ce soit en quasi-statique ou en fatigue, il semble que chaque pli joue un rôle dans la propagation du dommage. En effet, pour la configuration V0C45C45, la propagation à $\pm 45^\circ$ dans le pli de verre paraît indiquer qu'elle est influencée par le pli de carbone $\pm 45^\circ$, alors que pour la configuration V0C45C0, le remplacement d'un pli de carbone $\pm 45^\circ$ par un pli de carbone $(0/90)^\circ$ modifie la propagation.

Pour comprendre ces phénomènes, des campagnes d'essais quasi-statique et fatigue seront par la suite menées sur des configurations *mono-matériau* qui composent les configurations *hybrides*.

I.3 Problématique et Structure du mémoire

La première problématique de ces travaux de thèse est de comprendre les différences de comportement observées en quasi-statique et en fatigue sur les deux stratifications hybrides V0C45C45 et V0C45C0 en passant par l'étude du comportement de chaque stratification mono-matériau les composant. La seconde problématique est de modéliser les propagations de dommages observées en quasi-statique et en fatigue au cours des études prospectives par le biais de l'approche semi-continue.

Ce mémoire est divisé en six chapitres, permettant d'apporter des réponses à tous ces questionnements. Sa structure est illustrée sur la Figure I.19.

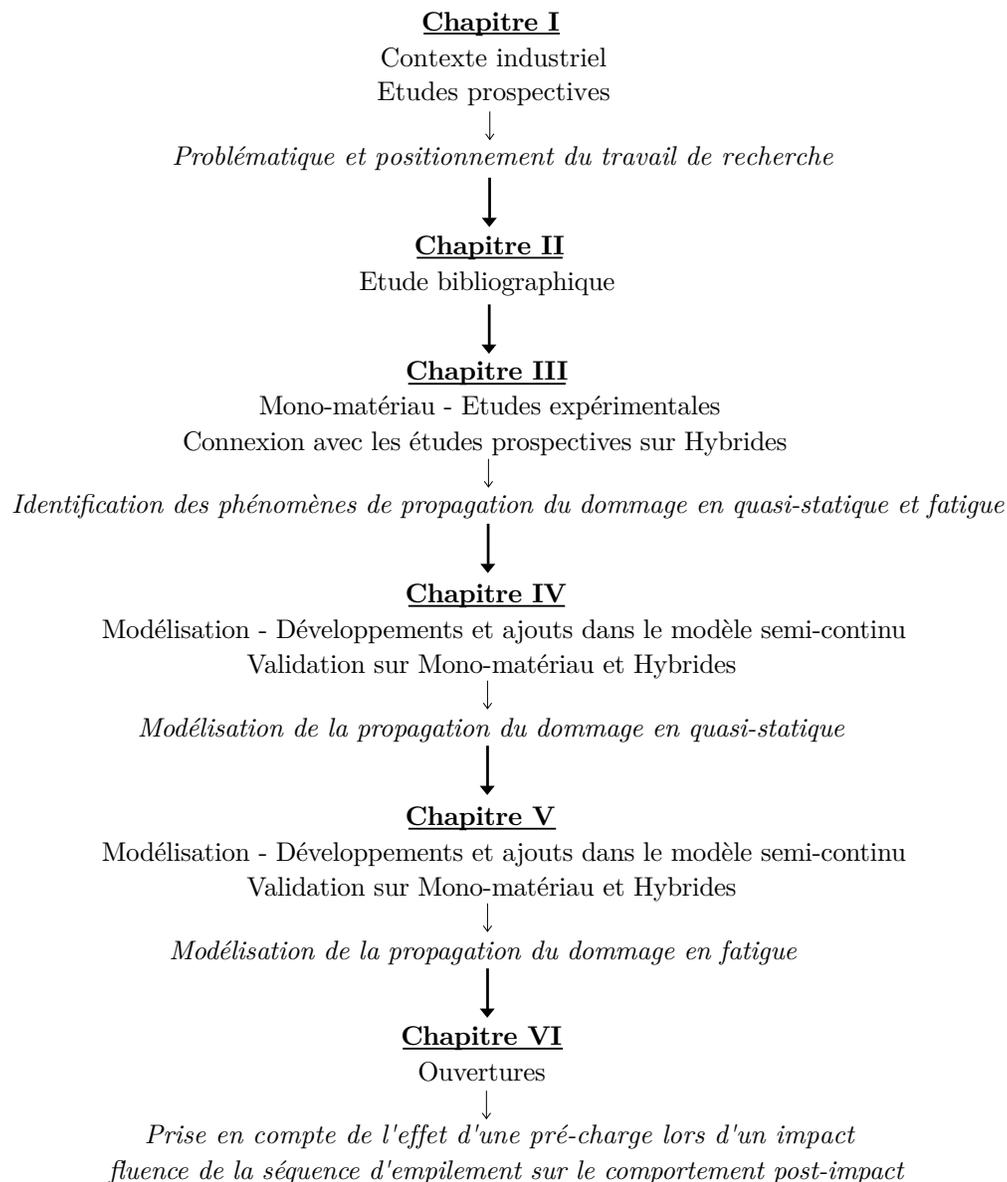


Figure I.19 – Structure du mémoire

Chapitre II Etude bibliographique - Positionnement du travail de recherche

Sommaire

II.1	Objectifs de l'étude	34
II.2	Comportement mécanique et endommagement des composites tissés	35
II.2.1	Généralités sur les composites tissés	35
II.2.2	Mécanismes d'endommagement des composites tissés sous sollicitation quasi-statique	35
II.2.3	Mécanismes d'endommagement des composites tissés sous sollicitation de fatigue	42
II.2.4	Conclusion	51
II.3	Comportement des composites tissés après impact	53
II.3.1	Comportement des tissus impactés soumis à une sollicitation quasi-statique	53
II.3.2	Comportement des tissus impactés soumis à une sollicitation de fatigue .	55
II.3.3	Comportement des tissus avec défaut géométrique	60
II.3.4	Conclusion	65
II.4	Modélisation de la propagation du dommage post-impact dans les composites tissés	67
II.4.1	Modélisation de l'endommagement dans les composites tissés	67
II.4.2	Extension des modélisations de l'endommagement dans les composites tissés à la fatigue	72
II.4.3	Méthodes pour pièces fissurées ou trouées	77
II.4.4	Conclusion	80
II.5	Approche semi-continue	82
II.5.1	Principe	82
II.5.2	Stratégie de modélisation	82
II.5.3	Comportement mécanique et endommagement	83
II.5.4	Résultats	86

II.1 Objectifs de l'étude

Avant d'étudier la propagation du dommage post-impact (en quasi-statique ou en fatigue), il est d'abord nécessaire d'identifier le comportement mécanique ainsi que l'endommagement de composites tissés. Ensuite, un état de l'art doit être réalisé sur les essais quasi-statique et fatigue sur stratifiés tissés impactés afin d'identifier les phénomènes mis en jeu au cours de la propagation du dommage. Finalement, une étude doit également être menée sur les modélisations développées pour représenter la propagation des différents types de dommages observés lors d'un impact.

Pour cela, une première partie sera consacrée au comportement mécanique et à l'endommagement des composites tissés soumis à des sollicitations de traction ou de cisaillement en quasi-statique ou en fatigue à travers l'évolution des propriétés mécaniques et des différents mécanismes d'endommagement. Puis, une deuxième partie traitera du comportement des stratifiés tissés impactés soumis à des sollicitations quasi-statique ou fatigue. Enfin, une dernière partie sera dédiée aux études de la littérature traitant de la modélisation de l'endommagement dans les composites tissés.

II.2 Comportement mécanique et endommagement des composites tissés

II.2.1 Généralités sur les composites tissés

Le matériau composite tissé est constitué d'éléments discontinus appelés renforts (fibres), noyés dans une phase continue appelée résine. Les fibres assurent la tenue mécanique alors que la résine permet la cohésion de la structure et la retransmission des efforts vers les renforts. En ce qui concerne le composite textile, les fibres sont agencées sous forme de torons (ou mèches), structurés entre eux selon une architecture plus ou moins complexe. Les architectures sont caractérisées par leur motif de tissage ou armure et peuvent être disposées suivant deux ou trois dimensions du plan. Les armures 2D sont alors les plus utilisées pour les tissus des revêtements de pales d'hélicoptères. Parmi elles, il en existe trois élémentaires (Figure II.1) : la toile (ou taffetas), le sergé et le satin, et pour chacune d'entre elles, plusieurs agencements sont possibles (Figure II.2). Les torons sont disposés suivant deux directions perpendiculaires appelées chaîne et trame, avec les mèches de trame qui passent au-dessus ou en-dessous des mèches de chaîne.

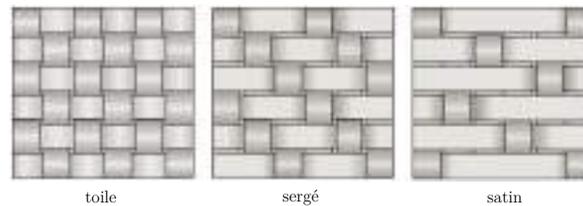


Figure II.1 – Schématisation de différents motifs de tissage utilisés pour les composites tissés 2D

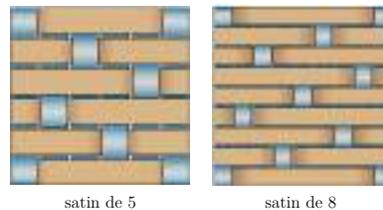


Figure II.2 – Schématisation de différents agencements du motif de tissage satin

Le motif de tissage a une influence sur les propriétés mécaniques et sur la drapabilité du tissu [Lomov and Verpoest, 2005]. En effet, plus l'ondulation est importante et moins la raideur du tissu dans la direction des fibres est importante. De plus, plus le motif est serré (motif toile) et moins il est drapable : le drapage d'une pièce complexe est plus difficile car les renforts peuvent moins bouger au cours de la fabrication.

II.2.2 Mécanismes d'endommagement des composites tissés sous sollicitation quasi-statique

II.2.2.1 Nature multi-échelle du composite tissé

Un composite tissé est une structure multi-échelle, classiquement représentée par trois niveaux (Figure II.3). Le plus petit est le niveau microscopique, décrit par les fibres et la résine contenues dans la mèche. Le suivant est le niveau mésoscopique, qui met en évidence les motifs de tissage, les formes et les caractéristiques des mèches. Les renforts tissés étant spatialement périodiques, un volume élément représentatif (V.E.R) ou maille élémentaire est souvent utilisé à cette échelle.

Finalement, le niveau macroscopique est celui du renfort dans son ensemble, c'est-à-dire le pli ou le stratifié (empilement de plusieurs plis).

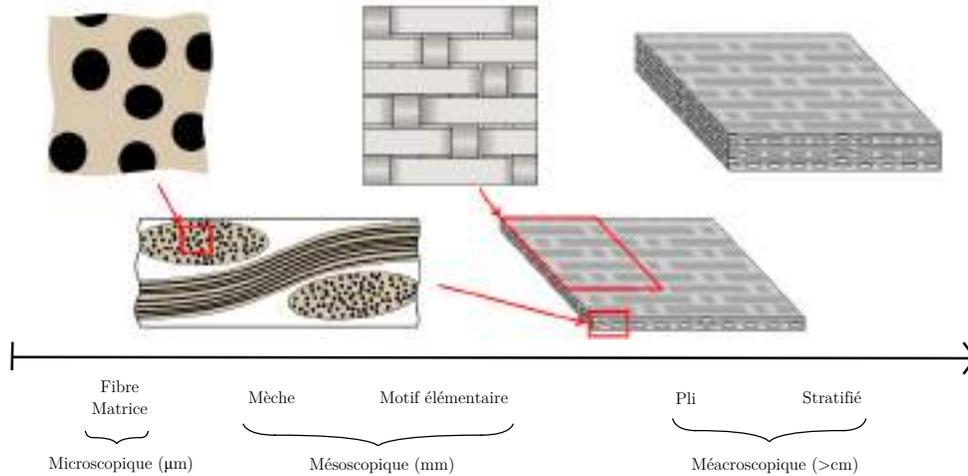


Figure II.3 – Représentation multi-échelle du composite tissé

Il est fondamental d'effectuer cette distinction entre les différentes échelles car le comportement macroscopique d'un tissé est directement dû aux phénomènes qui apparaissent dans les échelles inférieures. Ainsi, les mécanismes d'endommagement débutent à l'échelle microscopique, puis évoluent à l'échelle mésoscopique et mènent enfin à la ruine du stratifié à l'échelle macroscopique. D'après la littérature, les endommagements critiques pour le stratifié se forment à l'échelle de la mèche.

II.2.2.2 Sollicitation dans l'axe des renforts

Endommagement à l'échelle de la mèche (micro-méso)

Le comportement des composites tissés sous une sollicitation de traction quasi-statique dans l'axe des renforts a beaucoup été étudié dans la littérature. A l'échelle de la mèche (micro-méso), la nature des endommagements et leurs chronologies ont été étudiées ([Alif and Carlsson, 1997], [Gao et al., 1999], [Osada et al., 2003], [Ivanov et al., 2009], [Daggumati et al., 2010], [Karahan, 2011], [De Greef et al., 2011]). Que ce soit des composites tissés à base de fibres de carbone ou de verre, l'apparition et le développement de cinq types différents de dommages (schématisés sur la Figure II.4) sont distingués :

1. la microfissuration matricielle dans les zones riches en résine
2. la fissuration matricielle dans les mèches transverses
3. le méta-délaminage : délaminage entre deux directions de renforts dans un même pli
4. le délaminage
5. la coalescence de ruptures de fibres dans les torons

En particulier, [Osada et al., 2003] réalisent un essai de traction sur un tissu de verre jusqu'à rupture finale du composite et observent que les mèches, initialement ondulées, se déplient, ce qui entraîne une déformation de flexion dans les mèches transverses. Une fissure s'initie alors depuis la face en traction des mèches transverses. Ce phénomène se répète, ce qui génère une accumulation de fissurations transverses, qui vont ensuite se propager en méta-délaminage et/ou en délaminage (Figure

II.4b). Finalement, la rupture finale du composite a lieu à partir d'un certain niveau de déformation pour lequel des ruptures de fibres s'accumulent dans les torons. [Rouault, 2013] étudie l'évolution du dommage dans un tissu de verre satin de 8 en arrêtant les essais à différentes déformations et en passant les éprouvettes au microscope. Il observe l'apparition de microfissures dans les mèches transverses, de plus en plus nombreuses à mesure que la déformation augmente, et qui coalescent d'une mèche à l'autre suivant un angle imposé par l'armure du tissu.

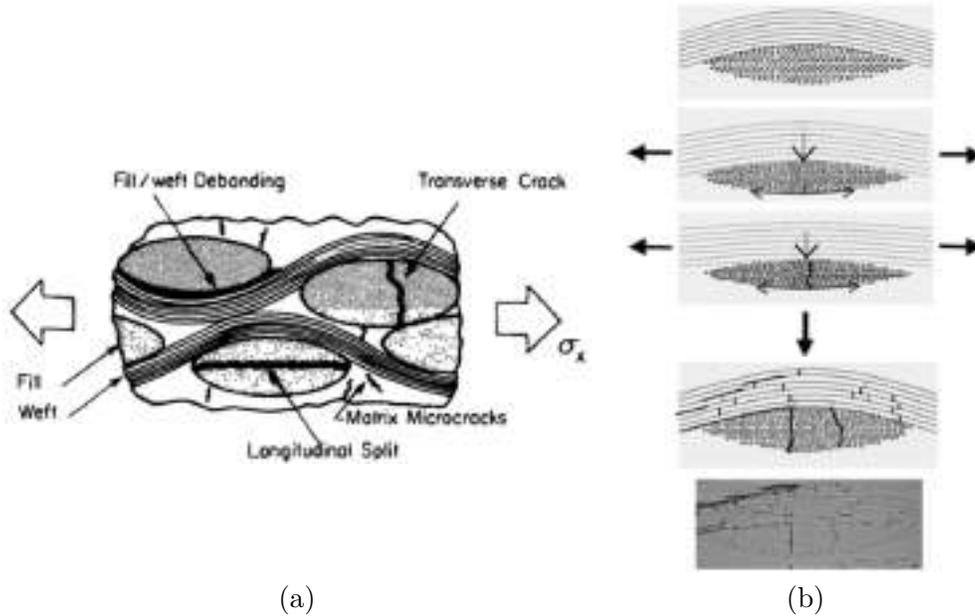


Figure II.4 – Schématisation des mécanismes d'endommagement (a) 1-3 dans un tissu de carbone soumis à une sollicitation de traction quasi-statique [Alif and Carlsson, 1997] (b) 1-5 dans un tissu de verre soumis à une sollicitation de traction quasi-statique [Osada et al., 2003]

D'autres études viennent confirmer ces endommagements. [Gao et al., 1999] suivent l'évolution des dommages par émission acoustique, rayons X et microscopie. Ils observent des fissurations matricielles qui traversent les mèches transverses dans toute leur épaisseur et qui se propagent à l'interface entre les mèches de chaîne et de trame en méta-délaminage dans les zones d'ondulation (Figure II.5). [Ivanov et al., 2009] réalisent des micrographies après découpe de sections. Ils observent de la fissuration matricielle dans les mèches transverses et une interaction entre les fissures transverses et le délaminage.

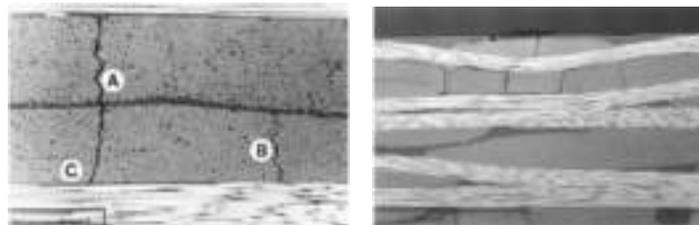


Figure II.5 – Mécanismes d'endommagement observés dans un tissu de carbone soumis à une sollicitation de traction quasi-statique [Gao et al., 1999]

Comportement macroscopique

Pour un tissu de verre et à matrice organique, le comportement macroscopique est représenté par la courbe σ - ε classique donnée par les Figures II.6 & II.7. Il est linéaire jusqu'à un certain point

d'inflexion appelé "knee-point" à partir duquel la raideur de l'éprouvette diminue, ce qui est dû à l'apparition de fissurations matricielles [Steeves and Fleck, 2004]. [Osada et al., 2003] montrent que ce "knee-point" apparaît plus tardivement et est moins marqué dans le cas du tissu à armure satin. En effet, le satin étant moins ondulé, la mise en flexion des torons est plus difficile et donc l'apparition des premières fissures dans la résine se fait plus tard. Quant à [Bizeul, 2009], il observe que l'inflexion de la courbe se manifeste plus tôt dans le cas où la sollicitation se fait dans l'axe des mèches de trame et le relie au fait que les mèches de trame ondulent plus sévèrement que les mèches de chaîne dans les zones de tissage.

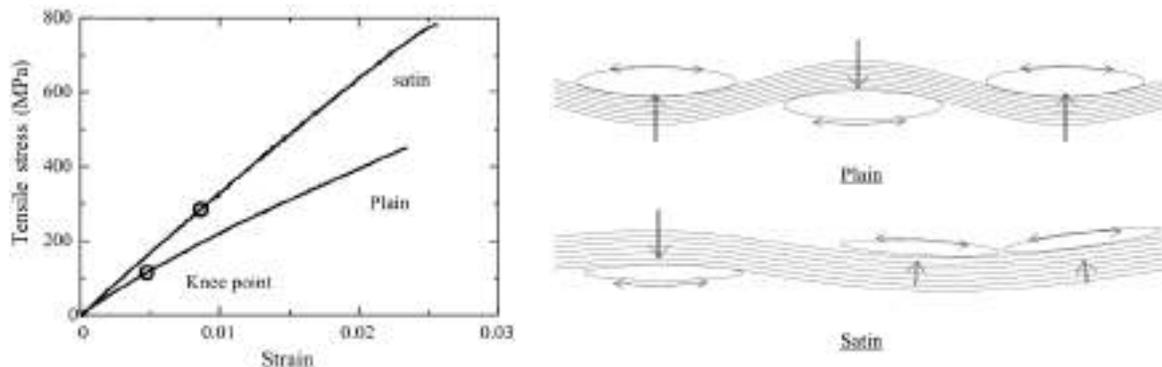


Figure II.6 – Comportement d'un tissu de verre/vinyle-ester en traction quasi-statique [Osada et al., 2003]

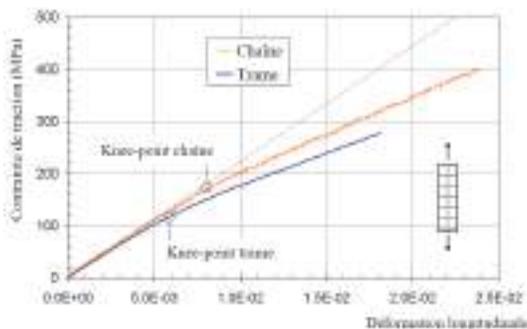


Figure II.7 – Comportement d'un tissu de verre/epoxy en traction quasi-statique [Bizeul, 2009]

Ce phénomène n'est pas présent pour les composites tissés à base de fibres de carbone puisque [Gao et al., 1999] et [Alif and Carlsson, 1997] n'observent aucune baisse de rigidité au cours de l'essai de traction. Il est même parfois inverse : [Daggumati et al., 2013] observent quant à eux une rigidification de l'éprouvette au cours de l'essai. Cela est dû au fait que les fibres d'un composite tissé sont capables de se déplier avec l'accroissement de la sollicitation et de l'endommagement matriciel et de se réaligner avec la direction de sollicitation. Il existe alors une concurrence entre les phénomènes de réalignement des fibres et l'endommagement matriciel. Il entraîne une baisse de rigidité pour les tissus de verre ([Alif and Carlsson, 1997], [Kumagai et al., 2005], [Osada et al., 2003], [Steeves and Fleck, 2004], [Lomov et al., 2008]) mais aucune diminution pour les tissus de carbone ([Alif and Carlsson, 1997], [Gao et al., 1999], [Daggumati et al., 2013]). Cela s'explique par le fait que les fibres de carbone sont plus rigides que les fibres de verre. Ainsi, l'endommagement matriciel a moins d'influence sur la rigidité globale du stratifié composé de fibres de carbone.

Finalement, la rupture finale du tissu correspond à la rupture fragile et brutale des fibres. Les déformations à rupture pour les tissus de verre sont généralement comprises entre 2% et 3%, alors

que pour le carbone, elles se situent entre 1% et 2%. Les fibres de carbone travaillent ainsi sur une zone de déformations moins élevées que les fibres de verre.

A l'aide de corrélation d'images, [Daggumati et al., 2011] établissent un parallèle entre le champ de déformations et le motif de tissage (Figure II.8). Ils montrent que la déformation maximale est obtenue au centre des points de tissage et que c'est dans cette zone qu'émergent les premières fissurations matricielles. Ils arrivent également à observer une discontinuité brutale des déformations locales, ce qui traduit l'apparition brutale de micro-fissurations. Des observations et des conclusions identiques sont faites par [Karahan, 2011].

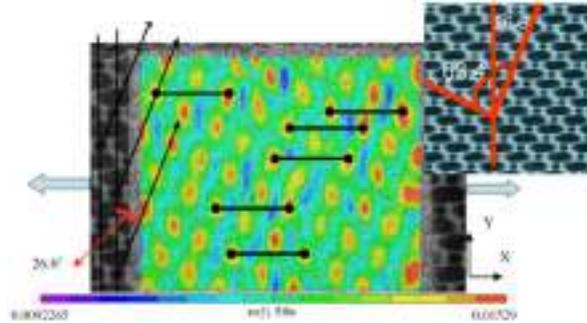


Figure II.8 – Champ de déformation ϵ_{xx} obtenu par corrélation d'images pour un composite tissé satin de 5 soumis à une sollicitation de traction quasi-statique [Daggumati et al., 2011]

II.2.2.3 Sollicitation de cisaillement

Types d'essais

Pour étudier le comportement en cisaillement d'un composite tissé (qui est un matériau orthotrope), un des essais les plus répandus est l'essai de traction sur drapage désorienté $[\pm 45]_n$. Même s'il ne s'agit pas d'un essai de cisaillement pur [Rouault, 2013], il est renommé pour sa simplicité de réalisation et de dépouillement, son faible coût et sa bonne reproductibilité [Lee and Munro, 1986]. Il est largement utilisé dans la littérature pour mesurer les propriétés de cisaillement ([Kellas and Morton, 1992], [Payan, 2004], [Marín et al., 2009]) et a même été normalisé pour l'étude des composites à matrice polymère [ASTM, 2001]. Il faut cependant faire attention au fait que, dans le repère d'orthotropie, l'état de déformation ne correspond pas seulement à une unique composante de cisaillement et que l'endommagement va être impacté par des composantes de traction dans l'axe des renforts. Ainsi, dans ses travaux de thèse, [Rouault, 2013] a observé le phénomène de réorientation par rigidification des fibres lors d'essai de traction sur un drapage $[\pm 45]_2$ de tissu verre/époxy (Figure II.9a). Pour bloquer ce phénomène, il a développé un montage au rail réversible (Figure II.9b) permettant d'effectuer des essais de cisaillement pur. Pour cela, il s'est basé sur le montage normalisé [ASTM, 1994], présenté sur la Figure II.10, et a cherché à respecter les conditions suivantes :

1. générer un champ de cisaillement pur homogène
2. permettre le chargement dans les deux directions
3. obtenir une zone de cisaillement suffisamment large pour éviter les effets de bords
4. éviter le flambement

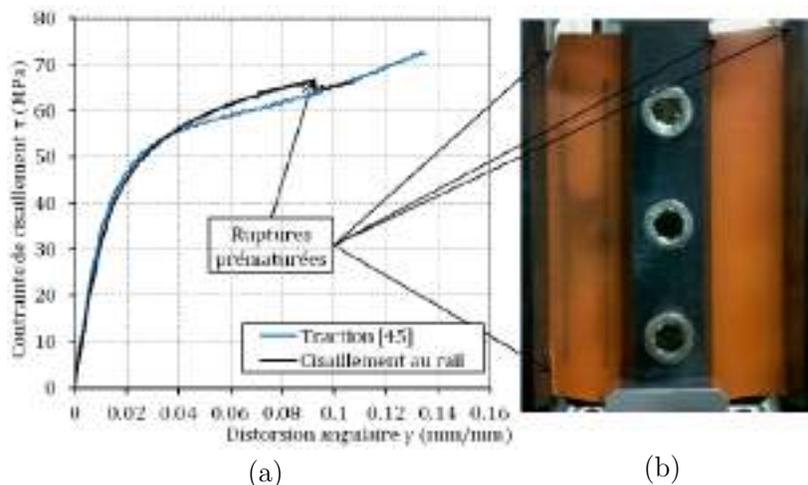


Figure II.9 – (a) Comparaison entre (a) essai de traction sur drapage $[\pm 45]_2$ et (b) essai de cisaillement au rail sur drapage $[0]_2$ [Rouault, 2013]

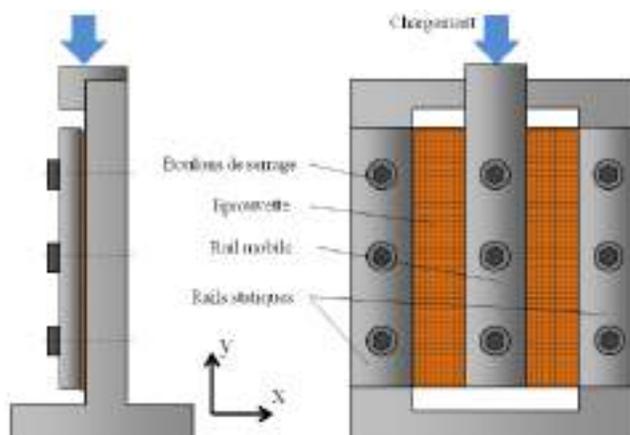


Figure II.10 – Schéma de principe de l'essai de cisaillement au rail standard [Rouault, 2013]

Comportement macroscopique

Pour ce qui est du comportement du composite tissé soumis à une sollicitation de cisaillement quasi-statique, la plupart des auteurs étudie le comportement au niveau macroscopique. Au contraire de la sollicitation dans l'axe des fibres, pour une sollicitation de cisaillement, le comportement global de tissu composite est dominé par la résine. En effet, [Couégnat, 2008] étudie le comportement d'un tissu 2,5D carbone/époxy et observe :

- des boucles d'hystérésis, typiques de la résine polymère (Figure II.11a)
- des aspects viscoélastiques (Figure II.11a)
- la recouvrance à effort nul i.e la relaxation des déformations résiduelles à effort nul (Figure II.11b-c)

[Rouault, 2013] observe également que le comportement en cisaillement dans les axes d'orthotropie est dominé par la matrice avec initialement un comportement linéaire puis, une phase de pseudo-écrouissage avec un développement de déformations anélastiques (Figure II.9a). De plus, il note que les déformations supportables par le matériau sont beaucoup plus élevées qu'en traction et que, même si la résistance en cisaillement est plus faible, la déformation à rupture est beaucoup

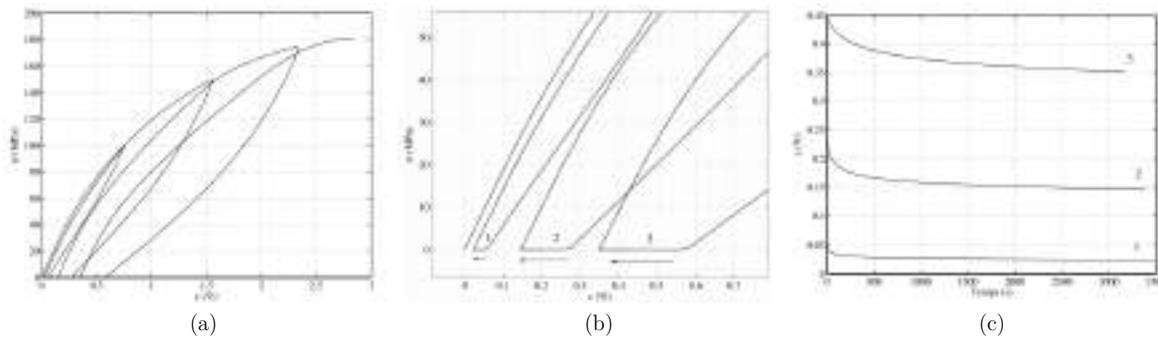


Figure II.11 – Comportement d'un tissu 2,5D carbone/époxy $\pm 45^\circ$ soumis à un essai de traction cyclé - (a) courbe contrainte/déformation (b) évolution des déformations résiduelles (c) recouvrement des déformations résiduelles au cours du temps [Couégnat, 2008]

plus élevée. Il réalise de plus des essais de sollicitations cycliques (Figure II.12) et remarque :

- un comportement en cisaillement, fortement non linéaire
- une non-linéarité et des déformations anélastiques qui apparaissent à partir de la 3^{ème} charge
- la présence de recouvrance à contrainte nulle, visible pour des déformations résiduelles importantes
- un effet hystérésis significatif

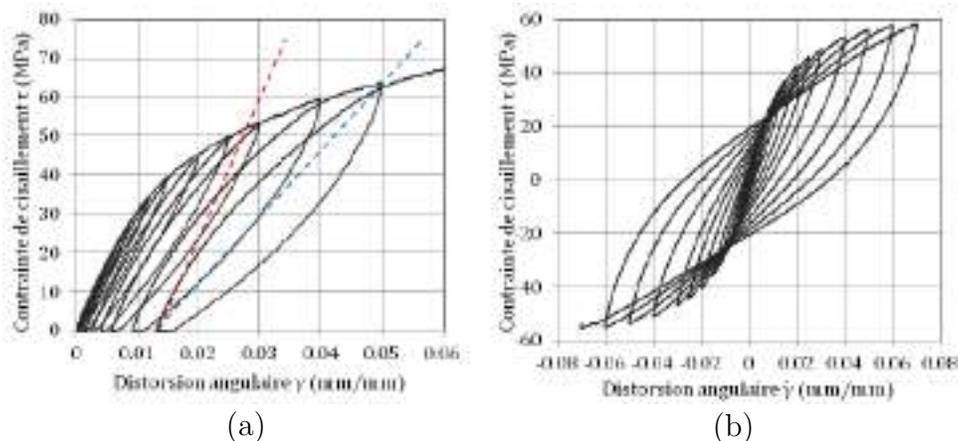


Figure II.12 – Réponse contrainte/déformation d'éprouvettes $[0/90]_4$ en cisaillement pour deux séquences de chargement différentes. Les droites en pointillés matérialisent les pentes correspondant aux modules tangent (en rouge) et sécant (en bleu) mesurés pour la dernière charge [Rouault, 2013]

Finalement, [Zrida et al., 2009] s'appuient sur les études de cisaillement sur composites à matrice époxy de [Kaddour et al., 1995] et [Mohseni Shakib and Li, 2009] et énumèrent les phénomènes habituellement rencontrés pour les résines polymères pures ou renforcées :

- élasticité non-linéaire
- pseudo-plasticité
- endommagement
- viscosité
- déformations permanentes
- recouvrance à contrainte nulle
- boucles d'hystérésis

Endommagement à l'échelle de la mèche

Concernant le comportement à l'échelle de la mèche, la fissuration matricielle est moins importante qu'en traction. [De Greef et al., 2011] réalisent des essais sur tissus carbone/époxy en quasi-statique pour des drapages $[\pm 45]_5$ et suivent l'évolution du dommage par émission acoustique. En arrêtant l'essai pour réaliser des coupes à différentes déformations, ils notent qu'il n'y a pas de fissuration matricielle pour une distorsion angulaire de 2%. Elles apparaissent seulement pour une distorsion de 4%, puis deviennent beaucoup plus importantes et se propagent ensuite en délaminage à mesure que la déformation augmente. [Karahan, 2011] utilise la même approche en réalisant des essais sur sergé carbone/époxy. Il observe que les premiers décollements torons/résine apparaissent pour une distorsion de 0,88% en traction hors-axe alors que pour une traction dans l'axe, elles apparaissent pour une distorsion de 0,21%. Des fissurations à la fois dans les mèches de chaîne et dans les mèches de trame émergent ensuite pour une distorsion de 1,2% (Figure II.13a). Ensuite, ces fissures se propagent en méta-délaminage ainsi qu'en délaminage lorsque la déformation augmente (Figure II.13b).

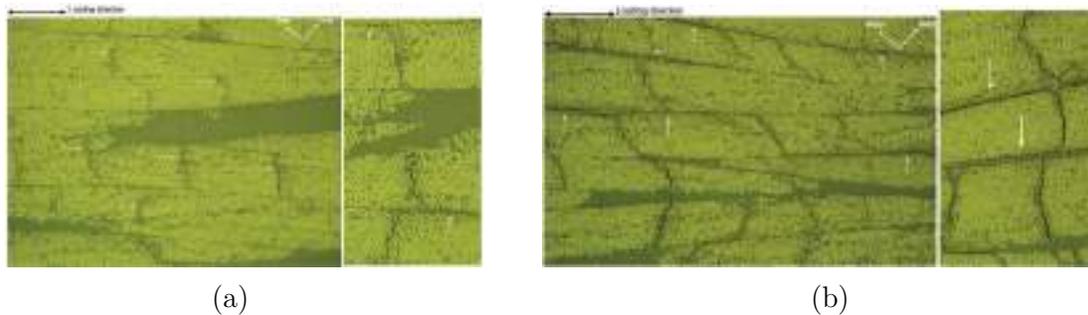


Figure II.13 – Observations microscopiques des différents types de dommage pour une traction quasi-statique sur sergé carbone/époxy $[\pm 45]_n$ - (a) $\varepsilon=1,2\%$ (b) $\varepsilon=7\%$ [Karahan, 2011]

Au final, quand bien même la chronologie d'apparition et d'évolution des endommagements obtenus à l'échelle microscopique lors d'un essai de cisaillement semblent être similaires à ceux obtenus lors d'un essai de traction dans l'axe des fibres, des déformations bien supérieures sont nécessaires pour générer l'apparition de micro-fissuration. Deux pistes peuvent être envisagées pour expliquer cette différence :

1. les concentrations de contraintes locales provoquant la fissuration matricielle sont possiblement plus faibles en cisaillement qu'en traction. Cela peut être dû à la répartition locale des fibres et de la matrice et à la différence entre les propriétés élastiques de chacun des constituants. Ainsi, il est possible que ces paramètres aient une influence différente occasionnant des concentrations de contraintes modérées [Rouault, 2013].
2. la rupture de la résine et sa disposition à se fissurer dépend fortement de l'état de triaxialité des contraintes [Fiedler et al., 2001].

II.2.3 Mécanismes d'endommagement des composites tissés sous sollicitation de fatigue

II.2.3.1 Sollicitation dans l'axe des renforts

Généralités

Les matériaux composites, et notamment ceux constitués de fibres de carbone, sont reconnus pour leurs excellentes propriétés de tenue en fatigue. Ils possèdent :

- une limite d'endurance σ_D (ε_D) rapportée à la résistance en traction quasi-statique σ_{UTS} (ε_{UTS}) plus élevée que celle des matériaux métalliques
- une courbe de fatigue S-N avec une pente faible, où la variable S représente la contrainte (ou déformation) maximale imposée au cours d'un cycle de fatigue σ_{max} (ε_{max}) ou bien le ratio $\sigma_{max} / \sigma_{UTS}$ ($\varepsilon_{max} / \varepsilon_{UTS}$) ou plus rarement l'amplitude d'un cycle.

Selon [Bathias, 1991], le rapport σ_D / σ_{UTS} se situe entre 0,4 et 0,5 pour les composites à base de fibres de verre et entre 0,7 et 0,9 pour les composites à base de fibres de carbone, alors qu'il est de 0,3 pour l'aluminium. [Bishop, 1989] compare, quant à lui, les rapports σ_D / σ_{UTS} obtenus entre un stratifié composé d'UD de carbone et un stratifié composé de tissus de carbone et trouve des valeurs identiques.

[Bizeul, 2009] a fait un état de l'art de l'ensemble des études de fatigue en traction dans l'axe des renforts menées sur des composites à base de fibres de verre et a synthétisé toutes les données obtenues sur un graphe σ_D / σ_{UTS} en fonction du nombre de cycles (Figure II.14). Les essais sont le plus souvent réalisés sur des stratifiés verre/époxy, à contrainte imposée, et avec un rapport de charge $R = \sigma_{min}/\sigma_{max}$ de 0,1. Même si la durée de vie du stratifié (ou le nombre de cycles à rupture N_f) peut présenter une dispersion d'un demi-ordre de grandeur, la corrélation entre N_f et la sollicitation mécanique (ici σ_{max}) s'approche généralement par une loi logarithmique de type Wöhler (Eq II.1) ou puissance de type Basquin (Eq II.2) :

$$\sigma_{max} = \sigma_0(1 - k \log_{10} N_f) \quad (\text{II.1})$$

$$\sigma_{max} = \frac{\sigma_6}{N_f^\gamma} \quad (\text{II.2})$$

où k d'une part, et σ_6 et γ d'autre part sont des constantes à identifier. Pour N_f en mégacycles (10^6 cycles), σ_6 représente la contrainte correspondant à une rupture en 10^6 cycles.

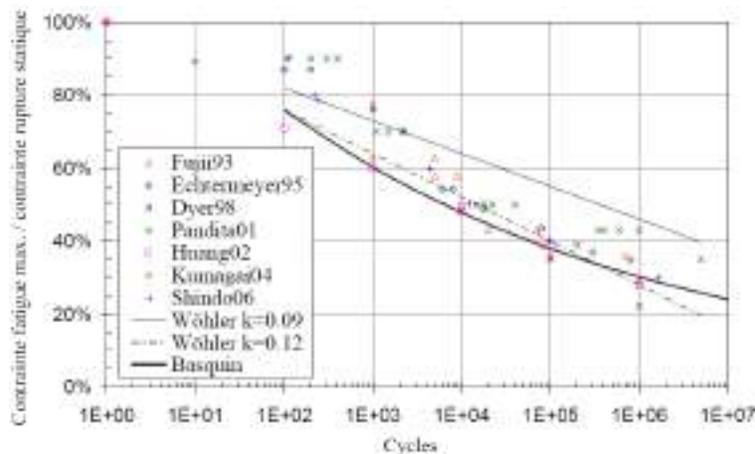


Figure II.14 – Synthèse des durées de vie en fatigue de tissus à base de fibres de verre pour des drapages $[0/90]_n$ [Bizeul, 2009]

En général, les auteurs qui étudient la fatigue des composites s'intéressent à :

- l'évolution de la rigidité au cours du temps
- la résistance résiduelle après fatigue

— la dégradation du matériau i.e : l'évolution du dommage dans le composite

De plus, les essais sont le plus couramment menés à contrainte imposée, alors que les essais à déformation imposée sont relativement rares.

Comportement macroscopique

L'évolution de la rigidité au cours du temps est classiquement représentée par l'évolution du module d'Young ou de la raideur du stratifié en fonction du nombre de cycles. Que ce soit pour des composites tissés à base de fibres de verre ([Demers, 1998b] et [Bizeul, 2009] et [Rouault, 2013]) ou de carbone ([Gyekenyesi, 1998]), l'évolution se fait typiquement en 3 étapes (Figures II.15) :

1. une première phase, relativement courte, qui s'étend sur une durée de $0,1N_f$ à $0,2N_f$ et pour laquelle la rigidité décroît rapidement avec le nombre de cycles.
2. une deuxième phase, plus longue et qui constitue la plus grande partie de l'essai, pour laquelle la rigidité se stabilise et décroît lentement.
3. une dernière phase, attribuée à la rupture d'un nombre important de fibres, pour laquelle la rigidité décroît brutalement. Elle annonce la rupture finale du stratifié.

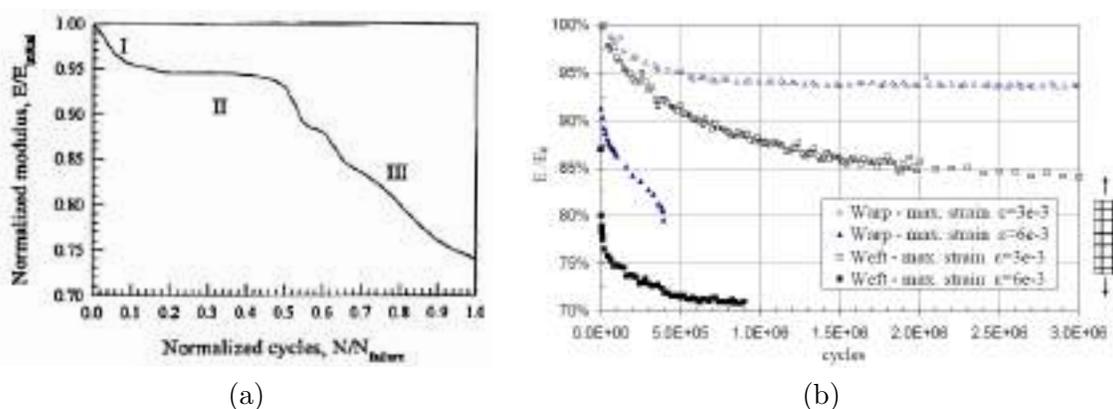


Figure II.15 – Evolution en fatigue du module d'Young selon le nombre de cycles pour des stratifiés tissés (a) carbone/époxy $[0/90]_n$ [Gyekenyesi, 1998] (b) verre/époxy $[0/90]_2$ [Bizeul, 2009]

Au cours d'une étude, [Mao and Mahadevan, 2002] ont approximé cette évolution par une loi analytique. Cependant, [Dyer and Isaac, 1998] notent que, quelquefois, seules les deux premières phases sont observables. En effet, lorsque les contraintes cycliques sont trop élevées et dépassent le knee-point, la rupture finale est trop brutale.

Certains auteurs, dont [Echtermeyer et al., 1995], utilisent la notion d'*endommagement critique* ou d'*état caractéristique d'endommagement*. Cet état correspond à la fin de la seconde phase au-delà de laquelle la rupture a lieu brutalement. Ils réalisent une étude sur deux tissus de verre à résine phénolique ou polyester, pour lesquels ils étudient l'évolution de l'endommagement en fonction du nombre de cycles de fatigue pour $R = -1$. Ils observent que si l'amplitude de chargement est élevée, le module d'Young s'affaiblit d'abord régulièrement jusqu'à atteindre une valeur critique mesurée à $0,77E_0$, à partir de laquelle il décroît brutalement (Figure II.16a au-delà de 90MPa). Et si le chargement est plus faible, alors le module d'Young n'atteint pas cette valeur et la rupture n'est pas observée (II.16b en dessous de 41MPa). De plus, un *temps d'initiation de l'endommagement* est observé en début d'essai par une phase pendant laquelle le module est stable.

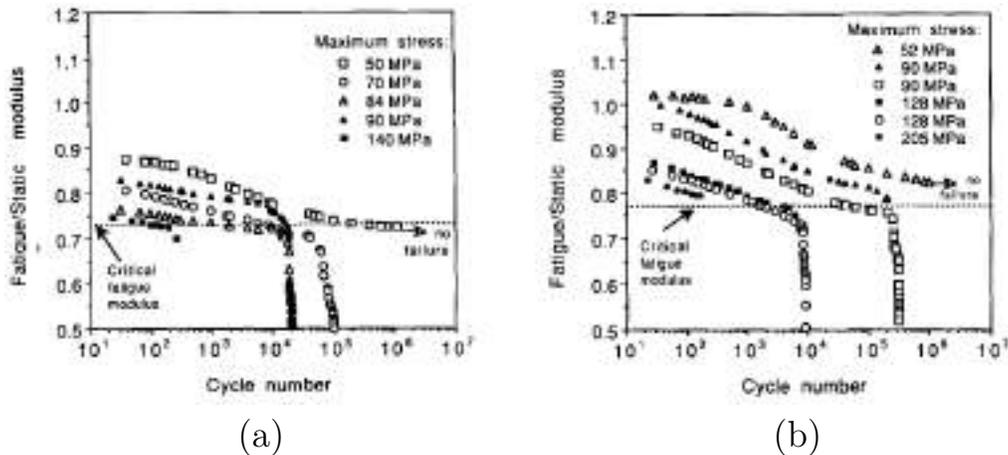


Figure II.16 – Evolution en fatigue du module d’Young selon le nombre de cycles pour des stratifiés tissés verre/polyester $[0/90]_n$ pour différentes contraintes maximales : (a) contraintes cycliques élevées - (b) contraintes cycliques plus faibles [Echtermeyer et al., 1995]

[Toubal et al., 2006] suivent par thermographie infrarouge leurs essais de traction fatigue d’un tissu carbone/époxy dans le but d’étudier l’évolution de l’endommagement en fatigue. Quant à [Naderi et al., 2012], en plus de la thermographie infrarouge, ils suivent leurs essais de fatigue sur un tissu verre/époxy par émission acoustique. La thermographie infrarouge vient mesurer l’évolution de la température en fonction du nombre de cycles. Une augmentation de température correspond à l’apparition de dommages, alors que pour l’émission acoustique, le principe est de mesurer le cumul du nombre de coups acoustiques cumulés en fonction du nombre de cycles. Un coup représente l’apparition d’un dommage et le niveau de décibels correspond à un certain type de dommage. Les évolutions de température (Figure II.17a) et du nombre de coups cumulés (Figure II.17b) en fonction du nombre de cycles suivent trois étapes, de la même manière que l’évolution de la rigidité présentée précédemment. Ces études permettent donc d’établir un lien entre la diminution de rigidité et la dissipation d’énergie acoustique ou thermique engendrée par les phénomènes d’endommagement.

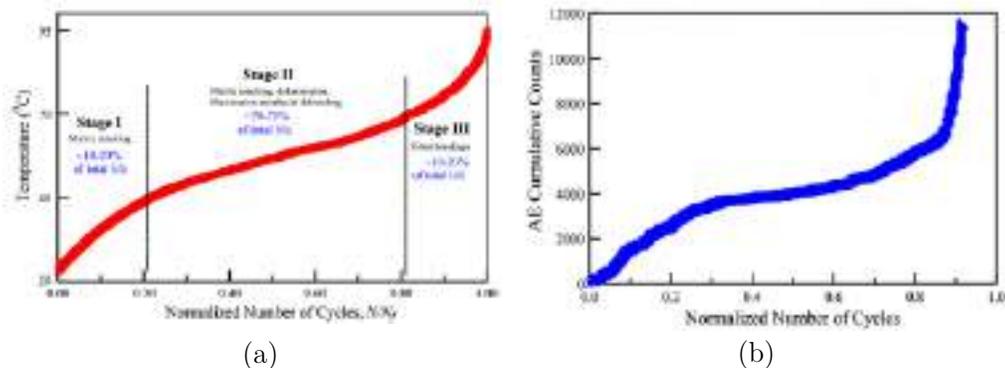


Figure II.17 – Evolutions (a) de la température de surface et (b) du nombre de coups cumulés en fonction du nombre de cycles de fatigue observées par [Toubal et al., 2006] et [Naderi et al., 2012]

Une dernière grandeur macroscopique étudiée est la résistance résiduelle. Elle correspond à la résistance du composite après qu’il ait subi un essai de fatigue. Les stratifiés à base de fibres de carbone présentent peu, voire aucune sensibilité à la fatigue. [Daggumati et al., 2013] ne constatent aucun abattement dans la résistance quasi-statique après fatigue. Ce qui est moins le cas pour des stratifiés à base de fibres de verre. La résistance résiduelle commence à être impactée par la fatigue dès lors que les chargements dépassent le knee-point [Osada et al., 2003]. Ce point particulier semble

correspondre à la limite d'endurance du stratifié composé de tissu de verre [Kumagai et al., 2005].

Mécanismes d'endommagement

Les types de dommage observés en fatigue sont similaires à ceux relevés en quasi-statique (Partie II.2.2.2), sauf qu'ils se propagent progressivement. L'apparition de ces dommages peut être mise en corrélation avec la diminution de la rigidité exposée précédemment :

- 1^{ère} phase de diminution de la rigidité : décollements fibre/matrice qui interviennent rapidement dans les zones riches en résine situées entre les mèches transverses et qui déclenchent de la fissuration matricielle dans les mèches transverses [Dyer and Isaac, 1998].
- 2^{ème} phase de diminution de la rigidité : progression lente de ces fissures qui finissent par se propager en méta-délaminage au niveau des points de tissage puis en délaminage [Fujii et al., 1993]

Ces mécanismes d'endommagement sont également observés par [Pandita et al., 2001] et [Osada et al., 2003]. Quant à [Daggumati et al., 2013], en plus de la fissuration transverse (Figure II.18a), du méta-délaminage, et du délaminage, ils observent, sur un satin de 5 carbone/PPS, de nombreuses ruptures de fibres longitudinales (Figure II.18b).

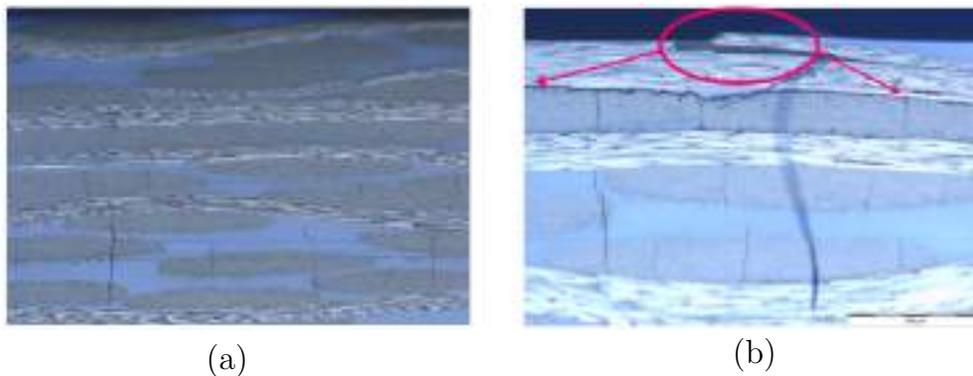


Figure II.18 – Endommagement en fatigue d'un satin de 5 (a) fissuration des mèches transverses (b) ruptures de fibres axiales et méta-délaminage entre les deux directions de renforts [Daggumati et al., 2013]

[Quaresimin and Ricotta, 2003] réalisent des essais de fatigue traction-traction sur des stratifiés tissés carbone-époxy $[0]_{10}$ avec un rapport de charge $R = 0,05$. Leur but est d'analyser l'évolution du dommage en fatigue en réalisant des chargements par blocs de cycles d'amplitude constante et en faisant des observations microscopiques à la fin de chaque bloc. Ils mènent deux analyses complémentaires : à un niveau macroscopique via l'obtention de courbes de fatigue et de cycles d'hystérésis et à un niveau microscopique en identifiant les principaux mécanismes d'endommagements du stratifié (Voir Figure II.20). Ils observent un comportement parfaitement linéaire et 3 mécanismes principaux d'endommagement qui sont la fissuration matricielle transverse, le délaminage et la rupture de fibre (l'ordre d'apparition de ces mécanismes dépend à la fois du stratifié et du type de chargement mais ne dépendent pas du niveau de contrainte du cycle). L'endommagement débute alors avec l'apparition de fissurations matricielles transverses, qui se forment aux points les plus hauts des mèches de trame orientées à 90° (Voir Figure II.19). La densité de ces fissurations augmente avec le nombre de cycles de chargement en fatigue et la formation de fissurations continue pendant la durée de vie en fatigue. Puis, le dommage évolue avec l'apparition de rupture de fibres de chaîne, ce qui caractérise la rupture du stratifié. Le comportement des fibres peut être caractérisé de fragile avec une distribution aléatoire de fibres rompues jusqu'au moment où le dommage se concentre au niveau d'une zone spécifique où la rupture soudaine a lieu. Ils

notent également une absence quasi-totale de délaminage. Ils analysent aussi des courbes de densité de fissures. En effet, elles permettent d'identifier les principaux mécanismes d'endommagement et de décrire leur évolution : une croissance monotone de ces courbes traduit la prédominance des fissurations matricielles transverses (Voir Figure II.21).

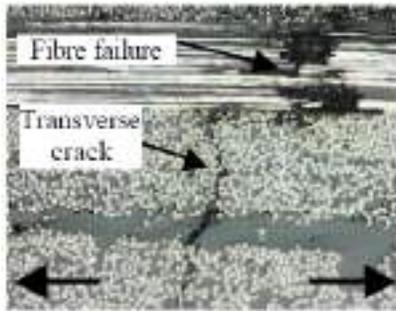


Figure II.19 – Analyses microscopiques pour un stratifié $[0]_{10}$ soumis à un chargement de fatigue traction-traction [Quaresimin and Ricotta, 2003]

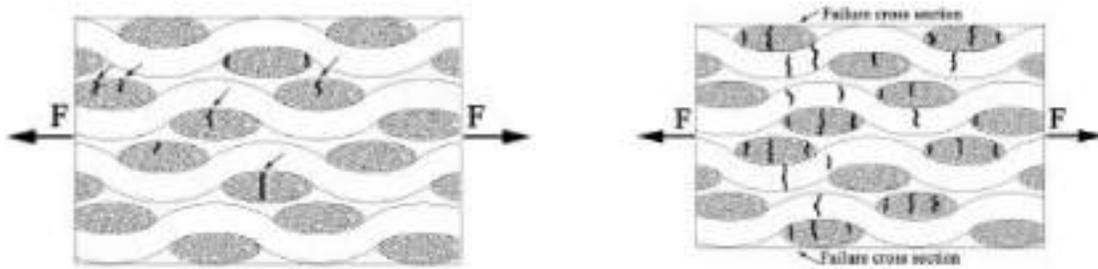


Figure II.20 – Mécanismes d'endommagement pour un stratifié $[0]_{10}$ soumis à un chargement de fatigue traction-traction [Quaresimin and Ricotta, 2003]

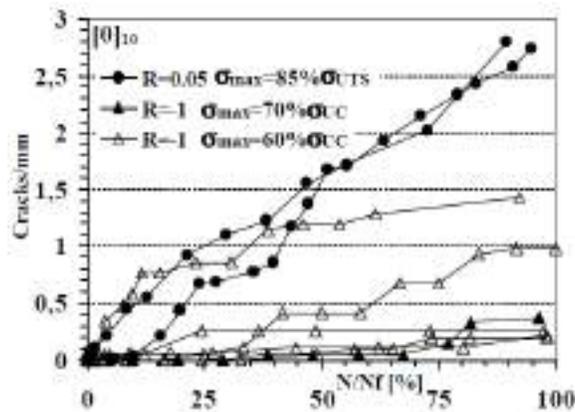


Figure II.21 – Densité de fissures pour un stratifié $[0]_{10}$ soumis à un chargement de fatigue traction-traction [Quaresimin and Ricotta, 2003]

Le chargement a également une influence sur l'endommagement. En effet, d'après [Dyer and Isaac, 1998], pour un chargement élevé, les ruptures de fibres prédominent alors que pour un chargement faible, c'est la fissuration matricielle qui l'emporte. Ils ajoutent aussi qu'à chargement faible, l'influence du type de résine est plus marquée.

La rupture en fatigue du composite semble dominée par les fibres puisque ce sont leur rupture qui entraîne la rupture finale du stratifié. [Gagel et al., 2006] et [Curtis, 1989] évoquent alors un découplage entre la diminution de rigidité et la rupture en fatigue. Mais la rupture des fibres dépend de la contrainte qu'elles doivent soutenir, qui résulte elle-même de l'état d'endommagement du matériau. [Kawai et al., 1996] étudient la fatigue de stratifiés de 9 plis de tissu taffetas carbone/époxy et observent que certaines des éprouvettes ayant présenté du délaminage sont beaucoup plus endurantes que celles n'en présentant pas. Ils concluent ainsi que le délaminage relaxe les concentrations de contraintes et retarde la rupture des fibres en fatigue.

[Fujii et al., 1993] notent que l'endommagement microscopique et la rigidité de l'éprouvette sont stables pour un nombre de cycles supérieur à $0,1N_f$. Pendant la seconde phase de fatigue, [Dyer and Isaac, 1998] observent par microscope optique ou MEB que la densité et la répartition de fissures sont imposées par la géométrie, les semi-produits et le drapage. L'idée est donc que l'endommagement se stabilise en un état qui dépend du motif de tissage. Cela rejoint le concept d'endommagement caractéristique (CDS), avancé par [Reifsnider and Talug, 1980] pour les composites unidirectionnels, et qui résume le fait qu'il existe une densité critique de fissures dans un pli. Finalement, les auteurs s'accordent à dire que l'endommagement des tissus est spécifiquement lié au motif de tissage.

Influence des paramètres d'essais

Certains auteurs ont analysé l'influence du rapport de charge R sur les résultats en fatigue. D'après [Philippidis and Vassilopoulos, 2000], un rapport faible apparaît plus pénalisant. En traction/traction, le rapport de charge nul est la solution la plus conservatrice et la valeur de 0,1, couramment utilisée, s'en rapproche. [Kawai and Matsuda, 2012] observent sur stratifié quasi-isotrope de tissu carbone/époxy une tenue en fatigue quasiment identique à haut niveau de chargement et un affaiblissement de l'ordre de 1/3 de la courbe S-N en passant d'un rapport de charge de $R = 0,5$ à $R = 0,1$ (Figure II.22).

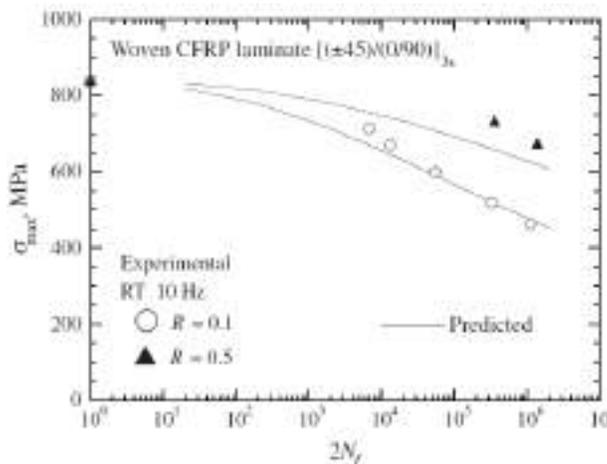


Figure II.22 – Comparaison de la tenue en fatigue d'un stratifié quasi-isotrope de taffetas carbone/époxy à différents rapports de charge [Kawai and Matsuda, 2012]

La fréquence de sollicitation a elle-aussi une influence sur la durée de vie du stratifié tissé. D'après [Curtis, 1989] (qui cite [Jones et al., 1984] et [Metcalfé and Schmitz, 1972]), plus la fréquence est élevée, meilleure est la résistance en fatigue de tissus constitués de fibres de verre. Cependant, cette influence devient négligeable pour de faibles fréquences [Demers, 1998a].

II.2.3.2 Sollicitation de cisaillement

Généralités

De même que pour la sollicitation de traction fatigue, [Bizeul, 2009] a recensé les études portant sur des essais de traction sur drapages $[\pm 45]_n$ de composites tissés constitués de fibres de verre et les a répertoriés sur une courbe S-N (Figure II.23). La grande majorité des essais de cisaillement fatigue de la littérature sont des essais de traction à effort imposé sur drapage désorienté. Comme en quasi-statique, c'est la résine qui est principalement sollicitée (en cisaillement et en traction transverse) et qui pilote le comportement en fatigue des stratifiés $[\pm 45]_n$ sollicités en traction. La dispersion sur les durées de vie pour un même niveau de chargement est de une à deux décades et est donc plus importante que dans le cas de la traction fatigue. Certains auteurs notent également que des stratifiés à base de résines polyesters (PE) ou de polyuréthane-vinyl-ester (PU-VER) cassent plus tôt que ceux à base de résines époxy et possèdent donc des caractéristiques mécaniques inférieures à celles de la résine époxy [Dyer and Isaac, 1998].

Une loi puissance de type Basquin (Eq II.3) peut également être utilisée pour modéliser l'évolution en fatigue de la contrainte selon le nombre de cycles (Figure II.23) :

$$\sigma_{max} = \frac{\sigma_6}{N_f^\gamma} \quad (\text{II.3})$$

où σ_6 et γ sont des constantes à identifier. N_f étant exprimé en mégacycles, σ_6 représente la contrainte correspondant à une rupture en 10^6 cycles.

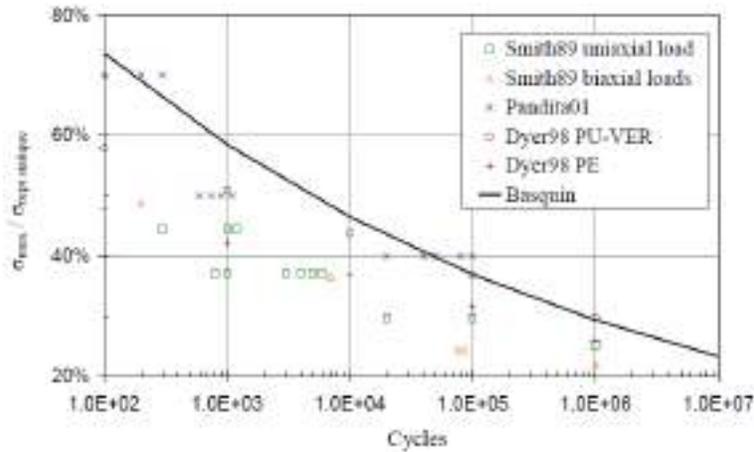


Figure II.23 – Comparaison d'essais de fatigue en cisaillement jusqu'à rupture sur des stratifiés tissés verre [Bizeul, 2009]

Comportement macroscopique

De même que pour des essais de fatigue en traction, [Pandita et al., 2001] observent une diminution de la rigidité selon 3 phases (Figure II.24) :

1. diminution rapide tôt dans la durée de vie du composite
2. stabilisation et décroissance lente pendant une durée assez longue
3. dernière décroissance rapide juste avant la rupture

Ils remarquent aussi que selon la fréquence utilisée lors de l'expérimentation, les résultats obtenus sont différents. Cela est dû au caractère visqueux de la résine, qui est alors plus sensible que les

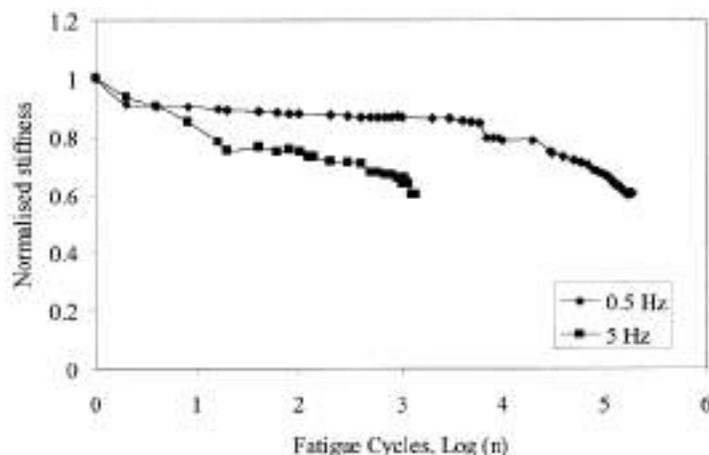


Figure II.24 – Perte de module d'un stratifié de tissu verre/époxy $[\pm 45]_5$ sollicité en traction ondulée à un niveau maximum de 50% de la contrainte à rupture et à différentes fréquences [Pandita et al., 2001]

fibres au changement de fréquence. La chute observée de rigidité est d'environ 40%. Pour des résines polyesters, [Dyer and Isaac, 1998] observent seulement les deux premières étapes de la diminution présentée ci-dessus ainsi qu'une dégradation de la rigidité de près de 50%. Finalement, la perte de module est plus prononcée par rapport à celle des stratifiés dont les fibres sont dans l'axe de la sollicitation. De fait, la rigidité d'un stratifié $[\pm 45]_n$ sollicité en traction fatigue diminue fortement dès que le niveau de sollicitation maximale dépasse la zone linéaire observée en quasi-statique.

Mécanismes d'endommagement

[Pandita et al., 2001] effectuent une étude de traction fatigue sur des drapages désorientés de taffetas verre/époxy. Ils constatent l'apparition de décollements fibres/matrice (Figure II.25a), qui vont entraîner la création de fissurations matricielles (Figure II.25b), et une réorientation des fibres.

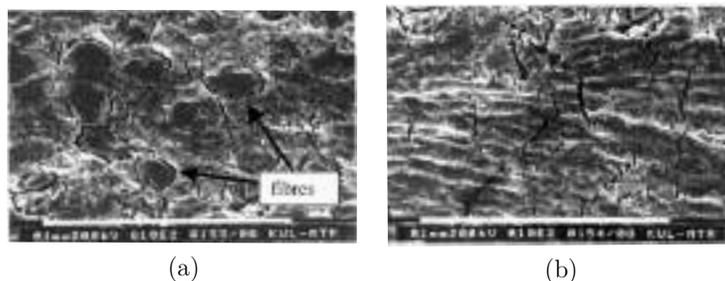


Figure II.25 – Microscopies d'une éprouvette de tissu taffetas verre/epoxy après un essai de traction fatigue sur drapage désorienté - Observations de (a) décollements fibres/matrices (b) fissurations matricielles [Pandita et al., 2001]

[Rouault, 2013] note pas ou très peu d'endommagement microscopique alors qu'une diminution importante de rigidité et des déformations anélastiques de 2% sont relevées à la fin de l'essai. Il n'observe pas de fissuration matricielle dans le plan des mèches (Figure II.26c-d). Sur la coupe normale au plan des mèches (Figure II.26a), il observe la présence de fissuration matricielle mais confinée et qui ne traverse pas l'épaisseur de la mèche. Il note de plus des décollements fibre/matrice isolés (Figure II.26b). Mais, compte tenu de la déformation importante, ces quelques fissures isolées semblent insuffisantes pour justifier l'altération du comportement macroscopique, la diminution de rigidité, et les déformations anélastiques de cisaillement. Il énonce la possibilité que la perte de

rigidité de cisaillement est due au phénomène de craquelure (*micro-crazing*), qui est un mode de ruine typique des polymères et qui consiste en deux plans reliés par un nombre important de ligaments très fins se comportant comme des micro-strictionnements stables [Lemaignan, 2003]. Si l'endommagement se produit à une telle échelle, il est alors possible qu'il n'ait pas été détecté par la méthode d'observation employée.

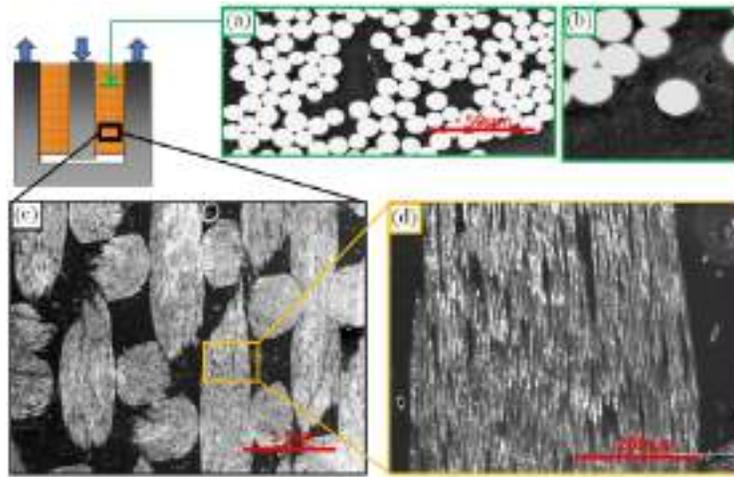


Figure II.26 – Clichés MEB d'une éprouvette de cisaillement après 2.10^3 cycles à une distorsion maximale de 0,024 puis 2.10^3 cycles à une distorsion maximale de 0,036 [Rouault, 2013]

[Quaresimin and Ricotta, 2003] réalisent des essais de fatigue traction-traction sur des stratifiés tissés carbone-époxy $[\pm 45]_{10}$ avec un rapport de charge $R = 0,05$. Ils observent, comme premier mécanisme d'endommagement, l'apparition de fissurations matricielles transverses dans les zones riches en résine au niveau du sommet des torons (Figure II.27). Elles grandissent ensuite le long des torons puis évoluent en délaminage. Ils notent également qu'au début de l'essai, les fissures sont plus évidentes que l'augmentation du délaminage mais que cela s'inverse avec l'augmentation du nombre de cycles. En effet, les délaminages (qu'ils soient interlaminaires ou intralaminaires) commencent à grandir et les fissures transverses commencent à coalescer en une unique et plus grande fissure, ce qui a pour conséquence un déplacement angulaire et axial entre les torons de chaîne et de trame, avec un développement important des zones délaminées et des fissures. Finalement, la localisation du dommage dans une zone spécifique du stratifié conduit à sa rupture finale par un déplacement relatif des torons avec une quantité réduite de fibres rompues.

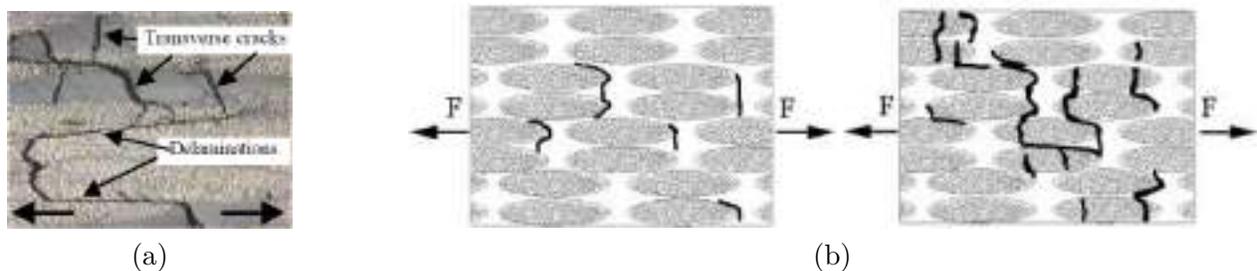


Figure II.27 – (a) Analyses microscopiques et (b) mécanismes d'endommagement pour un stratifié $[\pm 45]_{10}$ soumis à un chargement de fatigue traction-traction [Quaresimin and Ricotta, 2003]

II.2.4 Conclusion

En conclusion de cette première partie traitant du comportement mécanique et de l'endommagement des composites tissés, il peut être retenu que le tissu possède une structure multi-échelle

pour laquelle trois niveaux peuvent être distingués : microscopique, mésoscopique et macroscopique. L'échelle de la mèche (micro-méso) est celle à laquelle se développent les endommagements critiques pour l'intégrité de la structure. Une chronologie d'apparition de ces endommagements a été bien identifiée, que ce soit pour des sollicitations de traction dans l'axe des fibres ou de cisaillement, en quasi-statique ou en fatigue :

1. microfissuration matricielle dans les zones riches en résine (décollements toron/résine)
2. fissuration de la résine dans les mèches transverses (fissurations intra-torons)
3. méta-délaminage : délaminage à l'intérieur d'un même pli entre une mèche de chaîne et de trame
4. délaminage
5. coalescence de ruptures de fibres dans les torons

Le méta-délaminage, de part sa définition, est un endommagement propre aux tissus composites. Et, contrairement aux composites unidirectionnels, le délaminage est beaucoup plus observé.

La répartition du dommage est fortement influencée et guidée par le motif de tissage. Ainsi, les déformations maximales se situent au centre des points de tissage et les premières ruptures matricielles apparaissent dans les zones fortement ondulées.

Pour un essai de cisaillement, il faut se placer à des déformations beaucoup plus importantes pour observer l'apparition de ces dommages. De plus, le comportement du stratifié tissé est gouverné par la matrice, et présente de la non-linéarité, de la pseudo-plasticité, de l'hystérésis, de la viscosité, de la recouvrance à contrainte nulle, ainsi que des déformations permanentes.

La différence entre les sollicitations quasi-statique et fatigue est que les dommages se propagent progressivement et plus lentement au cours d'un essai de fatigue. Au niveau macroscopique, l'essai de fatigue entraîne une baisse de rigidité du stratifié, qui se fait typiquement en 3 étapes. Cette évolution est due aux développements des différents endommagements :

1. une première phase, relativement courte, qui intervient très tôt dans la durée de vie du composite, pour laquelle la rigidité décroît rapidement avec le nombre de cycles. Elle est due à des décollements fibre/matrice qui interviennent rapidement dans les zones riches en résine situées entre les mèches transverses et qui déclenchent de la fissuration matricielle dans les mèches transverses.
2. une deuxième phase, plus longue, pour laquelle la rigidité se stabilise et décroît lentement. Elle est due à la progression lente de ces fissures qui finissent par se propager en méta-délaminage au niveau des points de tissage puis en délaminage.
3. une dernière phase, attribuée à la rupture d'un nombre important de fibres, pour laquelle la rigidité décroît brutalement. Elle annonce la rupture finale du stratifié.

L'évolution des endommagements dépend du matériau, du niveau de chargement et de la fréquence de l'essai (pour une sollicitation de cisaillement). Il finit toujours par atteindre un état de saturation avant que la rupture finale, déterminée et gouvernée par la tenue des fibres, n'apparaisse brutalement au bout d'un certain nombre de cycles.

II.3 Comportement des composites tissés après impact

II.3.1 Comportement des tissus impactés soumis à une sollicitation quasi-statique

L'impact est l'une des sources de dommage les plus néfastes pour le composite. Il génère de la fissuration matricielle, du délaminage et de la rupture de fibres. Il peut même mener jusqu'à la perforation totale du stratifié suivant l'énergie d'impact mise en jeu. Que ces dommages soient visibles ou pas à l'œil nu, ils induisent une dégradation des propriétés mécaniques de la structure et peuvent aussi conduire à la rupture finale de la structure composite lorsque cette dernière est soumise à des sollicitations extérieures [Ostré et al., 2016; Rivallant et al., 2014]. Ainsi, pour des raisons de sécurité, il est important de caractériser le comportement après impact du composite. Pour cela, il est nécessaire de connaître l'influence du dommage sur les propriétés mécaniques de la structure et d'identifier la manière dont il se propage dans le composite.

II.3.1.1 Influence de l'impact sur les propriétés mécaniques

La propriété mécanique la plus étudiée est la résistance résiduelle. Elle représente la contrainte (ou l'effort) de service maximale que peut subir la structure sans rompre. Certains auteurs étudient également l'évolution de la rigidité et de la déformation résiduelles en fonction de l'énergie d'impact [Santulli, 2001; Kounain et al., 2015].

Le comportement post-impact en compression a fait l'objet de la plupart des études [Kim and Sham, 2000; Davies et al., 1996; Shim and Yang, 2005; Schubel et al., 2007; Aktas et al., 2013]. En effet, cette sollicitation représente la faiblesse la plus importante des composites puisqu'elle génère la propagation de délaminage, ce qui favorise le micro-flambement des fibres qui est leur mode de chargement le plus crucial. Par ailleurs, l'essai de compression après impact (CAI) est un essai normalisé [ASTM, 2017b].

En ce qui concerne le comportement en traction quasi-statique du composite tissé impacté, la plupart des études sont menées sur du carbone. [Koo et al., 2013; Ying et al., 2013; Kounain et al., 2015; Mouhoubi and Azouaoui, 2018] utilisent des stratifiés orientés à $0^\circ/90^\circ$ alors que [Siow and Shim, 1998] utilisent un stratifié quasi-isotrope $[0/90, \pm 45, 0/90]_s$. Ils évaluent l'influence de l'énergie d'impact sur la résistance résiduelle en traction du stratifié tissé. Pour cela, ils impactent leur stratifié à différentes énergies, puis effectuent un essai de traction quasi-statique et enfin relèvent la valeur de la contrainte à rupture pour chaque stratifié impacté. Les conclusions sont similaires entre les auteurs : la résistance résiduelle en traction diminue avec l'énergie d'impact et son évolution se fait suivant trois phases (Figure II.28) :

1. aucune diminution de la résistance résiduelle en traction tant que l'énergie d'impact est inférieure à une certaine valeur seuil pour l'amorçage des dommages
2. une fois le seuil atteint, la résistance résiduelle en traction diminue rapidement à mesure que l'ampleur des dommages augmente
3. enfin, pour une énergie supérieure à l'énergie de perforation du stratifié, la résistance résiduelle se stabilise

Les composites tissés composés de fibres de carbone sont extrêmement sensibles aux faibles niveaux de dommages. Dans la plupart des cas, la première réduction de la résistance résiduelle coïncide avec une énergie seuil correspondant à l'apparition des ruptures de fibres, et la zone de stabilisation commence pour une énergie correspondant à la perforation totale du stratifié. [Mouhoubi and Azouaoui, 2018] ont étudié le comportement d'un tissu de verre multi-impacté et ont également constaté que la résistance résiduelle en traction diminuait jusqu'à un certain niveau

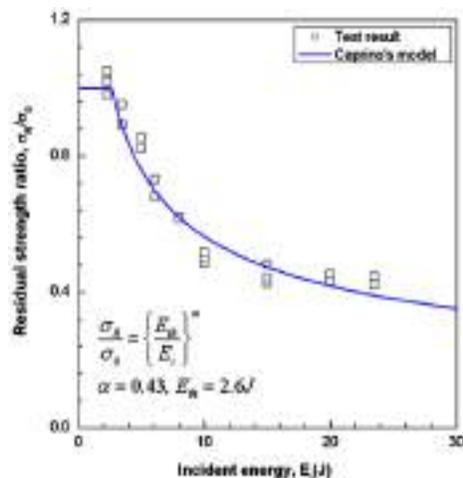


Figure II.28 – Evolution de la résistance résiduelle en fonction de l'énergie d'impact pour un tissu carbone/époxy armure toile [Koo et al., 2013]

d'endommagement à partir duquel elle restait constante.

[Santulli, 2001] réalise une étude d'influence de l'énergie d'impact sur le module d'Young d'un tissu jute/polyester et note que ce dernier ne semble pas être affecté de manière significative par l'impact (Figure II.29).

Impact energy (J)	Ultimate stress σ_u (MPa)	Young's modulus (GPa)
0	61.13	5.61
5	36.47	5.69
7.5	38.63	5.79
10	38.17	5.52
15	37.61	5.31

Figure II.29 – Tableau récapitulatif des résistances et modules d'Young résiduels en fonction de l'énergie d'impact d'un tissu jute/polyester [Santulli, 2001]

II.3.1.2 Propagation du dommage

Le scénario de propagation du dommage n'est pas précisément étudié dans la littérature, que ce soit pour des composites unidirectionnels ou tissés. Les auteurs notent seulement que dans le cas d'une compression après impact, la propagation du dommage se fait via une propagation de délaminage, ce qui entraîne ensuite du flambement et une rupture du stratifié [Prichard and Hogg, 1990; Soutis and Curtis, 1996; Zhang et al., 1999; Kim and Sham, 2000; Davies et al., 1996; Shim and Yang, 2005; Schubel et al., 2007; Aktas et al., 2013]. Alors que pour la sollicitation de traction sur stratifiés impactés, la rupture du stratifié est principalement due à la propagation de ruptures de fibres tandis que le délaminage et les fissurations matricielles sont moins susceptibles d'affecter la résistance en traction. [Cairns and Lagace, 2005] ont noté que, pour des stratifiés graphite/époxy et kevlar/époxy, la diminution de la résistance à la traction résiduelle dépendait de l'étendue des ruptures de fibres. Les ruptures de fibres apparaissent donc comme le type d'endommagement le plus critique parmi ceux générés par un impact.

II.3.1.3 Hybridation du stratifié

La majorité des études sont réalisées sur des composites avec un seul matériau. Néanmoins, au cours des dernières années, les auteurs ont commencé à s'intéresser aux composites hybrides, plus spécifiquement aux composites composés de deux matériaux ou plus. En effet, les propriétés mécaniques dans le plan des composites stratifiés hybrides sont meilleures que celles des composites stratifiés mono-matériau. Par exemple, ajouter des plis de verre à un stratifié carbone améliore son comportement en traction, les fibres de verre possédant une plus grande déformation à rupture et étant plus ductiles en comparaison aux fibres de carbone [Bunsell and Harris, 1974; Aveston and Sillwood, 1976; Summerscales and Short, 1978; Marom et al., 1978; Manders and Bader, 1981; Kretsis, 1987]. Au contraire, ajouter des plis de carbone à un stratifié verre améliore sa raideur et sa résistance en traction. En ce qui concerne la déformation à rupture du stratifié hybride, certains auteurs utilisent le terme d'*effet hybride* ou d'*effet synergétique*. En effet, la valeur obtenue expérimentalement est plus grande que celle calculée analytiquement avec la loi des mélanges. L'hybridation permet aussi d'éviter la rupture brutale observée en traction pour les stratifiés carbone. La rupture finale n'est plus soudaine mais peut être progressive avec la rupture d'un matériau qui intervient avant l'autre [Bunsell and Harris, 1974; Aveston and Sillwood, 1976; Ikbal, 2018].

L'hybridation entraîne également une amélioration de la réponse aux sollicitations d'impact. Comme en traction, les fibres de verre peuvent être ajoutées au stratifié carbone [Harris and Bunsell, 1975; Summerscales and Short, 1978; Saka and Harding, 1990; Enfedaque et al., 2010], leur réponse aux sollicitations dynamiques étant meilleure. Cependant, dans ce cas, l'*effet hybride* dépend de la stratification et de la position des plis de verre [Hosur et al., 2005]. D'autres hybridations sont testées comme carbone/aramide [Imielińska et al., 2004; Gustin et al., 2005; Sayer et al., 2010] ou carbone/fibres de polyéthylène [Jang et al., 1989]. Les auteurs tendent à dire que l'ajout de ces matériaux à des plis de carbone permet au stratifié d'absorber plus d'énergie au cours de l'impact. Des hybridations sans carbone sont également expérimentées telles que graphite/verre [Wang et al., 1991; Kowsika and Mantena, 1999] ou graphite/nylon [Jang et al., 1989] et au cours de la dernière décennie, l'utilisation de fibres synthétiques et naturelles (comme les fibres de basalte) pour remplacer les fibres de carbone et de verre a également été étudiée [De Rosa et al., 2011; Nunna et al., 2012; Sarasini et al., 2013; Petrucci et al., 2015]. Récemment, un autre type d'hybridation commence à être réalisé : les mêmes matériaux sont utilisés pour les fibres et la résine mais les architectures des plis sont différentes, comme par exemple une combinaison de tissus et d'unidirectionnels. Ainsi, remplacer des plis tissés de carbone par des plis UD de carbone en encapsulant les plis d'UD entre les plis tissés améliore la réponse à l'impact en terme de taille de dommage [Liu et al., 2018; Mahmoud et al., 2019].

Toutefois, le comportement après impact du composite stratifié hybride est à peine étudié. [Dehkordi et al., 2013] étudient le comportement en compression après impact des stratifiés basalte-nylon alors que [De Rosa et al., 2011; Sarasini et al., 2013] étudient le comportement en flexion des stratifiés hybrides verre-basalt/époxy (Figure II.30a) et aramide/basalte (Figure II.30b). Différentes séquences d'empilement sont alors comparées à travers ces études. Finalement, que ce soit pour les composites unidirectionnels ou tissés, les auteurs montrent que l'hybridation du matériau permet une meilleure résistance résiduelle au flambement en compression et possède une meilleure résistance résiduelle à la flexion dès lors que l'impact génère des ruptures de fibres.

II.3.2 Comportement des tissus impactés soumis à une sollicitation de fatigue

II.3.2.1 Comportement macroscopique

Peu d'auteurs ont cherché à comprendre l'effet d'un impact sur les performances en fatigue d'un composite tissé. Les travaux sont généralement menés à l'échelle macroscopique dans le but

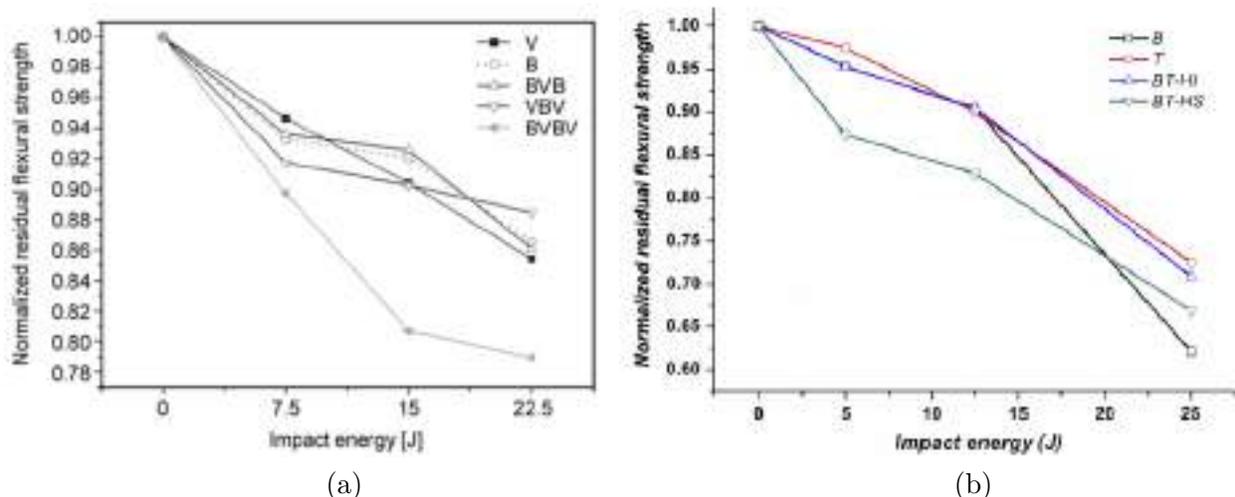


Figure II.30 – Comparaison de la résistance résiduelle en flexion de tissus hybrides (a) verre/basalte [De Rosa et al., 2011] et (b) aramide/basalte [Sarasini et al., 2013] avec des tissus non-hybrides

d'étudier l'évolution du dommage post-impact lorsqu'il est soumis à une sollicitation de fatigue ainsi que d'obtenir l'influence de l'impact sur les propriétés mécaniques résiduelles du stratifié. Ainsi, ils cherchent le plus souvent à obtenir :

- l'influence de l'énergie d'impact sur les propriétés résiduelles pour un nombre de cycles donné, telles que la contrainte résiduelle, la déformation résiduelle ou la raideur résiduelle
- une courbe S-N ou ε -N du matériau
- une visualisation macroscopique de l'évolution du dommage

[Cantwell et al., 1983] réalisent des essais sur des éprouvettes 16 plis mixtes UD/tissus, de stratification $[\pm 45; \pm 45; 0; 0; \pm 45; \pm 45; 0; 0]_s$ avec des UD à 0° et des tissus $\pm 45^\circ$ et les comparent à des éprouvettes 16 plis uniquement UD de stratification $[+45; -45; 0; 0; +45; -45; 0; 0]_s$. Les éprouvettes sont impactées au poids tombant avec des énergies comprises entre 1 J et 7 J. Des essais de traction fatigue à contrainte imposée (80% de la valeur à rupture en quasi-statique) sont ensuite menés et interrompus à 10^4 , 10^5 et 10^6 cycles afin de mesurer la résistance résiduelle (Figure II.31) et de visualiser le dommage (Figure II.32). Ils notent une faible diminution de la résistance résiduelle en fatigue (Figure II.31b) ainsi qu'aucune évolution apparente de la taille de la zone de dommage après 10^6 cycles pour celles impactées à 4J (Figure II.32b). L'hybridation permet alors une amélioration du comportement post-impact en fatigue puisque la résistance résiduelle du stratifié purement UD diminue plus fortement et le dommage se propage beaucoup plus vite.

[Ding et al., 1995] réalisent une étude similaire à [Cantwell et al., 1983], mais sur des stratifiés de 10 plis tissés toile carbone/époxy orientés à 0° avec des énergies d'impact au poids tombant comprises entre 1 et 6 J. Ils en concluent que la résistance résiduelle du composite tissé diminue avec l'énergie d'impact et le nombre de cycles (Figure II.33). Ainsi l'augmentation de l'énergie d'impact tend à réduire la performance en fatigue du composite tissé.

[Vallons et al., 2010] étudient également l'influence du dommage post-impact sur les propriétés résiduelles de traction et cisaillement en fatigue de deux stratifiés tissés sergé carbone/époxy $[0]_5$ et $[\pm 45]_5$, pour des énergies d'impact situées entre 3,5 J et 7 J. Ils observent que la plupart des éprouvettes cassent au niveau de la zone impactée, et que la résistance résiduelle en fatigue diminue

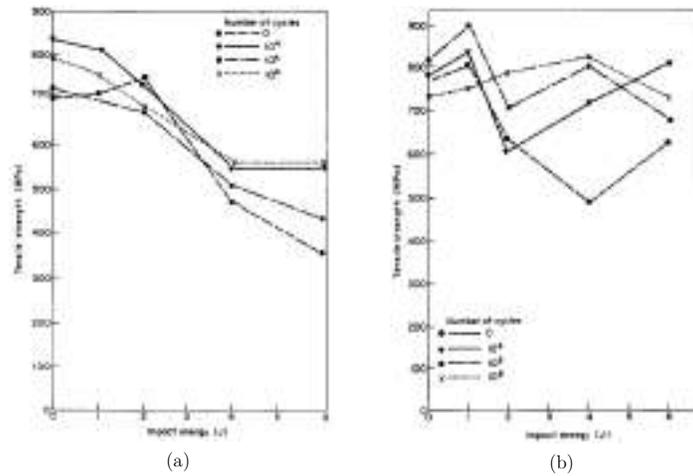


Figure II.31 – Evolution en traction fatigue de la résistance résiduelle en fonction de l'énergie d'impact et du nombre de cycles pour la stratification (a) uniquement UD (b) mixte UD/tissu [Cantwell et al., 1983]

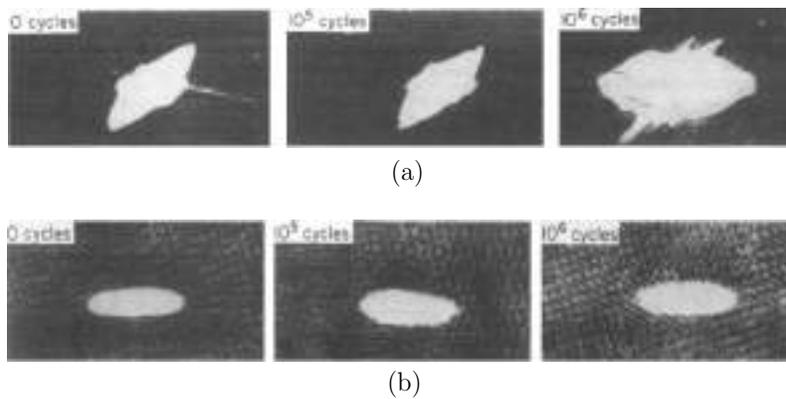


Figure II.32 – Images C-scan montrant l'évolution en traction fatigue des dommages générés par un impact de 4J pour la stratification (a) uniquement UD (b) mixte UD/tissu [Cantwell et al., 1983]

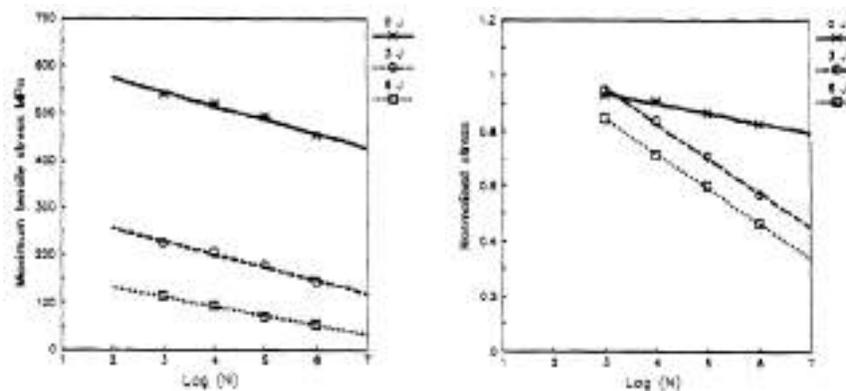


Figure II.33 – Evolution en traction fatigue de la résistance résiduelle en fonction de l'énergie d'impact et du nombre de cycles pour un composite tissé carbone/époxy [0]₁₀ [Ding et al., 1995]

avec l'augmentation de l'énergie d'impact et du nombre de cycles. Cependant, ils notent que cette diminution est plus marquée dans le cas du stratifié orienté à $\pm 45^\circ$ que dans celui du stratifié à 0° (Figure II.34).

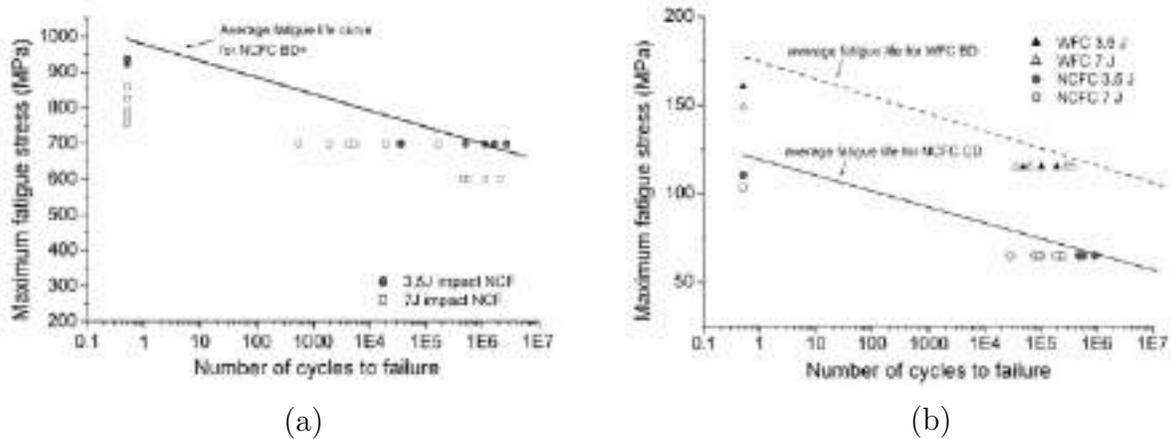


Figure II.34 – Evolution en traction fatigue de la résistance résiduelle en fonction de l'énergie d'impact et du nombre de cycles d'un sergé carbone/époxy (a) $[0]_5$ (b) $[\pm 45]_5$ [Vallons et al., 2010]

[Sudevan et al., 2015] cherchent, quant à eux, à observer la baisse de rigidité en fatigue due à la présence d'un dommage causé par un impact à une énergie de 53 J sur des stratifiés tissés carbone/époxy $[0]_8$. Ils distinguent une réduction de la raideur résiduelle avec l'énergie d'impact ainsi qu'une variation en fonction du nombre de cycles suivant 3 régions (Figure II.35) similaire à celle observée dans la Partie II.2.3.1 :

1. diminution initiale rapide
2. état stable (qui indique le début de la fissuration transverse)
3. chute finale juste avant la rupture

Ils remarquent de plus que pour les éprouvettes sujettes à de hauts niveaux de contrainte, un nombre important de cycles de fatigue est requis pour que l'état stable débute. Dans ce cas, une dégradation plus importante de la raideur est observée pour les éprouvettes impactées en comparaison avec celles non-impactées.

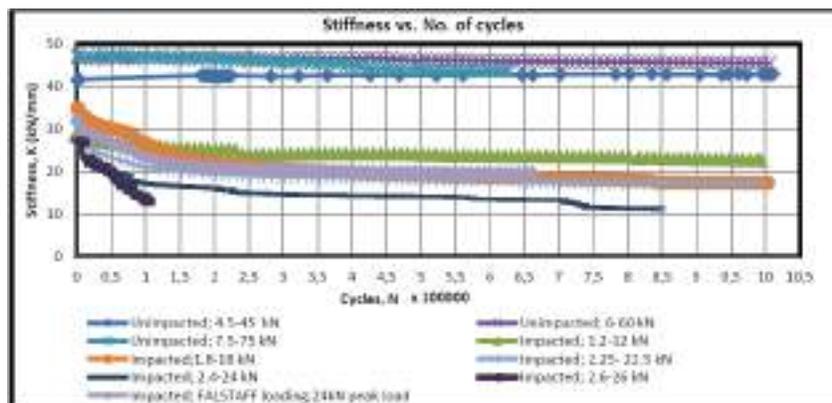


Figure II.35 – Evolution en traction fatigue de la raideur résiduelle en fonction de l'énergie d'impact et du nombre de cycles d'un tissu carbone/époxy $[0]_8$ [Sudevan et al., 2015]

[Garnier et al., 2013] étudient l'allure de la propagation du dommage en fatigue dans un tissu satin de 5 carbone/époxy $[0^\circ/\pm 45^\circ]_{3s}$ soumis à une sollicitation de traction-compression à contrainte imposée (égale à 65% de la contrainte à rupture en quasi-statique). L'évolution de la zone de

dommage est mesurée par thermographie infrarouge (Figure II.36a). Ils notent que les défauts générés par l'impact suivent une tendance en 3 phases (Figure II.36b) :

1. rapide propagation du dommage en début d'essai suivant les 2 directions du plan
2. stabilisation autour de 70 000 cycles
3. changement rapide de taille du défaut autour de 200 000 cycles uniquement suivant la direction perpendiculaire à la direction de chargement

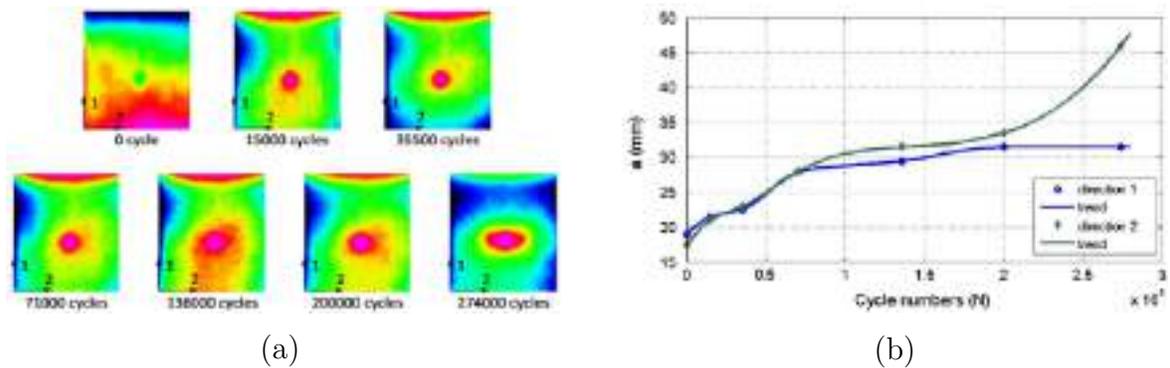


Figure II.36 – (a) Suivi par thermographie infrarouge de l'évolution en fatigue de la zone de dommages
(b) Evolution de la taille correspondante [Garnier et al., 2013]

Peyrac et al. [2015] et Muller et al. [2018] établissent un lien entre les effets d'échauffement et les mécanismes d'endommagement observés dans un stratifié tissé carbone/époxy au cours d'un chargement de fatigue. Pour cela, ils appliquent plusieurs blocs de chargement et mesurent la température moyenne en surface. Ils remarquent qu'elle augmente avec le nombre de cycles puis se stabilisent à partir d'un certain nombre. Ils enregistrent alors la moyenne de la température stabilisée en fonction de l'amplitude maximale de contrainte imposée pour chaque bloc. Cette courbe correspond à la courbe d'auto-échauffement du stratifié (Figure II.37). La croissance de la courbe traduit ainsi la propagation du dommage. Gornet et al. [2018] appliquent cette méthode afin de déterminer la limite en fatigue d'un stratifié tissé carbone/époxy impacté.

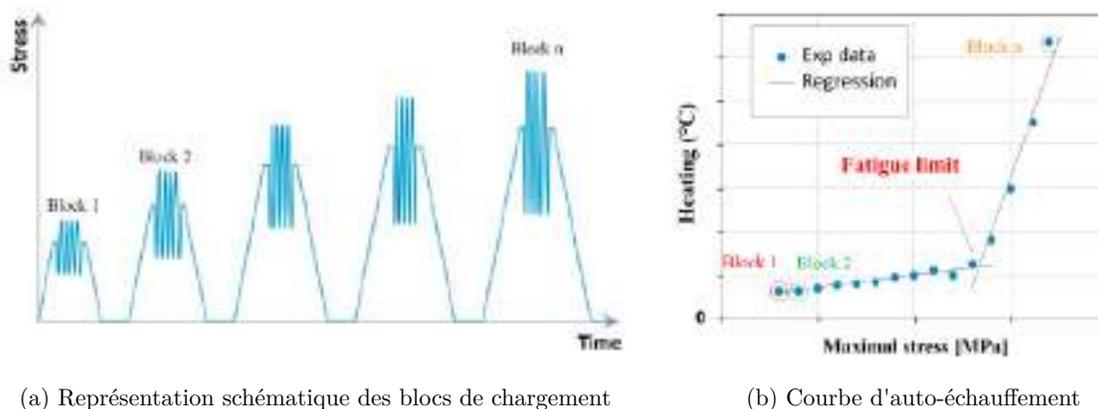


Figure II.37 – Établissement d'une courbe d'auto-échauffement pour un stratifié tissé carbone/époxy soumis à une sollicitation de traction fatigue [Muller et al., 2018]

[Hansen, 1999] effectue une étude de la propagation en traction fatigue d'un dommage post-impact non-visible à l'oeil nu dans un tissu toile verre/époxy. Pour cela, les éprouvettes sont d'abord impactées à 9 J puis sont soumises à des essais à contrainte imposée. Il note qu'à des niveaux importants de chargement, le dommage ne se propage pas et l'éprouvette casse, comme en quasi-statique,

au niveau des talons. Cependant, lorsque le niveau de chargement diminue, l'endommagement en fatigue s'initie au niveau de la région impactée. Il observe par ailleurs que ce comportement est différent d'une éprouvette perforée par l'impact, pour laquelle le dommage se propage quel que soit le niveau de sollicitation. En ce qui concerne la propagation du dommage, il remarque que ce dernier s'initie puis évolue lentement dans la direction transverse à la sollicitation, et enfin s'accélère brusquement peu avant la rupture finale de l'éprouvette.

II.3.2.2 Evolution du dommage à l'échelle de la mèche

L'étude d'évolution du dommage à l'échelle de la mèche dans le composite tissé a été réalisée seulement dans une étude. [Kimpara and Hiroshi, 2010] réalisent des essais de traction-compression fatigue ($R = -1$) sur un tissu toile carbone-époxy impacté à 1 J via un essai au poids tombant. L'évolution du dommage pendant l'essai de fatigue est étudiée par C-Scan ainsi que par des coupes dans les éprouvettes. Ils observent, pour $N/N_f = 0,9$, une rupture soudaine au niveau du point d'impact sans aucun signe précurseur, de multiples fissurations transverses et une augmentation du délaminage non pas dans la direction du plan mais à travers l'épaisseur, initié à la pointe de ces fissurations (Figure II.38a). Ils notent aussi qu'une propagation de fissure se réinitie en pointe du délaminage, due à une concentration de contraintes (Figure II.38b), ce qui explique pourquoi le délaminage apparaît non pas dans la direction du plan mais dans la direction de l'épaisseur.

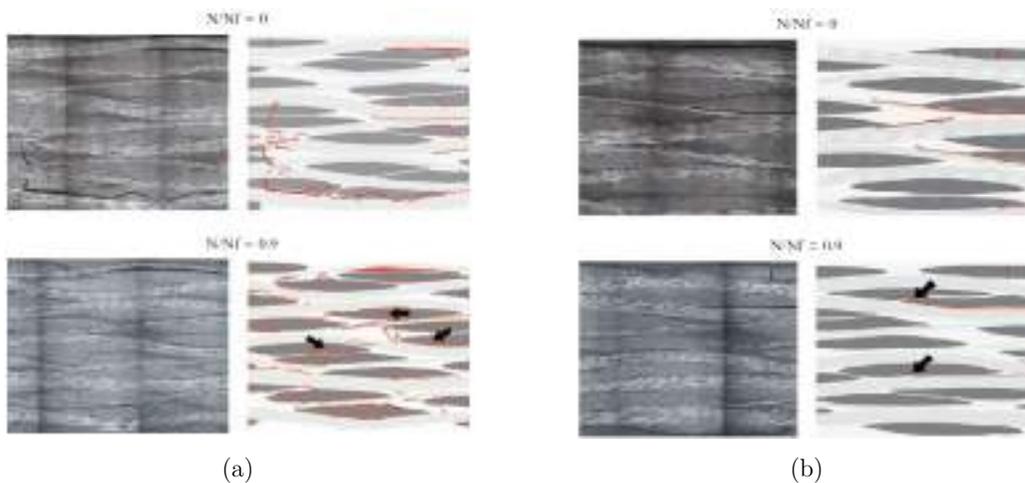


Figure II.38 – Evolution du dommage au cours de l'essai de traction-compression fatigue sur un tissu toile carbone/époxy - (a) apparition de multiples fissurations transverses et de délaminage pour $N/N_f = 0,9$ (b) transformation du délaminage en fissure [Kimpara and Hiroshi, 2010]

II.3.3 Comportement des tissus avec défaut géométrique

Il a été vu précédemment que très peu d'études traitaient de l'observation de la propagation du dommage post-impact à l'échelle de la mèche (micro-méso). Cependant, l'étude du comportement en fatigue de stratifiés présentant un défaut géométrique, tel qu'un trou ou une entaille, sont plus répandues dans la littérature. Ainsi, les auteurs cherchent à comprendre la propagation de chacun de ces défauts, représentant les dommages pouvant être générés après un impact (l'entaille correspond à une rupture de fibres et le trou à la perforation totale de l'éprouvette par l'impacteur).

II.3.3.1 Traction dans l'axe des fibres

La tenue en fatigue d'éprouvettes percées ou entaillées est quasiment similaire à celle des éprouvettes saines. [Bishop, 1989] réalise une étude sur un composite tissé de carbone satin de

5 $[0/90]_{2s}$ soumis à une sollicitation de traction et observe que la présence du trou entraîne une chute de la résistance résiduelle quasi-statique de 30% en comparaison à une éprouvette saine. Cependant, l'écart entre la résistance résiduelle de l'éprouvette percée et de l'éprouvette saine diminue avec le nombre de cycles jusqu'à devenir nul pour 10^7 cycles (Figure II.39).

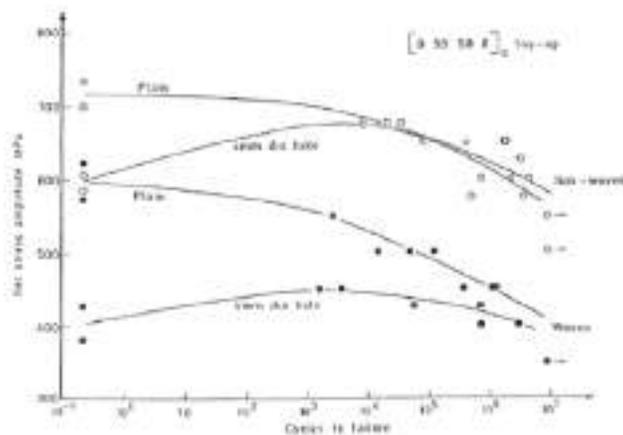


Figure II.39 – Effet d'un trou sur la courbe S-N d'un tissu composite à base de fibres de carbone [Bishop, 1989]

[Xiao and Bathias, 1994] obtiennent des courbes S-N confondues entre les éprouvettes trouées et saines (Figure II.40). Concernant l'évolution du dommage, ils observent que le dommage se développe en bord de trou sous forme d'un blanchiment de résine visible à l'oeil nu. Jusqu'à 70% de la durée de vie de l'éprouvette, uniquement une zone de dommages confinée en bord de trou est visible (Figure II.41a). Ensuite, la propagation du dommage commence, perpendiculairement à la sollicitation de traction. Et enfin, la rupture intervient en suivant le trajet de ce dommage et se propage dans l'épaisseur du stratifié. Finalement, l'initiation d'une coupure est très longue en comparaison à la durée de propagation, qui intervient dans le dernier tiers de la durée de vie de l'éprouvette. Ils notent que le trajet de la fissure est sinueux et influencé par l'armure du tissu (Figure II.41b) et que le comportement du stratifié de verre tissé est très influencé par la tenue en fatigue des fibres.

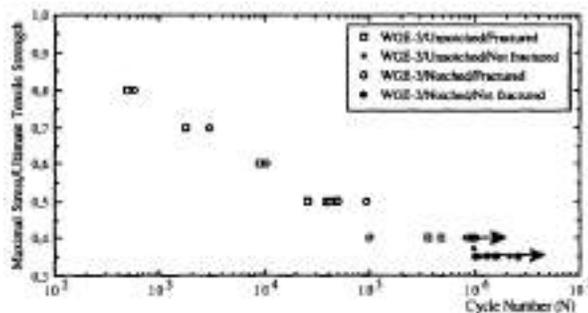


Figure II.40 – Effet d'un trou sur la courbe S-N d'un tissu composite à base de fibres de verre [Xiao and Bathias, 1994]

[Fujii et al., 1993] réalisent une étude similaire mais uniquement sur un pli de tissu de verre taffetas. Ils observent, par rétro-éclairage, l'évolution des dommages dans le tissu troué au cours de l'essai de fatigue et mettent en place un scénario de propagation du dommage, présenté schématiquement sur la Figure II.42. Tout d'abord des décollements et des fissurations matricielles apparaissent dans les mèches transverses au niveau d'un point de tissage. Puis, elles se développent en métadélaminages, qui se développent de mèche en mèche en suivant l'armure du tissu. Et enfin, la rupture

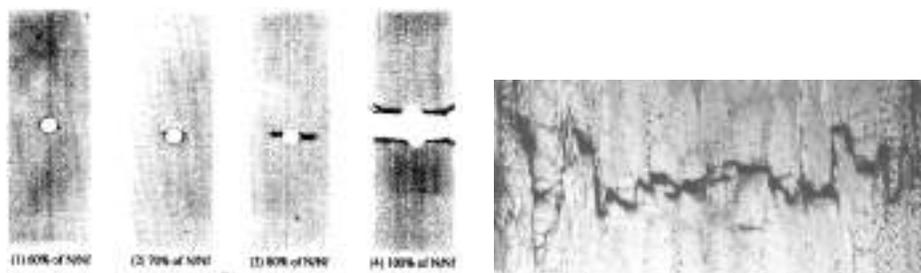


Figure II.41 – Évolution du dommage en fatigue dans une éprouvette trouée à base de fibres de verre [Xiao and Bathias, 1994]

se propage en suivant les points de tissage.

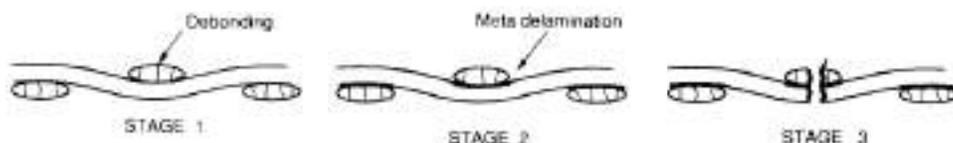


Figure II.42 – Représentation schématique de l'évolution du dommage en fatigue dans une éprouvette de tissu de verre taffetas trouée [Fujii et al., 1993]

[Shindo et al., 2004] effectuent des essais de propagation de coupure en fatigue dans un composite tissé verre/époxy à armure taffetas dont les mèches de chaîne des plis sont orientées parallèlement à la sollicitation et notent une propagation stable de ruptures de fibres, influencée par la présence des zones d'ondulation propres au tissu, ainsi que la présence de fissurations matricielles orientées transversalement et positionnées en pointe de coupure (Figure II.43).

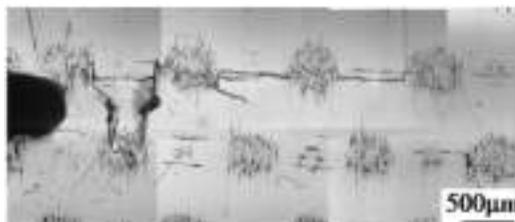


Figure II.43 – Trajet de la coupure en fatigue influencé par le motif de tissage dans un tissu verre/époxy [Shindo et al., 2004]

[Mandell, 1975] a mis en avant un scénario d'endommagement commun à plusieurs tissus de verre ayant des tailles de mèche différentes. La coupure demeure stationnaire à une longueur donnée jusqu'à la propagation sur une longueur caractéristique d , qui correspond à la rupture d'un groupe de fibres appelé "ligament". Le phénomène se répète ainsi de suite. Les ruptures de ligaments sont brutales et la coupure progresse par à-coups (Figure II.44).

Dans ses travaux de thèse, [Bizeul, 2009] réalise des essais de propagation de coupure en traction fatigue dans un stratifié tissé verre/époxy $[0/90]_2$. Il relève la courbe d'évolution de la longueur de propagation de la coupure en fonction du nombre de cycles et effectue une caractérisation microscopique de la coupure dans le but d'établir un lien entre le chemin de propagation et le motif de tissage (Figure II.45a). Il note que la coupure se propage à la fois perpendiculairement à la sollicitation de traction et dans l'épaisseur du stratifié. Au cours de la propagation, des fissures matricielles transverses surviennent assez tôt dans la vie du tissu, puis elles atteignent les mèches longitudinales

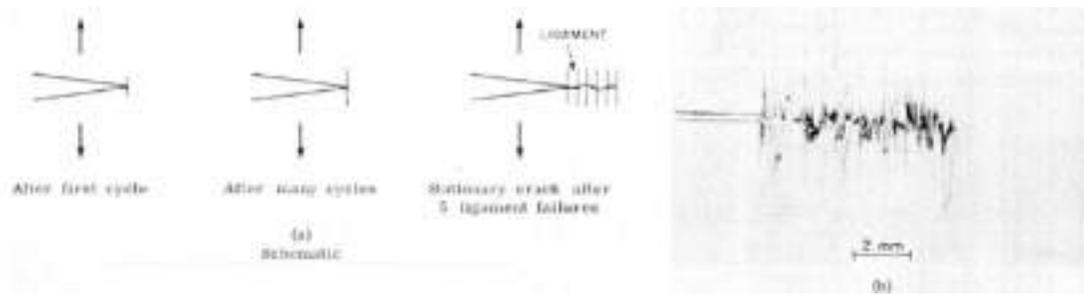


Figure II.44 – Illustration d’une propagation de coupure sous chargement de traction avec l’apparition d’une longueur caractéristique de ”ligament” [Mandell, 1975]

pour ainsi former des méta-délaminages locaux et enfin la rupture intervient dans les fibres longitudinales (Figure II.45b). La longueur de coupure évolue en trois étapes en fonction du nombre de cycles (Figure II.46a). Tout d’abord une première phase est identifiable lorsque la coupure a une longueur inférieure à 2 mm avec une évolution relativement lente. Ensuite, une seconde étape a lieu avec une accélération de la variation de la longueur de coupure au cours du temps. Enfin, la dernière phase d’évolution correspond à un ralentissement de la coupure due à la présence de nappes unidirectionnelles de fibres de carbone ajoutées afin d’obtenir une propagation stable de la coupure (cette dernière phase n’est alors pas caractéristique du tissu verre/époxy). Il attribue une attention particulière à la première phase qui correspond à la ”naissance” de la coupure. Il note que l’évolution de la coupure naissante est saccadée et se fait aussi en trois étapes (Figure II.46b) : une évolution constante jusqu’à 0,7 mm, puis une stagnation jusqu’à 1,2 mm, ensuite une légère augmentation jusqu’à 1,2 mm et enfin une évolution plus stable et régulière. La taille de maille physique du tissu de verre étant de 0,5 mm, il en conclut que la microstructure a une influence marquée sur la propagation de coupure jusqu’à trois à cinq fois la taille de maille.

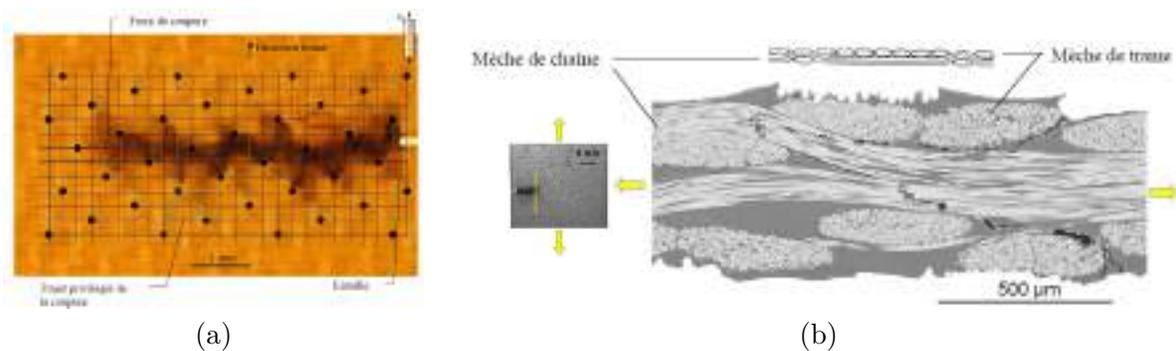


Figure II.45 – Traction fatigue sur un stratifié tissé verre/époxy $[0/90]_2$ [Bizeul, 2009] - (a) Illustration du parcours de la coupure par rapport au motif de tissage et (b) Endommagements à l’échelle microscopique au cours de la propagation

[Rouault, 2013] réalise la même étude sur un stratifié tissé verre/époxy $[0/90]_4$ et effectue des observations identiques.

[Cunningham and Dai, 2015] étudient un composite tissé 3D troué à base de fibres de carbone soumis à un essai de traction fatigue à effort imposé, à une fréquence de 20 Hz. Ils suivent leur essai par corrélation d’images (Figure II.47a) et thermographie infrarouge (Figure II.47b). Ils n’observent aucune rupture du stratifié pendant leur essai (stoppé à 5.10^6 cycles) mais plutôt des fissurations longitudinales qui se développent de chaque côté du trou. Ils analysent ces fissurations comme étant des fissurations matricielles apparaissant à la fois entre les mèches et dans les mèches de fibres.

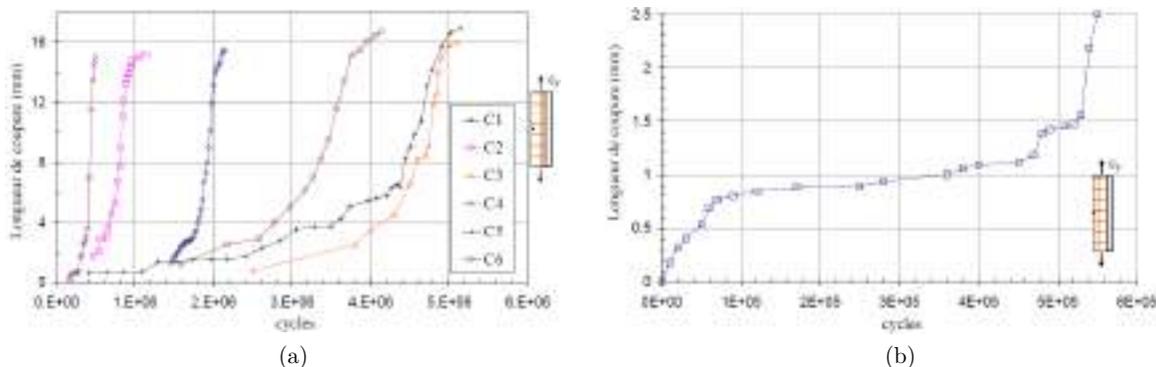


Figure II.46 – Evolution de la longueur de coupure sous un chargement de traction fatigue dans un stratifié de tissu verre/époxy $[0/90]_2$ - (a) essai complet (b) zoom jusqu'à 6.10^5 cycles pour l'éprouvette C4 [Bizeul, 2009]

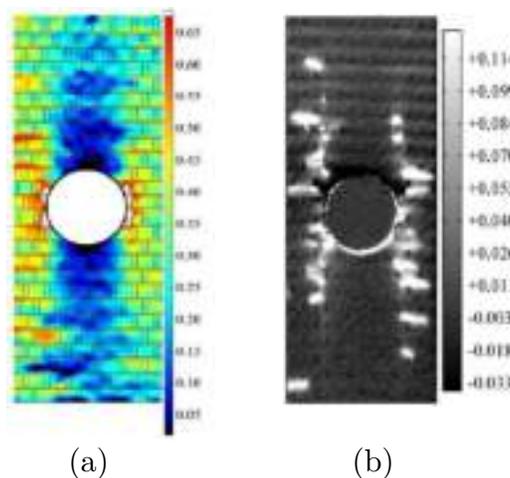


Figure II.47 – Suivi de l'évolution du dommage dans un composite tissé 3D à base de fibres de carbone soumis à une sollicitation de traction fatigue par (a) corrélation d'images (b) thermographie infrarouge [Cunningham and Dai, 2015]

Sollicitation en cisaillement

Grâce à son montage spécialement développé pour réaliser des essais de cisaillement pur (Figure II.9b), [Rouault, 2013] mène des essais approfondis de propagation de coupure en cisaillement fatigue dans un composite tissé verre/époxy $[0/90]_4$. Il remarque que la coupure ne se propage pas dans la direction de la pré-entaille initiale, mais possède une direction inclinée de 70° par rapport à la pré-entaille (Figure II.48a) et que le motif de tissage impose le chemin de propagation à la coupure (Figure II.48c). Au niveau microscopique (Figure II.48d), il observe qu'un point de tissage est toujours rompu selon une période spatiale de 3 mèches, puis que la propagation se fait plus ou moins le long de la mèche verticale suivante, avant de se réorienter vers le point de tissage suivant. Il observe ensuite une zone d'endommagement prononcée sur environ 20 mm sous la coupure, où il y a des micro-fissures dans les mèches verticales jusqu'à 10 mm sous la coupure, mais également la présence de fissures secondaires (subcracks) qui traversent totalement les mèches horizontales (Figure II.48e) et qui s'accompagnent de fissuration matricielle se développant dans les mèches verticales. Elles traversent l'intervalle entre deux mèches avec un angle de 45° (donc perpendiculairement à la direction de traction maximale). Il observe de plus un blanchissement de la résine sans doute dû au phénomène de craquelure (micro-crazing).

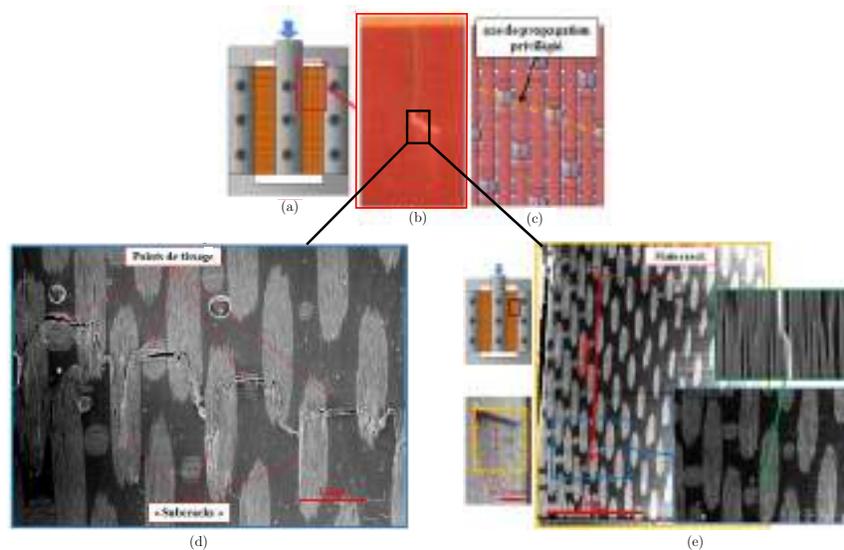


Figure II.48 – Trajet de coupure dans un composite tissé verre/époxy $[0/90]_4$ soumis à une sollicitation de cisaillement fatigue - (b) clichés de l'éprouvette après propagation (c) schéma de l'armure satin de 8 (d)-(e) clichés obtenus par microscopie [Rouault, 2013]

II.3.4 Conclusion

Dans cette partie, il a été vu que si une structure composite tissée est soumise à une sollicitation de type impact, cela génère différents types de dommages tels que de la fissuration matricielle, du délaminage et de la rupture de fibres, avec une perforation totale du stratifié si l'énergie d'impact est assez élevée. Ces dommages vont alors avoir une influence sur le comportement post-impact du stratifié tissé. En ce qui concerne l'étude du comportement quasi-statique des composites impactés, que ce soit pour les unidirectionnels ou les tissés, la plupart des auteurs de la littérature étudient seulement l'évolution des propriétés mécaniques résiduelles, et plus particulièrement la résistance résiduelle en traction. Ils observent qu'elle varie en fonction de l'énergie d'impact suivant trois phases : tout d'abord, l'énergie d'impact influence de manière négligeable la résistance du stratifié, puis la résistance diminue rapidement et enfin elle se stabilise. L'initiation de la diminution rapide correspond à l'apparition de ruptures de fibres après l'impact alors que l'initiation de la stabilisation correspond à l'énergie minimale pour laquelle l'impacteur perce totalement le stratifié. La raideur résiduelle est également étudiée mais très peu, surtout qu'elle ne semble pas diminuer de manière significative avec l'énergie d'impact.

Quant aux essais de fatigue post-impact, les résultats recherchés sont généralement :

- l'influence de l'énergie d'impact sur les propriétés résiduelles pour un nombre de cycles donné, telles que la contrainte, la déformation ou la raideur résiduelles
- une courbe S-N ou ε -N du matériau impacté
- une visualisation macroscopique de l'évolution du dommage
- une visualisation à l'échelle de la mèche de l'évolution du dommage

Le dernier point n'est quasiment pas étudié. Seulement une étude traitant de ce sujet a été répertoriée. Pour ce qui est des autres points, l'impact entraîne généralement une diminution de la durée de vie en fatigue du composite, plus marquée dans le cas d'un tissu à $\pm 45^\circ$ que d'un tissu à 0° et de plus en plus important à mesure que l'énergie d'impact augmente. L'impact va également générer des

dommages qui vont entraîner une réduction significative de la résistance résiduelle du stratifié en fatigue, mais aussi une dégradation de la raideur suivant trois phases : diminution initiale rapide/état stable/chute finale juste avant la rupture. L'évolution du dommage, au niveau macroscopique, se fait également en trois phases : rapide propagation du dommage en début d'essai suivant les 2 directions du plan/stabilisation/changement rapide de la taille du dommage en fin d'essai uniquement suivant la direction perpendiculaire à la direction de chargement. Finalement, une rupture en fatigue au niveau de la zone impactée est observée.

Il faut également noter que les essais de fatigue post-impact sur stratifiés tissés sont presque uniquement des essais de traction. Il n'y a que [Vallons et al., 2010] qui réalisent des essais de cisaillement fatigue avec des essais de traction sur tissés $\pm 45^\circ$.

La propagation en fatigue du dommage à l'échelle microscopique ou mésoscopique dans les composites est beaucoup plus étudiée pour les éprouvettes possédant un défaut géométrique, c'est-à-dire les éprouvettes trouées ou entaillées. Les auteurs notent que, pour des tissus à base de fibres de verre, des fissurations matricielles apparaissent dans les mèches transverses au niveau d'un point de tissage, puis se développent en méta-délaminages, qui se propagent de mèche en mèche en suivant l'armure du tissu, et qu'enfin de la rupture de fibres se développe en suivant les points de tissage. Les mécanismes d'endommagement sont très similaires à ceux observés pour des éprouvettes saines, et la propagation de dommage en fatigue est ainsi très influencée par le motif de tissage. Les tissus de carbone sont beaucoup moins étudiés. Leur comportement semble être différent de celui des tissus verre. En effet, lorsqu'un stratifié tissé carbone/époxy troué est soumis à une sollicitation de traction fatigue, des fissurations matricielles se développent dans le sens de la sollicitation et ne semblent pas être influencées par le motif de tissage.

II.4 Modélisation de la propagation du dommage post-impact dans les composites tissés

II.4.1 Modélisation de l'endommagement dans les composites tissés

D'après les différentes observations réalisées dans les Parties II.2 & II.3, concernant l'endommagement dans les composites tissés, que ce soit en quasi-statique ou en fatigue, sains ou impactés, les phénomènes d'endommagement sont identiques. Ils apparaissent toujours à l'interface toron/résine, puis dans les torons et sont influencés par le motif de tissage. Ainsi, pour bien représenter le dommage dans le tissu, il est efficace de vouloir modéliser l'apparition et l'évolution de ces dommages à l'échelle microscopique. Cependant, il faut aussi faire attention à ce que ce niveau trop élevé de modélisation ne soit pas pénalisant en temps de calcul. Ainsi, le choix d'une stratégie de modélisation d'un tissu composite est un compromis entre l'échelle de représentation des mécanismes d'endommagement, la dimension du problème à étudier et la complexité du chargement appliqué. [Dixit and Mali, 2013] ont ainsi réalisé une classification des différentes méthodes de modélisation possibles des composites tissés et ont répertorié trois types de modèles (Figure II.49) :

- le modèle à l'échelle de la fibre (microscopique)
- le modèle à l'échelle de la mèche (mésoscopique)
- le modèle à l'échelle du pli ou de la structure (macroscopique)

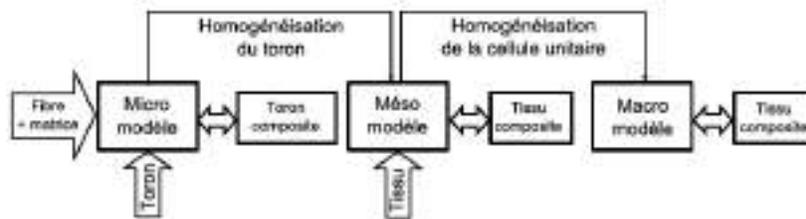


Figure II.49 – Classification des méthodes de modélisation des composites tissés [Dixit and Mali, 2013]

II.4.1.1 Modélisation à l'échelle de la mèche

Même si cette technique est coûteuse en temps de calcul, elle possède plusieurs avantages :

- elle permet d'obtenir une meilleure compréhension des mécanismes d'endommagement et de leur scénario de développement
- elle permet d'étudier l'influence de paramètres géométriques comme par exemple la distance inter-torons ou bien la dimension du toron
- elle permet de prendre en compte l'influence des techniques de tissage

Généralement, les auteurs utilisent des éléments finis tridimensionnels et se basent sur un volume élémentaire représentatif ou VER (Figure II.50), dont le principe est de mailler séparément mèches et résine, puis, d'appliquer des conditions aux limites de symétrie et de périodicité pour représenter toute la structure à modéliser.

[Zako et al., 2003] utilisent cette méthode pour modéliser un essai de traction sur un composite tissé toile de verre. Leur VER est représenté sur la Figure II.51a. Ils viennent ainsi d'une part modéliser les mèches avec un endommagement anisotrope et d'autre part la résine avec un endommagement isotrope. Ainsi, ils obtiennent bien l'initiation de l'endommagement via l'apparition de fissurations transverses au point de tissage (Figure II.51b). Puis, ces fissurations se propagent à la fois dans la mèche et dans la résine jusqu'à rejoindre les régions voisines.

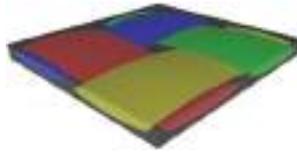


Figure II.50 – Illustration d'un VER - Les mèches sont représentées en couleur et la résine en gris [Colombo and Vergani, 2016]

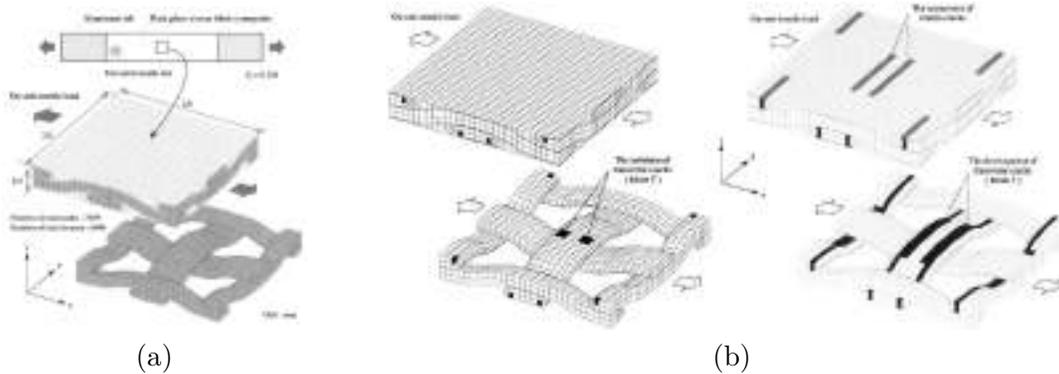


Figure II.51 – (a) VER utilisé par [Zako et al., 2003] - (b) Initiation et propagation de l'endommagement lors d'un essai de traction dans l'axe des fibres d'un tissu toile de verre

II.4.1.2 Modélisation à l'échelle du pli

Modèle homogénéisé et endommagement continu

Une première méthode de modélisation du composite tissé à l'échelle du pli est le modèle homogénéisé. Le but est de remplacer le milieu hétérogène du tissu (torons et résine) par un milieu homogène possédant les mêmes caractéristiques mécaniques et donc le même comportement macroscopique. Un endommagement diffus ou continu est utilisé pour prendre en compte la présence de fissures dans le tissu et transposer leurs effets sur les propriétés mécaniques du pli.

Pour cela, [Talreja, 1985] puis [Ladevèze and LeDantec, 1992] ont introduit, pour les composites unidirectionnels, une ou des variables d'endommagement qui viennent dégrader le tenseur de rigidité dans le but de représenter les effets de la fissuration transverse (ou bien du délaminage [Ladevèze et al., 1998]) qui apparaissent au cours de la sollicitation. Cette modélisation a ensuite été adaptée aux composites tissés par [Payan and Hochard, 2002] et [Hochard et al., 2006]. Le stratifié est modélisé à l'échelle du pli. Ils font l'hypothèse qu'un pli de tissu est l'équivalent de deux plis d'unidirectionnels d'orientation perpendiculaire pondérés par δ , la fraction de fibres dans la direction 0° (Figure II.52). Ils introduisent trois variables d'endommagement d_1 , d_2 et d_{12} dans le but de caractériser l'évolution des raideurs E_1 , E_2 et G_{12} par rapport aux raideurs initiales E_1^0 , E_2^0 et G_{12}^0 :

$$E_1 = E_1^0(1 - d_1) \quad ; \quad E_2 = E_2^0(1 - d_2) \quad ; \quad G_{12} = G_{12}^0(1 - d_{12}) \quad (\text{II.4})$$

Sachant que les plis présentent de la fissuration uniquement dans la direction transverse et que l'endommagement dans la direction longitudinale est de la rupture de fibres, les variables d'endommagement s'écrivent seulement en fonction du module transverse de l'UD équivalent E_2^{0*} :

$$d_1 = \frac{(1 - \delta)d_2^{*90^\circ} E_2^{0*}}{E_1^0} \quad ; \quad d_2 = \frac{\delta d_2^{*0^\circ} E_2^{0*}}{E_2^0} \quad ; \quad d_{12} = \delta d_{12}^{*0^\circ} + (1 - \delta)d_{12}^{*90^\circ} \quad (\text{II.5})$$

où une variable d'endommagement transverse ($d_2^{*0^\circ}$ et $d_2^{*90^\circ}$) et une variable d'endommagement de

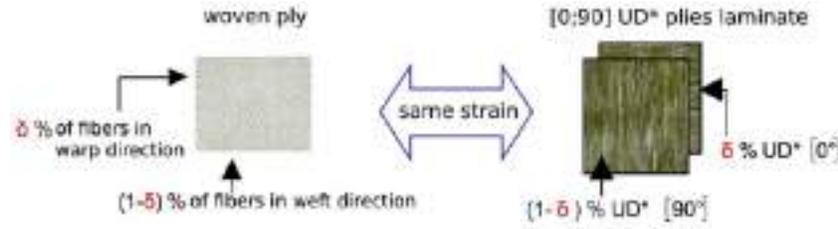


Figure II.52 – Modélisation d'un pli tissé par deux plis d'unidirectionnels [Hochard and Thollon, 2010]

cisaillement ($d_{12}^{*0^\circ}$ et $d_{12}^{*90^\circ}$) sont affectées à chacun des plis de l'UD équivalent.

Ils écrivent ensuite l'énergie élastique contenue dans chaque pli UD fictif contraintes planes :

$$E_D = \frac{1}{2} \left[\frac{\sigma_1^2}{E_1^0(1-d_1)} + \frac{\langle \sigma_2 \rangle_+^2}{E_2^0(1-d_2)} + \frac{\langle \sigma_2 \rangle_-^2}{E_2^0} - 2 \frac{\nu_{12}^0}{E_1^0} \sigma_1 \sigma_2 + \frac{\sigma_{12}^2}{E_{12}^0(1-d_{12})} \right] \quad (\text{II.6})$$

où $\langle \cdot \rangle_+$ et $\langle \cdot \rangle_-$ représentent respectivement les parties positives et négatives. En effet, les énergies de traction et de compression transverses sont dissociées car ils considèrent que la fissuration matricielle n'affecte pas la raideur en compression.

Finalement, ils définissent des forces thermodynamiques Y_{di} associées à chaque variable d'endommagement :

$$Y_{d_1} = \frac{\partial E_D}{\partial d_1} = \frac{\langle \sigma_1 \rangle_+^2}{2E_1^0(1-d_1)^2} \quad ; \quad Y_{d_2} = \frac{\partial E_D}{\partial d_2} = \frac{\langle \sigma_2 \rangle_+^2}{2E_2^0(1-d_2)^2} \quad ; \quad Y_{d_{12}} = \frac{\partial E_D}{\partial d_{12}} = \frac{\langle \sigma_{12} \rangle_+^2}{2E_{12}^0(1-d_{12})^2} \quad (\text{II.7})$$

Sachant que les variables d'endommagement transverse et de cisaillement sont censées avoir les mêmes sources (fissurations matricielles), elles sont exprimées de manière couplée pour une sollicitation quasi-statique :

$$Y_{eq}(t) = \max_{\tau < t} (a_s Y_{d_2}^l + b_s Y_{d_{12}}^m) \quad ; \quad d_2 = \left\langle 1 - e^{-(Y_{eq} - Y_0)} \right\rangle_+ \quad ; \quad d_{12} = c d_2 \quad (\text{II.8})$$

où a_s , b_s , l , m , Y_0 et c sont des constantes à identifier lors d'essais homogènes. Y_0 définit le seuil de propagation de l'endommagement. Cette modélisation donne alors des résultats cohérents avec ceux obtenus expérimentalement. [Hochard and Thollon, 2010] testent le modèle sur des tissus de verre orientés suivant trois directions et obtiennent des courbes contrainte/déplacement en accord avec les courbes expérimentales.

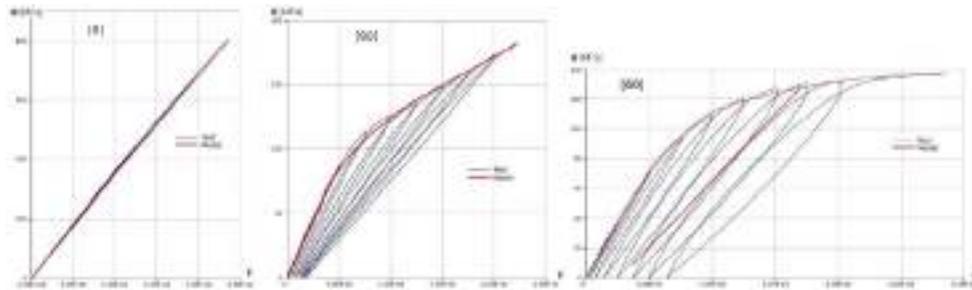


Figure II.53 – Comparaison expérimental/numérique des courbes effort-déplacement pour plusieurs orientations [Hochard and Thollon, 2010]

Ce type de modélisation de l'endommagement est largement utilisé à l'ONERA sous le nom de Onera Damage Model (ODM), en particulier pour des tissus à matrice céramique et des tissus 3D ([Maire and Chaboche, 1996], [Marcin, 2010]). Cependant, ils prennent également en compte les déformations thermiques ainsi que la viscoélasticité.

Approche discrète

Ce type d'approche a été introduite afin de modéliser l'apparition d'une fissure à l'échelle macroscopique, ce qui serait complexe avec une modélisation homogénéisée et continue de l'endommagement. Le principe est de représenter la fissure par la dégradation et la suppression d'éléments d'interface situés entre deux éléments finis. Très peu d'auteurs utilisent cette approche pour les composites tissés. En effet, de part sa nature, il est plus difficile de mettre en œuvre cette modélisation pour les tissus composites en comparaison aux composites unidirectionnels. [Bizeul, 2009] puis [Rouault, 2013] l'utilisent pour modéliser l'endommagement dans un composite tissé satin de 8 verre/époxy. Ils maillent le stratifié à l'échelle de la mèche. Chaque mèche est représentée par une rangée d'éléments finis quadrangles mais l'ondulation n'est, quant à elle, pas représentée. Les fissurations matricielles et les méta-délaminages sont modélisés par des éléments ressorts dont la raideur est dégradée au cours de la simulation (Figure II.54). [Rouault, 2013] ajoute par ailleurs des éléments d'interface 2D dans les mèches pour modéliser la rupture de fibres.

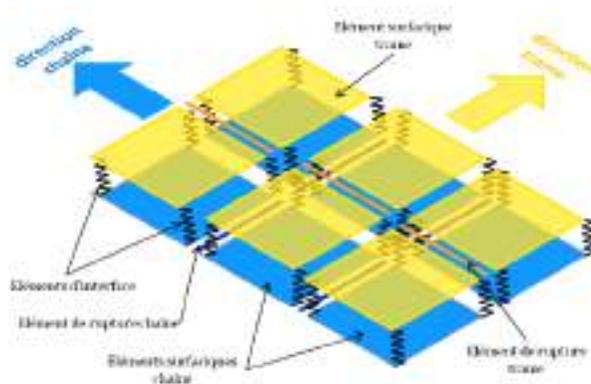


Figure II.54 – Modélisation d'un pli tissé par endommagement discret [Rouault, 2013]

D'autres auteurs utilisent la rupture par interface cohésive dans le but de représenter principalement le délaminage et plus rarement la fissuration matricielle. Le principe de la zone cohésive a été développé par [Hillerborg et al., 1976] pour modéliser le délaminage. Il a introduit le concept de contrainte interfaciale maximale à partir de laquelle une fissure peut s'initier. Une loi cohésive guide le comportement de l'interface. Cette loi établit la relation entre l'état de contraintes dans l'interface σ et le déplacement relatif des lèvres de la fissure w . Ainsi, l'énergie dissipée dans l'ouverture de la fissure est régie par le taux de restitution d'énergie critique G_C , défini par l'aire sous la courbe de la loi cohésive :

$$G_C = \int_0^{w_{max}} \sigma dw \quad (\text{II.9})$$

Le seul inconvénient de cette méthode est de connaître a priori la localisation des ruptures. Dans le cas du délaminage, ces zones de rupture sont bien identifiées mais cela est plus problématique dans le cas de la modélisation de la propagation de fissurations matricielles. En effet, [Hallett et al., 2009] ont utilisé des éléments cohésifs pour représenter les fissurations matricielles lors d'un essai de traction sur éprouvette trouée. Pour cela, ils ont d'abord relevé la position des fissures à la suite d'un essai puis ils ont maillé leur éprouvette en plaçant des éléments cohésifs sur des chemins potentiels de la propagation de fissure (Figure II.55).

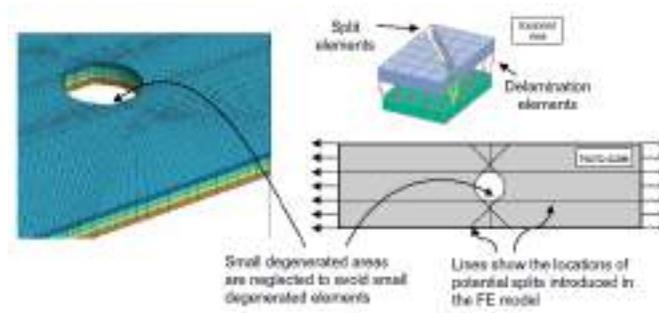


Figure II.55 – Principe de modélisation de la propagation de fissures par des éléments cohésifs lors d'une simulation de traction sur une éprouvette trouée [Hallett et al., 2009]

Approche multi-échelle

L'idée de l'approche multi-échelle est de se placer à chacune des échelles (Figure II.56) au cours de la modélisation de l'endommagement. Le principe est d'abord d'homogénéiser le comportement des fibres et de la résine pour en déduire celui de la mèche puis d'homogénéiser le comportement du motif pour en déduire le comportement macroscopique.

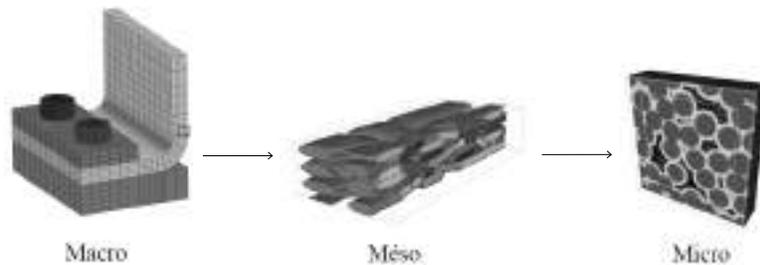


Figure II.56 – Illustration des différentes échelles de modélisation [Couégnat, 2008]

[Melro, 2011] utilise cette méthode pour mailler un tissu satin de 5. Il met d'abord en place un motif élémentaire à l'échelle microscopique qui représente les fibres entourées de résine (Figure II.57a). A partir des coefficients élastiques des fibres et de la résine, il en déduit ceux de la mèche par une première homogénéisation. Ensuite, il possède un deuxième motif élémentaire, mais à l'échelle de la mèche, pour lequel il distingue les mèches de fibres et la résine (Figure II.57b). Il réalise une deuxième homogénéisation qui lui permet par la suite d'obtenir l'évolution de la raideur et de l'endommagement au niveau macroscopique lorsque le stratifié est soumis à des sollicitations de traction, cisaillement ou traction-cisaillement (Figure II.57c).

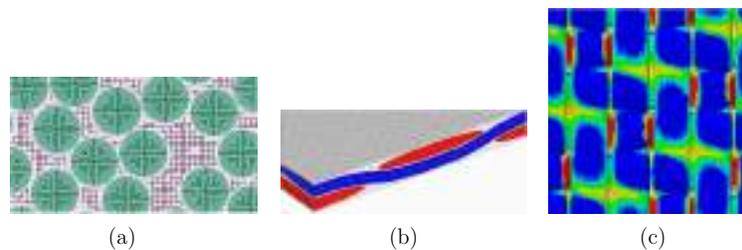


Figure II.57 – (a) Motif élémentaire à l'échelle microscopique - (b) Motif élémentaire à l'échelle de la mèche - (c) Champ des variables d'endommagement transverse du tissu soumis à une sollicitation traction [Melro, 2011]

II.4.2 Extension des modélisations de l'endommagement dans les composites tissés à la fatigue

Différentes modélisations d'endommagement ont été développées pour les composites soumis à des sollicitations de fatigue. Elles sont répertoriées sous forme de revues par [Degrieck and Van Paepegem, 2001] et [Sevenois and Van Paepegem, 2015] pour des composites respectivement unidirectionnels et tissés. Ils réalisent une classification de ces modèles d'endommagement en fatigue et les classent suivant trois catégories :

- modèles basés sur la durée de vie en fatigue qui reposent sur des données expérimentales telles qu'une courbe S-N ou un diagramme de Goodman
- modèles de résistance résiduelle ou de raideur résiduelle qui sont phénoménologiques et prédisent le changement de résistance ou de raideur au cours du chargement. Ils peuvent aussi être utilisés afin de prendre en compte les modifications de contraintes au cours du temps
- modèles mécanistes (*mechanistic models*) qui se basent sur des lois en fatigue cherchant à modéliser les mécanismes d'endommagement apparaissant pendant le chargement en fatigue tels que l'initiation et la propagation de microfissures et de délaminages.

II.4.2.1 Modèles basés sur la durée de vie en fatigue

Les modèles basés sur les durées de vie en fatigue s'appuient sur des données issues de campagnes expérimentales telles que des courbes S-N ou des diagrammes de Goodman. Ils ne prennent pas en compte l'accumulation du dommage mais sont utilisés pour prédire uniquement le nombre de cycles auxquels la rupture du stratifié intervient. Par exemple, un premier critère, proposé par [Hashin and Rotem, 1973], distingue la rupture de fibres et de résine par le biais du système d'équations suivant :

$$\sigma_A = \sigma_A^u \tag{II.10}$$

$$\left(\frac{\sigma_T}{\sigma_T^u}\right)^2 + \left(\frac{\tau}{\tau^u}\right)^2 = 1$$

où σ_A et σ_T sont les contraintes longitudinales et transverses aux fibres, τ est la contrainte de cisaillement et σ_A^u , σ_T^u , τ^u sont les contraintes à rupture respectivement en traction, transverse et en cisaillement. Ces trois contraintes sont fonction du nombre de cycles de fatigue et sont chacune déterminées par une courbe S-N issue d'essais expérimentaux menés au préalable.

II.4.2.2 Modèles basés sur la raideur et la résistance résiduelles

Modèles de raideur résiduelle

Pour les modèles visant à prédire la chute de raideur résiduelle au cours de l'essai de fatigue, une variable d'endommagement D est généralement introduite telle que :

$$E = (1 - D)E_0 \tag{II.11}$$

où E_0 est la raideur initiale du stratifié et E la raideur au cours de l'essai de fatigue. Ces modèles sont qualifiés de phénoménologiques car la variation de la variable d'endommagement en fonction du nombre de cycles dD/dN est exprimée grâce à des observations expérimentales au niveau macroscopique et non en fonction des différents mécanismes d'endommagement en fatigue. C'est ce que réalisent [Khan et al., 2001] pour des composites tissés carbone/polyester où dD/dN est exprimé en fonction de l'amplitude du cycle de fatigue via une loi exponentielle déterminée empiriquement.

Modèles de résistance résiduelle

Ces modèles cherchent à prédire la chute de la résistance résiduelle au cours de l'essai de fatigue en fonction du nombre de cycles. Ils ne sont quasiment pas utilisés pour les composites tissés mais le sont beaucoup plus pour les composites unidirectionnels. Par exemple, [Caprino et al., 1998] ont déterminé une loi de diminution de la contrainte résiduelle σ_n en fonction du nombre de cycles N , de l'amplitude de contrainte $\Delta\sigma$ (imposée lors d'essais de flexion quatre-points en fatigue) et de constantes a_0 et b :

$$\frac{d\sigma_n}{dN} = -a_0\Delta\sigma N^{-b} \quad (\text{II.12})$$

II.4.2.3 Modèles mécanistes

Les modèles mécanistes, ou d'endommagement progressif, tentent de représenter les mécanismes d'endommagement, observés à l'échelle microscopique ou mésoscopique et responsables de la dégradation des propriétés mécaniques à l'échelle macroscopique, via l'introduction d'une ou plusieurs variables d'endommagement. Ces modèles sont divisés en deux catégories :

- les modèles d'endommagement qui prédisent la progression du dommage tel que le nombre de fissurations matricielles transverses par unité de longueur ou bien la taille des zones délaminées. Ils président généralement l'évolution du dommage en fonction des taux de restitution d'énergie et se basent pour cela sur la théorie de la mécanique de la rupture. Ils font ainsi l'objet d'une partie à part entière de ce chapitre (Partie II.4.3).
- les modèles d'endommagement qui corrént l'évolution du dommage avec les propriétés mécaniques (raideur/résistance)

Parmi ces modèles, ceux de [Miot, 2009] et [Hochard and Thollon, 2010] peuvent être cités. Ils ont travaillé sur la généralisation du modèle mis en place par [Payan and Hochard, 2002] et [Hochard et al., 2006], développé pour l'endommagement continu de composites tissés soumis à une sollicitation quasi-statique (Partie II.4.1.2), aux sollicitations de fatigue en ajoutant une variable d'endommagement en fatigue dans le sens transverse d_f telle que :

$$\frac{\partial d_f}{\partial N_{cycles}} = \langle a_f Y_{d_2}^o \Delta Y_{d_2}^q + b_f Y_{d_{12}}^p \Delta Y_{d_{12}}^r - Y_0^f \rangle_+ \quad (\text{II.13})$$

Où a_f , b_f , o , p , q , r et Y_0^f sont des constantes à identifier. Y_0^f correspond au seuil d'initiation de l'endommagement dû à la fatigue et ΔY_{d_i} ($i = 1$ et 12) est la force thermodynamique analogue à l'amplitude du chargement au cours d'un cycle de fatigue, définie par :

$$\Delta Y_{d_i} = \frac{\left(\max_{\tau \in cycle(t)} (\sigma_i) - \min_{\tau \in cycle(t)} (\sigma_i) \right)^2}{2E_i (1 - d_i)^2} \quad (\text{II.14})$$

Finalement le dommage transverse total d_2 est la somme de l'endommagement transverse obtenu en quasi-statique et de l'endommagement transverse obtenu en fatigue i.e $d_2 = d_s + d_f$. Cette variable d'endommagement vient ainsi dégrader les raideurs :

$$E_2 = E_2^0(1 - d_2) \quad ; \quad G_{12} = G_{12}^0(1 - d_{12}) \quad \text{avec } d_{12} = cd_2 \quad (\text{II.15})$$

Ils testent leur modèle sur un composite tissé carbone/époxy orienté à $\pm 45^\circ$ soumis à une sollicitation de traction fatigue pour deux rapports de charge différents et obtiennent des courbes

S-N cohérentes avec les résultats expérimentaux.

De manière similaire, [Rakotoarisoa et al., 2011] ont élargi aux sollicitations de fatigue le modèle d'endommagement développé par l'ONERA pour les composites tissés à matrice organique (Onera Damage Model). Leurs variables d'endommagement comprennent une part statique et un cumul d'endommagement en fatigue selon une loi analogue à l'équation II.13. L'endommagement matriciel total est défini comme la somme de l'endommagement matriciel induit par un chargement statique et de l'endommagement matriciel induit par les cycles de fatigue. Pour cela, ils définissent deux modules (Figure II.58) : un module statique qui permet la montée en charge et qui va créer un endommagement matriciel ainsi qu'un module fatigue qui permet l'accroissement de cet endommagement matriciel en fonction du nombre de cycles, puis la réactualisation des variables nécessaires à la caractérisation de la ruine ou non du matériau. Ensuite, il faut soit éventuellement reboucler sur le module fatigue soit repasser par le module statique pour évaluer les performances résiduelles du stratifié.

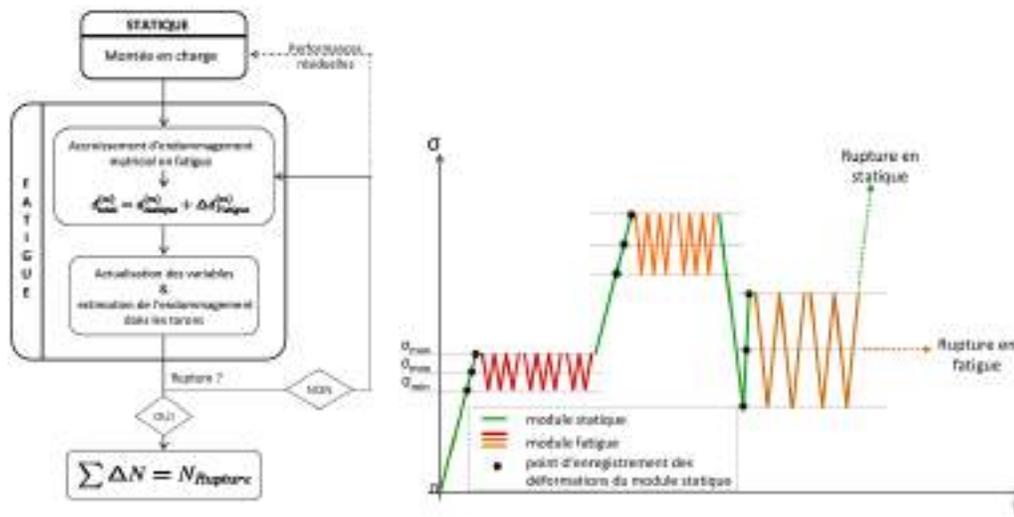


Figure II.58 – Extension aux sollicitations de fatigue de l'Onera Damage Model par [Rakotoarisoa et al., 2011]

[Rouault, 2013] cherche à propager une coupure en fatigue dans des composites tissés verre/époxy. Pour cela, il se base sur une courbe ε - N de son matériau, identifiée au préalable par des essais de fatigue sur éprouvettes saines (Figure II.59). Le principe est le suivant : il calcule les déformations pour tous les éléments de son modèle et grâce à sa courbe ε - N , il connaît le nombre de cycles de fatigue nécessaire pour casser un élément. Ainsi, l'élément à rompre est l'élément j_T qui vérifie l'équation :

$$N_{cycles_{min}} = \left(\frac{\varepsilon_6}{\varepsilon_{j_T}} \right)^{\frac{1}{\gamma}} = \min_{j \in \text{maillage}} \left(\frac{\varepsilon_6}{\varepsilon_j} \right)^{\frac{1}{\gamma}} \quad (\text{II.16})$$

De plus, afin de prendre en compte le cumul d'endommagement dans chaque mèche au cours des cycles de fatigue, il introduit une loi de type Miner via une variable D_m :

$$D_m = \sum_i \frac{n_i}{N_i} \quad (\text{II.17})$$

avec n_i le nombre de cycles de fatigue effectués à la déformation ε_i pour laquelle le nombre de cycles à rupture en fatigue est N_i . Finalement, l'élément du modèle à rompre est l'élément j_T qui vérifie

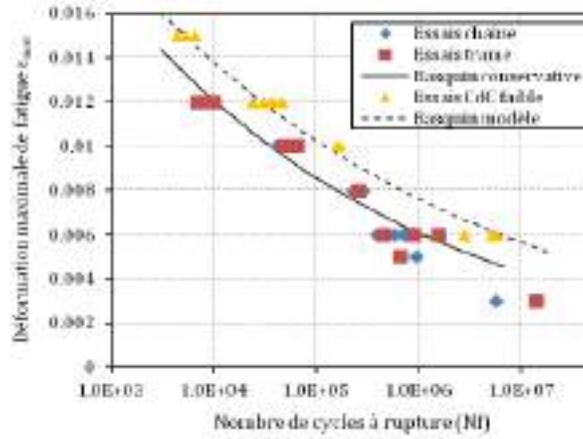


Figure II.59 – Courbe ε - N d'un composite tissé verre/époxy satin de 8 [Rouault, 2013]

l'équation :

$$N_{cycles_{min}} = (1 - D_m(j_T)) * \left(\frac{\varepsilon_6}{\varepsilon_{jT}} \right)^{\frac{1}{\gamma}} = \min_{j \in \text{maillage}} (1 - D_m(j)) * \left(\frac{\varepsilon_6}{\varepsilon_j} \right)^{\frac{1}{\gamma}} \quad (\text{II.18})$$

Il obtient alors de bons résultats avec son modèle. La Figure II.60b montre par exemple la propagation d'une coupure, obtenue avec son modèle, dans un stratifié $[0^\circ; \pm 45^\circ]_s$ soumis à une sollicitation de cisaillement fatigue.

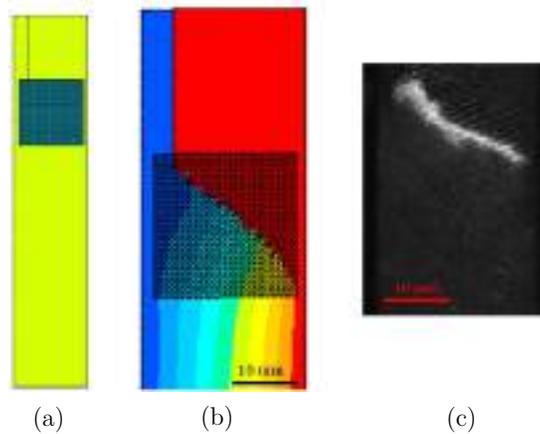


Figure II.60 – Propagation d'une coupure en fatigue dans un composite tissé verre/époxy satin de 8 $[0^\circ; \pm 45^\circ]_s$ soumis à une sollicitation de cisaillement [Rouault, 2013]

II.4.2.4 Implémentation numérique des modèles - Notion de saut de cycles

[Van Paepegem et al., 2001] utilisent un modèle de raideur résiduelle pour simuler la réduction de raideur et la redistribution des contraintes dans le composite pendant la sollicitation fatigue. Pour leur modèle d'endommagement de fatigue, ils introduisent une variable d'endommagement d telle que :

$$\frac{\delta d}{\delta N} = \frac{A \left(\frac{\delta \sigma}{\sigma_{TS}} \right)^c}{(1 - d)^\beta} ; \quad \sigma = E_0(1 - d)\varepsilon \quad (\text{II.19})$$

avec N le nombre de cycles, $\delta \sigma$ l'amplitude du cycle de chargement appliqué, σ_{TS} la contrainte initiale de traction et A , β et c des constantes matériaux à identifier. Cependant, lors de

l'implémentation numérique de ce modèle d'endommagement en fatigue, il faut que les simulations puissent être rapides et réalisées de manière efficace. Il est alors impossible de simuler tous les cycles de manière réelle. Seulement une sélection de cycles de chargement peut être simulée. [Van Paepegem et al., 2001] ont donc travaillé sur un moyen de déterminer cette sélection (Figure II.61). Il cherchent ainsi à déterminer un saut de cycles N_{JUMP} tel que :

$$d_{N+N_{JUMP}} = d_N + N_{JUMP} * \frac{\delta d}{\delta N} \quad (\text{II.20})$$

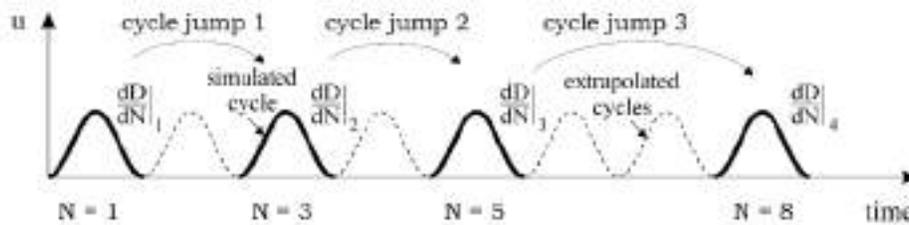


Figure II.61 – Illustration du principe de saut de cycle développé par [Van Paepegem et al., 2001]

N_{JUMP} doit être le même pour tous les éléments du modèle. D'une part, il doit prendre en compte les parties du modèle subissant de faibles chargements qui vont rester pratiquement inchangées et dont une grande valeur de N_{JUMP} ne va pas engendrer d'erreur sur l'estimation de l'endommagement. D'autre part, il doit également prendre en compte les parties chargées à de hauts niveaux de contraintes, pour lesquelles l'endommagement évolue de manière rapide avec l'augmentation du nombre de cycles et dont la valeur de N_{JUMP} doit être petite pour ne pas que la redistribution des contraintes au niveau des zones endommagées et des zones voisines ne soit évaluée de manière imprécise. Pour cela, ils ont développé une méthode pour estimer la valeur de N_{JUMP_1} à chaque point d'intégration du modèle et ensuite choisir une valeur de N_{JUMP} globale à la structure. De manière simple, pour déterminer N_{JUMP_1} , ils imposent une augmentation limite Δd_{lim} à la variable d à respecter pour tous les points du modèle telle que $N_{JUMP_1} = \Delta d_{lim} / \frac{\delta d}{\delta N}$. Puis, ils déterminent la distribution fréquentielle relative (Figure II.62a) ainsi que la distribution fréquentielle relative cumulée de toutes les valeurs de N_{JUMP_1} et choisissent N_{JUMP} comme un petit pourcentage de la distribution fréquentielle relative cumulée (Figure II.62b). Même s'il y a quelques points d'intégration pour lesquels le N_{JUMP} est considéré comme "grand", les erreurs sont négligeables.

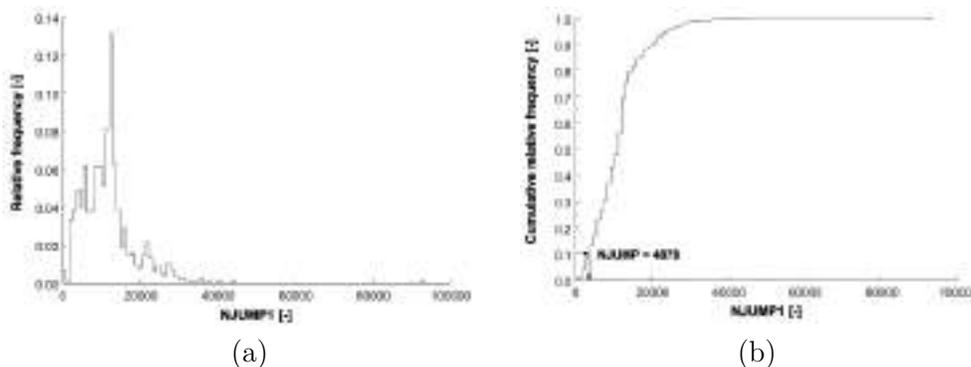


Figure II.62 – (a) Distribution de la fréquence relative (b) Distribution de la fréquence relative cumulée [Van Paepegem et al., 2001]

II.4.3 Méthodes pour pièces fissurées ou trouées

Différentes méthodes de modélisation ont été développées dans la littérature dans le but d'être capable de prédire la propagation d'une fissure ou d'une coupure dans un composite pré-entallé. Il existe trois types différents de méthodes : les méthodes empiriques, les méthodes analytiques et les méthodes numériques.

II.4.3.1 Méthodes empiriques

Les méthodes empiriques ont été développées pour modéliser, en particulier, la propagation d'un dommage dans une pièce trouée. [Whitney and Nuismer, 1974] se sont aperçus que la contrainte maximale en bord de trou pouvait dépasser la contrainte maximale mesurée lors d'un essai de traction quasi-statique sans que le dommage ne se propage. Ils ont ainsi proposé deux critères, qui se basent sur une distance caractéristique d_0 :

- le Point Stress Criterion (PSC) : la contrainte à prendre en compte pour évaluer la propagation du dommage se situe à une distance d_0 du trou (Figure II.63a)
- le Average Stress Criterion (ASC) : la contrainte à prendre en compte est une contrainte moyenne calculée sur la distance d_0 (Figure II.63b)

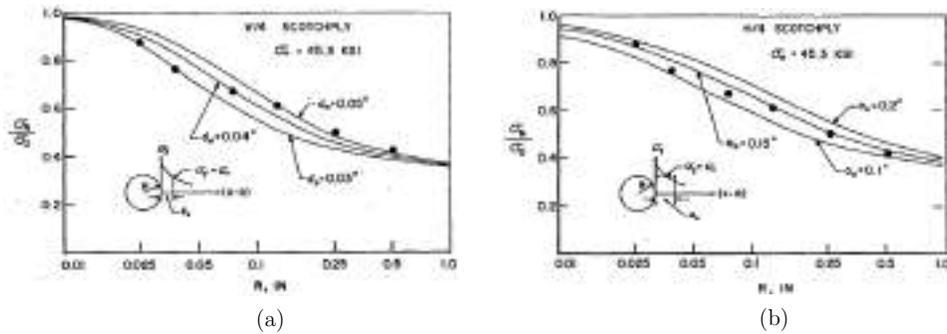


Figure II.63 – Illustration des critères développés par [Whitney and Nuismer, 1974] pour un essai de traction quasi-statique sur composite verre/époxy troué - (a) PSC (b) ASC

[Tan and Kim, 1988] ont utilisé la méthode PSC pour évaluer la contrainte à rupture d'éprouvettes avec un défaut elliptique, avec différents drapages et tailles de défaut, soumises à des sollicitations de traction et de cisaillement. Ils se placent à une distance b_0 du bord du trou pour évaluer la contrainte et définissent un *facteur de réduction de résistance* comme le rapport de la contrainte à rupture de l'éprouvette entaillée rapportée à la contrainte à rupture de l'éprouvette saine. La Figure II.64 présente l'évolution de ce facteur en fonction de la taille du dommage initial et des drapages étudiés.

Dans ses travaux de thèse, [Miot, 2009] mesure expérimentalement les déformations subies par le composite en bord de trou (Figure II.65a) et d'entaille (Figure II.65b). Elle observe qu'elles sont très élevées et supérieures à la déformation à rupture du matériau sain en traction quasi-statique (qui est de 2,3%). Elle choisit alors d'utiliser la méthode ASC en se basant sur un Volume Caractéristique de Rupture (Figure II.66) sur lequel elle vient calculer la contrainte moyenne par l'équation suivante : $\bar{\sigma}_{ij} = \frac{1}{V} \int_V \sigma_{ij} dV$.

Il faut cependant noter que, même si ces critères sont simples à mettre en œuvre, ils sont très dépendants des paramètres d'essai.

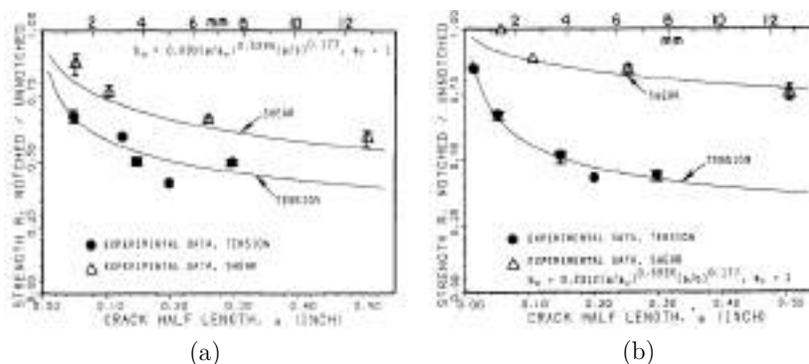


Figure II.64 – Comparaison entre les prévisions de rupture et les résultats expérimentaux pour un composite graphite/époxy entaillé soumis à des sollicitations de traction et cisaillement pour différentes longueurs d’entaille et pour un drapage (a) $[0/90/\pm 45]_s$ (b) $[0/90]_{2s}$ [Tan and Kim, 1988]

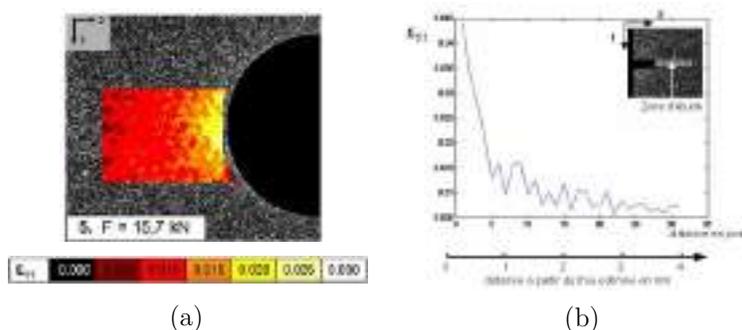


Figure II.65 – Champ de déformations obtenu lors de traction quasi-statique sur un composite verre/époxy (a) troué et (b) entaillé [Miot, 2009]

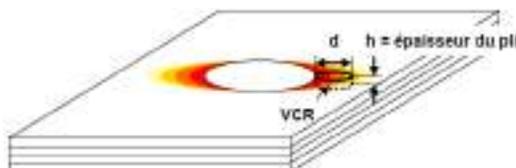


Figure II.66 – Illustration du Volume Caractéristique de Rupture (VCR) utilisé par [Miot, 2009]

II.4.3.2 Méthodes analytiques

Les méthodes analytiques découlent des résultats issus de la mécanique de la rupture et sont généralement utilisées pour des cas de géométrie et de chargement simples ainsi que pour évaluer la validité d’une méthode numérique. [Tada et al., 1973] et [Murakami, 1987] ont ainsi répertorié dans leur recueil différents résultats de référence concernant les pièces fissurées.

Pour des sollicitations simples, les résultats sont basés sur les travaux de [Irwin, 1948]. Le principe est de se placer dans un repère cylindrique en pointe de fissure (Figure II.67) et de calculer les facteurs d’intensité de contrainte pour chaque mode d’ouverture de la fissure :

$$K_I = \lim_{\theta=0; r \rightarrow 0} (\sigma_{xx} \sqrt{2\pi r}), \quad K_{II} = \lim_{\theta=0; r \rightarrow 0} (\sigma_{xy} \sqrt{2\pi r}), \quad K_{III} = \lim_{\theta=0; r \rightarrow 0} (\sigma_{yz} \sqrt{2\pi r}) \quad (\text{II.21})$$

Ces valeurs sont ensuite comparées à des facteurs d’intensité de contraintes critiques K_{Ic} , K_{IIc} et K_{IIIc} , appelées ténacités et mesurées expérimentalement. Si elles sont supérieures aux ténacités, la fissure se propage dans le mode étudié. Si la fissure est soumise à des chargements plus complexes, le

théorème de superposition peut être appliqué via l'hypothèse de linéarité de comportement. Ainsi, un taux de restitution d'énergie global peut être obtenu par la relation :

$$G = \frac{K_I^2}{E'} + \frac{K_{II}^2}{E'} + \frac{1+\nu}{E} K_{III}^2 = G_I + G_{II} + G_{III} \quad (\text{II.22})$$

où $E' = E$ en contraintes planes et $E' = E/(1 - \nu^2)$ en déformations planes.

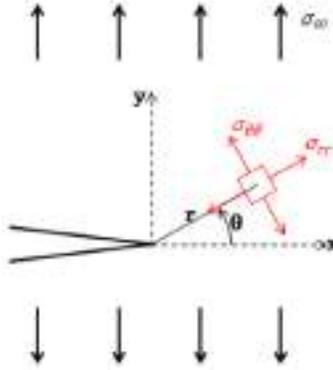


Figure II.67 – Repère cylindrique utilisé pour la mécanique de la rupture [Rouault, 2013]

Dans le cas d'un matériau orthotrope homogène, cette méthode peut aussi être utilisée. Cependant, des termes supplémentaires sont nécessaires pour calculer les taux de restitution d'énergie. [Sih et al., 1965] donnent :

$$G_I = K_I^2 \sqrt{\frac{S_{11}S_{22}}{2}} \sqrt{\sqrt{\frac{S_{22}}{S_{11}}} + \frac{2S_{12} + S_{66}}{2S_{11}}}$$

$$G_{II} = K_{II}^2 \frac{S_{11}}{\sqrt{2}} \sqrt{\sqrt{\frac{S_{22}}{S_{11}}} + \frac{2S_{12} + S_{66}}{2S_{11}}} \quad (\text{II.23})$$

$$G_{III} = K_{III}^2 \frac{S_{11}}{\sqrt{2}} \sqrt{\frac{S_{44}S_{55}}{2}}$$

où S_{ij} sont les termes de la matrice de souplesse S du stratifié homogénéisé.

II.4.3.3 Méthodes numériques

Les méthodes numériques sont utilisées lorsque les chargements deviennent plus complexes et lorsque le comportement du matériau devient non-linéaire. Il existe trois approches différentes : l'approche locale, la méthode par intégrale de contour et la méthode par différence d'énergies.

Approche locale

Cette approche est la plus récente. Elle permet de résoudre le problème par éléments finis via l'utilisation d'un maillage spécifique autour de la zone d'entaille. Le champ de contraintes est obtenu localement dans cette zone et les facteurs d'intensité de contraintes peuvent en être directement déduits. Certains éléments finis spécifiques, tels que les éléments de Barsoum, ont donc été développés pour approcher un champ de contrainte de la forme $\frac{1}{\sqrt{r}}$ en $r = 0$.

Intégrale de contour

Une intégrale de contour sur un chemin qui s'appuie sur les lèvres de la fissure est également utilisée. Plusieurs types d'intégrales ont été développés. Parmi eux, l'intégrale J de [Rice, 1968] (Figure II.68) est la plus utilisée car elle possède l'avantage d'être théoriquement indépendante du contour. Elle est égale au taux de restitution d'énergie et est obtenue par la relation :

$$G = J = \int_{\Gamma} \left(W_e n_1 - \sigma_{ij} n_j \frac{\partial u_i}{\partial x_1} \right) d\Gamma \quad (\text{II.24})$$

où 1 est la direction de la fissure, W_e la densité d'énergie élastique, σ_{ij} le tenseur des contraintes, u_i le vecteur déplacement et n_j la normale au contour s'appuyant sur les lèvres et dirigée vers l'extérieur.

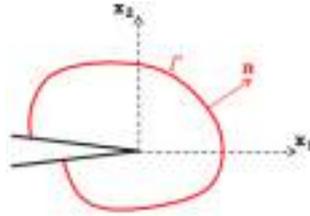


Figure II.68 – Illustration de l'intégrale de contour par la méthode de l'intégrale J [Rouault, 2013]

Différence d'énergies

Deux méthodes numériques par différence d'énergies sont généralement implémentées dans les codes de calculs par éléments finis standards : *Virtual Crack Extension* (VCE) et *Virtual Crack Closure Technique* (VCCT). Le principe est le suivant : l'énergie potentielle E_p contenue dans la structure avec une entaille de longueur a et de surface S est d'abord calculée. Puis, l'énergie potentielle E_p contenue dans la structure avec la même entaille qui a avancé d'une longueur Δa (longueur $a + \Delta a$ et surface $S + \Delta S$) est calculée. Ensuite, le taux de restitution d'énergie est obtenu par :

$$G = \frac{E_p(S + \Delta S) - E_p(S)}{\Delta S} \quad (\text{II.25})$$

Le principe de la méthode VCCT a été proposé par [Rybicki and Kanninen, 1977] puis amélioré par [Krueger, 2004] : l'énergie requise pour propager de Δa une fissure de longueur initiale a est identique à celle nécessaire pour refermer de Δa une fissure de longueur $a + \Delta a$.

Le principe de la méthode VCE est d'introduire un champ virtuel de déformation infinitésimale en front de fissure permettant d'obtenir une estimation de l'énergie nécessaire pour faire avancer la fissure d'une distance Δa .

II.4.4 Conclusion

Il a été vu, dans cette partie, que la modélisation de l'endommagement dans les composites tissés pouvait être réalisée à trois échelles différentes :

- le modèle à l'échelle de la fibre (microscopique)
- le modèle à l'échelle de la mèche (mésoscopique)
- le modèle à l'échelle du pli ou de la structure (macroscopique)

Aux échelles microscopique ou mésoscopique, les temps de calculs peuvent être assez longs, mais se placer à ces échelles possède plusieurs avantages :

- cela permet d’obtenir une meilleure compréhension des mécanismes d’endommagement et de leur scénario de développement tels que les fissurations matricielles et les ruptures de fibres
- cela permet d’étudier l’influence de paramètres géométriques comme par exemple la distance inter-torons ou bien la dimension du toron
- cela permet de prendre en compte, pour les modèles les plus aboutis, l’influence des techniques de tissage

Alors qu’à l’échelle macroscopique, même si les temps de calculs sont moins longs, il est impossible de représenter l’évolution des fissurations matricielles et des ruptures de fibres. L’influence de l’endommagement est pris en compte via une dégradation de la raideur du stratifié. A cette échelle, le seul dommage pouvant être représenté est, de part sa nature, le délaminage via l’utilisation d’éléments avec lois cohésives.

Pour la modélisation de ces endommagements en fatigue, il existe trois catégories de modèles :

- les modèles basés sur la durée de vie en fatigue qui reposent sur des données expérimentales telles qu’une courbe S-N ou un diagramme de Goodman
- les modèles de résistance résiduelle ou de raideur résiduelle qui prédisent le changement de résistance ou de raideur pendant le chargement et qui peuvent aussi être utilisés pour prendre en compte les modifications de contraintes au cours du temps
- les modèles mécanistes ou d’endommagement progressif qui se basent sur des lois en fatigue cherchant à modéliser les mécanismes d’endommagement apparaissant pendant le chargement en fatigue tels que l’initiation et la propagation de microfissures et de délaminages.

Les deux premiers sont utilisés à l’échelle macroscopique alors que le dernier est utilisé à l’échelle microscopique ou mésoscopique.

Les modèles mécanistes regroupent également deux types de modèles : les modèles d’endommagement qui corrént l’évolution du dommage avec les propriétés mécaniques (raideur/résistance) et les modèles d’endommagement qui prédisent la progression du dommage tel que le nombre de fissurations matricielles transverses par unité de longueur ou bien la taille des zones délaminées. Ils président généralement l’évolution du dommage en fonction des taux de restitution d’énergie et se basent pour cela sur la théorie de la mécanique de la rupture. Ils sont principalement utilisés pour étudier la propagation en fatigue de dommage dans les pièces trouées ou fissurées.

Dans la littérature, il n’y alors pas de modèle qui représente l’évolution du dommage post-impact (à la fois les fissurations matricielles, les ruptures de fibres et le délaminage) en quasi-statique et en fatigue à l’échelle de la mèche. Or, ce sont les objectifs de ce travail de recherche. Sachant que l’approche semi-continue, déjà développée au sein du laboratoire et de l’équipe de recherche, est capable de représenter tous les dommages déjà cités à l’échelle souhaitée lors de sollicitations d’impact, un des objectifs de ces travaux sera donc de l’adapter aux sollicitations de traction quasi-statique et fatigue post-impact. La partie suivante est alors consacrée à la présentation de l’approche semi-continue.

II.5 Approche semi-continue

II.5.1 Principe

Cette stratégie, développée au sein laboratoire, a été initiée par [Navarro, 2010] et se base sur les observations expérimentales du mécanisme d'endommagement d'une structure sandwich, avec une peau mixte en tissu de verre/époxy et carbone/époxy, soumise à une sollicitation de type impact (Figure II.69) :

1. une dégradation progressive de la résine
2. un réseau de mèches encore saines et non stabilisées une fois que la résine a totalement fissuré
3. une rupture des mèches en traction

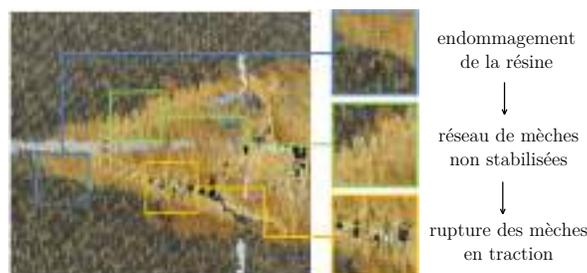


Figure II.69 – Scénario d'endommagement déduit du faciès de rupture obtenu après impact sur une structure sandwich avec une peau mixte en tissu de verre/époxy et tissu de carbone/époxy [Navarro, 2010]

Ainsi, l'idée de l'approche semi-continue est de pouvoir représenter à la fois le comportement non-endommagé du tissu ainsi que son comportement endommagé {résine ruinée / fibres saines}.

II.5.2 Stratégie de modélisation

Pour cela, un élément fini spécifique a été introduit par [Navarro, 2010] puis enrichi par [Pascal, 2016], par le biais d'une modélisation à l'échelle de la maille élémentaire du tissu (Figure II.70). L'élément fini spécifique est un treillis d'éléments barres stabilisé par un élément plaque pour lequel les éléments barres viennent représenter les mèches de fibres alors que l'élément plaque vient représenter la résine. Un élément barre rejoint deux nœuds virtuels, chacun lié au nœud réel par une condition de lien rigide. La taille de maille élémentaire de cet élément correspond à la taille de maille physique du tissu. [Navarro, 2010] et [Pascal, 2016] ayant travaillé sur des composites tissés carbone/époxy satin de 5 et verre/époxy satin de 8, deux tailles différentes de maille sont utilisées (0,5 mm pour le verre et 1,4 mm pour le carbone) et cinq briques élémentaires avec différentes dispositions des éléments barres sont mises en place dans le but de pouvoir reproduire des motifs satin de 5 et satin de 8 (Figure II.70). L'élément plaque modélisant la résine étant endommageable (Figure II.71a), cet élément fini spécifique permet de représenter le mécanisme d'endommagement observé par [Navarro, 2010] :

1. endommagement de l'élément plaque
2. une fois que l'élément plaque est totalement endommagé, il reste un treillis non-stabilisé de barres non-rompues
3. rupture de ces éléments barres en traction

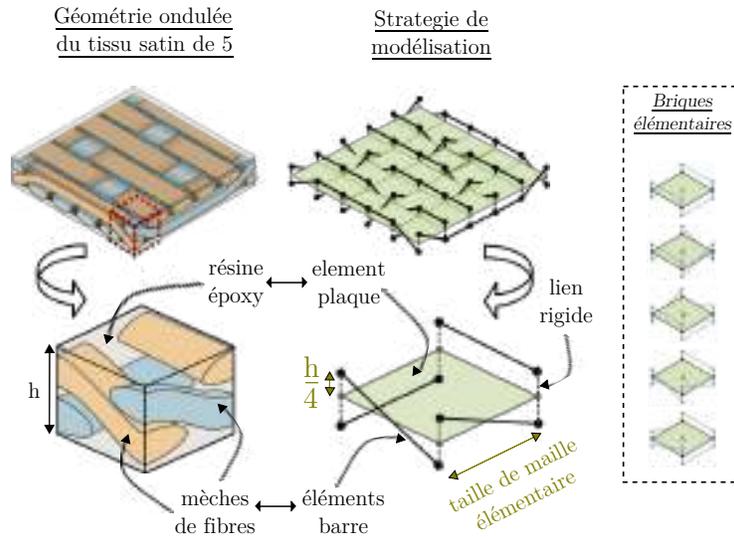


Figure II.70 – Stratégie de la modélisation semi-continue

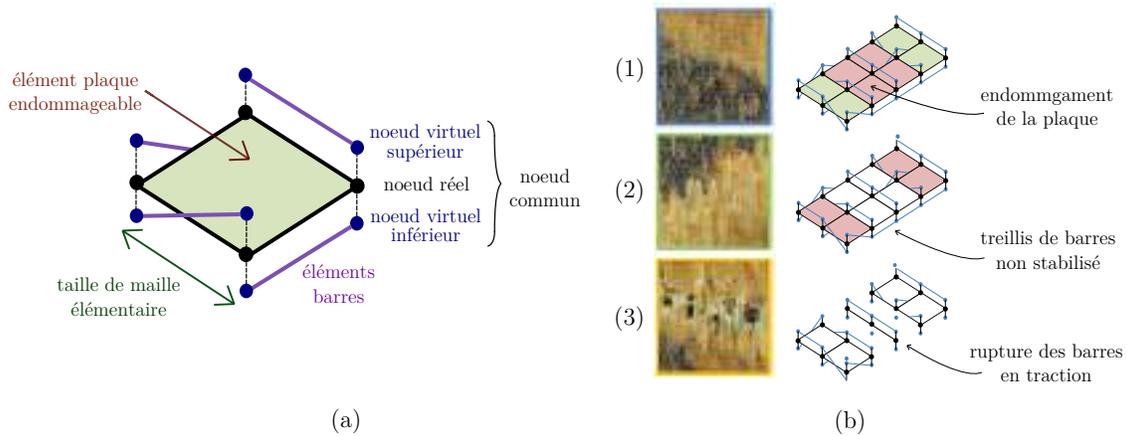


Figure II.71 – Principe de modélisation proposé par [Navarro, 2010] puis [Pascal, 2016] - (a) élément tissu développé (b) représentation schématique du scénario d'endommagement

II.5.3 Comportement mécanique et endommagement

L'élément barre possède un comportement élastique fragile. L'effort dans un élément barre est obtenu par la relation simple :

$$F_{barre} = \frac{E_{barre}S}{L}u \quad (II.26)$$

où u est le déplacement de la barre et E_{barre} , S et L sont respectivement le module, la section et la longueur du toron.

La rupture de l'élément est régie par un critère basé sur les déformations de traction :

$$\text{si } \varepsilon_{barre}^{traction} > \varepsilon_{barre}^{traction max} \quad \text{alors rupture de l'élément barre} \quad (II.27)$$

L'élément plaque possède un comportement élastique isotrope. La particularité de ce modèle est la séparation des comportements des torons et de la résine. Ainsi, la flexion des torons est naturellement prise en compte par le bon positionnement des éléments barres dans l'épaisseur du pli.

Les matrices de comportement en membrane et en flexion de l'élément plaque sont donc identiques :

$$[C^m] = [C^f] = \begin{bmatrix} \frac{E_x}{1 - \nu_{xy}\nu_{yx}} & \frac{\nu_{yx}E_x}{1 - \nu_{xy}\nu_{yx}} & 0 \\ \frac{\nu_{xy}E_y}{1 - \nu_{xy}\nu_{yx}} & \frac{E_y}{1 - \nu_{xy}\nu_{yx}} & 0 \\ 0 & 0 & G_{xy} \end{bmatrix} \quad (\text{II.28})$$

La matrice de comportement en cisaillement hors-plan s'écrit de la manière suivante :

$$[C^c] = \begin{bmatrix} G_{xz} & 0 \\ 0 & G_{yz} \end{bmatrix} \quad (\text{II.29})$$

En ce qui concerne l'endommagement de la résine au cours d'une sollicitation de type impact, [Pascal, 2016] a observé l'apparition de deux directions de propagation des fissurations matricielles, correspondant chacune à une direction du tissu. Ainsi, un endommagement anisotrope suivant les deux directions de renfort du tissu est introduit dans l'élément plaque via deux variables d'endommagement d_i ($i = x$ ou y) calculées à l'aide de fonctions thermodynamiques Y_i ($i = x$ ou y) :

$$d_i = \begin{cases} \frac{\sqrt{Y_i} - \sqrt{Y_0}}{\sqrt{Y_c}} & \text{si } Y_0 > Y_c \\ 0 & \text{sinon} \end{cases} \quad (\text{II.30})$$

$$Y_i = \frac{\sigma_i^2}{2E_{resine}(1 - d_i)^2} \quad (\text{II.31})$$

où Y_0 et Y_c correspondent respectivement au seuil et la vitesse de propagation de l'endommagement et E_{resine} au module de la résine. Ces variables viennent dégrader les matrices de comportement en membrane et en flexion de l'élément plaque :

$$[C^m] = [C^f] = \begin{bmatrix} \frac{(1 - d_x)E_x}{1 - (1 - d_x)(1 - d_y)\nu_{xy}\nu_{yx}} & \frac{(1 - d_x)(1 - d_y)\nu_{yx}E_x}{1 - (1 - d_x)(1 - d_y)\nu_{xy}\nu_{yx}} & 0 \\ \frac{(1 - d_x)(1 - d_y)\nu_{xy}E_y}{1 - (1 - d_x)(1 - d_y)\nu_{xy}\nu_{yx}} & \frac{(1 - d_y)E_y}{1 - (1 - d_x)(1 - d_y)\nu_{xy}\nu_{yx}} & 0 \\ 0 & 0 & G_{xy} \end{bmatrix} \quad (\text{II.32})$$

Un critère de pseudo-plasticité sur la contrainte de cisaillement plan de membrane a également été implémenté dans l'élément plaque dans le but de représenter l'apparition de déformations irréversibles au cours d'une sollicitation en cisaillement plan du tissu composite. Pour cela, le domaine d'élasticité est défini de la façon suivante :

$$f = |\tau_{xy}| - K_{plas}p^\beta - \tau_0 \quad (\text{II.33})$$

où τ_{xy} est la contrainte de cisaillement plan, τ_0 la contrainte de plasticité, (K_{plas}, β) les paramètres de la loi d'écrouissage et p la déformation plastique cumulée.

Si $f > 0$, la correction plastique est effectuée via une actualisation des variables plastiques $\gamma_{xy,p}$ et p suivant un schéma itératif de Newton-Raphson, $\gamma_{xy,p}$ étant la partie plastique de la déformation de cisaillement telle que :

$$\gamma_{xy} = \gamma_{xy,e} + \gamma_{xy,p} \quad (\text{II.34})$$

où γ_{xy} est la déformation de cisaillement et $\gamma_{xy,e}$ sa partie élastique.

Il n'y a pas d'endommagement implémenté en cisaillement mais uniquement une rupture fragile gérée par une variable d'endommagement d_{xy} telle que :

$$G_{xy} = (1 - d_{xy})G_{xy}^0 \quad \text{avec :} \quad (II.35)$$

$$\begin{cases} d_{xy} = 0 & \text{si } \gamma_{xy,p} < \gamma_{xy,p}^{max} \\ d_x = d_y = d_{xy} = 1 & \text{si } \gamma_{xy,p} \geq \gamma_{xy,p}^{max} \end{cases}$$

Finalement, pour connecter deux plis et modéliser la propagation de délaminage, un élément d'interface avec une loi cohésive a été introduit dans l'élément fini spécifique, le principe étant de générer des nœuds virtuels à partir de la position des nœuds réels. L'interface est un élément d'épaisseur quasi-nulle, composé de huit nœuds, chacun lié au nœud réel par une condition de lien rigide (Figure II.72).

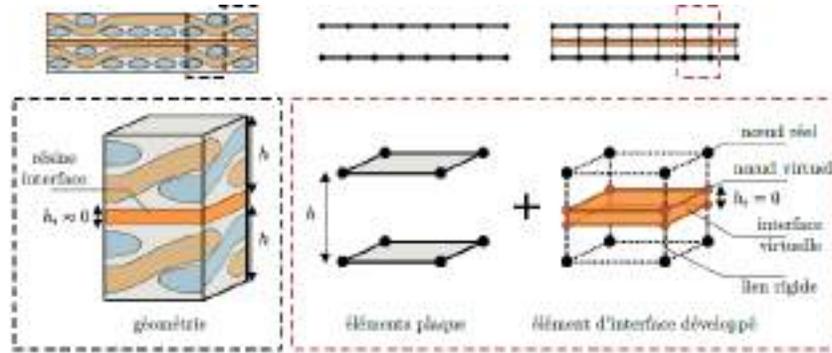


Figure II.72 – Principe de la modélisation du stratifié et de l'interface développée [Pascal, 2016]

Cet élément cohésif possède un comportement élastique endommageable qui suit une loi cohésive bilinéaire permettant de relier l'état de contraintes en fonction du déplacement relatif des nœuds virtuels supérieurs par rapport aux nœuds virtuels inférieurs (saut de déplacement) :

$$[\sigma] = \begin{bmatrix} \sigma_{xz} \\ \sigma_{yz} \\ \sigma_{xy} \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} (1 - d_{int})K^0 & 0 & 0 \\ 0 & (1 - d_{int})K^0 & 0 \\ 0 & 0 & (1 - d_{int})K^0 \end{bmatrix} \begin{bmatrix} \delta_x \\ \delta_y \\ \delta_z \end{bmatrix} \quad (II.36)$$

avec : $K^0 = \frac{E_{resine}}{h_i}$ où h_i est l'épaisseur fictive de l'interface égale au dixième de l'épaisseur moyenne d'un pli.

La variable d'endommagement d_{int} permet de calculer l'endommagement dans l'interface cohésive via :

$$d_{int} = \sup_{t \leq \tau} \left(\frac{\delta^r (\delta - \delta^0)}{\delta (\delta^r - \delta^0)} \right) \quad \text{si } \delta > \delta^0 \quad (II.37)$$

où δ est un déplacement relatif prenant en compte la mixité des modes, δ_0 est le saut de déplacements à l'initiation, exprimé en fonction des contraintes maximales à l'initiation σ_I^{max} et σ_{II}^{max} , et δ_r est le saut de déplacements à rupture, calculé en fonction des taux de restitution d'énergie critique en mode I et en mode II.

II.5.4 Résultats

En comparaison avec les résultats expérimentaux, cette modélisation donne de bons résultats pour des simulations d'impact au poids tombant et d'impact oblique réalisées sur différentes configurations de stratifiés tissés :

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

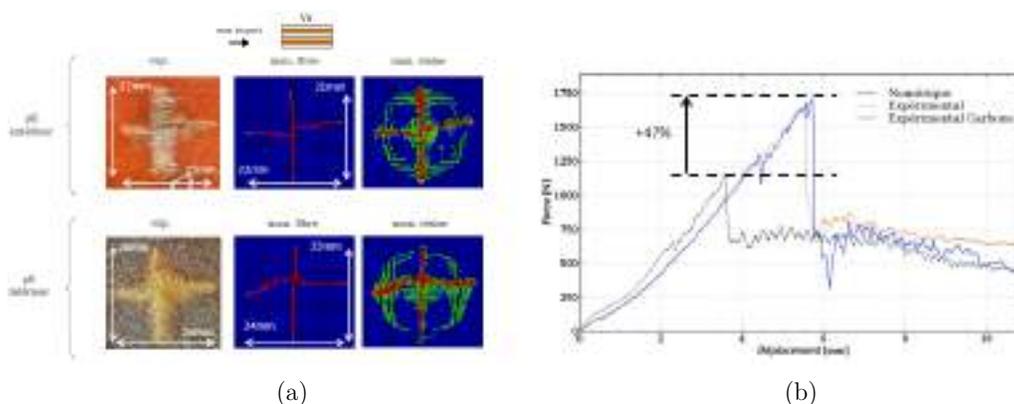


Figure II.73 – Comparaison expérimental/numérique (a) des faciès de rupture et (b) des courbes d'effort obtenus pour un impact au poids tombant sur un tissu sandwich avec une peau composée de deux plis de verre/époxy à 0° [Pascal, 2016]

En effet, les Figures II.73-II.74 présentent la comparaison entre les résultats expérimentaux et numériques obtenus après un impact au poids tombant sur deux plis de tissu carbone/époxy orientés à 0° , après un impact au poids tombant sur un tissu sandwich avec une peau composée de deux plis de verre/époxy à 0° et après un impact oblique sur un tissu sandwich avec une peau composée d'un pli de verre/époxy à 0° , d'un pli de carbone/époxy à $\pm 45^\circ$ et d'un pli de carbone/époxy à 0° . Le modèle permet d'obtenir le bon scénario d'endommagement, les bons faciès de rupture ainsi que les bonnes courbes effort/déplacement pour différents types d'impact et différentes configurations de stratifiés tissés.

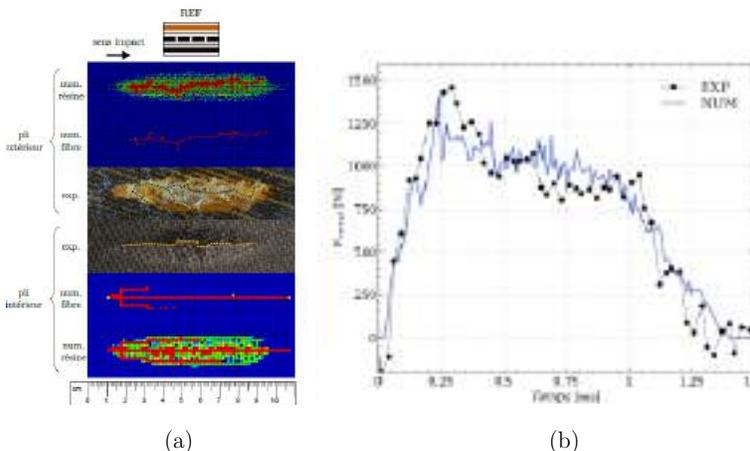


Figure II.74 – Comparaison expérimental/numérique (a) des faciès de rupture et (b) des courbes d'effort obtenus pour un impact oblique sur un tissu sandwich avec une peau composée d'un pli de verre/époxy à 0° , d'un pli de carbone/époxy à $\pm 45^\circ$ et d'un pli de carbone/époxy à 0° [Pascal, 2016]

Chapitre III Traction post-impact sur stratifiés tissés mono-matériau

Sommaire

III.1	Introduction	88
III.1.1	Objectifs de l'étude	88
III.1.2	Conditions expérimentales	88
III.2	Impact au poids tombant	89
III.3	Traction quasi-statique sur stratifiés tissés impactés	91
III.3.1	Etude de l'influence de l'énergie d'impact	91
III.3.2	Connexion avec les observations sur les stratifications hybrides	98
III.3.3	Influence du type de dommage initial	102
III.3.4	Conclusion sur les essais de traction quasi-statique	113
III.4	Traction fatigue sur stratifiés tissés impactés	116
III.4.1	Introduction	116
III.4.2	Essais de fatigue sur la configuration V0V0	117
III.4.3	Essais de fatigue sur la configuration C45C45	121
III.4.4	Essais de fatigue sur la configuration C0C0	128
III.4.5	Essais de fatigue sur la configuration C45C0	132
III.4.6	Connexion avec les observations sur les stratifications hybrides	136
III.4.7	Conclusion sur les essais de traction fatigue	139

III.1 Introduction

III.1.1 Objectifs de l'étude

Afin de comprendre et analyser le comportement post-impact en traction quasi-statique et fatigue d'une éprouvette hybride et les différents phénomènes de propagation de dommages, il est primordial d'étudier le comportement propre à chaque matériau composant ces stratifications. L'objectif est d'isoler le comportement de chaque constituant de façon à identifier les paramètres principaux qui pilotent la rupture des stratifiés hybrides. Pour cela, quatre stratifications dites *mono-matériau* sont étudiées tout au long de ce chapitre (Tableau III.1). Elles sont composées d'un seul matériau constituant les deux stratifiés hybrides à étudier $TV0^\circ/TC\pm45^\circ/TC\pm45^\circ$ et $TV0^\circ/TC0^\circ/TC\pm45^\circ$.

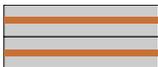
Configuration	Représentation	Pli supérieur	Pli inférieur
C0C0		Carbone (0/90)°	Carbone (0/90)°
C45C45		Carbone ±45°	Carbone ±45°
C45C0		Carbone ±45°	Carbone (0/90)°
V0V0		Verre (0/90)°	Verre (0/90)°

Tableau III.1 – Configurations utilisées lors de l'étude sur les stratifiés tissés mono-matériau

Une première partie est consacrée à l'étude du comportement post-impact de ces stratifiés soumis à une sollicitation de traction quasi-statique. La propagation du dommage généré par un impact au poids tombant est analysée à travers une étude d'influence de l'énergie d'impact.

Une deuxième partie est destinée à l'étude du comportement post-impact de ces stratifiés soumis à une sollicitation de traction fatigue. Les mécanismes de propagation de dommage post-impact en fatigue y sont ainsi observés par le biais d'études d'influence de l'énergie d'impact et du niveau de sollicitation.

A la fin de chaque partie, les analyses réalisées sur ces configurations mono-matériau sont utilisées pour expliquer les phénomènes de propagation observés sur les configurations hybrides.

III.1.2 Conditions expérimentales

Les conditions expérimentales mises en place pour l'étude sur les stratifiés mono-matériau sont exactement les mêmes que celles pour l'étude sur les stratifiés hybrides. L'éprouvette possède les mêmes forme et dimension que celle présentée sur la Figure I.3. L'essai d'impact au poids tombant est utilisé comme proposé sur la Figure I.4 avec les mêmes caractéristiques d'impacteur ainsi que l'utilisation d'un double-cadre pour fixer l'éprouvette. L'essai d'indentation est exécuté de manière identique à celui de la Figure I.15. L'essai de traction est mené sur la même machine INSTRON. Il est suivi par des caméras placées à l'avant et à l'arrière de l'éprouvette dans le but de réaliser de la corrélation d'images (Figure I.7).

III.2 Impact au poids tombant

Dans cette section, les impacts (nécessaires aux études de traction quasi-statique et fatigue sur éprouvettes impactées) sont réalisés à différentes énergies sur chacune des configurations mono-matériau (six éprouvettes pour chaque énergie). Les Figures III.1-III.2 résument les faciès de rupture obtenus dans les plis supérieurs et inférieurs.

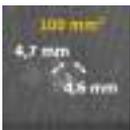
Pour les configurations C0C0 et C45C0, aucun dommage n'est visible à l'oeil nu à une énergie d'impact de 1 J, de même pour la configuration C45C45 à une énergie de 2,25 J. L'augmentation de l'énergie d'impact entraîne l'apparition puis l'augmentation d'une zone endommagée et de ruptures de fibres jusqu'à perforation totale du stratifié à partir d'une énergie de 4 J. En effet, comme pour les stratifications hybrides, les perforations sont visibles sur les courbes effort - déplacement par un déplacement non-nul de l'impacteur à effort nul. Une rupture en forme de croix est observée dans les plis supérieur et inférieur avec un dommage légèrement plus important dans le pli inférieur, le dommage s'initiant dans ce pli au cours de l'impact. Elle est orientée à $(0/90)^\circ$ pour C0C0, à $\pm 45^\circ$ pour C45C45 et pour C45C0, l'orientation de la rupture dans le pli supérieur est fortement influencée par les directions du pli inférieur. Dans le pli supérieur, des ruptures de mèches perpendiculaires aux ruptures en croix sont également constatées. Elles viennent former un carré et selon [Pascal, 2016], elles sont créées lors de la phase finale d'indentation de l'éprouvette (lorsque les quatre pétales du pli formées par la rupture en croix sont hautement sollicitées en flexion). Les tailles de dommages sont légèrement plus développées dans le cas de la configuration C0C0 mais restent tout de même assez similaires entre les trois configurations carbone.

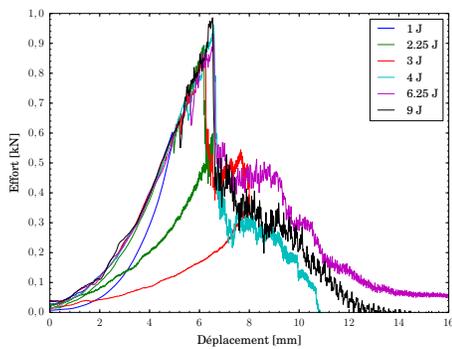
Pour la configuration V0V0, les observations sont identiques à la configuration C0C0. Toutefois, des énergies de 5 J et 6,25 J sont nécessaires pour respectivement générer les premières ruptures de fibres et totalement perforer le stratifié. Les tailles de dommages sont comparables entre les deux configurations.

Une comparaison du comportement à l'impact entre les configurations mono-matériau est réalisée sur l'exemple d'une énergie d'impact de 6,25 J. La partie supérieure de la Figure III.3 compare les courbes entre les trois configurations carbone alors que la partie inférieure compare celles des configurations C0C0 et V0V0.

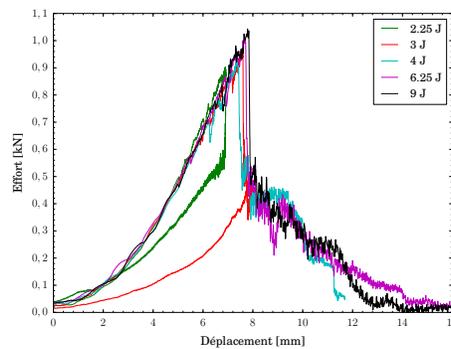
La configuration C45C45 possède une rigidité plus faible que C0C0. La rupture finale apparaît pour un effort similaire (environ 1 kN) mais pour un déplacement 25% plus important, ce qui explique que les tailles de dommages soient un peu plus faibles dans ce cas. La courbe de la configuration C45C0 se situe entre celles de C0C0 et C45C45, ce qui montre l'influence de chacun des plis. Cependant, la rigidité et la valeur du déplacement à rupture de C45C0 se rapproche plus du cas C0C0. En effet, lors de l'impact, la raideur en flexion du stratifié est principalement reprise par le pli inférieur, soit C0.

En comparaison à C0C0, la configuration V0V0 est beaucoup moins rigide. L'effort et l'allongement à rupture sont respectivement 45% et 65% plus importants. Ce phénomène est expliqué par le fait que le tissu de verre possède un fort effet dynamique et donc sa limite à rupture augmente fortement pour de grandes vitesses de déformation [Navarro, 2010; Aubry, 2013].

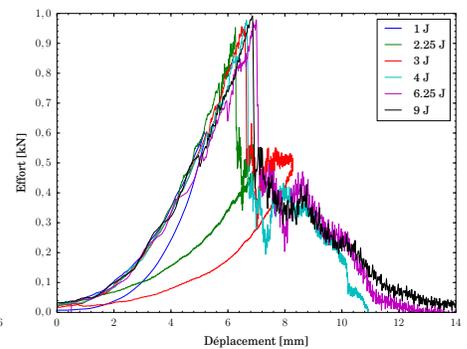
						
E_{impact}	Pli sup	Pli inf	Pli sup	Pli inf	Pli sup	Pli inf
1 J ($V_{\text{impact}} = 1 \text{ m/s}$)						
2,25 J ($V_{\text{impact}} = 1,5 \text{ m/s}$)						
3 J ($V_{\text{impact}} = 1,75 \text{ m/s}$)						
4 J ($V_{\text{impact}} = 2 \text{ m/s}$)						
6,25 J ($V_{\text{impact}} = 2,5 \text{ m/s}$)						
9 J ($V_{\text{impact}} = 3 \text{ m/s}$)						



(a) : C0C0

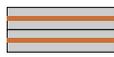


(b) : C45C45



(c) : C45C0

Figure III.1 – Faciès de rupture et courbes effort - déplacement correspondantes obtenus après impact au poids tombant à différentes énergies sur les configurations mono-matériau carbone

		
E_{impact}	Pli sup	Pli inf
4 J ($V_{\text{impact}} = 2 \text{ m/s}$)		
5 J ($V_{\text{impact}} = 2,25 \text{ m/s}$)		
5,75 J ($V_{\text{impact}} = 2,4 \text{ m/s}$)		
6,25 J ($V_{\text{impact}} = 2,5 \text{ m/s}$)		
9 J ($V_{\text{impact}} = 3 \text{ m/s}$)		

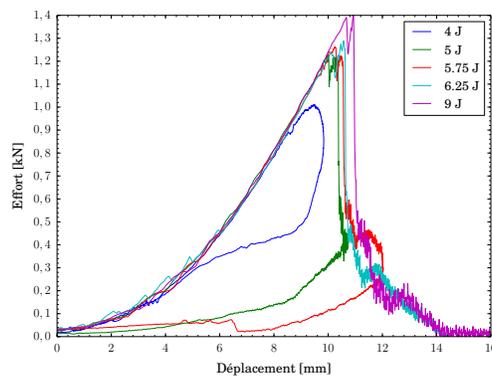


Figure III.2 – Faciès de rupture et courbes effort - déplacement correspondantes obtenus après impact au poids tombant à différentes énergies sur la configuration mono-matériau verre V0V0

III.3 Traction quasi-statique sur stratifiés tissés impactés

III.3.1 Etude de l'influence de l'énergie d'impact

III.3.1.1 Faciès de rupture

Les faciès de rupture obtenus après les essais de traction quasi-statique sont présentés respectivement dans le Tableau III.2 pour les configurations carbone et dans le Tableau III.3 pour la configuration verre.

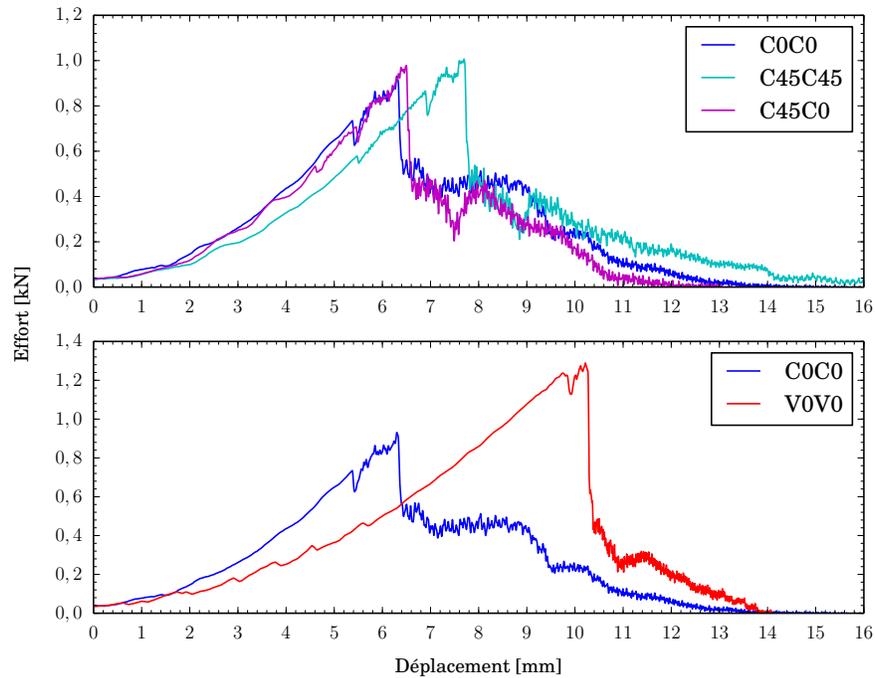


Figure III.3 – Courbes effort-déplacement obtenues pour les différentes configurations de stratifiés tissés mono-matériau après un impact à une énergie de 6,25 J

Pour les configurations C0C0 et C45C0, le faciès de rupture pour une éprouvette impactée à 1 J est identique à celui d'une éprouvette saine, de même pour une éprouvette de configuration C45C45 impactée à 2,25 J. Dans ces cas-là, le dommage généré par l'impact au poids tombant n'est pas suffisant pour initier la propagation (Tableau III.2). En revanche, quand des ruptures de fibres sont visibles dans les deux plis après impact, la propagation du dommage peut s'initier dans la zone d'impact pendant la sollicitation de traction quasi-statique. Le faciès de rupture est identique quelle que soit l'énergie d'impact. Le dommage se propage horizontalement dans le cas où la stratification est composée de deux plis de la même orientation (C0C0 et C45C45) alors que pour la stratification C45C0, il se propage entre 0° et $\pm 45^\circ$. Dans ce cas, la propagation est guidée par l'orientation de chacun des plis.

Les observations faites pour les configurations carbone sont les mêmes pour la configuration V0V0 : l'éprouvette impactée à 4 J, dont le dommage post-impact est invisible à l'oeil nu (Tableau III.3) possède un comportement identique à celui d'une éprouvette saine. Puis, à partir de 5 J, le dommage se propage horizontalement et les faciès de rupture sont tous identiques.

III.3.1.2 Analyse de la propagation du dommage

Une analyse de la propagation du dommage est effectuée par corrélation d'images sur des éprouvettes initialement impactées à 6,25 J. Cela permet d'obtenir les champs de déformations dans les éprouvettes au cours de l'essai de traction post-impact.

Les Figures III.4 et III.5 montrent les champs de déformations ε_{yy} (dans le sens de la sollicitation) et ε_{xy} obtenus autour de la zone endommagée à l'initiation de la propagation pour les configurations C0C0 et V0V0. Les observations sont similaires pour les deux configurations : la zone autour du dommage post-impact possède un champ de déformations ε_{yy} important (Figures III.4a & III.5a).

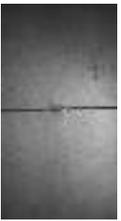
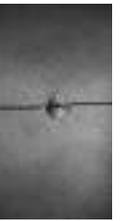
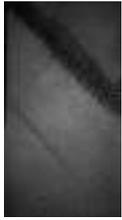
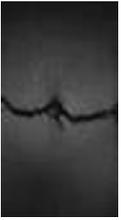
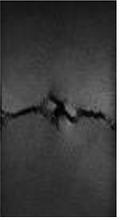
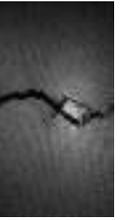
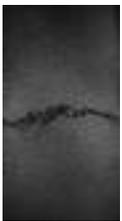
E_{impact}	Saine	1 J	2,25 J	3 J	4 J	6,25 J	9 J
							
							
							

Tableau III.2 – Faciès de rupture obtenus après une traction quasi-statique sur les différentes configurations mono-matériau carbone impactées à différentes énergies

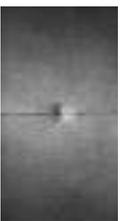
E_{impact}	Saine	4 J	5 J	5,75 J	6,25 J	9 J
						

Tableau III.3 – Faciès de rupture obtenus après une traction quasi-statique sur la configuration V0V0 impactée à différentes énergies

Elle est donc fortement sollicitée en traction. Les vecteurs de déformations principales, dirigés dans le sens de la sollicitation, indiquent par ailleurs que les fibres sont très sollicitées dans cette zone. D'autres zones, pour lesquelles la norme du champ de déformations ε_{xy} est élevée, sont également visibles. Elles sont caractéristiques du cisaillement. Les vecteurs de déformations principales étant dirigés à $\pm 45^\circ$, ce sont des zones où, au contraire, la résine est très sollicitée. Finalement, le dommage se propageant horizontalement, cette propagation est due à la propagation de ruptures de fibres (simultanée dans les deux plis).

La propagation du dommage pour la configuration C45C45 est légèrement différente. Elle s'initie à chaque pointe de la rupture initiale en forme de croix (Figure III.6b). Le dommage suit l'extrémité de la zone endommagée et vient former un losange autour de cette zone (Figure III.6c). A partir de ce moment, le comportement devient identique à celui des configurations C0C0 et V0V0 : une zone,

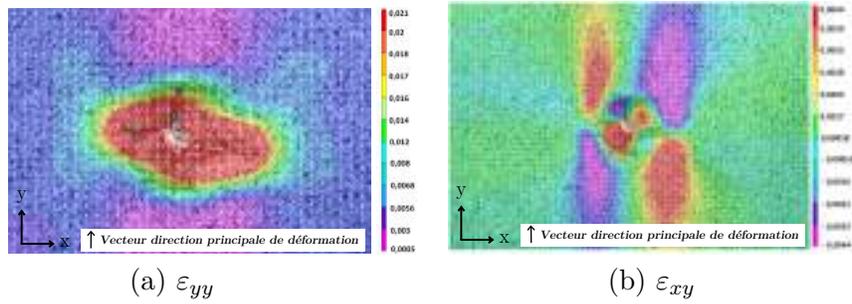


Figure III.4 – Champs de déformations à l’initiation de la propagation obtenus par corrélation d’images dans le pli supérieur (identique dans les deux plis) de la configuration C0C0 initialement impactée à 6,25 J

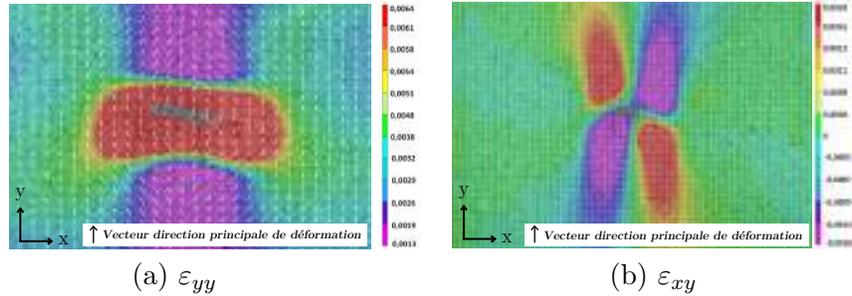


Figure III.5 – Champs de déformations à l’initiation de la propagation obtenus par corrélation d’images dans le pli supérieur (identique dans les deux plis) de la configuration V0V0 initialement impactée à 6,25 J

pour laquelle le champ de déformations ε_{yy} est important et les vecteurs de déformations principales sont dirigés dans le sens de la sollicitation, est visible (Figure III.6d). Des ruptures de fibres se propagent horizontalement (simultanément dans les deux plis). La propagation du dommage dans ce stratifié est également gouvernée par de la rupture de fibres.

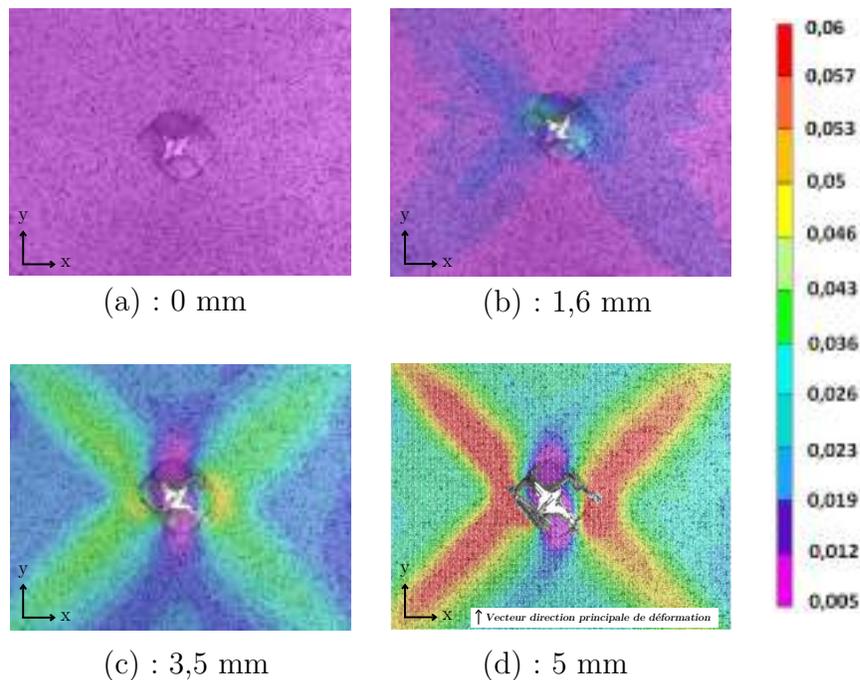


Figure III.6 – Champ de déformations ε_{yy} à différents déplacements obtenu par corrélation d’images dans le pli supérieur (identique dans les deux plis) de la configuration C45C45 initialement impactée à 6,25 J

Cependant, pour une éprouvette initialement impactée à 9 J, la propagation en forme de losange décrite précédemment n'est pas visible. Les ruptures de fibres semblent se propager directement depuis l'extrémité des ruptures initiales (Tableau III.2), de manière similaire aux configurations C0C0 et V0V0.

Pour la configuration C45C0, le champ de déformations ε_{yy} du pli supérieur est plus proche de celui obtenu dans le pli supérieur de C0C0 que de celui obtenu dans le pli supérieur de C45C45 (Figure III.7). L'allongement du pli supérieur orienté à $\pm 45^\circ$ est donc guidé par l'allongement du pli inférieur orienté à $(0/90)^\circ$. Au cours de la traction quasi-statique, la rupture de fibres s'initie dans le pli inférieur avant de se propager simultanément dans les deux plis. En effet, les fibres sont plus sollicitées en traction dans un pli orienté à $(0/90)^\circ$ que dans un pli orienté à $\pm 45^\circ$.

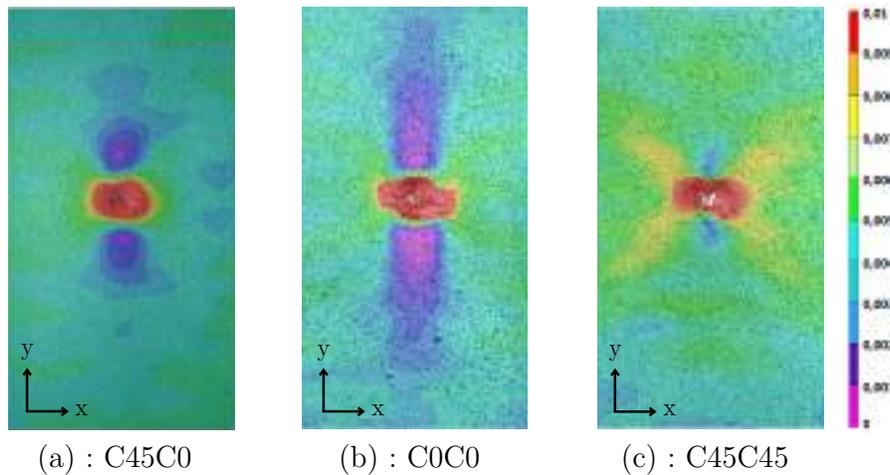


Figure III.7 – Champ de déformations ε_{yy} pour un déplacement traverse de 1 mm obtenu par corrélation d'images dans le pli supérieur de la configuration C45C0 initialement impactée à 6,25 J

Le comportement d'éprouvettes composées uniquement d'un pli de tissu carbone C45 et C0 permet d'expliquer que le faciès de rupture ne soit pas horizontal. Contrairement à la configuration C45C45, une éprouvette de configuration C45 impactée à 6,25 J et soumise à une traction quasi-statique casse à $\pm 45^\circ$ (Figure III.8). En effet, contrairement à la résine d'une éprouvette constituée de deux plis de carbone orientés à $\pm 45^\circ$, la résine d'une éprouvette constituée d'un seul pli de carbone orienté à $\pm 45^\circ$ n'est pas stabilisée par la présence d'un autre pli. Elle subit des déformations plus importantes (Figure III.9). L'endommagement matriciel intervient donc avant la rupture de fibres le long des zones fortement sollicitées en cisaillement et se propage à $\pm 45^\circ$.

III.3.1.3 Courbes et caractéristiques mécaniques résiduelles

La Figure III.10 regroupe les courbes effort - déplacement traverse ainsi que l'évolution des caractéristiques mécaniques résiduelles en fonction de l'énergie d'impact.

Les courbes d'effort sont linéaires pour les configurations C0C0 et V0V0, ce qui est caractéristique de stratifiés tissés orientés à $(0/90)^\circ$, alors que le comportement pseudo-plastique de la configuration C45C45 est beaucoup plus marqué avec l'obtention de courbes d'effort fortement non-linéaires. Pour la configuration C45C0, la courbe est parfaitement linéaire, ce qui prouve que le comportement de l'éprouvette est gouverné par le pli inférieur orienté à $(0/90)^\circ$.

Les trois zones d'évolution des caractéristiques mécaniques résiduelles en fonction de l'énergie

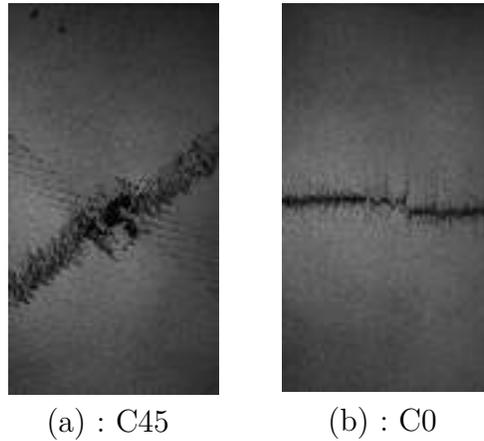


Figure III.8 – Faciès de rupture obtenus après une traction quasi-statique sur des éprouvettes 1 pli impactées à 6,25 J

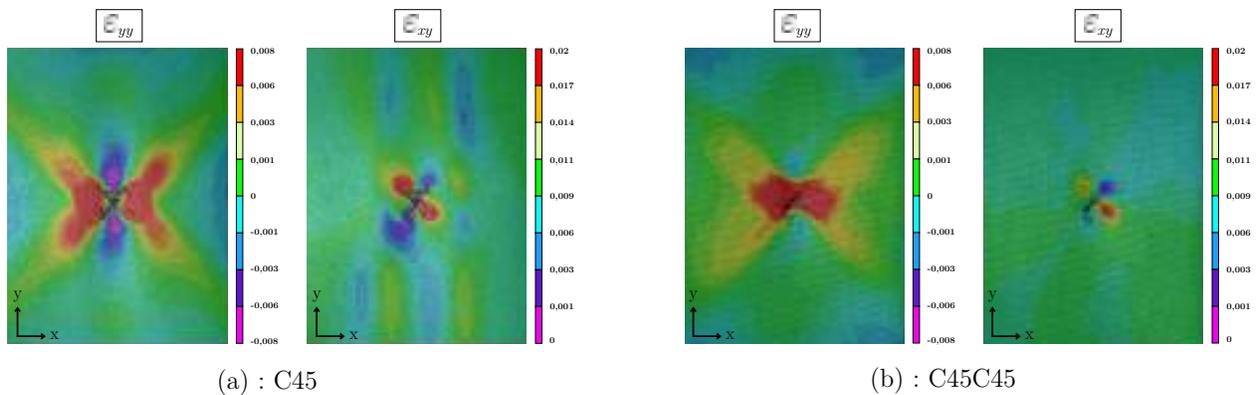


Figure III.9 – Champs de déformations ε_{yy} et ε_{xy} pour un déplacement traverse de 1,5 mm obtenus par corrélation d'images pour des éprouvettes (a) C45 et (b) C45C45 initialement impactées à 4 J

d'impact, déjà observées pour les stratifications hybrides, sont également visibles dans le cas des stratifications mono-matériau :

1. une diminution très faible
2. une diminution brutale
3. une stabilisation

Ces trois temps peuvent là-aussi être mis en corrélation avec les dommages générés par l'impact au poids tombant. La diminution des caractéristiques mécaniques résiduelles est très faible tant que le dommage est très peu visible à l'oeil nu. Puis, elle s'intensifie brutalement dès l'apparition de ruptures de fibres dans le stratifié. Enfin, elle se stabilise pour une énergie correspondant à l'énergie minimale nécessaire pour que l'impacteur perfore totalement le stratifié. En effet, pour des énergies supérieures, la taille du dommage post-impact n'évolue plus.

La diminution est beaucoup plus importante pour la résistance et l'allongement résiduels que pour la raideur résiduelle : la raideur chute au maximum de 10 % pour les configurations à base de tissu de carbone et de 15 % pour la configuration à base de tissu de verre.

Pour une énergie de 9 J (pour laquelle le stratifié est totalement perforé), la résistance et l'allongement résiduels diminuent d'environ 80 % pour V0V0 alors que pour les configurations à base

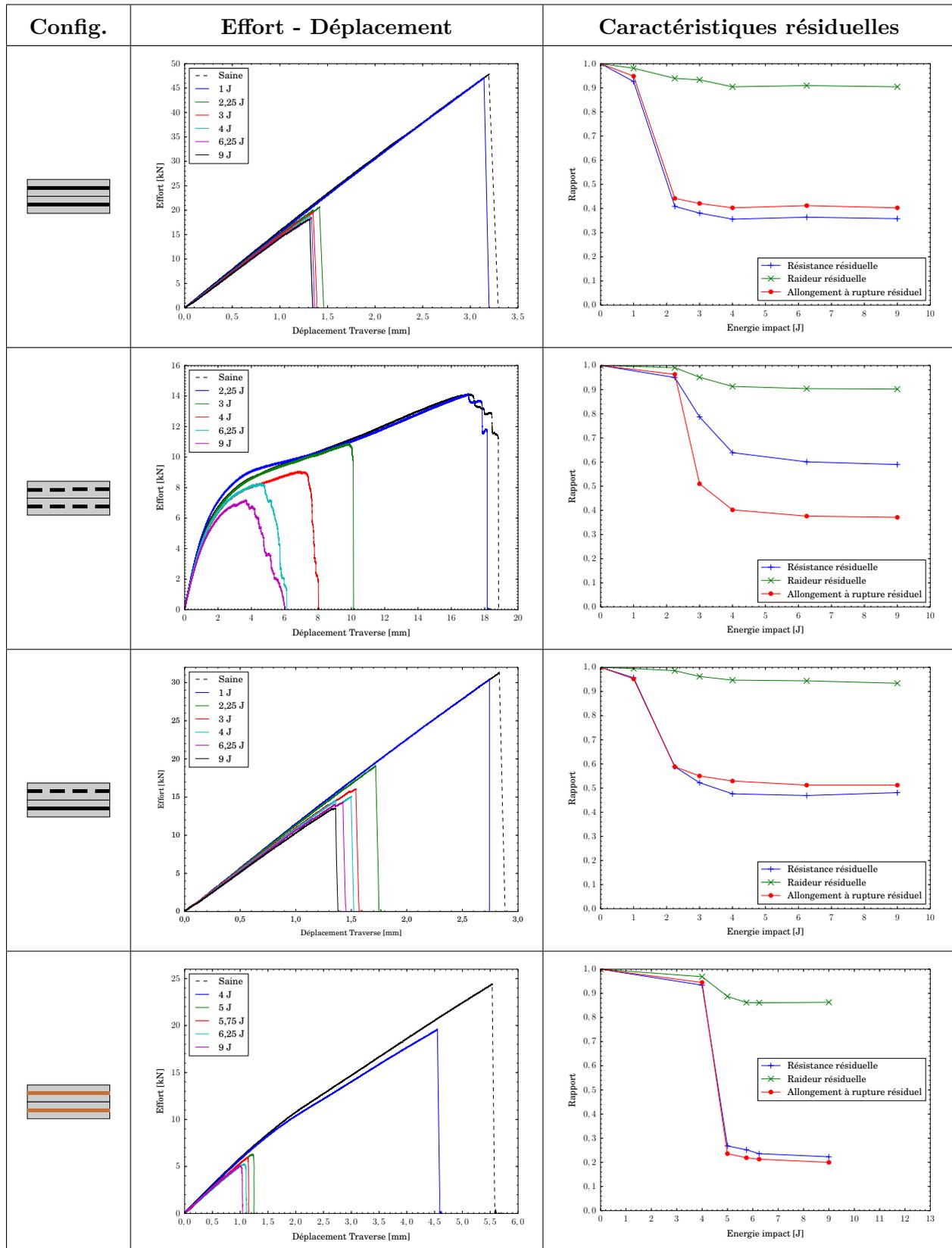


Figure III.10 – Courbes effort - déplacement traverse des essais de traction quasi-statique sur les configurations mono-matériau impactées et évolution des caractéristiques mécaniques résiduelles

de tissu de carbone, la diminution maximale observée est de 65 %. L'énergie d'impact a donc une influence plus marquée sur les caractéristiques mécaniques résiduelles de la configuration V0V0. Le tissu de verre semble alors être plus sensible aux impacts en comparaison au tissu de carbone.

Par ailleurs, en comparant les configurations mono-matériau carbone entre elles, il peut être observé que, pour la configuration C45C45, l'impact a une influence plus prononcée sur l'allongement résiduel que sur la résistance résiduelle. Cela est dû à son comportement pseudo-plastique : une fois que la courbe d'effort entre dans sa partie non-linéaire, ce dernier évolue moins vite que l'allongement de l'éprouvette. Finalement, les caractéristiques résiduelles de la configuration C45C0 sont meilleures d'environ 10 % que celles de la configuration C0C0. Ainsi, dans le cas C0C0, remplacer un pli C0 par un pli C45 permet d'obtenir un meilleur comportement en traction quasi-statique post-impact.

III.3.2 Connexion avec les observations sur les stratifications hybrides

L'objectif de ce paragraphe est d'utiliser les analyses réalisées précédemment sur les stratifications mono-matériau afin d'expliquer les propagations de dommages post-impact observées au cours de l'étude prospective quasi-statique menée sur les configurations hybrides.

III.3.2.1 Configuration V0C45C45 impactée

La mise en parallèle des champs de déformations de l'éprouvette V0C45C45 avec ceux des éprouvettes C45C45 et V0V0 permet d'identifier le scénario de propagation du dommage post-impact en traction quasi-statique dans la stratification V0C45C45 (Figure III.11) :

- (A) Pour un même déplacement traverse, le champ de déformations ε_{yy} dans le pli de verre de la configuration V0C45C45 est similaire à celui observé sur l'éprouvette C45C45 et très différent de celui obtenu dans le pli supérieur de la configuration mono-matériau V0V0. Cela signifie que dans cette éprouvette hybride, l'allongement du pli de verre est piloté par celui des deux plis de carbone.
- (B) Lorsque la propagation s'initie, le champ de déformations ε_{xx} dans le pli supérieur de verre montre, en pointe de dommage, des zones dans lesquelles ces déformations ε_{xx} sont importantes. De plus, les vecteurs de déformations principales sont transverses à la direction de sollicitation. Les mèches du pli de verre transverses à la sollicitation sont comprimées dû à l'effet Poisson des deux plis de carbone $\pm 45^\circ$, ce qui entraîne la rupture de ces mèches par micro-flambage dû à la compression. En parallèle, le champ de déformations ε_{yy} indique des zones pour lesquelles les mèches du pli de verre dans le sens de la sollicitation sont étirées, ce qui entraîne la rupture de ces mèches en traction. Ces observations sont confirmées par une tomographie post-mortem d'une éprouvette de configuration V0C45C45 (Figure III.12). Une coupe dans l'épaisseur indique que la propagation du dommage se fait à $\pm 45^\circ$ en suivant les points de tissage et qu'à la fois des mèches de chaîne et de trame sont rompues.
- (C) Le pli de verre rompt à $\pm 45^\circ$ et les plis de carbone fissurent sur la bande à $\pm 45^\circ$ correspondante. Le champ de déformations ε_{yy} dans le pli inférieur de carbone montre que les déformations (des fibres) sont très localisées sur la bande fissurée.
- (D) Finalement, les fibres finissent par rompre et les plis de carbone cassent à $\pm 45^\circ$ le long de la bande déjà fissurée.

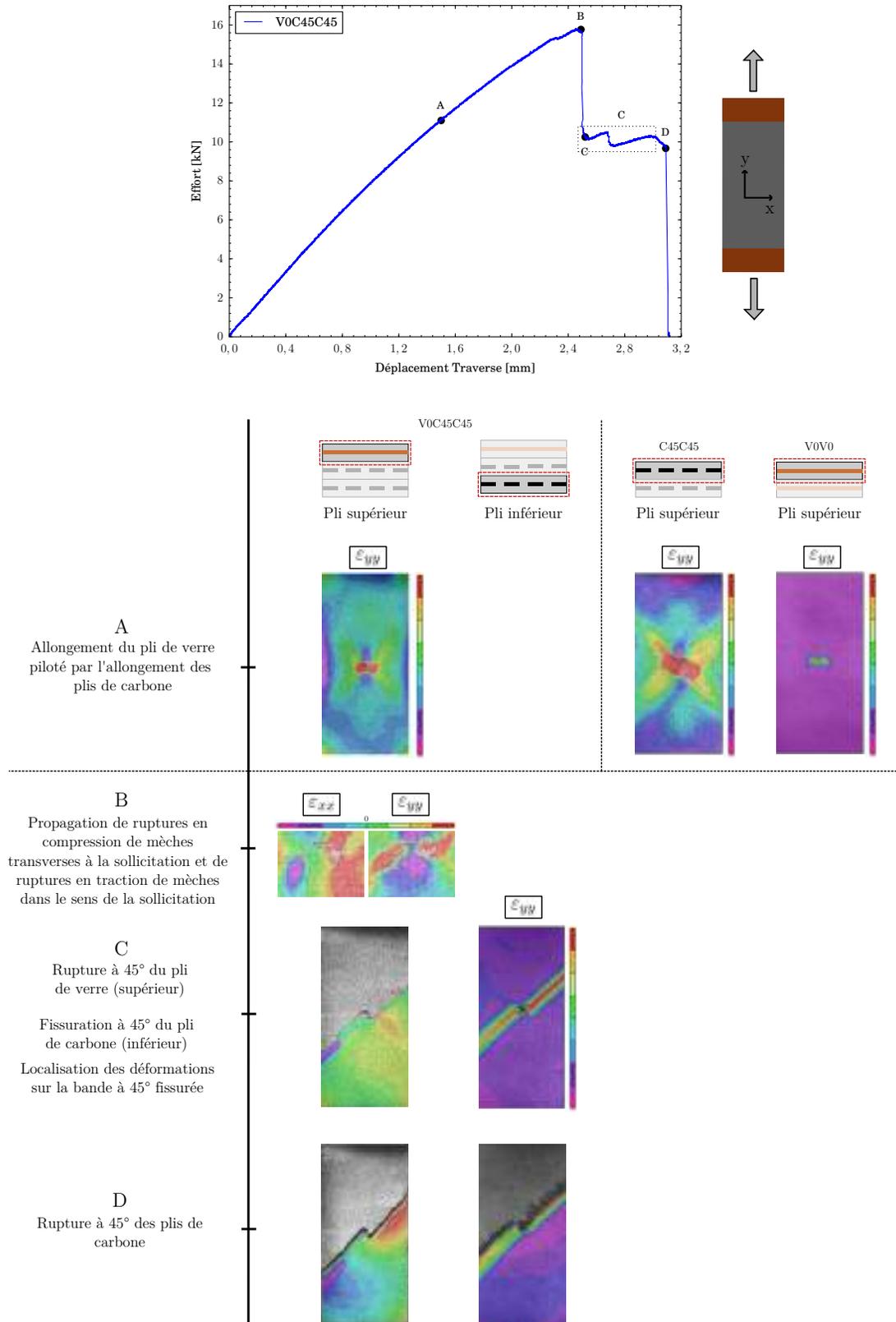


Figure III.11 – Analyse du scénario de propagation du dommage en quasi-statique pour la configuration VOC45C45 grâce aux résultats issus de la corrélation d'images

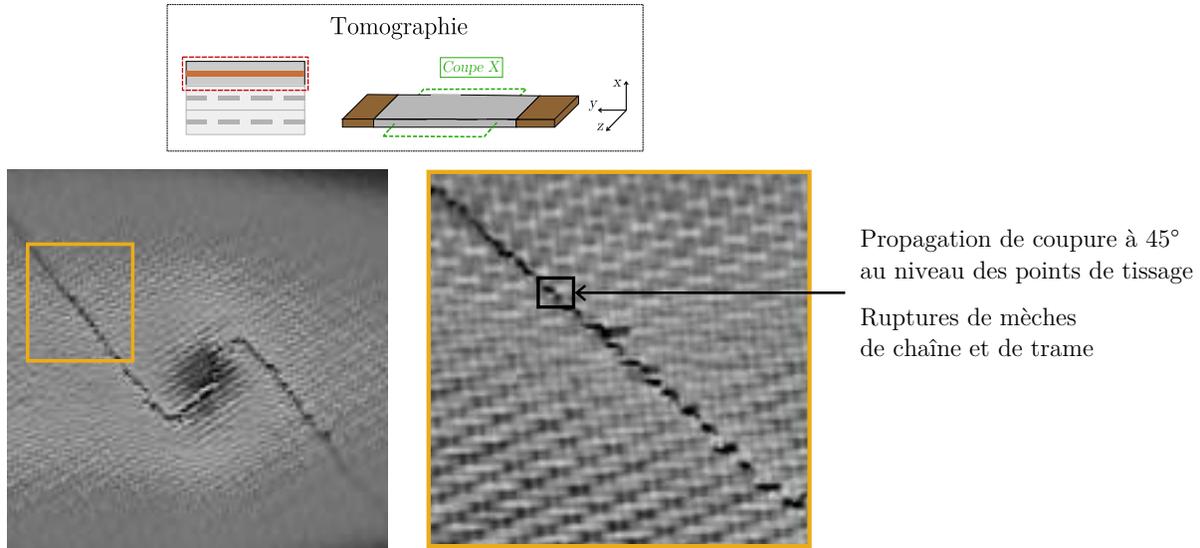


Figure III.12 – Tomographie après essai de traction quasi-statique sur la configuration hybride V0C45C45

III.3.2.2 Configuration V0C45C0 impactée

Une analyse de la propagation du dommage est également effectuée afin d'expliquer la différence de propagation observée en quasi-statique entre des éprouvettes de configuration V0C45C0 impactées à faible et haute énergies. Pour cela, les champs de déformations ε_{yy} dans les plis supérieur et inférieur sont observés juste avant la rupture finale de l'éprouvette (Figure III.13).

Pour l'éprouvette initialement impactée à 6,25 J (en verre sur la figure), le champ de déformations ε_{yy} dans le pli supérieur de la configuration V0C45C0 est semblable à celui du pli supérieur de l'autre configuration hybride V0C45C45 pour le même déplacement traverse. Comme pour la configuration V0C45C45, l'allongement du pli de verre de la configuration V0C45C0 est donc piloté par le pli de carbone orienté à $\pm 45^\circ$. Cela explique pourquoi la propagation du dommage commence à $\pm 45^\circ$. En ce qui concerne le pli inférieur de la configuration V0C45C0, son champ de déformations est semblable à celui du pli inférieur de la configuration C45C0 pour le même déplacement traverse. Or, pour un dommage équivalent après impact dans le stratifié C45C0, la propagation finale du dommage dans le pli inférieur est horizontale. Cela explique donc pourquoi la propagation du dommage pour la configuration V0C45C0 finit horizontalement.

Au contraire, pour l'éprouvette V0C45C0 initialement impactée à 1 J (en marron sur la figure), le champ de déformations ε_{yy} dans le pli supérieur est différent de celui mesuré dans le pli supérieur de l'éprouvette V0C45C45 initialement impactée à 6,25 J. En effet, la zone endommagée étant très petite dans le pli de verre après l'impact (Tableau I.3), celle-ci est peu sollicitée pendant l'essai de traction. Cependant, des ruptures de fibres sont générées dans le pli inférieur au cours de l'impact (Tableau I.3). Donc, la zone endommagée du pli inférieur de la configuration V0C45C0 est plus sollicitée que celle du pli supérieur au cours de l'essai de traction. Cela explique pourquoi le champ de déformations du pli inférieur de l'éprouvette V0C45C0 est similaire à celui du pli inférieur de l'éprouvette C45C0. Finalement, la propagation du dommage semble s'initier dans le pli inférieur de carbone $(0/90)^\circ$ puis se fait simultanément et horizontalement dans les trois plis.

Pour la configuration V0C45C0, la taille du dommage post-impact (énergie d'impact) semble donc avoir une influence sur le pli dans lequel la propagation dommage s'initie au cours de la trac-

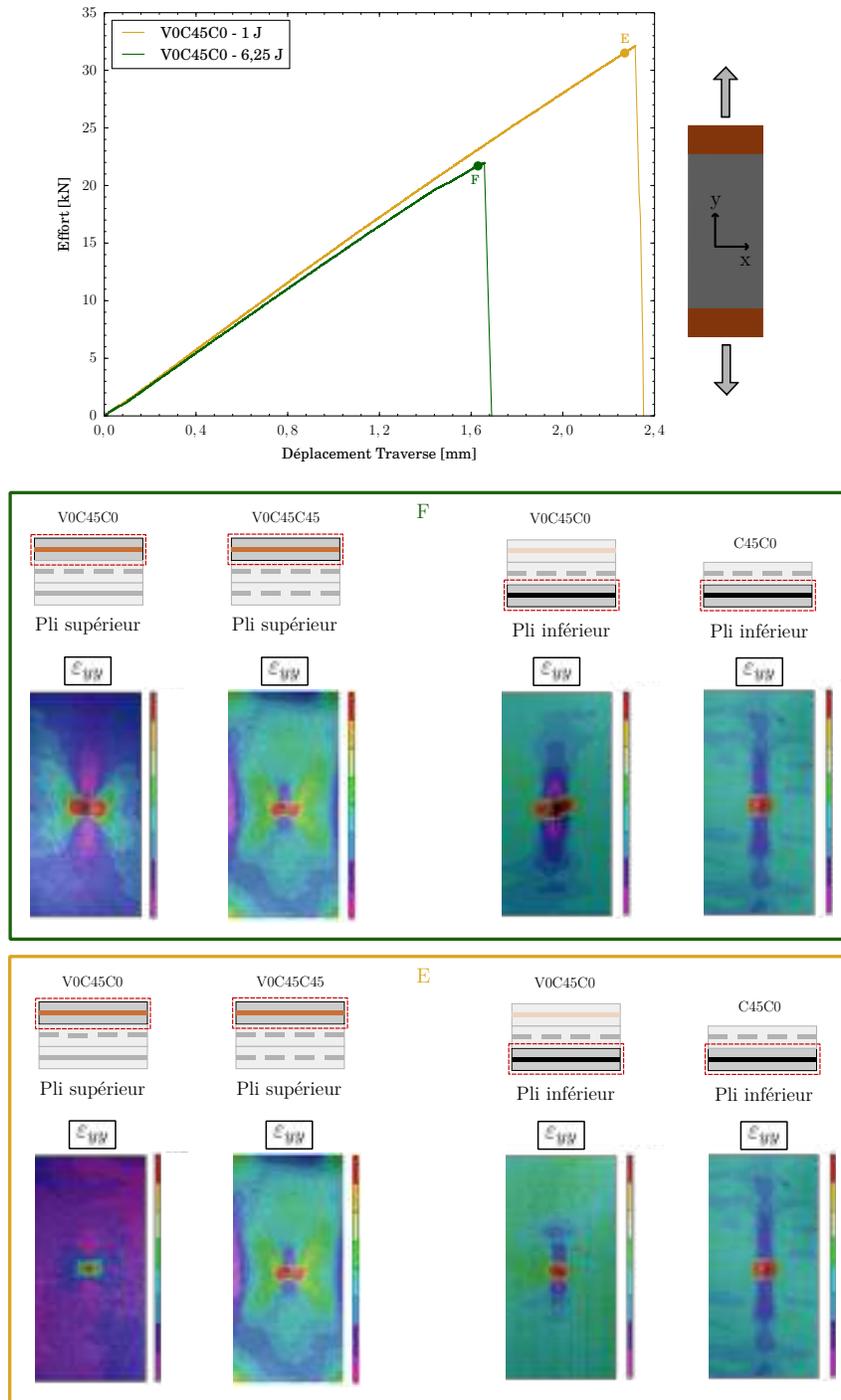


Figure III.13 – Analyse des résultats issus de la corrélation d’images pour la configuration V0C45C0 dans les plis supérieur et inférieur d’une éprouvette initialement impactée à 1 J et 6,25 J

tion quasi-statique.

Ces observations expliquent aussi le fait que les faciès de ruptures obtenus avec des éprouvettes entaillées soient différents de ceux obtenus avec des éprouvettes impactées (Figure III.14). En effet, comme pour l’éprouvette initialement impactée à 1 J, le champ de déformations ϵ_{yy} autour de la zone entaillée des éprouvettes entaillées 8 mm et 16 mm est plus important dans le pli inférieur que

dans le pli supérieur. La propagation du dommage s'initie donc dans le pli de carbone inférieur, ce qui entraîne une rupture horizontale et simultanée des trois plis. La propagation du dommage est ainsi différente des éprouvettes impactées possédant des tailles similaires pour lesquelles le dommage commence à se propager à $\pm 45^\circ$ dans le pli de verre puis finit par se propager horizontalement dans les trois plis.

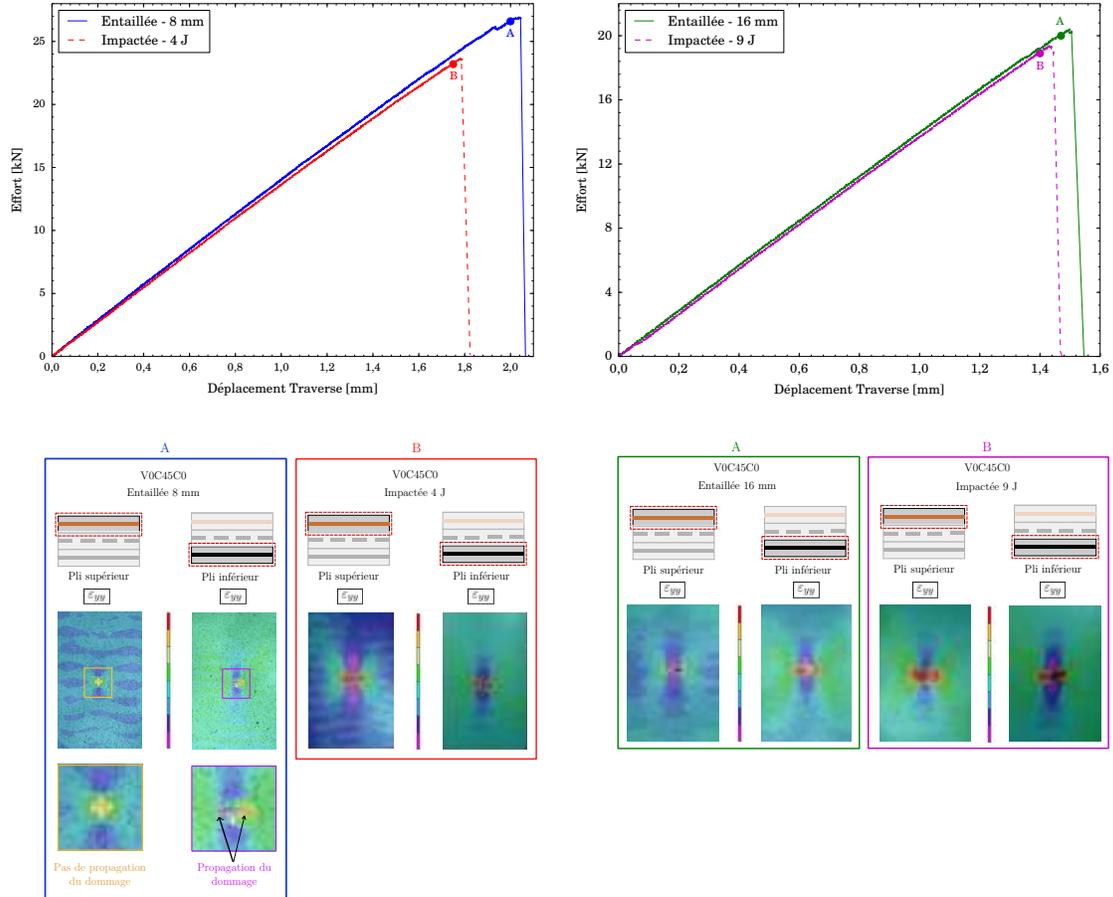


Figure III.14 – Comparaison du champ de déformations ε_{yy} juste avant la rupture finale entre éprouvettes entaillées 8 mm - 16 mm et éprouvettes impactées 4 J - 6,25 J pour la configuration V0C45C0

Que ce soit pour la configuration V0C45C45 ou la configuration V0C45C0, le dommage post-impact commence toujours par se propager dans un pli particulier au cours des essais de traction quasi-statique. Ainsi, la diminution en trois temps des caractéristiques mécaniques résiduelles en fonction de l'énergie d'impact obtenue pour chacune des stratifications mono-matériau étudiées explique que cette diminution soit également observée pour les stratifications hybrides (Figure III.15).

III.3.3 Influence du type de dommage initial

Ce paragraphe présente l'étude d'influence du type de dommage initial sur le comportement de stratifications mono-matériau soumises à une sollicitation de traction quasi-statique. Comme pour les stratifications hybrides, le dommage généré par impact est comparé à celui généré par une indentation et des entailles.

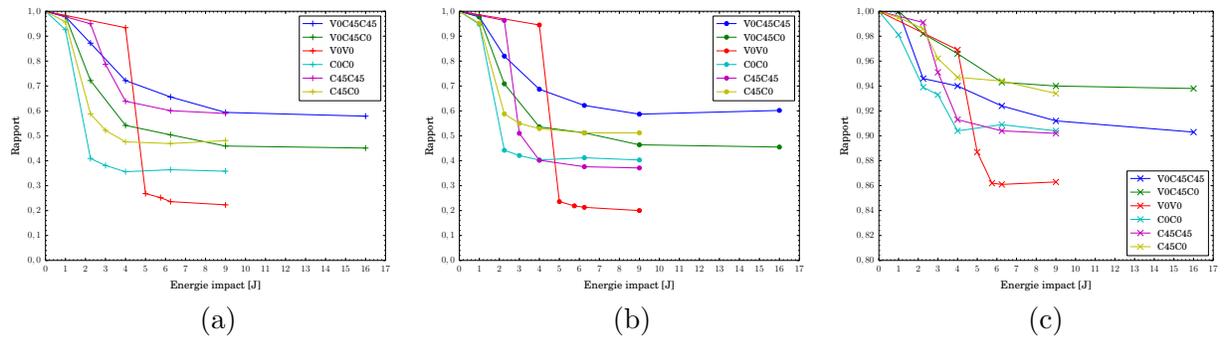


Figure III.15 – Comparaison de l'évolution des caractéristiques mécaniques résiduelles entre hybrides et mono-matériau - (a) Résistance résiduelle - (b) Allongement résiduel - (c) Raideur résiduelle

III.3.3.1 Indentation quasi-statique

Résultats et comparaison avec le poids tombant

Pour les configurations C0C0, C45C45 et V0V0, trois éprouvettes sont soumises à une sollicitation d'indentation quasi-statique. Pour chacune d'entre elles, l'essai d'indentation est comparé avec l'essai d'impact au poids tombant effectué à une énergie minimale pour laquelle l'impacteur a totalement perforé l'éprouvette (4 J pour les configurations carbone et 6,25 J pour la configuration verre). Les résultats sont présentés dans le Tableau III.4.

Essai	Pli sup	Pli inf	Pli sup	Pli inf	Pli sup	Pli inf
Indentation						
Poids tombant						

Tableau III.4 – Comparaison des faciès de rupture obtenus après indentation quasi-statique et impact au poids tombant

Le dommage obtenu après indentation est similaire à celui obtenu après impact . Les ruptures de torons ont des formes, des orientations et des tailles similaires, même si ces dernières sont légèrement plus faibles dans le cas de l'indentation (9 % pour C0C0, 3 % pour C45C45 et 2 % pour V0V0).

Par ailleurs, en comparaison avec l'essai d'impact au poids tombant, l'essai d'indentation quasi-statique permet d'obtenir des dispersions plus faibles sur les tailles de dommages obtenues, soit un meilleur contrôle du dommage généré (Tableau III.5).

Traction quasi-statique sur éprouvettes indentées

Le comportement quasi-statique post-impact des éprouvettes indentées et impactées est identique pour les trois configurations testées. Le dommage se propage horizontalement et les courbes

						
Essai	Pli sup	Pli inf	Pli sup	Pli inf	Pli sup	Pli inf
Indentation	6,5 %	3,5 %	2,5 %	1,9 %	7,6 %	10,7 %
Poids tombant	16 %	14 %	9,7 %	4,1 %	15,5 %	12 %

Tableau III.5 – Comparaison de la dispersion sur les tailles de dommages obtenues entre une indentation quasi-statique et un impact au poids tombant

d'effort sont similaires avec une chute finale (rupture) qui intervient quasiment au même moment (Figure III.16).

La diminution des caractéristiques mécaniques résiduelles suite à l'indentation est également comparable à celle obtenue avec l'impact au poids tombant (Tableau III.6).

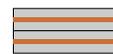
						
	Indentée	Impactée	Indentée	Impactée	Indentée	Impactée
Raideur [kN/mm]	14 500	14 260	4 850	4 780	5 140	5 130
Diminution (%)	8	6,1	7,4	8,7	13,7	13,9
Résistance [kN]	18,8	18,5	9,35	9	5,5	5,4
Diminution (%)	63,8	64,4	33,7	36,1	75,8	76,4
Allongement [mm]	1,32	1,33	8	7,55	1,14	1,12
Diminution (%)	60	59,7	57,4	59,8	78,3	78,7

Tableau III.6 – Diminution des caractéristiques mécaniques résiduelles due à l'indentation quasi-statique et comparaison avec la diminution due à l'impact au poids tombant

En conclusion, pour les configurations C0C0, C45C45 et V0V0, lorsque le dommage est généré par une indentation quasi-statique, il est identique à celui généré par impact au poids tombant. Cela permet un meilleur contrôle du dommage et une dispersion plus faible sur les tailles obtenues en comparaison à des éprouvettes impactées. De plus, l'évolution du dommage ainsi que la diminution des caractéristiques mécaniques résiduelles suite à une sollicitation de traction quasi-statique sont les mêmes que celles des éprouvettes impactées. L'essai d'indentation quasi-statique peut donc être substitué à l'essai d'impact au poids tombant pour la sollicitation de traction quasi-statique pour ces trois stratifications tissées mono-matériau.

III.3.3.2 Entailles

Introduction

Les mêmes entailles que celles utilisées pour les configurations hybrides sont utilisées dans ce

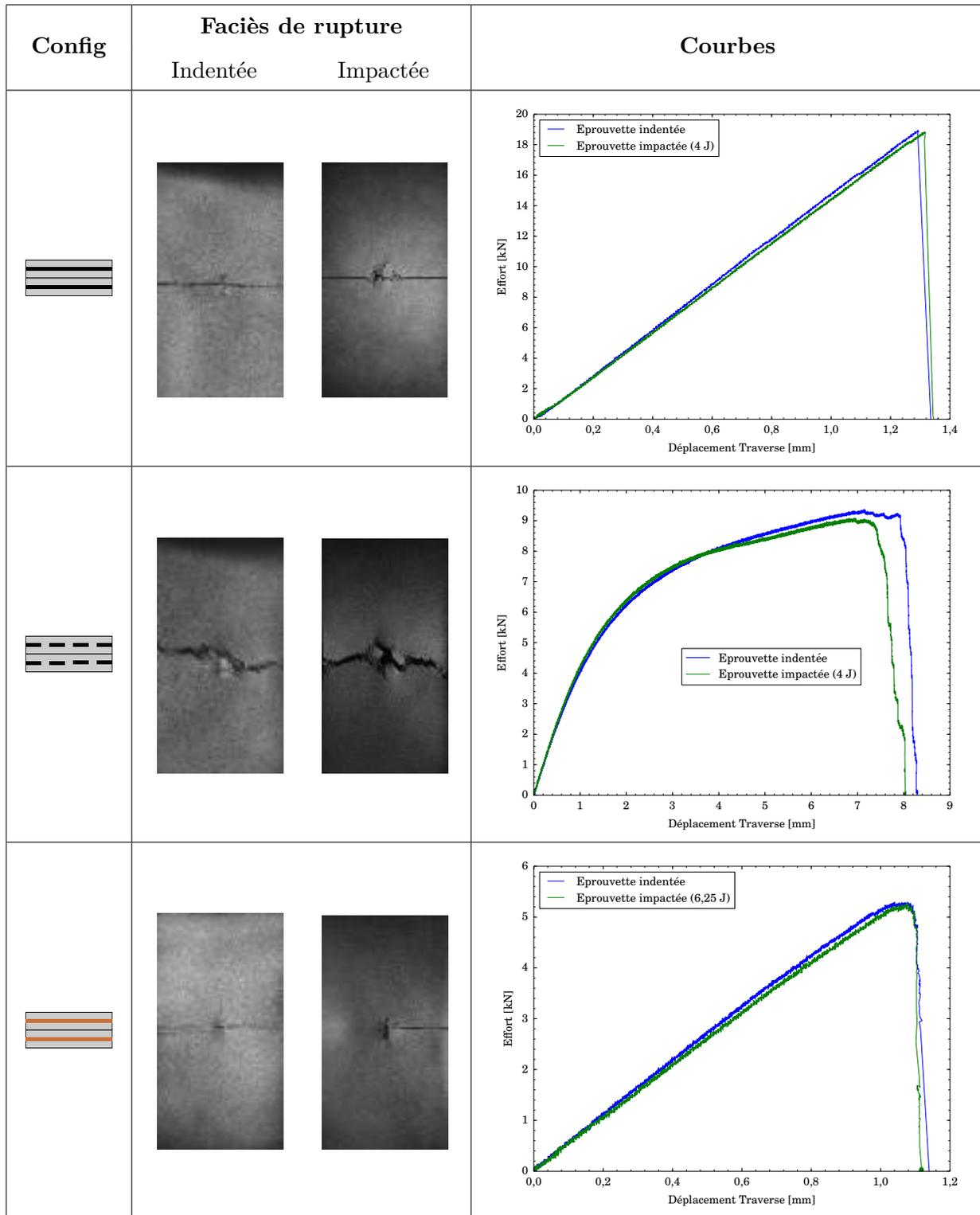


Figure III.16 – Faciès de rupture et courbes effort - déplacement traverse obtenus après traction quasi-statique sur éprouvettes indentées et comparaison avec les résultats des éprouvettes impactées

cas (uniquement pour les configurations carbone). Pour la configuration C0C0, les ruptures de torens après impact étant orientées à 0° et 90° , une entaille en forme de "plus" est adoptée. Pour la configuration C4545, les ruptures de torens après impact étant orientées à $\pm 45^\circ$, une entaille en

forme de "croix" est utilisée (Tableau III.7). Pour chaque configuration, deux tailles d'entaille sont également testées. Elles sont de 8 et 16 mm pour C0C0, et de 7 et 14 mm pour C45C45.

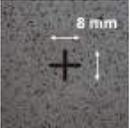
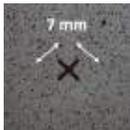
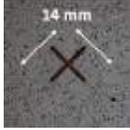
							
	Impactées		Entaillées	Impactées		Entaillées	
	Pli sup	Pli inf		Pli sup	Pli inf		
2,25 J			 				
3 J							
4 J							

Tableau III.7 – Entailles comparées avec les impacts au poids tombant

Ces différentes entailles sont comparées avec les impacts réalisés dans la Partie III.2. Pour la configuration C0C0, l'entaille 8 mm est comparée avec les énergies d'impact 2,25 J et 3 J car pour ces énergies, des ruptures de torons de l'ordre de 8 mm sont respectivement obtenues dans les plis inférieurs et supérieurs (Tableau III.7) De même, l'entaille 16 mm est comparée avec les énergies d'impact 3 J et 4 J. Pour la configuration C45C45, l'entaille 7 mm est comparée avec une énergie d'impact de 3 J alors que l'entaille 14 mm est comparée avec des énergies de 3 J et 4 J.

Traction quasi-statique sur éprouvettes entailées

Pour la configuration C0C0, le dommage se propage horizontalement dans les éprouvettes entailées, comme pour les éprouvettes impactées (Tableau III.8). Le faciès de rupture est donc identique à celui des éprouvettes impactées. Cependant, une différence est notable sur les courbes effort - déplacement puisque la rupture des éprouvettes entailées a lieu pour un déplacement plus élevé que celui obtenu pour les éprouvettes impactées. Par exemple, l'entaille 16 mm est plus grande que les ruptures de fibres dans l'éprouvette impactée à 3 J mais l'éprouvette casse pour un déplacement 6 % plus important. De même, l'entaille 8 mm et les ruptures de fibres dans l'éprouvette impactée à 2,25 J sont du même ordre cependant l'éprouvette casse pour un déplacement 14 % plus important. L'initiation de la propagation du dommage se fait donc plus tardivement dans le cas de l'éprouvette entailée que dans celui des éprouvettes impactées. En effet, la Figure III.17 présente une comparaison du champ de déformations ε_{yy} autour de la zone endommagée d'une éprouvette entailée 8 mm et d'éprouvettes impactées 2,25 J & 3 J pour un déplacement traverse de 1,2 mm. Le champ de déformations est plus important pour les éprouvettes impactées.

Le comportement de la configuration C45C45 est plus particulier que celui de la configuration C0C0. Pour l'éprouvette entailée 7 mm, la propagation du dommage se fait à $\pm 45^\circ$. Elle est donc différente de celle de l'éprouvette impactée 3 J. De plus, la rupture finale a lieu pour un déplacement

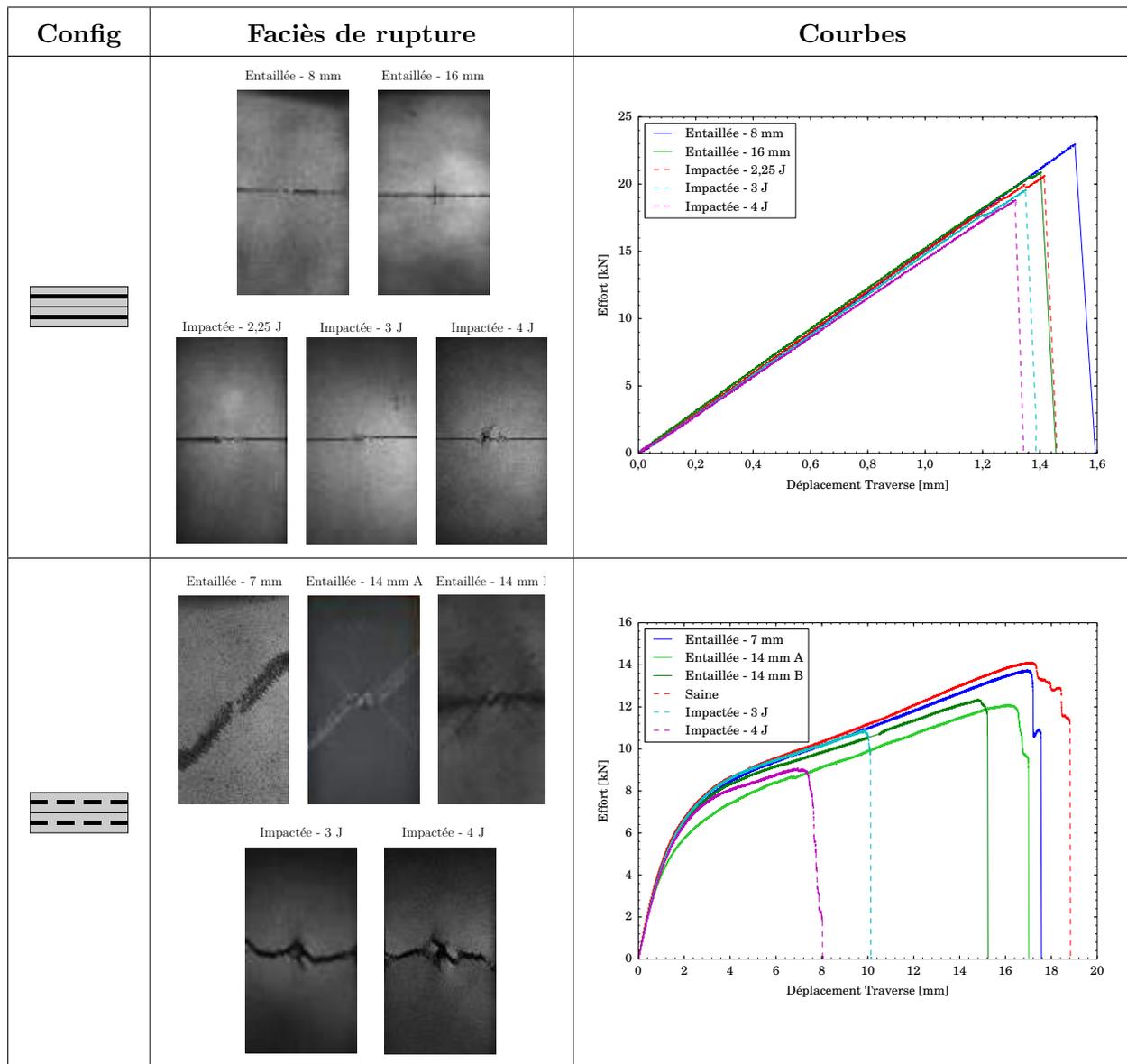


Tableau III.8 – Faciès de rupture et courbes obtenus après traction quasi-statique sur éprouvettes entaillées et comparaison avec les résultats des éprouvettes impactées

traverse 80 % plus important. Pour l'éprouvette entaillée 14 mm, deux faciès de rupture différents sont obtenus. Le premier (A) est identique à celui de l'éprouvette entaillée 7 mm avec une propagation du dommage à $\pm 45^\circ$. Le deuxième (B) est identique à celui de l'éprouvette impactée 4 J avec une propagation horizontale du dommage mais qui intervient pour un déplacement traverse 90 % plus important alors que les tailles des dommages sont similaires. Les courbes d'effort de l'éprouvette entaillée 7 mm et de l'éprouvette entaillée 14 mm (A) sont, par ailleurs, très comparables à celle d'une éprouvette saine avec une chute finale de l'effort qui ne se fait pas de manière brutale comme pour les éprouvettes impactées. En effet, l'effort diminue dans un premier temps, puis une reprise d'effort est visible avant d'obtenir la chute finale. Le comportement spécifique de cette éprouvette entaillée 7 mm fera l'objet du paragraphe suivant. De plus, une raideur plus faible de l'éprouvette est observée pour l'éprouvette entaillée 14 mm (A) en comparaison à l'éprouvette entaillée 14 mm (B).

	Entaillée 8 mm	Entaillée 16 mm	Impactée 2,25 J	Impactée 3 J	Impactée 4 J
Raideur [kN/mm]	14 800	14 750	14 800	14 700	14 260
Diminution (%)	6,1	6,4	6,1	6,7	9,6
Résistance [kN]	23	21	21,5	19,5	18,6
Diminution (%)	55,8	59,6	58,7	62,5	64,3
Allongement [mm]	1,58	1,46	1,46	1,38	1,34
Diminution (%)	52,1	55,8	55,8	58,2	59,4

Tableau III.9 – Diminution des caractéristiques mécaniques résiduelles due aux entailles et comparaison avec la diminution due au poids tombant pour la configuration C0C0

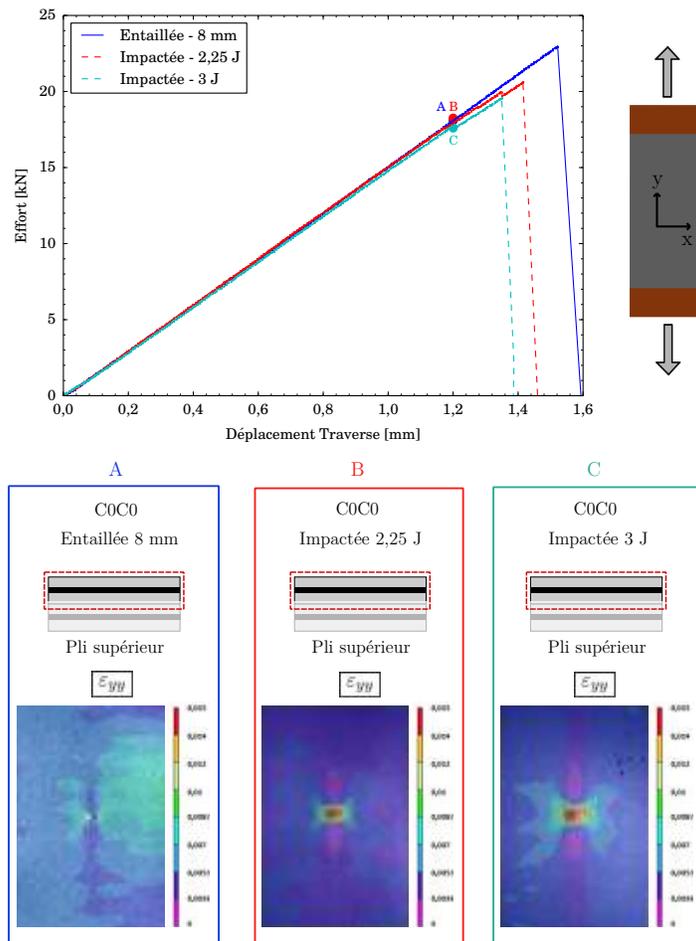


Figure III.17 – Comparaison du champ de déformations ε_{yy} entre une éprouvette entaillée 8 mm et des éprouvettes impactées 2,25 J & 3 J pour C0C0

	Entaillée 14 mm (B)	Impactée 3 J	Impactée 4 J
Raideur [kN/mm]	4 800	4 980	4 780
Diminution (%)	8,4	4,9	8,7
Résistance [kN]	12,4	11,1	9
Diminution (%)	12,1	21,3	36,1
Allongement [mm]	15,2	9,58	7,55
Diminution (%)	19,1	49	59,8

Tableau III.10 – Diminution des caractéristiques mécaniques résiduelles due aux entailles et comparaison avec la diminution due à l’impact au poids tombant pour la configuration C45C45

Configuration C45C45 - Eprouvettes entaillées 7 mm et 14 mm (A)

Les résultats issus de la corrélation d’images apportent une meilleure compréhension du comportement des éprouvettes entaillées 7 mm et 14 mm (A) pour la configuration C45C45. La Figure III.18 montre les champs de déformations ε_{yy} (dans le sens de la sollicitation) dans le pli supérieur d’une éprouvette impactée 3 J et d’une éprouvette entaillée 7 mm (à titre d’exemple, l’évolution du champ de déformations dans l’éprouvette entaillée 14 mm (A) étant identique) légèrement avant la rupture finale. Pour l’éprouvette impactée, la zone pour laquelle les fibres sont chargées est très localisée au niveau des bords de la zone du dommage post-impact. Cependant, pour l’éprouvette entaillée, cette zone n’est pas localisée mais plutôt diffuse. En effet, elle forme un losange, ce qui est caractéristique du champ de déformations ε_{yy} d’une éprouvette saine soumise à une traction quasi-statique.

Dans le cas des éprouvettes entaillées 7 mm et 14 mm (A), les torons ne cassent pas en premier mais la résine s’endommage d’abord. Des fissurations matricielles s’initient et atteignent l’entaille initiale pour former une bande de fissurations à $\pm 45^\circ$. Une fois que l’éprouvette est fissurée à $\pm 45^\circ$, les déformations sont localisées sur cette bande et les ruptures de fibres peuvent se propager le long de celle-ci pour finalement obtenir une rupture finale de l’éprouvette à $\pm 45^\circ$. La propagation des fissurations matricielles à $\pm 45^\circ$ dans l’éprouvette correspond alors à la première et légère chute d’effort observée sur la courbe effort - déplacement traverse (Tableau III.8).

Finalement, dans le cas des éprouvettes entaillées 7 mm et 14 mm (A), le scénario d’endommagement est différent de celui des éprouvettes impactées. En effet, le comportement pseudo-plastique du tissu de carbone prend le dessus sur la rupture de fibres, ce qui amène à une rupture finale à $\pm 45^\circ$ de l’éprouvette. Pour l’éprouvette entaillée 7 mm, le dommage initial semble être trop petit pour initier de la propagation de ruptures fibres. En ce qui concerne l’éprouvette entaillée 14 mm, la rupture des fibres est initiée au cours de la propagation (B) mais pas de la (A). La différence de rigidité des éprouvettes, observée sur la courbe effort - déplacement traverse du Tableau III.8, semble alors indiquer que la résine s’endommage plus vite dans le cas (A) ce qui amène à la fissuration à $\pm 45^\circ$ et empêche les ruptures de fibres de s’initier. Au contraire, dans le cas (B), l’endommagement de la résine est plus lent, les ruptures de fibres peuvent s’initier et la propagation du dommage est donc horizontale. Si l’éprouvette entaillée 14 mm (A) est mise à part, sa rigidité étant différente des autres, le comportement de l’éprouvette entaillée 7 mm est peut-être dû à un effet d’échelle.

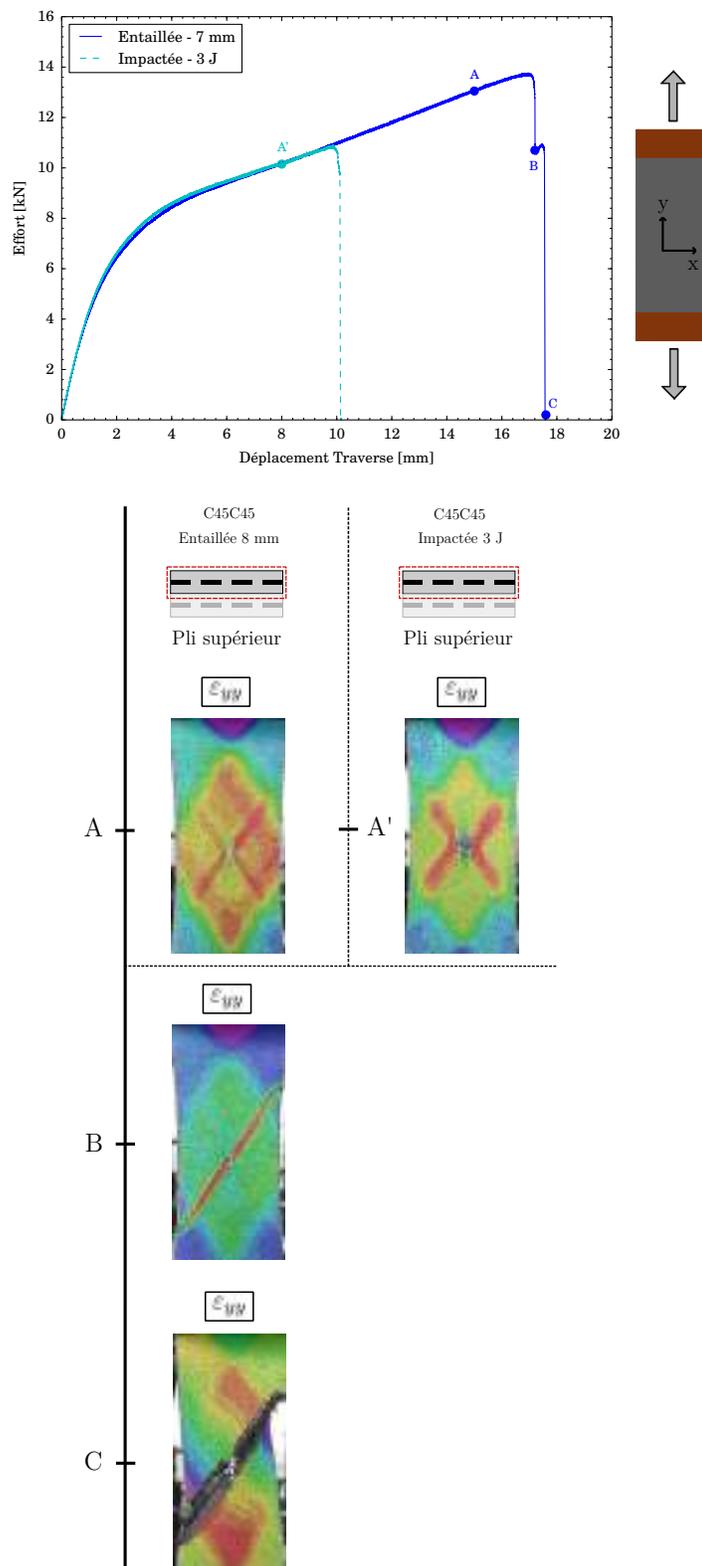


Figure III.18 – Comparaison du champ de déformations ε_{yy} mesuré au cours de la traction quasi-statique entre une éprouvette entaillée 7 mm et une éprouvette impactée 3 J pour la configuration C45C45 (évolution identique du champ de déformations pour l'éprouvette entaillée 14 mm A)

En effet, sachant que l'éprouvette est de largeur 100 mm et que l'éprouvette entaillée 14 mm (B) casse horizontalement, il serait judicieux de réaliser une traction sur une éprouvette entaillée 7 mm mais de largeur plus petite pour voir si la propagation horizontale du dommage a lieu. De même, il serait également intéressant de tester une traction quasi-statique sur une éprouvette impactée de largeur plus grande dans le but d'observer si cela modifie la propagation du dommage. Ces études font l'objet du paragraphe suivant.

III.3.3.3 Configuration C45C45 - Influence de la largeur de l'éprouvette

Pour l'éprouvette entaillée 7 mm, deux largeurs plus petites d'éprouvette sont testées et comparées aux résultats obtenus avec une largeur de 100 mm : 50 mm et 70 mm (Tableau III.11). Que ce soit pour une éprouvette de largeur 50 mm ou 70 mm, le faciès de rupture reste le même avec une propagation du dommage à $\pm 45^\circ$. De plus, les courbes effort - déplacement traverse ont toutes la même forme avec une chute finale de l'effort qui ne se fait pas brusquement. La légère reprise d'effort est ainsi visible pour les éprouvettes de largeur 50 mm et 70 mm, même si elle a tendance à s'atténuer avec la diminution de la largeur de l'éprouvette.

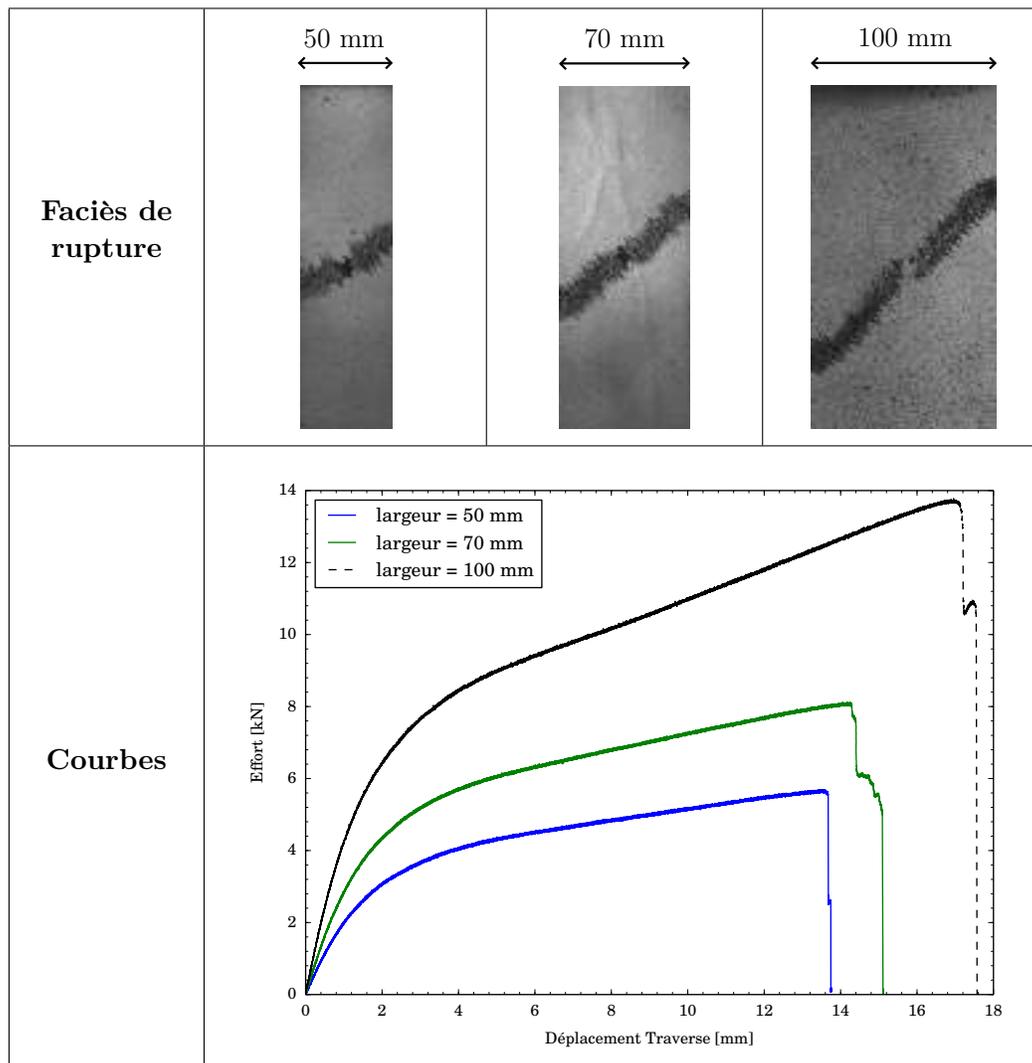


Tableau III.11 – Influence de la largeur de l'éprouvette sur le faciès de rupture et la courbe effort - déplacement traverse obtenus après une traction quasi-statique sur une éprouvette entaillée 7 mm

Pour l'éprouvette impactée, deux largeurs d'éprouvette supplémentaires ont également été testées : 150 mm et 200 mm. Les conditions expérimentales de l'impact sont les mêmes que celles mises en place dans les campagnes précédentes. L'éprouvette étant fixée grâce au double-cadre, le dommage généré par l'impact au poids tombant est identique quelle que soit la largeur de l'éprouvette. Finalement, la modification de la largeur de l'éprouvette n'a pas d'influence sur la propagation du dommage. Elle est toujours horizontale avec une légère déviation à $\pm 45^\circ$ une fois que la propagation approche des bords de l'éprouvette (Tableau III.12).

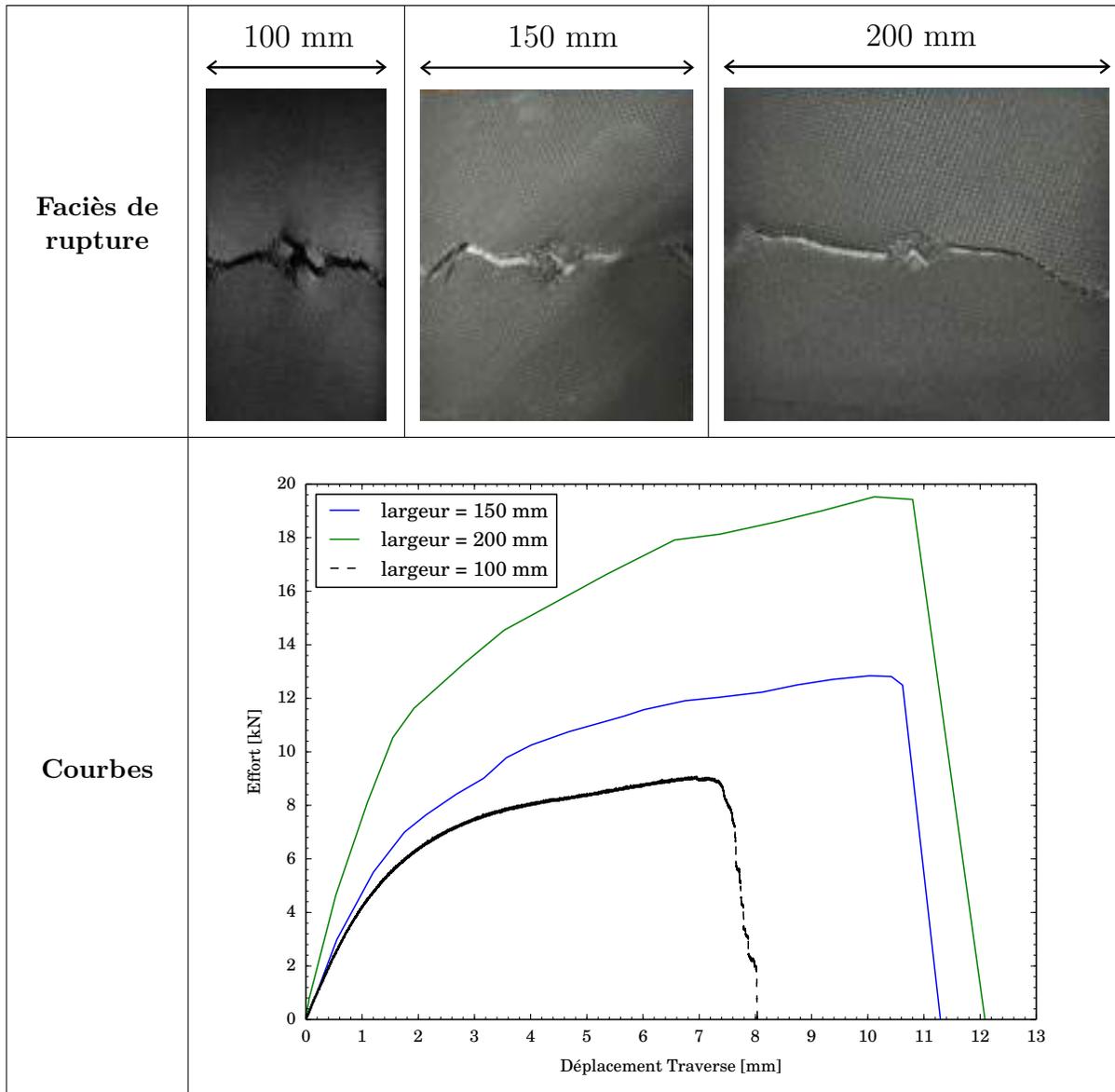


Tableau III.12 – Influence de la largeur de l'éprouvette sur le faciès de rupture et la courbe effort - déplacement traverse obtenus après une traction quasi-statique sur une éprouvette impactée 4 J

Au final, en diminuant la largeur de l'éprouvette entaillée 7 mm, la propagation du dommage n'est pas modifiée. La propagation est toujours gouvernée par de la fissuration matricielle qui génère une bande d'endommagement à $\pm 45^\circ$ passant par l'entaille initiale et entraînant une rupture finale de l'éprouvette à $\pm 45^\circ$. De même, augmenter la largeur de l'éprouvette impactée 4 J ne modifie pas la propagation du dommage, celle-ci étant toujours horizontale. Par conséquent, la propagation à $\pm 45^\circ$ observée pour l'éprouvette entaillée 7 mm n'est pas un effet d'échelle mais est plutôt due

aux faibles dimensions de l'entaille initiale. En effet, celle-ci semble trop petite pour initier de la propagation de ruptures de fibres.

III.3.4 Conclusion sur les essais de traction quasi-statique

L'objectif de cette partie était d'étudier le comportement propre à chaque matériau composant les stratifications hybrides afin d'identifier les principaux paramètres pilotant la rupture des stratifiés hybrides. Pour cela, quatre configurations mono-matériau ont été étudiées : C0C0, C45C45, C45C0 et V0V0. De manière identique aux études prospectives sur les configurations hybrides, elles ont été impactées à différentes énergies d'impact puis ont été soumises à une sollicitation de traction quasi-statique.

Pour une faible énergie d'impact (1 J pour C0C0 et C45C0, 2,25 J pour C45C45 et 4 J pour V0V0), le dommage généré par impact n'est pas suffisant pour initier une propagation au cours de la traction quasi-statique. L'éprouvette impactée se comporte alors comme éprouvette saine. Dès que l'énergie d'impact augmente et génère des ruptures de fibres dans chaque pli du stratifié, l'initiation de la propagation est possible au cours de la traction quasi-statique. Pour chacune des configurations, la propagation du dommage post-impact est gouvernée par de la rupture de fibres. Pour les configurations C0C0 et V0V0, elle se fait horizontalement. Pour la configuration C45C45, elle commence légèrement à $\pm 45^\circ$ en suivant les bords de la zone impactée et finit horizontalement, excepté pour une éprouvette impactée à 9 J pour laquelle la propagation s'effectue horizontalement directement depuis les ruptures de fibres initiales générées par l'impact. Finalement, pour la configuration C45C0, la propagation se fait entre 0° et $\pm 45^\circ$. Dans ce cas où les plis n'ont pas la même orientation, le comportement post-impact de l'éprouvette est une combinaison du comportement post-impact de chacun des plis.

Comme pour les configurations hybrides, l'énergie d'impact a une influence sur les caractéristiques mécaniques du stratifié. La résistance résiduelle, l'allongement résiduel et la raideur résiduelle diminuent toutes en trois temps en fonction de l'énergie d'impact :

1. Une diminution quasiment nulle tant qu'aucune rupture de fibre n'est détectée après l'impact
2. Une forte diminution qui résulte de l'apparition de ruptures de fibres au cours de l'impact
3. Une stabilisation dès que l'énergie nécessaire à la perforation totale du stratifié par l'impacteur est atteinte

Néanmoins, la raideur résiduelle diminue beaucoup moins que la résistance et l'allongement résiduels en fonction de l'énergie d'impact.

La mise en parallèle des champs de déformations des éprouvettes hybrides avec les éprouvettes mono-matériau mesurés au cours des essais de traction quasi-statique a ensuite permis d'identifier le scénario de propagation du dommage post-impact en traction quasi-statique pour chaque stratification hybride. Ils sont résumés sur la Figure III.19. Pour la configuration V0C45C45, la rupture se fait en trois temps. Des ruptures en traction de mèches dirigées dans le sens de la sollicitation et des ruptures en compression de mèches transverses à la sollicitation se propagent d'abord à $\pm 45^\circ$ dans le pli de verre. Les mèches transverses sont mises en compression à cause de l'effet Poisson des plis de carbone, l'allongement du pli de verre étant piloté par les plis de carbone. Dès que le pli de verre casse à $\pm 45^\circ$, les plis de carbone fissurent à $\pm 45^\circ$. Ces derniers n'étant pas rompus, ils sont capables de reprendre l'effort. Leurs déformations se localisent sur la bande fissurée et ils finissent par rompre à $\pm 45^\circ$ le long de cette bande. Pour la configuration V0C45C0, l'allongement

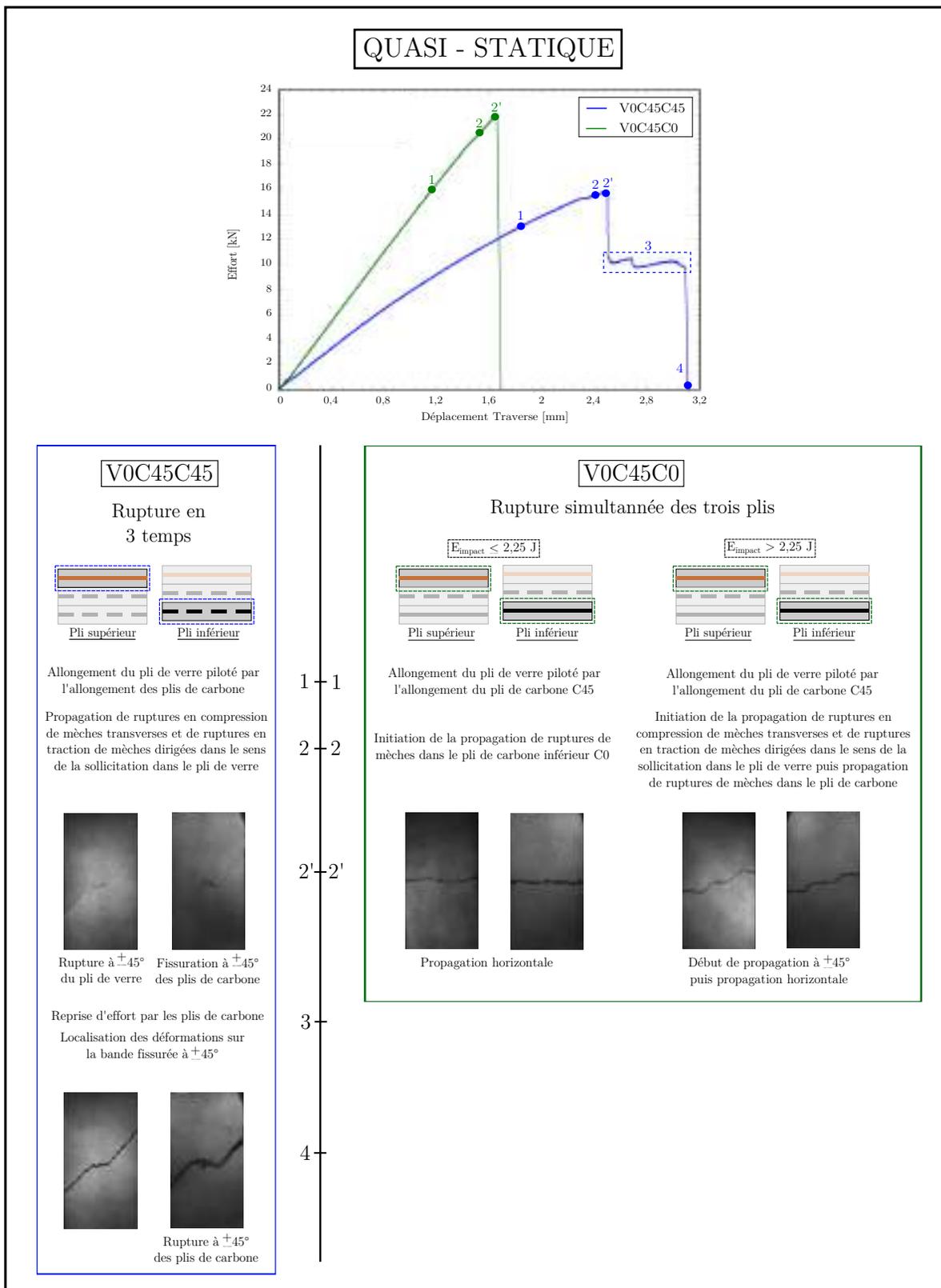


Figure III.19 – Récapitulatif des évolutions de dommages observées en traction quasi-statique

du pli de verre est également piloté par le pli de carbone orienté à $\pm 45^\circ$. Pour des énergies d'impact strictement supérieures à 4 J, la propagation du dommage commence à $\pm 45^\circ$ comme pour la

configuration V0C45C0. Il peut donc être supposé qu'elle s'initie dans le pli de verre. Cependant, elle termine horizontalement car des ruptures de fibres doivent également s'initier dans le pli de carbone inférieur orienté à $(0/90)^\circ$. Mais, pour des énergies d'impact inférieures à 4 J, l'impact génère très peu de dommage dans le pli de verre et aucune propagation à $\pm 45^\circ$ n'est visible au cours de la traction quasi-statique. Il peut donc être supposé que la propagation s'initie dans le pli inférieur. Cette initiation de la propagation dans le pli inférieur est également ce qui semble se produire pour une éprouvette V0C45C0 entaillée pour laquelle le dommage se propage horizontalement.

Comme pour les configurations hybrides, une étude d'influence de la génération du dommage initial a été réalisée. L'impact poids tombant a été comparé avec l'indentation quasi-statique pour les configurations C0C0, C45C45, V0V0 et avec des entailles pour les configurations C0C0 et C45C45. Des résultats similaires à ceux qui avaient été trouvés pour les configurations hybrides ont été trouvés pour les configurations mono-matériau. Le comportement d'une éprouvette indentée est identique à celui d'une éprouvette impactée avec des faciès de rupture et des courbes effort - déplacement traverse identiques.

Les mêmes formes et dimensions d'entailles que celles utilisées pour les configurations hybrides ont été utilisées pour les mono-matériau (8 mm et 16 mm pour C0C0 - 7 mm et 14 mm pour C45C45). Pour la configuration C0C0, le faciès de rupture des éprouvettes entaillées soumises à une traction quasi-statique est identique à celui des éprouvettes impactées avec une propagation horizontale du dommage. Cependant, l'entaille est moins sollicitée que la zone impactée au cours de la traction. L'initiation de la propagation et la rupture de l'éprouvette ont donc lieu plus tard dans le cas de l'éprouvette entaillée. Pour la configuration C45C45, l'entaille de 7 mm est trop faible pour initier de la rupture de fibres. Le comportement pseudo-plastique du tissu de carbone prend le dessus : des fissurations matricielles se propagent à $\pm 45^\circ$ en passant par l'entaille et l'éprouvette rompt finalement à $\pm 45^\circ$. Pour l'entaille de 14 mm, la propagation à $\pm 45^\circ$ ainsi que la propagation horizontale du dommage sont toutes deux obtenues. Cependant, la propagation à $\pm 45^\circ$ est un cas particulier. Elle semble avoir lieu car l'endommagement de la résine se fait plus rapidement que pour les autres éprouvettes testées, ce qui endigue l'initiation de ruptures de fibres. Sinon, le dommage est assez grand pour que des ruptures de fibres s'initient et se propagent horizontalement comme pour l'éprouvette impactée. Mais, comme pour la configuration C0C0, la rupture de l'éprouvette a lieu plus tard en comparaison à une éprouvette impactée possédant des dimensions de dommage similaires. Ce comportement de l'éprouvette entaillée 7 mm n'est pas dû à un effet d'échelle. La même entaille avec des largeurs d'éprouvette plus faibles (50 mm et 70 mm) a également été testée en traction quasi-statique. Le résultat reste inchangé avec une propagation à $\pm 45^\circ$ du dommage.

Aucun effet d'échelle n'est également à noter pour une éprouvette impactée de configuration C45C45. Des largeurs d'éprouvettes plus grandes ont été testées (150 mm et 200 mm). La propagation des ruptures de fibres commence légèrement à $\pm 45^\circ$ avant de terminer horizontalement.

III.4 Traction fatigue sur stratifiés tissés impactés

III.4.1 Introduction

Les objectifs de cette partie sont d'observer et d'analyser la propagation en traction fatigue du dommage post-impact dans les différentes configurations mono-matériau C0C0, C45C45, C45C0 et V0V0. Les caractéristiques des essais de fatigue sont les mêmes que pour les essais réalisés sur les stratifications hybrides et présentées dans la Partie I.2.3. Ils sont effectués à allongement imposé, à un rapport de charge $R = \Delta L_{\text{dyn}}/\Delta L_{\text{sta}}$ égal à 0,9 et à une fréquence de 15 Hz. De plus, un suivi est toujours effectué par corrélation d'images dans le but d'obtenir les champs de déformations au cours des essais.

De même que pour les configurations hybrides, des études d'influence de l'énergie d'impact et du niveau d'allongement imposé sont effectuées pour chacune des configurations mono-matériau. Les paramètres de ces études sont respectivement présentés dans les Tableaux III.13 et III.14 pour les configurations mono-matériau verre et carbone.

Pour la configuration V0V0, l'étude d'influence du niveau d'allongement est menée sur les éprouvettes impactées avec une énergie d'impact fixée à 5 J. Le $\Delta L_{1\text{sta}}$ est choisi tel que le rapport $\Delta L_{1\text{sta}}/\Delta L_{1\text{rupt QS}}$ soit égal à 0,25 (comme pour la stratification V0C45C45) où $\Delta L_{1\text{rupt QS}}$ est l'allongement à rupture en quasi-statique. Ensuite, l'étude d'influence de l'énergie d'impact est réalisée pour des énergies comprises entre 5 J et 9 J, pour un allongement fixé ΔL_1 .

E_{impact}	 $\Delta L_1 = 0,30 \text{ mm} \pm 0,27 \text{ mm}$ $\frac{\Delta L_{1\text{ sta}}}{\Delta L_{1\text{ rupt QS}}} = 0,25$
5 J	-10% ΔL_1 / ΔL_1 / +10% ΔL_1
5,75 J	ΔL_1
6,25 J	ΔL_1
9 J	ΔL_1

Tableau III.13 – Energies d'impact et allongements utilisés pour les essais de traction fatigue post-impact sur la configuration mono-matériau verre V0V0

Concernant les configurations mono-matériau carbone, l'étude d'influence du niveau d'allongement est menée sur les éprouvettes impactées avec une énergie d'impact fixée à 4 J. Le ΔL_{sta} est choisi tel que le rapport $\Delta L_{\text{sta}}/\Delta L_{\text{rupt QS}}$ soit égal à 0,25 pour la configuration C45C45 et 0,4 pour les configurations C0C0 et C45C0. Ces choix ont été faits pour rester cohérent avec les essais de fatigue sur les éprouvettes hybrides pour lesquels le rapport a été fixé à 0,25 pour V0C45C45 et 0,4 pour V0C45C0. Enfin, l'étude d'influence de l'énergie d'impact est réalisée, à allongement fixé, pour des énergies comprises entre 2,25 J et 9 J.

E_{impact}	 $\Delta L_2 = 1,63 \text{ mm} \pm 1,47 \text{ mm}$ $\frac{\Delta L_{2 \text{ sta}}}{\Delta L_{2 \text{ rupt QS}}} = 0,25$	 $\Delta L_3 = 0,60 \text{ mm} \pm 0,54 \text{ mm}$ $\frac{\Delta L_{3 \text{ sta}}}{\Delta L_{3 \text{ rupt QS}}} = 0,4$	 $\Delta L_4 = 0,68 \text{ mm} \pm 0,61 \text{ mm}$ $\frac{\Delta L_{4 \text{ sta}}}{\Delta L_{4 \text{ rupt QS}}} = 0,4$
	2,25 J	ΔL_2	ΔL_3
3 J	ΔL_2	ΔL_3	ΔL_4
4 J	$-20\% \Delta L_2$ ΔL_2 $+10\% \Delta L_2$	ΔL_3 $+10\% \Delta L_3$ $+20\% \Delta L_3$ $+25\% \Delta L_3$	$-5\% \Delta L_4$ ΔL_4 $+5\% \Delta L_4$
6,25 J	ΔL_2	ΔL_3	ΔL_4
9 J	ΔL_2	ΔL_3	ΔL_4

Tableau III.14 – Energies d’impact et allongements utilisés pour les essais de traction fatigue post-impact sur les configurations mono-matériau carbone

III.4.2 Essais de fatigue sur la configuration V0V0

Le Tableau III.15 regroupe l’ensemble des faciès de rupture obtenus au cours des essais de fatigue réalisés sur la configuration V0V0. Quels que soient l’énergie d’impact ou bien le niveau d’allongement imposé, le faciès de rupture est identique avec une propagation horizontale du dommage.

Concernant le scénario de propagation du dommage, la Figure III.20 présente le champ de déformations ε_{yy} relevé au cours de l’essai de traction fatigue dans une éprouvette initialement impactée à 5 J et soumise à un allongement ΔL_1 . Un focus autour de la zone endommagée montre des zones en pointe de propagation pour lesquelles le champ de déformations est beaucoup plus élevé que dans le reste de l’éprouvette et pour lesquelles les vecteurs directions principales de déformations sont dirigés dans le sens de la sollicitation. Ainsi, au cours de l’essai de fatigue, ce sont les fibres qui sont majoritairement sollicitées i.e la propagation du dommage est gouvernée par de la propagation de ruptures de fibres.

Ces observations sont en accord avec celles effectuées par [Bizeul, 2009] et [Rouault, 2013] qui ont menés des essais de propagation de coupure en traction fatigue sur des stratifiés ($0^\circ/90^\circ$) composés de tissus verre/époxy identiques à ceux utilisés dans ces travaux. Ils ont conclu, à travers une étude poussée jusqu’à la microstructure du tissu, que la propagation était fortement influencée par le motif de tissage et qu’elle se produisait par des ruptures brutales et successives de mèches de fibres.

Les courbes regroupées sur la Figure III.21 représentent d’une part l’évolution de l’effort maximal et d’autre part l’évolution de la longueur de ruptures de fibres en fonction du nombre de cycles ainsi que de l’énergie d’impact ou du niveau d’allongement imposé. La chute de l’effort maximal peut ainsi être mise en parallèle avec la propagation des ruptures de fibres au cours de l’essai. Les courbes

	5 J	5,75 J	6,25 J	9 J
-10% ΔL_1				
ΔL_1				
+10% ΔL_1				

Tableau III.15 – Faciès de rupture obtenus après des essais de traction fatigue sur les éprouvettes impactées de la configuration V0V0

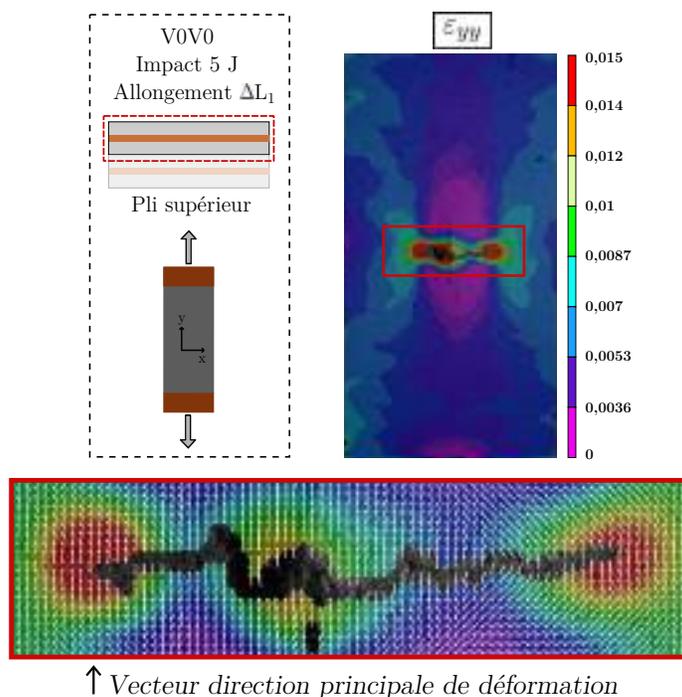


Figure III.20 – Champ de déformations ε_{yy} dans le pli supérieur de la stratification V0V0 impactée à 5 J et soumise à un allongement ΔL_1 au cours de la propagation du dommage en fatigue

d'évolution des ruptures en fonction du nombre de cycles sont similaires à celles observées pour la configuration V0C45C45 (Partie I.2.3.3). Pour toutes les éprouvettes testées, l'effet structure est visible avec une propagation qui s'accélère brusquement dès qu'elle s'approche des bords de l'éprouvette.

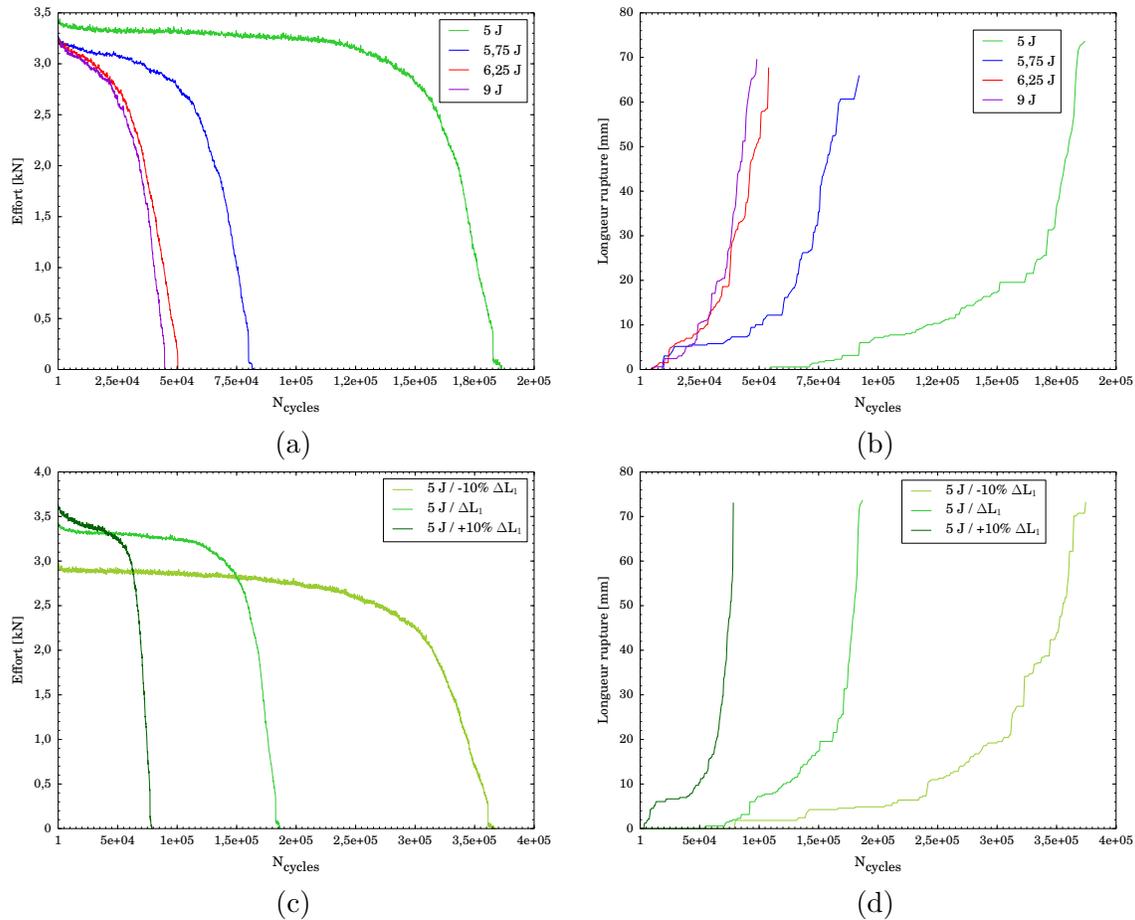


Figure III.21 – Evolution de l'effort maximal et de la longueur de ruptures de fibres en fonction du nombre de cycles de fatigue et (a)-(b) de l'énergie d'impact ou (c)-(d) du niveau d'allongement ΔL_1 imposé pour la configuration V0V0

Par ailleurs, il peut être noté que le nombre de cycles à rupture du stratifié diminue avec l'augmentation de l'énergie d'impact ou du niveau d'allongement. La Figure III.22 représente ainsi la diminution du nombre de cycles à rupture en fonction de l'énergie d'impact et montre, de manière similaire aux caractéristiques mécaniques résiduelles post-impact, une convergence des valeurs à mesure que l'énergie d'impact augmente et atteint celle nécessaire pour totalement perforer le stratifié (ici 6,25 J).

Cette observation sur les nombres de cycles à rupture peut être mise en relation avec les nombres de cycles nécessaires à l'initiation de la propagation du dommage. En effet, plus la propagation s'initie tard et plus la rupture a lieu tard. Par ailleurs, la Figure III.22 montre également que si la propagation s'initie tard, alors l'écart entre l'initiation et la rupture augmente, c'est-à-dire que la propagation du dommage se fait plus lentement.

La dispersion sur les nombres de cycles à rupture est très faible pour l'étude de cette configuration en comparaison aux stratifications hybrides. Cela peut s'expliquer par le fait que seulement un

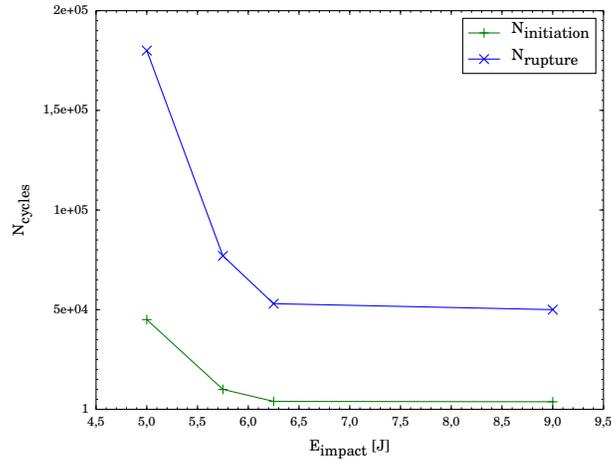


Figure III.22 – Evolution du nombre de cycles à initiation et à rupture en fonction de l'énergie d'impact

E_{impact}	$N_{\text{initiation}}$	N_{rupture}
5 J	45 000	180 000 ($\pm 7\%$)
5,75 J	10 000	77 000 ($\pm 12\%$)
6,25 J	4 000	55 000 ($\pm 2\%$)
9 J	3 800	50 000 ($\pm 5\%$)

Tableau III.16 – Nombre de cycles nécessaire pour l'initiation de la propagation du dommage et pour la rupture finale en fonction de l'énergie d'impact pour un allongement de ΔL_1

Allongement	$N_{\text{initiation}}$	N_{rupture}
-10% ΔL_1	65 000	340 000 ($\pm 13\%$)
ΔL_1	45 000	180 000 ($\pm 7\%$)
+10% ΔL_1	8 000	77 500 ($\pm 2\%$)

Tableau III.17 – Nombre de cycles nécessaire pour l'initiation de la propagation du dommage et pour la rupture finale en fonction du niveau d'allongement imposé pour une énergie d'impact de 5 J

matériau et une orientation composent le stratifié, ce qui simplifie la physique de la propagation.

Les résultats issus de la corrélation d'images et l'observation du champ de déformations ε_{yy} au début de l'essai de fatigue autour de la zone impactée indiquent que plus l'énergie d'impact mise en jeu est importante plus la zone endommagée est grande et plus les déformations qu'elle subie sont élevées. La propagation s'initie donc plus tôt dans le cas des énergies d'impact importantes. D'une manière analogue, à énergie d'impact fixée, plus le niveau d'allongement augmente et plus la zone endommagée est sollicitée. Les déformations autour de la zone endommagée sont plus importantes et la propagation s'initie plus rapidement.

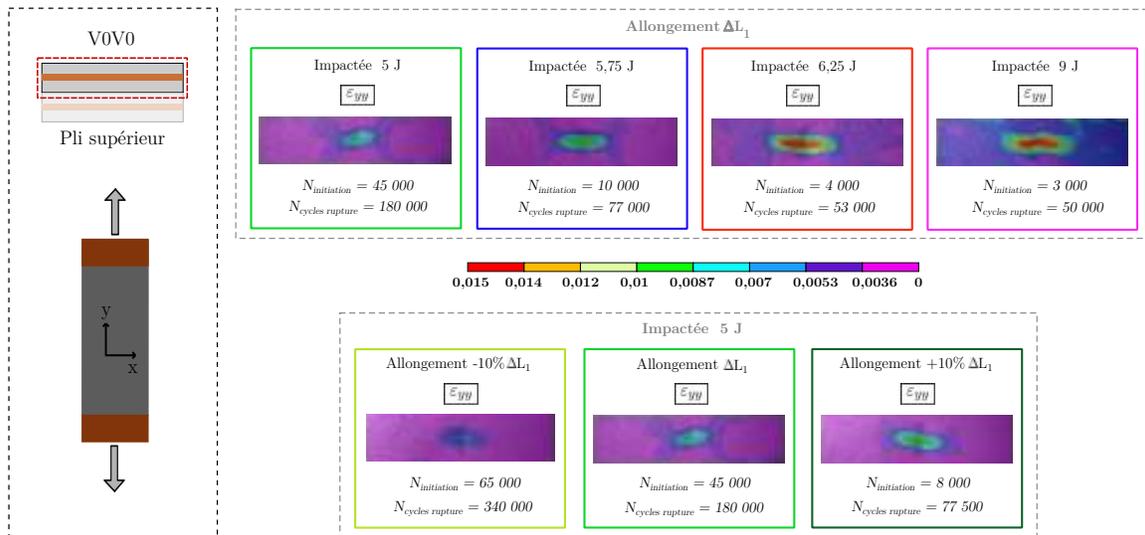


Figure III.23 – Champ de déformations ε_{yy} dans le pli supérieur du stratifié V0V0 au début de l'essai de fatigue en fonction de l'énergie d'impact et du niveau de sollicitation.

De plus, une remarque peut être faite sur les couples $(\Delta L_1; 5,75 \text{ J})$ et $(+10\% \Delta L_1; 5 \text{ J})$. La zone sollicitée a la même forme dans les deux cas, les valeurs des déformations sont quasiment similaires et les nombres de cycles à l'initiation et à la rupture sont quasiment identiques. Donc, un lien direct peut être effectué entre les valeurs des déformations subies par la zone endommagée ainsi que l'initiation et la vitesse de propagation du dommage.

III.4.3 Essais de fatigue sur la configuration C45C45

III.4.3.1 Faciès de rupture et courbes

Les faciès de rupture obtenus lors des essais de fatigue sur la configuration C45C45 sont regroupés dans le Tableau III.18. Excepté les couples $(\Delta L_2; 2,25 \text{ J})$ et $(-20\% \Delta L_2; 4 \text{ J})$ pour lesquels la propagation du dommage ne s'est pas initiée, le faciès est identique pour toutes les autres éprouvettes testées avec une propagation du dommage à $\pm 45^\circ$.

Les éprouvettes pour lesquelles la propagation du dommage ne s'est pas initiée sont perceptibles sur les courbes d'effort (Figure III.24). L'effort relevé pour ces éprouvettes ne diminue quasiment pas au cours de l'essai de fatigue, ce qui est caractéristique d'un dommage qui ne se propage pas. Pour toutes les autres éprouvettes, l'effort diminue au cours de l'essai. La Figure III.25 présente les différentes étapes d'évolution de l'effort sur l'exemple d'une éprouvette impactée à 3 J et soumise à un déplacement ΔL_2 . Quatre étapes sont visibles :

1. Une très forte diminution initiale expliquée dans la littérature par l'importante baisse de rigidité et par le développement rapide de déformations résiduelles en début d'essai avant de se stabiliser
2. Une faible diminution qui correspond à la progression de l'endommagement
3. Une forte diminution correspondant au moment où la propagation du dommage atteint les bords de l'éprouvette
4. Une stabilisation pour laquelle le dommage n'évolue quasiment plus

	2,25 J	3 J	4 J	6,25 J	9 J
-20% ΔL_2					
ΔL_2					
+10% ΔL_2					

Tableau III.18 – Faciès de rupture obtenus après des essais de traction fatigue sur les éprouvettes impactées de la configuration C45C45

Les courbes présentées sur la Figure III.24 et le Tableau III.19 montrent qu'une augmentation de l'énergie d'impact ou du niveau d'allongement imposé entraîne un endommagement plus rapide de l'éprouvette et donc une propagation du dommage qui atteint plus rapidement les bords de l'éprouvette. En effet, cela provoque un raccourcissement de l'étape 2 et une apparition plus précoce de l'étape 3 (étapes présentées ci-dessus). De plus, la valeur du nombre de cycles nécessaire à la propagation du dommage converge en fonction de l'énergie d'impact car pour des énergies supérieures ou égales à 6,25 J (énergie nécessaire pour totalement perforer le stratifié), les tailles de dommages n'évoluent plus.

E_{impact}	$N_{\text{atteinte bords}}$
2,25 J	-
3 J	120 000
4 J	60 000
6,25 J	15 000
9 J	20 000

Allongement	$N_{\text{atteinte bords}}$
-20% ΔL_2	-
ΔL_2	60 000
+10% ΔL_2	15 000

Tableau III.19 – Nombre de cycles nécessaire pour que la propagation du dommage atteigne les bords de l'éprouvette en fonction de l'énergie d'impact pour un allongement de ΔL_2

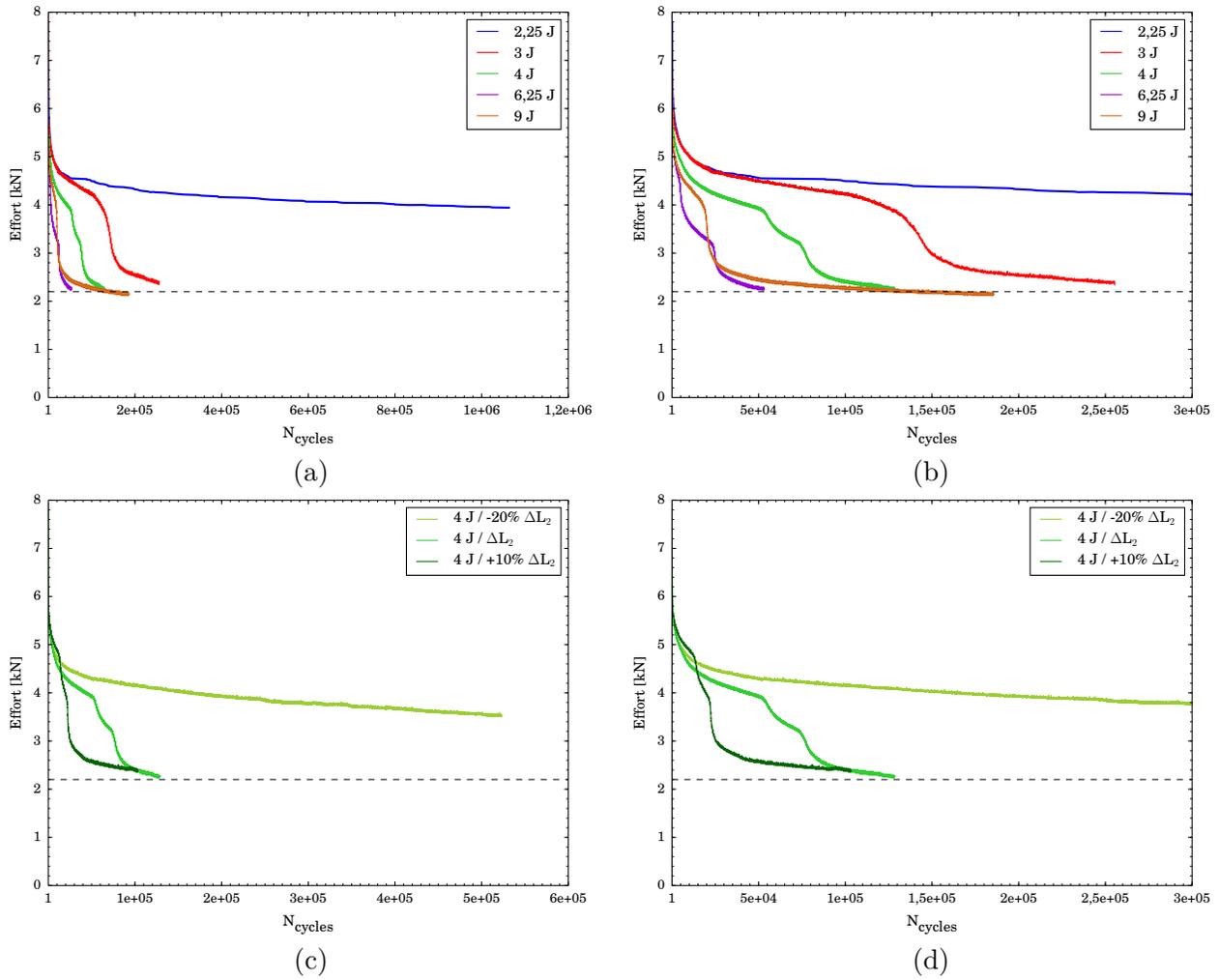


Figure III.24 – Evolution de l’effort maximal en fonction du nombre de cycles de fatigue et (a)-(b) de l’énergie d’impact ou (c)-(d) du niveau d’allongement imposé pour la configuration C45C45

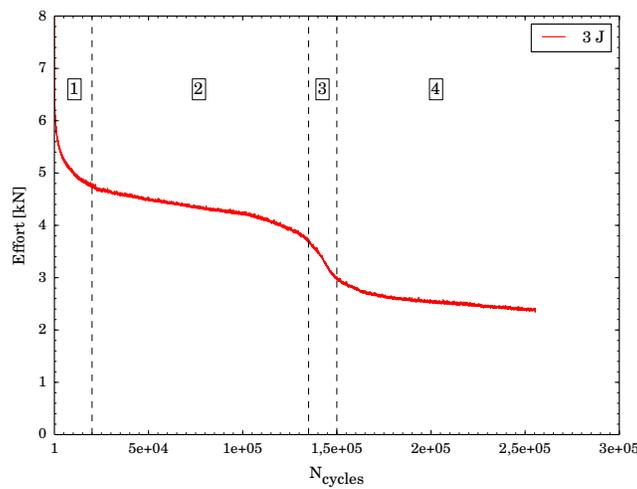


Figure III.25 – Etapes d’évolution de l’effort maximal en fonction du nombre de cycles de fatigue dans une éprouvette impactée de configuration C45C45

Il peut également être noté qu'au moment où la propagation atteint les bords de l'éprouvette, l'effort relevé n'est pas nul et se situe toujours aux alentours de 2,2 kN pour toutes les éprouvettes testées (Figure III.24). Cela laisse sous-entendre que l'éprouvette n'est pas rompue, c'est-à-dire que la propagation du dommage n'est pas gouvernée par de la rupture de fibres mais plutôt par de la fissuration matricielle.

III.4.3.2 Endommagements

Dans le but de déceler les types d'endommagement mis en jeu au cours de la propagation du dommage post-impact lors de l'essai de fatigue sur la configuration C45C45, une éprouvette, pour laquelle la propagation a atteint les bords, a été passée au tomographe. La Figure III.26 présente une coupe de l'éprouvette selon un plan de normale X. Que ce soit dans le pli supérieur ou le pli inférieur, des décollements toron/résine et des fissurations intra-torons sont observés dans l'éprouvette alors qu'aucune rupture de fibre n'est visible. Cela vient confirmer l'hypothèse faite précédemment et explique pourquoi l'effort mesuré dans l'éprouvette est positif alors que la propagation a atteint les deux bords de l'éprouvette.

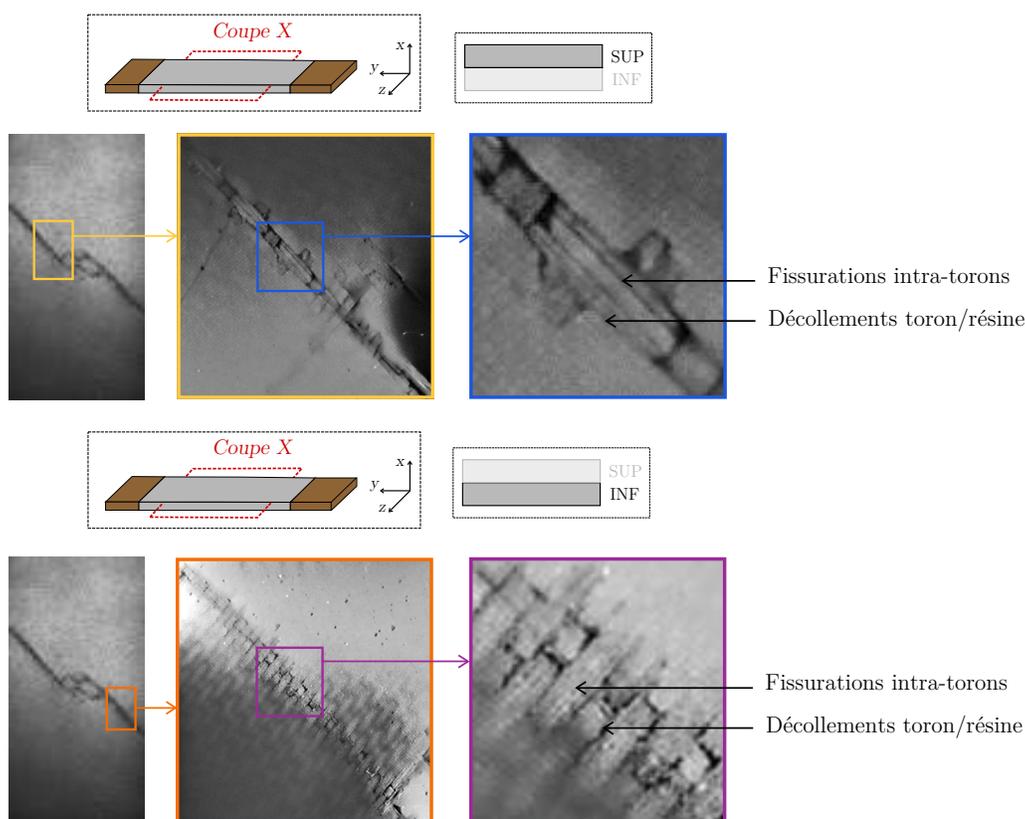


Figure III.26 – Tomographie après essai de fatigue sur une éprouvette impactée de configuration C45C45

III.4.3.3 Propagation de l'endommagement

Technique de suivi de l'endommagement

Pour les composites à base de fibres de verre, le suivi du dommage se fait souvent par rétro-éclairage, possible grâce au phénomène de blanchissement de la résine visible à l'œil nu. Cependant,

cette technique ne peut pas être utilisée pour les composites tissés carbone/époxy.

Ainsi, dans ces travaux, une technique a été mise en place afin de visualiser la propagation du dommage dans le carbone. Le principe est de se baser sur les résultats issus de la corrélation d'images et sur le coefficient de qualité de corrélation σ calculé par le logiciel au cours de l'essai (cette technique est quelque fois utilisée dans la littérature [Iadicola and Foecke, 2017; Conway, 2018; Leser et al., 2010]). Plus le coefficient est proche de 0 et plus la qualité de la corrélation est élevée. Ainsi, quand l'endommagement commence à apparaître, la qualité de la corrélation se dégrade et le coefficient σ augmente.

Par exemple, la Figure III.27 compare les valeurs du coefficient de qualité de corrélation σ avec les dommages observés par tomographie. Lorsque le coefficient atteint sa valeur maximale, cela indique que du décollement fibre/résine est apparu dans l'éprouvette. Puis, à partir d'un moment, la corrélation n'arrive plus du tout à suivre la propagation du dommage. C'est-à-dire que le σ ne peut plus être calculé, ce qui se traduit par l'apparition de zones grisées sur la corrélation. Ce phénomène s'explique par l'apparition de fissurations intra-torons dans l'éprouvette.

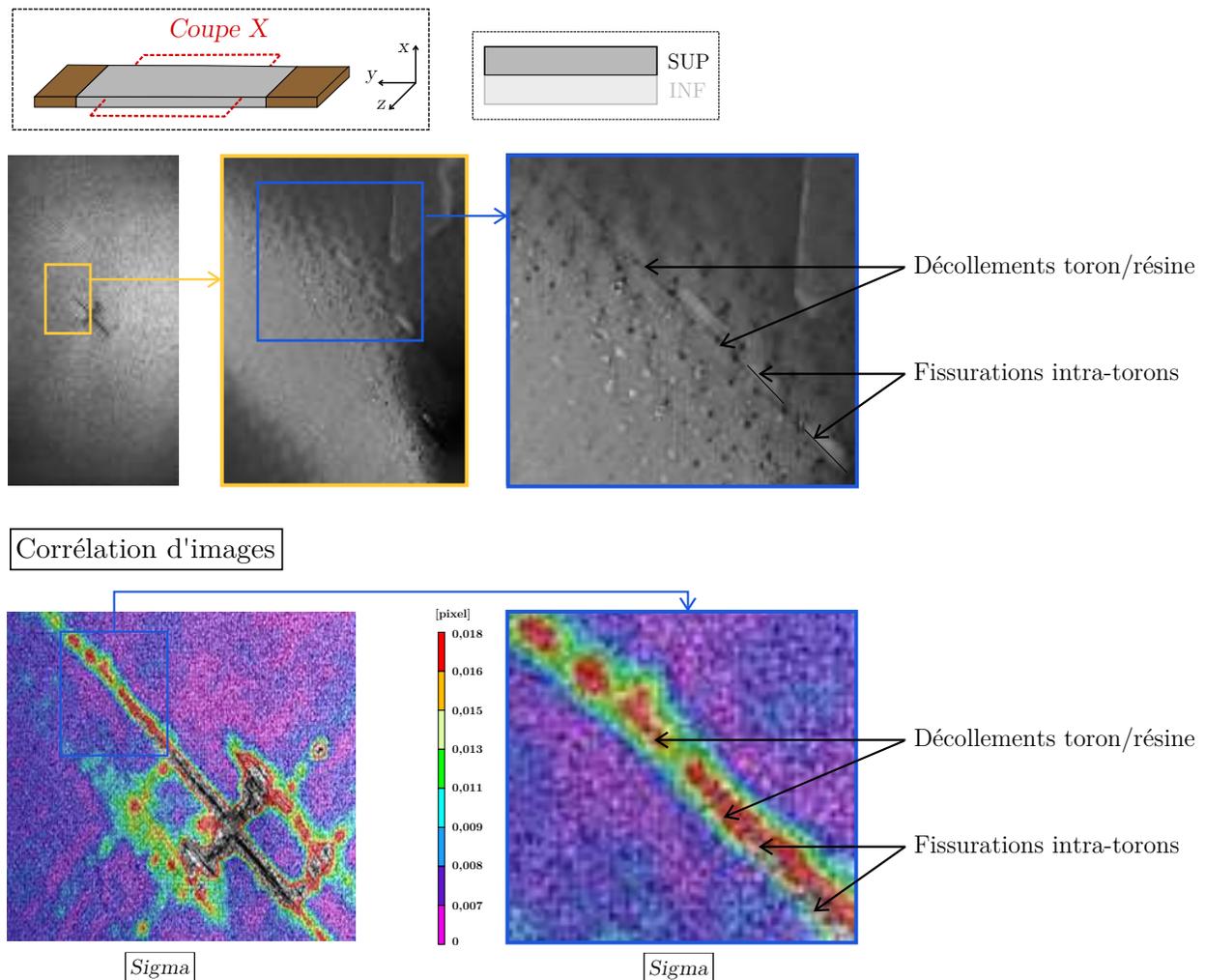


Figure III.27 – Mise en parallèle du coefficient σ avec le type de dommage

Ces observations sont cohérentes avec le scénario d'endommagement des tissus composites en

cisaillement fatigue observé dans la littérature pour lequel le premier endommagement qui se développe est du décollement fibre/résine, suivi par de la fissuration intra-toron puis du méta-délaminage. Cependant, la résolution est trop faible ici pour pouvoir observer ce méta-délaminage.

Scénarios de propagation de l'endommagement

Cette technique de visualisation a permis de mettre en évidence le scénario de propagation du dommage au cours de ces essais de fatigue sur les éprouvettes de configuration C45C45. Deux scénarios différents peuvent être distingués selon que l'éprouvette fissure totalement à $\pm 45^\circ$ ou pas.

La Figure III.28 présente l'évolution du dommage dans les éprouvettes ayant fissurées à $\pm 45^\circ$ et qui correspond aux étapes 2 et 3 énoncées précédemment. Tout d'abord, des décollements toron/résine s'initient à chaque pointe du dommage initial pour se rejoindre ensuite en un unique point (A). Rapidement après cela, des décollements toron/résine s'initient depuis ce point d'intersection (B). Par la suite, d'une part les décollements toron/résine se propagent à $\pm 45^\circ$ et d'autre part des fissurations intra-torons commencent à s'initier (C). Dans un premier temps, les décollements évoluent beaucoup plus rapidement que les fissurations (D) puis dans un second temps, la progression des fissurations intra-torons rattrape celle des décollements fibre/résine (E). Il faut noter que les fissurations apparaissent uniquement où des décollements se sont préalablement développés. Finalement, les décollements atteignent les bords de l'éprouvette (F) et sont rejoints rapidement par les fissurations, ce qui entraîne la fissuration totale de l'éprouvette à $\pm 45^\circ$ (G).

La Figure III.29 présente l'évolution du dommage dans les éprouvettes n'ayant pas fissurées. Des décollements toron/résine s'initient à certaines pointes du dommage initial transversalement aux ruptures initiales. Mais, contrairement au scénario précédent, des décollements s'initient aussi dans la direction des ruptures initiales (A). Les dommages évoluent beaucoup plus lentement dans ce cas avec de nouveaux décollements qui s'initient dans la direction des ruptures initiales (B). Finalement, les décollements fibres/matrice, s'étant initiés transversalement aux ruptures initiales, se rejoignent en un unique point, mais très tardivement. En parallèle, les autres décollements évoluent lentement et des fissurations intra-torons commencent à apparaître (C).

Pour les éprouvettes n'ayant pas fissurées à $\pm 45^\circ$, c'est-à-dire celles ayant été sollicitées à un niveau d'allongement faible ($-20\% \Delta L_2$) ou bien celles ayant été très peu endommagées lors de l'impact (2,25 J), le dommage post-impact se propage très lentement et part dans plusieurs directions avec très peu de fissurations intra-torons en comparaison aux autres éprouvettes. En effet, pour ces éprouvettes, les premiers décollements ne se rejoignent pas en un unique point et d'autres décollements se développent dans la direction des ruptures initiales. Cela a pour conséquence de ne pas localiser le champs de déformations et donc de générer plusieurs zones préférentielles de propagation de dommage (Figure III.30).

Parmi les éprouvettes ayant fissuré, l'énergie d'impact et le niveau d'allongement ont une influence sur le nombre de cycles nécessaire pour initier la propagation du dommage. En effet, les Tableaux III.20 montrent que l'augmentation de l'énergie ou du niveau de sollicitation entraîne une diminution du nombre de cycles à l'initiation de la propagation. L'analyse des courbes sur la Figure III.24, déjà réalisée précédemment, indique finalement que plus la propagation s'initie tôt et plus elle se fait rapidement.

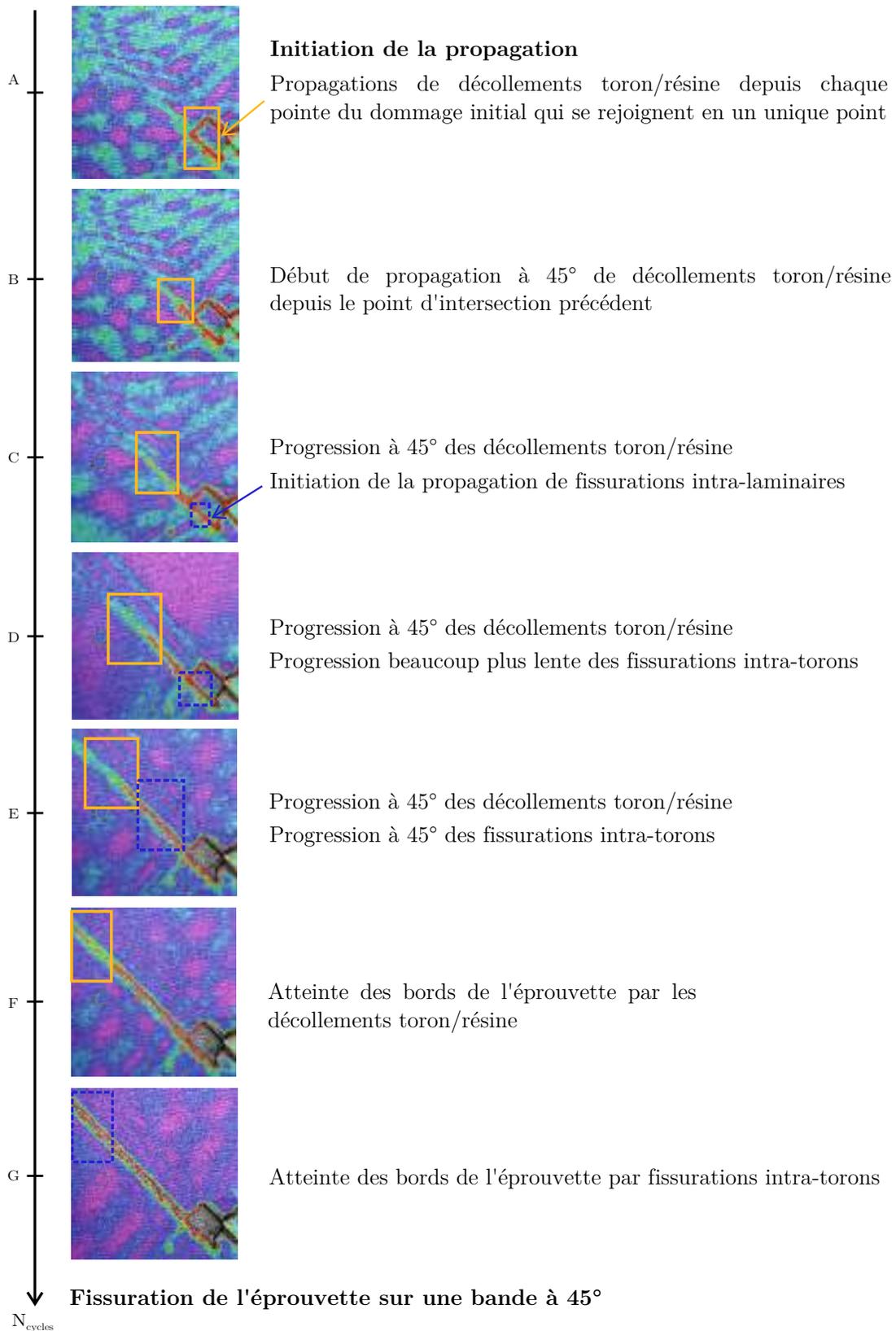


Figure III.28 – Evolution de l'endommagement pour les éprouvettes C45C45 fissurées à la fin de l'essai de fatigue

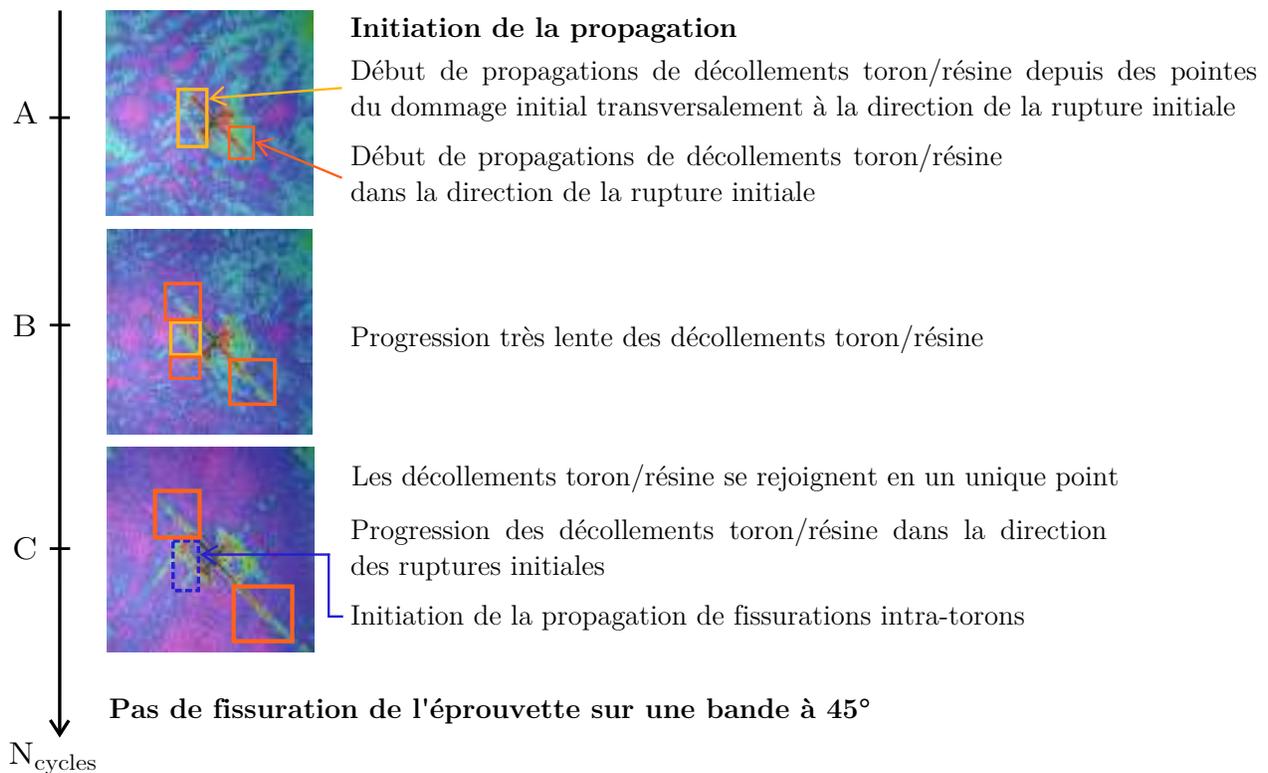


Figure III.29 – Evolution de l'endommagement pour les éprouvettes C45C45 non fissurées à la fin de l'essai de fatigue

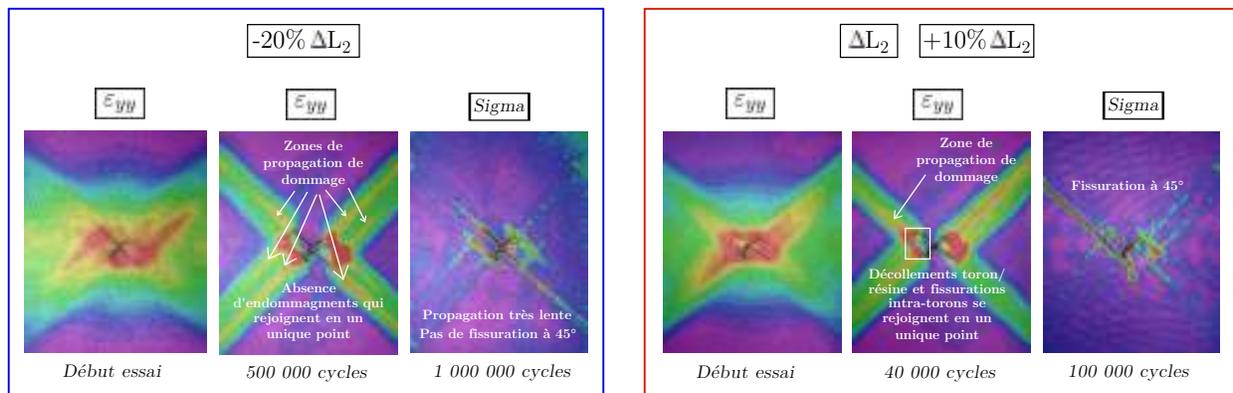


Figure III.30 – Zones de propagation de dommages au cours de l'essai de fatigue post-impact sur la configuration C45C45 - Exemple de l'influence du niveau d'allongement imposé

III.4.4 Essais de fatigue sur la configuration C0C0

III.4.4.1 Faciès de rupture

Le Tableau III.21 regroupe les faciès de rupture obtenus après 10^6 cycles de fatigue sur la configuration C0C0 impactée, excepté pour le cas de la sollicitation $+25\% \Delta L_3$ pour lequel l'éprouvette rompt instantanément. En effet, le niveau d'allongement imposé est trop important et l'essai de fatigue est équivalent à un essai quasi-statique entraînant une propagation horizontale du dommage (Partie III.3.1.1). Pour toutes les autres configurations d'essai, la propagation du dommage se fait verticalement sans qu'il n'y ait rupture finale de l'éprouvette.

E_{impact}	$N_{\text{initiation}}$	Allongement	$N_{\text{initiation}}$
2,25 J	-	-20% ΔL_2	-
3 J	27 500	ΔL_2	10 000
4 J	10 000	+10% ΔL_2	450
6,25 J	2 000		
9 J	4 000		

Tableau III.20 – Nombre de cycles nécessaire pour que la propagation du dommage s’initie en fonction de l’énergie d’impact dans une éprouvette C45C45 soumise à un allongement de ΔL_1

	2,25 J	3 J	4 J	6,25 J	9 J
ΔL_3					
+10% ΔL_3					
+20% ΔL_3					
+25% ΔL_3					

Tableau III.21 – Faciès de rupture obtenus après 10^6 cycles de fatigue sur les éprouvettes impactées de la configuration C0C0 (excepté +25% ΔL_3)

Cette propagation verticale du dommage a lieu dans des zones fortement sollicitées en cisaillement (Figure III.31). Or, lors d'un essai de traction sur un composite tissé, les fibres travaillent en traction-compression et la résine en cisaillement. Ainsi, dans le cas de l'essai de traction fatigue sur la configuration C0C0 impactée, c'est la résine qui reprend principalement l'effort et qui s'endommage. Cela explique la longue durée de vie de l'éprouvette, sans rupture (certains essais ont par exemple été menés jusqu'à $3,5 \cdot 10^6$ cycles).

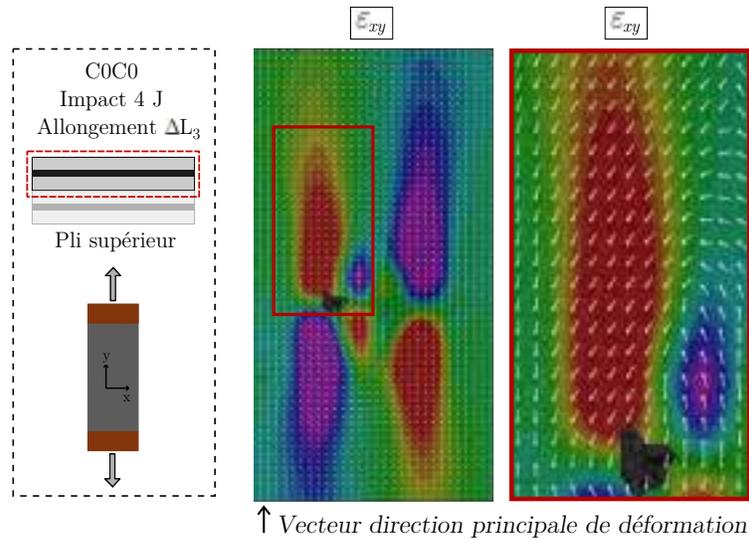


Figure III.31 – Champ de déformations ε_{xy} dans le pli supérieur de la stratification C0C0 impactée à 4 J et soumise à un allongement ΔL_3 au cours de la propagation du dommage en fatigue

III.4.4.2 Propagation de l'endommagement

La même technique de suivi du dommage que celle mise en place pour la configuration C45C45 est utilisée ici. Le développement de décollements toron/résine et de fissurations intra-torons, observés par tomographie, a été mis en évidence avec les valeurs prises par le coefficient de corrélation Σ (Figure III.32). Le but est d'étudier l'évolution de ces endommagements en fonction de l'énergie d'impact et du niveau d'allongement. Dans la suite du manuscrit, les décollements toron/résine seront notés *Dommege 1* et les fissurations intra-torons seront notées *Dommege 2*.

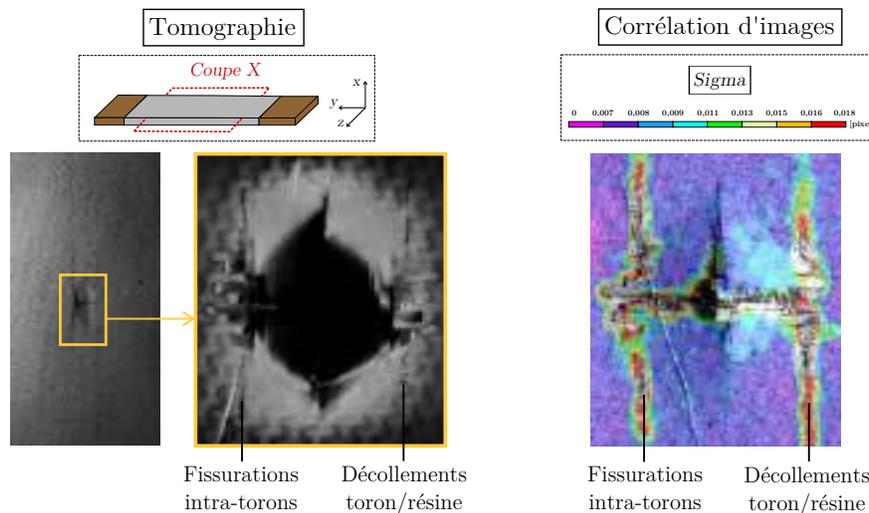


Figure III.32 – Mise en parallèle du coefficient Σ avec le type de dommage pour C0C0

Un code MATLAB a ensuite été développé afin de tracer les courbes d'évolution des dommages en fonction du nombre de cycles de fatigue, tracées sur la Figure III.33. Il se base sur le *Sigma* calculé pour chaque photo prise au cours de l'essai de fatigue. Pour cela, un filtre est appliqué à la photo suivant que le *Sigma* est rouge pour les décollements toron/résine ou gris pour les fissurations intra-toron. La longueur projetée du dommage est ensuite calculée pour chaque photo, ce qui permet d'obtenir l'évolution des longueurs projetées de dommage en fonction du nombre de cycles. Les courbes indiquent alors que l'augmentation de l'énergie d'impact ou du niveau d'allongement génère une propagation plus rapide des dommages ainsi que des tailles finales de dommages plus grandes.

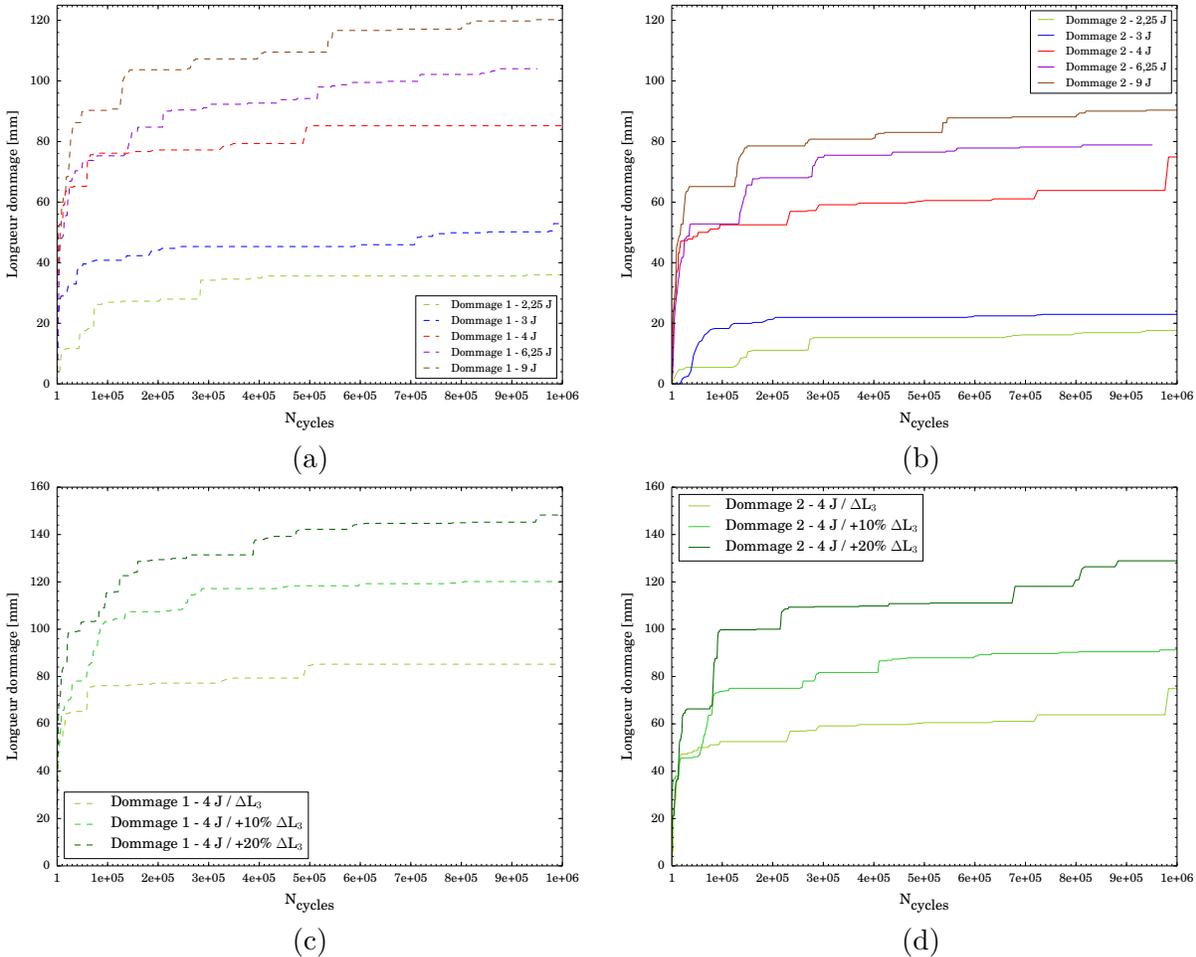


Figure III.33 – Evolution des longueurs projetées de dommages en fonction du nombre de cycles de fatigue et (a)-(b) de l'énergie d'impact ou (c)-(d) du niveau d'allongement imposé pour la configuration C0C0

Les évolutions des deux types de dommages sont identiques pour toutes les éprouvettes testées. Un exemple est présenté sur la Figure III.34 pour une éprouvette initialement impactée à une énergie de 4 J et soumise à un niveau d'allongement ΔL_3 . Que ce soit les décollements toron/résine ou bien les fissurations intra-torons, l'évolution suit les mêmes étapes mais en décalé. En effet, comme cela est montré dans la littérature, les fissurations apparaissent après les décollements avec une taille finale de propagation des fissurations moins importante que celle des décollements. Les dommages évoluent très rapidement dans les 10 000 - 20 000 premiers cycles et atteignent 50-55 % de leur taille finale (mesurée à 7.10^6 cycles) pour les décollements et 40-45 % pour les fissurations intra-torons

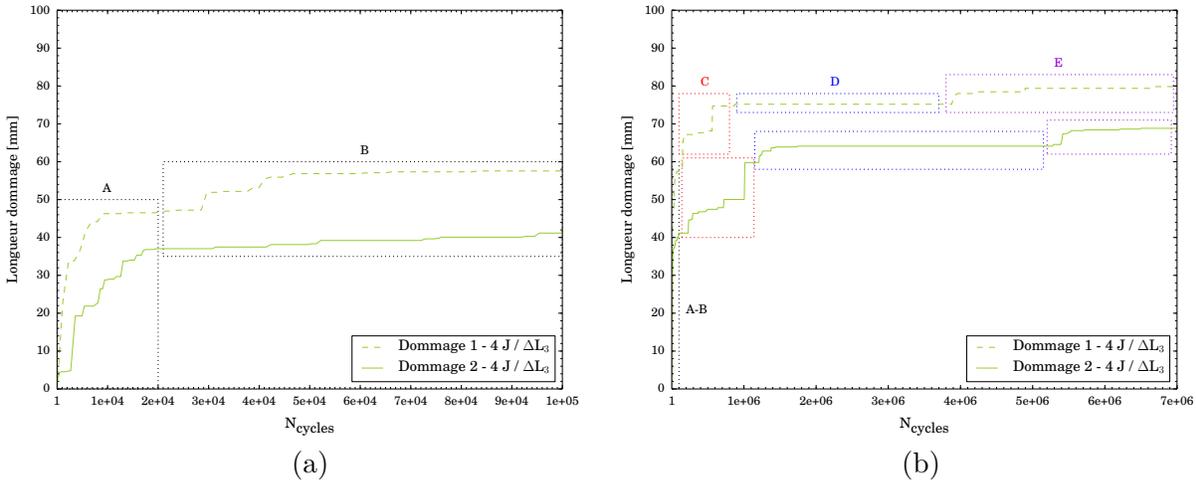


Figure III.34 – Etapes d’évolution des longueurs de dommages en fonction du nombre de cycles de fatigue pour la configuration C0C0 impactée à 4 J et soumise à un niveau d’allongement ΔL_3

(A). Puis, la vitesse de propagation diminue progressivement (B-C) et les dommages atteignent 70-75 % et 60-65 % de leur taille finale respectivement pour les décollements et les fissurations au bout de 100 000 cycles. Ensuite, une très longue période (d’une durée comprise entre $3 \cdot 10^6$ et $4 \cdot 10^6$ cycles), pendant laquelle les dommages n’évoluent plus, intervient (D). Et enfin, une dernière et très légère augmentation de la taille des dommages est observée (vers $4 \cdot 10^6$ - $5 \cdot 10^6$ cycles) avant que les dommages ne se stabilisent. Finalement, la majeure partie de la propagation des dommages se fait dans les 100 000 premiers cycles de l’essai.

III.4.5 Essais de fatigue sur la configuration C45C0

III.4.5.1 Faciès de rupture

Les faciès de rupture obtenus après $2 \cdot 10^6$ cycles de fatigue sont présentés dans le Tableau III.22 pour la configuration C45C0, excepté l’allongement +5% ΔL_4 pour lequel la rupture intervient quasi-instantanément. Pour cet allongement, l’éprouvette rompt complètement et le faciès de rupture est identique à celui obtenu lors d’une traction quasi-statique (Partie III.3.1.1) alors que les éprouvettes ne cassent pas pour toutes les autres configurations d’essais.

Un exemple de propagation de dommage post-impact est montré sur la Figure III.35 pour une éprouvette impactée à 6,25 J et soumise à un allongement ΔL_4 . La corrélation d’images indique que des fissurations se propagent verticalement dans le pli inférieur et à $\pm 45^\circ$ dans le pli supérieur. Par ailleurs, les tomographies réalisées après l’essai de fatigue révèlent que du délaminage se propage également entre les deux plis.

III.4.5.2 Scénario de propagation

Afin de comprendre le scénario de propagation du dommage post-impact, des tomographies ont été réalisées à différents cycles de fatigue. La Figure III.36 présente les dommages obtenus dans les deux plis et à l’interface entre les plis à 100 000, 500 000 et 2 000 000 cycles pour une éprouvette impactée à 6,25 J et soumise à un allongement ΔL_4 . La propagation commence dans le pli inférieur avec une propagation verticale de décollements toron/résine et l’apparition d’un léger délaminage entre les deux plis. Puis, ces décollements se propagent horizontalement et verticalement et des fissurations intra-torons commencent à se développer dans le pli inférieur. En parallèle, des

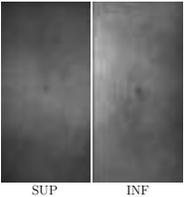
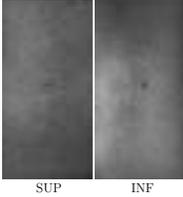
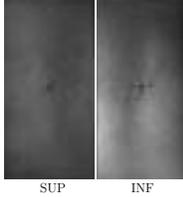
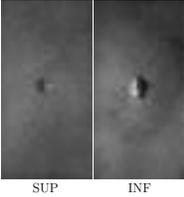
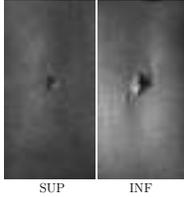
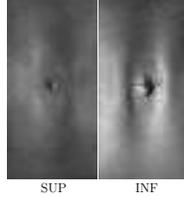
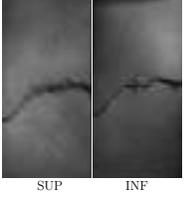
	2,25 J	3 J	4 J	6,25 J	9 J
-5% ΔL_4					
ΔL_4					
+5% ΔL_4					

Tableau III.22 – Faciès de rupture obtenus après 2.10^6 cycles de fatigue sur les éprouvettes impactées de la configuration C45C0 (excepté +5% ΔL_4)

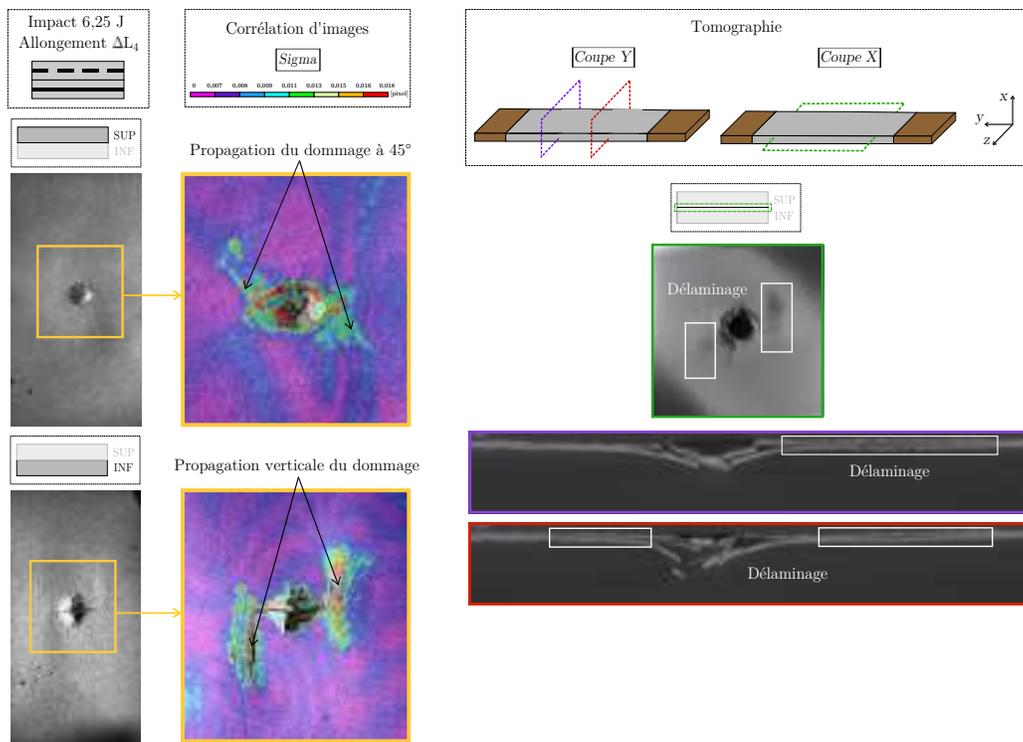


Figure III.35 – Evolution du dommage en fatigue dans une éprouvette de configuration C45C0 impactée à 6,25 J et soumise à un niveau d'allongement ΔL_4

décollements toron/résine émergent à $\pm 45^\circ$ dans le pli supérieur et le délaminage évolue entre les deux plis. Ensuite, tous ces dommages continuent de se propager horizontalement et verticalement au cours de l'essai de fatigue. Par ailleurs, il peut être noté que l'évolution horizontale des fissurations dans les plis supérieur et inférieur est limitée par la zone délaminée.

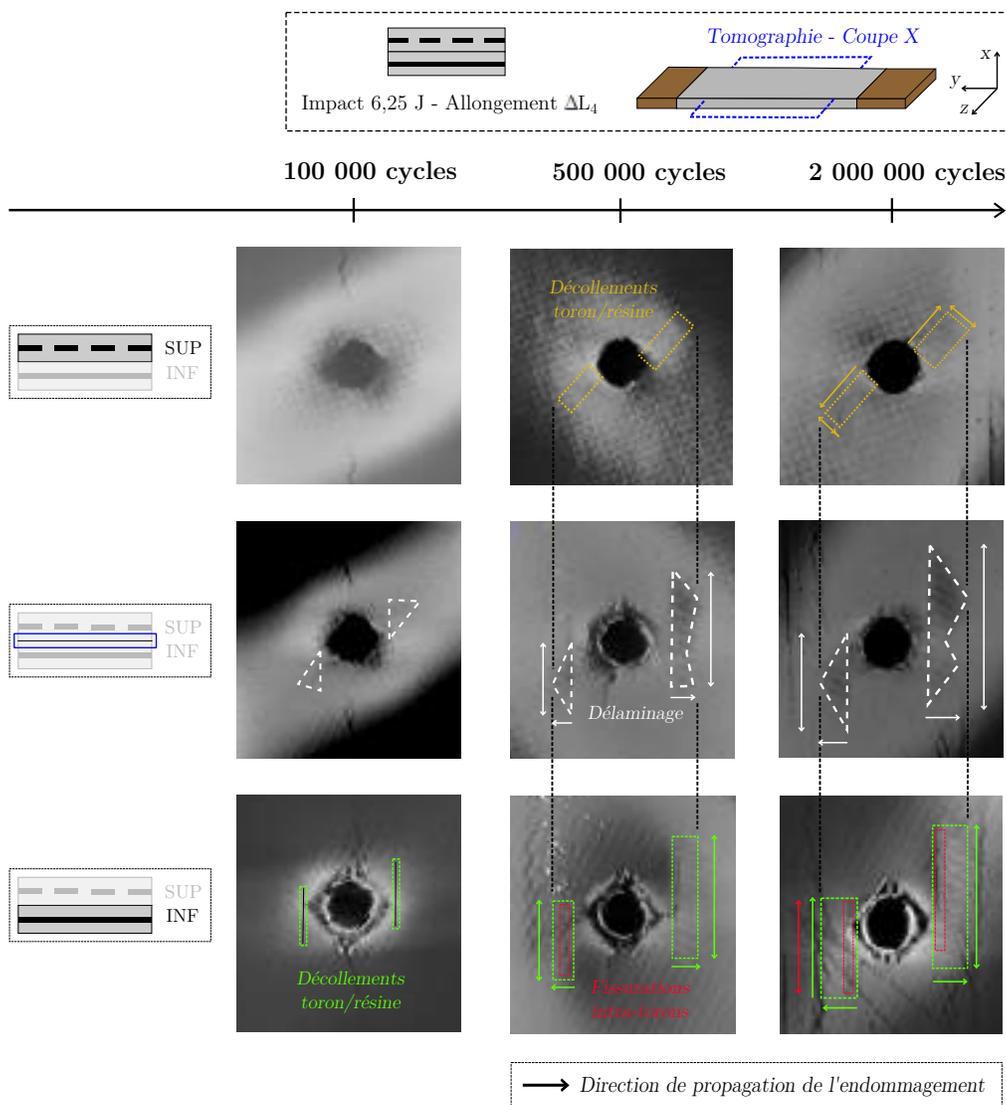


Figure III.36 – Scenario de propagation du dommage dans une éprouvette de configuration C45C0 impactée à 6,25 J et soumise à un niveau d'allongement ΔL_4

Finalement, d'après les propagations de dommage observées précédemment pour les configurations C45C45 (Partie III.4.3) et C0C0 (Partie III.4.4), la propagation du dommage dans la configuration C45C0 se fait comme si chacun des plis se comportait individuellement. Cela semble être dû au délaminage qui se propage entre les deux plis et qui vient dissocier le comportement propre à chaque pli. Cependant, une légère différence est observée pour le pli inférieur C0 en comparaison à la configuration C0C0. La propagation des fissurations se fait d'abord verticalement et continue par la suite horizontalement puisqu'elle semble être pilotée par celle du délaminage.

La Figure III.37 montre l'influence de l'énergie d'impact sur les dommages obtenus dans chacun des plis et à l'interface entre les plis après 2.10^6 cycles de fatigue. L'augmentation de l'énergie d'impact entraîne une zone délaminée plus développée dans les directions horizontale et verticale,

mais également des fissurations dans les plis inférieur et supérieur plus importantes, pour un certain nombre de cycles donné.

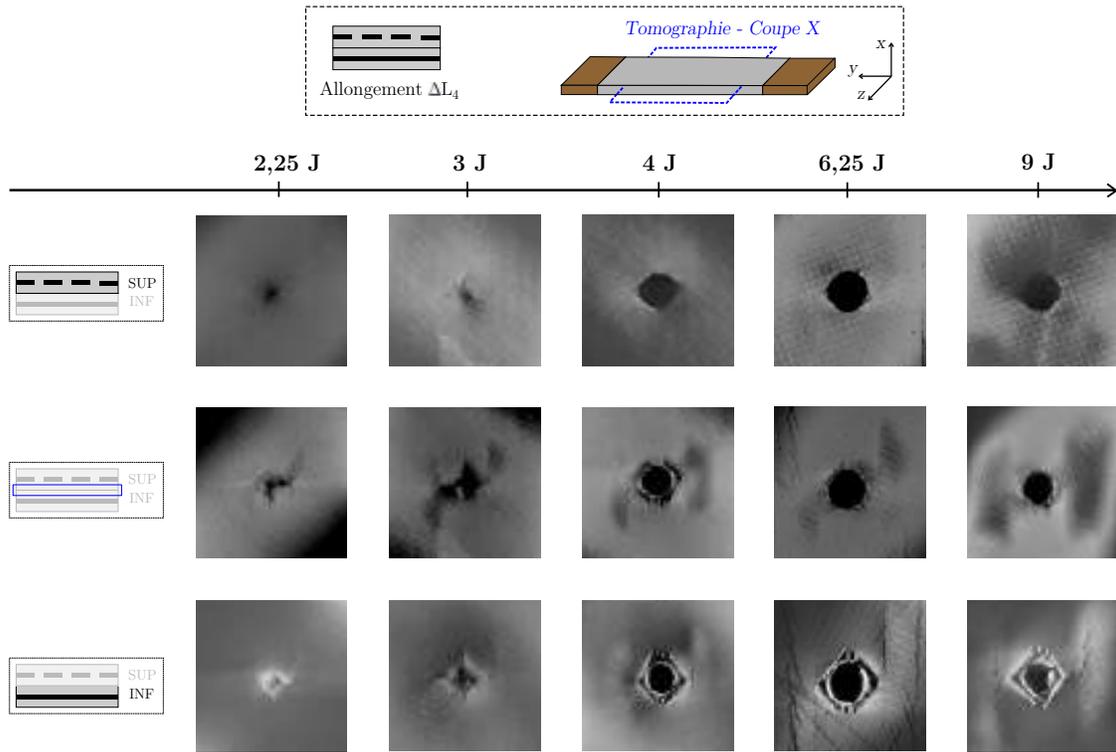


Figure III.37 – Dommages observés par tomographie dans une éprouvette de configuration C45C0 après 2.10^6 cycles en fonction de l'énergie d'impact

Les courbes, présentées sur la Figure III.38, viennent confirmer cette dernière observation. L'augmentation de l'énergie d'impact ou du niveau d'allongement imposé provoque une propagation verticale plus rapide des décollements toron/résine et des fissurations intra-torons dans le pli inférieur ainsi que des tailles finales de dommages plus élevées.

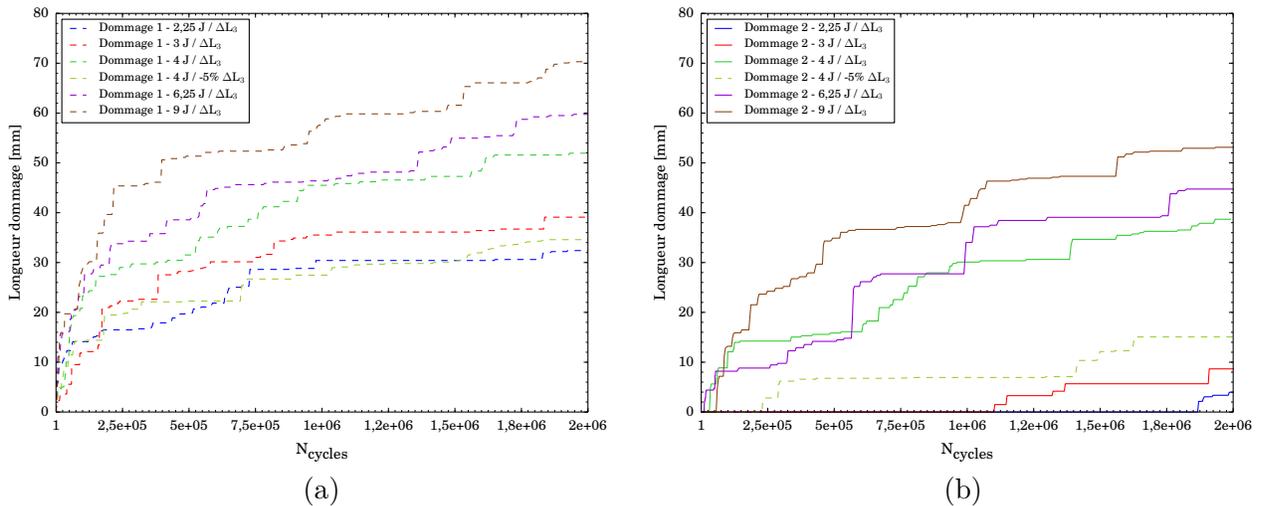


Figure III.38 – Evolution des longueurs de dommages dans le pli inférieur d'une éprouvette de configuration C45C0 en fonction du nombre de cycles

III.4.6 Connexion avec les observations sur les stratifications hybrides

III.4.6.1 Configuration V0C45C45 impactée

Les essais prospectifs ont déjà montré que le comportement de la stratification V0C45C45 en traction fatigue était identique à celui observé en traction quasi-statique. La seule différence en fatigue est qu'aucune rupture finale des plis de carbone $\pm 45^\circ$ n'est constatée. En effet, les essais de fatigue menés sur la configuration C45C45 (Partie III.4.3) ont montré que les deux plis de carbone fissuraient sur une bande à $\pm 45^\circ$ mais qu'aucune rupture de fibre n'apparaissent et donc que la rupture finale du stratifié n'avait jamais lieu.

III.4.6.2 Configuration V0C45C0 impactée

Evolution 1

Les éprouvettes V0C45C0 non-rompues à la fin de l'essai de fatigue ont été tomographiées (Figure III.39). L'observation des dommages et la mise en parallèle avec les éprouvettes C45C0 impactées sollicitées en fatigue ont permis d'identifier le scénario de propagation du dommage post-impact.

Les images montrent que des ruptures de fibres se propagent à $\pm 45^\circ$ dans le pli supérieur de verre. En parallèle, des fissurations verticales se développent dans le pli inférieur de carbone et du délaminage se propage entre les deux plis de carbone. A mesure que l'essai de fatigue se prolonge, ce délaminage augmente et les fissurations dans le pli de carbone inférieur se développent à la fois verticalement et horizontalement. L'évolution du dommage dans les plis de carbone est alors identique à ce qui a été observé au cours des essais de fatigue sur la configuration C45C0 (Figure III.36).

L'évolution 1 du dommage en fatigue dans la stratification V0C45C0 peut donc s'expliquer par : des fissurations verticales qui se propagent dans le pli inférieur de carbone et du délaminage qui se développe entre les deux plis de carbone. Cela dissocie les deux plis de carbone et impose que l'allongement du pli de verre est uniquement piloté par l'allongement du pli de carbone $\pm 45^\circ$. Cela génère donc une propagation de ruptures de fibres à $\pm 45^\circ$ dans ce pli de verre. Une fois le pli de verre rompu, les fissurations dans le pli de carbone inférieur continuent à se propager à la fois verticalement et horizontalement, en étant guidées par le délaminage, sans qu'il n'y ait de rupture du pli, comme dans le cas de la stratification C45C0.

L'influence de l'énergie d'impact et du niveau d'allongement imposé sur l'évolution 1 est visible sur la Figure III.40. Pour un nombre de cycles de fatigue égal à 500 000, plus l'énergie ou l'allongement imposé est élevé, plus les ruptures de fibres et les fissurations matricielles se propagent respectivement dans le pli supérieur de verre et le pli inférieur de carbone. En effet, le nombre de cycles de fatigue nécessaire pour que la rupture du pli de verre ait lieu diminue avec l'augmentation de l'énergie d'impact et de l'allongement imposé (Tableau III.23).

	2,25	4 J	6,25 J
-20% ΔL_2		2 500 000	450 000
ΔL_2	3 500 000	700 000	200 000

Tableau III.23 – Nombre de cycles nécessaire pour que la propagation des ruptures de fibres dans le pli supérieur de verre atteigne les bords de l'éprouvette

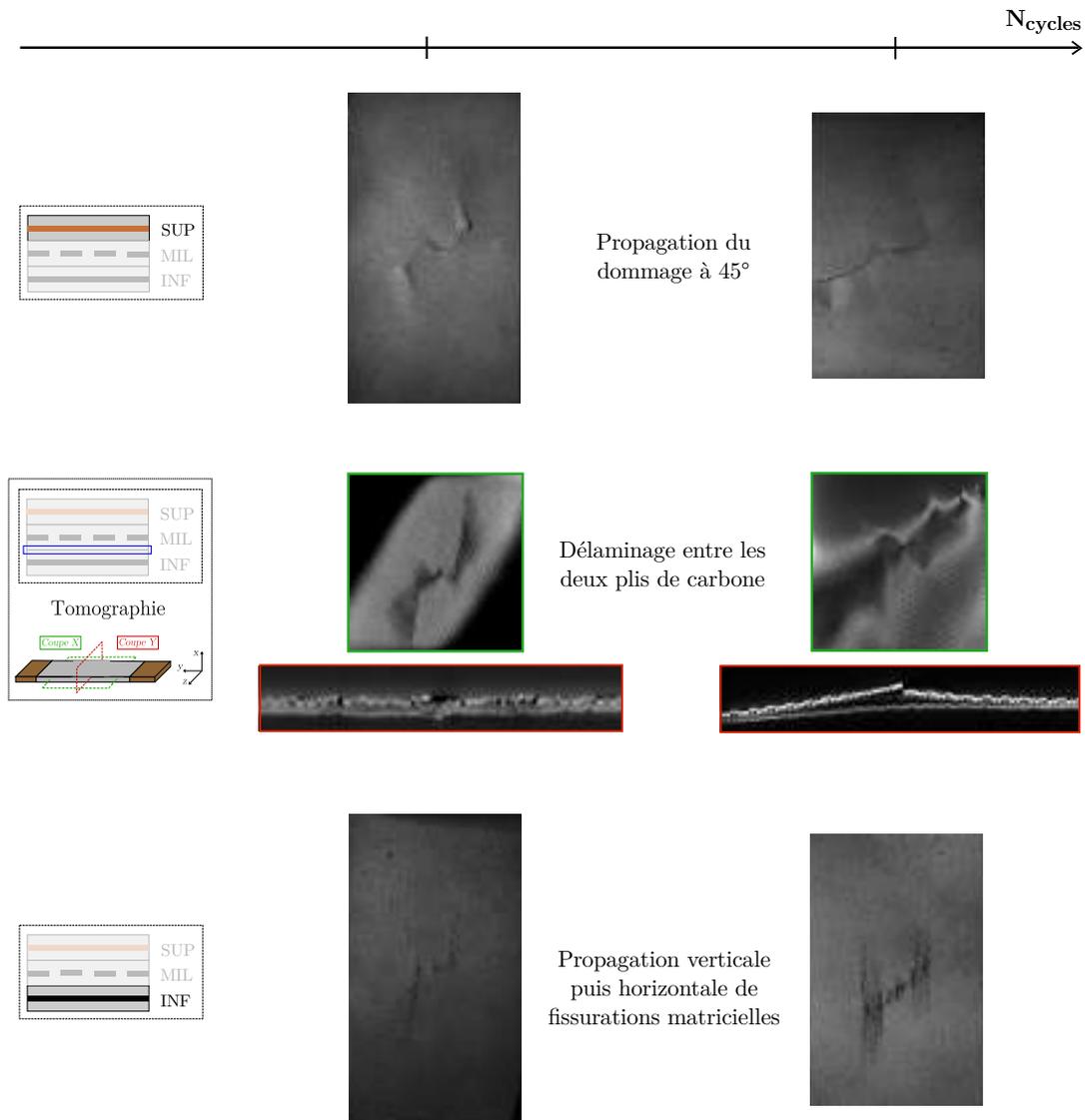


Figure III.39 – Evolution 1 du dommage post-impact en fatigue dans une éprouvette de configuration V0C45C0

Evolution 2

Le passage à l'évolution 2 (Figure I.13), pour laquelle des ruptures de fibres se propagent assez rapidement dans les trois plis et qui mène à la rupture finale du stratifié, s'obtient par l'augmentation de l'énergie d'impact ou du niveau d'allongement imposé.

Cela s'explique en partie par les essais de fatigue menés sur la configuration mono-matériau C45C0 impactée (Partie III.4.5) pour lesquels il a été vu qu'une augmentation du niveau d'allongement imposé pouvait entraîner une rupture quasi-instantanée de l'éprouvette avec une prédominance de la propagation de ruptures de fibres sur la propagation de fissurations matricielles et du délaminage (Figure III.22). Ainsi, lors d'une augmentation du niveau d'allongement imposé sur la configuration V0C45C0, la propagation de ruptures de fibres prend le dessus dans le pli inférieur C0, ce qui empêche la propagation de délaminage et mène à une rupture finale de l'éprouvette avec un faciès de rupture identique à celui obtenu lors des essais quasi-statiques.

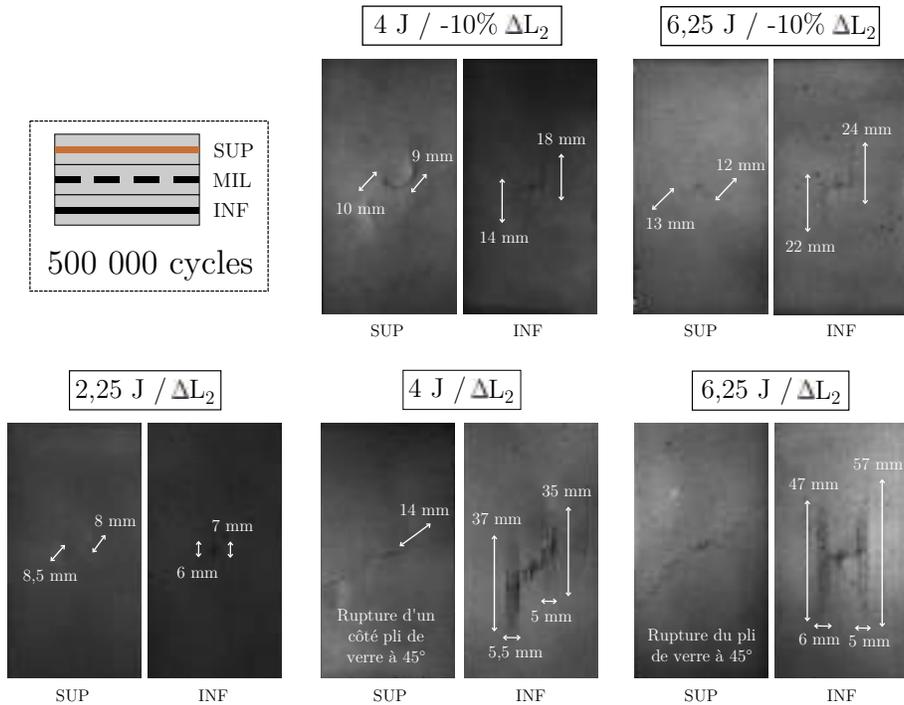


Figure III.40 – Evolution 1 du dommage post-impact en fatigue dans une éprouvette de configuration V0C45C0 au bout de 500 000 cycles en fonction de l'énergie d'impact et du niveau d'allongement imposé

Cependant, la rupture quasi-instantanée n'est pas observée pour la configuration C45C0 lors de l'augmentation de l'énergie d'impact, le niveau d'allongement imposé étant sans doute trop faible. Mais les études quasi-statiques sur cette configuration laissent penser que le passage de l'évolution 1 à l'évolution 2 pour la configuration V0C45C0 est également dû au fait que la propagation de ruptures de fibres prend le dessus sur les fissurations et le délaminage. En effet, pour un certain déplacement traverse donné, la zone impactée du pli inférieur C0 subit des déformations plus importantes avec l'augmentation de l'énergie d'impact (Figure III.41). Donc, lors d'essais de fatigue à niveau d'allongement fixé, l'augmentation de l'énergie d'impact semble entraîner la propagation de ruptures de fibres dans le pli inférieur C0 et ainsi provoquer une rupture quasi-instantanée du stratifié.

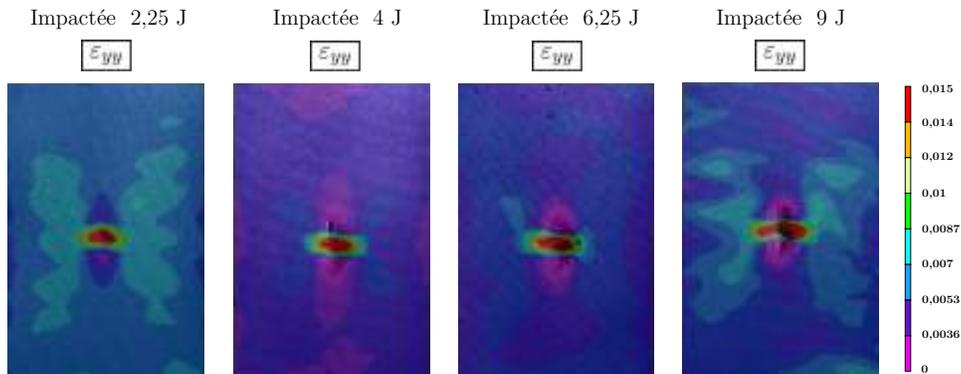


Figure III.41 – Champs de déformations ε_{yy} dans le pli inférieur de la configuration V0C45C0 impactée au cours d'un essai de traction quasi-statique pour un déplacement traverse de 1,3 mm

III.4.7 Conclusion sur les essais de traction fatigue

Dans cette partie, les quatre stratifications mono-matériau (C0C0, C45C45, C45C0 et V0V0) ont été soumises à une sollicitation de traction fatigue, l'objectif étant de comprendre le scénario de propagation du dommage post-impact propre à chaque matériau/orientation à travers des études d'influence de l'énergie d'impact et du niveau d'allongement imposé.

Pour la stratification V0V0, quelle que soit la configuration d'essai, la propagation du dommage est horizontale et gouvernée par de la rupture de fibres, comme lors de l'essai quasi-statique post-impact. Une augmentation de l'énergie d'impact ou du niveau d'allongement a uniquement pour conséquence une initiation plus rapide de la propagation de ruptures de fibres, soit une propagation plus rapide et un nombre de cycles à rupture plus faible. Comme pour la configuration V0C45C45, les courbes de longueur de ruptures en fonction du nombre de cycles montrent également la présence d'un effet structure avec une propagation du dommage très rapide une fois que celui-ci s'approche des bords de l'éprouvette.

Pour les configurations carbone, une méthode de suivi du dommage a tout d'abord été mise en place en utilisant les résultats issus de la corrélation d'images et les images obtenues par tomographie. Lorsque l'erreur calculée par la corrélation (par le biais d'un coefficient de qualité de corrélation *Sigma*) est maximale, cela signifie que des décollements toron/résine apparaissent dans le stratifié. Puis, lorsque la corrélation n'arrive plus du tout à suivre et que le coefficient n'arrive plus à être calculé, cela est interprété comme le développement de fissurations intra-torons dans le stratifié.

Le dommage se propage à $\pm 45^\circ$ pour quasiment toutes les configurations d'essai de la stratification C45C45 alors qu'une très faible propagation du dommage est observée dans une éprouvette initialement impactée à 2,25 J ou bien soumise à un allongement -20% ΔL_2 . Pour les éprouvettes dont le dommage a propagé à $\pm 45^\circ$, des décollements toron/résine s'initient tout d'abord à chaque pointe du dommage initial pour se rejoindre ensuite en un unique point. Rapidement après cela, des décollements toron/résine s'initient depuis ce point d'intersection. Puis, ils se propagent à $\pm 45^\circ$ et des fissurations intra-torons commencent à s'initier. Dans un premier temps, les décollements évoluent beaucoup plus rapidement que les fissurations. Mais, dans un second temps, la progression des fissurations intra-torons rattrape celle des décollements fibre/résine. Finalement, les décollements atteignent les bords de l'éprouvette et sont rejoints rapidement par les fissurations, ce qui entraîne la fissuration totale de l'éprouvette à $\pm 45^\circ$. Pour les éprouvettes n'ayant pas fissurées à $\pm 45^\circ$, le dommage post-impact se propage très lentement et part dans plusieurs directions avec très peu de fissurations intra-torons. Cela s'explique par le fait que les premiers décollements ne se rejoignent pas en un unique point et que d'autres décollements peuvent se développer dans la direction des ruptures initiales. Cela a pour conséquence de ne pas localiser le champs de déformations, ce qui génère plusieurs zones préférentielles de propagation de dommage. L'augmentation de l'énergie d'impact ou du niveau de sollicitation peut donc modifier la propagation du dommage mais également entraîner une diminution du nombre de cycles à l'initiation et une augmentation de la vitesse de la propagation du dommage post-impact.

Pour la configuration C0C0, excepté pour les éprouvettes soumises à un allongement élevé qui cassent horizontalement et quasi-instantanément comme lors des essais quasi-statiques, le dommage se propage verticalement. La corrélation d'images indique que ces zones préférentielles de propagation sont fortement sollicitées en cisaillement, ce qui montre que la résine est très chargée et s'endommage. Comme pour la stratification C45C45, au cours de l'essai, des décollements toron/résine se développent en premier puis des fissurations intra-torons suivent. L'augmentation de l'énergie d'impact ou de l'allongement imposé entraîne alors une initiation et une propagation plus

rapide de ces dommages ainsi qu'une taille finale des fissures verticales plus importantes. Cependant, la majeure partie de la propagation se fait dans les 100 000 premiers cycles de l'essai avec des tailles de dommages qui atteignent à peu près 70 % de leur taille finale.

Pour la stratification C45C0, excepté pour les éprouvettes soumises à un allongement élevé qui rompent quasi-instantanément comme en quasi-statique, la propagation du dommage se fait verticalement dans le pli inférieur C0 et à $\pm 45^\circ$ dans le pli supérieur C45 avec du délaminage qui se développe entre les deux plis. La propagation s'initie dans le pli inférieur avec une propagation verticale de décollements toron/résine ainsi qu'un très faible délaminage entre les deux plis. Puis, ces décollements se propagent horizontalement et verticalement dans le pli inférieur et parallèlement des fissurations intra-torons commencent à se développer. En même temps, le délaminage se propage et des décollements toron/résine s'initient à $\pm 45^\circ$ dans le pli supérieur. Par la suite, l'ensemble des dommages se développe horizontalement et verticalement au cours de l'essai, avec une évolution horizontale des fissurations dans les plis supérieur et inférieur qui semble être limitée et guidée par la zone délaminée. Par ailleurs, plus l'énergie d'impact ou l'allongement augmente et plus les dommages sont importants dans les directions horizontale et verticale. Finalement, il semble que la propagation du dommage dans la configuration C45C0 se fasse comme si chacun des plis se comportait individuellement couplée à une propagation horizontale des fissurations délimitée par la zone délaminée.

L'identification des phénomènes de propagation du dommage post-impact en traction fatigue pour chacune des configurations mono-matériau a finalement permis d'identifier le scénario de propagation du dommage post-impact en traction fatigue pour chaque stratification hybride. Ils sont résumés sur la Figure III.42. Pour la configuration V0C45C45, les essais prospectifs avaient déjà montré que le scénario était identique à celui obtenu en quasi-statique. Ainsi, des ruptures en traction de mèches dirigées dans le sens de la sollicitation et des ruptures en compression de mèches transverses à la sollicitation se propagent d'abord à $\pm 45^\circ$ dans le pli de verre. Dès que le pli de verre est rompu à $\pm 45^\circ$, les plis de carbone fissurent à $\pm 45^\circ$. Comme ils ne sont pas rompus, ils sont capables de reprendre l'effort. La seule différence en fatigue est qu'aucune rupture finale des plis de carbone $\pm 45^\circ$ n'est constatée. En effet, ils continuent de fissurer sans rompre. Pour la configuration V0C45C0, les essais prospectifs avaient montré que deux évolutions du dommage post-impact pouvaient être obtenues en fonction de l'énergie d'impact (la taille du dommage généré par impact) et du niveau d'allongement imposé. L'évolution 1, pour laquelle l'éprouvette n'est pas rompue à la fin de l'essai de fatigue, s'explique par des fissurations verticales qui se propagent dans le pli inférieur de carbone et du délaminage qui se développe entre les deux plis de carbone. Cela dissocie les deux plis de carbone. L'allongement du pli de verre est alors uniquement piloté par l'allongement du pli de carbone $\pm 45^\circ$, ce qui génère une propagation de ruptures de fibres à $\pm 45^\circ$ dans ce pli de verre. Une fois que le pli de verre est rompu, les fissurations dans le pli de carbone inférieur continuent à se propager à la fois verticalement et horizontalement, en étant guidées par le délaminage, sans qu'il n'y ait de rupture du pli. L'augmentation de l'énergie d'impact et du niveau d'allongement imposé entraînent une initiation et une propagation plus rapide de chacun des dommages dans l'éprouvette jusqu'à ce que des ruptures de fibres s'initient dans le pli inférieur de carbone et mènent à l'évolution 2 du dommage post-impact. La propagation de ruptures de fibres prend le dessus dans le pli inférieur, ce qui empêche la propagation de délaminage. L'évolution est alors identique à celle obtenue en quasi-statique avec une propagation rapide et simultanée des ruptures de fibres dans les trois plis.

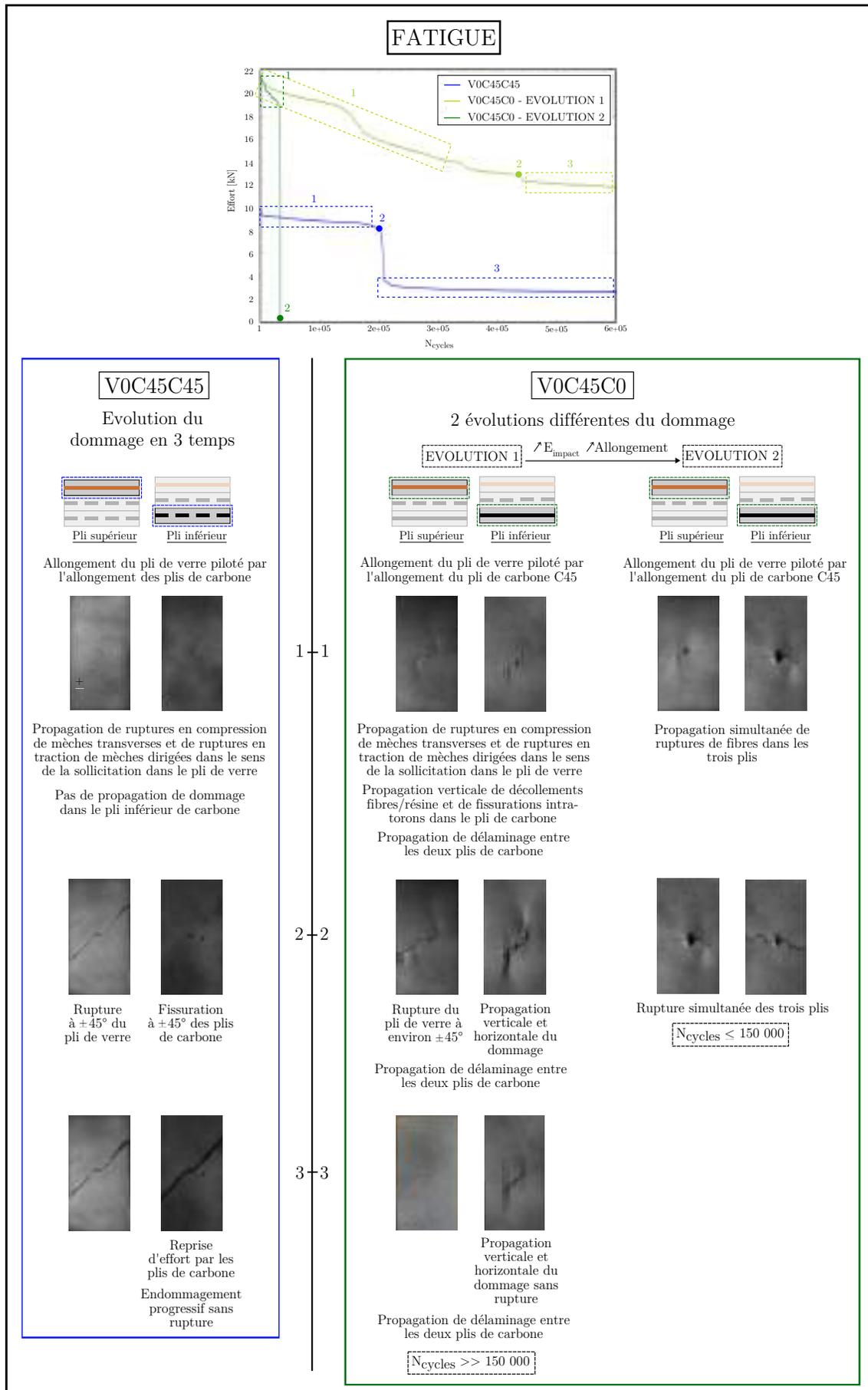


Figure III.42 – Récapitulatif des évolutions de dommages observées en traction fatigue

Chapitre IV Modélisation de la propagation du dommage post-impact sou- mis à une traction quasi-statique

Sommaire

IV.1	Objectifs de l'étude	144
IV.2	Développements implémentés dans le modèle semi-continu	145
IV.2.1	Faisabilité du post-impact dans Radioss	145
IV.2.2	Loi pseudo-plastique endommageable	145
IV.2.3	Critère de rupture en compression des éléments barres	154
IV.3	Stratifications mono-matériau	156
IV.3.1	Simulations de traction quasi-statique post-impact sur les configurations tissées mono-matériau	156
IV.3.2	Simulations de traction quasi-statique sur les configurations tissées mono-matériau entaillées	171
IV.4	Stratifications hybrides	177
IV.4.1	Simulations de traction quasi-statique post-impact sur les configurations tissées hybrides	177
IV.4.2	Simulations de traction quasi-statique sur les configurations tissées hybrides entaillées	188
IV.5	Conclusion	192

IV.1 Objectifs de l'étude

L'objectif de ce chapitre est de développer une modélisation numérique des essais de traction quasi-statique réalisés sur les configurations mono-matériau et hybrides.

La modélisation est basée sur le modèle semi-continu présenté dans la Partie II.5. Cependant, ce modèle ayant été développé et validé pour la modélisation de sollicitations de type impact sur des structures composites, différents développements ont été implémentés dans le but de représenter les phénomènes observés au cours des sollicitations de traction quasi-statique.

Une première partie présente l'ensemble des développements implémentés dans le modèle semi-continu, une deuxième aborde la modélisation de la propagation de dommage post-impact dans les stratifiés mono-matériau et une troisième partie est consacrée aux stratifications hybrides. Pour les deuxième et troisième parties, dans un premier temps, une comparaison est effectuée entre les résultats numériques et expérimentaux pour les sollicitations de traction quasi-statique afin de valider le modèle semi-continu. Dans un second temps, la modèle est utilisé pour expliquer les phénomènes observés au cours des différentes campagnes expérimentales.

IV.2 Développements implémentés dans le modèle semi-continu

IV.2.1 Faisabilité du post-impact dans Radioss

Les simulations d'impact étant effectuées dans le code de calcul explicite Radioss, le premier objectif est de pouvoir réaliser une simulation de traction quasi-statique sur une éprouvette impactée et endommagée en amont dans ce même code de calcul.

L'élément fini spécifique développé par [Navarro, 2010] et [Pascal, 2016] pour l'impact est un élément fini dit *utilisateur*, dont le comportement s'appuie sur une loi utilisateur USER dans Radioss, codée en FORTRAN. Ainsi, au cours d'une simulation d'impact, les différents endommagements sont stockés, pour chaque élément, dans des variables utilisateurs UVAR. L'idée est alors, au début de la simulation de traction quasi-statique, d'initialiser les UVAR d'endommagement de chaque élément avec celles obtenues à la fin de la simulation d'impact, ce qui n'est pas basiquement faisable avec Radioss.

Il est cependant possible, avec Radioss, de récupérer à la fin de la simulation d'impact la position de l'ensemble des nœuds du modèle dans un fichier d'état récapitulatif afin d'initialiser la position des nœuds au début de la simulation de traction en venant automatiquement lire le fichier. Cela permet d'effectuer la traction sur la géométrie déformée. Ainsi, au début d'une simulation de traction quasi-statique, il est :

1. possible d'initialiser la position de chacun des nœuds du modèle
2. impossible d'initialiser les UVAR d'endommagement de chacun des éléments du modèle

Des routines Python et FORTRAN ont été développées, au cours de ces travaux, pour répondre au deuxième point. La Figure IV.1 présente la méthodologie mise en place pour permettre de simuler une traction sur une éprouvette impactée (endommagée et déformée) avec Radioss.

Tout d'abord pour la simulation d'impact, une routine FORTRAN a été ajoutée à la loi USER déjà existante afin d'exporter à fin du calcul l'ensemble des UVAR d'endommagement pour chaque élément du modèle dans un fichier interne à Radioss. En parallèle, un fichier d'état Radioss, avec la position finale de l'ensemble des nœuds du modèle, est demandé à la fin du calcul.

Une étape de traitement, par le biais d'un script Python, est ensuite nécessaire pour transformer le fichier interne à Radioss en un fichier texte comprenant les UVAR d'endommagement de chaque élément du modèle.

Finalement, grâce à une nouvelle routine FORTRAN ajoutée à la loi USER, ce fichier texte est lu à l'initiation de la simulation de traction post-impact et chaque UVAR d'endommagement est affectée à l'élément correspondant. En parallèle, la position de chaque nœud est initialisée grâce à la lecture automatique du fichier d'état Radioss. Ainsi, la simulation de traction sur l'éprouvette endommagée et déformée est réalisable.

IV.2.2 Loi pseudo-plastique endommageable

IV.2.2.1 Observations expérimentales

Lors d'un essai de traction quasi-statique cyclée sur une éprouvette constituée de deux plis de tissu carbone/époxy $\pm 45^\circ$ et de mêmes dimensions que celle utilisée pour l'étude post-impact (Figure I.3), une courbe effort - déplacement traverse classique, présentant des boucles représentatives

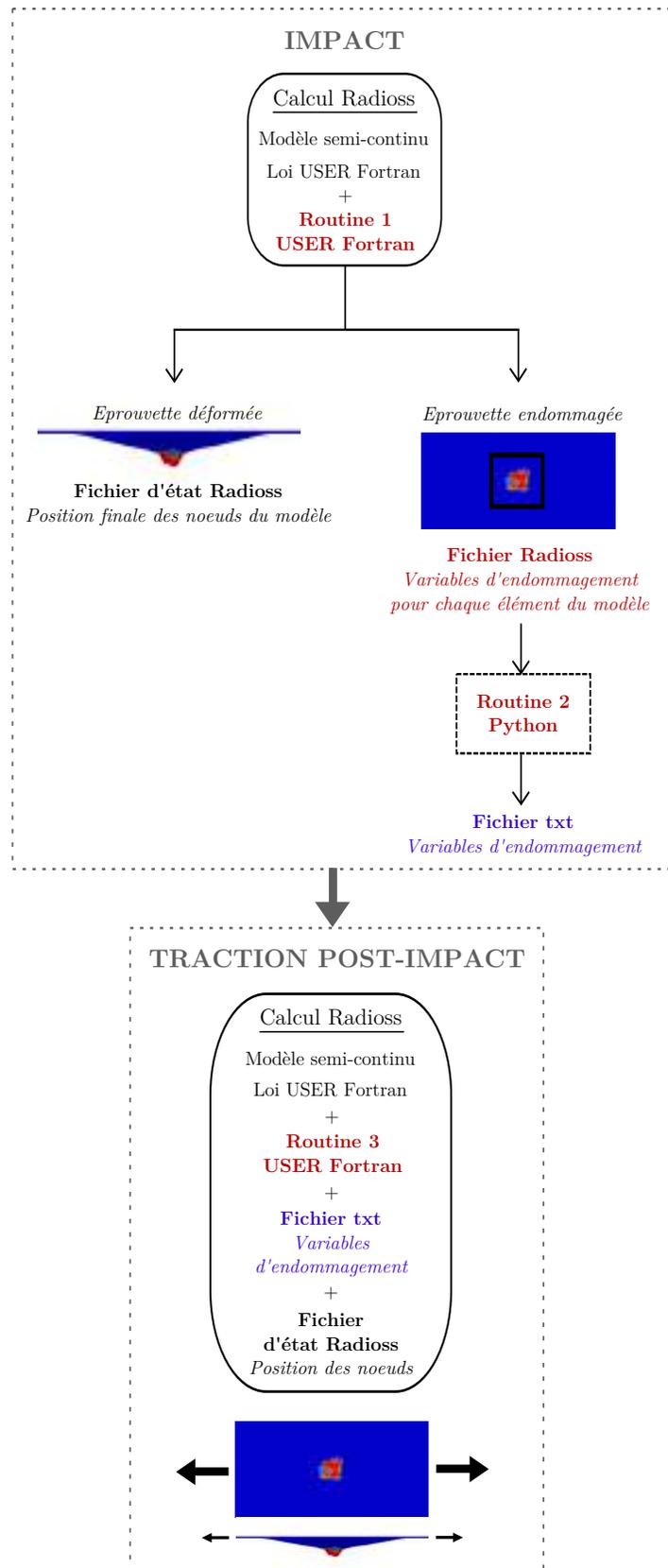


Figure IV.1 – Méthodologie mise en place pour la simulation de traction post-impact avec Radioss

des charges et des décharges, est obtenue au cours de l'essai (Figure IV.2).

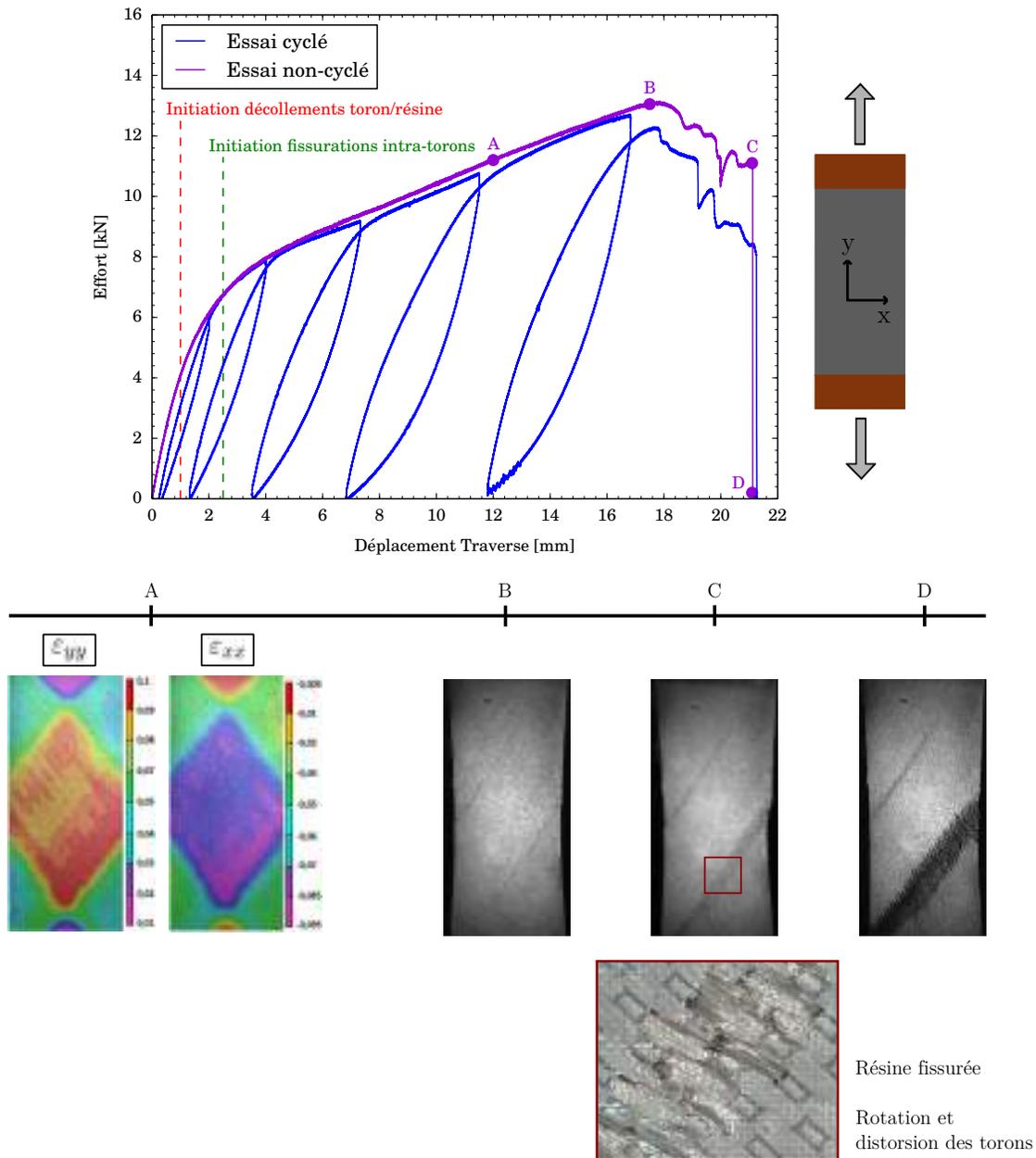


Figure IV.2 – Evolution du dommage au cours d'un essai de traction quasi-statique sur deux plis de tissu carbone/époxy $\pm 45^\circ$

Un premier phénomène visible est l'apparition de déformations plastiques de cisaillement (irréversibles) dans le stratifié. Cela se traduit sur la courbe par un allongement qui ne revient pas à zéro pour un effort nul.

Une diminution de la raideur en cisaillement G_{xy} durant l'essai est également visible. Elle est due à l'apparition et au développement de dommages dans le stratifié. Dans la littérature, [Karahana, 2011] a effectué des essais de traction quasi-statique sur des composites tissés carbone/époxy $\pm 45^\circ$

et a observé :

1. l'initiation de fissurations dans les zones riches en résine pour une déformation de 0,88 % (décollements toron/résine)
2. l'initiation de fissurations dans les torons pour une déformation de 1,2 % qui se propagent par la suite en méta-délaminage

Les décollements évoluent rapidement au début de l'essai puis se stabilisent tandis que les fissurations dans les torons ainsi que les méta-délaminages progressent lentement au début de l'essai puis s'accélèrent brusquement une fois que les décollements n'évoluent plus. Finalement, ces méta-délaminages viennent dissocier la chaîne de la trame, ce qui entraîne leur rotation et engendre des ruptures de torons à un haut niveau de déformation.

A une échelle plus macroscopique (Figure IV.2), les champs de déformations ε_{yy} et ε_{xx} obtenus dans le pli supérieur pour un déplacement traverse de 1,2 mm (point A) possèdent une forme en losange qui est caractéristique du tissu de carbone $\pm 45^\circ$ soumis à une sollicitation de traction. Ensuite, pour un déplacement de 17,5 mm (point B), deux bandes de fissurations à $\pm 45^\circ$, longeant les bords de la zone en losange, apparaissent dans le tissu. Le stratifié ne casse pas directement. En effet, alors que la résine est totalement fissurée, une rotation et une distorsion des torons sont visibles jusqu'à un déplacement de 21,1 mm (point C) et la propagation de ruptures le long de la bande fissurée.

IV.2.2.2 Principe

L'apparition typique de déformations irréversibles dans le tissu de carbone sollicité en cisaillement est déjà prise en compte dans le modèle semi-continu par l'introduction dans l'élément d'un critère de pseudo-plasticité sur la contrainte de cisaillement plan en membrane. Il est inséré par le biais d'une loi d'érouissage de type isotrope, présentée dans la Partie II.5. Un domaine d'élasticité f est défini tel que :

$$f = |\tau_{xy}| - K_{plas} p^\beta - \tau_0 \quad (IV.1)$$

où τ_{xy} est la contrainte de cisaillement plan, τ_0 la contrainte de plasticité, (K_{plas}, β) les paramètres de la loi d'érouissage et p la déformation plastique cumulée. Si $f > 0$, la correction plastique est effectuée via une actualisation des variables plastiques $\gamma_{xy,p}$ et p suivant un schéma itératif de Newton-Raphson, avec $\gamma_{xy,p}$ la partie plastique de la déformation de cisaillement telle que :

$$\gamma_{xy} = \gamma_{xy,e} + \gamma_{xy,p} \quad (IV.2)$$

où γ_{xy} est la déformation de cisaillement et $\gamma_{xy,e}$ sa partie élastique.

Cependant, aucun endommagement en cisaillement n'est à la base implémenté dans le modèle semi-continu. Il y a uniquement une rupture fragile gérée par une variable d'endommagement d_{xy} telle que :

$$G_{xy} = (1 - d_{xy})G_{xy}^0 \quad \text{avec :} \quad (IV.3)$$

$$\begin{cases} d_{xy} = 0 & \text{si } \gamma_{xy,p} < \gamma_{xy,p}^{max} \\ d_x = d_y = d_{xy} = 1 & \text{si } \gamma_{xy,p} \geq \gamma_{xy,p}^{max} \end{cases}$$

Dans ces travaux, deux variables d'endommagement d_{xy}^a et d_{xy}^b , qui représentent d'une part les décollements toron/résine et d'autre part les fissurations dans les torons et les méta-délaminages,

sont introduites dans le modèle. Elles viennent modéliser les dommages à travers la dégradation progressive du module de cisaillement :

$$G_{xy} = (1 - d_{xy}^a - d_{xy}^b) G_{xy}^0 \quad (\text{IV.4})$$

Ces variables dépendent de fonctions thermodynamiques (ou taux de restitution d'énergie) et sont exprimées de la manière suivante :

$$\begin{cases} d_{xy}^a = d_{xy}^{a\max} \times \left(1 - \exp \left(- \frac{\langle \sqrt{Y_{xy}} - \sqrt{Y_a^0} \rangle_{\geq 0}}{\sqrt{Y_a^c}} \right) \right) \\ d_{xy}^b = \max \left(\exp \left(\frac{\langle \sqrt{Y_{xy}} - \sqrt{Y_b^0} \rangle_{\geq 0}}{\sqrt{Y_b^c}} \right), 1 \right) \end{cases} \quad (\text{IV.5})$$

où Y_a^0 (*resp.* Y_b^0) et Y_a^c (*resp.* Y_b^c) sont les valeurs d'initiation et de vitesse de propagation des décollements toron/résine (*resp.* des fissurations intra-torons et des méta-délamines). Quant au paramètre $d_{xy}^{a\max}$, il représente la valeur seuil de la variable d'endommagement d_{xy}^a .

Cette valeur seuil a été introduite pour les décollements toron/résine car leur évolution se stabilise au cours de l'essai et ils ne sont pas responsables de la rupture finale en cisaillement du stratifié.

Ici, l'énergie de déformation dépend uniquement de la contrainte de cisaillement et le couplage avec d'autres directions est négligé. Cette hypothèse conduit à une fonction thermodynamique Y_{xy} définie par :

$$Y_{xy} = \frac{\partial W_{xy}}{\partial d_{xy}} \quad (\text{IV.6})$$

où $d_{xy} = d_{xy}^a + d_{xy}^b$ et W_{xy} est l'énergie de déformation en cisaillement déterminée par :

$$W_{xy} = \frac{\tau_{xy}^2}{2G_{xy}^0(1 - d_{xy}^a - d_{xy}^b)} \quad (\text{IV.7})$$

D'où :

$$Y_{xy} = \frac{1}{2} G_{xy}^0 \gamma_{xy}^e{}^2 \quad (\text{IV.8})$$

Les matrices de comportement en membrane et en flexion de l'élément plaque sont ainsi déterminées par :

$$[C^m] = [C^f] = \begin{bmatrix} \frac{(1 - d_x)E_x}{1 - (1 - d_x)(1 - d_y)\nu_{xy}\nu_{yx}} & \frac{(1 - d_x)(1 - d_y)\nu_{yx}E_x}{1 - (1 - d_x)(1 - d_y)\nu_{xy}\nu_{yx}} & 0 \\ \frac{(1 - d_x)(1 - d_y)\nu_{xy}E_y}{1 - (1 - d_x)(1 - d_y)\nu_{xy}\nu_{yx}} & \frac{(1 - d_y)E_y}{1 - (1 - d_x)(1 - d_y)\nu_{xy}\nu_{yx}} & 0 \\ 0 & 0 & (1 - d_{xy}^a - d_{xy}^b) G_{xy}^0 \end{bmatrix} \quad (\text{IV.9})$$

Avec les deux variables d'endommagement en cisaillement introduites précédemment, dans le cas où la résine est totalement ruinée lors d'un essai de traction sur du tissu carbone/époxy $\pm 45^\circ$, alors : $(1 - d_{xy}^a - d_{xy}^b) G_{xy}^0 = 0$. Cependant, si les matrices de comportement sont exprimées telles quelles, cela signifie qu'un seul des termes est nul. Or, il faudrait que les matrices complètes le soient pour empêcher que l'élément plaque ne reprenne encore des efforts. Pour cela, un couplage est introduit en venant dégrader en traction uniquement les modules longitudinaux E_x et E_y par

les variables d_{xy}^a et d_{xy}^b . De même, les variables d_x et d_y viennent également dégrader le module de cisaillement G_{xy}^0 :

$$\begin{cases} d_x = \max(d_x, d_{xy}^a + d_{xy}^b) \\ d_y = \max(d_y, d_{xy}^a + d_{xy}^b) \\ d_{xy}^a + d_{xy}^b = \max(d_{xy}^a + d_{xy}^b, d_x, d_y) \end{cases} \quad (\text{IV.10})$$

Expérimentalement, la fissuration de la résine entraîne du méta-délaminage entre les torons de chaîne et de trame. Cela engendre une rotation et une distorsion de ces torons. Leur rupture est finalement provoquée par leur importante distorsion pour de hauts niveaux de déformation. Numériquement, la fissuration de la résine étant représentée par la suppression de l'élément plaque, dès que ce dernier est supprimé, l'élément est subitement distordu (Figure IV.3). Ainsi, un critère sur l'angle maximum ou minimum formé par deux éléments barres est introduit. Il représente le fait que si l'élément est trop distordu, les éléments barres, dont l'angle a atteint le critère, sont supprimés : si $\phi_i \leq 90^\circ - \phi_{max}$ ou $\phi_i \geq 90^\circ + \phi_{max}$ alors rupture des éléments barres formant l'angle.

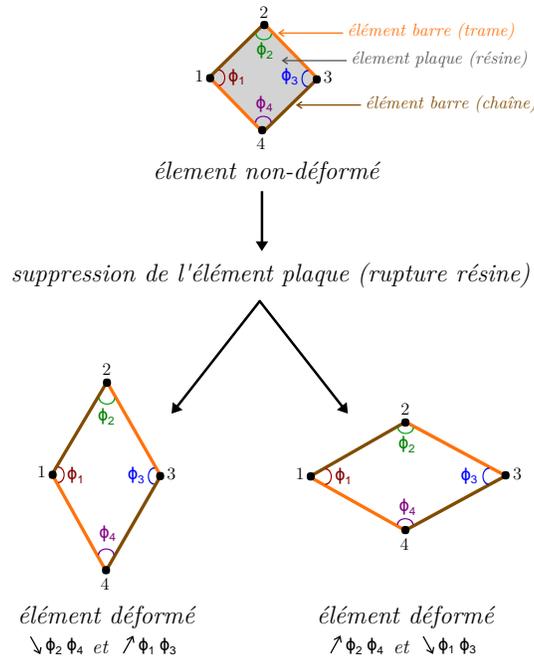


Figure IV.3 – Distorsion d'un élément après rupture de l'élément plaque

Finalement, le Tableau IV.1 résume les différents paramètres à identifier pour modéliser le comportement du tissu de carbone $\pm 45^\circ$ soumis à une sollicitation de traction quasi-statique.

Pseudo-plasticité	$G_{xy}^0, \tau_0, K_{plas}, \beta$
Endommagement	$d_{xy_a}^{max}, Y_a^0, Y_a^c, Y_b^0, Y_b^c, \phi_{max}$

Tableau IV.1 – Paramètres pour l'identification de la loi pseudo-plastique endommageable

IV.2.2.3 Identification

Pour identifier les paramètres de la loi présentée précédemment, une simulation de traction quasi-statique simple et une simulation de traction quasi-statique cyclée sont réalisées sur deux plis de carbone orientés à $\pm 45^\circ$. L'éprouvette est présentée sur la Figure IV.4. Elle possède une épaisseur de 0,72 mm et des dimensions identiques à celles utilisées pour les campagnes expérimentales (Figure I.3), soit une longueur de 200 mm et une largeur de 100 mm. Des talons de largeur 20 mm sont également ajoutés dans le but d'éviter les effets de bords au cours de la simulation.

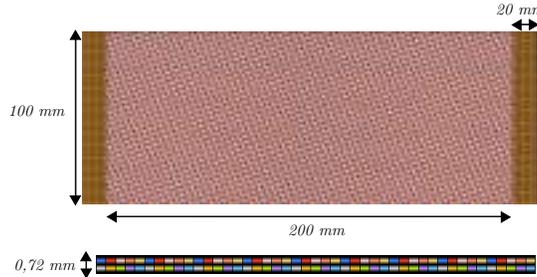


Figure IV.4 – Eprouvette utilisée pour la simulation de traction quasi-statique sur deux plis de tissu carbone/époxy $\pm 45^\circ$

Les éléments modélisant le tissu ont une propriété utilisateur, codée en FORTRAN et développée à la base pour les simulations d'impact, dans laquelle ont été ajoutés les développements présentés ci-dessus. Les éléments modélisant les talons possèdent une simple loi élastique avec une limite à rupture infinie (pour éviter la rupture des talons) et un module d'Young homogénéisé de deux plis de tissu carbone et six plis de tissu verre $\pm 45^\circ$.

La taille de maille numérique étant égale à la taille de maille du motif de tissage (Partie II.5), les dimensions du maillage du modèle sont de 1,4 mm x 1,4 mm x 0,36 mm (un élément par pli dans l'épaisseur). Le modèle possède ainsi 20 502 éléments finis utilisateurs. Le temps de calcul est de 45 minutes sur 100 cœurs en utilisant les ressources du mésocentre de calcul CALMIP.

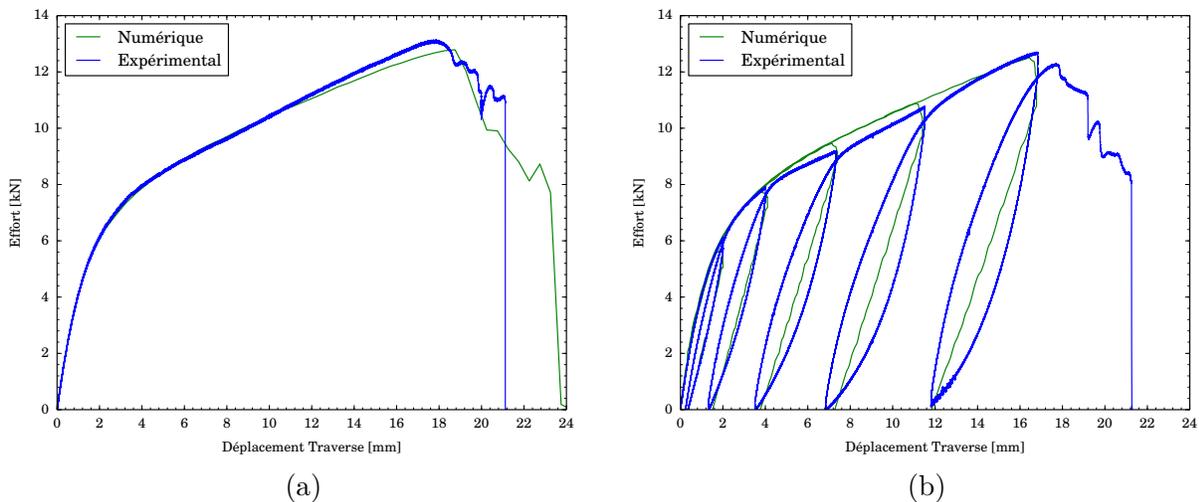


Figure IV.5 – Comparaison des courbes effort - déplacement traverse numériques et expérimentales après un essai de traction quasi-statique (a) normale et (b) cyclée sur deux plis de tissu carbone/époxy $\pm 45^\circ$

Les courbes effort - déplacement traverse numériques sont en accord avec les courbes expérimentales (Figure IV.5). De même pour le faciès obtenu numériquement pour lequel l'éprouvette casse sur des bandes à $\pm 45^\circ$ (Figure IV.6).

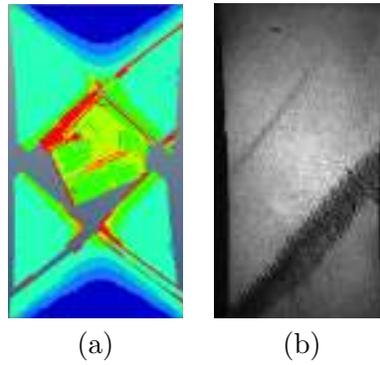


Figure IV.6 – Comparaison des faciès de rupture obtenus après une traction quasi-statique (a) numérique (b) expérimentale sur deux plis de tissu carbone/époxy $\pm 45^\circ$

La Figure IV.7 présente l'évolution du dommage dans l'éprouvette au cours de la simulation. Comme lors de la traction quasi-statique expérimentale, des bandes de fissurations à $\pm 45^\circ$ apparaissent dans l'éprouvette (Point B). Cela se traduit dans le modèle par une suppression de l'élément plaque (rupture de la résine) de plusieurs éléments finis utilisateurs. Puis, certains de ces éléments vont subir une distorsion (Point C-C') jusqu'à ce que le critère sur l'angle formé entre les éléments barres soit atteint (Point C''). A partir de cet instant, les éléments barres sont rompus et donc l'élément fini utilisateur est complètement supprimé. Finalement, des ruptures d'éléments barres se propagent le long des bandes fissurées, ce qui amène à la rupture finale de l'éprouvette (Point D).

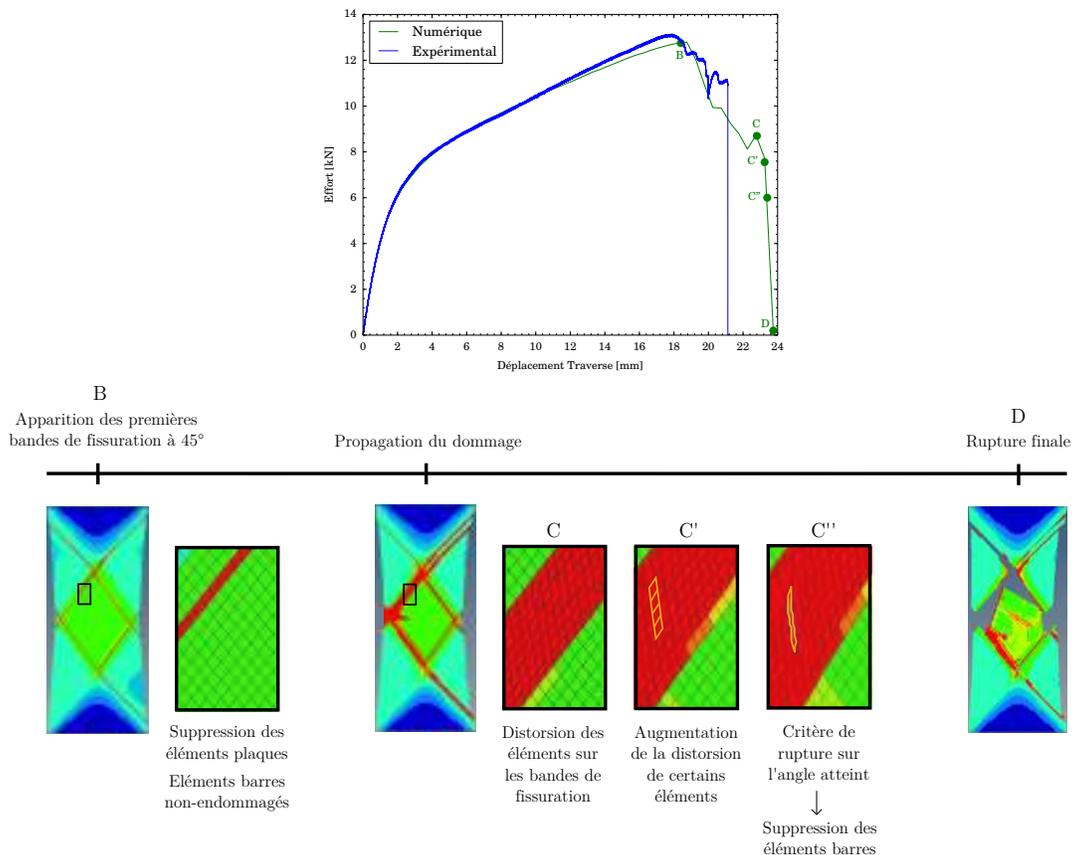


Figure IV.7 – Evolution du dommage au cours de la simulation de traction quasi-statique sur deux plis de tissu carbone/époxy $\pm 45^\circ$

Les paramètres identifiés et utilisés pour la loi pseudo-plastique endommageable du tissu carbone/époxy sont donnés dans le Tableau IV.2.

Paramètre	Symbole	Valeur Carbone
Module de cisaillement	G_{xy}^0	2 800 MPa
Limite élastique	τ_0	20 MPa
Paramètre écrouissage 1	K_{plas}	850 MPa
Paramètre écrouissage 2	β	0,6
Limite variable endommagement a	$d_{xy_a}^{max}$	0,5
Initiation dommage A	Y_a^0	0,25 MPa
Propagation dommage A	Y_a^c	2,3 MPa
Initiation dommage B	Y_b^0	3,16 MPa
Propagation dommage B	Y_b^c	0,1084 MPa
Angle limite	ϕ_{max}	61,1°

Tableau IV.2 – Paramètres identifiés pour la loi pseudo-plastique endommageable du tissu carbone/époxy

Même si aucun pli de tissu verre/époxy orienté à $\pm 45^\circ$ n'est utilisé dans les stratifications au cours des études expérimentales, ces paramètres ont également été identifiés pour le tissu de verre $\pm 45^\circ$ par le biais d'essais et de simulations de traction quasi-statique sur un stratifié composé de deux plis de tissu de verre $\pm 45^\circ$. Ils sont résumés dans le Tableau IV.3.

Paramètre	Symbole	Valeur Verre
Module de cisaillement	G_{xy}^0	4 000 MPa
Limite élastique	τ_0	12 MPa
Paramètre écrouissage 1	K_{plas}	600 MPa
Paramètre écrouissage 2	β	0,55
Limite variable endommagement a	$d_{xy_a}^{max}$	0,5
Initiation dommage A	Y_a^0	0,08 MPa
Propagation dommage A	Y_a^c	2 MPa
Initiation dommage B	Y_b^0	0,45 MPa
Propagation dommage B	Y_b^c	0,0137 MPa
Angle limite	ϕ_{max}	65°

Tableau IV.3 – Paramètres identifiés pour la loi pseudo-plastique endommageable du tissu verre/époxy

IV.2.2.4 Conclusion

Finalement, les développements effectués dans le modèle semi-continu pour l'introduction d'une loi pseudo-plastique endommageable permettent d'obtenir les bonnes courbes effort - déplacement

traverse ainsi que la bonne évolution du dommage dans le tissu de carbone/époxy $\pm 45^\circ$. L'endommagement en cisaillement est nécessaire. En effet, la Figure IV.8 présente les courbes obtenues lors d'une simulation de traction quasi-statique d'une part avec le modèle doté de la loi pseudo-plastique endommageable et d'autre part avec le modèle semi-continu de [Pascal, 2016] avec une loi pseudo-plastique uniquement. L'introduction de l'endommagement permet alors d'obtenir une meilleure correspondance avec les résultats expérimentaux.

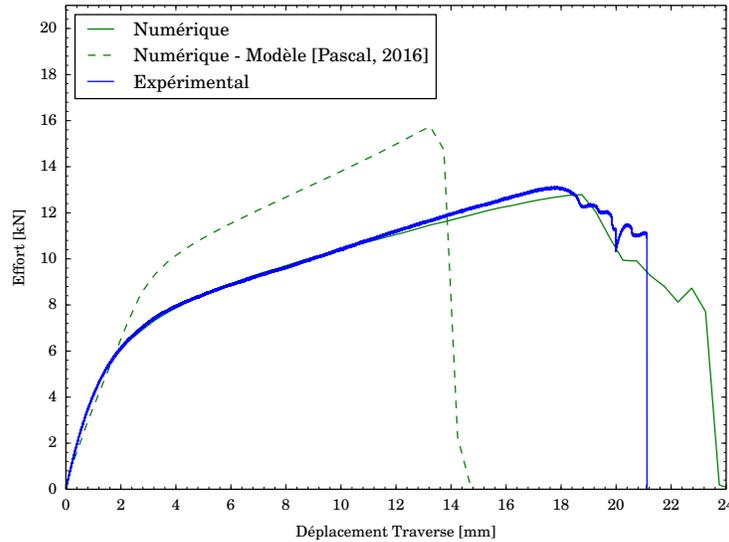


Figure IV.8 – Comparaison des courbes obtenues entre le modèle semi-continu avec la loi pseudo-plastique endommageable et le modèle semi-continu de [Pascal, 2016] avec loi pseudo-plastique uniquement

IV.2.3 Critère de rupture en compression des éléments barres

Lors des essais de traction quasi-statique sur la stratification hybride V0C45C45 impactée, il a été observé que la propagation du dommage post-impact dans le pli de verre s'effectuait à $\pm 45^\circ$ en raison de la rupture de mèches de fibres en compression par flambement local dû à l'effet Poisson des deux plis de carbone $\pm 45^\circ$. L'idée est alors d'insérer dans le modèle un critère de rupture en compression des éléments barres, de manière similaire au critère de rupture en traction. Une déformation maximale en compression $\varepsilon_{barre}^{comp max}$ est introduite telle que :

$$\text{si } \varepsilon_{barre}^{comp} < \varepsilon_{barre}^{comp max} \text{ alors rupture de l'élément barre} \quad (\text{IV.11})$$

Pour le tissu carbone/époxy, la déformation à rupture en traction des éléments barres a déjà été déterminée dans les travaux de [Pascal, 2016]. La déformation à rupture en compression est choisie en se basant sur la corrélation d'images. Elle est en adéquation avec les études de [De Carvalho et al., 2011; Ekçsi and Genel, 2017] qui ont caractérisés le tissu carbone/époxy en traction et en compression et ont trouvé un rapport de contraintes à rupture tel que :

$$\sigma_{barre}^{comp} / \sigma_{barre}^{traction} = 0,8 \text{ ou } 0,75 \quad (\text{IV.12})$$

Pour le tissu verre/époxy, la déformation à rupture en traction des éléments barres a également été déterminée dans les travaux de [Pascal, 2016]. La déformation à rupture en compression est aussi choisie en se basant sur la corrélation d'images. Elle est en accord avec [Gao and Li, 2016;

Ekçsi and Genel, 2017] qui ont caractérisés le tissu verre/époxy en traction et en compression et ont trouvé :

$$\sigma_{barre}^{comp} / \sigma_{barre}^{traction} = 0,55 \text{ ou } 0,45 \quad (\text{IV.13})$$

L'ensemble des valeurs de déformations à rupture identifiées pour les tissus carbone/époxy et verre/époxy est regroupé dans le Tableau IV.4.

Paramètre	Symbole	Valeur Carbone	Valeur Verre
Déformation à rupture en traction	$\varepsilon_{barre}^{traction\ max}$	0,016	0,024
Déformation à rupture en compression	$\varepsilon_{barre}^{comp\ max}$	-0,013	-0,014

Tableau IV.4 – Déformations à rupture identifiées pour les tissus carbone et verre/époxy

Cependant, au niveau d'un point de tissage, une mèche de fibres est localement mise en flexion (Figure IV.9). Il est donc supposé que la rupture en compression par flambement local va s'initier plus rapidement au point de tissage que dans le reste du pli tissé. Pour cela, la valeur absolue de la déformation à rupture en compression des éléments barres est abaissée pour tous les éléments barres du modèle qui se situent au niveau d'un point de tissage. Par ailleurs, l'armure du tissu verre/époxy est un satin de 8 tandis que celle du tissu carbone/époxy est un satin de 5. Les points de tissage, et par extension les ondulations de mèches, sont donc plus fréquentes dans le tissu de carbone que dans le pli de verre. La distinction entre les mèches appartenant à un point de tissage et les autres est alors plus compliquée pour le tissu de carbone. La différence sur la déformation à rupture en compression est donc uniquement introduite dans le pli de verre. Elle sera déterminée par identification inverse dans la Partie IV.4.1.2 via une simulation de traction quasi-statique sur une éprouvette de configuration V0C45C45 initialement impactée à 4 J.

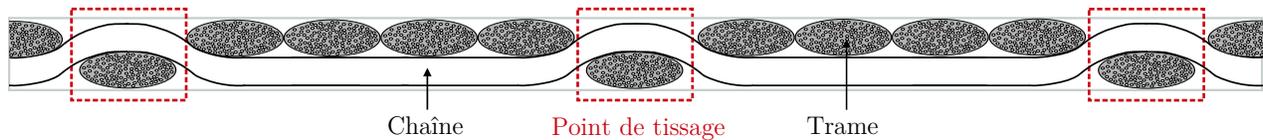


Figure IV.9 – Mise en flexion d'une mèche de fibres au niveau d'un point de tissage

IV.3 Stratifications mono-matériau

IV.3.1 Simulations de traction quasi-statique post-impact sur les configurations tissées mono-matériau

IV.3.1.1 Introduction

Des simulations numériques sont effectuées sur les quatre configurations tissées mono-matériau présentées dans le Tableau III.1 et testées expérimentalement. Le but est d'utiliser la méthode présentée dans la Partie IV.2.1 en effectuant tout d'abord une simulation d'impact poids tombant puis en réalisant une simulation de traction quasi-statique sur les éprouvettes impactées et endommagées. Pour les simulations d'impact, toutes les énergies testées expérimentalement pour les configurations carbone et verre (Figures III.1-III.2) sont testées numériquement.

Quatre modèles, dont des portions de maillage sont présentées sur la Figure IV.10, sont utilisés pour représenter chacune des configurations mono-matériau. Les différences de motif et de taille de maille sont visibles entre le tissu carbone/époxy et verre/époxy (satin de 5 - 1,4 mm pour le carbone et satin de 8 - 0,5 mm pour le verre). Le nombre d'éléments nécessaires pour modéliser chacune des configurations mono-matériau est donné dans le Tableau IV.5.

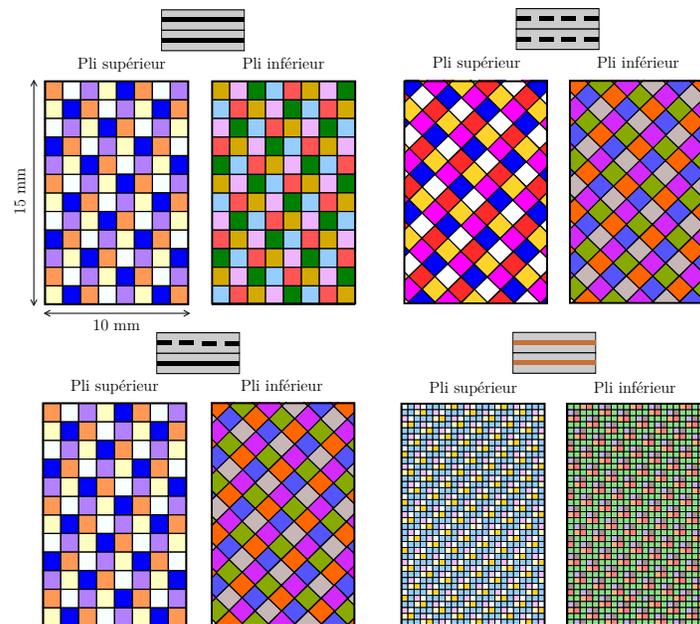


Figure IV.10 – Maillages des modèles utilisés pour les simulations sur les configurations mono-matériau

Configuration	Nombre d'éléments finis du modèle
C0C0	20 164
C45C45	20 502
C45C0	20 232
V0V0	160 000

Tableau IV.5 – Nombre d'éléments finis nécessaires pour chaque modèle

IV.3.1.2 Impacts au poids tombant

Le modèle d'impact poids tombant sur une éprouvette constituée de deux plis d'un même tissu est présenté sur la Figure IV.11.

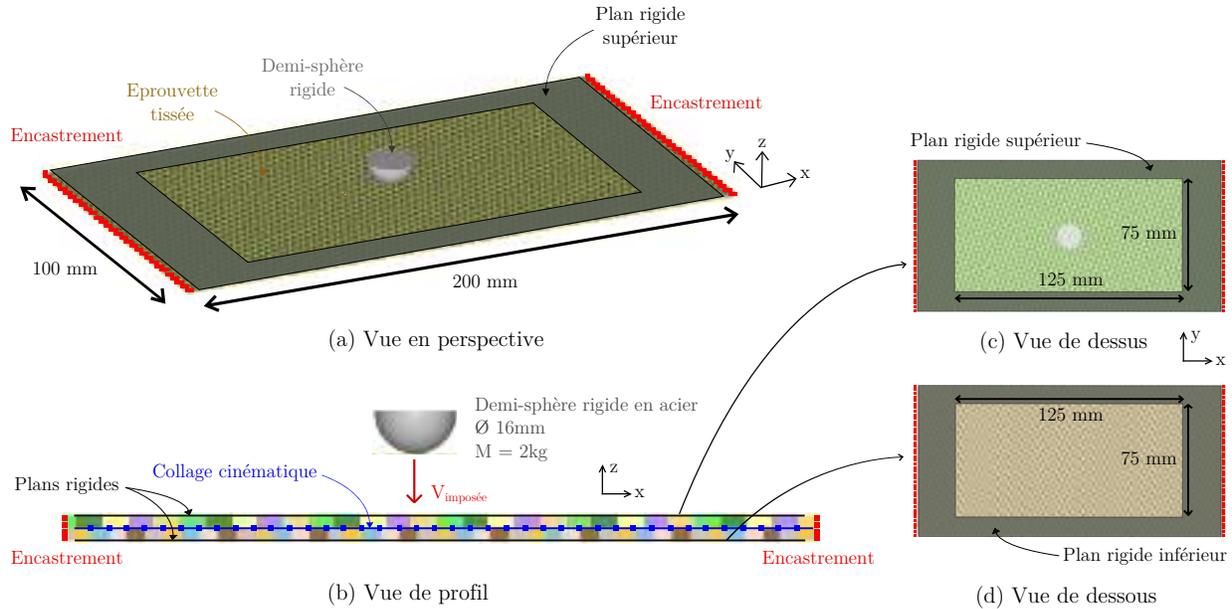


Figure IV.11 – Modèle éléments finis utilisé pour l'impact poids tombant sur une éprouvette constituée de deux plis d'un même tissu

De même que pour l'expérimental, l'éprouvette a une longueur de 200 mm et une largeur de 100 mm. L'impacteur est modélisé par une demi-sphère rigide indéformable de diamètre 16 mm et de masse 2 kg. Sa vitesse initiale est modifiée entre les simulations afin de faire varier l'énergie d'impact. Deux plans rigides positionnés au-dessus et en-dessous de l'éprouvette sont ajoutés pour représenter la présence du double-cadre. Un collage cinématique est ajouté entre les deux plis dans le cas où les nœuds du maillage ne sont pas coïncidents (configuration C45C0). Sachant qu'une traction quasi-statique sera par la suite réalisée sur l'éprouvette endommagée et déformée, il faut éviter que les nœuds des bords de l'éprouvette (sur lesquels seront appliquées les conditions aux limites) ne bougent au cours de la simulation d'impact. Pour cela, des encastrements sont ajoutés sur deux bords de l'éprouvette (ils ne modifient pas les résultats de la simulation d'impact car ils sont assez éloignés de la zone impactée). La taille de maille numérique étant égale à la taille de maille du motif de tissage, les dimensions du maillage du modèle sont de 1,4 mm x 1,4 mm x 0,36 mm pour les éléments des plis de carbone et 0,5 mm x 0,5 mm x 0,31 mm pour les éléments des plis de verre.

L'ensemble des faciès de rupture obtenus après les simulations d'impact sur chacune des stratifications mono-matériau est répertorié dans les Tableaux IV.6-IV.9. Pour chacun des plis, les dommages sont représentés d'une part pour la résine et d'autre part pour les fibres. Dans le modèle semi-continu, l'endommagement de la résine (fissuration matricielle) est représenté par une dégradation des raideurs longitudinale et transversale de l'élément plaque par le biais de fonctions thermodynamiques (Partie II.5) mais également par une dégradation de la raideur de cisaillement via la loi pseudo-plastique endommageable exposée précédemment. Quant aux ruptures de fibres, elles sont représentées par la suppression d'éléments barres basée sur un critère de déformation maximale en traction de ces éléments (Partie II.5). Même s'il n'est pas présenté dans les tableaux suivants, le

délaminage est également modélisé grâce à la dégradation d'un élément cohésif utilisé pour connecter deux plis entre eux (Partie II.5).

Tous les paramètres nécessaires à la modélisation des endommagements apparaissant au cours de la simulation d'impact ont été identifiés dans les travaux de [Pascal, 2016] pour les tissus carbone et verre/époxy sur la base de divers essais expérimentaux et sont utilisés au cours de ces simulations.

Les faciès de rupture obtenus numériquement sont en accord avec ceux observés expérimentalement en ce qui concerne leur forme, leur orientation ainsi que leur taille. L'augmentation de l'énergie d'impact entraîne bien une augmentation des tailles de ruptures de fibres et de la zone de résine fissurée jusqu'à obtenir une perforation des deux plis pour une énergie minimale de 4 J pour les configurations carbone et de 6,25 J pour la configuration V0V0.

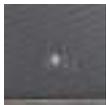
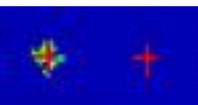
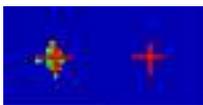
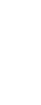
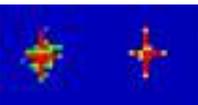
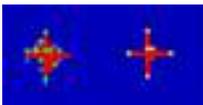
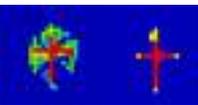
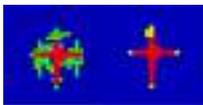
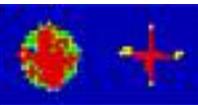
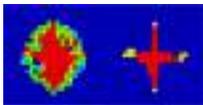
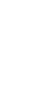
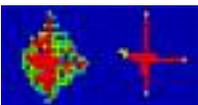
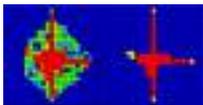
E_{impact}	Expérimental		Numérique			
	Pli supérieur	Pli inférieur	Pli supérieur		Pli inférieur	
			Résine	Fibres	Résine	Fibres
1 J						
2,25 J						
3 J						
4 J						
6,25 J						
9 J						

Tableau IV.6 – Comparaison des faciès de rupture expérimentaux et numériques obtenus après impact au poids tombant à différentes énergies pour la configuration C0C0

Cependant, une légère différence est notée à une énergie de 1 J pour les configurations C0C0 et C45C0 et à une énergie de 4 J pour la configuration V0V0. De très faibles ruptures de fibres dans le pli inférieur et de la fissuration matricielle dans les deux plis apparaissent, alors qu'aucun dommage n'est visible expérimentalement.

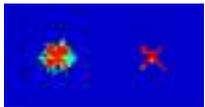
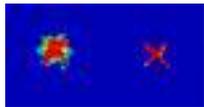
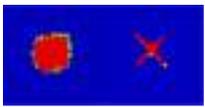
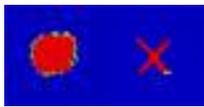
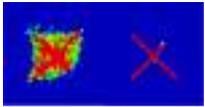
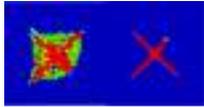
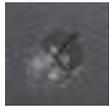
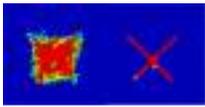
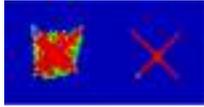
E_{impact}	Expérimental		Numérique			
	Pli supérieur	Pli inférieur	Pli supérieur		Pli inférieur	
			Résine	Fibres	Résine	Fibres
2,25 J						
3 J						
4 J						
6,25 J						
9 J						

Tableau IV.7 – Comparaison des faciès de rupture expérimentaux et numériques obtenus après impact au poids tombant à différentes énergies pour la configuration C45C45

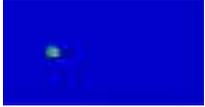
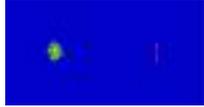
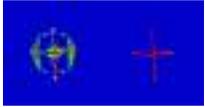
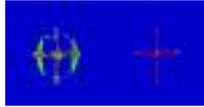
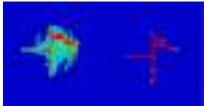
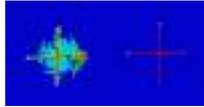
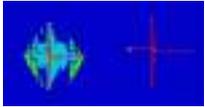
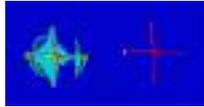
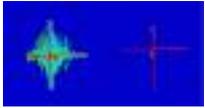
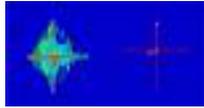
E_{impact}	Expérimental		Numérique			
	Pli supérieur	Pli inférieur	Pli supérieur		Pli inférieur	
			Résine	Fibres	Résine	Fibres
4 J						
5 J						
5,75 J						
6,25 J						
9 J						

Tableau IV.8 – Comparaison des faciès de rupture expérimentaux et numériques obtenus après impact au poids tombant à différentes énergies pour la configuration V0V0

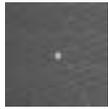
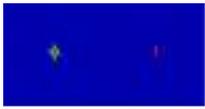
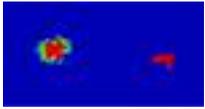
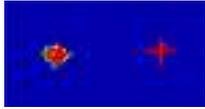
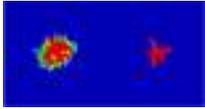
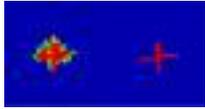
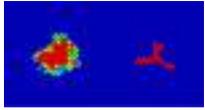
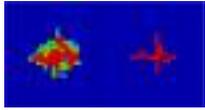
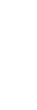
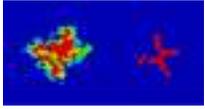
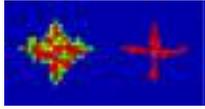
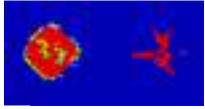
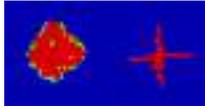
E_{impact}	Expérimental		Numérique			
	Pli supérieur	Pli inférieur	Pli supérieur		Pli inférieur	
			Résine	Fibres	Résine	Fibres
1 J						
2,25 J						
3 J						
4 J						
6,25 J						
9 J						

Tableau IV.9 – Comparaison des faciès de rupture expérimentaux et numériques obtenus après impact au poids tombant à différentes énergies pour la configuration C45C0

IV.3.1.3 Traction quasi-statique post-impact

Traction quasi-statique sur éprouvettes saines

Afin d'étudier si le modèle est capable de représenter l'influence de l'énergie d'impact sur l'évolution des caractéristiques mécaniques résiduelles (observée au cours de la campagne d'essais de traction quasi-statique sur les configurations mono-matériau), des premières simulations de traction quasi-statique sont effectuées sur éprouvettes saines (excepté pour la configuration C45C45 qui a déjà été présentée dans la Partie IV.2.2) dans le but d'obtenir l'effort à rupture (ou *résistance*), le déplacement traverse à rupture (ou *allongement à rupture*) et la raideur des stratifications C0C0, V0V0 et C45C0. Le modèle est quasiment similaire à celui mis en place pour la simulation d'impact au poids tombant, seules les conditions aux limites ont été modifiées et des talons, modélisés par une simple loi élastique, ont été ajoutés afin d'éviter les effets de bord (Figure IV.12). Ils possèdent une limite à rupture infinie et un module d'Young homogénéisé des deux tissés composant le stratifié et des six plis de tissu verre $\pm 45^\circ$ composant les talons. Une condition de vitesse imposée et d'appui plan sont appliquées d'un côté, et une condition de glissière suivant y est appliquée de l'autre côté (la direction y n'est pas bloquée afin de ne pas empêcher l'effet Poisson).

Le modèle permet de représenter le bon comportement de chacune des configurations avec des raideurs, des résistances, des allongements à rupture et des faciès de rupture similaires à ceux obtenus expérimentalement (Figures IV.13-IV.14). De plus, la rupture finale de l'éprouvette étant

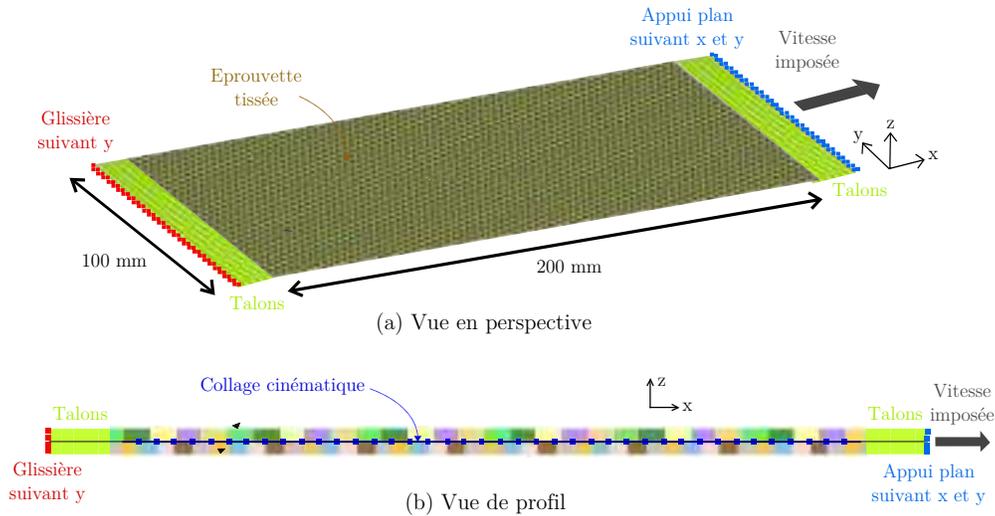


Figure IV.12 – Modèle éléments finis utilisé pour la traction quasi-statique sur une éprouvette constituée de deux plis d'un même tissu

gouvernée par de la rupture de fibres, ces simulations indiquent que la valeur de la déformation maximale en traction des fibres de carbone et de verre a été choisie convenablement et pourra être utilisée par la suite pour les simulations de traction quasi-statique.

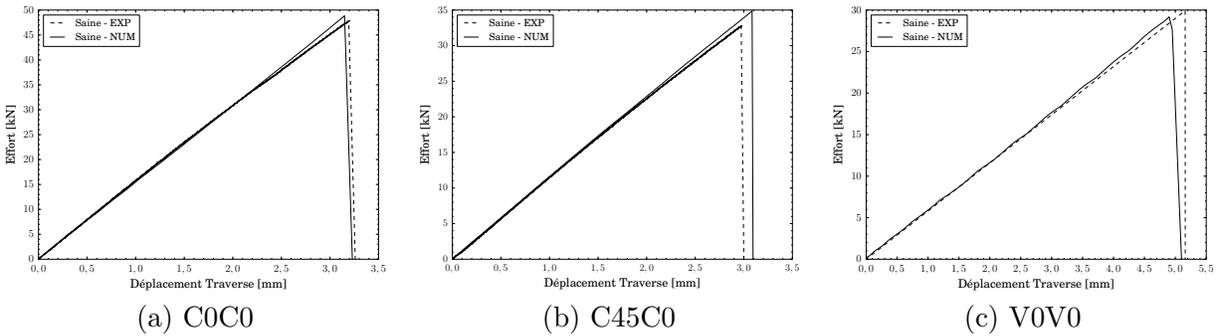


Figure IV.13 – Courbes effort - déplacement traverse obtenues après une simulation de traction quasi-statique sur éprouvette non-impactée

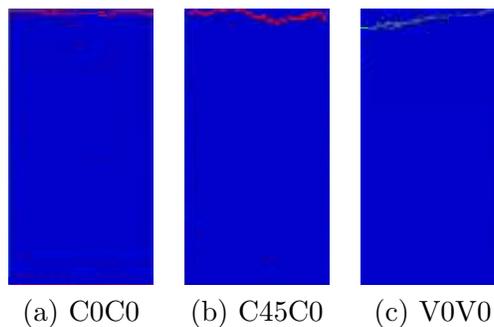


Figure IV.14 – Faciès de rupture obtenus après une simulation de traction quasi-statique sur une éprouvette non-impactée

Traction quasi-statique sur éprouvettes impactées

Les simulations de traction quasi-statique post-impact sont réalisées à l'aide de la méthodologie développée au cours de ces travaux. La durée maximale d'un calcul est de 45 minutes sur 180 cœurs. Les faciès de rupture sont présentés dans les Tableaux IV.10 et IV.11 pour les configurations de carbone et de verre. Les courbes effort - déplacement traverse et les évolutions des caractéristiques mécaniques résiduelles sont regroupées sur la Figure IV.15 pour toutes les configurations mono-matériau impactées.

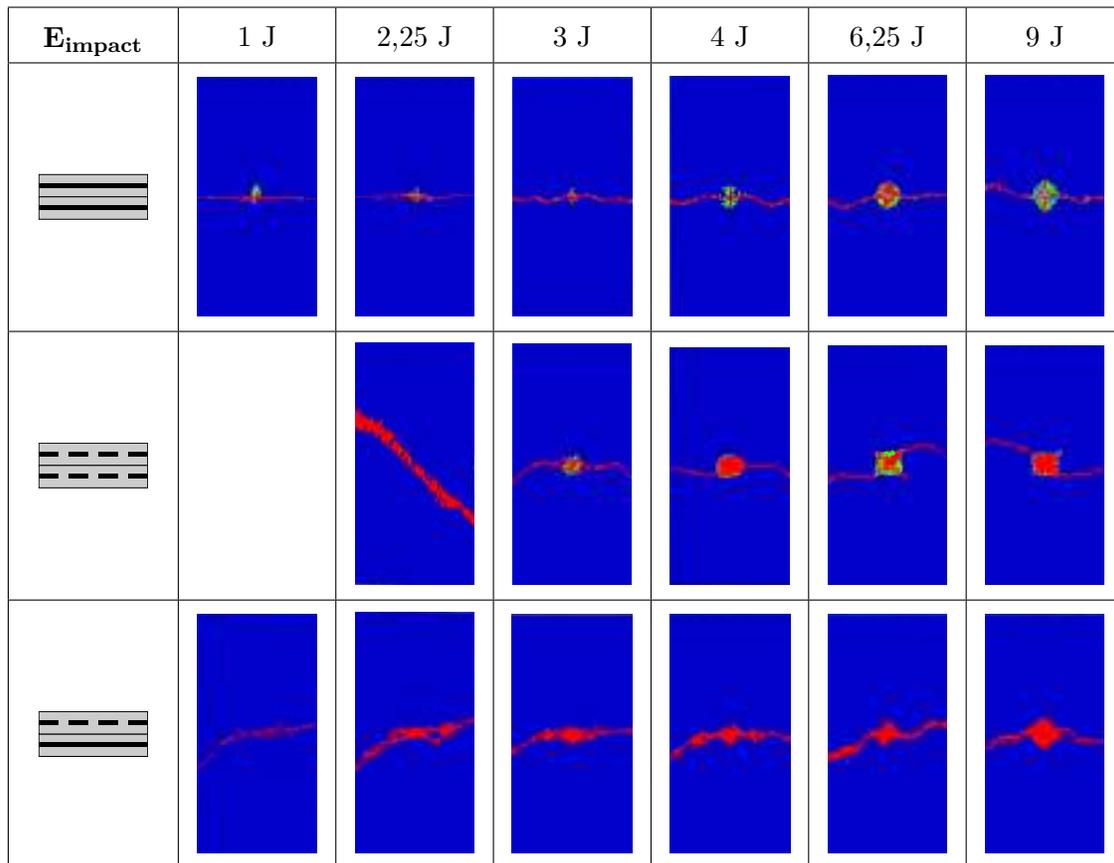


Tableau IV.10 – Faciès de rupture obtenus après les simulations de traction quasi-statique sur les configurations mono-matériau carbone impactées à différentes énergies

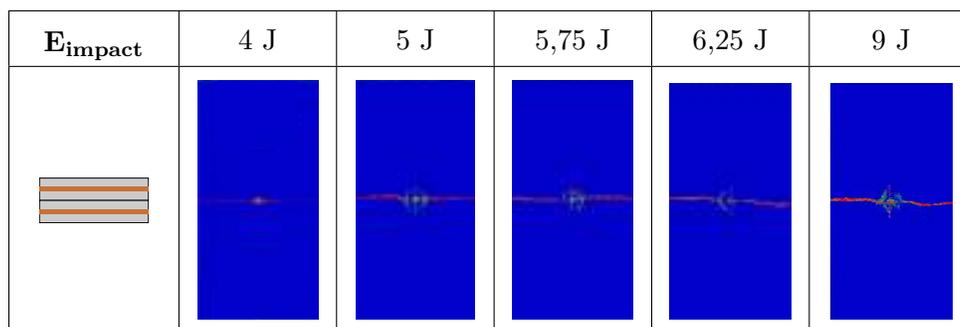


Tableau IV.11 – Faciès de rupture obtenus après les simulations de traction quasi-statique sur la configuration V0V0 impactée à différentes énergies

Pour rappel, les faciès de rupture obtenus expérimentalement sont répertoriés dans les Tableaux IV.12 et IV.13.

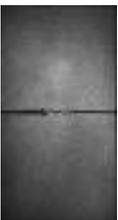
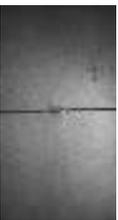
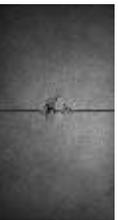
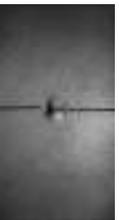
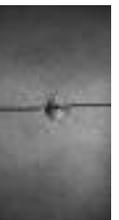
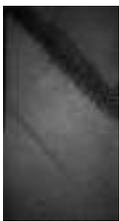
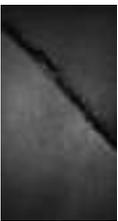
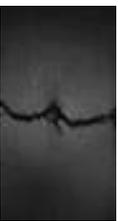
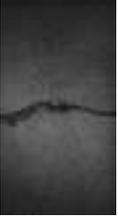
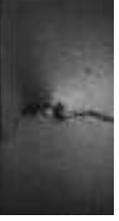
E_{impact}	Saine	1 J	2,25 J	3 J	4 J	6,25 J	9 J
							
							
							

Tableau IV.12 – Faciès de rupture obtenus après une traction quasi-statique sur les différentes configurations mono-matériau carbone impactées à différentes énergies

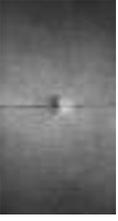
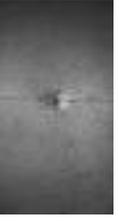
E_{impact}	Saine	4 J	5 J	5,75 J	6,25 J	9 J
						

Tableau IV.13 – Faciès de rupture obtenus après une traction quasi-statique sur la configuration V0V0 impactée à différentes énergies

Excepté l'énergie minimale testée, ne générant expérimentalement aucun dommage visible à l'oeil nu (1 J pour les configurations C0C0 & C45C0, 2,25 J pour la configuration C45C45 et 4 J pour la configuration V0V0), quelle que soit l'énergie d'impact, les faciès de rupture obtenus numériquement sont identiques à ceux obtenus expérimentalement (Tableaux IV.10-IV.11). En effet, pour C0C0, C45C45 et V0V0, la propagation du dommage est horizontale tandis que pour C45C0, elle est comprise entre $\pm 0^\circ$ et $\pm 45^\circ$. Dans ce cas, le modèle arrive à prendre en compte l'influence de chacun des plis sur la propagation du dommage post-impact. Par ailleurs, la rupture finale a lieu quasiment au même moment puisque les chutes finales d'effort expérimentales et numériques interviennent pour des déplacements quasiment identiques (Figure IV.15).

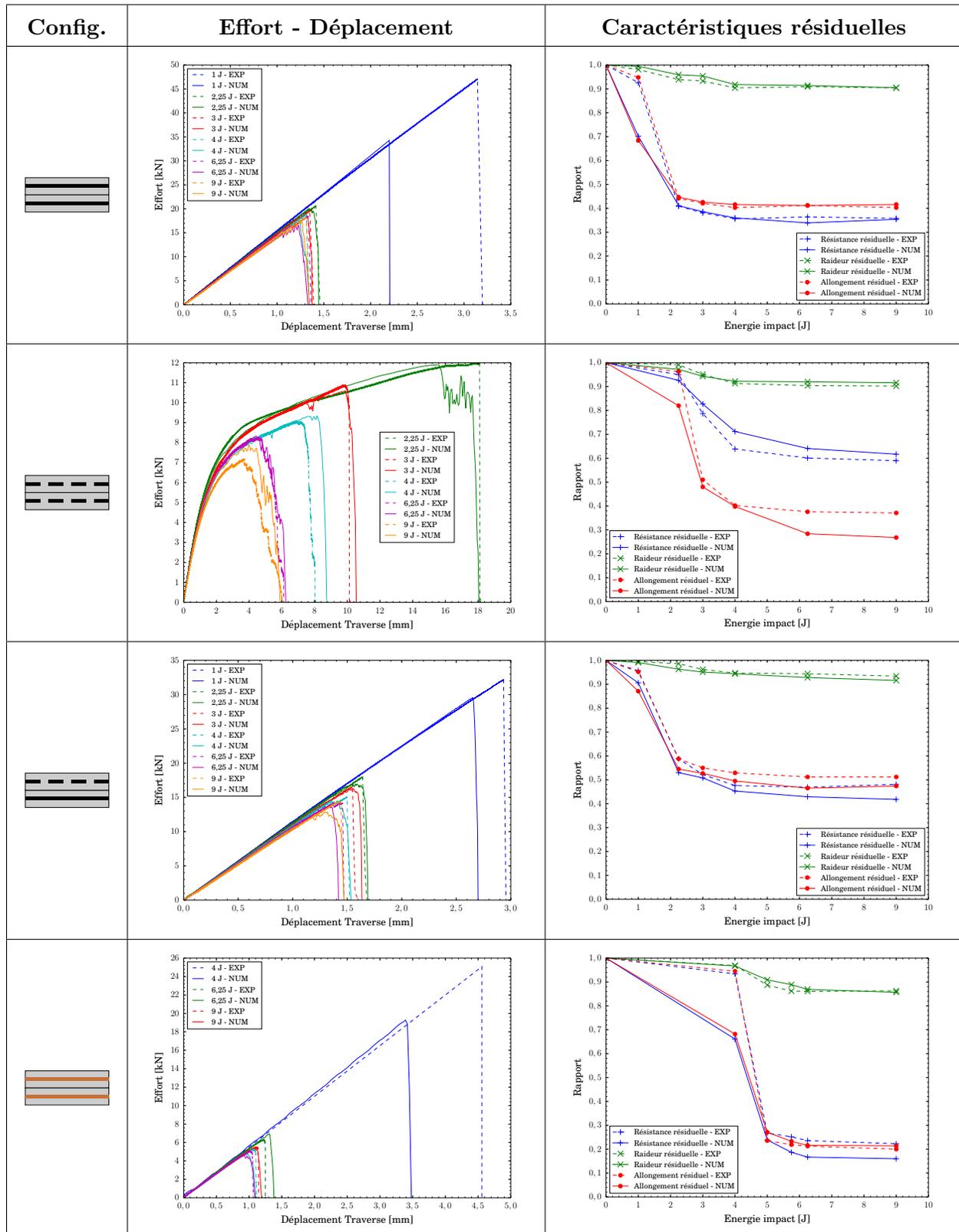


Figure IV.15 – Courbes effort - déplacement traverse et évolutions des caractéristiques mécaniques résiduelles obtenues après les simulations de traction quasi-statique sur les configurations mono-matériau impactées

En ce qui concerne l'énergie minimale testée, le Tableau IV.14 compare les faciès de rupture obtenus expérimentalement et numériquement. Dans la Partie III.3.1.1, il avait déjà été observé que le faciès de rupture des éprouvettes impactées était identique à celui des éprouvette saines car l'impact ne générât aucun dommage visible à l'oeil nu. Cependant, après les simulations d'impact, du dommage est généré dans les éprouvettes de chaque configuration (Tableaux IV.6-IV.9) et donc, ce dernier se propage au cours des simulations de traction quasi-statique, d'où les faciès de rupture numériques présentés dans le Tableau IV.14.

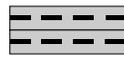
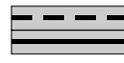
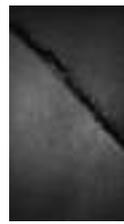
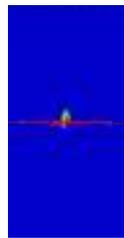
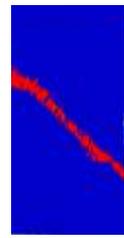
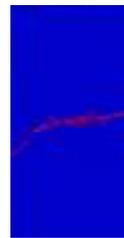
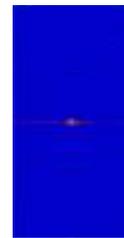
Configuration				
E_{impact}	1 J	2,25 J	1 J	4 J
EXP				
NUM				

Tableau IV.14 – Comparaison des faciès de rupture obtenus expérimentalement et numériquement pour les énergies minimales testées

Contrairement aux éprouvettes testées expérimentalement, les éprouvettes initialement impactées à énergie minimale cassent plus tôt que les éprouvettes saines. Cela explique la différence entre les courbes effort - déplacement traverse expérimentales et numériques à ces énergies ainsi que l'apparition plus précoce de la diminution brutale des caractéristiques résiduelles. Malgré cela, la diminution en trois temps des caractéristiques mécaniques résiduelles est observée numériquement avec des valeurs finales très proches de celles relevées expérimentalement (Figure IV.15).

Le modèle est ainsi conservatif. Pour n'avoir quasiment aucun dommage lors de la simulation d'impact au poids tombant, il faut utiliser des énergies d'impact légèrement plus faibles, soit 0,5 J pour C0C0, C45C0, C45C45 et 2 J pour V0V0 (Tableau IV.15). De la fissuration matricielle est générée dans le pli inférieur uniquement et aucune rupture de fibres n'est visible. Les faciès de rupture des éprouvettes impactées sont alors identiques à ceux des éprouvettes saines (Tableau IV.16) et les nouvelles évolutions des caractéristiques résiduelles se rapprochent de celles observées expérimentalement (Figure IV.16).

Les scénarios de propagation des dommages post-impact sont étudiés plus précisément au travers des Figures IV.17-IV.21. Concernant les stratifications C0C0 et V0V0, pour toutes les éprouvettes dont l'impact au poids tombant a généré des ruptures de fibres, les fibres sont fortement sollicitées en traction en bord de la zone impactée et la résine est sollicitée en cisaillement (Figure IV.17). Des fissurations verticales de la résine apparaissent d'abord dans ces zones sollicitées en cisaillement.

Configuration	E_{impact}	Pli supérieur		Pli inférieur	
		Résine	Fibres	Résine	Fibres
	0,5 J				
	0,5 J				
	0,5 J				
	2 J				

Tableau IV.15 – Faciès de rupture obtenus après simulations d’impact au poids tombant effectuées à faibles énergies

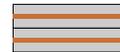
Configuration				
E_{impact}	0,5 J	0,5 J	0,5 J	2 J
NUM				

Tableau IV.16 – Faciès de rupture obtenus après simulations de traction quasi-statique sur les éprouvettes impactées à faibles énergies

Puis, des ruptures de fibres commencent à émerger en bord de dommage post-impact. Enfin, ces ruptures de fibres se propagent horizontalement ce qui mène à la rupture finale horizontale du stratifié.

Les Figures IV.18-IV.19 comparent les comportements d’une éprouvette sans dommage initial (non-impactée), avec des fissurations matricielles mais pas de rupture de fibre (C0C0/0,5J et V0V0/5J) et avec des fissurations matricielles et des ruptures de fibres (C0C0/2,25J et V0V0/2J). La conclusion est identique pour C0C0 et V0V0 : pour des éprouvettes ne possédant pas de rupture de fibres après l’impact au poids tombant, le champ de déformations n’est quasiment pas modifié par la présence du dommage post-impact. Il est quasiment identique à celui d’une éprouvette non-impactée et très différent de celui observé pour une éprouvette possédant des ruptures de fibres. Cela explique pourquoi dans ce cas, le dommage ne se propage pas et le faciès de rupture obtenu est identique à celui d’une éprouvette non-impactée.

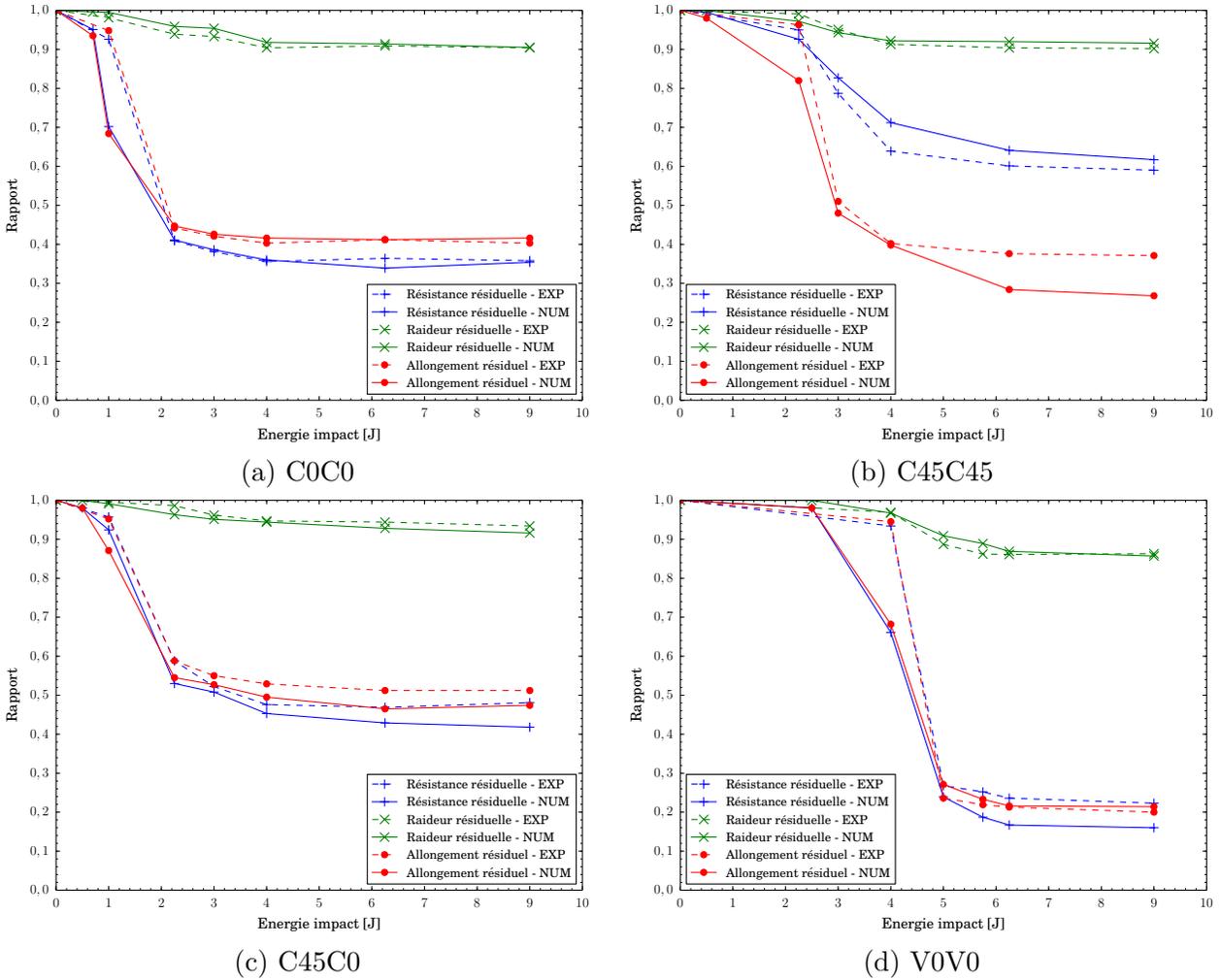


Figure IV.16 – Nouvelles évolutions des caractéristiques mécaniques résiduelles en fonction de l'énergie d'impact pour les configurations mono-matériau

La Figure IV.20 regroupe les différentes évolutions du dommage post-impact observées dans le pli inférieur d'une éprouvette de configuration C45C45 en fonction de l'énergie d'impact (le scénario de propagation du dommage étant identique dans le pli supérieur). Pour une éprouvette dont l'impact n'a généré aucune rupture de fibre (0,5 J), le champ de déformation ε_{xy} au cours de la traction quasi-statique est identique à celui d'une éprouvette non-impactée. Le dommage ne se propage pas et l'éprouvette s'endommage de manière similaire à l'éprouvette non-impactée (Partie IV.2.2.3) avec des bandes de fissurations à $\pm 45^\circ$ qui longent la zone "en losange" et passent également par la zone impactée. Puis, des ruptures de fibres se propagent sur les bandes fissurées jusqu'à avoir rupture de l'éprouvette. Pour une éprouvette dont l'impact a généré de très faibles ruptures de fibres uniquement dans le pli inférieur (2,25 J), le champ de déformations ε_{xy} au cours de la simulation est modifié par la présence du dommage post-impact. Des zones dans la direction des ruptures de fibres initiales, pour lesquelles la résine est fortement sollicitée en cisaillement, sont visibles autour du dommage. Par ailleurs, les fibres autour de la zone endommagée ne sont pas sollicitées en traction. Ainsi, des fissurations s'initient et se propagent dans les zones sollicitées en cisaillement et l'éprouvette fissure totalement sur une bande à $\pm 45^\circ$ passant par le dommage initial. Puis, des ruptures de fibres s'initient et se propagent le long de cette bande fissurée, ce qui mène à la rupture finale de l'éprouvette. Le scénario de propagation du dommage est modifié lorsque les ruptures de fibres générées par l'impact sont plus grandes dans les plis supérieur et inférieur (3 J). Le champ de

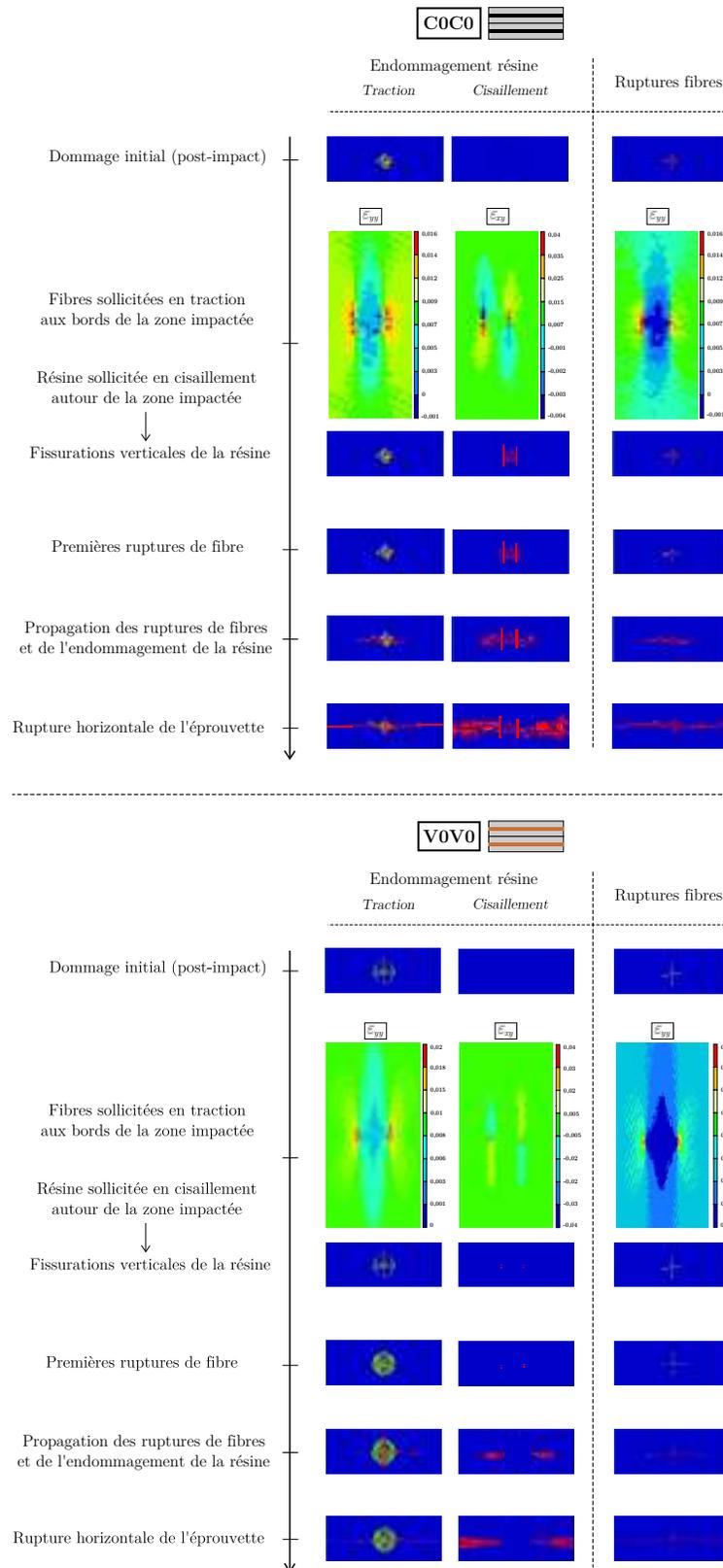


Figure IV.17 – Scénario de propagation du dommage post-impact dans le pli inférieur des configurations C0C0 et V0V0 (identique dans le pli supérieur) - Exemple sur une éprouvette initialement impactée à 2,25 J pour C0C0 et 5 J pour V0V0 (scénario identique pour toutes les éprouvettes dont le dommage a propagé)

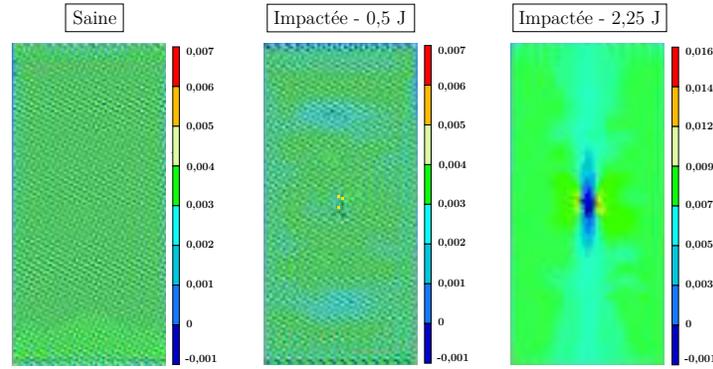


Figure IV.18 – Comparaison des champs de déformation ε_{yy} dans le pli inférieur d’une éprouvette saine, initialement impactée à 0,5 J et initialement impactée à 2,25 J de la configuration C0C0

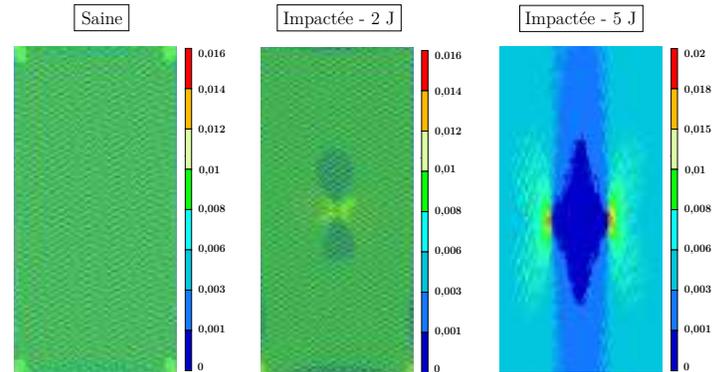


Figure IV.19 – Comparaison des champs de déformation ε_{yy} dans le pli inférieur d’une éprouvette saine, initialement impactée à 2 J et initialement impactée à 5 J de la configuration V0V0

déformations ε_{xy} montre une petite zone en forme de losange fortement sollicitée en cisaillement. Elle se situe des côtés gauche et droit de la zone impactée perpendiculairement aux ruptures de fibres initiales. D’autre part, les fibres commencent à être plus sollicitées en traction que dans les cas précédents. Des fissurations matricielles se propagent dans ces zones sollicitées en cisaillement et une zone totalement fissurée en forme de losange est visible autour de la zone impactée. Puis, des ruptures de fibres s’initient aux pointes de cette zone fissurée et se propagent horizontalement jusqu’à rupture de l’éprouvette. Finalement, pour une éprouvette dont les ruptures de fibres après impact sont très développées (9 J), la propagation de ruptures de fibres prend le dessus sur la fissuration matricielle. Le champ de déformations ε_{yy} montre que les fibres en pointe du dommage post-impact sont très sollicitées en traction et la propagation de ruptures de fibres s’initie avant que la zone en losange totalement fissurée observée précédemment ne se développe. Cela a pour conséquence une propagation de ruptures qui commence directement depuis le dommage initial et qui atteint horizontalement les bords de l’éprouvette.

Enfin, la Figure IV.21 présente l’évolution des ruptures de fibres (initialement générées par un impact de 2,25 J) dans le stratifié C45C0 soumis à une simulation de traction quasi-statique. Elles s’initient et commencent à se propager dans le pli inférieur. Cela s’explique par le fait que les fibres sont moins sollicitées dans le pli C45 que dans le pli C0, la résine reprenant majoritairement l’effort dans ce cas. Puis, des ruptures de fibres s’initient dans le pli supérieur et la propagation s’effectue ensuite simultanément dans les deux plis. Le comportement est alors piloté par le pli inférieur C0. Cela indique pourquoi une éprouvette dont l’impact n’a généré aucune rupture de fibres (0,5 J) se comporte comme une éprouvette non-impactée et au contraire pourquoi toutes les éprouvettes dont

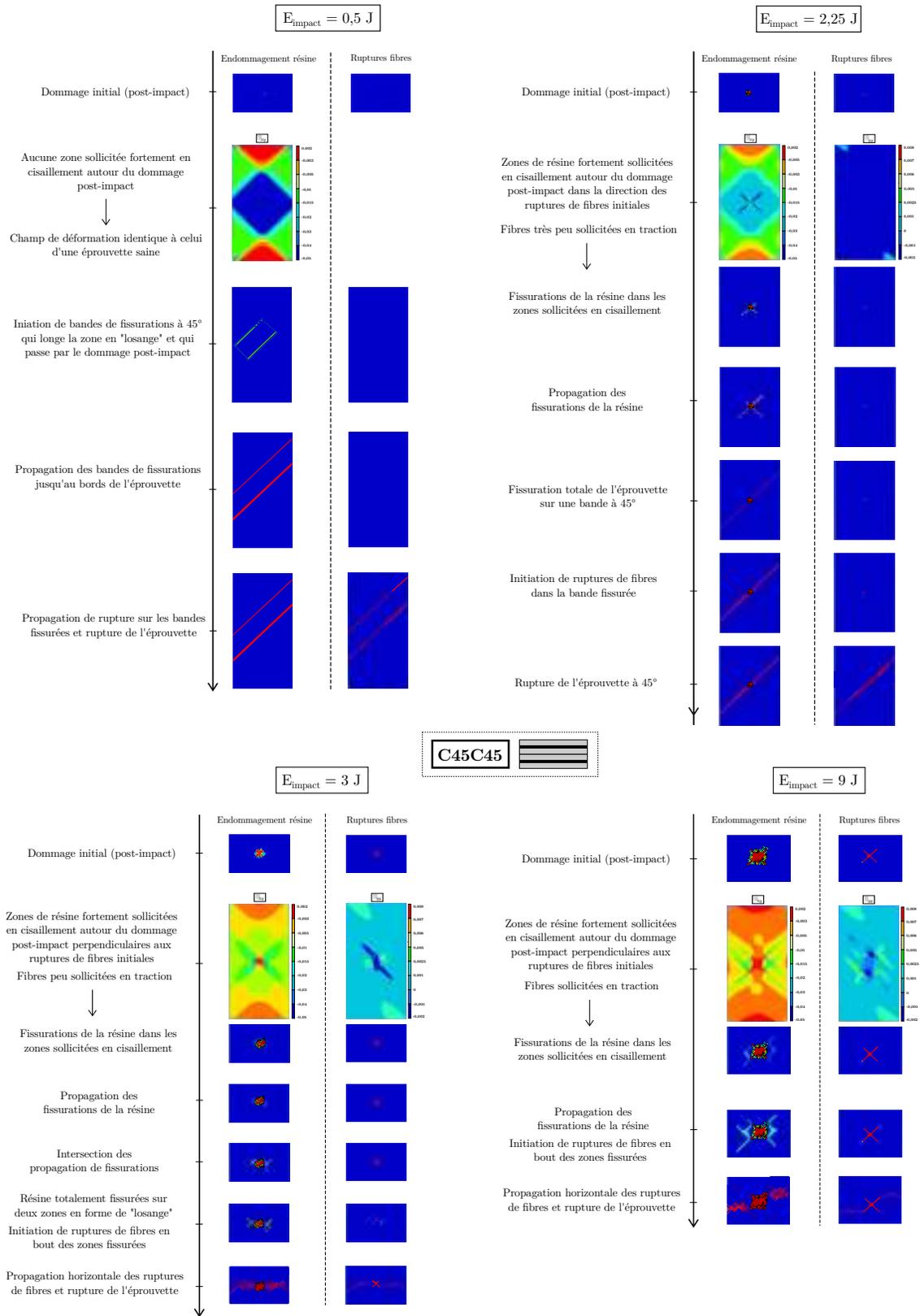


Figure IV.20 – Scénario de propagation du dommage post-impact dans le pli inférieur de la configuration C45C45 (identique dans le pli supérieur) en fonction de l'énergie d'impact

l'impact a généré des ruptures de fibres dans le pli inférieur voient leur dommage se propager et leurs caractéristiques résiduelles diminuer.

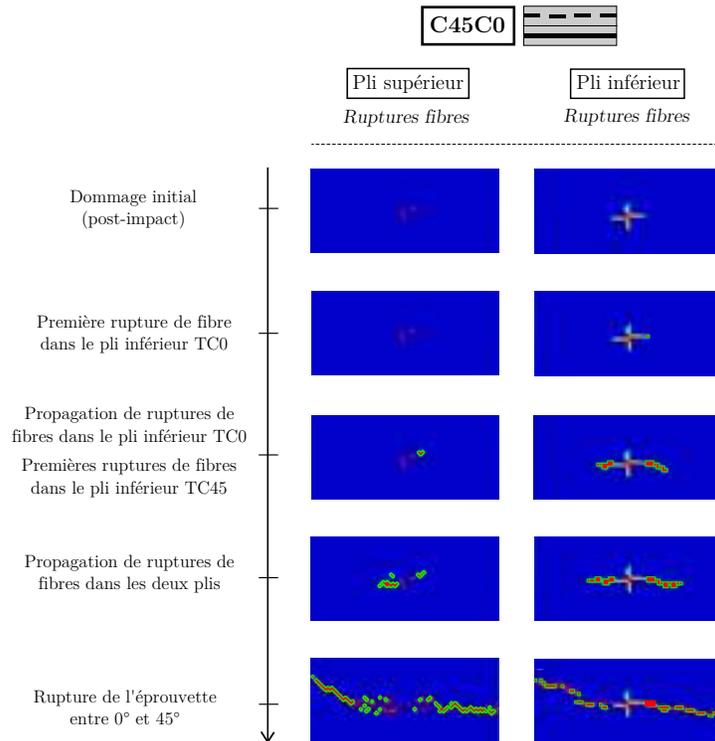


Figure IV.21 – Scénario de propagation du dommage post-impact dans la stratification C45C0 initialement impactée à 2,25 J

Les modifications apportées au modèle semi-continu permettent de valider la modélisation de la traction quasi-statique sur les stratifiés mono-matériau impactés puisque les résultats obtenus en termes de faciès de rupture, de courbes effort - déplacement traverse et d'évolution des caractéristiques résiduelles sont similaires à ceux observés lors des campagnes d'essais. De plus, le modèle apporte une confirmation des hypothèses émises dans la Partie III.3.1.1 concernant les causes de l'évolution en trois temps des caractéristiques résiduelles. Tant qu'aucune rupture de fibres n'est générée dans le stratifié au cours de l'impact au poids tombant et même si de la fissuration matricielle est présente, le dommage ne se propage pas au cours de la traction quasi-statique et l'éprouvette se comporte comme une éprouvette saine avec une diminution des caractéristiques résiduelles négligeable. Puis, ces caractéristiques commencent à chuter assez fortement dès lors que de la rupture de fibres apparaît au cours de l'impact au poids tombant. Finalement, à partir d'une certaine énergie d'impact, pour laquelle l'impacteur perce complètement le stratifié, les tailles de dommages générés restent inchangées, d'où la convergence des valeurs.

IV.3.2 Simulations de traction quasi-statique sur les configurations tissées mono-matériau entaillées

IV.3.2.1 Introduction

Le modèle ayant été validé en traction quasi-statique post-impact sur les stratifications mono-matériau, il est à présent utilisé pour expliquer les différences observées expérimentalement entre les éprouvettes impactées et entaillées de configuration C0C0 et C45C45 (Partie III.3.3.2).

IV.3.2.2 Configuration C45C45

Une entaille de dimension 7 mm et une entaille de dimension 14 mm sont chacune comparées au dommage post-impact dont la dimension des ruptures de fibres est identique (Tableau IV.17). Elles sont réalisées via une méthode présentée en Annexe C. Le dommage post-impact dont la dimension des ruptures de fibres est de 7 mm n'a pas été présenté dans le paragraphe précédent. En effet, il est utilisé ici pour comparaison avec l'entaille 7 mm et a été généré via une simulation d'impact à 2,5 J.

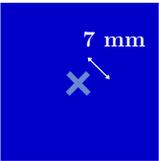
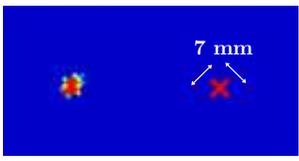
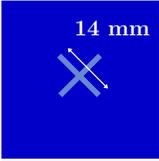
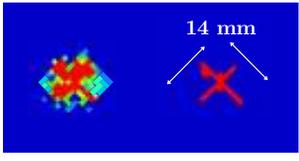
Entaille	Poids tombant
	<div style="display: flex; justify-content: space-around;"> Résine Fibres </div> <div style="display: flex; align-items: center;"> (2,5 J)  </div>
	<div style="display: flex; justify-content: space-around;"> Résine Fibres </div> <div style="display: flex; align-items: center;"> (3 J)  </div>

Tableau IV.17 – Entailles testées numériquement pour C45C45 et dommages post-impact auxquels elles sont comparées

Au cours des essais de traction quasi-statique sur l'éprouvette entaillée 14 mm de la configuration C45C45 (Partie III.3.3.2), deux évolutions différentes avaient été observées : soit une propagation horizontale du dommage (comme pour les éprouvettes impactées) soit une propagation à $\pm 45^\circ$ du dommage (comme pour l'éprouvette entaillée 7 mm). La propagation du dommage à $\pm 45^\circ$ semblait être un cas particulier et pouvait s'expliquer par une raideur initiale de l'éprouvette plus faible ou bien un endommagement en cisaillement plus rapide que pour les autres éprouvettes testées. Pour vérifier cette hypothèse, trois simulations de traction quasi-statique sur l'éprouvette entaillée 14 mm sont réalisées avec différents paramètres :

- A : le jeu de paramètres de la loi pseudo-plastique endommageable identifié sur une éprouvette saine (Tableau IV.2)
- B : le même jeu de paramètres excepté le module de cisaillement initial G_{xy}^0 qui est choisi égal à 2 500 MPa au lieu de 2 800 MPa.
- C : le même jeu de paramètres avec une modification des valeurs d'initiation et de propagation des dommages en cisaillement Y_a^0 , Y_a^c , Y_b^0 et Y_b^c permettant un endommagement plus tôt et plus rapide.

Avec la loi pseudo-plastique identifiée initialement, l'éprouvette entaillée 7 mm casse à $\pm 45^\circ$ tandis que l'éprouvette entaillée 14 mm (A) casse horizontalement (Figure IV.22). De plus, les courbes effort - déplacement traverse sont semblables à celles obtenues expérimentalement et la rupture des éprouvettes a lieu pour des déplacements similaires. Le modèle semi-continu permet donc de retrouver le comportement des éprouvettes entaillées observé expérimentalement et de confirmer que la propagation du dommage dans une éprouvette entaillée 14 mm se fait bien horizontalement.

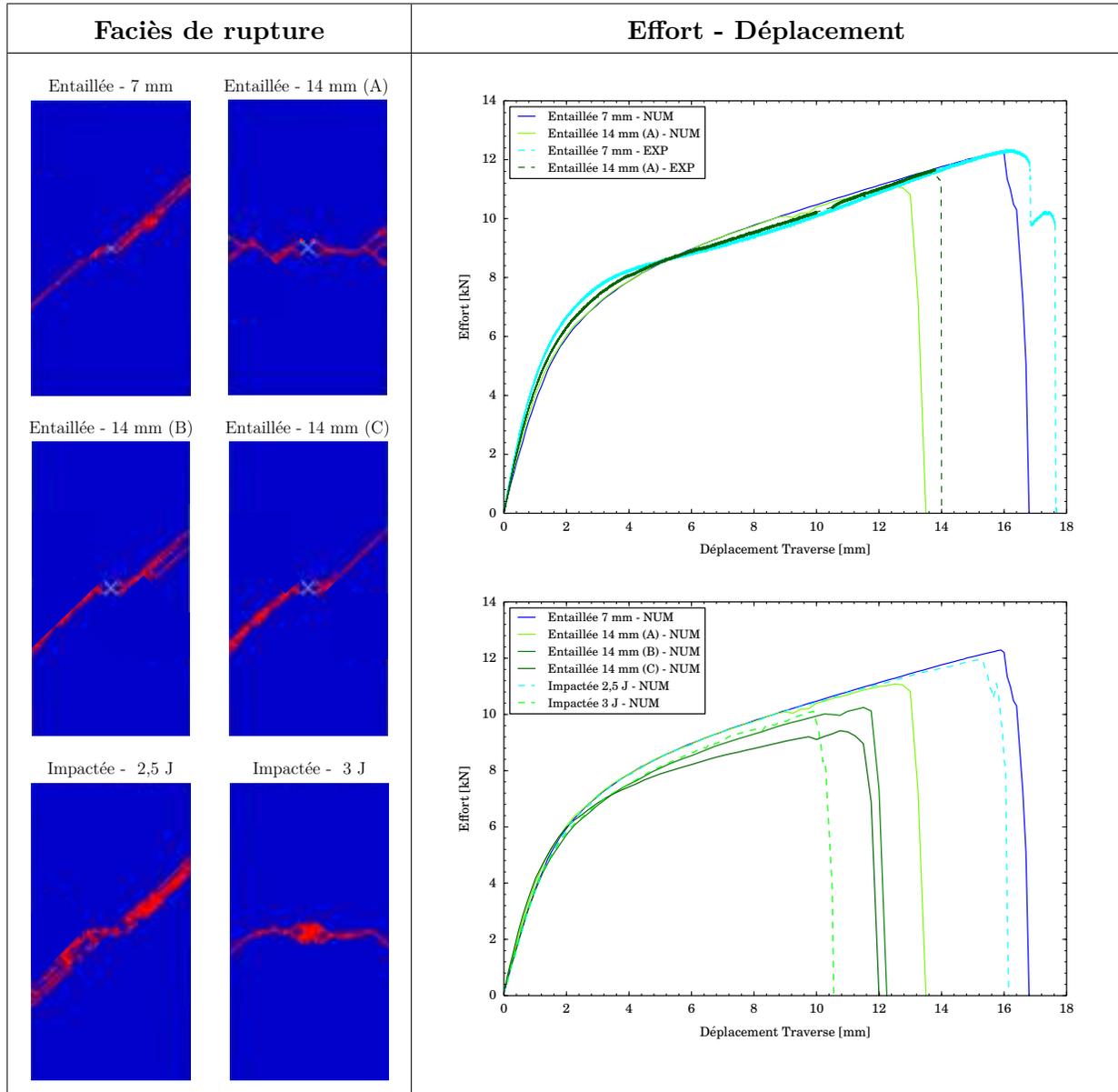


Figure IV.22 – Comparaison des faciès de rupture et des courbes effort - déplacement traverse obtenus après traction quasi-statique sur les éprouvettes entaillées et impactées de configuration C45C45

Cependant, pour les éprouvettes entaillées 14 mm (B-C), leur rupture se fait à $\pm 45^\circ$. Dans ce cas, le modèle permet également d'indiquer que la diminution de la raideur initiale de l'éprouvette ou bien l'accélération de l'endommagement en cisaillement modifie la propagation du dommage.

En ce qui concerne l'éprouvette entaillée 7 mm, son comportement est similaire à celui de l'éprouvette impactée 2,5 J. La propagation du dommage se fait à $\pm 45^\circ$ de manière identique à celle décrite sur la Figure IV.20 pour l'éprouvette impactée 2,25 J. Ces simulations indiquent que la propagation du dommage à $\pm 45^\circ$ n'est pas due à l'entaille mais bien à la taille du dommage initial. Que ce soit pour une éprouvette entaillée 7 mm ou une éprouvette impactée 2,5 J, le dommage initial est trop faible pour initier de la rupture de fibres et l'endommagement matriciel en cisaillement prend le dessus.

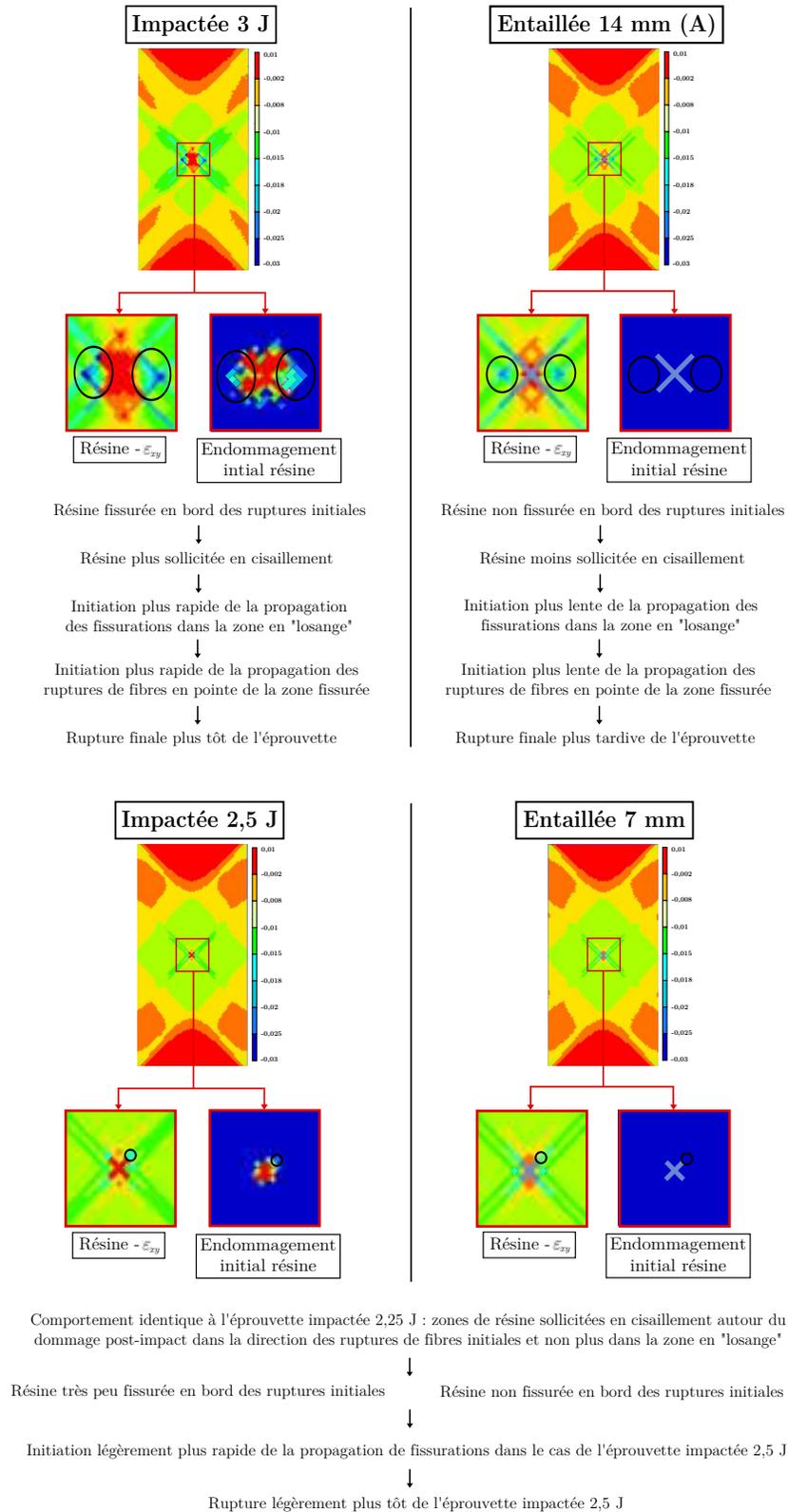


Figure IV.23 – Comparaison des champs de déformations ε_{xy} observés au cours des simulations de traction quasi-statique d'une part sur éprouvette entaillée 14 mm (A) et impactée 3 J et d'autre part sur éprouvettes entaillée 7 mm et impactée 2,5 J)

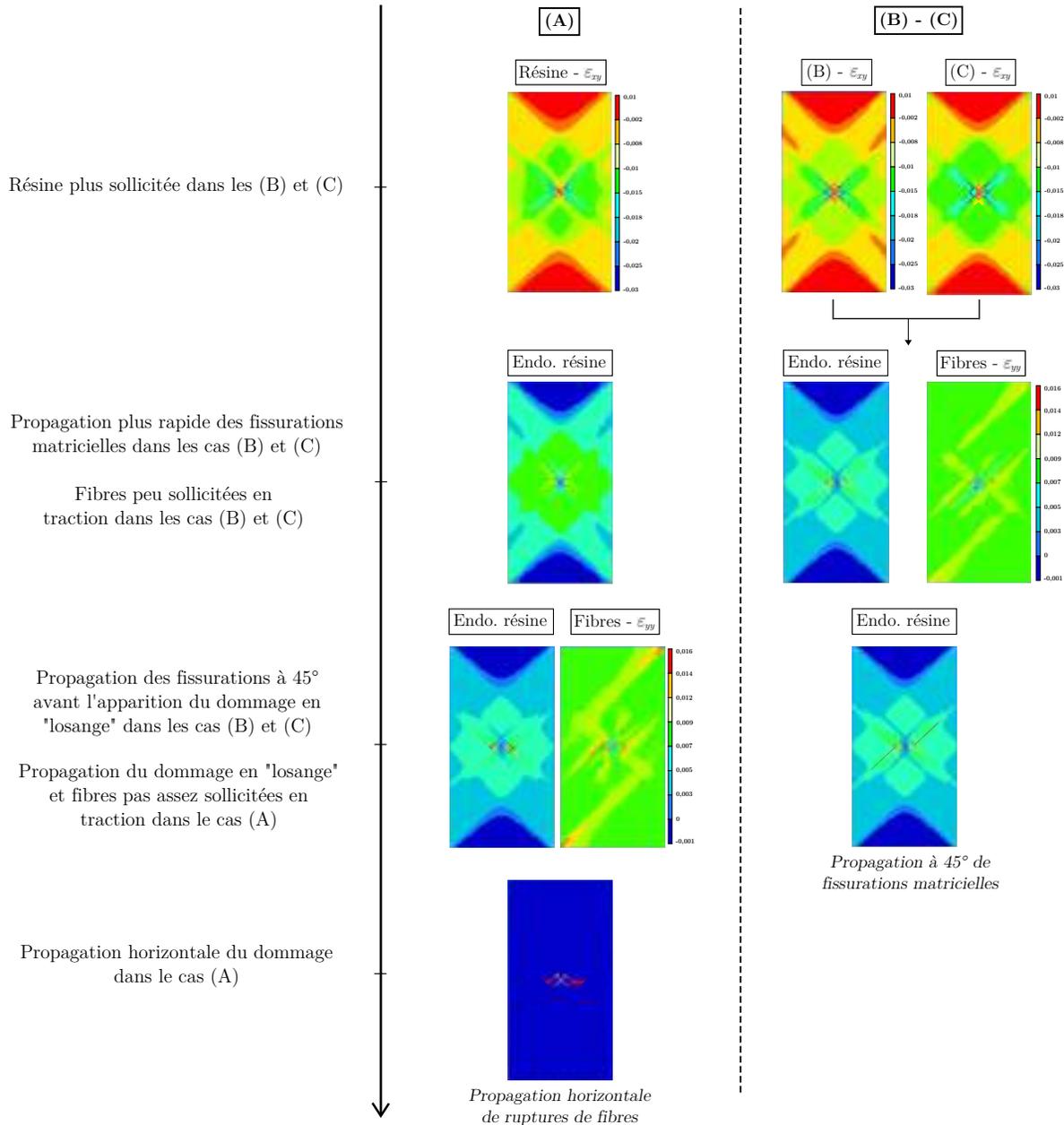


Figure IV.24 – Comparaison des champs de déformations ε_{xy} observés au cours des simulations de traction quasi-statique sur les différentes configurations d'éprouvette entaillée 14 mm

A propos des déplacements à rupture, les courbes d'effort confirment que la rupture de l'éprouvette entaillée a lieu plus tard que l'éprouvette impactée (déplacement 30% plus élevé pour l'éprouvette entaillée 14 mm (A) par rapport à l'éprouvette impactée 3 J et déplacement 35% plus élevé pour l'éprouvette entaillée 7 mm par rapport à l'éprouvette impactée 2,5 J). Cette différence s'explique en analysant le champ de déformations en cisaillement de la résine ε_{xy} . Par exemple, pour l'éprouvette entaillée 14 mm (A), la résine en bord d'entaille est moins sollicitée que la résine en bord de dommage d'une éprouvette impactée 3 J (Figure IV.23). En effet, l'impact poids tombant génère de la fissuration matricielle autour des ruptures de fibres. Ainsi, dans le cas d'une éprouvette impactée, la résine étant fissurée en bord de dommage initial, les fibres vont plus facilement se déformer lors de la simulation de traction que dans le cas d'une éprouvette

entaillée pour lequel aucune fissuration matricielle n'est visible en bord d'entaille. L'initiation de la propagation de ruptures de fibres est alors plus lente pour l'éprouvette entaillée, ce qui mène à une rupture finale plus tardive de l'éprouvette. La différence entre éprouvette entaillée et impactée s'atténue avec la diminution de la taille du dommage initial (Figure IV.24) puisqu'à faible énergie, l'impact génère de faibles fissurations en bord des ruptures de fibres.

Finalement, la différence de comportement entre l'éprouvette entaillée (A) et les éprouvettes entaillées (B)-(C) est expliquée sur la Figure IV.24. D'une part, une diminution de la raideur initiale de cisaillement G_{xy}^0 entraîne des déformations de cisaillement plus importantes autour de la zone endommagée et donc un endommagement en cisaillement qui va s'initier plus tôt. D'autre part, une accélération de l'endommagement en cisaillement par le biais de la modification des paramètres de la loi pseudo-plastique endommageable entraîne un endommagement en cisaillement qui va s'initier plus tôt et donc une accentuation des déformations en cisaillement. Dans ces deux cas, la propagation des fissurations à $\pm 45^\circ$ se fait avant l'apparition de dommage en forme de "losange" et plus tôt que pour l'éprouvette entaillée (A). C'est-à-dire avant que les fibres aient eu le temps de se charger et de rompre en traction, d'où la rupture finale de l'éprouvette à $\pm 45^\circ$ et non pas horizontale.

Le modèle semi-continu permet donc d'apporter des éléments d'explication aux deux propagations différentes de dommage observées expérimentalement pour l'éprouvette entaillée 14 mm. En effet, la rupture à $\pm 45^\circ$ peut être due à une raideur initiale en cisaillement plus faible ou bien à un endommagement en cisaillement plus rapide pour l'éprouvette. Cependant, il ne peut pas permettre d'affirmer quelle est la cause réelle parmi les deux proposées.

La présence de fissurations matricielles en bord de ruptures de fibres après impact explique également la rupture plus tardive d'une éprouvette entaillée dans le cas de la configuration C0C0. Une étude similaire a été menée et est présentée en Annexe C.

IV.4 Stratifications hybrides

IV.4.1 Simulations de traction quasi-statique post-impact sur les configurations tissées hybrides

IV.4.1.1 Impacts au poids tombant

De manière analogue aux simulations sur les configurations mono-matériau, des simulations d'impact sont réalisées sur les deux configurations hybrides pour toutes les énergies d'impact testées expérimentalement (1 J à 16 J). Le modèle utilisé pour l'impact au poids tombant est similaire à celui utilisé précédemment. Il est présenté sur la Figure IV.25.

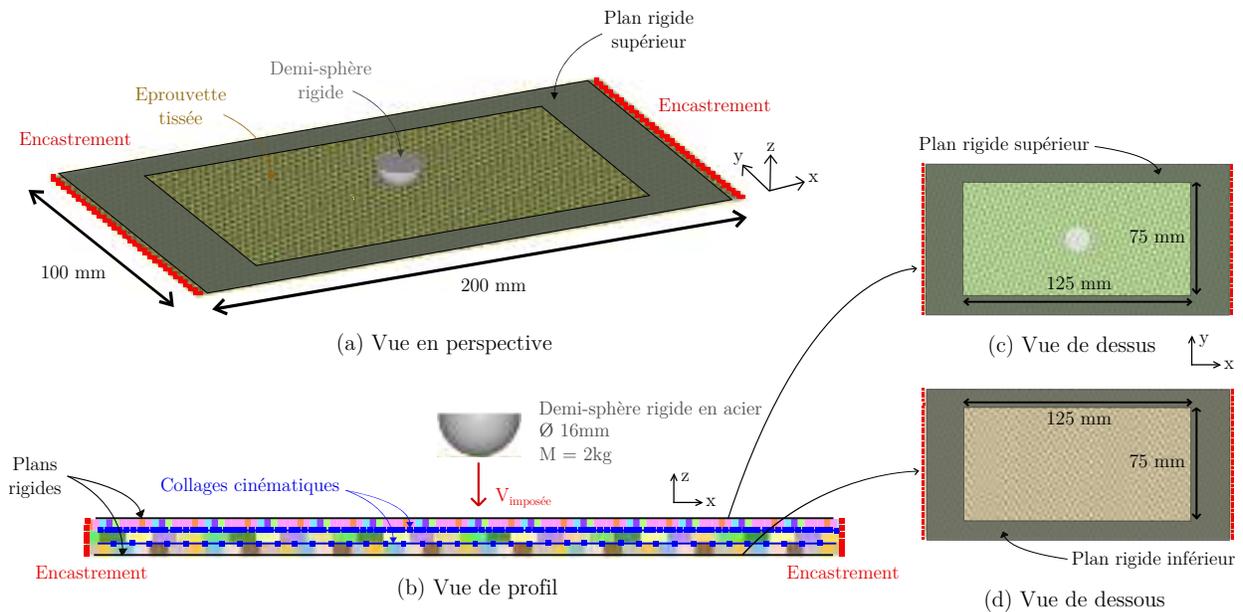


Figure IV.25 – Modèle éléments finis utilisé pour l'impact au poids tombant sur stratification hybride

L'ensemble des faciès de rupture obtenus après les simulations d'impact est regroupé dans les Tableaux IV.18-IV.19. Ils sont cohérents avec ceux obtenus expérimentalement. En effet, les tailles et les formes des dommages observés dans les plis supérieur et inférieur sont similaires. Les ruptures de fibres dans le pli de carbone inférieur suivent la direction du pli (elles sont orientées à $\pm 45^\circ$ pour la stratification V0C45C45 et à $0^\circ/90^\circ$ pour la stratification V0C45C0). Puis, comme il est décrit dans les travaux de [Pascal, 2016], ces ruptures, initiées dans le pli inférieur, se propagent dans l'épaisseur et atteignent finalement le pli supérieur. Ce qui explique que, dans le pli de verre, les ruptures de fibres suivent principalement la direction du pli de carbone inférieur. De plus, une perforation totale du stratifié est obtenue pour une énergie minimale de 6,25 J. Par ailleurs, une bonne correspondance expérimental/numérique est notée en ce qui concerne les courbes effort - déplacement. Un exemple est donné en Annexes pour une énergie de 4 J (Figure D.1).

IV.4.1.2 Traction quasi-statique sur les éprouvettes impactées

Le modèle utilisé pour la simulation de traction quasi-statique post-impact est présenté sur la Figure IV.26. Les simulations sont toujours réalisées par le biais de la méthode présentée sur la Figure IV.1. La durée maximale d'un calcul est de 45 minutes sur 180 cœurs.

E_{impact}	Expérimental		Numérique			
	Pli supérieur	Pli inférieur	Pli supérieur		Pli inférieur	
			Résine	Fibres	Résine	Fibres
1 J						
2,25 J						
4 J						
6,25 J						
9 J						
16 J						

Tableau IV.18 – Comparaison des faciès de rupture expérimentaux et numériques obtenus après impact au poids tombant à différentes énergies pour la configuration V0C45C45

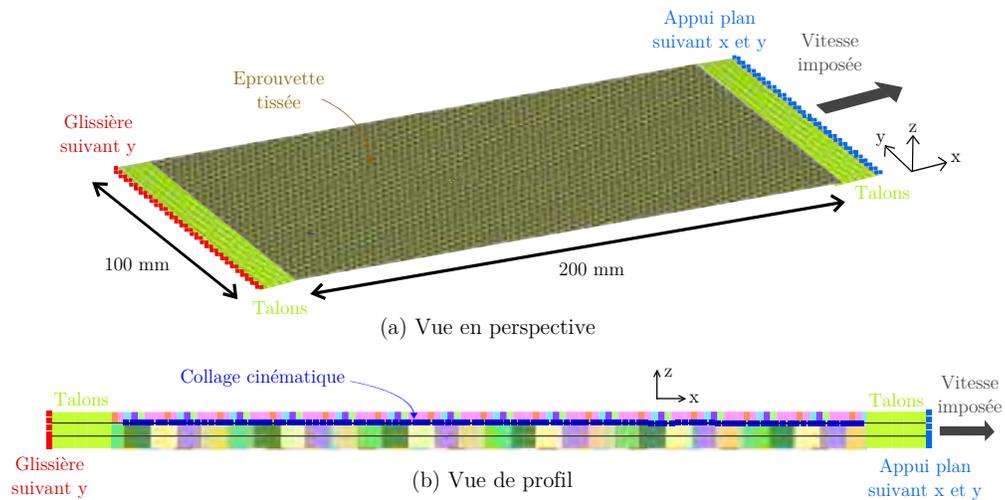


Figure IV.26 – Modèle éléments finis utilisé pour la simulation de traction

Une première simulation sur l'éprouvette initialement impactée à 4 J a permis d'identifier la valeur de la déformation maximale à rupture des fibres en compression au niveau des points de

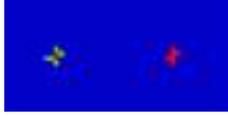
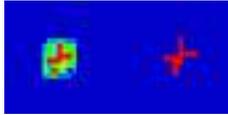
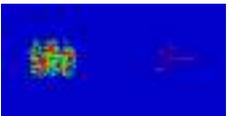
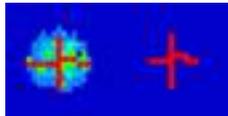
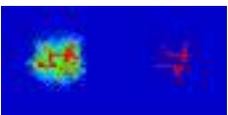
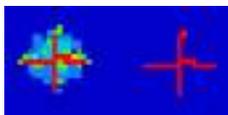
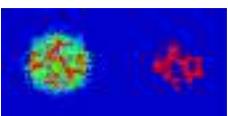
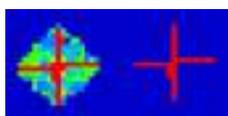
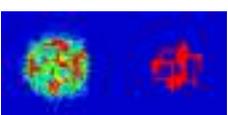
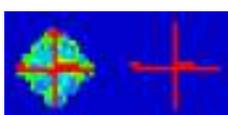
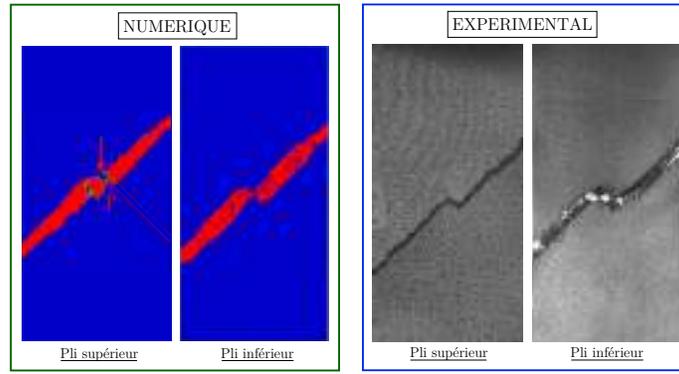
E_{impact}	Expérimental		Numérique			
	Pli supérieur	Pli inférieur	Pli supérieur		Pli inférieur	
			Résine	Fibres	Résine	Fibres
1 J						
2,25 J						
4 J						
6,25 J						
9 J						
16 J						

Tableau IV.19 – Comparaison des faciès de rupture expérimentaux et numériques obtenus après impact au poids tombant à différentes énergies pour la configuration V0C45C0

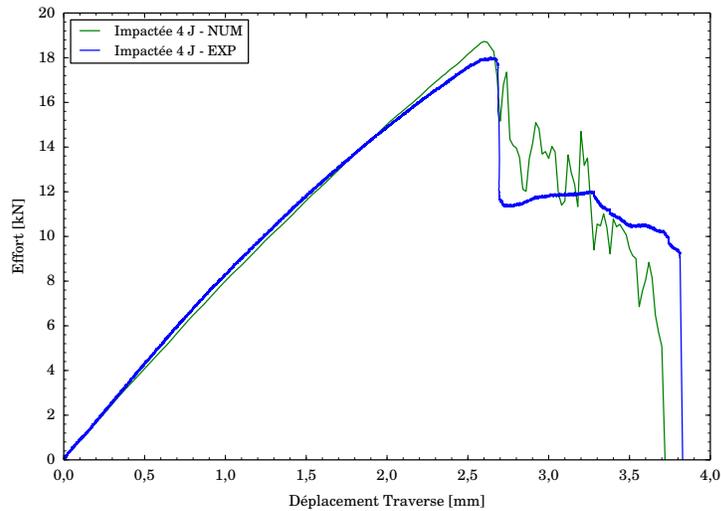
tissage d'un tissu verre/époxy. Elle est fixée à : $\varepsilon_{\text{barre pt tissage}}^{\text{comp max}} = -0,012$. Une bonne correspondance expérimental/numérique est obtenue en termes de faciès de rupture (Figure IV.27a) et de courbes effort - déplacement traverse (Figure IV.27b).

Au cours de la simulation de traction (Figure IV.28), le champ de déformations du pli de verre est proche de celui observé dans un stratifié de deux plis de carbone $\pm 45^\circ$ pour un déplacement traverse similaire (A). Cela laisse supposer que l'allongement du pli de verre est bien piloté par l'allongement des plis de carbone, comme cela avait déjà été observé expérimentalement. Les champs de déformations ε_{xx} et ε_{yy} calculés dans le pli de verre indiquent que les mèches dirigées dans le sens de la sollicitation et les mèches transverses à la sollicitation sont respectivement sollicitées en traction et en compression (B). Cela induit des ruptures de barres en traction et en compression dans le modèle par le biais des différents critères de rupture implémentés dans le modèle, d'où une rupture à $\pm 45^\circ$ du pli de verre (C). A ce même moment, les deux plis de carbone fissurent à $\pm 45^\circ$, ce qui a pour effet de localiser les déformations de ces plis sur la bande fissurée à $\pm 45^\circ$ (D). Les deux plis de carbone finissent par rompre également à $\pm 45^\circ$ le long de cette bande (E).

L'évolution de la courbe effort - déplacement traverse peut être mise en parallèle avec l'évolution du dommage. La première chute d'effort, visible pour un allongement de 2,8 mm, correspond à la rupture du pli de verre. Ensuite, l'effort ne s'annule pas puisque les deux plis de carbone ne sont



(a)



(b)

Figure IV.27 – Simulation de traction quasi-statique sur une éprouvette impactée 4 J de configuration V0C45C45 réalisée avec le modèle semi-continu et comparaison avec l'expérimental - (a) Faciès de rupture (b) Courbes effort - déplacement traverse

pas rompus mais seulement fissurés. Ils reprennent l'effort et s'endommagent peu à peu, d'où la faible diminution de l'effort. La dernière chute d'effort correspond à la rupture de ces deux plis de carbone. La Figure IV.27b indique alors que l'évolution numérique du dommage est similaire à celle observée expérimentalement, avec une rupture du pli de verre qui apparaît pour un déplacement traverse similaire, puis un plateau d'effort et enfin la rupture des plis de carbone.

L'implémentation du critère de rupture en compression des éléments barres dans le modèle semi-continu a été nécessaire pour que les résultats obtenus par simulation soient similaires à ceux obtenus expérimentalement. En effet, sans cela, la rupture des trois plis est simultanée et non en trois temps (Figure IV.29b). De plus, la rupture du pli de verre est horizontale et non à $\pm 45^\circ$ (Figure IV.29a).

Pour toutes les autres énergies d'impact étudiées, les faciès de rupture obtenus après les simulations de traction indiquent que l'éprouvette rompt toujours à $\pm 45^\circ$ (Tableau IV.20) comme cela a été observé expérimentalement (pour rappel, les faciès de rupture obtenus expérimentalement sont présentés sur le Tableau IV.21). De plus, les courbes effort - déplacement traverse évoluent toutes en trois temps avec une première chute d'effort puis un plateau et enfin la chute d'effort finale (Fi-

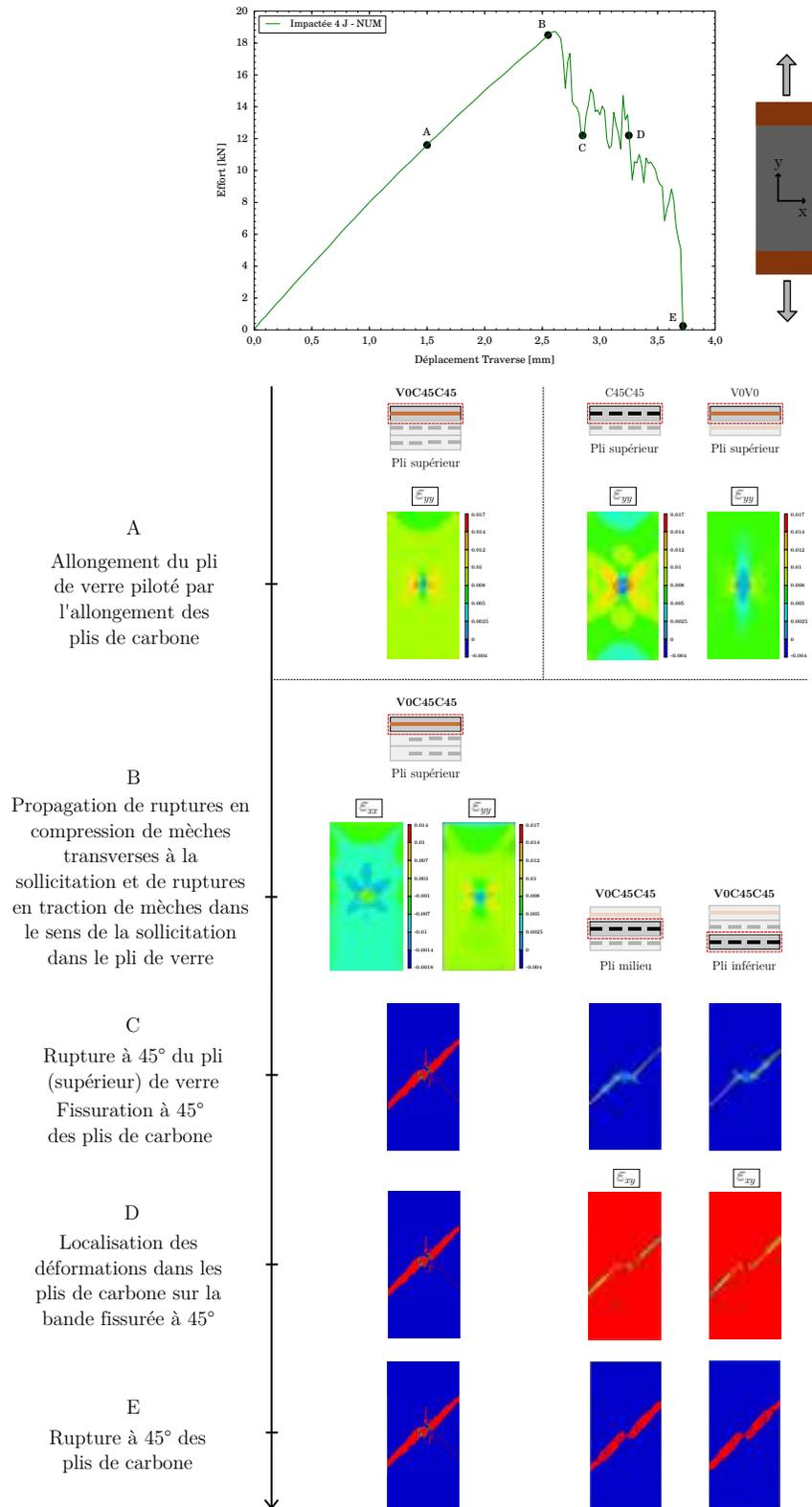


Figure IV.28 – Analyse du scénario de propagation du dommage lors de la simulation de traction sur la configuration V0C45C45 initialement impactée à 4 J

gure IV.30). Cela indique que la propagation du dommage post-impact se fait de manière identique

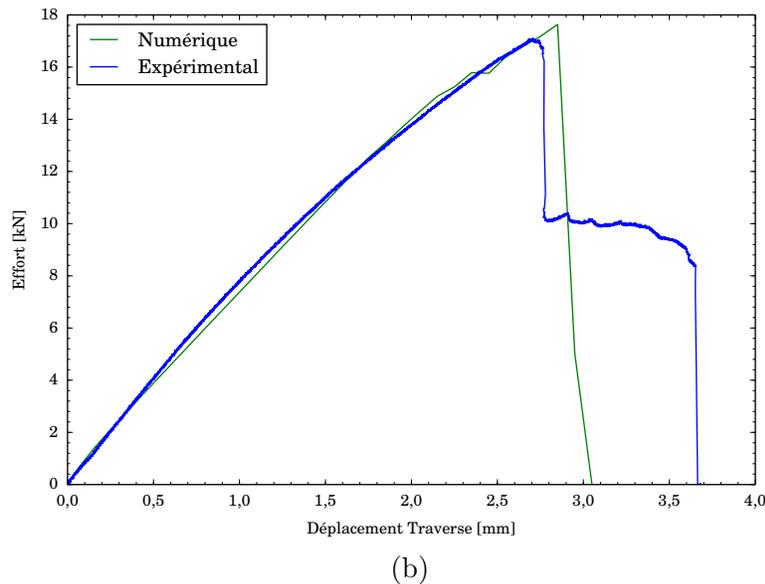
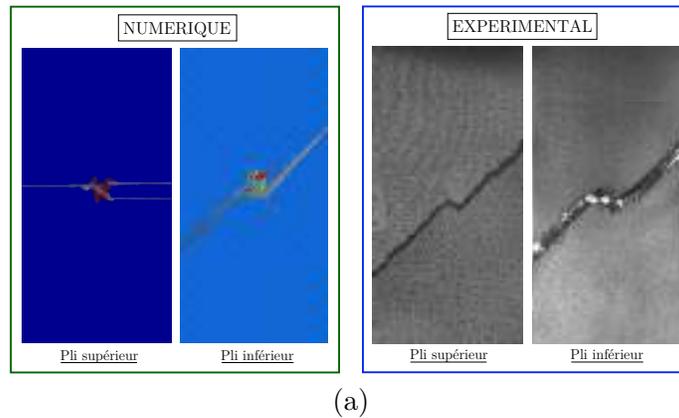


Figure IV.29 – Simulation de traction quasi-statique sur une éprouvette impactée 4 J de configuration V0C45C45 réalisée avec le modèle semi-continu de [Pascal, 2016] et comparaison avec l'expérimental - (a) Faciès de rupture (b) Courbes effort - déplacement traverse

quelle que soit la taille du dommage initial. La première chute d'effort observée numériquement est très proche de celle observée expérimentalement. La rupture du pli de verre est donc très bien représentée avec le modèle. Cette bonne correspondance expérimental-numérique est également visible sur les courbes d'évolution des caractéristiques résiduelles en fonction de l'énergie d'impact puisque les courbes expérimentales et numériques sont quasiment confondues.

Pour la deuxième configuration hybride V0C45C0, les faciès de rupture obtenus numériquement sont également identiques à ceux obtenus expérimentalement (Tableaux IV.20-IV.21). Le faciès de rupture est soit horizontal pour les éprouvettes ayant été impactées avec une énergie maximale de 2,25 J soit horizontal avec l'apparition d'un début de propagation à $\pm 45^\circ$ pour les éprouvette ayant été impactées avec une énergie minimale de 4 J. De plus, une bonne correspondance expérimental/numérique est obtenue en ce qui concerne les différentes courbes. La rupture finale intervient pour un bon déplacement traverse quelle que soit l'énergie d'impact et les courbes d'évolution des caractéristiques résiduelles numériques sont quasiment identiques aux expérimentales.

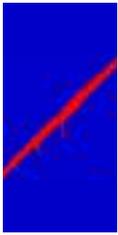
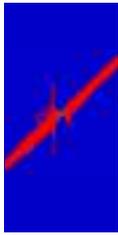
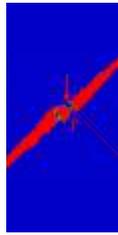
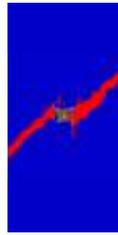
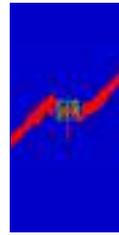
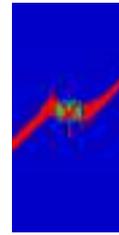
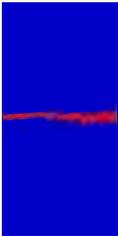
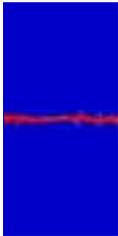
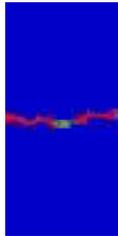
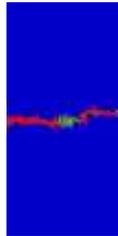
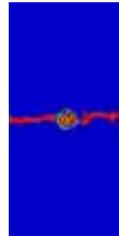
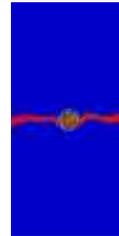
E_{impact}	1 J	2,25 J	4 J	6,25 J	9 J	16 J
						
						

Tableau IV.20 – Faciès de rupture obtenus après les simulations de traction quasi-statique sur les configurations hybrides impactées à différentes énergies

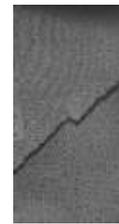
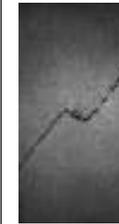
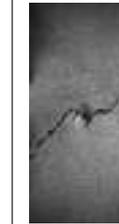
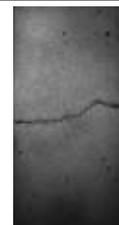
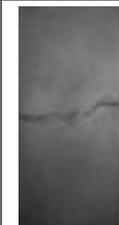
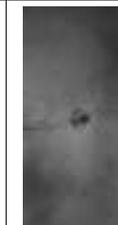
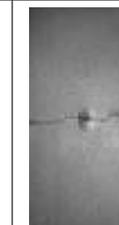
E_{impact}	1 J	2,25 J	4 J	6,25 J	9 J	16 J
						
						

Tableau IV.21 – Faciès de rupture obtenus après une traction quasi-statique sur les différentes configurations hybrides impactées à différentes énergies

Le modèle permet également d'identifier le scénario de propagation du dommage post-impact pour la configuration V0C45C0 ainsi que d'apporter des éléments d'explication sur la modification du faciès de rupture observée pour des énergies d'impact supérieures à 4 J. En effet, lors de la simulation de traction quasi-statique sur une éprouvette initialement impactée à 4 J, la propagation de ruptures de fibres s'initie dans le pli de verre depuis la pointe des ruptures de fibres générées par l'impact (Figure IV.31). Ensuite, des ruptures de fibres commencent à s'initier dans le pli de carbone inférieur et la propagation se fait simultanément dans le pli de verre et le pli inférieur de carbone, sans que des ruptures de fibres ne s'initient dans le pli de carbone positionné au centre du stratifié. Dans le pli de verre, la propagation se fait à $\pm 45^\circ$ en raison de ruptures de fibres en compression, de manière similaire à la configuration V0C45C45, l'allongement du pli de verre étant piloté par celui du pli de carbone orienté à $\pm 45^\circ$. Enfin, des ruptures de fibres commencent à se

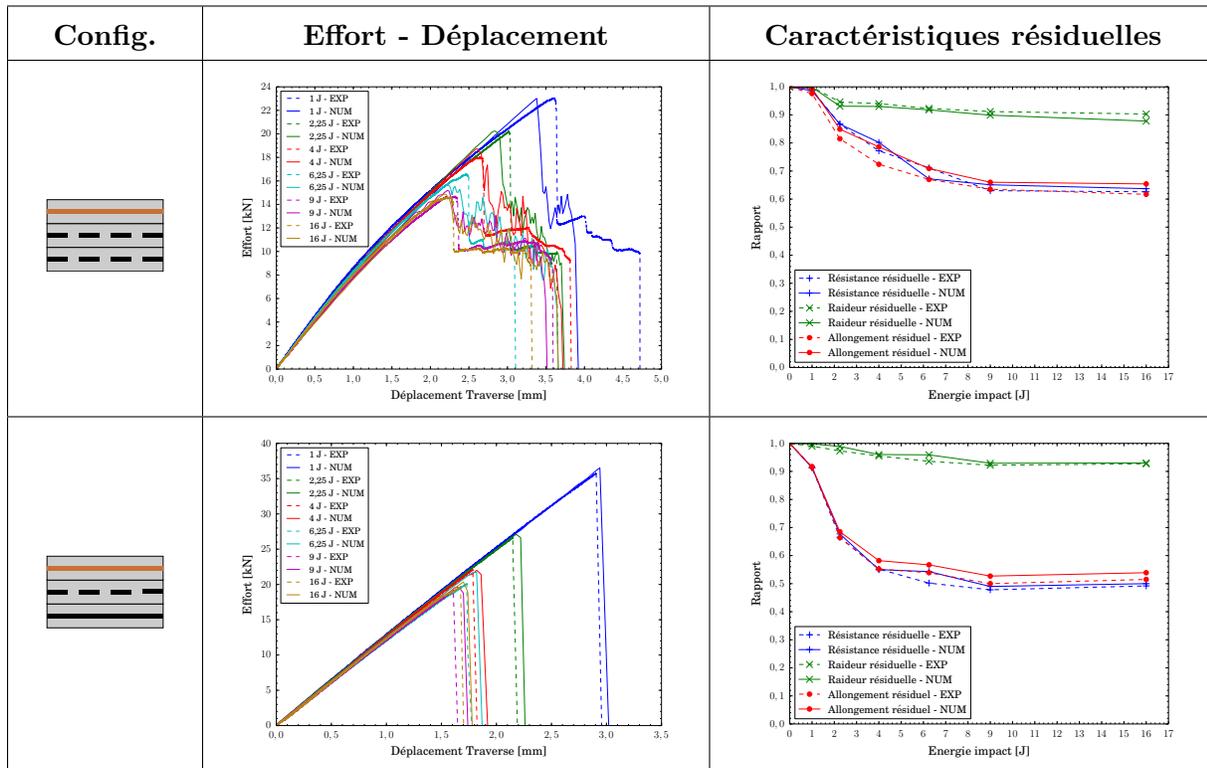


Figure IV.30 – Courbes effort - déplacement traverse et évolutions des caractéristiques mécaniques résiduelles obtenues après simulations de traction quasi-statique sur les configurations hybrides impactées

propager dans le pli situé au centre, ce qui amène à la propagation horizontale du dommage de manière simultanée dans les trois plis. Il apparaît alors que le pli de carbone positionné au centre est le pli qui pilote la rupture finale du stratifié.

Le scénario de propagation est différent pour des éprouvettes initialement impactées avec une énergie plus faible. Pour une énergie de 1 J (Figure IV.32), aucune rupture de fibre n'est générée dans le pli de verre lors de l'impact. Cependant, des ruptures sont visibles dans le pli de carbone inférieur. Ainsi, lors de la traction quasi-statique, le dommage commence à se propager dans le pli de carbone inférieur et non plus dans le pli de verre. Ensuite, des ruptures de fibres s'initient simultanément dans le pli de verre et le pli de carbone situé au centre. Or, ce pli étant celui qui pilote la rupture finale du stratifié, une propagation horizontale du dommage apparaît simultanément dans les trois plis, sans que les ruptures de fibres n'aient eu le temps de se propager à $\pm 45^\circ$ dans le pli de verre.

En ce qui concerne l'éprouvette initialement impactée à 2,25 J (Figure IV.33), aucune rupture de fibre n'est visible dans le pli de verre après l'impact au poids tombant mais de la fissuration matricielle s'est développée en comparaison à celle impactée à 1 J. Ainsi, la propagation du dommage en traction dans le pli de verre s'initie depuis la zone fissurée et plus tôt que dans le cas précédent. Or, des ruptures de fibres ont été générées dans les deux plis de carbone lors de l'impact. Donc, l'initiation de ruptures de fibres se fait quasi-simultanément dans les trois plis, ce qui mène à la propagation horizontale du dommage sans que la propagation de ruptures fibres n'ait également eu le temps de se développer à $\pm 45^\circ$ dans le verre.

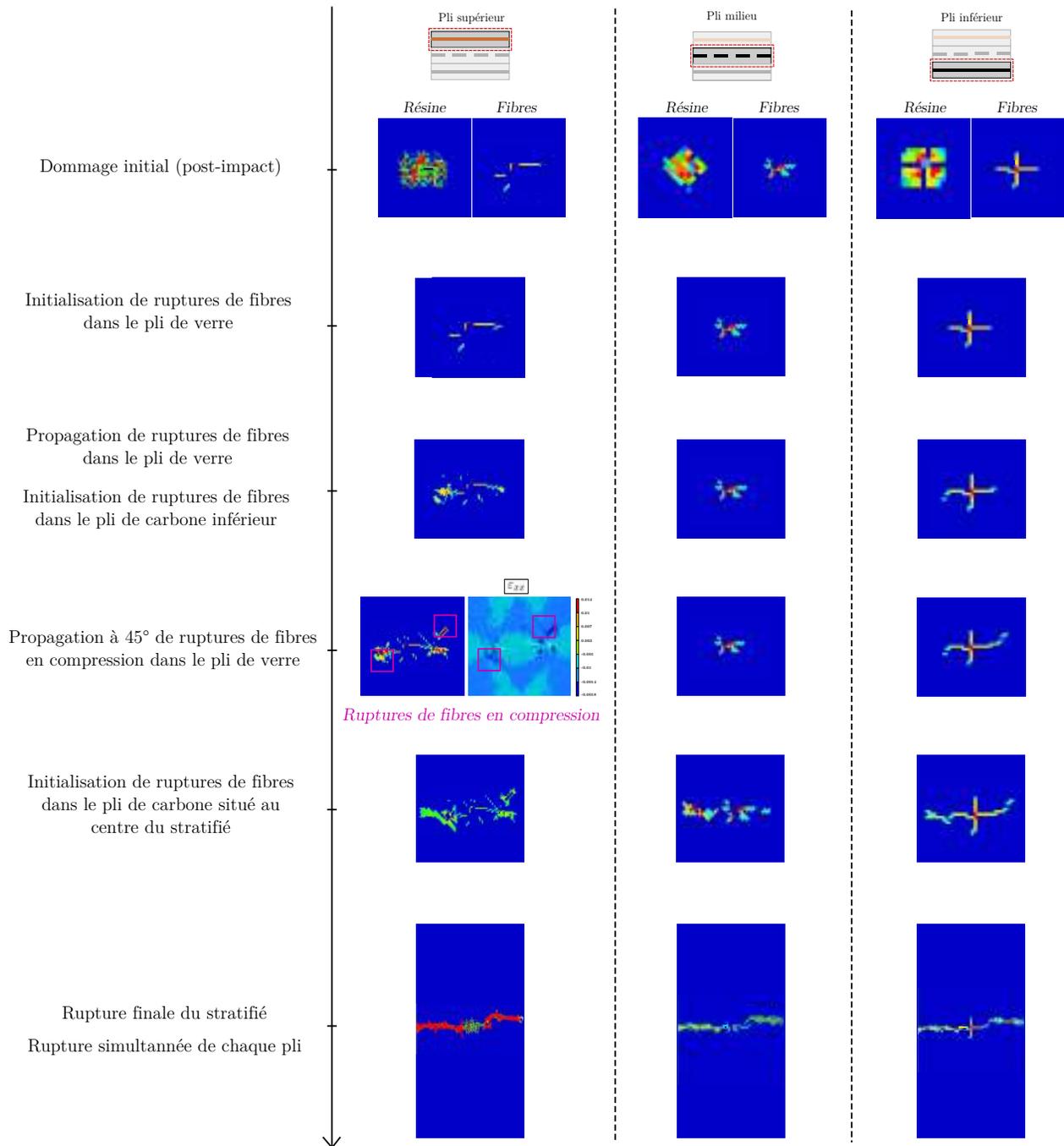


Figure IV.31 – Analyse du scénario de propagation du dommage lors de la simulation de traction sur la configuration V0C45C0 initialement impactée à 4 J

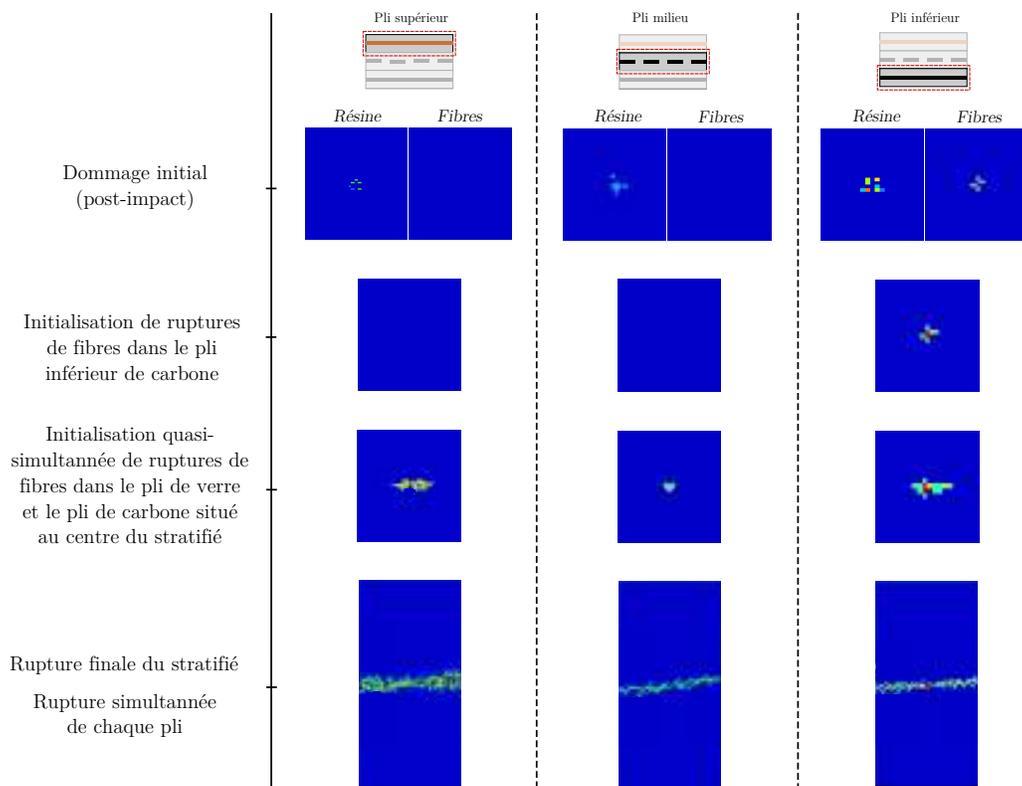


Figure IV.32 – Analyse du scénario de propagation du dommage lors de la simulation de traction sur la configuration V0C45C0 initialement impactée à 1 J

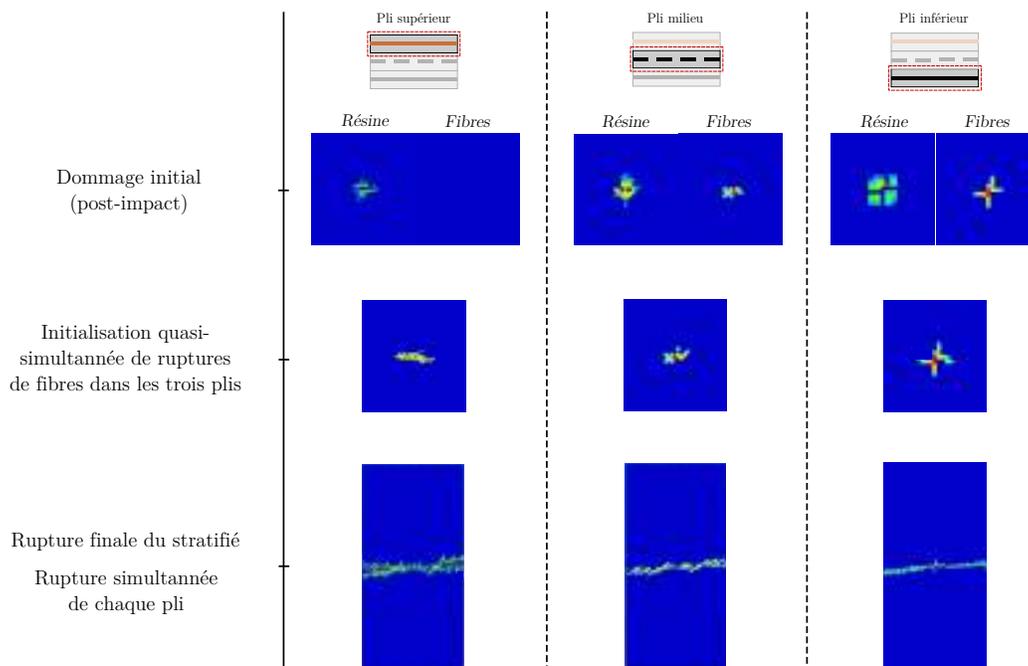


Figure IV.33 – Analyse du scénario de propagation du dommage lors de la simulation de traction sur la configuration V0C45C0 initialement impactée à 2,25 J

Finalement, le Tableau IV.22 établit un lien entre les faciès de rupture obtenus après les simulations de traction post-impact, le pli dans lequel la propagation s'initie et la taille du dommage initial :

- s'il n'y a pas de rupture de fibre et quasiment aucun endommagement de la résine dans le pli de verre après impact, la propagation du dommage s'initie dans le pli de carbone inférieur. Ensuite, les ruptures de fibres s'initient simultanément dans le pli de verre et le pli de carbone situé au centre du stratifié, ce qui entraîne une rupture horizontale du stratifié, le pli de carbone situé au centre étant le pli qui pilote la rupture finale.
- s'il n'y a pas de rupture de fibre dans le pli de verre mais que la matrice est endommagée, la propagation s'initie quasi-simultanément dans les trois plis, ce qui mène également à une rupture horizontale du stratifié.
- si des ruptures de fibres sont générées dans le verre au cours de l'impact, la propagation du dommage s'initie d'abord dans ce pli puis dans le pli de carbone inférieur. Les ruptures de fibres se propagent à $\pm 45^\circ$ dans le verre tant que les ruptures n'ont pas été initiées dans le pli de carbone situé au centre du stratifié. Une fois que ces dernières sont initiées, la propagation termine horizontalement dans les trois plis.

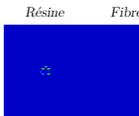
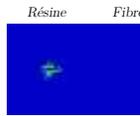
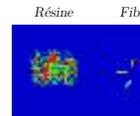
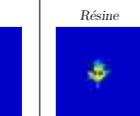
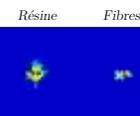
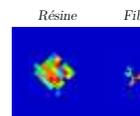
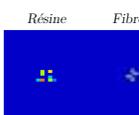
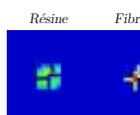
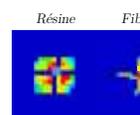
	1 J	2,25 J	4 J
Pli supérieur			
Pli milieu			
Pli inférieur			
Initiation dommage	Carbone inférieur	Quasi-simultanée dans les trois plis	Verre
Faciès de rupture	Horizontal	Horizontal	45° et Horizontal

Tableau IV.22 – Initiation de la propagation de dommage et faciès de rupture en fonction du dommage initial

Le modèle permet également d'obtenir l'évolution en trois temps des caractéristiques mécaniques résiduelles dans le cas des configurations hybrides (Figure IV.30). Une faible diminution est d'abord observée. Puis, à partir d'une énergie d'impact de 4 J, les valeurs chutent brusquement. Enfin, elles se stabilisent à partir de 9 J. Cette évolution peut être mise en parallèle des dommages générés par l'impact. Pour la configuration V0C45C45, tant qu'aucune rupture de fibre n'apparaît dans le pli de verre, les caractéristiques résiduelles diminuent faiblement. La chute brutale intervient dès que de la rupture de fibres est visible dans ce pli. Enfin, elle se stabilisent dès que l'impacteur perce totalement le stratifié. Les conclusions sont identiques pour la configuration V0C45C0 sauf que la chute intervient dès que des ruptures de fibres sont générées dans le pli de carbone situé au centre du stratifié au cours de l'impact. En effet, les observations précédentes ont montré que ce pli pilotait la rupture finale du stratifié

IV.4.2 Simulations de traction quasi-statique sur les configurations tissées hybrides entaillées

IV.4.2.1 Configuration V0C45C45

De même que pour les configurations mono-matériau, le modèle semi-continu est utilisé pour expliquer les différences observées entre les éprouvettes hybrides entaillées et impactées (Partie I.2.4.3).

Concernant la stratification hybride V0C45C45, le comportement d'une éprouvette possédant une entaille de dimension 12,6 mm est étudié et comparé à celui des éprouvettes initialement impactées à 4 J et 6,25 J (Tableau IV.23).

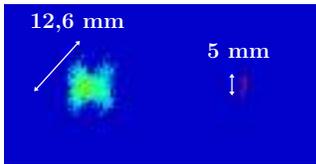
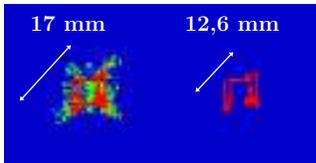
Entaille	Poids tombant
 12,6 mm	<div style="display: flex; justify-content: space-around;"> Résine Fibres </div> <div style="display: flex; justify-content: space-around;"> <div style="text-align: center;">  12,6 mm </div> <div style="text-align: center;"> 5 mm </div> </div> <div style="text-align: center;">(4 J)</div>
	<div style="display: flex; justify-content: space-around;"> Résine Fibres </div> <div style="display: flex; justify-content: space-around;"> <div style="text-align: center;">  17 mm </div> <div style="text-align: center;"> 12,6 mm </div> </div> <div style="text-align: center;">(6,25 J)</div>

Tableau IV.23 – Entaille testée numériquement pour V0C45C45 et dommages post-impact (dans le pli de verre) auxquels elle est comparée

La Figure IV.34 montre que le faciès de rupture obtenu est le même avec une évolution similaire de la courbe effort - déplacement en trois parties. Cela signifie que le scénario de propagation du dommage est identique entre les éprouvettes entaillée et impactées. Cependant, la première chute d'effort pour l'éprouvette entaillée, correspondant à la rupture du pli de verre, n'a pas lieu au même moment que pour l'éprouvette impactée à 6,25 J alors que les dimensions de l'entaille et des ruptures de fibres post-impact sont identiques (12,6 mm). Au contraire, elle est plus proche de celle mesurée pour l'éprouvette initialement impactée à 4 J alors que les ruptures de fibres post-impact sont très peu développées.

Comme pour les configurations mono-matériau, cette différence s'explique par le fait qu'aucune fissuration matricielle n'est présente en bord d'entaille dans le pli de verre en comparaison à l'éprouvette impactée qui possède des fissurations matricielles en bord de ruptures de fibres. Les déformations ε_{yy} des fibres de verre au cours de la simulation de traction sont alors plus faibles en bord d'entaille que dans l'éprouvette impactée à 6,25 J qui possède pourtant des ruptures de fibres de mêmes dimensions (Figure IV.35).

Les déformations des fibres de verre de l'éprouvette entaillée sont plus proches de celles calculées dans l'éprouvette initialement impactée à 4 J. En effet, la dimension de l'entaille est identique à la dimension de la zone fissurée (Tableau IV.23). Cela explique que le pli de verre des éprouvettes entaillée 12,6 mm et impactée 4 J rompt pour des allongements similaires.

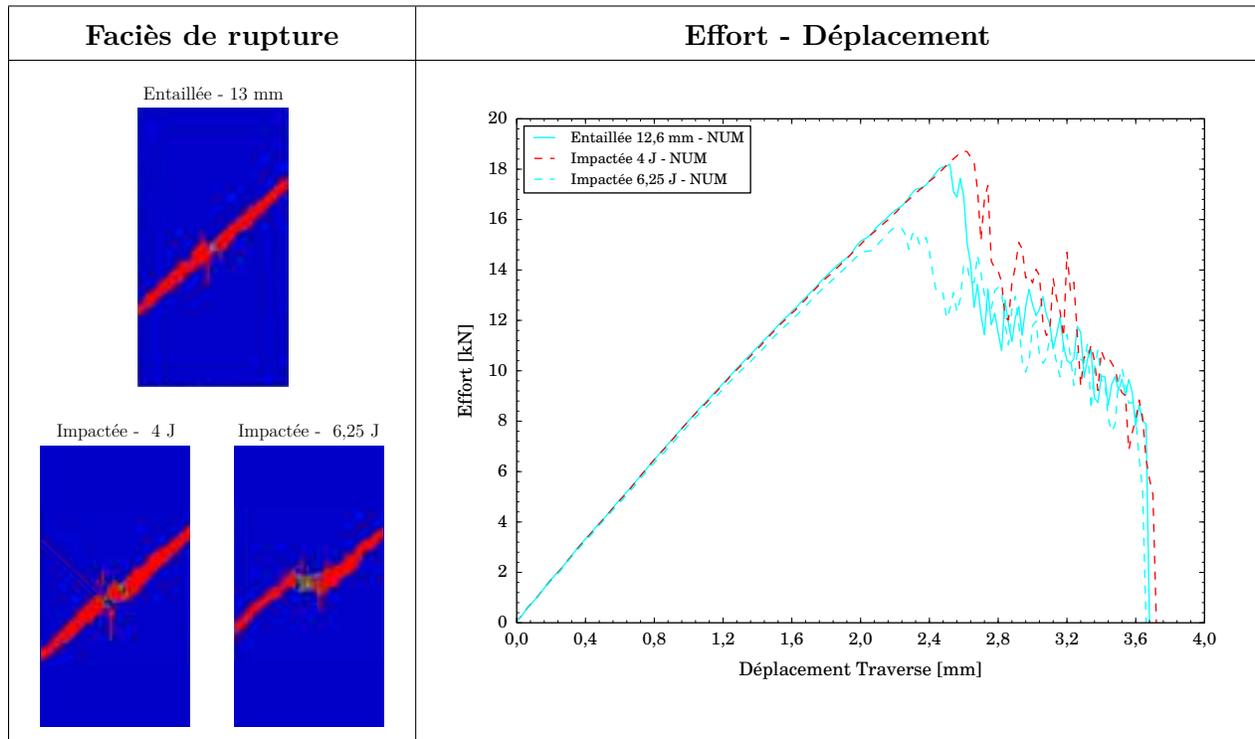


Figure IV.34 – Comparaison des faciès de rupture et des courbes effort - déplacement traverse obtenus après traction quasi-statique sur les éprouvettes entaillée et impactées de configuration V0C45C45

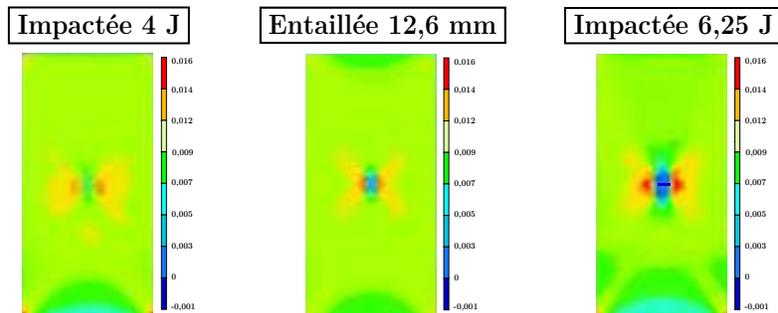


Figure IV.35 – Comparaison des champs de déformations ε_{yy} des fibres observés dans le pli de verre au cours des simulations de traction quasi-statique sur éprouvette entaillée 12,6 mm et impactées 4 J - 6,25 J de configuration V0C45C45

IV.4.2.2 Configuration V0C45C0

En ce qui concerne la configuration V0C45C0, le modèle semi-continu est utilisé afin d'expliquer les faciès de rupture différents entre des éprouvettes entaillées et impactées sollicitées en traction quasi-statique. Pour cela, trois dimensions d'entaille sont testées : 10 mm, 16 mm et 18 mm. Elles correspondent aux dimensions des ruptures de fibres observées dans chaque pli d'une éprouvette impactée à 6,25 J (Tableau IV.24).

Les simulations confirment les observations expérimentales : le faciès de rupture obtenu après une simulation de traction quasi-statique sur les éprouvettes entaillées n'est pas identique à celui obtenu pour les éprouvettes impactées (Figure IV.36). Le dommage se propage horizontalement au lieu de commencer à $\pm 45^\circ$ puis de finir horizontalement. Comme ce qu'avaient montré les corrélations

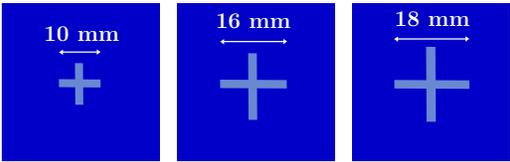
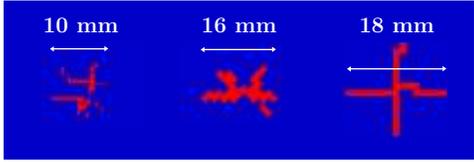
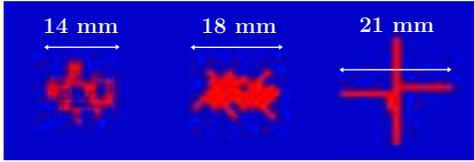
Entaille	Poids tombant
	<div style="display: flex; justify-content: space-around;"> Pli supérieur Pli milieu Pli inférieur </div> <div style="display: flex; justify-content: space-around;"> 10 mm 16 mm 18 mm </div> <div style="display: flex; justify-content: space-around;">  </div> <div style="display: flex; justify-content: space-around;"> Pli supérieur Pli milieu Pli inférieur </div> <div style="display: flex; justify-content: space-around;"> 14 mm 18 mm 21 mm </div> <div style="display: flex; justify-content: space-around;">  </div>

Tableau IV.24 – Entailles testées numériquement pour V0C45C0 et dommages post-impact auxquels elles sont comparées

d'images, au cours d'une simulation de traction quasi-statique, le dommage commence à se propager dans le pli de carbone inférieur et non pas de le pli de verre. En effet, dans le pli inférieur, les fibres en bord de dommage initial sont plus chargées en traction dans le cas de l'éprouvette entaillée que dans le cas de l'éprouvette impactée (Figure IV.38). Le fait que les fibres du pli inférieur se chargent moins facilement en traction dans l'éprouvette impactée peut s'expliquer par la présence de délaminage entre chacun des plis (Figure IV.37) qui vient décharger localement les fibres de carbone.

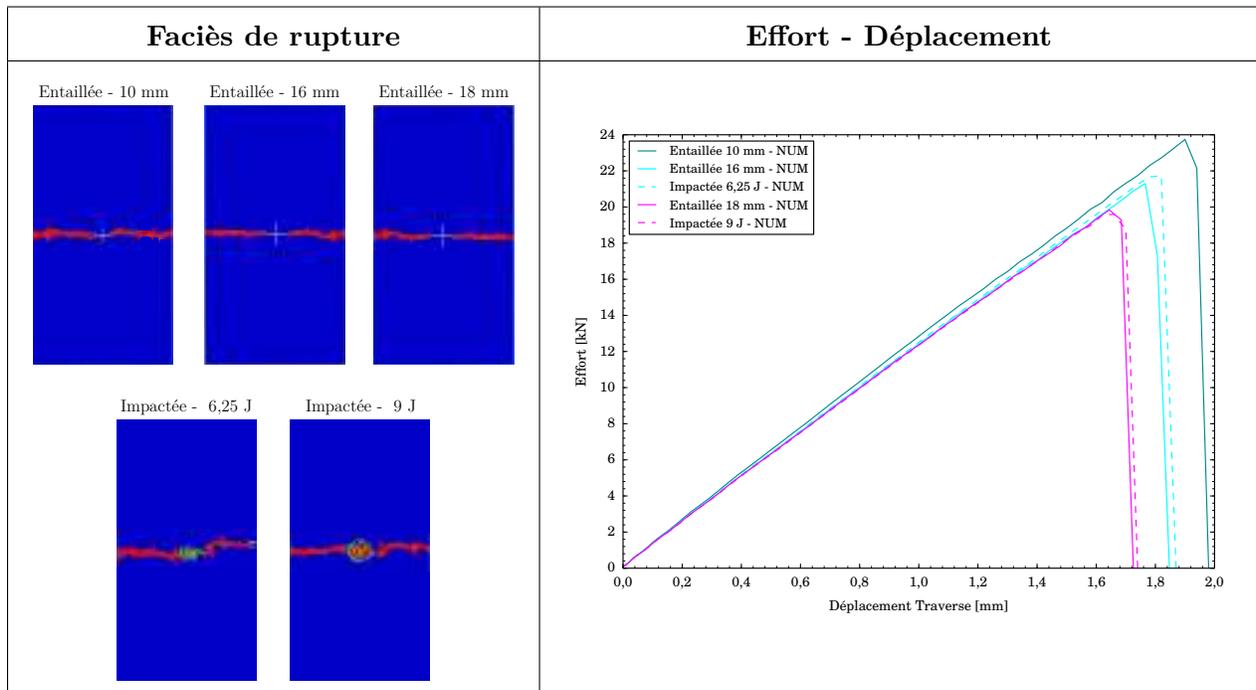


Figure IV.36 – Comparaison des faciès de rupture et des courbes effort - déplacement traverse obtenus après traction quasi-statique sur les éprouvettes entaillées et impactées de configuration V0C45C0

Finalement, que ce soient pour des éprouvettes entaillées ou des éprouvettes impactées, la rupture

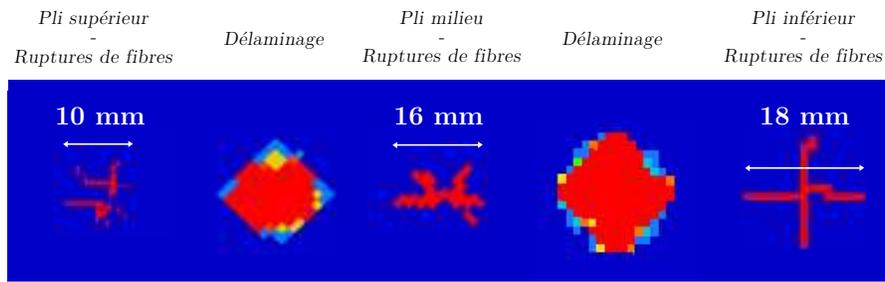


Figure IV.37 – Dommages obtenus dans une éprouvette V0C45C0 suite à un impact de 6,25 J

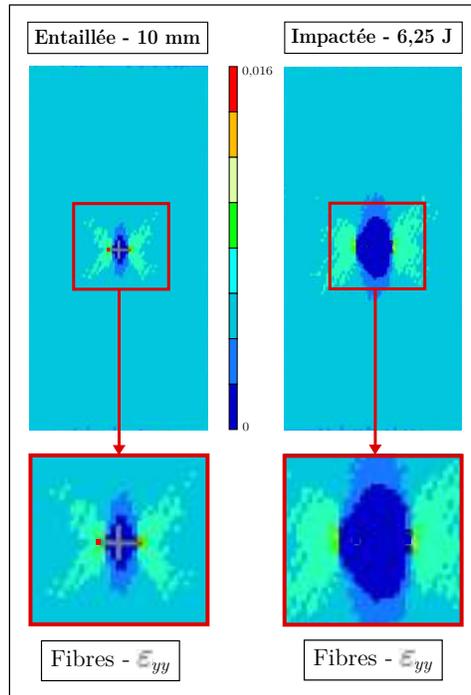


Figure IV.38 – Comparaison des champs de déformations ε_{yy} des fibres observés dans le pli de carbone inférieur au cours des simulations de traction quasi-statique sur éprouvette entaillée 10 mm et impactées 6,25 J de configuration V0C45C0

finale du stratifié a lieu dès que des ruptures de fibres s’initient dans le pli de carbone orienté à $\pm 45^\circ$ situé au centre du stratifié. Pour que la rupture finale des éprouvettes entaillée et impactée ait lieu à un allongement similaire, il faut donc que la dimension de l’entaille soit proche de la dimension des ruptures de fibres obtenues après impact dans le pli situé au centre du stratifié. En effet, les courbes indiquent que d’une part les éprouvettes entaillée 16 mm et impactée 6,25 J et d’autre part les éprouvettes entaillée 18 mm et impactée 9 J cassent pour des allongements très proches (Figure IV.36).

IV.5 Conclusion

L'objectif de ce chapitre était d'adapter le modèle semi-continu, développé à la base pour des sollicitations de type impact, à la traction quasi-statique post-impact. Pour cela, plusieurs développements ont été réalisés en se basant sur les observations expérimentales, tels qu'une loi pseudo-plastique endommageable reposant sur deux variables d'endommagement distinctes, un critère de rupture en compression des éléments barres ainsi que la prise en compte des points de tissage pour la rupture des torons de fibres par micro-flambage dû à la compression.

Le modèle a été appliqué sur toutes les configurations mono-matériau et hybrides testées expérimentalement au préalable. Il permet de représenter le bon comportement d'éprouvettes impactées soumises à des sollicitations de traction quasi-statique qu'elles soient composées de tissu carbone/époxy et/ou verre/époxy, d'orientation identique et/ou différente. En effet, la propagation du dommage post-impact, les courbes effort - déplacement et les évolutions des caractéristiques mécaniques résiduelles en fonction de l'énergie d'impact obtenues numériquement sont identiques à celles observées expérimentalement.

Le modèle permet également d'expliquer les différentes observations effectuées au cours des campagnes expérimentales sur les configurations mono-matériau ou hybrides telles que :

- l'évolution en trois temps des caractéristiques mécaniques résiduelles en fonction des dimensions de la zone fissurée et des ruptures de fibres obtenues après impact. Elles ne diminuent pas tant que l'impact génère uniquement de la fissuration matricielle. Dès que de la rupture de fibres apparaît dans le verre pour la configuration V0C45C45 et dans le carbone C45 pour la configuration V0C45C0 au cours de l'impact, cela entraîne une forte diminution de ces caractéristiques. Puis, elles se stabilisent pour des énergies d'impact supérieures ou égales à celle nécessaire pour totalement perforer le stratifié, la zone endommagée n'évoluant que très peu.
- le scénario de propagation du dommage diffère suivant les dimensions de la zone fissurée et des ruptures de fibres obtenues après impact pour les configurations C45C45 et V0C45C0. Pour C45C45, le comportement de l'éprouvette est piloté par sa pseudo-plasticité et donc de l'endommagement matriciel tant que la taille des ruptures générées par impact est insuffisante (inférieure à 7 mm) pour initier une propagation de ruptures de fibres au cours de la traction quasi-statique. Cela entraîne une rupture à $\pm 45^\circ$ au lieu d'une rupture horizontale de l'éprouvette. Pour V0C45C0, le scénario de propagation du dommage change dès que de la rupture de fibres apparaît dans le pli de verre lors de l'impact. La propagation s'initie dans le verre et non plus dans le pli de carbone inférieur. Cela entraîne un début de propagation du dommage à $\pm 45^\circ$ puis une propagation horizontale dès que la propagation s'initie dans le pli de carbone orienté à $\pm 45^\circ$ situé au centre, qui est le pli critique du stratifié. Autrement, la propagation s'initie dans le pli de carbone inférieur et se fait uniquement horizontalement.
- la rupture plus tardive des éprouvettes entaillées en comparaison aux éprouvettes impactées car l'impact génère des fissurations matricielles en bord de ruptures de fibres ce qui tend à solliciter plus fortement les fibres au cours de la traction post-impact.
- le comportement différent d'éprouvettes entaillées de configuration C45C45 et V0C45C0. Pour la configuration C45C45, l'endommagement matriciel en cisaillement peut prendre le dessus sur la rupture de fibres car les fibres sont moins sollicitées en bord d'entaille. Pour la configuration V0C45C0, l'initiation de la propagation se fait dans le pli de carbone inférieur au lieu du pli de verre supérieur, ce qui mène à un faciès de rupture uniquement horizontal.

En effet, en comparaison à une éprouvette impactée, les fibres du pli de carbone inférieur situées en bord d'entaille sont plus sollicitées. Cela semble être dû à l'absence de délaminage entre les plis de l'éprouvette entaillée. Ce dernier semble décharger les fibres de carbone dans le cas de l'éprouvette impactée.

Le modèle ayant été validé en traction quasi-statique pour les stratifications mono-matériau et hybrides, des ajouts sont à présent réalisés afin de pouvoir représenter la propagation en traction fatigue du dommage post-impact. C'est l'objet du chapitre suivant.

Chapitre V Modélisation de la propagation du dommage post-impact soumis à une traction fatigue

Sommaire

V.1	Objectifs de l'étude	196
V.2	Stratégie de simulation de traction fatigue post-impact	197
V.2.1	Principe	197
V.2.2	Application au modèle semi-continu	197
V.3	Simulations de traction fatigue post-impact sur les configurations mono-matériau	203
V.3.1	Introduction	203
V.3.2	Configuration V0V0	203
V.3.3	Configurations C45C45 et C0C0	206
V.3.4	Configuration C45C0	212
V.4	Simulations de traction fatigue post-impact sur les configurations hybrides . . .	215
V.4.1	Introduction	215
V.4.2	Configuration V0C45C45	216
V.4.3	Configuration V0C45C0	221
V.5	Ouverture sur la propagation du délaminage en fatigue	224
V.6	Conclusion	228

V.1 Objectifs de l'étude

Ce chapitre aborde la modélisation numérique des essais de traction fatigue réalisés sur les configurations mono-matériau et hybrides, dont les résultats ont été présentés dans les parties précédentes.

De même que dans la partie traitant de la modélisation de la traction quasi-statique post-impact, l'objectif est d'étendre le modèle semi-continu aux sollicitations de traction fatigue sur éprouvettes impactées. Une première partie présente la stratégie numérique développée dans ces travaux permettant d'effectuer la simulation d'un essai de fatigue post-impact dans le code de calcul explicite Radioss ainsi que les développements réalisés dans le modèle semi-continu. Dans une seconde partie, les différents paramètres du modèle sont identifiés par le biais de simulations sur les stratifications mono-matériau. Et enfin, dans la dernière partie, le modèle est validé via des simulations sur les stratifications hybrides.

V.2 Stratégie de simulation de traction fatigue post-impact

V.2.1 Principe

La stratégie de simulation mise en place est inspirée de celle utilisée par [Bizeul, 2009] et [Rouault, 2013] qui consiste à chercher dans le modèle l'élément pour lequel la rupture en fatigue nécessite le nombre de cycles à rupture le plus faible et à le supprimer.

Le calcul du nombre de cycles à rupture de chaque élément se fait grâce à une courbe de fatigue modélisée par une loi de type Basquin :

$$N_{rupture} = \left(\frac{\varepsilon_6}{\varepsilon_{elem}} \right)^{\frac{1}{\gamma}} \quad (\text{V.1})$$

où ε_{elem} est la déformation de l'élément calculée au cours de la simulation et ε_6 (déformation à rupture à 10^6 cycles) et γ sont des paramètres à identifier.

Par ailleurs, l'accumulation du dommage dans les éléments est également prise en compte via une loi de type Miner et l'introduction de la variable :

$$D_m = \sum_i \frac{n_i}{N_i} \quad (\text{V.2})$$

où n_i est le nombre de cycles effectués à la déformation ε_i pour laquelle le nombre de cycles à rupture est N_i . Si $D_m = 1$ alors l'élément est rompu.

Finalement, chercher dans le modèle l'élément qui nécessite le nombre de cycles à rupture le plus faible revient à chercher l'élément dont le nombre de cycles à rupture N_{elem} vérifie l'équation :

$$N_{elem} = (1 - D_m(elem)) * \left(\frac{\varepsilon_6}{\varepsilon_{elem}} \right)^{\frac{1}{\gamma}} = \min_{j \in \text{maillage}} (1 - D_m(j)) * \left(\frac{\varepsilon_6}{\varepsilon_j} \right)^{\frac{1}{\gamma}} \quad (\text{V.3})$$

V.2.2 Application au modèle semi-continu

V.2.2.1 Introduction

Comme il a été déjà expliqué précédemment, le comportement de la résine et des fibres est dissocié dans la modélisation semi-continue. Ainsi, dans la stratégie de modélisation, il ne faut pas chercher l'élément fini pour lequel le nombre de cycles à rupture est le plus faible mais plutôt l'élément plaque (résine) ou l'élément barre (toron de fibres) du modèle qui nécessite le nombre de cycles à rupture le plus faible puis le supprimer.

Pour un tissu verre/époxy identique, [Bizeul, 2009] et [Rouault, 2013] ont déjà montré dans leurs travaux que la propagation du dommage s'effectuait par des ruptures brutales et successives de mèches de fibres. En première approximation, il est donc choisi ici de considérer uniquement la rupture des torons pour le tissu de verre. Cependant, pour le tissu carbone/époxy, il a été vu au cours des campagnes d'essais que la propagation du dommage était gouvernée par l'endommagement en cisaillement de la résine qui pouvait se dissocier en deux types différents de dommage (comme en quasi-statique) : des décollements toron/résine et des fissurations intra-torons. De plus, pour un allongement imposé trop important, la rupture de fibres peut piloter la rupture ce qui mène à un faciès de rupture identique à celui observé en quasi-statique. Il est donc nécessaire pour le tissu carbone/époxy de considérer la rupture à la fois des torons et de la résine.

V.2.2.2 Rupture de la résine

Les deux types d'endommagement en cisaillement observés lors des essais de traction fatigue sur les stratifiés composés de tissu carbone/époxy sont identiques à ceux observés lors des essais de traction quasi-statique, soit :

1. les décollements toron/résine qui évoluent rapidement au début de l'essai puis se stabilisent
2. les fissurations intra-torons qui s'initient une fois que les décollements ont commencé à se stabiliser et qui sont responsables de la rupture finale de la résine

Pour la modélisation de l'endommagement en cisaillement lors de simulations quasi-statiques (Partie IV.2.2.2), deux variables distinctes d'endommagement en cisaillement ont été introduites dans le modèle, chacune étant calculée par le biais de fonctions thermodynamiques Y_{xy} (ou taux de restitution d'énergie) :

$$\begin{cases} d_{xy}^a = d_{xy}^{a\max} \times \left(1 - \exp \left(- \frac{\langle \sqrt{Y_{xy}} - \sqrt{Y_a^0} \rangle_{\geq 0}}{\sqrt{Y_a^c}} \right) \right) \\ d_{xy}^b = \max \left(\exp \left(\frac{\langle \sqrt{Y_{xy}} - \sqrt{Y_b^0} \rangle_{\geq 0}}{\sqrt{Y_b^c}} \right), 1 \right) \end{cases} \quad (\text{V.4})$$

Le principe est ici de ne pas introduire des courbes $\varepsilon_{\max} - N_{\text{rupture}}$ pour la rupture de la résine mais plutôt de raisonner sur les fonctions thermodynamiques calculées dans le modèle et de se baser sur deux courbes $Y_{xy\max} - N_{\text{rupture}a}$ et $Y_{xy\max} - N_{\text{rupture}b}$ pour chaque type de dommage en cisaillement. Les nombres de cycles à rupture sont exprimés de manière similaire à l'équation V.3 :

$$N_{\text{rupture}resine a} = (1 - D_{mresine}) \left(\frac{Y_a}{Y_{xy} - Y_a^{0f}} \right)^{\frac{1}{\alpha}} ; N_{\text{rupture}resine b} = (1 - D_{mresine}) \left(\frac{Y_b}{Y_{xy} - Y_b^{0f}} \right)^{\frac{1}{\beta}} \quad (\text{V.5})$$

où Y_a , α , Y_b et β sont des paramètres de la loi de fatigue qui seront identifiés par le biais de simulations de traction fatigue sur les stratifications C0C0 et C45C45. De plus, en se basant sur les travaux de [Miot, 2009] et [Hochard and Thollon, 2010], des valeurs seuils Y_a^{0f} et Y_b^{0f} ont été introduites pour chacun de ces endommagements.

V.2.2.3 Rupture des torons de fibres

Concernant le nombre de cycles à rupture en traction des torons de fibres, il est calculé par :

$$N_{\text{rupture}toron} = (1 - D_{mtoron}) \left(\frac{\varepsilon_6}{\varepsilon_{toron}} \right)^{\frac{1}{\gamma}} \quad (\text{V.6})$$

Les valeurs de ε_6 et γ ont été identifiées et fournies par Airbus Helicopters pour les tissus carbone/époxy et verre/époxy via des essais de caractérisation en fatigue sur des stratifiés orientés à ($0^\circ/90^\circ$), le comportement de l'éprouvette étant fortement gouverné par celui des fibres pour cette orientation.

Sachant que le comportement de l'éprouvette impactée de configuration V0C45C45 est le même en fatigue et en quasi-statique avec la propagation de ruptures en compression de mèches transverses et de ruptures en traction de mèches dirigées dans le sens de la sollicitation, des courbes de fatigue

$\varepsilon_{max} - N_{rupture}$ ont également été introduites pour la rupture des torons en compression des tissus de verre et de carbone telles que :

$$\frac{\varepsilon_6^{comp}}{\varepsilon_6} = \frac{\varepsilon_{barre}^{comp max}}{\varepsilon_{barre}^{traction max}} \quad (V.7)$$

où $\varepsilon_{barre}^{traction max}$ et $\varepsilon_{barre}^{comp max}$ sont les déformations maximales de traction et de compression utilisées pour les critères de rupture des torons en quasi-statique (Partie IV.2.3). De plus, comme en quasi-statique, la mise en flexion locale des torons au niveau des points de tissage est prise en compte via un abaissement de la courbe $\varepsilon_{max}^{comp} - N_{rupture}$ pour les éléments barres situés à un point de tissage tel que :

$$\frac{\varepsilon_{6 pt tissage}^{comp}}{\varepsilon_6^{comp}} = \frac{\varepsilon_{barre pt tissage}^{comp max}}{\varepsilon_{barre}^{comp max}} \quad (V.8)$$

où $\varepsilon_{barre pt tissage}^{comp max}$ est la déformation maximale de compression utilisée pour le critère de rupture des torons situés au niveau d'un point de tissage en quasi-statique (Partie IV.4.1.2).

V.2.2.4 Stratégie

La stratégie de simulation de l'essai de traction fatigue post-impact est résumée sur la Figure V.1. La loi utilisateur est composée de deux modules : un module quasi-statique et un module fatigue. Les étapes de calcul sont les suivantes :

1. Une montée quasi-statique est réalisée numériquement jusqu'à l'allongement maximum du cycle $\Delta L = \Delta L_{sta} + \Delta L_{dyn}$. Puis, un premier calcul des déformations et des fonctions thermodynamiques est effectué pour tous les éléments du modèle.
2. Le calcul entre ensuite dans le module fatigue :
 - (a) Tout d'abord, le nombre de cycles à rupture est calculé pour chaque élément barre et chaque élément plaque (uniquement dans le cas du carbone) du modèle.
 - (b) Si le nombre de cycle minimal $\Delta N_{cycles min}$ est atteint pour :
 - un élément barre, alors celui-ci est supprimé du modèle ainsi que l'élément plaque. En effet, il est supposé que la rupture du toron entraîne également la rupture de la résine dans le toron et à l'interface entre deux torons.
 - un élément plaque : soit ce dommage correspond aux décollements toron/résine, il ne faut pas totalement supprimer l'élément plaque car les fissurations intra-torons ne sont pas encore apparues et la variable d'endommagement de ce dommage est donc mise égale à 0,5. Soit ce dommage correspond aux fissurations intra-torons et l'élément plaque est complètement supprimé.
 - (c) Une fois que l'élément barre ou plaque a été supprimé, toutes les variables de Miner sont mises à jour (pour simuler l'accumulation du dommage). Le nombre de cycles vaut $N_{cycles}(n) = N_{cycles}(n-1) + \Delta N_{cycles min}$
3. Avant de passer à l'itération suivante, le calcul repasse par le module statique afin d'obtenir les nouvelles déformations et les nouveaux taux de restitution d'énergie pour chaque élément du modèle.

La méthodologie mise en place afin d'effectuer des simulations post-impact en traction quasi-statique (Figure IV.1) a pour cela été adaptée à la traction fatigue post-impact (Figures V.2-V.3).

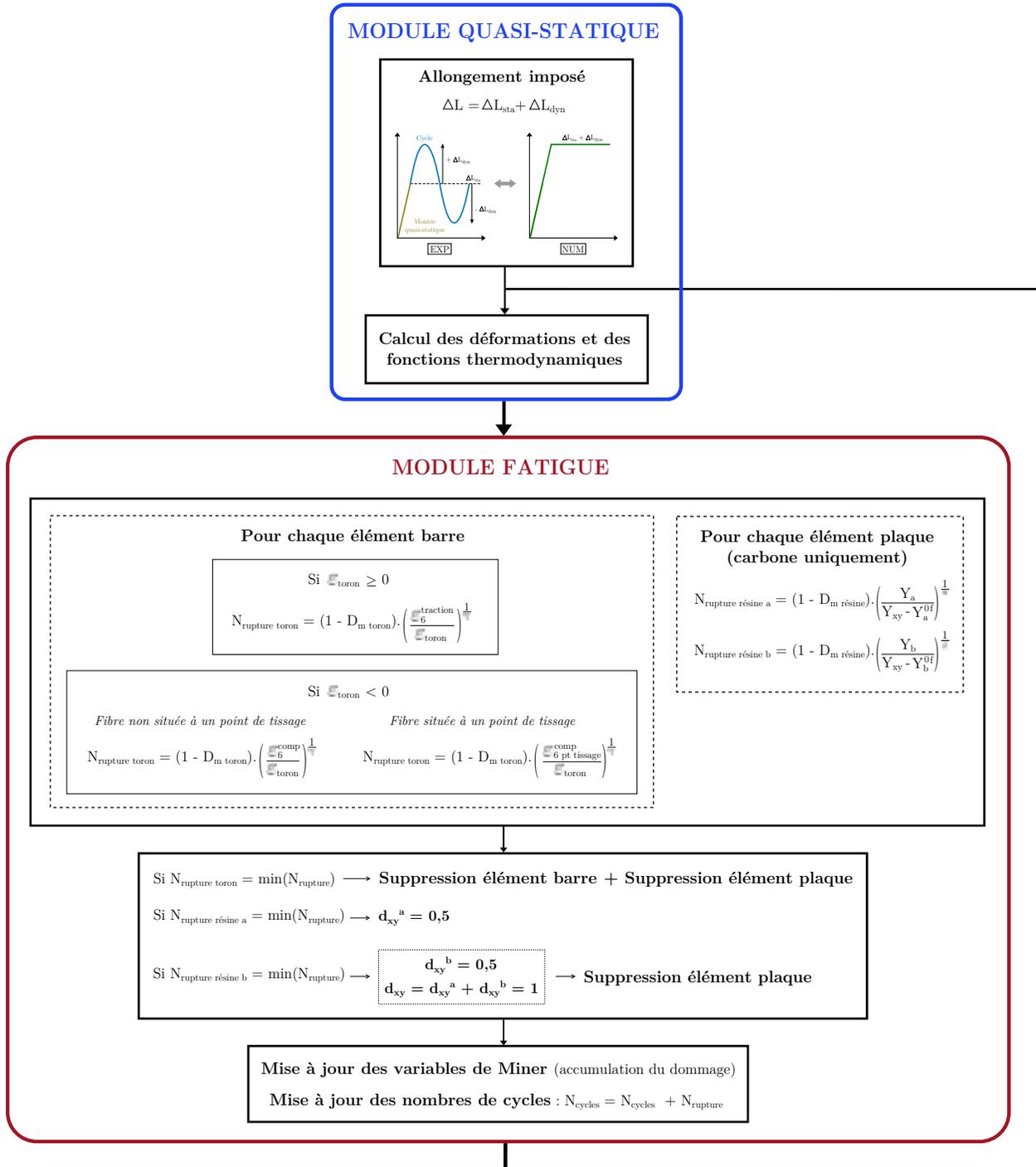


Figure V.1 – Stratégie de simulation de l’essai de traction fatigue post-impact

L’initialisation des positions de chacun des nœuds du modèle ainsi que des UVAR d’endommagement est identique au cas du quasi-statique. Cependant, une étape de calcul a dû être ajoutée dans le but de pouvoir trouver parmi tous les éléments du modèle celui qui nécessite le nombre de cycles le plus faible pour arriver à la rupture.

En effet, le calcul de fatigue post-impact est un calcul parallélisé lancé sur le supercalculateur CALMIP. Le solveur explicite de Radioss décompose le modèle en plusieurs groupes d’éléments et va

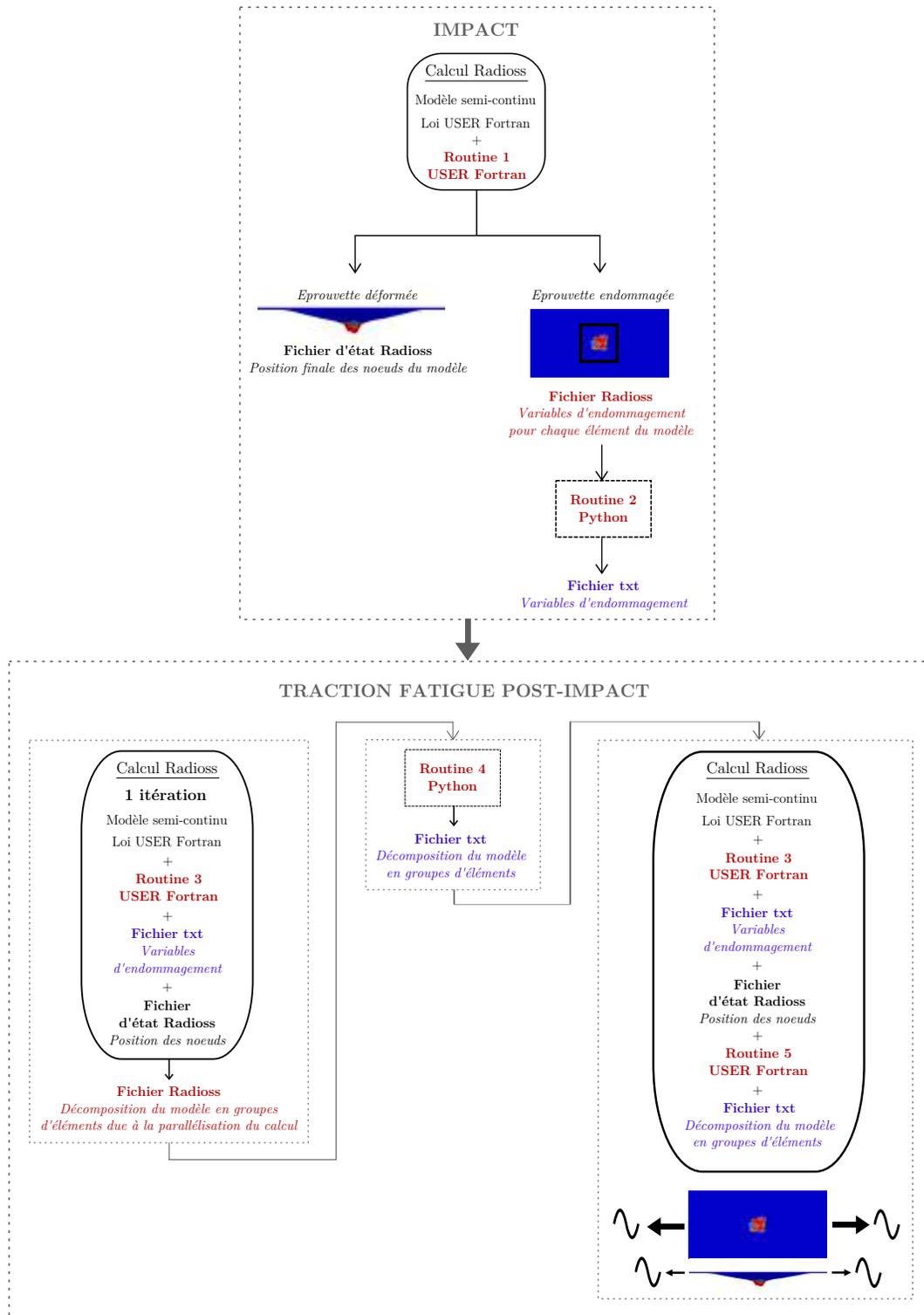


Figure V.2 – Méthodologie mise en place pour la simulation de traction fatigue post-impact avec Radioss

effectuer le calcul sur chacun des groupes en parallèle. La communication entre éléments n'étant pas faisable au cours du calcul, si un nombre de cycles à rupture est calculé dans un élément à un certain instant t , il est impossible de savoir s'il est inférieur ou supérieur à un nombre de cycles à rupture d'un autre élément calculé au même instant t . Pour palier à ce problème, l'idée est d'écrire dans un fichier *Cycles.txt*, en simultanément pour chaque groupe, le nombre de cycles à rupture de l'élément

plaque ou de l'élément barre (suivant lequel est minimal) de chaque élément fini utilisateur après que l'itération de calcul a été effectuée sur tous les éléments du groupe (Figure V.3). Une fois la phase d'écriture terminée, une phase de lecture du fichier *Cycles.txt* débute pour trouver l'élément dont le nombre de cycles à rupture de la résine ou du toron est le plus faible. Si l'élément fait partie du groupe alors la suppression est réalisée. Au préalable, il est néanmoins nécessaire de savoir quelle est la décomposition du modèle exécutée par le solveur. Pour cela, la calcul est lancé une première fois pendant uniquement une itération (Figure V.2) pour récupérer le fichier de sortie Radioss dans lequel la décomposition est explicitée. Puis, une routine Python a été développée dans le but de transformer ce fichier de sortie en un fichier texte servant par la suite à initialiser le calcul de fatigue.

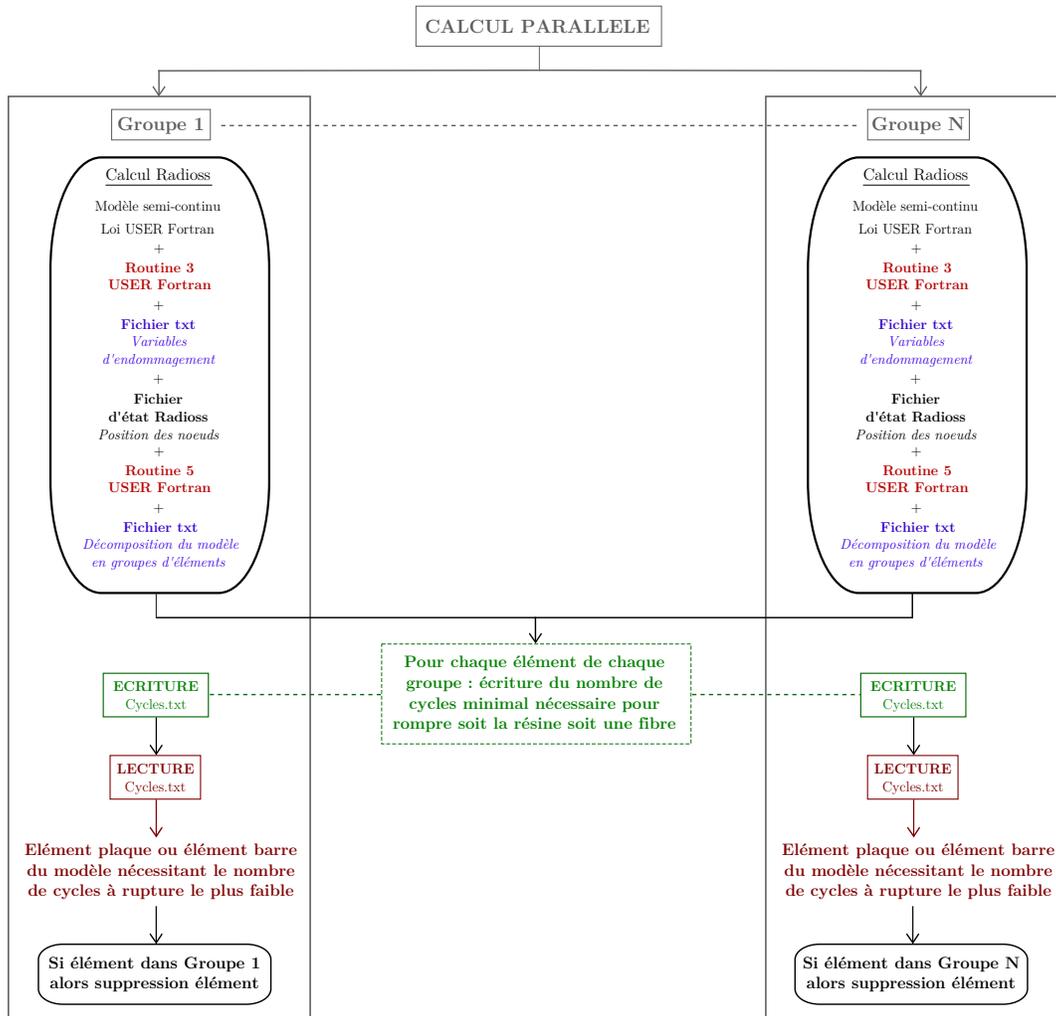


Figure V.3 – Méthodologie mise en place pour trouver le nombre de cycles à rupture d'un élément le plus faible au cours d'un calcul parallélisé dans le code de calcul explicite Radioss.

V.3 Simulations de traction fatigue post-impact sur les configurations mono-matériau

V.3.1 Introduction

Le modèle semi-continu est tout d'abord validé en fatigue pour les configurations mono-matériau pour chaque énergie d'impact et chaque allongement testé expérimentalement. Les dommages post-impact utilisés pour initialiser le calcul sont les mêmes que ceux adoptés pour les simulations de traction quasi-statique post-impact (Partie IV.3.1.2). Dans ce cas, la seule différence avec les simulations de traction quasi-statique est simplement que le calcul de traction est réalisé par le biais de la stratégie présentée sur les Figures V.1-V.3.

V.3.2 Configuration V0V0

Le faciès de rupture obtenu est identique pour toutes les énergies d'impact et les niveaux d'allongement testés. Il est représenté sur la Figure V.4a. De manière similaire à ce qui est observé expérimentalement (Figure V.4b), les ruptures de fibres se propagent quasi-horizontalement tout en suivant les points de tissage (Figure V.5). Ces résultats sont donc en accord avec les observations de [Bizeul, 2009] et [Rouault, 2013] montrant que la propagation de coupure en fatigue dans le tissu de verre se fait par ruptures successives de mèches de fibres dans l'axe de l'entaille initiale en suivant les points de tissage.

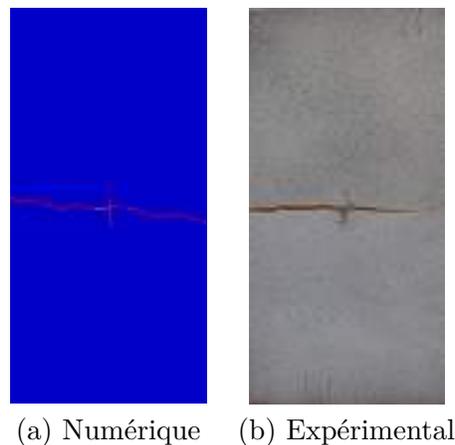


Figure V.4 – Faciès de rupture obtenu après (a) les simulations de traction fatigue et (b) les essais de traction fatigue sur les éprouvettes impactées de configuration V0V0. Il est identique quels que soient l'énergie d'impact mise en jeu ou le niveau d'allongement utilisé.

Les évolutions des longueurs de ruptures de fibres en fonction du nombre de cycles sont également identiques à celles obtenues expérimentalement pour les différents allongements et énergies d'impact testées (Figure V.6). Elles possèdent bien une partie d'initiation puis un "plateau" correspondant à une période pendant laquelle le dommage se propage lentement et finalement une évolution rapide due à un effet structure à mesure que le dommage se rapproche des bords de l'éprouvette. Par ailleurs, les nombres de cycles à rupture des éprouvettes obtenus avec le modèle sont proches de ceux obtenus expérimentalement. Les Tableaux V.1-V.2 regroupent ainsi les différents résultats.

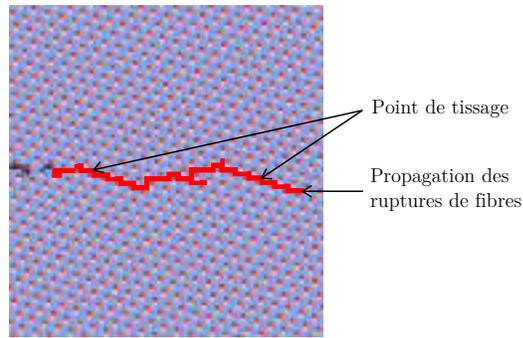


Figure V.5 – Propagation du dommage en fatigue guidée par les points de tissage dans une éprouvette de configuration V0V0

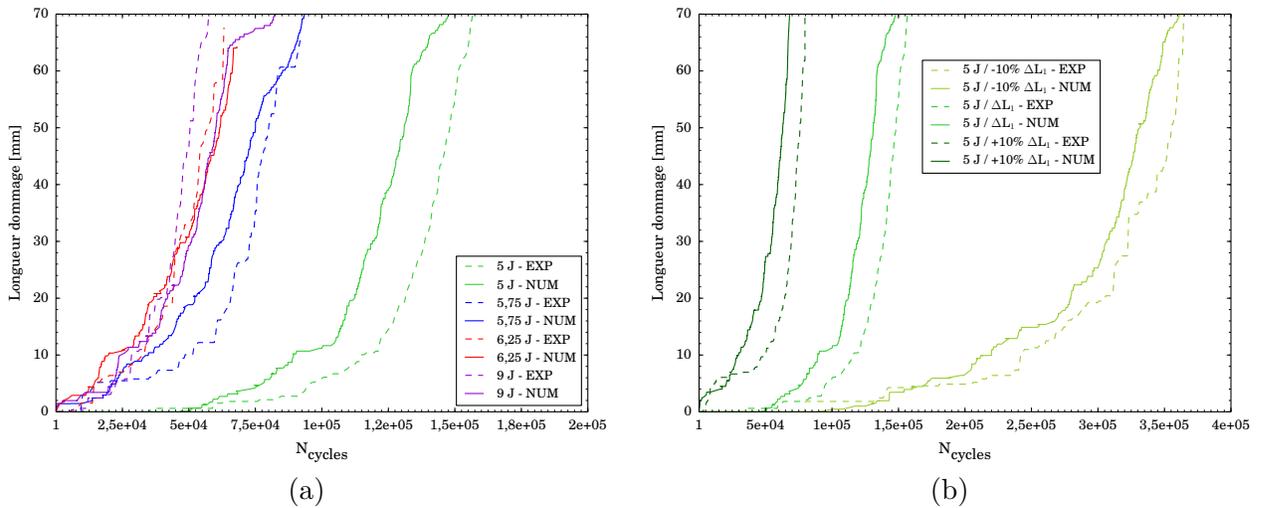


Figure V.6 – Comparaison expérimental/numérique des évolutions des longueurs de ruptures de fibres en fonction (a) de l'énergie d'impact et (b) du niveau d'allongement imposé

E_{impact}	$N_{\text{rupture expérimental}}$	$N_{\text{rupture numérique}}$
5 J	180 000	135 000
5,75 J	77 000	80 000
6,25 J	55 000	65 000
9 J	50 000	60 000

Tableau V.1 – Comparaison expérimental/numérique du nombre de cycles nécessaire pour la rupture finale de l'éprouvette en fonction de l'énergie d'impact pour un allongement de ΔL_1

Allongement	$N_{\text{rupture}} \text{ expérimental}$	$N_{\text{rupture}} \text{ numérique}$
-10% ΔL_1	340 000	350 000
ΔL_1	180 000	135 000
+10% ΔL_1	77 500	65 000

Tableau V.2 – Comparaison expérimental/numérique du nombre de cycles nécessaire pour la rupture finale de l'éprouvette en fonction du niveau d'allongement imposé pour une énergie d'impact de 5 J

Il est facilement observable sur les courbes que la diminution de l'énergie d'impact (qui entraîne une diminution de la taille du dommage post-impact) et du niveau d'allongement imposé a pour conséquence une initiation plus tardive de la propagation d'où un nombre de cycles à rupture plus élevé. Cette observation est expliquée par la Figure V.7 qui compare le champ de déformations des fibres ε_{yy} en bord de dommage post-impact d'une éprouvette de configuration V0V0 à la fin de la montée quasi-statique pour deux niveaux d'allongement différents. A taille de dommage identique, les fibres subissent une déformation plus importante dans le cas où l'allongement imposé est plus élevé, ce qui explique qu'elles nécessitent dans ce cas un nombre de cycles de fatigue plus petit pour rompre. De manière similaire, le champ de déformations des fibres ε_{yy} en bord de dommage post-impact à la fin de la montée quasi-statique est comparé pour deux énergies d'impact différentes, soit deux tailles de dommage post-impact différentes. Lorsque le dommage généré par impact est plus important, pour un même allongement imposé, les déformations subies par les fibres en bord de la zone impactée sont plus élevées, d'où l'initiation plus rapide de la propagation en fatigue. Cela est dû à un effet structure. En effet, à largeur d'éprouvette fixée, si la taille du dommage augmente, la zone sur laquelle va s'appliquer le champ de déformations diminue, ce qui augmente automatiquement la valeur des déformations.

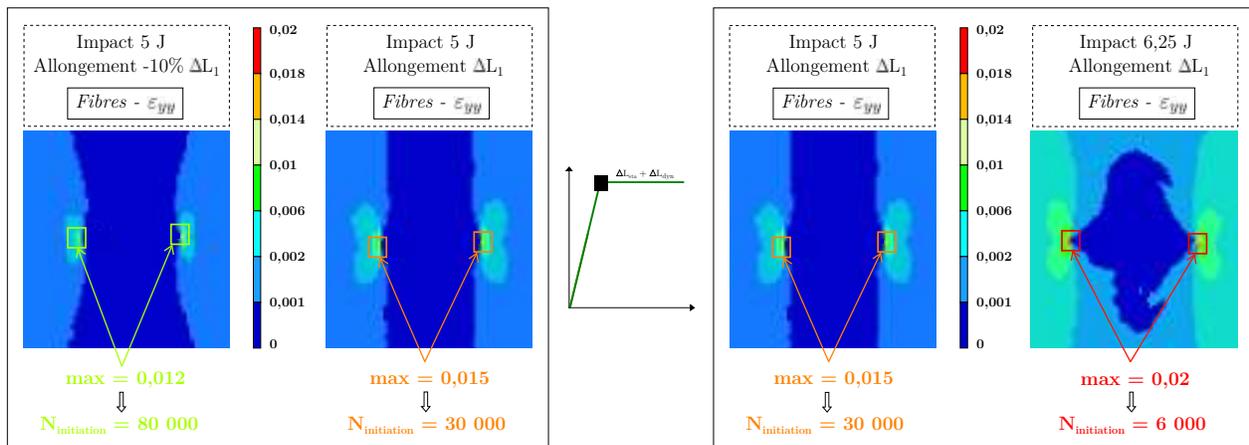


Figure V.7 – Champ de déformations des fibres ε_{yy} calculé en bord de dommage post-impact à la fin de la montée quasi-statique - Comparaison entre deux niveaux d'allongement différents et deux énergies d'impact différentes

V.3.3 Configurations C45C45 et C0C0

V.3.3.1 Identification des courbes de fatigue en cisaillement

Comme il est écrit dans la Partie V.2.2.2, les simulations de traction de fatigue post-impact sur les configurations C45C45 et C0C0 sont utilisées pour identifier par méthode inverse les différents paramètres des lois de fatigue en cisaillement introduites dans le modèle semi-continu $Y_{xy\max} - N_{rupture a}$ et $Y_{xy\max} - N_{rupture b}$ (Equation V.5) permettant de représenter la propagation des décollements toron/résine et des fissurations intra-torons. Les valeurs de ces paramètres sont présentées dans le Tableau V.3 et les courbes sont tracées sur la Figure V.8.

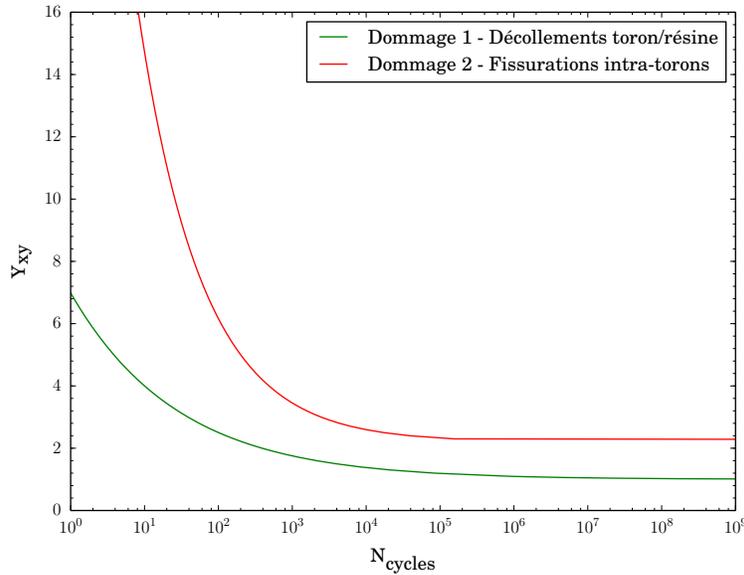


Figure V.8 – Courbes de fatigue $Y_{xy\max} - N_{rupture}$ identifiées pour les décollements toron/résine et les fissurations intra-torons

Paramètre Dommage 1	Valeur	Paramètre Dommage 2	Valeur
Y_a	6 MPa	Y_b	40 MPa
Y_a^{0f}	1 MPa	Y_b^{0f}	2,2 MPa
α	0,3	β	0,5

Tableau V.3 – Paramètres identifiés pour les lois de fatigue en cisaillement

V.3.3.2 Configuration C45C45

De même que pour l'expérimental, excepté pour les couples (ΔL_2 ; 2,25 J) et ($-20\% \Delta L_2$; 4 J), le dommage se propage à $\pm 45^\circ$ jusqu'aux bords de l'éprouvette en suivant le scénario présenté sur la Figure V.9. Des décollements toron/résine s'initient depuis les pointes du dommage initial transversalement à la direction des ruptures de fibres initiales. Ils se rejoignent en un unique point en formant un losange et commencent à se propager à $\pm 45^\circ$ à partir de ce point. Une fois que leur propagation a débuté, des fissurations intra-torons s'initient également et se propagent à $\pm 45^\circ$ en

suivant les décollements. Leur propagation respective continue à $\pm 45^\circ$ avec une propagation des fissurations qui se fait plus lentement et en décalé par rapport à celle des décollements. Finalement, les décollements finissent par atteindre les bords de l'éprouvette, suivis quelques cycles de fatigue plus tard par les fissurations.

E_{impact}	$N_{\text{atteinte bords expérimental}}$	$N_{\text{atteinte bords numérique}}$
2,25 J	-	-
3 J	120 000	100 000
4 J	60 000	50 000
6,25 J	15 000	8 000
9 J	20 000	10 000

Tableau V.4 – Comparaison expérimental/numérique du nombre de cycles nécessaire pour que la propagation du dommage atteigne les bords de l'éprouvette en fonction de l'énergie d'impact pour un allongement de ΔL_2

Allongement	$N_{\text{atteinte bords expérimental}}$	$N_{\text{atteinte bords numérique}}$
-20% ΔL_2	-	-
ΔL_2	60 000	50 000
+10% ΔL_1	15 000	12 000

Tableau V.5 – Comparaison expérimental/numérique du nombre de cycles nécessaire pour que la propagation du dommage atteigne les bords de l'éprouvette en fonction du niveau d'allongement imposé pour une énergie d'impact de 4 J

Par ailleurs, les nombres de cycles nécessaires pour atteindre les bords de l'éprouvette obtenus numériquement sont proches de ceux obtenus expérimentalement (Tableaux V.4-V.5).

En ce qui concerne les couples (ΔL_2 ; 2,25 J) et (-20% ΔL_2 ; 4 J), la Figure V.10 montre que des décollements toron/résine s'initient depuis les pointes du dommage initial transversalement à la direction des ruptures de fibres initiales pour former un losange. Mais en plus de cela, des décollements se propagent aussi dans la direction des ruptures de fibres initiales. Ces décollements se propagent très lentement et les fissurations intra-torons s'initient très tardivement (10^6 cycles). La simulation a ainsi été stoppée à $2 \cdot 10^6$ cycles de fatigue. En effet, le modèle prédit que le nombre de cycles nécessaires pour obtenir le prochain décollement est égal à 10^6 .

Les taux de restitution d'énergie Y_{xy} calculés par le modèle dans la résine sont affichés à la fin de la montée quasi-statique en fonction du niveau d'allongement et de l'énergie d'impact (Figure V.11). Ils augmentent avec le niveau d'allongement imposé ou la taille du dommage, ce qui diminue le nombre de cycles nécessaires pour initier les décollements fibre/résine.

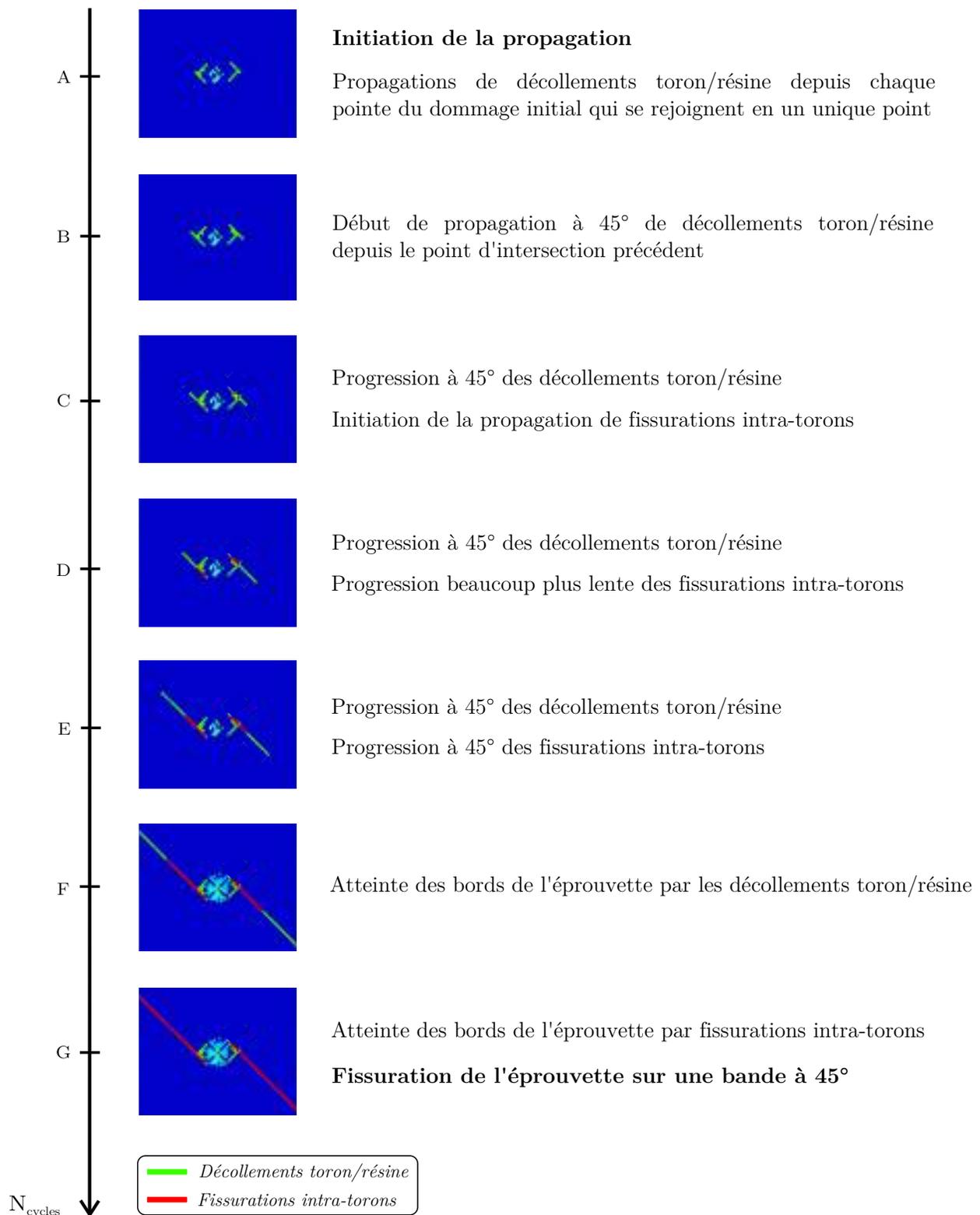


Figure V.9 – Scénario de propagation du dommage post-impact en traction fatigue pour les éprouvettes C45C45 fissurées à la fin de la simulation

Une fois que les décollements toron/résine ont commencé à propager, pour les couples (ΔL_2 ; 2,25 J) et (-20% ΔL_2 ; 4 J), les taux de restitution d'énergie sont moins élevés que dans les autres cas

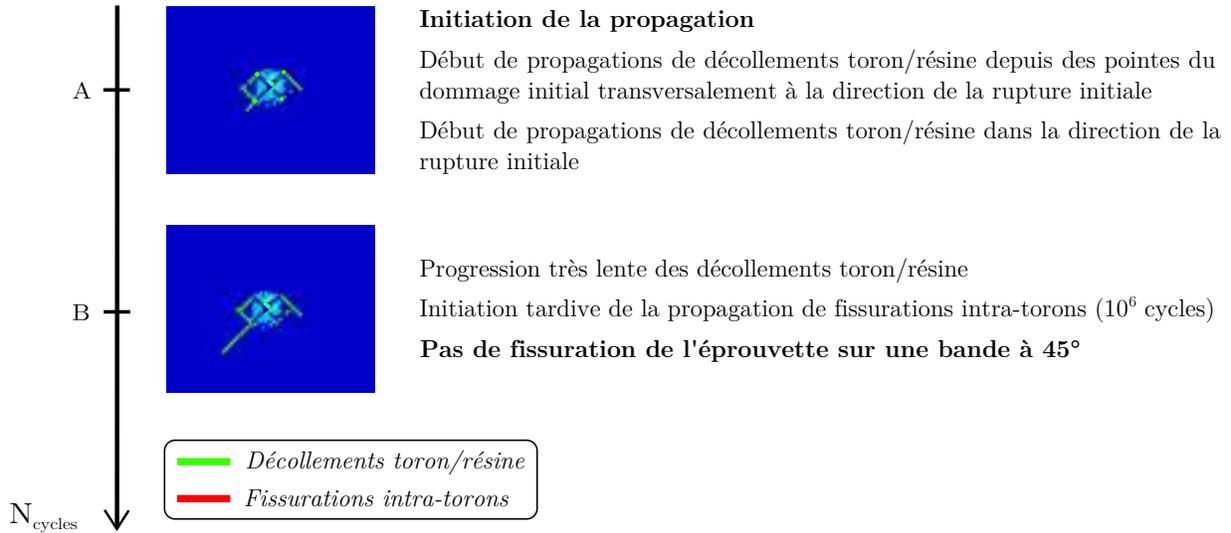


Figure V.10 – Scénario de propagation du dommage post-impact en traction fatigue pour les éprouvettes C45C45 non-fissurées à la fin de la simulation

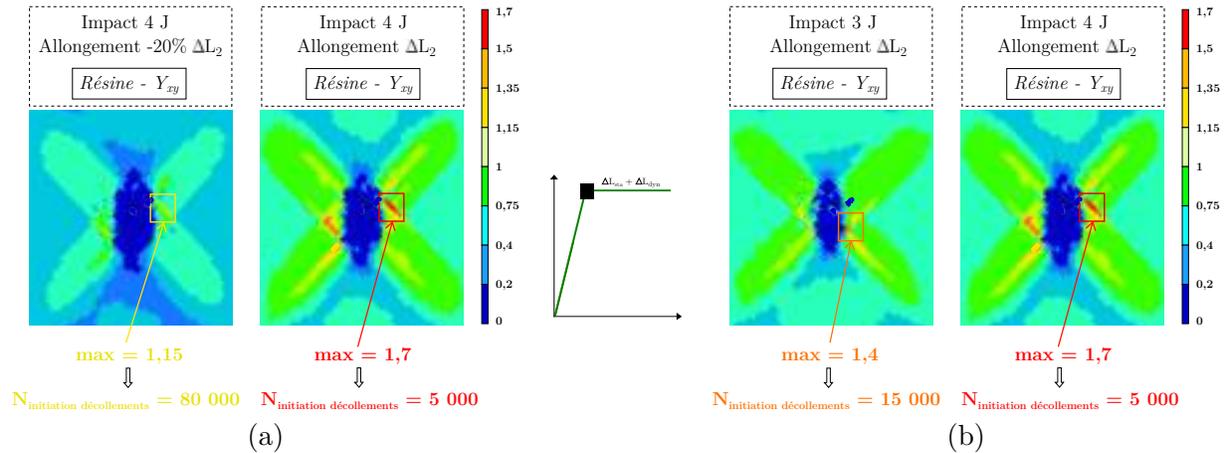


Figure V.11 – Taux de restitution d'énergie Y_{xy} dans la résine en bord de dommage post-impact calculé à la fin de la montée quasi-statique - Comparaison entre (a) deux niveaux d'allongement et (b) deux énergie d'impact

d'essais (Figure V.12). De plus, les valeurs calculées sont inférieures à la valeur seuil de la propagation de fissurations intra-torons Y_0^b d'où l'absence de fissurations et la nécessité d'un nombre de cycles très important pour les voir apparaître.

V.3.3.3 Configuration C0C0

Le scénario de propagation en fatigue du dommage, pour une éprouvette de configuration C0C0, obtenu avec le modèle semi-continu est également similaire à ce qui a été observé expérimentalement (Figures V.13 & V.15). Pour des énergies d'impact de 2,25 J à 9 J ainsi que pour trois niveaux d'allongement ΔL_3 , $+10\% \Delta L_3$ et $+20\% \Delta L_3$, les décollements toron/résine et les fissurations intra-torons se propagent verticalement. De plus, les courbes d'évolution des longueurs de dommages en fonction du nombre de cycles (Figure V.14) indiquent que les dommages se propagent à une vitesse similaire de ce qui a pu être mesuré expérimentalement. En effet, les dommages se propagent très rapidement dans les 100 000 - 200 000 premiers cycles de fatigue puis se stabilisent progressivement. Les fissurations intra-torons évoluent de manière similaire et en décalé aux décollements toron/résine.

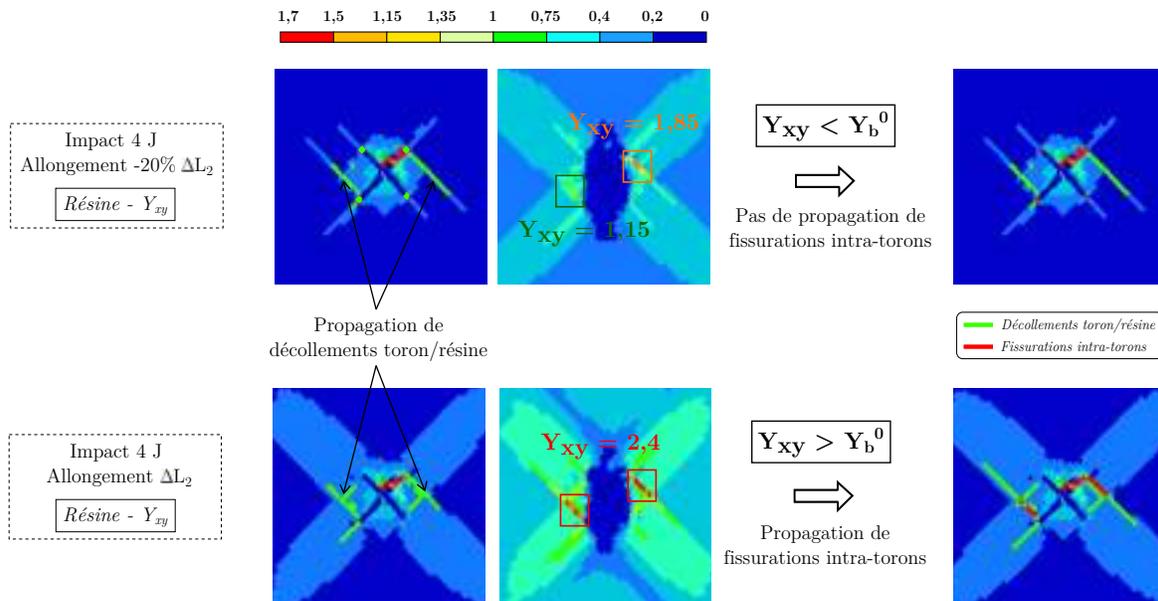


Figure V.12 – Propagation des fissurations intra-torons en fonction du taux de restitution d'énergie Y_{xy} calculé dans la résine

Finalement, une augmentation de l'énergie d'impact ou du niveau d'allongement imposé entraîne une augmentation de la vitesse de propagation des dommages.

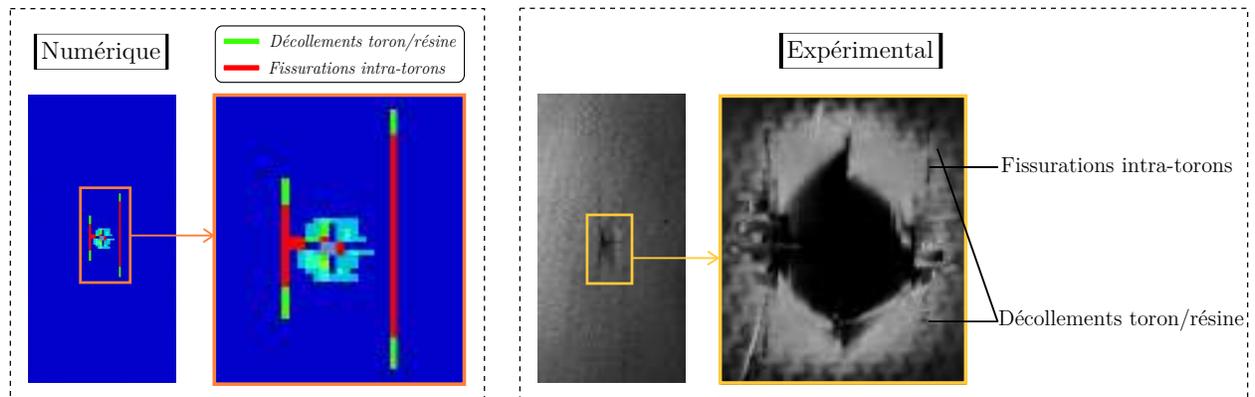


Figure V.13 – Scénario de propagation du dommage post-impact en fatigue dans une éprouvette de configuration C0C0 - Exemple pour une éprouvette impactée à 4 J et un allongement ΔL_3

Cependant, si l'allongement imposé est trop important (+25% ΔL_3), l'éprouvette casse horizontalement avant que le calcul fatigue n'ait commencé (Figure V.15). En effet, les éléments barres atteignent leur critère de rupture en traction au cours de la montée quasi-statique.

Le modèle permet de montrer que dans cette configuration également, le niveau d'allongement imposé et l'énergie d'impact ont une influence sur les taux de restitution calculés aux bords du dommage post-impact à la fin de la montée quasi-statique (Figure V.16). Leur augmentation entraîne une élévation des taux de restitution et donc une initiation plus rapide des décollements toron/résine.

Quant à l'évolution de la longueur des dommages en fonction du nombre de cycles, la stabilisation observée sur les courbes de la Figure V.14 s'explique par le fait que les déformations de cisaillement

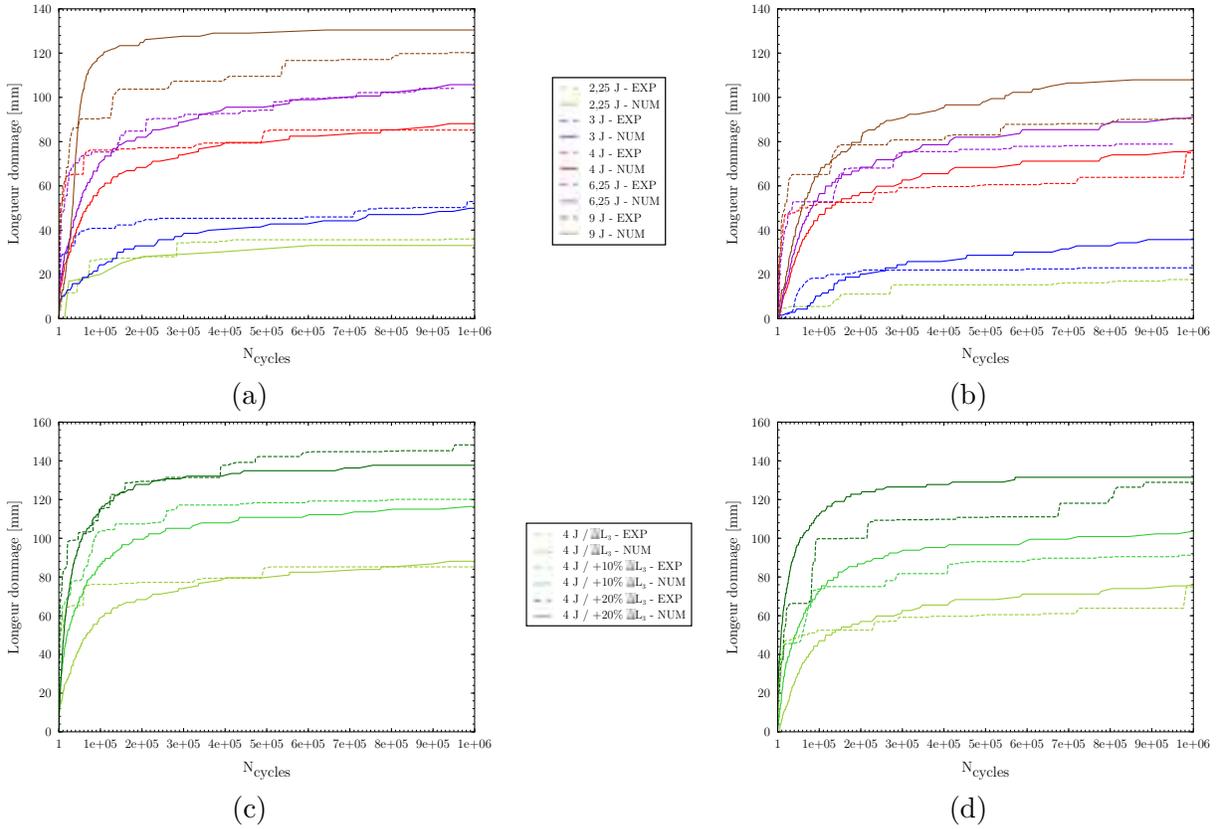


Figure V.14 – Comparaison expérimental/numérique des évolutions des longueurs (a-c) des décollements toron/résine et (b-d) des fissurations intra-torons en fonction du nombre de cycles et de l'énergie d'impact ou de l'allongement imposé

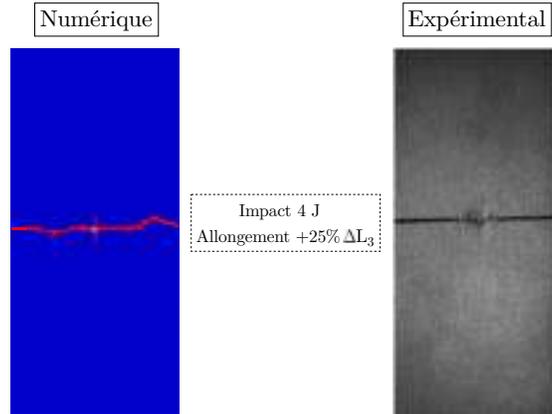


Figure V.15 – Scénario de propagation du dommage post-impact en fatigue dans une éprouvette de configuration C0C0 - Exemple pour une éprouvette impactée à 4 J et un allongement +25% ΔL_3

de la résine en pointe de dommage diminuent au cours de l'essai (Figure V.17). Cela entraîne une diminution des taux de restitution d'énergie calculés dans la résine. Donc, les nombres de cycles nécessaires pour initier les décollements toron/résine et les fissurations intra-torons augmentent. Finalement, pour 10^7 cycles, les taux de restitution calculés en pointe des décollements et des fissurations sont inférieurs à leurs valeurs d'initiation respectives Y_{0a} et Y_{0b} , d'où la stabilisation de leur propagation.

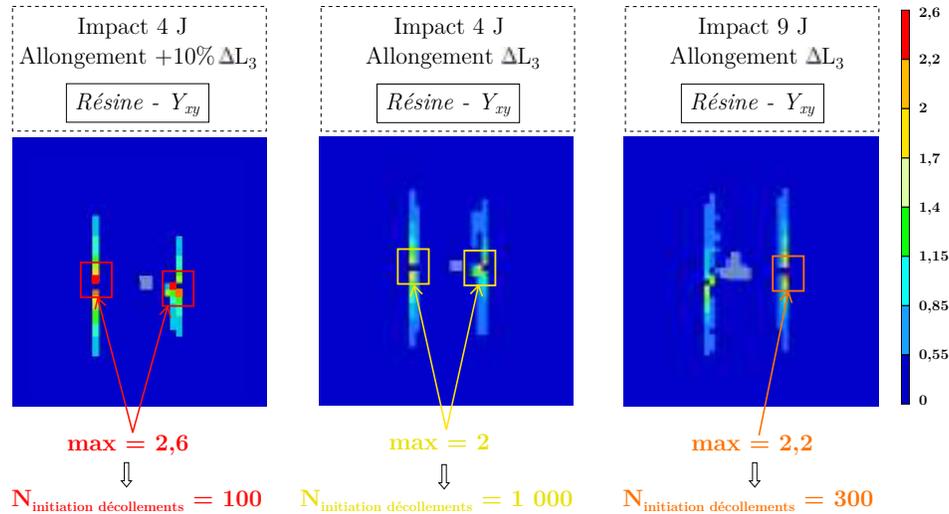


Figure V.16 – Nombre de cycles nécessaires pour initier les décollements toron/résine en fonction du taux de restitution d'énergie Y_{xy} calculé dans les éléments plaques à la fin de la montée quasi-statique

V.3.3.4 Conclusion

L'endommagement en cisaillement a ainsi été intégré au modèle semi-continu pour des sollicitations de traction fatigue post-impact. Il a été calibré et validé sur des configurations mono-matériau mono-orientation C45C45 et C0C0. Les simulations donnent de bons résultats en termes de faciès de rupture, de vitesse de propagation des dommages en fonction du nombre de cycles et de nombres de cycles à rupture. Par ailleurs, le modèle peut être utilisé dans l'optique d'expliquer les différences observées lorsque l'énergie d'impact et le niveau d'allongement imposé sont modifiés. Les temps de calcul sont assez rapides avec une durée maximale de 3 heures sur 180 cœurs pour la configuration V0V0.

V.3.4 Configuration C45C0

La Figure V.18 présente la propagation du dommage obtenue lors d'une simulation de traction fatigue sur une éprouvette initialement impactée à 6,25 J et soumise à un allongement ΔL_4 . De même que pour l'expérimental, des décollements toron/résine et des fissurations intra-torons se propagent verticalement dans le pli inférieur et des décollements toron/résine se propagent à $\pm 45^\circ$ dans le pli supérieur. Cependant, les décollements ne se propagent pas horizontalement dans le pli inférieur et les dommages sont, d'une manière générale, moins développés dans le cas de la simulation. Une explication possible est que la propagation du délaminage en fatigue observée expérimentalement n'a pas encore été introduite dans le modèle.

Il peut néanmoins être observé, qu'au cours de la montée quasi-statique, les déformations de la résine γ_{xy} et les taux de restitution d'énergie résultant Y_{xy} du pli C0 sont plus importants dans le cas d'un stratifié C0C0 que dans celui d'un stratifié C45C0 (Figure V.19). Cela explique pourquoi, au cours des campagnes expérimentales, les décollements toron/résine et les fissurations intra-torons du pli C0 se propagent plus rapidement dans le stratifié C0C0 que dans le stratifié C45C0. En effet, dans le pli C45, la résine est beaucoup plus sollicitée que les fibres et semble stabiliser la résine du pli C0.

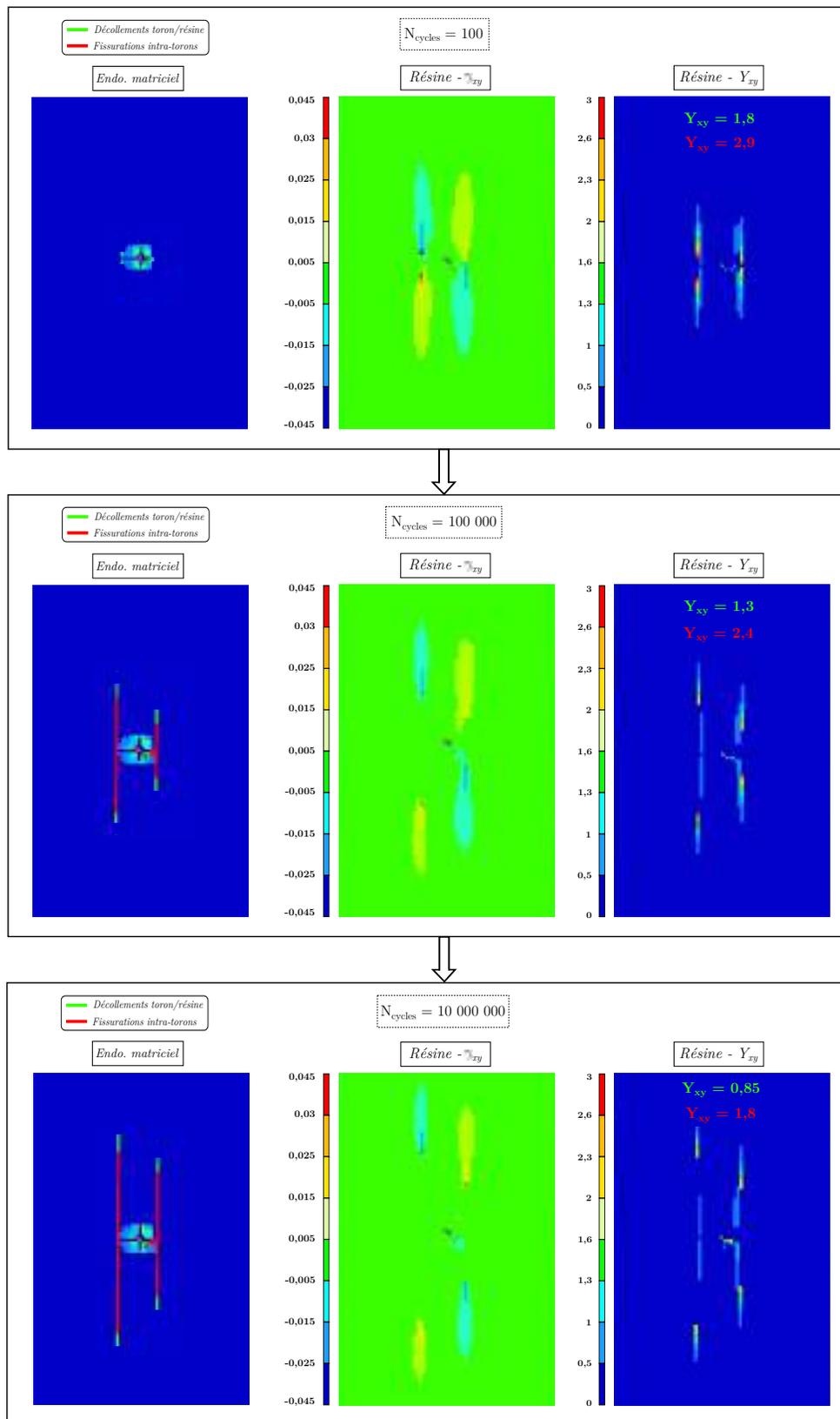


Figure V.17 – Diminution des taux de restitution d'énergie Y_{xy} calculés en pointe de dommages au cours de la simulation de fatigue

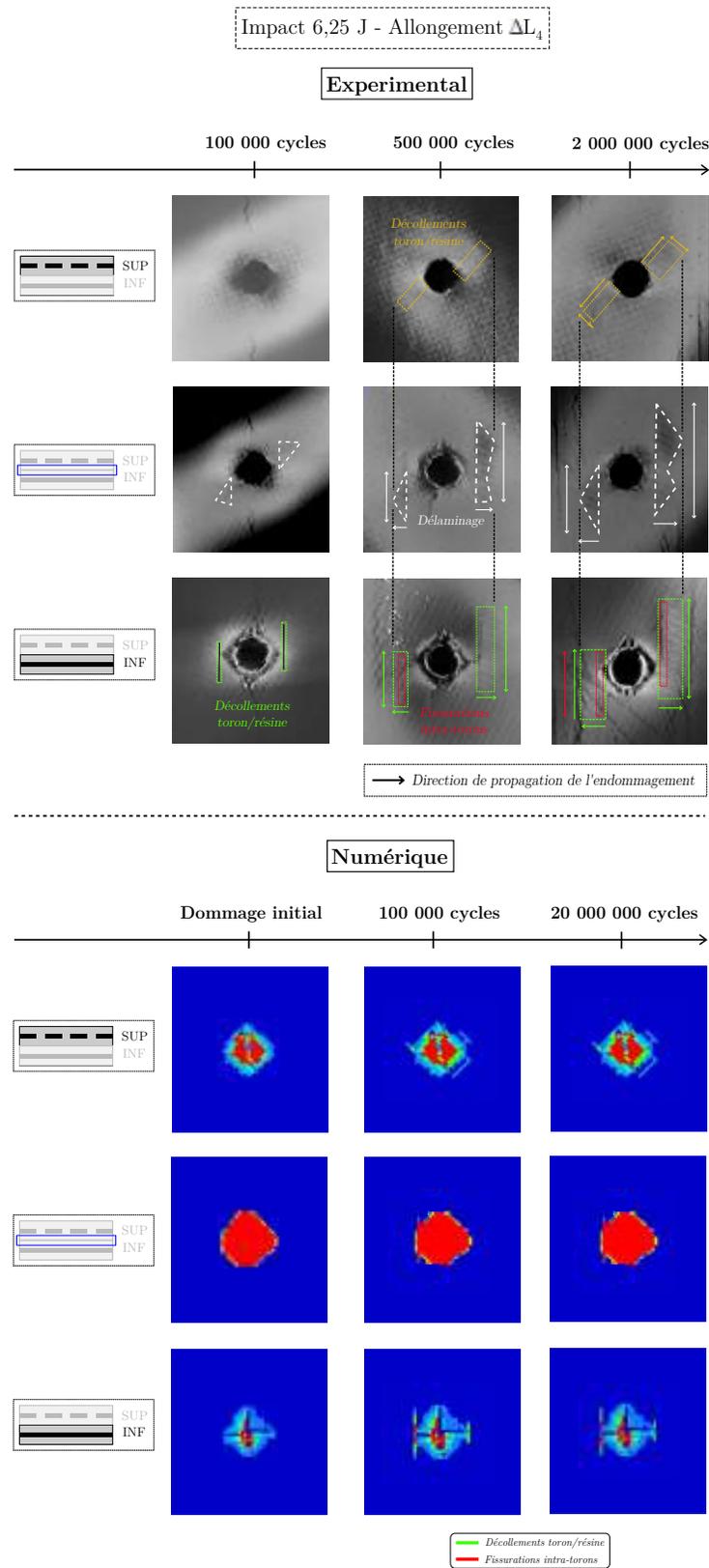


Figure V.18 – Propagation du dommage post-impact en fatigue dans une éprouvette de configuration C45C0

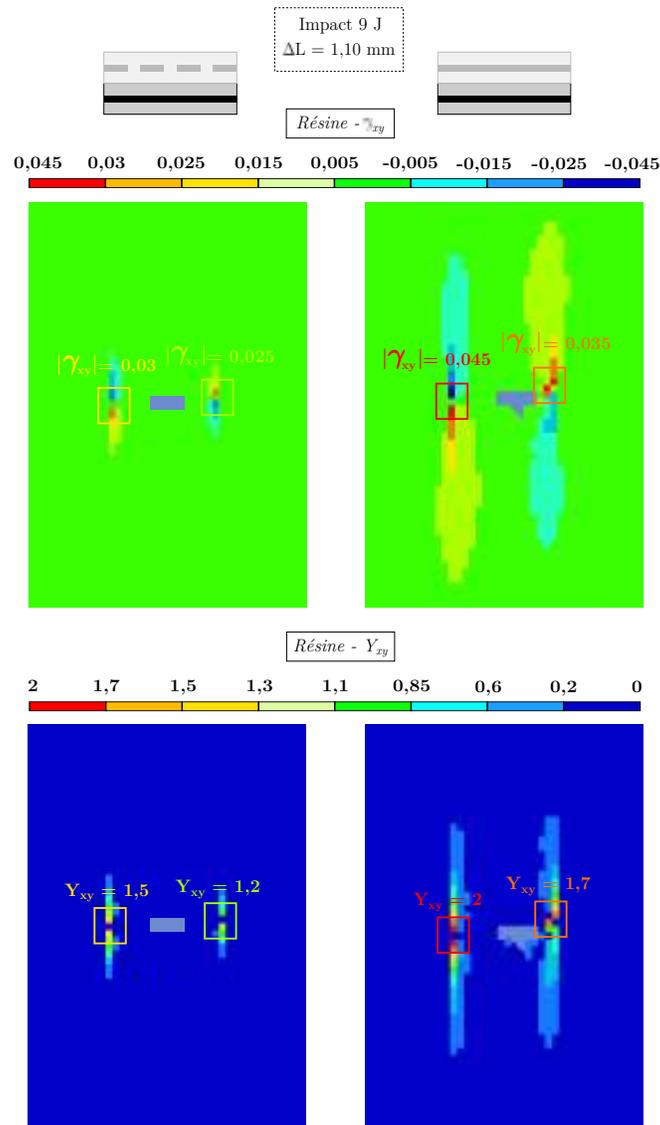


Figure V.19 – Champ de déformations γ_{xy} et taux de restitution d'énergie résultant Y_{xy} obtenus numériquement dans le pli inférieur des configurations C45C0 et C0C0 pour un allongement de 1,2 mm

V.4 Simulations de traction fatigue post-impact sur les configurations hybrides

V.4.1 Introduction

Le modèle ayant été validé sur les configurations mono-matériau/mono-orientation, il est à présent testé sur la configuration hybride V0C45C45 (absence de propagation de délaminage en fatigue). Les temps de calcul sont plus longs que précédemment dans ce cas avec une durée maximale de 15 heures sur 180 cœurs. Par ailleurs, des simulations sont également effectuées sur la configuration V0C45C0 pour étudier si d'une part deux évolutions différentes de dommages sont obtenues suivant l'énergie d'impact et le niveau d'allongement imposé (Partie I.2.3.3) et si d'autre part l'absence de la prise en compte de la propagation du délaminage en fatigue dans le modèle est également préjudiciable pour cette stratification.

V.4.2 Configuration V0C45C45

Les faciès de rupture obtenus après les simulations de traction fatigue sur les éprouvettes impactées de configuration V0C45C45 sont regroupés dans le Tableau V.6. Quels que soient l'énergie d'impact ou bien le niveau d'allongement imposé, ils sont identiques avec une rupture à $\pm 45^\circ$ du pli de verre et une fissuration à $\pm 45^\circ$ sans rupture des plis de carbone.

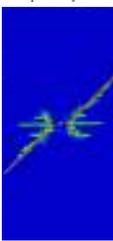
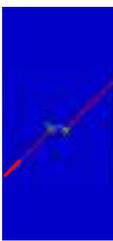
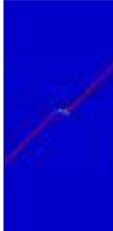
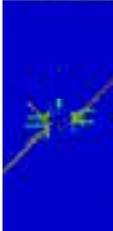
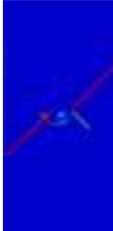
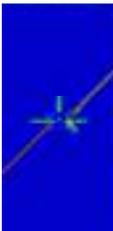
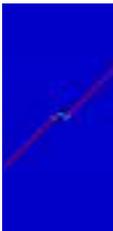
	2,25 J	4 J	6,25 J	9 J
-10% ΔL_1		<p>Pli supérieur Ruptures fibres</p>  <p>Pli inférieur Endo. résine</p> 		
ΔL_1	<p>Pli supérieur Ruptures fibres</p>  <p>Pli inférieur Endo. résine</p> 	<p>Pli supérieur Ruptures fibres</p>  <p>Pli inférieur Endo. résine</p> 	<p>Pli supérieur Ruptures fibres</p>  <p>Pli inférieur Endo. résine</p> 	<p>Pli supérieur Ruptures fibres</p>  <p>Pli inférieur Endo. résine</p> 
+10% ΔL_1		<p>Pli supérieur Ruptures fibres</p>  <p>Pli inférieur Endo. résine</p> 		

Tableau V.6 – Faciès de rupture obtenus après les simulations de traction fatigue sur les éprouvettes impactées de la configuration V0C45C45

Les évolutions des longueurs de ruptures de fibres en fonction du nombre de cycles de fatigue dans le pli de verre sont également similaires à celles qui ont été relevées expérimentalement (Figure V.20) en termes de forme, de nombre de cycles à initiation et de nombre de cycles à rupture. Ces derniers sont rassemblés dans les Tableaux V.7-V.8 et comparés à ceux obtenus expérimentalement. Les écarts entre les valeurs expérimentales et numériques sont faibles. Le modèle est ainsi validé en traction fatigue post-impact pour la stratification hybride V0C45C45 pour laquelle aucune propagation de délaminage en fatigue n'a été observée au cours des essais.

Les simulations ont de plus permis d'identifier le scénario de propagation du dommage post-impact dans le stratifié hybride V0C45C45 (Figure V.21). Comme pour le quasi-statique, des ruptures de fibres s'initient dans le pli de verre tandis que la propagation de l'endommagement ne s'est pas encore initiée dans les plis de carbone. Les champs de déformations montrent, en pointe

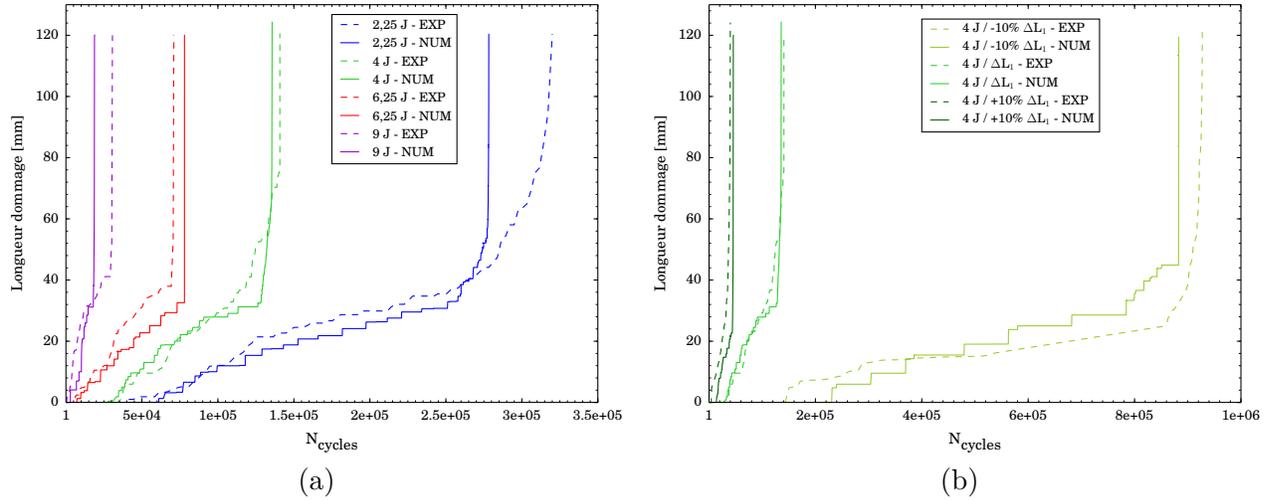


Figure V.20 – Comparaison expérimental/numérique des évolutions des longueurs de ruptures de fibres dans le pli de verre en fonction (a) de l'énergie d'impact et (b) du niveau d'allongement imposé

E_{impact}	$N_{\text{initiation expérimental}}$	$N_{\text{rupture expérimental}}$	$N_{\text{initiation numérique}}$	$N_{\text{rupture numérique}}$
2,25 J	70 000	300 000	60 000	275 000
4 J	22 500	120 000	28 000	145 000
6,25 J	6 500	60 000	3 000	75 000
9 J	1 000	30 000	2 000	20 000

Tableau V.7 – Comparaison expérimental/numérique du nombre de cycles nécessaire pour la rupture finale du pli de verre d'une éprouvette de configuration V0C45C45 en fonction de l'énergie d'impact pour un allongement de ΔL_1

Allongement	$N_{\text{initiation expérimental}}$	$N_{\text{rupture expérimental}}$	$N_{\text{initiation numérique}}$	$N_{\text{rupture numérique}}$
-10% ΔL_1	150 000	900 000	220 000	880 000
ΔL_1	22 500	120 000	28 000	145 000
+10% ΔL_1	6 000	40 000	7 500	45 000

Tableau V.8 – Comparaison expérimental/numérique du nombre de cycles nécessaire pour la rupture finale du pli de verre d'une éprouvette de configuration V0C45C45 en fonction du niveau d'allongement imposé pour une énergie d'impact de 4 J

de dommage, des mèches dirigées dans le sens de la sollicitation fortement sollicitées en traction et des mèches transverses fortement sollicitées en compression. Cela entraîne une propagation de ruptures en traction des mèches dans le sens de la sollicitation et de ruptures en compression des mèches transverses. La propagation s'effectue à $\pm 45^\circ$ en suivant les points de tissage (Figure V.23), le long d'une zone correspondante à celle fortement sollicitée en cisaillement dans les plis de carbone puisque l'allongement des plis de carbone pilote celui du pli de verre. Les ruptures se propagent

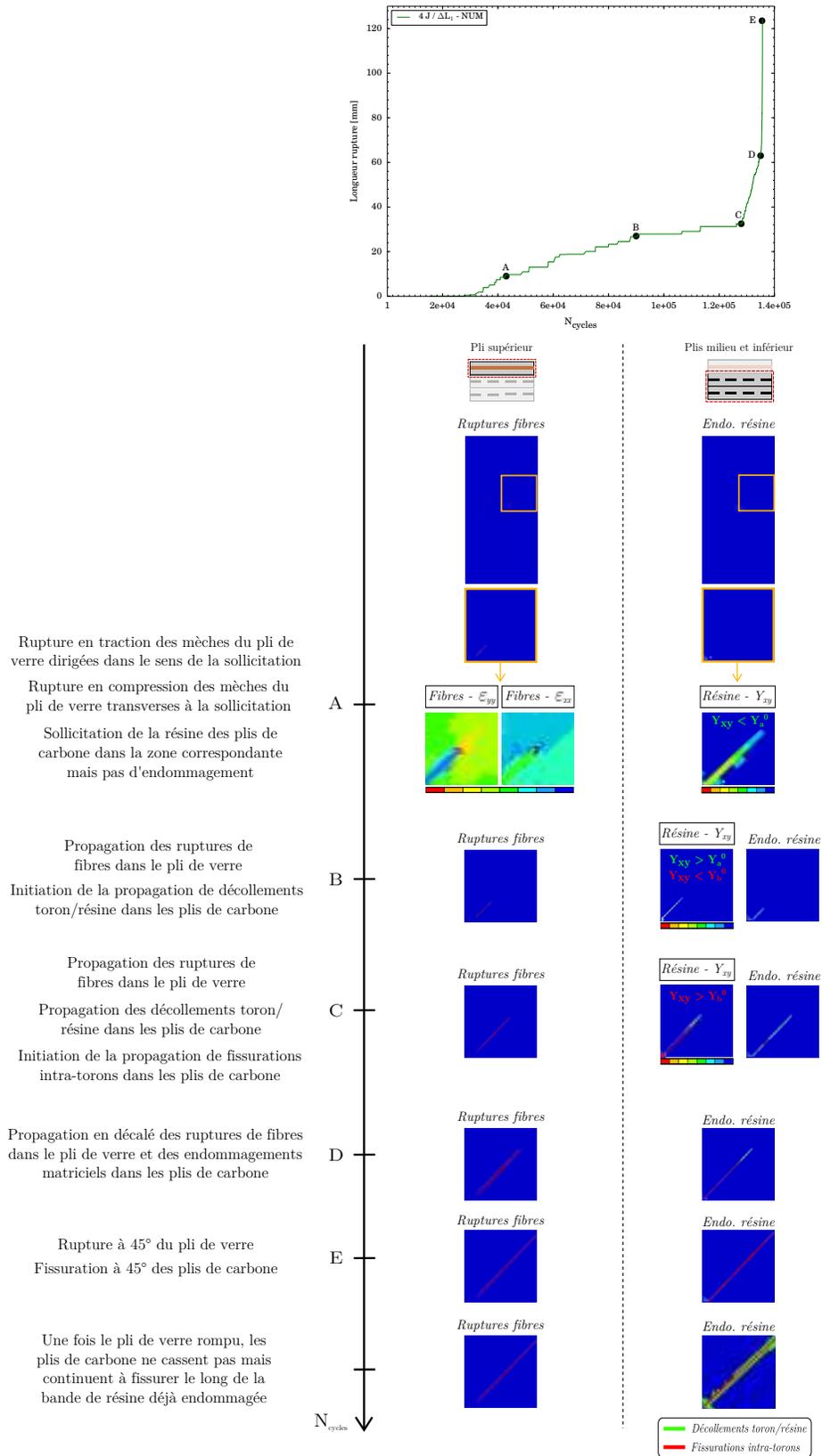


Figure V.21 – Scénario de propagation du dommage post-impact en fatigue dans une éprouvette de configuration V0C45C45

peu à peu dans le pli de verre et en décalé, l'endommagement se propage également dans les plis de carbone. En effet, une fois que des fibres de verre cassent, la résine des plis de carbone reprend l'effort et cisaille, ce qui entraîne l'apparition de décollements toron/résine. La propagation se fait progressivement jusqu'à l'apparition de fissurations intra-torons dans les plis de carbone qui conduit à la propagation très rapide des endommagements jusqu'à atteindre les bords de l'éprouvette. Cependant, une fois le pli de verre rompu et les plis de carbone fissurés, ces derniers ne cassent pas. Les fibres de carbone sont trop peu sollicitées et c'est la résine qui continue à s'endommager le long de la bande déjà fissurée.

Ce scénario de propagation explique le fait qu'une augmentation du niveau d'allongement ou de l'énergie d'impact entraîne une diminution des nombres de cycles à initiation de la propagation du dommage. En effet, à la fin de la montée quasi-statique, les déformations en traction et en compression des fibres de verre s'amplifient si l'allongement ou la taille du dommage initial est plus élevé (Figure V.22).

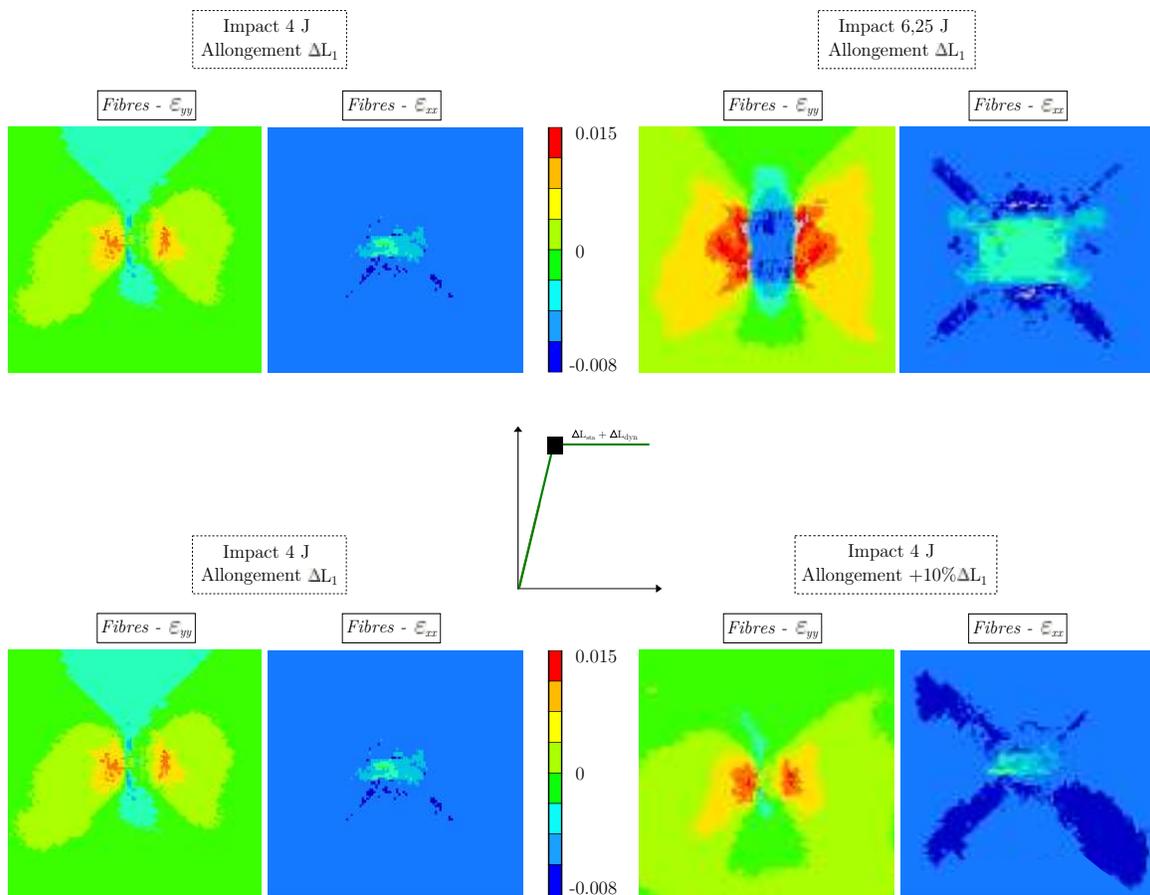


Figure V.22 – Champs de déformations ε_{yy} et ε_{xx} des fibres de verre d'une éprouvette de configuration V0C45C45 à la fin de la montée quasi-statique en fonction de l'énergie d'impact et du niveau d'allongement imposé

La dernière phase d'évolution des ruptures de fibres en fonction du nombre de cycles dans le pli de verre, pour laquelle le dommage se propage très rapidement et mène à la rupture à $\pm 45^\circ$ du pli, débute dès que les fissurations intra-torons apparaissent dans les plis de carbone. Or, les simulations de traction fatigue post-impact sur la configuration C45C45 ont montré qu'une augmentation de la taille de dommage ou du niveau d'allongement imposé entraînait une élévation des taux de restitution d'énergie et donc une initiation et une propagation plus rapides des dommages. Ainsi, dans

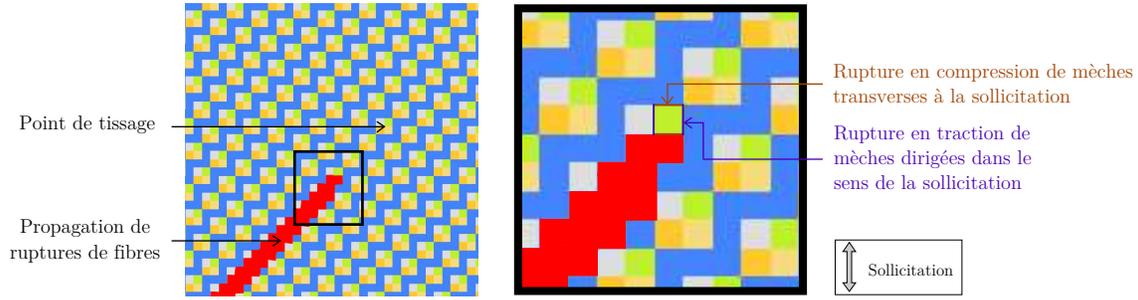


Figure V.23 – Propagation du dommage post-impact en fatigue guidée par les points de tissage dans une éprouvette de configuration V0C45C45

le cas de la stratification hybride V0C45C45, l’augmentation de la taille de dommage ou du niveau d’allongement imposé provoque également une initiation plus rapide des fissurations intra-torons dans les plis de carbone et donc de la dernière phase de propagation des ruptures de fibres dans le pli de verre.

Cela peut expliquer la dispersion importante sur les nombres de cycles à rupture observée expérimentalement dans le cas d’un allongement ou d’une énergie d’impact faible (Tableaux I.7-I.8). Pour vérifier cette hypothèse, les mêmes simulations ont été réalisées mais avec un seuil d’initiation de l’endommagement en cisaillement légèrement plus faible. Les courbes d’évolution des ruptures de fibres du pli de verre les plus affectées sont celles de l’éprouvette impactées à 2,25 J et de l’éprouvette soumise à un allongement $-10\% \Delta L_1$ (Figure V.24). La dernière phase d’évolution apparaît beaucoup plus tôt avec un nombre de cycles à rupture divisé par deux alors que pour les autres éprouvettes, l’influence est beaucoup moins marquée. Cela s’explique par le fait que les taux de restitution d’énergie sont faibles dans les cas d’un faible dommage initial ou d’un faible niveau d’allongement imposé et donc une modification du seuil d’initiation de l’endommagement a une influence plus prononcée. La dispersion importante peut ainsi s’expliquer par l’initiation des dommages de cisaillement dans les plis de carbone orientés à $\pm 45^\circ$.

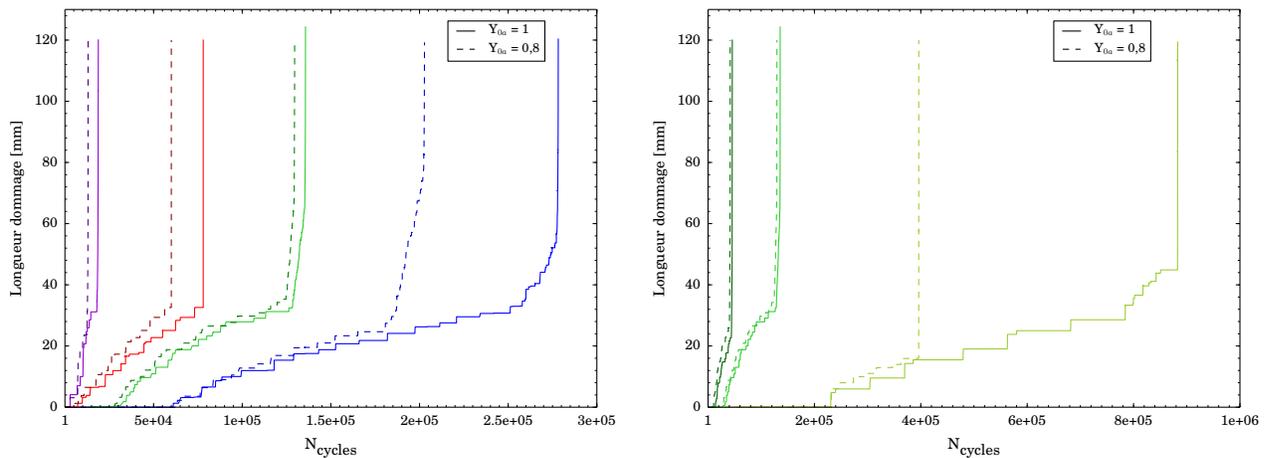


Figure V.24 – Influence de l’endommagement en cisaillement des plis de carbone sur les évolutions des longueurs de ruptures de fibres dans le pli de verre

V.4.3 Configuration V0C45C0

Pour la configuration hybride V0C45C0, la Figure V.25 compare les faciès de rupture obtenus expérimentalement et numériquement.

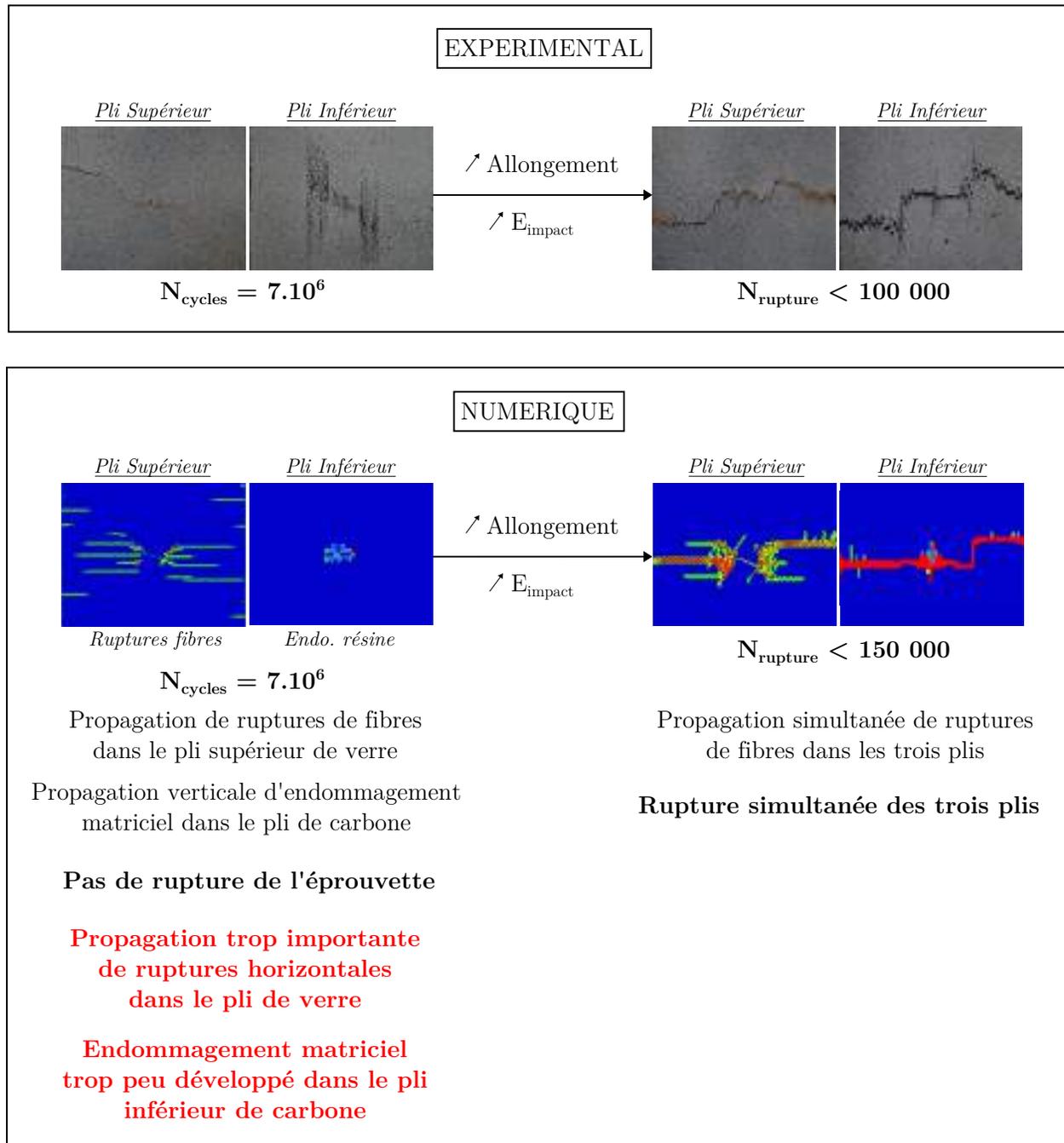


Figure V.25 – Comparaison des faciès de rupture obtenus numériquement et expérimentalement après des simulations de traction fatigue sur des éprouvettes impactées de configuration V0C45C0

Le modèle permet d'obtenir deux comportements différents en traction fatigue en fonction de l'énergie d'impact et du niveau d'allongement imposé. En effet, pour un allongement ou une énergie d'impact faible, des ruptures de fibres se propagent uniquement dans le pli de verre et l'endommagement s'initie verticalement dans le pli de carbone inférieur. La simulation peut ainsi être menée jusqu'à 7.10^6 cycles de fatigue sans qu'il n'y ait rupture finale de l'éprouvette. Cependant, une

propagation trop importante de ruptures horizontales de fibres est obtenue dans le pli de verre et l'endommagement matriciel est trop peu développé dans le pli inférieur de carbone en comparaison de ce qui a pu être observé expérimentalement. De même que pour la stratification C45C0, cette différence de comportement expérimental/numérique peut s'expliquer par le fait que la propagation du délaminage en fatigue n'a pas encore été intégrée au modèle semi-continu alors qu'elle est visible au cours des essais (Partie III.4.6.2).

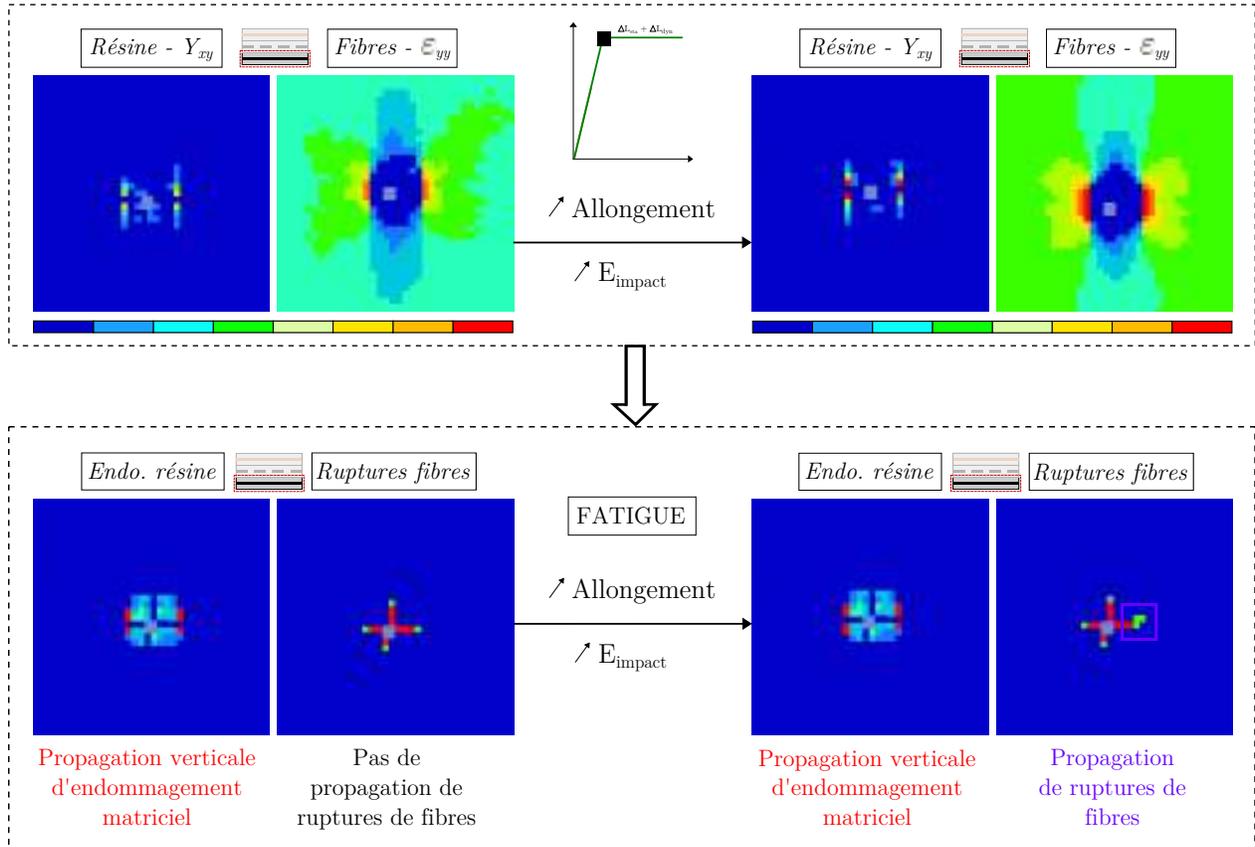


Figure V.26 – Champs de déformations ϵ_{yy} et ϵ_{xx} des fibres de verre d'une éprouvette de configuration V0C45C0 à la fin de la montée quasi-statique en fonction de l'énergie d'impact et du niveau d'allongement imposé

Par ailleurs, lorsque le niveau d'allongement imposé ou la taille du dommage post-impact augmente, une propagation simultanée de ruptures de fibres est notée dans les trois plis, ce qui entraîne une rupture finale de l'éprouvette assez rapide avec un nombre de cycles à rupture similaire à l'expérimental. Ce changement de comportement s'explique par le fait qu'en augmentant l'allongement imposé ou bien la taille du dommage post-impact, les fibres sont plus sollicitées à la fin de la montée quasi-statique (Figure V.26). En plus de l'endommagement matriciel vertical, une propagation de ruptures de fibres s'initie dans le pli inférieur de carbone au cours de la simulation de fatigue. Une fois ces ruptures de fibres initiées dans le pli inférieur, le comportement de l'éprouvette devient similaire à ce qui a été observé en quasi-statique post-impact. Les ruptures de fibres se propagent simultanément dans les trois plis.

Le passage de la première évolution à la deuxième évolution se fait donc lorsque des ruptures de fibres s'initient en fatigue dans le pli inférieur de carbone. Ce changement de comportement est logique pour une augmentation de la taille du dommage initial ou bien du niveau d'allongement

imposé car cela entraîne une sollicitation plus importante des fibres de carbone. Cependant, il a été observé au cours des essais que les deux évolutions pouvaient être obtenues pour une même énergie d'impact (Partie I.2.3.3). Cela peut être dû à une compétition entre ruptures de fibres et délaminage. Pour le cas où les ruptures de fibres sont légèrement plus importantes, les fibres en bord de dommage initial sont plus sollicitées et des ruptures de fibres s'initient au début de l'essai de fatigue. Dans l'autre cas, les ruptures de fibres ne s'initient pas au début de l'essai et du délaminage se propage entre les plis de carbone. Cela doit décharger localement les fibres, ce qui explique qu'aucune rupture de fibre ne soit observée dans la suite de l'essai.

V.5 Ouverture sur la propagation du délaminage en fatigue

Afin de vérifier que l'ajout de la propagation du délaminage en fatigue dans le modèle semi-continu est nécessaire, une loi de type Basquin a été introduite pour chaque élément d'interface du modèle, de manière similaire à ce qui a déjà été fait pour les éléments barre et plaque. Pour cela, le nombre de cycles à rupture des éléments d'interface est calculé par :

$$N_{rupture\ interface} = (1 - D_{m\ interface}) \left(\frac{\sigma_6}{\sigma_{II}} \right)^{\frac{1}{\lambda}} \quad (V.9)$$

où σ_{II} est la contrainte en mode II calculée dans l'interface cohésive, σ_6 est la contrainte à rupture à 10^6 cycles et λ un paramètre de la loi de fatigue. Un ordre de grandeur des valeurs utilisées pour σ_6 et λ a été fourni par Airbus Helicopters. Dans ce cas, la loi est uniquement introduite pour le carbone, la propagation de délaminage en fatigue ayant été observée uniquement entre les plis de carbone C45 et C0. La stratégie de simulation de l'essai de traction fatigue post-impact présentée sur la Figure V.1 a donc été modifiée dans le but de prendre en compte le délaminage. Cette modification apparaît en rouge sur la Figure V.27. Au cours du calcul fatigue, le nombre de cycles à rupture de l'interface est également pris en compte pour trouver l'élément nécessitant le nombre de cycles à rupture le plus faible.

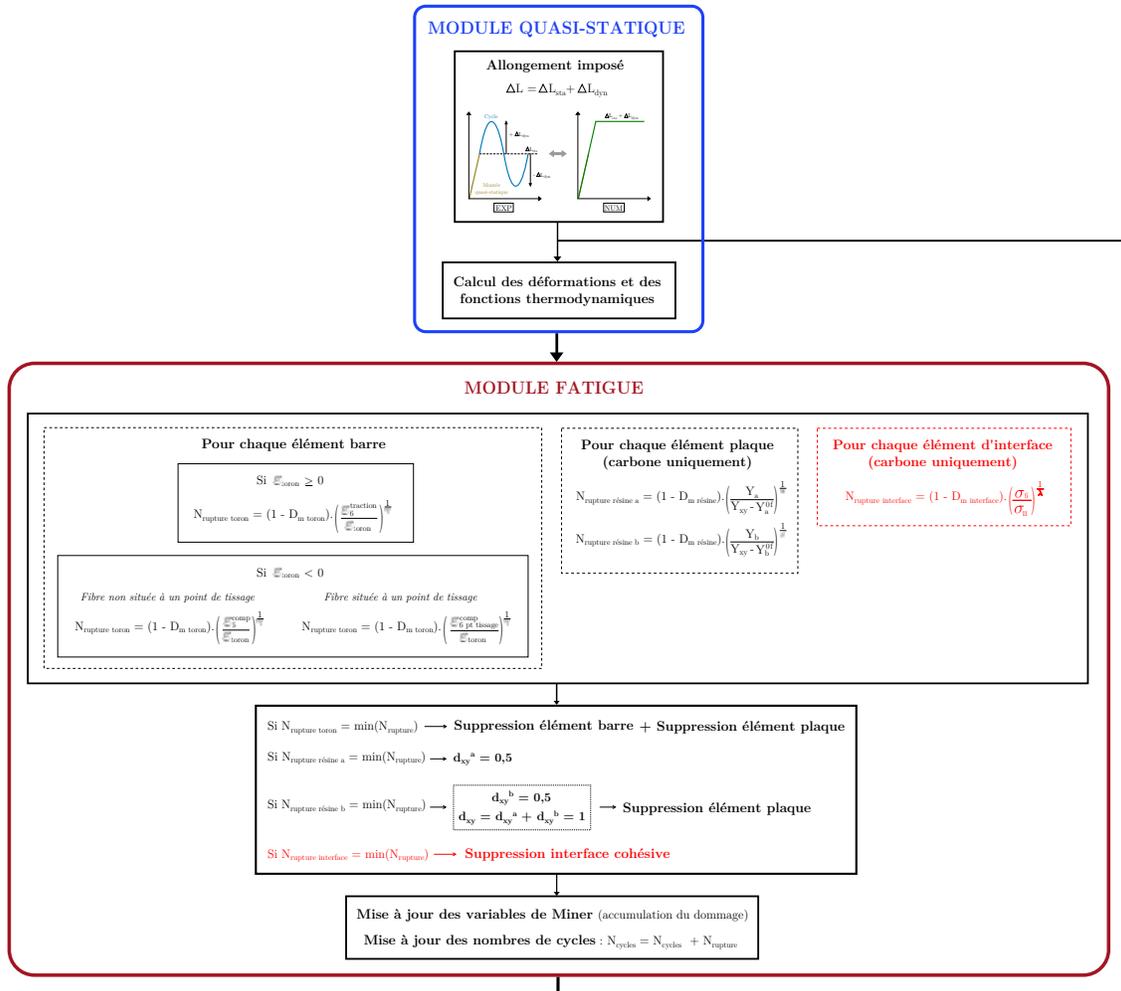


Figure V.27 – Stratégie modifiée de simulation de l'essai de traction fatigue post-impact

La même simulation de traction fatigue post-impact sur une éprouvette C45C0 que celle effectuée dans la Partie V.3.4 est réalisée ici avec la stratégie modifiée. L'ajout de la propagation du délaminage en fatigue permet d'obtenir des zones délaminées similaires à celles observées expérimentalement (Figure V.28) et un endommagement matriciel vertical plus développé. En effet, le délaminage vient dissocier les deux plis de carbone et la résine du pli C0 se déforme plus facilement. Cela entraîne des taux de restitution d'énergie plus importants dans le pli C0 et donc des décollements et des fissurations plus développés. Cependant, l'endommagement matriciel se propage uniquement verticalement dans le pli C0 et n'est pas autant développé qu'expérimentalement dans le pli C45.

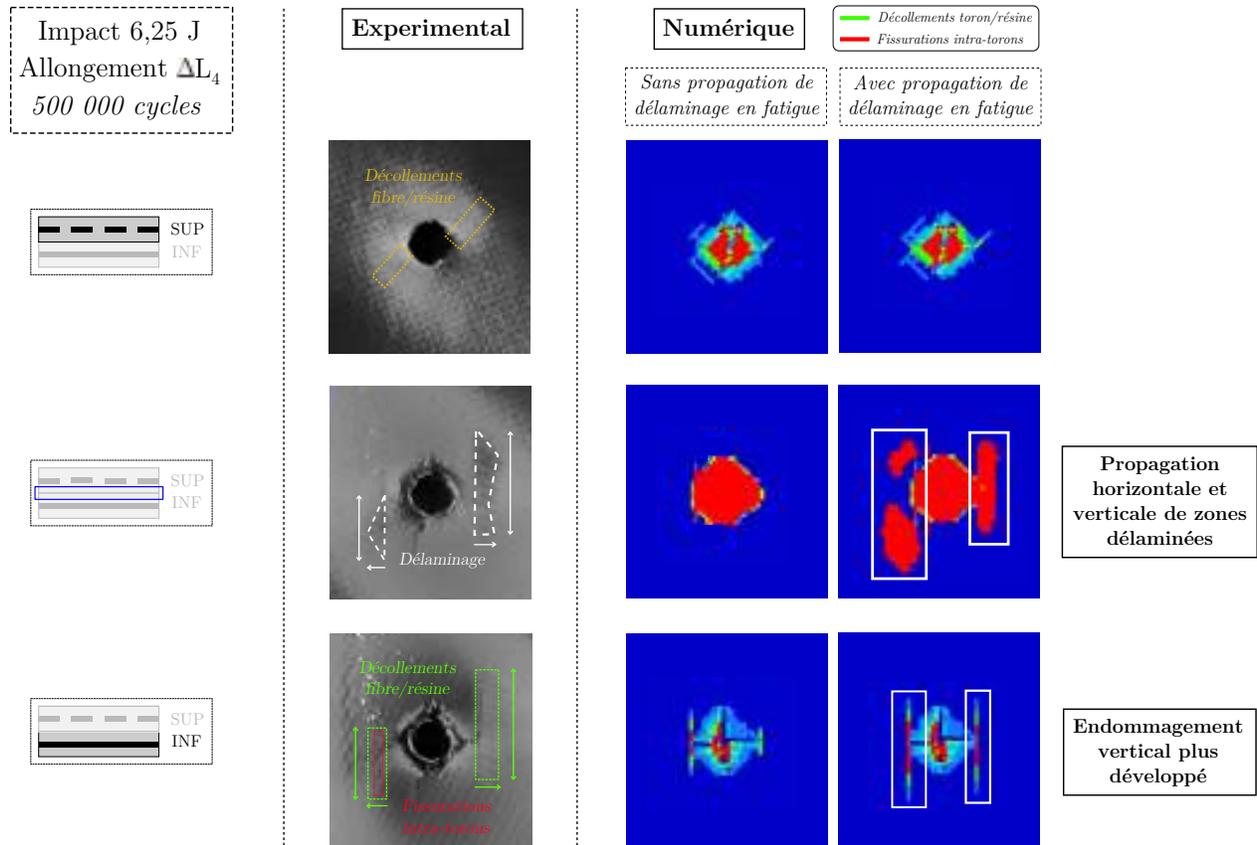


Figure V.28 – Propagation en fatigue du dommage post-impact dans une éprouvette de configuration C45C0 avec introduction du délaminage en fatigue

La stratégie modifiée est également testée sur une éprouvette impactée de configuration V0C45C0 (Figure V.29). L'ajout de la propagation du délaminage en fatigue permet d'obtenir des zones délaminées entre les deux plis de carbone un peu plus étendues que celles observées expérimentalement. Comme pour l'éprouvette C45C0, cela permet à l'endommagement matriciel du pli C0 de se propager verticalement de manière plus importante mais toujours pas horizontalement. Par ailleurs, cela permet également la propagation à $\pm 45^\circ$ des ruptures de fibres dans le pli de verre. En effet, le délaminage entre les plis de carbone et la propagation des ruptures dans le verre suivent une trajectoire similaire. Le délaminage dissocie le comportement des deux plis de carbone et l'allongement du pli de verre n'est plus piloté que par celui du pli de carbone C45. Les ruptures dans le pli de verre se propagent donc comme dans le cas du stratifié V0C45C45. Cependant, la rupture du pli de verre a lieu pour un nombre de cycles un peu plus élevé que pour l'essai de fatigue.

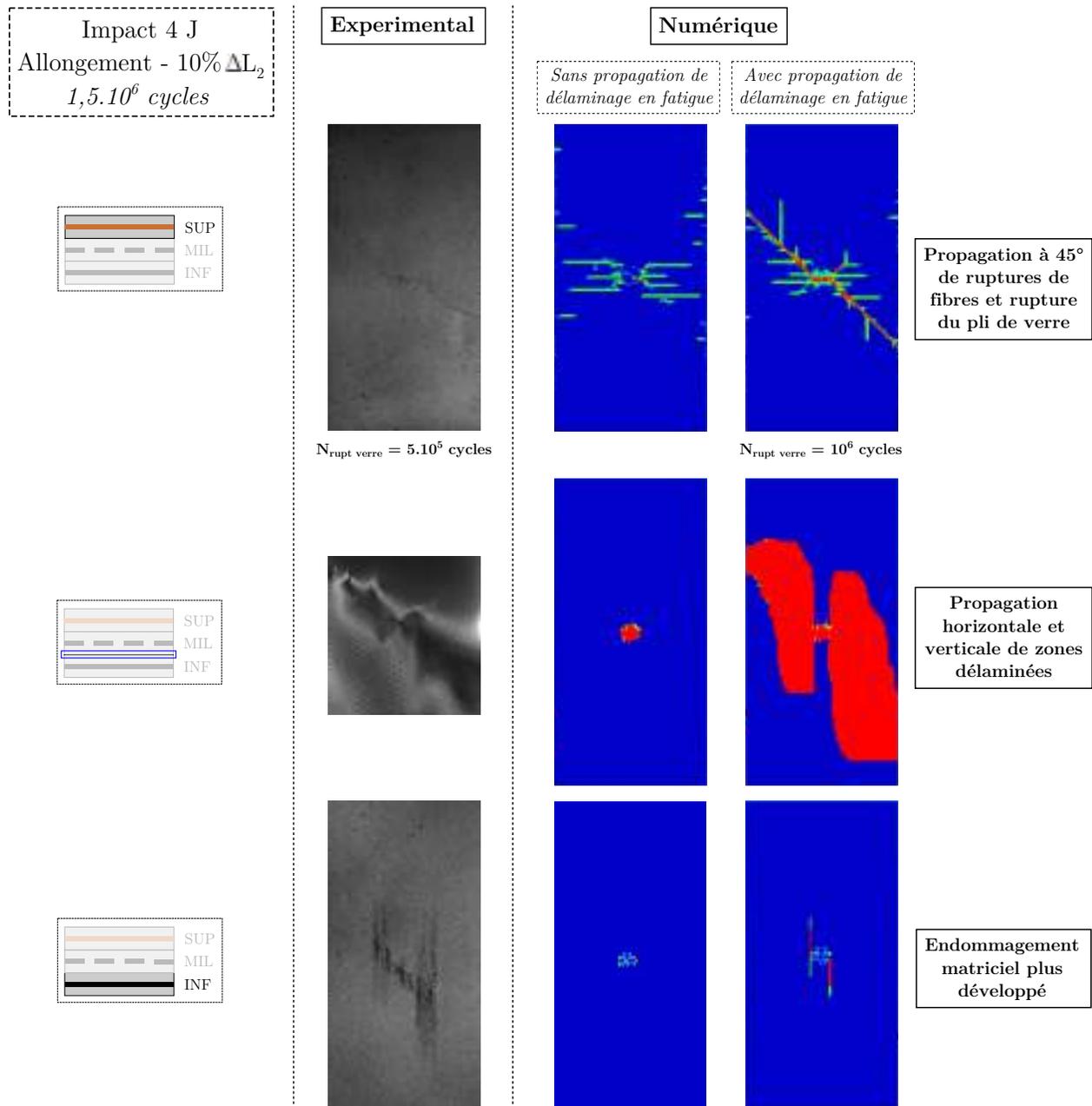


Figure V.29 – Propagation en fatigue du dommage post-impact dans une éprouvette de configuration V0C45C0 avec introduction du délamination en fatigue

Donc, l'introduction d'une loi de propagation du délamination en fatigue dans le modèle semi-continu est nécessaire afin de modéliser le comportement de stratifiés tissés impactés soumis à une sollicitation de traction fatigue pour lesquels du délamination est observé expérimentalement. En effet, dans cette partie, les simulations prospectives réalisées avec une loi simple $\sigma_{II} - N_{rupture\ interface}$ montrent que cela permet d'obtenir des évolutions de dommages plus proches de celles observées expérimentalement pour les configurations C45C0 et V0C45C0.

Les futurs travaux devront ainsi se focaliser sur l'identification et l'implémentation dans le modèle d'une loi de propagation de délaminage en fatigue. Plusieurs possibilités sont envisageables :

- une loi plus complexe $\sigma - N_{rupture\ interface}$ liant le nombre de cycles à rupture de l'interface à sa contrainte en mode I, en mode II et en mode mixte I+II.
- une loi type $G - N_{rupture\ interface}$ où G est le taux de restitution d'énergie calculé dans l'élément d'interface cohésif pour le mode souhaité
- une loi de Paris qui lie la vitesse de propagation du délaminage au taux de restitution d'énergie critique pour le mode de propagation choisi

Dans tous les cas, il faudra avoir recours à des essais de caractérisation de propagation du délaminage en fatigue.

V.6 Conclusion

Dans cette partie, une stratégie de simulation de traction fatigue post-impact a été mise en place pour le modèle semi-continu dans le code de calcul explicite Radioss. Le principe est de rechercher parmi tous les éléments du modèle, celui qui nécessite le nombre de cycles à rupture le plus faible, puis de le supprimer. La suppression d'un élément barre représente une rupture de toron. Elle est basée sur une loi de type Basquin $\varepsilon_{toron} - N_{rupture\ toron}$ où ε_{toron} est la déformation en traction de l'élément barre. Pour cela, des lois ont été identifiées et fournies par Airbus Helicopters pour les tissus carbone/époxy et verre/époxy via des essais de caractérisation en fatigue sur des stratifiés orientés à ($0^\circ/90^\circ$), le comportement de l'éprouvette étant fortement gouverné par celui des fibres pour cette orientation. La suppression d'un élément plaque représente l'endommagement matriciel. Deux types d'endommagements (décollements toron/résine et fissurations intra-torons) ayant été observés expérimentalement au cours des essais de traction fatigue sur les configurations carbone impactées, deux lois $Y_{xy\ max} - N_{rupture\ résine}$ ont été spécialement développées et implémentées dans le modèle semi-continu afin de représenter l'évolution de chacun de ces endommagements. Elles relient le nombre de cycles à rupture de la résine aux fonctions thermodynamiques (ou taux de restitution d'énergie) calculées dans l'élément plaque et sont identifiées par le biais de simulations sur les configurations C0C0 et C45C45. De plus, l'accumulation du dommage est également prise en compte dans chaque élément via l'introduction d'une loi de type Miner.

Tout d'abord, le modèle semi-continu a été testé et validé en traction fatigue post-impact pour les configurations mono-matériau/mono-orientation V0V0, C45C45 et C0C0. Une bonne correspondance expérimental/numérique a été obtenue en termes de scénarios de propagation de dommage post-impact, de nombres de cycles nécessaires pour initier la propagation et de vitesses de propagation quels que soient la taille du dommage initial ou bien le niveau d'allongement imposé. De plus, il a permis d'apporter des éléments de réponse concernant les différences de comportement lorsque l'énergie d'impact et l'allongement imposé sont modifiés, en particulier pour la configuration C45C45 pour laquelle deux scénarios de propagation de dommage peuvent être obtenus. En effet, pour les éprouvettes impactées à faible énergie ou soumises à un faible niveau d'allongement, une fois que les décollements toron/résine se sont initiés, les taux de restitution d'énergie calculés dans la résine sont inférieurs à la valeur seuil nécessaire pour initier des fissurations intra-torons, d'où le besoin d'un nombre de cycles très important pour les voir apparaître. Le modèle permet également d'expliquer la stabilisation de la propagation des endommagements en fatigue dans les éprouvettes C0C0. Cela s'explique par la diminution des déformations de cisaillement de la résine en pointe de propagation avec l'augmentation du nombre de cycles, ce qui entraîne une diminution des taux de restitution d'énergie calculés dans la résine jusqu'à ce qu'ils deviennent inférieurs aux valeurs seuils d'initiation pour chaque endommagement.

Le modèle semi-continu a également été testé et validé en fatigue post-impact sur la stratification hybride V0C45C45. Comme pour les stratifications mono-matériau, une bonne correspondance expérimental/numérique a été obtenue en termes d'évolution du dommage, de nombre de cycles à l'initiation et de vitesse de propagation quels que soient la taille du dommage initial ou bien le niveau d'allongement imposé. Dans ce cas, il a permis de décrire de manière précise le scénario de propagation du dommage dans chaque pli du stratifié. Le dommage se propage dans le verre par le biais de ruptures en compression de mèches transverses et de ruptures en traction de mèches dirigées dans le sens de la sollicitation tout en suivant les points de tissage. De l'endommagement matriciel se propage en décalé dans les plis de carbone en suivant la même direction et l'initiation des fissurations intra-torons pilote l'initiation de l'évolution finale très rapide des ruptures de fibres dans le pli de verre. De plus, il a amené des éléments de réponse en ce qui concerne la forte dispersion sur les résultats concernant les éprouvettes impactées à faible énergie ou soumises à un faible

niveau d'allongement en montrant que cela pouvait être dû à un endommagement de la résine en cisaillement plus ou moins rapide dans les plis de carbone.

Pour l'autre configuration hybride V0C45C0, comme pour l'expérimental, le modèle permet d'obtenir deux comportements différents suivant le niveau d'allongement ou la taille du dommage post-impact. Soit la simulation est menée jusqu'à un haut nombre de cycles de fatigue sans qu'il n'y ait rupture des trois plis avec des ruptures de fibres qui se propagent uniquement dans le pli de verre et de l'endommagement matriciel qui se propage dans les plis de carbone. Soit des ruptures de fibres se propagent simultanément dans les trois plis jusqu'à obtenir une rupture rapide de l'éprouvette. Dans ce cas, les fibres de carbone sont plus sollicitées à la fin de la montée quasi-statique. Des ruptures de fibres s'initient au début de la simulation de fatigue et se propagent par la suite. Cependant, pour la première évolution, le même problème que pour la stratification C45C0 apparaît. La propagation du délaminage en fatigue n'ayant pas encore été introduite dans le modèle semi-continu, le comportement observé au cours des campagnes expérimentales ne peut pas être obtenu pour ces deux configurations pour lesquelles du délaminage a été observé. Les fissurations dans le pli inférieur de carbone sont trop peu développées et les ruptures horizontales sont trop importantes dans le pli de verre.

Il est donc primordial d'implémenter la propagation du délaminage en fatigue dans le modèle semi-continu dans l'optique de réaliser des simulations sur des stratifiés pour lesquels l'interface entre les plis est sollicitée. Dans cette optique, des simulations prospectives ont été réalisées sur les configurations C45C0 et V0C45C0. Pour cela, une loi simple de propagation du délaminage en fatigue $\sigma_{II} - N_{rupture\ interface}$, reliant le nombre de cycles à rupture de l'interface cohésive à la contrainte en mode II, a été introduite dans le modèle. Cela permet d'obtenir des évolutions de dommages plus proches de celles observées expérimentalement. Pour la configuration C45C0, l'ajout de la propagation du délaminage en fatigue permet d'obtenir des zones délaminées similaires à celles observées expérimentalement et un endommagement matriciel vertical plus développé dans le pli de carbone inférieur. Pour la configuration V0C45C0, cela permet d'obtenir une propagation à $\pm 45^\circ$ de ruptures de fibres dans le pli de verre et également un endommagement matriciel vertical plus développé dans le pli de carbone inférieur. Cependant, la rupture du pli de verre a lieu pour un nombre de cycles un peu plus élevé que pour l'essai de fatigue et l'endommagement matriciel ne se propage pas horizontalement et n'est pas autant développé qu'expérimentalement. Une identification précise d'une loi de propagation du délaminage en fatigue sera alors nécessaire dans les futurs travaux pour que le modèle semi-continu puisse représenter de manière précise le comportement des stratifiés tissés hybrides impactés soumis à une sollicitation de traction fatigue.

Chapitre VI Ouvertures

Sommaire

VI.1	Introduction	232
VI.2	Influence d'une pré-tension	233
VI.2.1	Impact au poids tombant	233
VI.2.2	Traction fatigue post-impact	239
VI.2.3	Conclusion	242
VI.3	Influence de la séquence d'empilement	243
VI.3.1	Impact au poids tombant	243
VI.3.2	Traction quasi-statique post-impact	243
VI.3.3	Traction fatigue post-impact	247

VI.1 Introduction

D'autres études ont été menées dans l'optique d'élargir le sujet. Une première consiste à étudier l'influence de la force centrifuge au cours du vol lors de la génération du dommage par impact. En effet, lors des essais d'impact au poids tombant effectués pour les campagnes expérimentales précédentes, l'éprouvette n'est soumise à aucun effort, et l'effet de la force centrifuge n'est pas représenté. Pour se rapprocher du comportement réel du revêtement de la pale d'hélicoptère, il faut alors lui appliquer une pré-tension avant d'effectuer l'impact au poids tombant. Pour cela, une campagne d'essais d'impact au poids tombant avec pré-tension est réalisée sur les stratifications V0C45C45 et V0C45C0. Puis, les éprouvettes impactées sont soumises à des essais de traction fatigue.

Une seconde étude cherche à étudier l'influence de la séquence d'empilement pour la stratification V0C45C0. Cette dernière a été choisie car elle est habituellement utilisée comme revêtement de pale d'hélicoptère. Les essais ayant montré que l'allongement du pli de verre était piloté par celui du pli de carbone positionné juste en-dessous, l'objectif est d'étudier si l'inversion de l'ordre des deux plis de carbone a une conséquence sur le comportement quasi-statique et fatigue post-impact. Pour cela, des éprouvettes de configuration V0C0C45 sont impactées à différentes énergies d'impact puis sont soumises à des sollicitations de traction quasi-statique et fatigue.

VI.2 Influence d'une pré-tension

VI.2.1 Impact au poids tombant

VI.2.1.1 Conditions expérimentales

L'étude d'influence d'une pré-tension lors de l'impact au poids tombant sur les stratifications V0C45C45 et V0C45C0 a été réalisée en collaboration avec T.Langella [Langella et al., 2019]. Le montage utilisé pour les essais d'impact est présenté sur la Figure VI.1. Le dispositif de poids tombant est le même que celui utilisé pour réaliser les impacts des campagnes d'essais précédentes et présenté sur la Figure I.4. L'impacteur possède une tête hémisphérique de diamètre 16 mm et pèse 2 kg. La vitesse est de 2 m/s (soit une énergie d'impact de 4 J). Les dimensions de l'éprouvette sont cependant modifiées pour cette étude : sa longueur et sa largeur sont choisies égales à 200 mm. Pour appliquer la pré-tension, un montage est ajouté en dessous de la tour de chute. Il est composé, d'une part, d'un support fixe et d'un support mobile auxquels est fixée l'éprouvette et, d'autre part, d'une partie en U, qui est composée d'une vis sans fin permettant d'appliquer la pré-tension et d'une cellule d'effort permettant de relever l'effort au cours de la pré-tension. Le principe est de visser l'écrou, ce qui va entraîner le déplacement du support. Une fois l'éprouvette chargée à l'effort voulu, l'impact au poids tombant est réalisé.

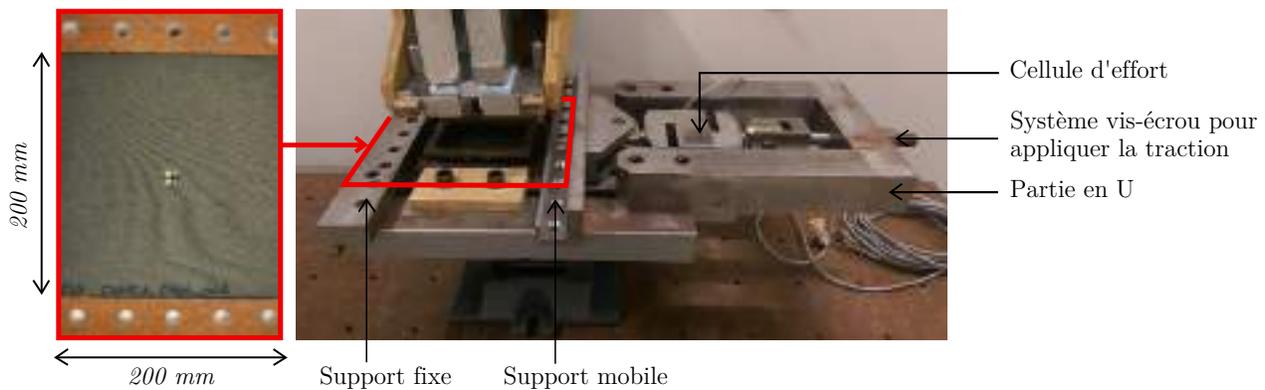


Figure VI.1 – Montage utilisé pour l'impact au poids tombant avec pré-tension [Langella et al., 2019]

Différentes valeurs d'effort de pré-tension sont étudiées pour les deux configurations hybrides. Elles sont résumées dans le tableau VI.1.

Configuration	Représentation	Efforts appliqués
V0C45C45		0 kN - 15 kN - 22,5 kN - 30 kN
V0C45C0		0 kN - 15 kN - 30 kN - 35 kN - 40 kN

Tableau VI.1 – Valeurs d'effort étudiées pour l'impact au poids tombant avec pré-tension

VI.2.1.2 Résultats

Les faciès de rupture obtenus après les impacts au poids tombant sont regroupés sur la Figure VI.2 pour les deux configurations hybrides. Que ce soit pour la stratification V0C45C45 ou V0C45C0, l'augmentation de la valeur de la pré-tension entraîne une extension de la zone endommagée transversalement à la direction de la sollicitation jusqu'à obtenir une rupture totale et explosive du stratifié au moment où l'impacteur entre en contact avec l'éprouvette. Pour les éprouvettes n'ayant pas totalement rompues, la hausse de la pré-tension induit une augmentation des tailles des ruptures de fibres dans le pli inférieur de carbone et dans le pli supérieur de verre ainsi qu'une augmentation des surfaces des zones fissurées dans le pli de verre.

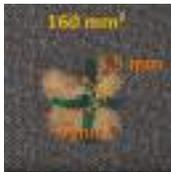
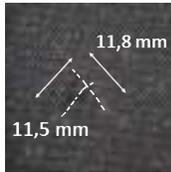
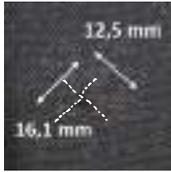
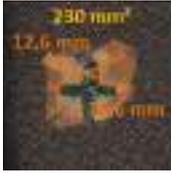
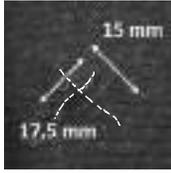
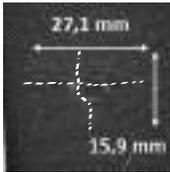
Effort	Pli sup		Pli inf			
	0 kN			100 mm	11,8 mm	
15 kN			125 mm	14,9 mm		
22,5 kN			200 mm	23,9 mm		
30 kN				150 mm	27,1 mm	
40 kN					150 mm	27,1 mm

Figure VI.2 – Faciès de rupture obtenus après impact au poids tombant avec différentes valeurs de pré-tension sur les deux stratifications hybrides

Pour la stratification V0C45C0, il est intéressant de noter que l'application de la pré-tension modifie l'orientation des ruptures de fibres dans le pli supérieur. En effet, elle semble être plus influencée par le pli de carbone C45 que dans le cas sans pré-tension. Par ailleurs, en passant d'une pré-tension de 35 kN à une pré-tension de 40 kN, la taille des ruptures de fibres du pli inférieur, orientées dans le sens de la sollicitation, diminue et la forme du dommage dans le pli supérieur

évolue, avec une prédominance de ruptures de fibres. Cette valeur de pré-tension semble être le début de la transition entre une éprouvette qui ne casse pas et une éprouvette qui rompt totalement au moment de l'impact.

L'extension des zones endommagées se traduit sur les courbes effort-déplacement de l'impacteur par une diminution de l'effort maximal et du déplacement mesuré à la 1^{ère} chute d'effort (Figure VI.3 et Tableaux VI.2-VI.3). En effet, plus la valeur de la pré-tension est élevée, plus les fibres et la résine sont sollicitées en traction et cassent rapidement au cours de l'impact. Par ailleurs, l'augmentation de la pré-tension entraîne une légère augmentation de la raideur de l'éprouvette mesurée au cours de l'impact.

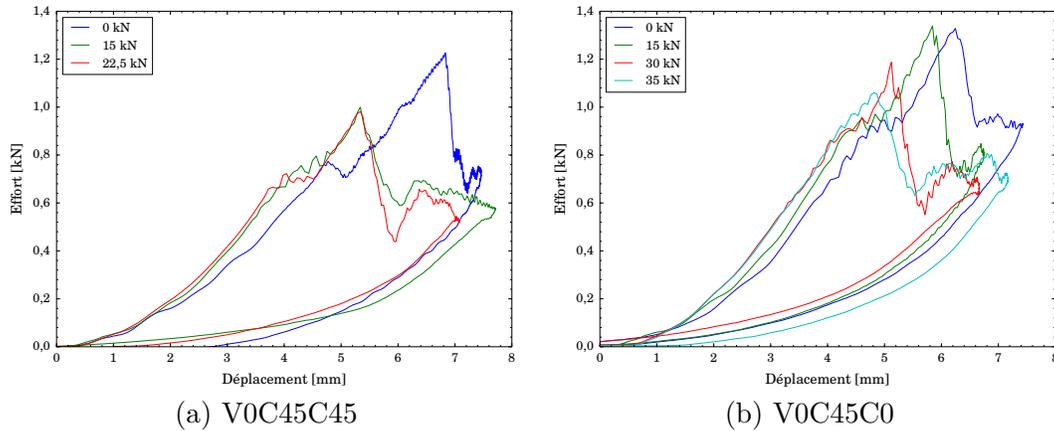


Figure VI.3 – Courbes effort-déplacement obtenues après impact au poids tombant avec différentes valeurs de pré-tension sur les deux stratifications hybrides

	0 kN	15 kN	22,5 kN	30 kN
Effort maximal [kN]	1,22	1	0,95	0
Diminution (%)	-	18	22	∞
Déplacement 1^{ère} chute d'effort [mm]	7	6	5,8	0
Diminution (%)	-	14	17	∞

Tableau VI.2 – Diminution de l'effort maximum et du déplacement à la 1^{ère} chute d'effort en fonction de la valeur de pré-tension pour la configuration V0C45C45

VI.2.1.3 Simulations

Des premières simulations d'impact avec pré-tension ont été effectuées sur les deux configurations hybrides avec les mêmes valeurs d'effort que celles utilisées précédemment. Le modèle d'impact est similaire à celui utilisé pour les simulations d'impact des parties précédentes (Figure VI.4). Les deux plans rigides ont été supprimés car l'éprouvette n'est pas positionnée dans un double cadre. Un côté de l'éprouvette est encasté et l'autre côté est soumis à un déplacement imposé afin d'appliquer la pré-tension.

Pour appliquer la valeur de pré-tension voulue, des simulations de traction quasi-statique sur éprouvettes non-impactées ont été réalisées au préalable afin d'avoir une correspondance entre le

	0 kN	15 kN	30 kN	35 kN	40 kN
Effort maximal [kN]	1,35	1,35	1,2	1,05	0
Diminution (%)	-	0	11	22	∞
Déplacement 1^{ère} chute d'effort [mm]	6,2	6	5,4	5,2	0
Diminution (%)	-	3	13	16	∞

Tableau VI.3 – Diminution de l'effort maximum et du déplacement à la 1^{ère} chute d'effort en fonction de la valeur de pré-tension pour la configuration V0C45C0

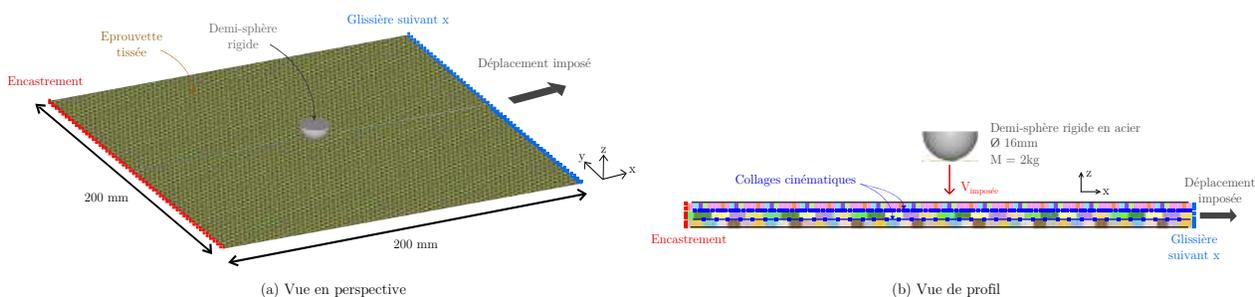


Figure VI.4 – Modèle éléments finis utilisé pour l'impact au poids tombant avec pré-tension

déplacement imposé et l'effort souhaité.

La simulation s'effectue en deux étapes. Tout d'abord, un déplacement est imposé pour appliquer la pré-tension à la valeur voulue. Puis, la demi-sphère est lâchée tout en maintenant l'éprouvette au même déplacement. Les résultats obtenus sont présentés sur les Figures VI.5-VI.6 en ce qui concerne les faciès de rupture et les courbes effort-déplacement.

Le modèle permet bien d'obtenir une augmentation des tailles de dommages dans la direction transverse à la sollicitation jusqu'à obtenir une rupture totale de l'éprouvette avec une pré-tension de 30 kN pour la stratification V0C45C45 et avec une pré-tension de 35 kN pour la stratification V0C45C0. Le modèle est néanmoins conservatif pour cette deuxième stratification car expérimentalement, la rupture de l'éprouvette apparaît pour une pré-charge de 40 kN. De plus, le modèle est capable de représenter que les ruptures de fibres du pli inférieur dirigées dans le sens de la sollicitation diminuent avec l'augmentation de la pré-tension.

Les courbes effort-déplacement montrent une légère augmentation de la raideur de l'éprouvette ainsi qu'une diminution de l'effort maximum et du déplacement à la première chute d'effort avec l'augmentation de la pré-tension.

L'influence de la pré-tension est visible sur les champs de déformations des fibres dans l'éprouvette. Par exemple, pour la stratification V0C45C0, l'augmentation de la pré-tension entraîne des déformations ε_{yy} (transverses à la pré-tension) plus importantes des fibres dans chacun des plis avant même que l'impact n'ait eu lieu (Figure VI.7). Ainsi, au cours de l'impact, les fibres du pli inférieur (dans lequel les ruptures de fibres s'initient en premier) sont plus déformées avec l'augmentation de la pré-tension et atteignent leur critère de rupture plus tôt, ce qui entraîne des ruptures transverses plus grandes.

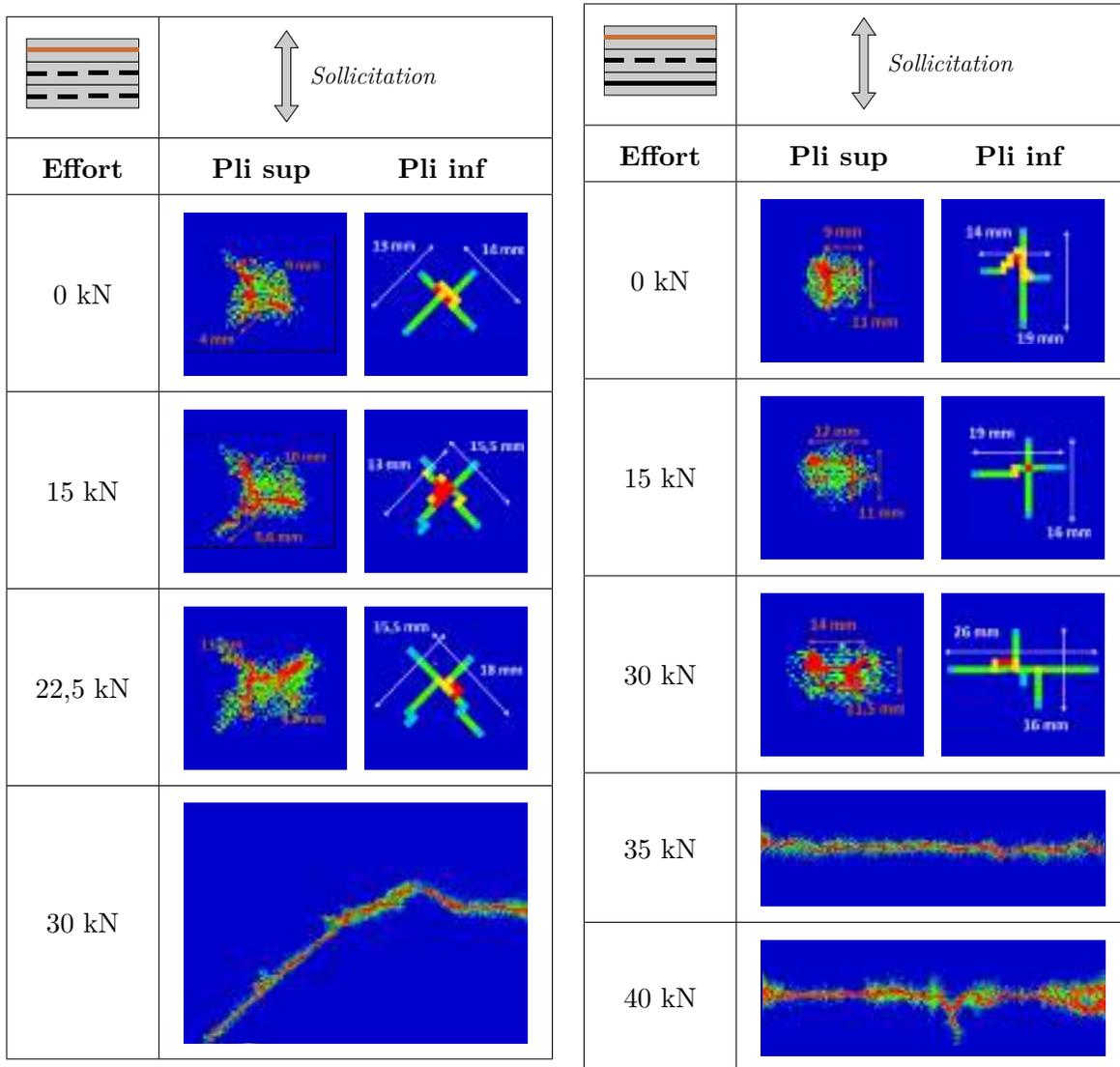


Figure VI.5 – Faciès de rupture obtenus après les simulations d'impact au poids tombant avec différentes valeurs de pré-tension sur les deux stratifications hybrides

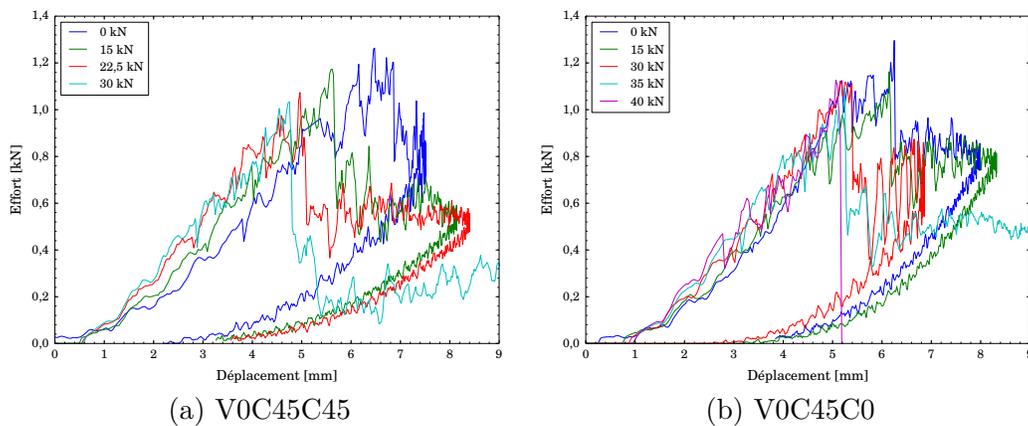


Figure VI.6 – Courbes effort-déplacement obtenues après les simulations d'impact au poids tombant avec différentes valeurs de pré-tension sur les deux stratifications hybrides

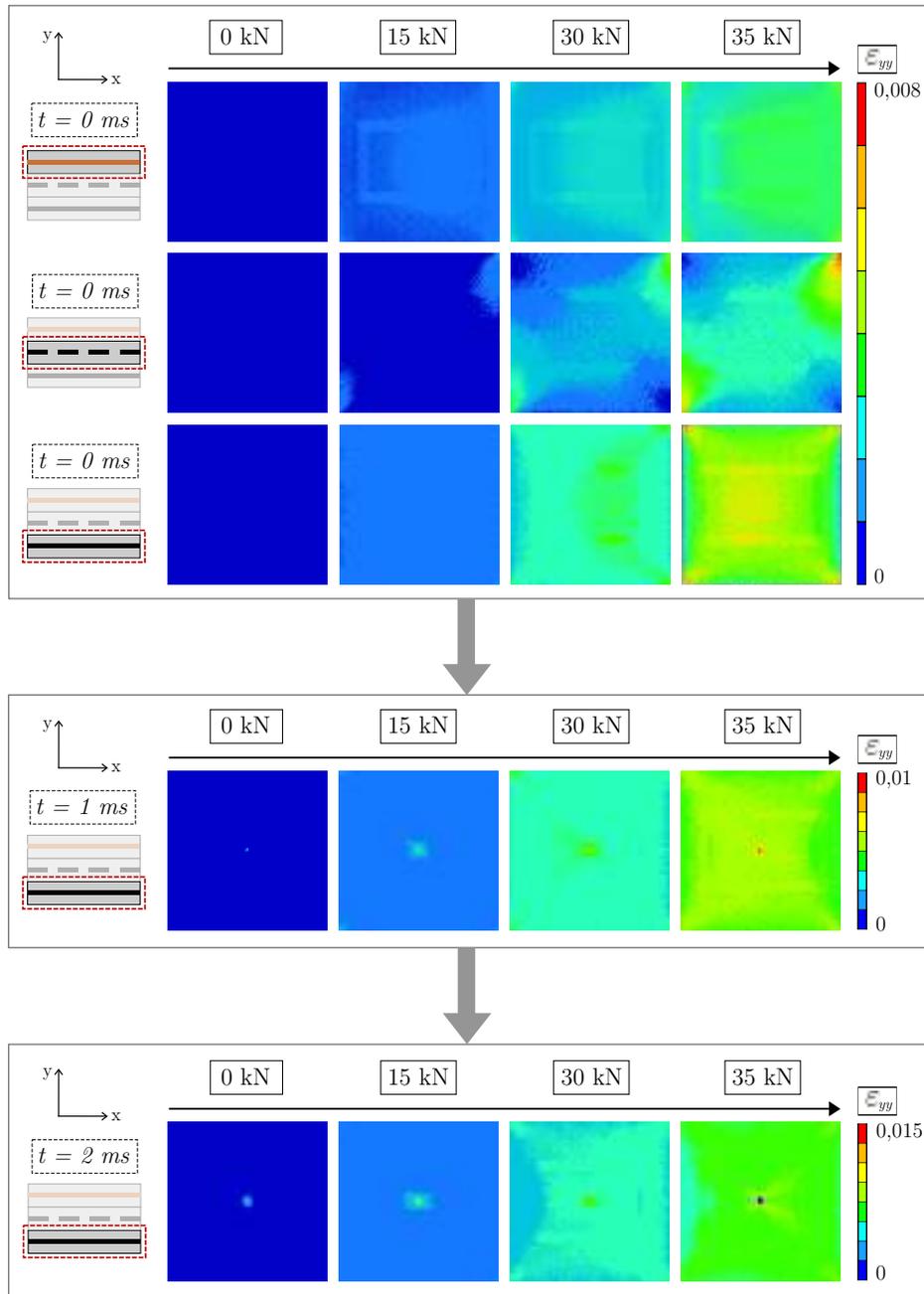


Figure VI.7 – Evolution du champ de déformations ε_{yy} dans le stratifié V0C45C0 au cours de la simulation d'impact en fonction de la valeur de la pré-tension

Ces premières simulations donnent alors de bons résultats même si les tailles de dommage sont un peu surévaluées et que la rupture de l'éprouvette de configuration V0C45C0 arrive pour une valeur de pré-tension plus faible que celle obtenue expérimentalement. Cela peut être dû au fait que la pré-tension est appliquée par le biais d'un déplacement imposé. Or, la correspondance effort-déplacement a été réalisée via une simulation de traction quasi-statique sur éprouvette non-impactée et l'essai de traction correspondant sur une éprouvette de dimension 200 mm x 200 mm n'a pas encore été effectué. Les augmentations des ruptures transverses peuvent néanmoins être mises en corrélation avec l'augmentation des déformations subies par les fibres due à l'application

de la pré-tension. Une perspective possible serait d'utiliser le modèle pour comprendre si une zone de transition existe entre l'éprouvette qui ne casse pas et l'éprouvette qui rompt totalement au moment de l'impact par le biais de simulations effectuées pour des valeurs de pré-tension comprises entre 22,5 kN et 30kN pour V0C45C45 et entre 30 kN et 35 kN pour V0C45C0.

VI.2.2 Traction fatigue post-impact

Les essais de traction fatigue post-impact sont effectués sur chacune des configurations hybrides avec les mêmes caractéristiques que celles utilisées au cours des essais prospectifs. Les allongements imposés sont $\Delta L_1 = 0,68 \text{ mm} \pm 0,61 \text{ mm}$ pour V0C45C45 et $\Delta L_2 = 0,7 \text{ mm} \pm 0,63 \text{ mm}$ pour V0C45C0.

Les courbes effort-déplacement traverse ont été relevées après la montée quasi-statique pour les deux stratifications hybrides (Figure VI.8). Comme pour l'étude de l'influence de l'énergie d'impact, le fait d'appliquer une pré-tension au cours de l'essai d'impact au poids tombant entraîne une augmentation de la taille du dommage post-impact et donc une diminution des caractéristiques résiduelles des éprouvettes impactées (Tableaux VI.4-VI.5).

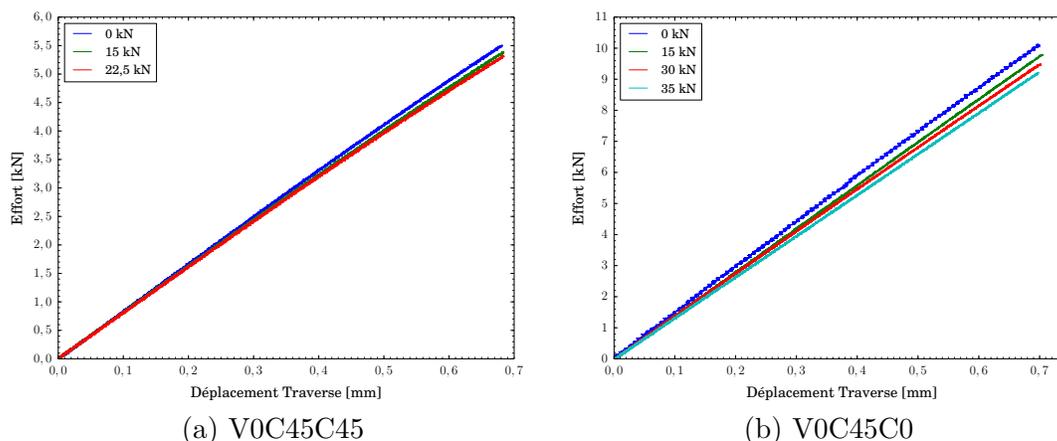


Figure VI.8 – Courbes effort-déplacement traverse obtenues après la montée quasi-statique en fonction de la valeur de pré-tension sur les stratifications hybrides

	0 kN	15 kN	22,5 kN
Effort maximal [kN]	5,5	5,4	5,3
Diminution (%)	-	1,8	3,6
Raideur [MPa]	8 200	8 100	8 000
Diminution (%)	-	1,2	2,4

Tableau VI.4 – Diminution des caractéristiques résiduelles en fonction de la valeur de pré-tension pour la configuration V0C45C45

Les faciès de rupture obtenus après les essais de traction fatigue post-impact sur la stratification V0C45C45 sont identiques quelle que soit la valeur de la pré-tension (Tableau VI.6). Des ruptures de fibres et de l'endommagement matriciel se propagent à $\pm 45^\circ$ respectivement dans le pli de verre

	0 kN	15 kN	30 kN	35 kN
Effort maximal [kN]	10,2	9,8	9,5	9,2
Diminution (%)	-	3,9	6,8	9,8
Raideur [MPa]	14 365	13 800	13 380	12 960
Diminution (%)	-	3,8	6,8	9,7

Tableau VI.5 – Diminution des caractéristiques résiduelles en fonction de la valeur de pré-tension pour la configuration V0C45C0

et dans les plis de carbone.

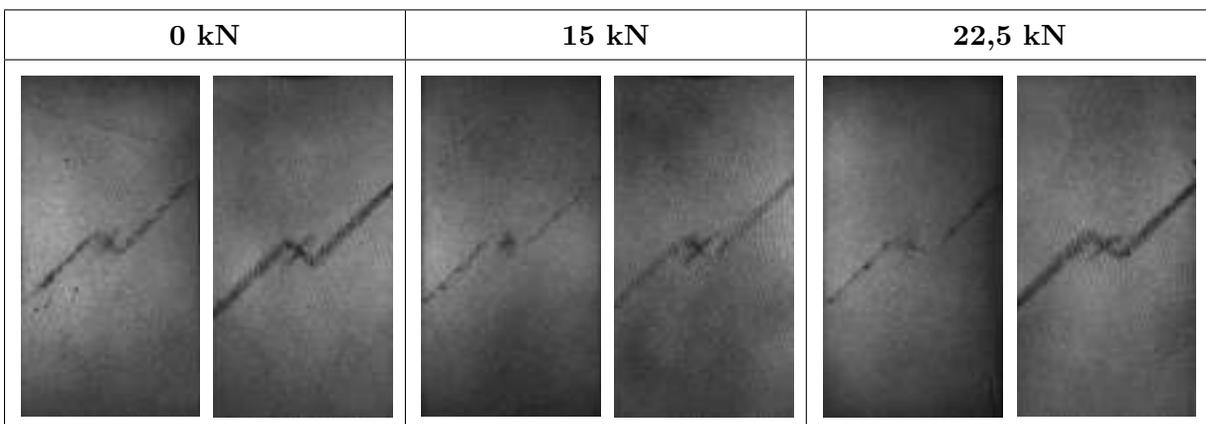


Tableau VI.6 – Faciès de rupture obtenus après des essais de traction fatigue sur les éprouvettes de configuration V0C45C45 impactées avec pré-tension

La valeur de la pré-tension a cependant une influence sur la vitesse de propagation du dommage dans le stratifié. La propagation des ruptures de fibres dans le pli de verre s'initie plus rapidement et la rupture de ce pli intervient plus tôt (Figure VI.9 et Tableau VI.7).

Pré-tension	$N_{\text{initiation}}$	$N_{\text{rupture verre}}$
0 kN	15 000	115 000
15 kN	1 500	35 000
22,5 kN	100	13 000

Tableau VI.7 – Nombre de cycles nécessaire pour l'initiation de la propagation du dommage et pour la rupture du pli de verre en fonction de la pré-tension pour un allongement de ΔL_1

Le comportement post-impact de la stratification V0C45C45 n'est fondamentalement pas modifié par l'application d'une pré-tension au cours de l'impact au poids tombant. Néanmoins, cela entraîne une augmentation de la taille de la zone endommagée dans la direction transverse à la sollicitation au cours de l'impact au poids tombant. Les caractéristiques résiduelles post-impact sont

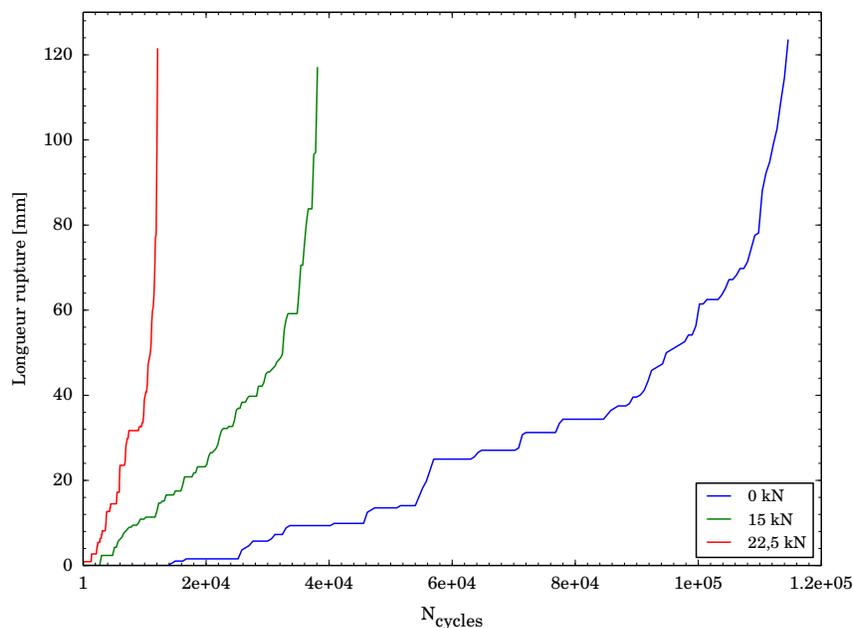


Figure VI.9 – Courbes d'évolution des longueurs de ruptures de fibres en fonction du nombre de cycles et des valeurs de pré-tension pour la configuration V0C45C45

dégradées et le dommage post-impact s'initie et se propage plus rapidement en fatigue.

Les faciès de rupture obtenus après les essais de fatigue post-impact sur la stratification V0C45C0 sont regroupés dans le Tableau VI.8. Pour une pré-tension de 15 kN et 30 kN, le dommage se propage comme dans une éprouvette ayant été impactée sans pré-tension, soit l'évolution 1 obtenue au cours de la campagne prospective (Figure I.13). Des ruptures de fibres se propagent à $\pm 45^\circ$ dans le pli de verre, de l'endommagement matriciel évolue verticalement et horizontalement dans le pli de carbone inférieur et du délaminage se développe entre les deux plis de carbone. Les essais sont stoppés au bout de 200 000 cycles sans qu'il n'y ait rupture finale des éprouvettes. Cependant, pour une pré-tension de 35 kN, la seconde évolution du dommage est observée avec une propagation simultanée de ruptures de fibres dans les trois plis et une rupture finale rapide du stratifié (30 000 cycles).

En ce qui concerne les pré-tensions de 15 kN et de 30 kN, les faciès de rupture indiquent que l'augmentation de la valeur de la pré-tension entraîne une propagation plus rapide des dommages dans l'éprouvette. En effet, ils sont plus développés que dans une éprouvette n'ayant pas subi de pré-tension au cours de l'impact pour un nombre de cycles de fatigue identique. Par ailleurs, pour 200 000 cycles, le pli de verre de l'éprouvette pré-chargée à 30 kN est déjà rompu et les fissurations matricielles verticales du pli de carbone inférieur sont plus développées que dans le cas de l'éprouvette pré-chargée à 15 kN.

Ainsi, comme pour la stratification hybride précédente, l'application d'une pré-tension au moment de l'impact implique une augmentation de la taille du dommage transversalement à la direction de sollicitation, ce qui entraîne une propagation plus rapide du dommage post-impact et peut même amener à passer de l'évolution 1, pour laquelle les plis de carbone ne cassent pas, à l'évolution 2, pour laquelle la rupture simultanée des trois plis intervient rapidement.

Remarque : les simulations n'ont pas été réalisées dans le cas de la traction fatigue post-impact car la pré-tension a uniquement une influence sur les tailles de dommages post-impact et que les

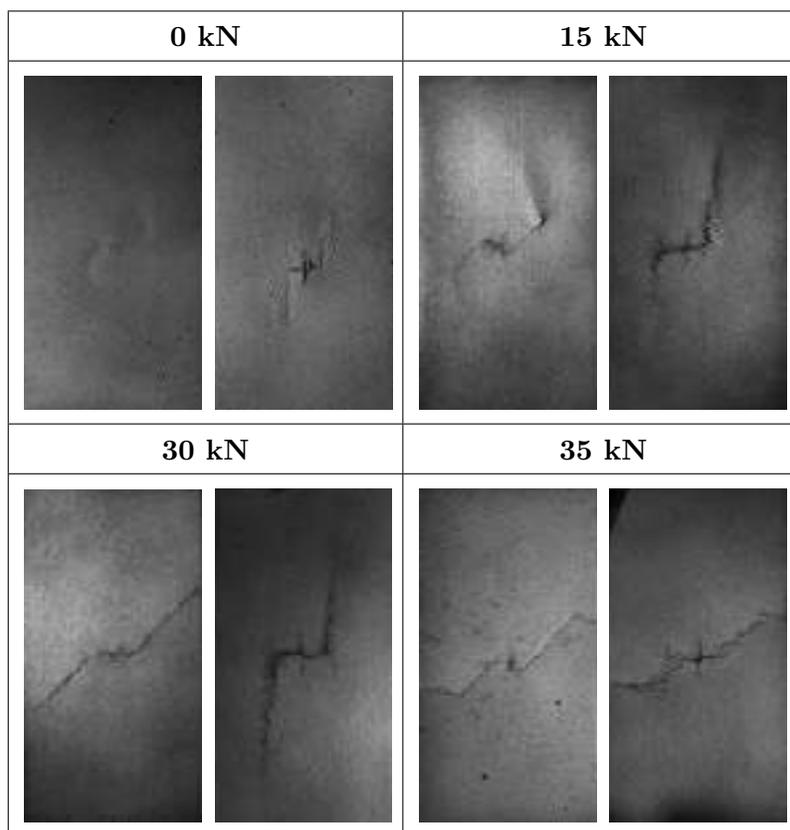


Tableau VI.8 – Faciès de rupture obtenus après des essais de traction fatigue sur les éprouvettes de configuration V0C45C0 impactées avec pré-tension - Les essais ont été stoppés à 200 000 cycles pour les éprouvettes non-rompues

simulations concernant l'étude d'influence de la taille du dommage initial ont déjà été effectuées dans les parties précédentes.

VI.2.3 Conclusion

L'étude d'influence d'une pré-tension au cours de l'impact au poids tombant, servant à étudier l'influence de la force centrifuge sur le comportement du stratifié tissé hybride à l'impact, a montré qu'il était essentiel de prendre en compte cette sollicitation au cours de la conception de la pale d'hélicoptère. En effet, cela entraîne une augmentation de la taille du dommage post-impact dans la direction transverse à la sollicitation. Même si le comportement post-impact ne s'en trouve pas fondamentalement modifié, le dommage post-impact étant plus grand, son initiation et sa propagation se font plus rapidement avec l'augmentation de la valeur de la pré-tension appliquée. De plus, pour la stratification V0C45C0, cela peut conduire à un passage de l'évolution pour laquelle les plis de carbone ne cassent pas à celle pour laquelle la rupture finale des trois plis intervient rapidement. Ces observations sont toutefois relatives à la structure étudiée. La structure sandwich de la pale d'hélicoptère doit forcément limiter les observations faites sur le revêtement seul puisque la mousse vient stabiliser le comportement de la peau. Cela peut donc avoir une influence sur le dommage généré par impact ainsi que sur la mise en tension de la peau. De plus, l'effort centrifuge étant principalement repris par le longeron, le revêtement de la pale d'hélicoptère subit certainement des allongements plus faibles que ceux appliqués au cours de cette étude.

VI.3 Influence de la séquence d'empilement

VI.3.1 Impact au poids tombant

L'objectif de cette partie est de réaliser une étude prospective de l'influence de la séquence d'empilement en investigant le comportement post-impact de la configuration V0C0C45. Pour cela, seulement trois énergies d'impact sont étudiées : 2,25 J - 4 J - 16 J, permettant d'obtenir respectivement des dommages peu visibles, visibles et une perforation du stratifié (Tableau VI.9). Les tailles de dommages obtenues pour la stratification V0C0C45 sont similaires à celles obtenues pour la stratification V0C45C0.

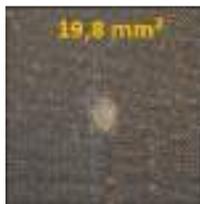
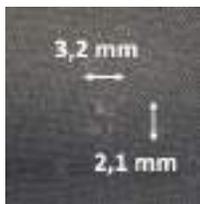
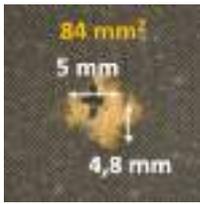
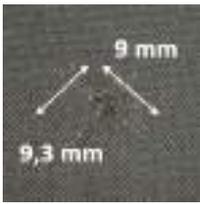
				
E_{impact}	Pli sup	Pli inf	Pli sup	Pli inf
2,25 J				
4 J				
16 J				

Tableau VI.9 – Faciès de rupture obtenus après impact au poids tombant à différentes énergies sur les différentes configurations de stratifiés tissés hybrides

La modification de la séquence d'empilement entraîne une modification des courbes effort-déplacement. Pour la configuration V0C0C45, le pli C0, qui est plus raide que le pli C45 en flexion, se retrouve au niveau de la fibre neutre du stratifié. La raideur en flexion du stratifié ainsi que l'effort maximum atteint au cours de l'impact sont donc moins élevés que ceux obtenus pour la configuration V0C45C0 (Figure VI.10).

VI.3.2 Traction quasi-statique post-impact

Les faciès de rupture obtenus après les essais de traction quasi-statique post-impact sont identiques quelle que soit l'énergie d'impact avec une propagation horizontale du dommage (Tableau VI.10).

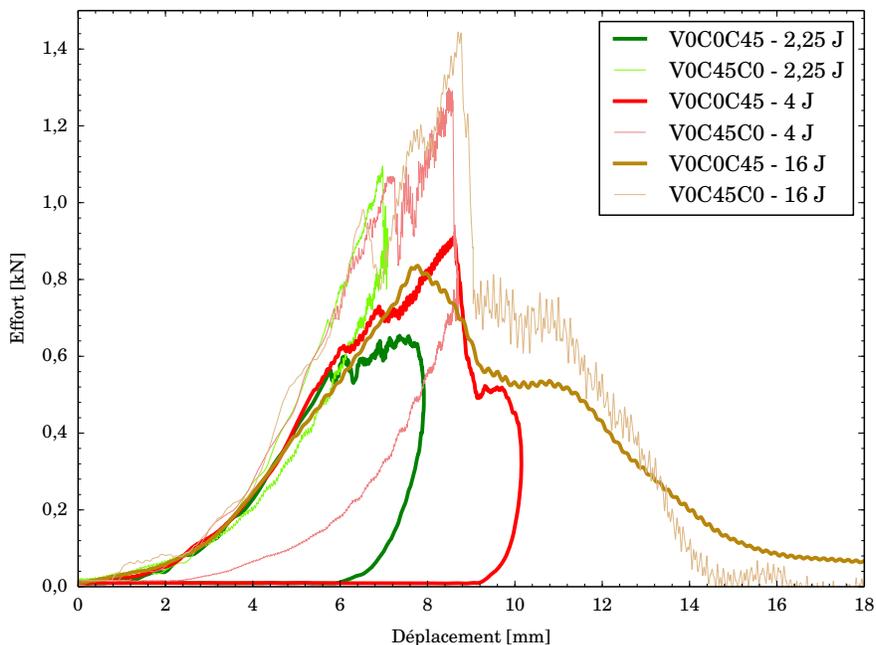


Figure VI.10 – Courbes effort-déplacement obtenues après impact au poids tombant à différentes énergies sur la stratification V0C0C45 - Comparaison avec la stratification V0C45C0

Dans ce cas, une modification de la taille du dommage post-impact n'entraîne pas une modification du faciès de rupture.

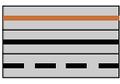
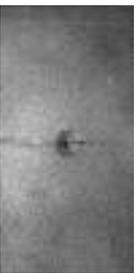
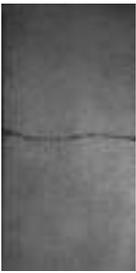
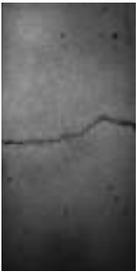
E_{impact}	Saine	2,25 J	4 J	16 J
				
				

Tableau VI.10 – Faciès de rupture obtenus après une traction quasi-statique sur les différentes configurations hybrides impactées à différentes énergies

La propagation du dommage pour la configuration V0C0C45 est donc identique à celle observée pour une éprouvette de configuration V0C45C0 impactée à 2,25 J avec l'absence des légères propa-

gations à $\pm 45^\circ$. En effet, l'allongement du pli de verre est piloté par celui du pli de carbone C0 et non plus par celui du pli de carbone C45, ce qui empêche les ruptures en compression de mèches transverses à la sollicitation.

Les courbes effort - déplacement traverse relevées au cours de l'essai de traction quasi-statique montrent que la rupture du stratifié V0C0C45, qu'il soit impacté ou non, a lieu plus tard que celle du stratifié V0C45C0 (Figure VI.11). Cela n'est pas dû aux tailles des dommages post-impact puisqu'elles sont quasiment identiques entre les deux configurations et que la rupture plus tardive intervient également dans le cas d'une éprouvette non-impactée. Inverser l'ordre des plis de carbone du stratifié hybride V0C45C0 permet alors d'obtenir un meilleur comportement en traction quasi-statique post-impact.

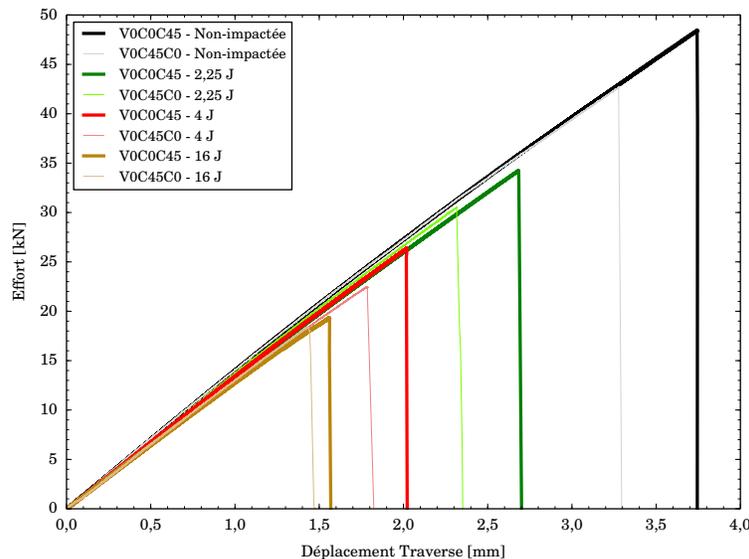


Figure VI.11 – Courbes effort-déplacement traverse obtenues après traction quasi-statique sur éprouvettes de configuration V0C0C45 impactées à différentes énergies - Comparaison avec la stratification V0C45C0

Pour expliquer cette différence et afin d'effectuer une comparaison plus précise des comportements des deux stratifications, des simulations de traction quasi-statique ont été réalisées sur des éprouvettes non-impactées de configuration V0C45C0 et V0C0C45. Les courbes effort - déplacement traverse obtenues numériquement montrent bien que la stratification V0C0C45 casse plus tard que la stratification V0C45C0 (Figure VI.12).

Au cours de la simulation, l'initiation de la rupture de l'éprouvette se fait, pour les deux cas, dans le pli C0 (Figure VI.13). Cependant, l'inversion de l'ordre des plis de carbone entraîne une modification de la déformée subie par l'éprouvette. Les déformations des fibres des plis de carbone sont alors plus faibles dans le cas V0C0C45, d'où la rupture plus tardive.

Cette tendance se confirme pour les éprouvettes impactées. En effet, des simulations ont également été réalisées sur des éprouvettes de configuration V0C0C45 initialement impactées à des énergies de 2,25 J, 4 J et 16 J. Pour chacune des énergies testées, la rupture de l'éprouvette de configuration V0C0C45 intervient plus tard que celle de l'éprouvette de configuration V0C45C0 (Figure VI.14). Par ailleurs, les faciès de rupture sont similaires à ceux observés expérimentalement, avec une propagation horizontale du dommage (Tableau VI.11).

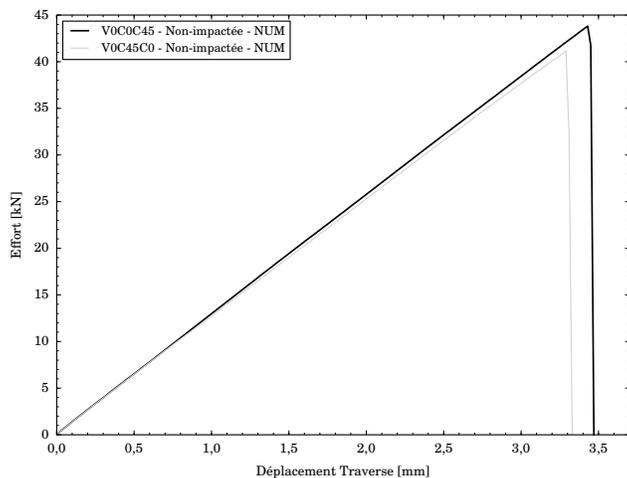


Figure VI.12 – Comparaison des courbes effort-déplacement traverse obtenues après simulations de traction quasi-statique sur éprouvettes non-impactées de configuration V0C0C45 et V0C45C0

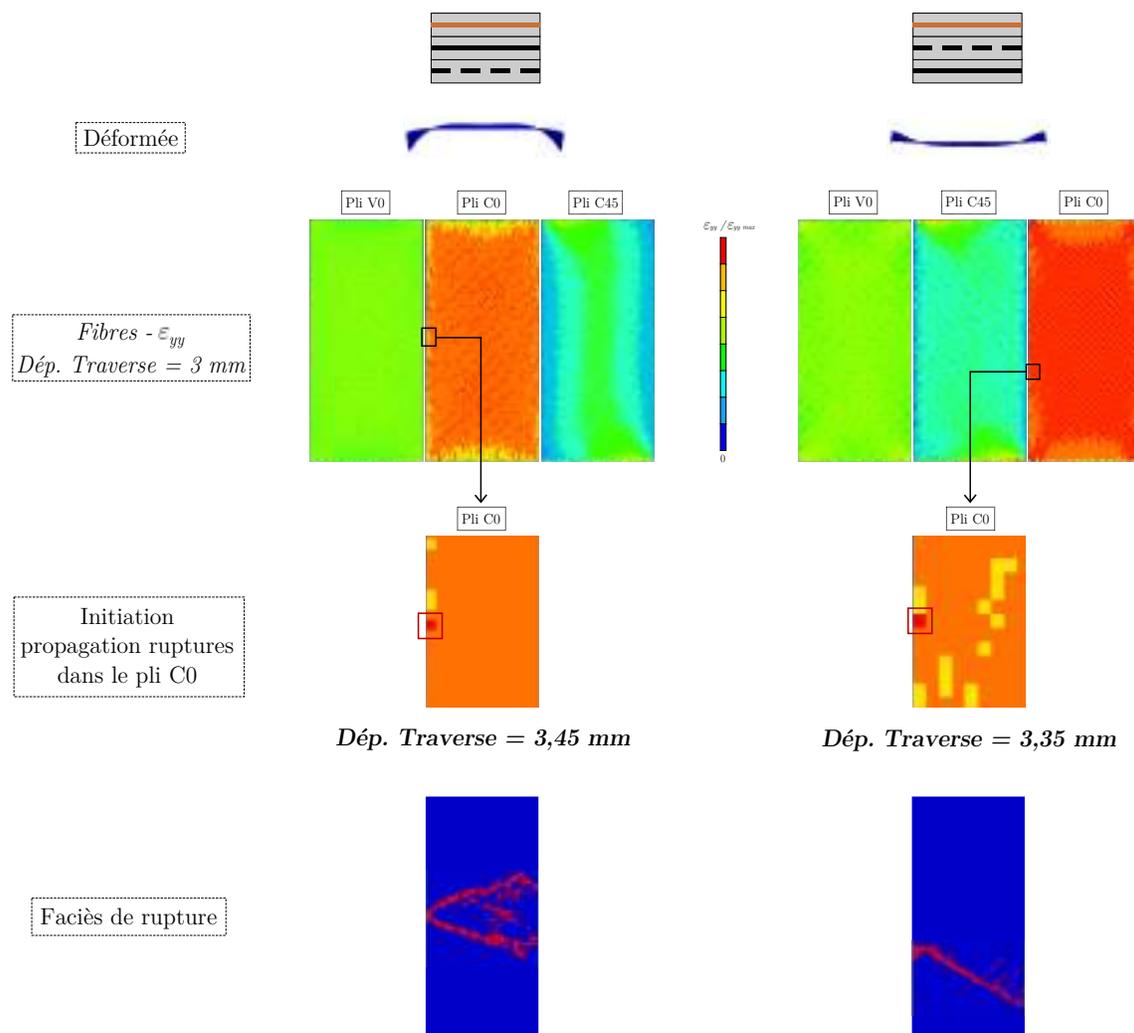


Figure VI.13 – Comparaison des comportements des éprouvettes non-impactées de configuration V0C0C45 et V0C45C0 au cours des simulations de traction quasi-statique

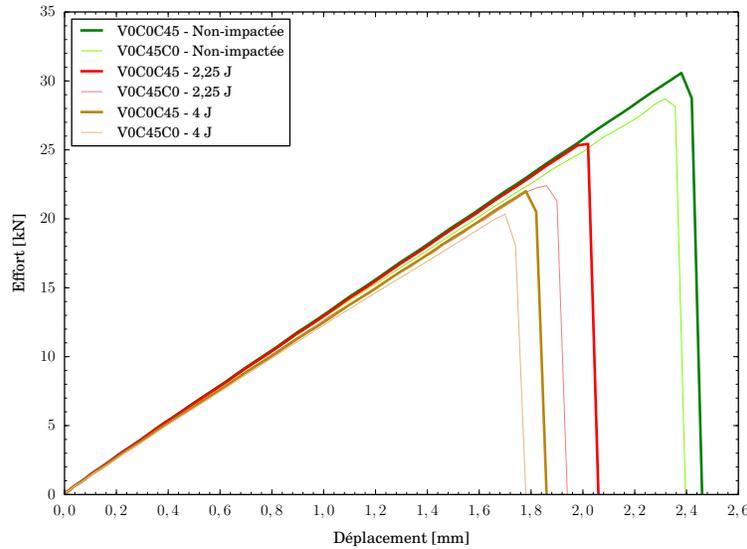


Figure VI.14 – Comparaison des courbes effort-déplacement traverse obtenues après simulations de traction quasi-statique sur éprouvettes impactées de configuration V0C0C45 et V0C45C0

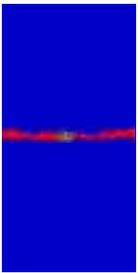
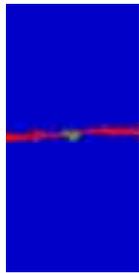
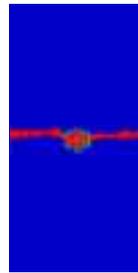
E_{impact}	2,25 J	4 J	16 J
			

Tableau VI.11 – Facès de rupture obtenus après des simulations de traction quasi-statique sur des éprouvettes de configuration V0C0C45 initialement impactées à différentes énergies

Comme pour le cas des simulations de traction quasi-statique sur la stratification V0C45C0 impactée, qui a montré que la rupture finale du stratifié avait lieu dès lors que la propagation s'initiait dans le pli de carbone C45 situé au centre du stratifié, dans le cas de la stratification V0C0C45, le pli C45 est le dernier pli du stratifié dans lequel la propagation s'initie au cours des simulations (ce qui est logique car c'est dans ce pli que les fibres sont les moins sollicitées). Or, la modification de la séquence d'empilement génère des déformations moins importantes des fibres de carbone au cours de la traction quasi-statique, ce qui explique pourquoi la rupture du stratifié intervient plus tardivement pour la stratification V0C0C45.

VI.3.3 Traction fatigue post-impact

Des essais de traction fatigue post-impact sont également réalisés sur les éprouvettes de configuration V0C0C45. Comme pour les stratifications hybrides V0C45C45 et V0C45C0, une étude d'influence du niveau d'allongement imposé sur le scénario de propagation du dommage est effectuée en plus de celle sur l'énergie d'impact. Les caractéristiques des essais de fatigue sont présentées dans le Tableau VI.12. Trois niveaux différents d'allongement sont étudiés pour des éprouvettes initialement impactées avec une énergie de 4 J. Un seul niveau d'allongement est imposé afin d'étudier

l'influence de l'énergie d'impact. Il correspond à une valeur permettant d'obtenir une propagation du dommage sans rupture de l'éprouvette initialement impactée à 4 J.

E_{impact}	 $\Delta L_3 = 0,83 \text{ mm} \pm 0,75 \text{ mm}$ $\frac{\Delta L_{3 \text{ sta}}}{\Delta L_{3 \text{ rupt QS}}} = 0,4$
2,25 J	-10% ΔL_3
4 J	-10% ΔL_3 / -5% ΔL_3 / ΔL_3
16 J	-10% ΔL_3

Tableau VI.12 – Energies d'impacts et allongements utilisés pour les essais de traction fatigue post-impact sur la configuration hybride V0C0C45

Il n'y a pas de rupture finale des éprouvettes initialement impactées à 2,25 J ou 4 J et soumises à un allongement -10% ΔL_3 , pour lesquelles les essais ont été menés jusqu'à 4.10^6 cycles (Tableau VI.13 - Figure VI.15). Cependant, l'éprouvette impactée à 16 J casse quasi-instantanément et le faciès de rupture est identique à celui obtenu en quasi-statique post-impact (Tableau VI.10). De plus, les éprouvettes impactées à 4 J et soumises à un allongement -5% ΔL_3 ou ΔL_3 viennent également rompre en fatigue. La rupture ne se fait pas quasi-instantanément dans ces cas-là et une augmentation du niveau d'allongement entraîne une diminution du nombre de cycles à rupture. Par ailleurs, le faciès de rupture est identique à celui obtenu pour une éprouvette impactée de configuration C45C0 sollicitée en traction quasi-statique (Tableau III.2).

E_{impact}	N_{rupture}	Allongement	N_{rupture}
2,25 J	-	-10% ΔL_3	-
4 J	-	-5% ΔL_3	130 000
16 J	60 (Quasi-instantanée)	ΔL_3	10 000

Figure VI.15 – Nombre de cycles nécessaire pour la rupture finale de l'éprouvette en fonction de l'énergie d'impact et du niveau d'allongement imposé

La visualisation de l'éprouvette après l'essai de fatigue et les images issues de la tomographie RX montrent que, pour l'éprouvette initialement impactée à 4 J et soumise à un allongement -10% ΔL_3 , de l'endommagement matriciel et des ruptures de mèches transverses à la sollicitation se propagent verticalement dans le pli supérieur de verre tandis que de l'endommagement matriciel se propage à $\pm 45^\circ$ dans le pli de carbone inférieur (Figure VI.16). De plus, du délaminage se propage entre le pli de verre et le pli de carbone C0. Le même scénario de propagation est observé pour l'éprouvette initialement impactée à 2,25 J mais la propagation se fait beaucoup plus lentement (Figure VI.17). Il se rapproche fortement de celui observé pour une éprouvette impactée de configuration C45C0 sollicitée en traction fatigue (Partie III.4.5). Il peut donc être supposé que le comportement du stratifié V0C0C45 en traction fatigue post-impact est équivalent à celui du stratifié C0C45 pour

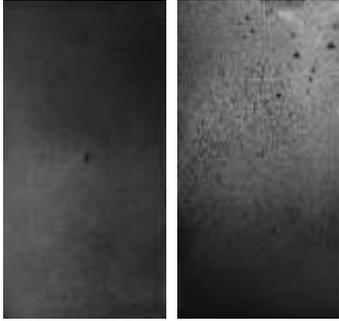
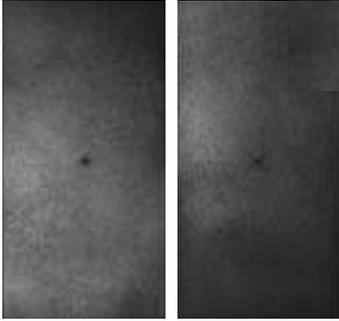
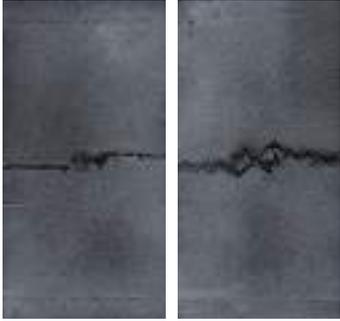
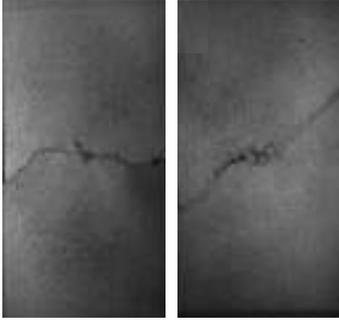
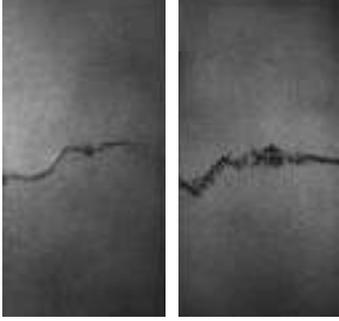
	2,25 J	4 J	16 J
-10% ΔL_3			
-5% ΔL_3			
ΔL_3			

Tableau VI.13 – Faciès de rupture obtenus après des essais de traction fatigue sur les éprouvettes impactées de la configuration V0C0C45 - Pour les éprouvettes non-rompues, les essais ont été stoppés à $4 \cdot 10^6$ cycles

lequel un pli de verre a été ajouté et dont le comportement est guidé par celui du pli de carbone C0 (si l'hypothèse est faite que le comportement post-impact de C0C45 est le même que celui de C45C0).

Pour les éprouvettes impactées à 4 J et soumises à un allongement -5% ΔL_3 ou ΔL_3 , le scénario de propagation du dommage commence de manière identique (Figure VI.19). De l'endommagement matriciel se propage verticalement dans le pli de verre et à $\pm 45^\circ$ dans le pli de carbone inférieur. Cependant, les fibres des plis supérieur et inférieur, situées en bord du dommage post-impact, se chargent de plus en plus en traction. Cela initie une propagation de ruptures de fibres dans le pli supérieur puis une rupture finale soudaine du stratifié. Cette initiation et cette propagation de ruptures de fibres ont lieu pendant un laps de temps très court. En effet, les courbes d'évolution de l'effort maximal en fonction du nombre de cycles (Figure VI.18b) montrent, par exemple, que l'éprouvette soumise à un allongement -5% ΔL_3 se comporte comme une éprouvette soumise à un allongement -10% ΔL_3 . Les diminutions de l'effort maximal sont semblables, ce qui est signe d'une

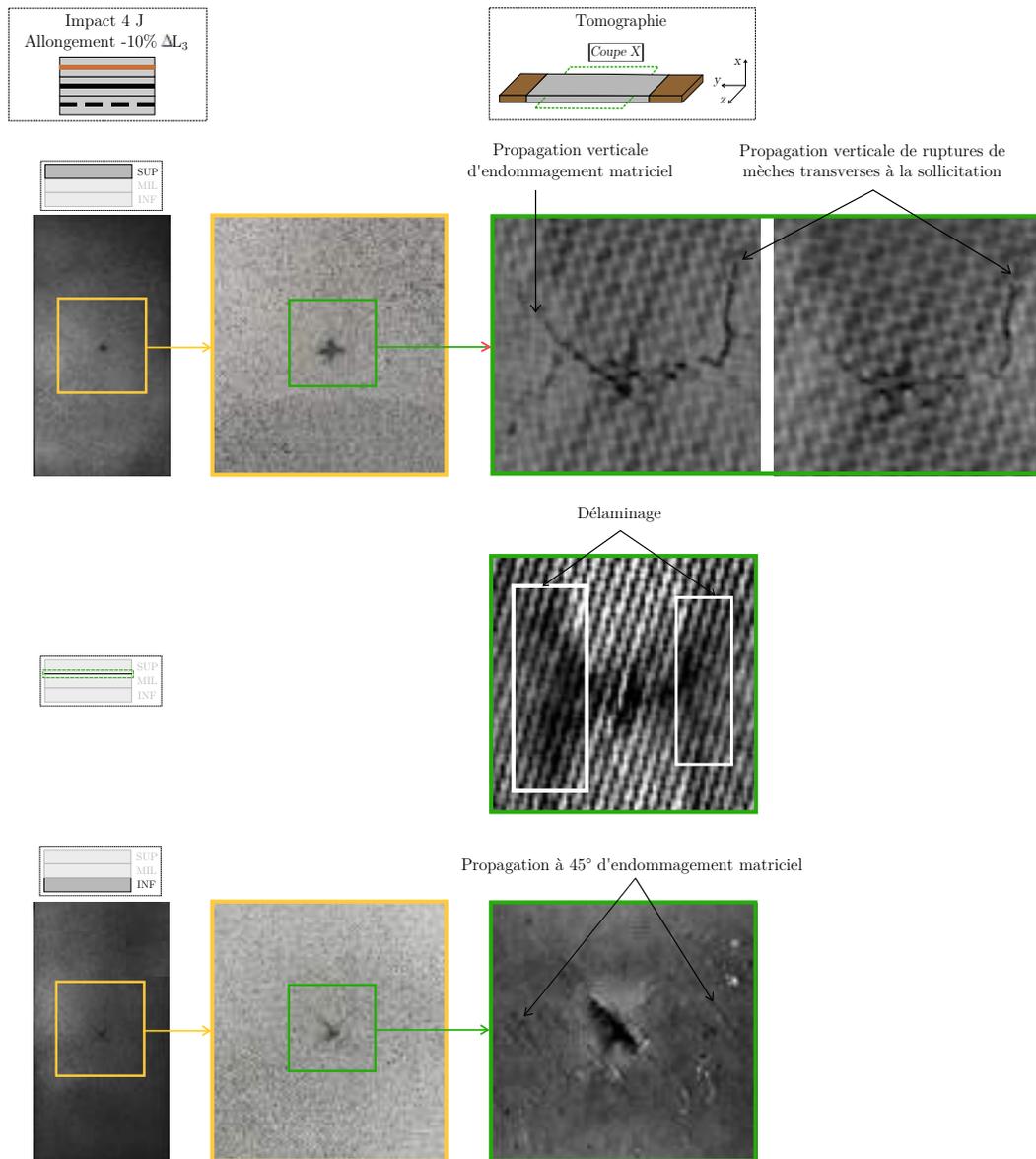


Figure VI.16 – Scénario de propagation du dommage post-impact en traction fatigue pour une éprouvette de configuration V0C0C45 qui ne rompt pas

dégradation similaire. La chute de l'effort, correspondant à la rupture finale du stratifié, arrive cependant de manière brutale sans diminution préalable qui serait signe d'une accélération de l'endommagement.

Cette rupture brutale de l'éprouvette peut être expliquée par le développement de délaminage entre le pli de verre V0 et le pli de carbone C0. Effectivement, au cours de l'essai, l'allongement du pli de verre est guidé par celui du pli de carbone C0. Cela génère l'apparition d'endommagement matriciel vertical et de ruptures de mèches transverses dans le pli de verre. Puis, du délaminage se développe entre le verre et le carbone, ce qui redistribue les efforts dans le stratifié. Contrairement à la configuration V0C45C0, pour laquelle des ruptures de mèches à $\pm 45^\circ$ se propagent dans le verre et viennent localiser les déformations en pointe de cette propagation, l'endommagement du pli de verre de la configuration V0C0C45 est seulement vertical. Cela entraîne une localisation des déformations en bord de dommage post-impact du pli de carbone C0, d'où l'initiation de la

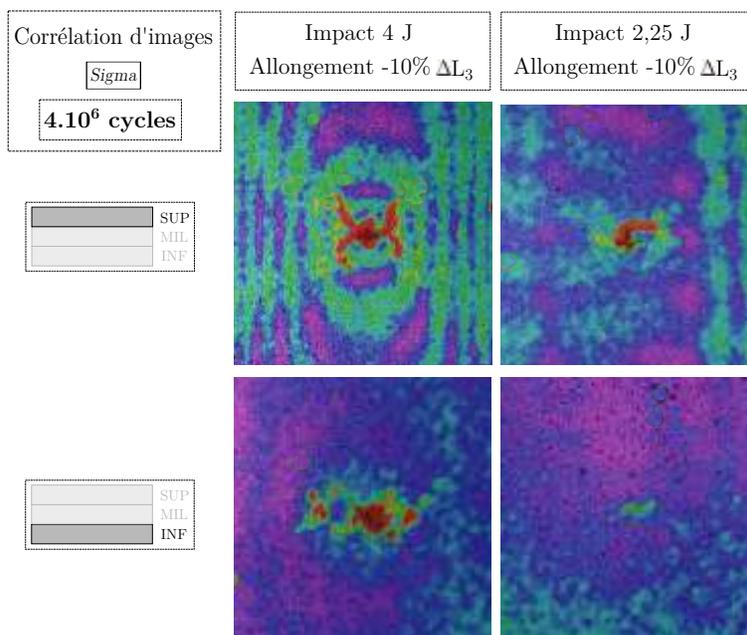


Figure VI.17 – Comparaison des propagations de dommage post-impact obtenues après 4.10^6 cycles de fatigue entre des éprouvettes impactées à 4J et 2,25 J

propagation de ruptures de fibres dans le pli C0 et la rupture soudaine du stratifié.

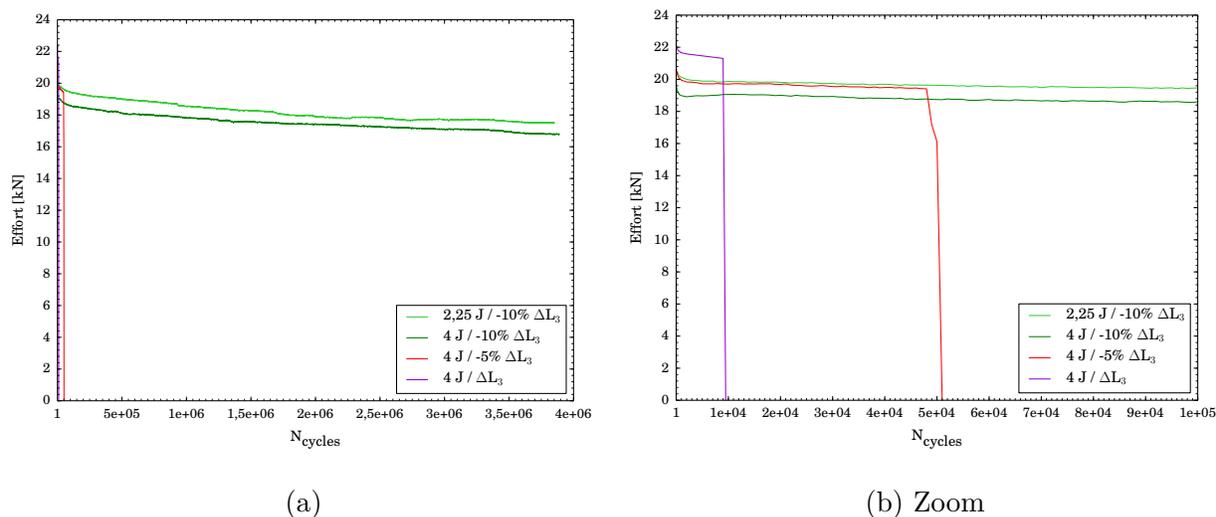


Figure VI.18 – Courbes d'évolution de l'effort maximal en fonction du nombre de cycles, de l'énergie d'impact et du niveau d'allongement imposé

En conséquence, l'inversion de l'ordre des plis de carbone dans la séquence d'empilement a un effet bénéfique en traction fatigue post-impact. Dans le cas où la rupture finale de l'éprouvette n'a pas lieu, l'allongement du pli de carbone étant piloté par celui du pli C0, de l'endommagement vertical se propage dans le verre au contraire de la stratification V0C45C0 pour laquelle l'endommagement se propage à $\pm 45^\circ$. La rupture du pli de verre n'a donc jamais lieu et le revêtement permet donc de reprendre plus d'effort (Figure VI.20a), ce qui pourrait être favorable si cette stratification était utilisée comme revêtement de pale d'hélicoptère. Dans le cas où l'énergie d'impact ou le niveau d'allongement augmente, la rupture finale de l'éprouvette intervient quel que soit l'ordre d'empilement des plis de carbone avec des nombres de cycles à rupture similaires. Cependant, pour

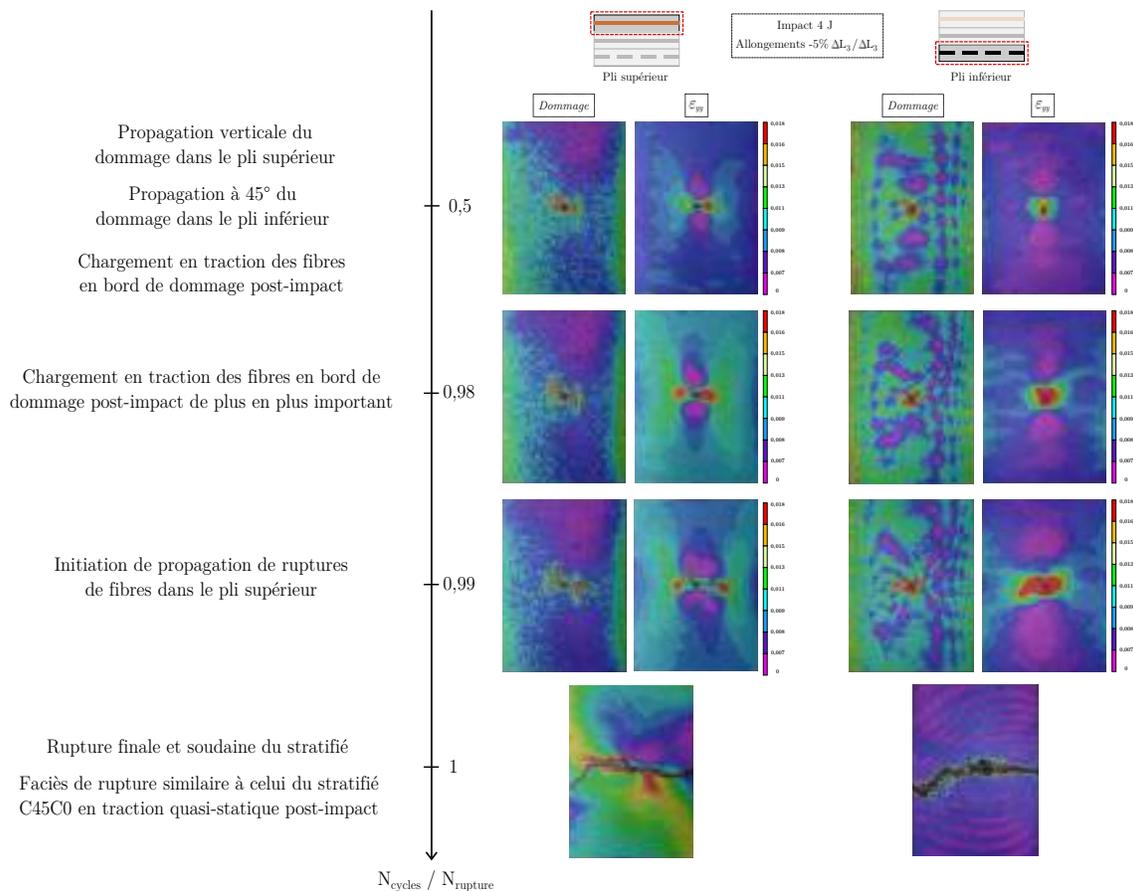


Figure VI.19 – Scénario de propagation du dommage post-impact pour des éprouvettes de configuration V0C0C45 impactées à 4J et soumise à un allongement -5% ΔL_2 ou ΔL_3

la configuration V0C45C0, une propagation progressive de ruptures de fibres dans les trois plis est visible alors que pour la configuration V0C0C45, la rupture finale intervient soudainement (Figure VI.20b). Cela pourrait être difficile à anticiper dans le cas où cette stratification était utilisée comme revêtement de pale d’hélicoptère.

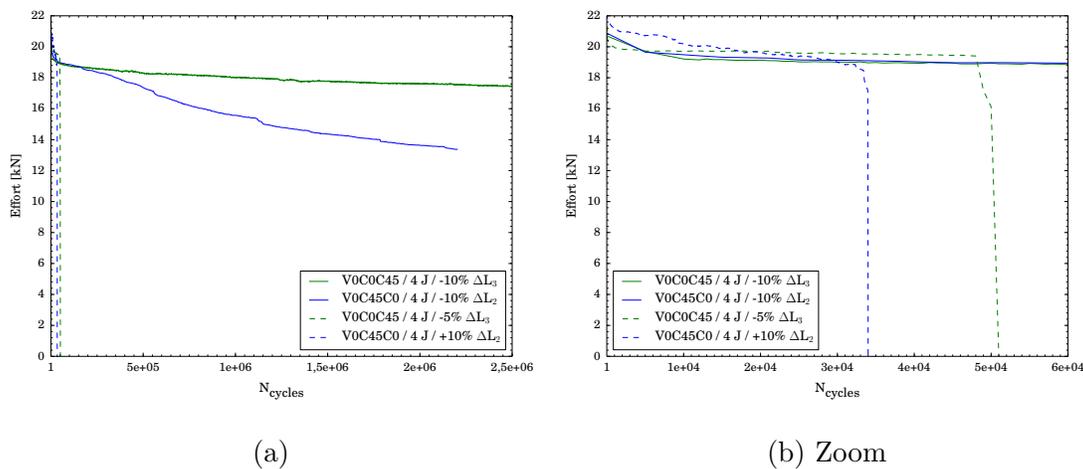


Figure VI.20 – Courbes d’évolution de l’effort maximal relevé au cours de l’essai de fatigue en fonction du nombre de cycles - Comparaison entre les configurations V0C0C45 et V0C45C0

Conclusion générale et perspectives

Le présent travail a porté sur l'étude et la modélisation de la propagation de dommage post-impact dans des revêtements de pales d'hélicoptère. Les impacts viennent générer des dommages, tels que des fissurations matricielles, des ruptures de fibres ou du délaminage, dans la peau de la pale généralement composée de trois plis tissés carbone/époxy et verre/époxy. Ils peuvent alors se propager lorsque la pale est soumise à des sollicitations de vol, ce qui peut empêcher le retour de mission et dégrader la sécurité des passagers. L'étude s'est ainsi focalisée sur deux empilements couramment utilisés comme revêtement de pale, dits *hybrides* car ils sont composés de plusieurs matériaux/orientations : V0C45C45 (un pli tissé verre/époxy orienté à $(0/90)^\circ$ et deux plis tissés carbone/époxy orientés à $\pm 45^\circ$) et V0C45C0 (un pli tissé verre/époxy à $(0/90)^\circ$, un pli tissé carbone/époxy à $\pm 45^\circ$ et un pli tissé carbone/époxy à $(0/90)^\circ$). Les objectifs de ce travail de thèse ont donc été d'une part de comprendre les phénomènes de propagation du dommage post-impact soumis à une sollicitation de traction quasi-statique ou fatigue (représentant la force centrifuge, le battement et la trainée) et d'autre part d'adapter la modélisation semi-continue, développée pour les stratifiés tissés fins soumis à des sollicitations de type impact [Navarro, 2010; Pascal, 2016], à ces sollicitations de traction quasi-statique et fatigue dans le but de pouvoir prédire la propagation du dommage et la rupture potentielle du revêtement de la pale.

Scénarios d'endommagement

La première partie de ce travail a été de mettre en évidence, de manière expérimentale, le scénario de propagation du dommage post-impact dans les deux stratifications hybrides en traction quasi-statique et en traction fatigue. Pour cela, une étude d'influence de la taille du dommage ainsi que du niveau d'allongement imposé (en fatigue) sur le comportement post-impact a été menée sur des éprouvettes impactées au poids tombant à différentes énergies. Une étude d'influence du type de dommage initial a également été menée via la génération du dommage par indentation quasi-statique ou bien la réalisation d'entailles. De plus, afin de mieux comprendre les phénomènes observés dans les stratifications hybrides, les mêmes études ont été réalisées sur des stratifications *mono-matériau* (C0C0, C45C45, C45C0 et V0V0) dans le but d'appréhender les phénomènes de propagation propres à chaque matériau et à chaque orientation constituant les configurations hybrides.

Pour ce qui est de la traction quasi-statique, les corrélations d'images ont montré que la propagation du dommage post-impact était gouvernée par de la propagation de rupture de torons. Deux comportements très différents ont pu être déduits suivant la stratification hybride étudiée. Pour V0C45C45, la propagation du dommage se fait en trois temps : une rupture à $\pm 45^\circ$ du pli de verre, puis une reprise d'effort des plis de carbone et enfin une rupture à $\pm 45^\circ$ de ces derniers. La rupture à $\pm 45^\circ$ du pli de verre est due au fait que son allongement est guidé par celui des plis de carbone, ce qui entraîne une rupture en compression des mèches transverses à la sollicitation due à l'effet poisson des plis de carbone orientés à $\pm 45^\circ$. Au contraire, pour V0C45C0, la propagation se fait

soudainement et simultanément dans les trois plis avec une modification du faciès de rupture des éprouvettes en fonction de l'énergie d'impact. En effet, pour une énergie inférieure à 4 J, le faciès de rupture est horizontal et pour une énergie supérieure ou égale à 4 J, des légères propagations orientées à $\pm 45^\circ$ ont pu être observées. Par ailleurs, l'énergie d'impact a une influence sur les caractéristiques mécaniques résiduelles du stratifié. La résistance résiduelle, l'allongement à rupture résiduel et la raideur résiduelle diminuent en trois temps en fonction de l'énergie d'impact : une diminution quasiment nulle puis une forte diminution et enfin une stabilisation.

En fatigue, deux comportements différents sont également notés. Pour la configuration V0C45C45, la propagation du dommage est identique à celle obtenue en quasi-statique avec une propagation de ruptures de fibres à $\pm 45^\circ$ uniquement dans le pli de verre et ensuite une reprise d'effort par les plis de carbone (fissurés) une fois le pli de verre rompu. Dans ce cas, l'augmentation de l'énergie d'impact ou du niveau d'allongement imposé entraîne uniquement une initiation et une propagation plus rapide de ces ruptures dans le verre. Pour ce qui est de la configuration V0C45C0, deux évolutions différentes du dommage sont constatées suivant l'énergie d'impact ou le niveau d'allongement imposé. La première évolution consiste en : une propagation de ruptures de fibres à $\pm 45^\circ$ dans pli de verre, une propagation de décollements toron/résine et de fissurations intra-torons dans les plis de carbone et une propagation de délaminage entre les deux plis de carbone. L'endommagement matriciel évolue à $\pm 45^\circ$ dans le pli C45 alors qu'il évolue verticalement et horizontalement dans le pli C0. Le délaminage vient dissocier les deux plis de carbone et l'allongement du pli de verre est guidé par celui du pli C45 seulement, ce qui explique la propagation des ruptures à $\pm 45^\circ$ comme dans le cas de la configuration V0C45C45. Une fois le pli de verre rompu, les plis de carbone continuent à fissurer mais sans rompre. La deuxième évolution est une propagation rapide et simultanée de ruptures de fibres dans les trois plis qui mène à une rupture finale de l'éprouvette avec un faciès de rupture proche de celui observé en quasi-statique.

Que ce soit en quasi-statique ou en fatigue, il a pu être observé que l'indentation quasi-statique pouvait se substituer à l'impact au poids tombant mais pas les entailles. En effet, la rupture d'une éprouvette entaillée est plus tardive en quasi-statique et le dommage se propage plus lentement en fatigue.

Développements numériques

Tout d'abord, des développements, basés sur les observations expérimentales et la bibliographie, ont été introduits dans la modélisation semi-continue afin de l'adapter aux sollicitations de traction quasi-statique post-impact. Au cours d'un essai de traction sur la stratification C45C45, de l'endommagement en cisaillement, qui peut être décomposé en décollements toron/résine et fissurations intra-torons n'apparaissant pas au même moment et se propageant à une vitesse différente dans l'éprouvette est observé. Pour représenter cela, deux variables d'endommagement en cisaillement, calculées par le biais de fonctions thermodynamiques (ou taux de restitution d'énergie), ont été introduites dans le modèle. Elles viennent dégrader les raideurs de l'élément plaque, qui représente la résine. Les différents paramètres nécessaires à la mise en place de cette loi d'endommagement en cisaillement ont été identifiés sur des essais de traction quasi-statique cyclé et non-cyclé sur éprouvettes C45C45 saines. Les ruptures en compression des mèches de fibres, observées au cours d'essais sur les configurations hybrides, ont été implémentées par le biais d'un critère de rupture des éléments barres basé sur une déformation maximale en compression. De plus, les points de tissage sont pris en compte dans la modélisation. Pour cela, il a été supposé que l'ondulation du toron au niveau d'un point de tissage entraînait la diminution de la déformation maximale en compression admissible par le toron de fibres à cet endroit. Les valeurs de ces déformations maximales ont été choisies en se basant sur les résultats issus de la corrélation d'images et de la bibliographie.

Pour la simulation de traction fatigue post-impact, la stratégie de simulation est basée sur la recherche puis la suppression de l'élément plaque (résine) ou de l'élément barre (toron) nécessitant le nombre de cycles le plus faible pour atteindre la rupture. Une routine a pour cela été mise en place dans le but de palier à l'impossibilité de discuter entre éléments lors de la parallélisation du calcul dans le code explicite Radioss. Cette stratégie est basée d'une part sur des courbes de fatigue $\varepsilon_{max} - N_{cycles}$ (identifiées et fournies par Airbus Helicopters) pour les ruptures de torons et d'autre part sur des courbes de fatigue $Y_{xy max} - N_{cycles}$, spécialement développées dans ces travaux pour chaque type d'endommagement matriciel observé au cours des essais (décollements toron/résine et fissurations intra-torons). A ce jour, l'endommagement matriciel en fatigue est uniquement implémenté pour le carbone, car les essais de fatigue sur la configuration V0V0 et les études de [Bizeul, 2009] et [Rouault, 2013] ont montré que la propagation était gouvernée par des ruptures successives de mèches de fibres. Les lois ont été identifiées sur les essais de traction fatigue réalisés sur les configurations C0C0 et C45C45.

Finalement, une routine a aussi été mise en place dans l'optique de pouvoir effectuer des simulations post-impact dans le code explicite Radioss, ce qui est impossible à la base. L'idée a été de récupérer, à la fin de la simulation d'impact, les variables utilisateurs correspondant aux différents endommagements et de les ré-injecter dans le modèle au début de la simulation de traction. Cela permet d'avoir, comme état initial de la simulation de traction, l'éprouvette endommagée avec l'endommagement obtenu à la fin de la simulation d'impact.

Validation et exploitation du modèle

En quasi-statique post-impact, le modèle a été validé pour toutes les configurations testées expérimentalement (mono-matériau et hybrides) en termes de faciès de rupture et de courbes effort-déplacement. Ainsi, il a pu être utilisé afin d'apporter des éléments d'explication à certaines observations réalisées au cours des différentes campagnes d'essais. Par exemple, pour la configuration hybride V0C45C0, un lien direct a été établi entre la taille du dommage post-impact et le scénario de propagation du dommage puisque la modification du scénario de propagation du dommage apparaît dès lors que des ruptures de fibres apparaissent dans le pli de verre au cours de l'impact au poids tombant. Dans ce cas, au cours de la traction quasi-statique post-impact, la propagation de ruptures de fibres s'initie dans le pli de verre et se fait à $\pm 45^\circ$ tant qu'aucune rupture ne s'est initiée dans le pli C45 situé au centre du stratifié. Une fois qu'elles se sont initiées, cela mène à la rupture soudaine des trois plis. Dans le cas où il n'y a pas de rupture de fibre dans le pli de verre après impact, la propagation s'initie soit dans le pli C0 soit simultanément dans les trois plis ce qui induit une propagation horizontale du dommage dans les trois plis. Il est donc apparu que le pli C45 était finalement le pli responsable de la rupture finale du stratifié. De plus, le modèle a permis de faire un lien entre les tailles des dommages post-impact et la chute des caractéristiques mécaniques résiduelles post-impact. La première chute importante est due à l'apparition de ruptures de fibres au cours de l'impact dans le pli supérieur V0 pour la configuration V0C45C45 et dans le pli C45 pour la configuration V0C45C0. Ensuite, dès que l'énergie d'impact est supérieure à celle nécessaire pour totalement perforer le stratifié, la taille des dommages n'augmente plus, d'où la stabilisation des caractéristiques. Par ailleurs, il a aussi permis d'expliquer que la différence de comportement entre les éprouvettes impactées et entaillées était due au fait que l'impact génère de la fissuration matricielle en bord de ruptures de fibres, ce qui tend à les solliciter de manière plus importante au cours de la traction quasi-statique.

Le modèle a également été validé en traction fatigue post-impact, mais uniquement pour les stratifications pour lesquelles aucune propagation de délaminage n'a été observée expérimentalement.

En effet, ce dernier n'a pas encore été implémenté mais semble avoir une influence sur le comportement en fatigue. Ainsi, pour les configurations V0V0, C0C0, C45C45 et V0C45C45, il permet d'obtenir les bons scénarios de propagation du dommage post-impact avec des nombres de cycles à initiation, des vitesses de propagation et des nombres de cycles à rupture proches de ceux obtenus au cours des campagnes expérimentales quels que soient l'énergie d'impact ou bien le niveau d'allongement imposé. Le modèle a aussi pu être exploité dans l'optique d'étudier l'influence des tailles du dommage initial ou du niveau de sollicitation sur le scénario de propagation.

Conclusions sur le modèle proposé

En conclusion, le modèle proposé dans ces travaux de thèse a montré de fortes capacités de prédiction de la propagation d'un dommage post-impact dans un stratifié tissé composite soumis à une sollicitation de traction quasi-statique ou fatigue pour lequel aucune propagation de délaminage n'a été notée expérimentalement. Sa robustesse et sa fiabilité ont pu être testées à travers la comparaison avec de nombreux essais expérimentaux sur des éprouvettes dites *mono-matériaux* et *hybrides*.

Le modèle étant l'adaptation au post-impact de celui développé par [Navarro, 2010] et [Pascal, 2016] pour l'impact sur composites tissés, il garde les mêmes points forts, c'est-à-dire :

- une stratégie simple basée sur une utilisation appropriée des différents types d'éléments finis (assemblage de barres, plaques, éléments rigides et cohésifs)
- une procédure de maillage simplifiée par l'implémentation d'une formulation multiéléments dans un seul élément fini
- un bon compromis entre l'échelle minimale du dommage représenté et la dimension maximale du problème à modéliser
- une représentation innovante du motif de tissage à l'échelle du pli

Mais il permet d'en acquérir de nouveaux tels que :

- des simulations d'impact et de traction post-impact réalisables dans le même code de calcul (ici Radioss) et avec le même modèle (il suffit simplement de modifier les conditions aux limites)
- la possibilité d'effectuer des simulations de propagation de dommages en fatigue dans le code de calcul Radioss
- la représentation par le modèle de plusieurs types d'endommagement de la résine en cisaillement observés expérimentalement (décollements toron/résine et fissurations intra-torons)
- la bonne capacité du modèle à représenter la propagation des dommages dans des stratifications *hybrides*
- des temps de calcul raisonnables pour les simulations quasi-statique et fatigue (sur 180 cœurs, la durée maximale d'un calcul quasi-statique est de 45 minutes et celle d'un calcul fatigue est de 3 heures pour les mono-matériau et de 15 heures pour les hybrides)

Perspectives de recherche

Les prolongements naturels à ces travaux de thèse sont divers. Tout d'abord, il paraît évident qu'un développement essentiel à réaliser dans le modèle semi-continu est l'ajout de la propagation du délaminage en fatigue. Ce dernier a pu être observé au cours des essais sur les configurations

C45C0 et V0C45C0, et tant qu'il n'est pas introduit numériquement, le modèle ne sera pas capable de représenter le comportement exact du stratifié en fatigue post-impact. Par ailleurs, les premières simulations réalisées avec une loi simple $\sigma_{II} - N_{rupture\ interface}$ ont montré que cela permettait d'obtenir des évolutions de dommages plus proches de celles observées expérimentalement. L'introduction d'une loi de propagation de délaminage en fatigue passera par l'implémentation soit d'une loi de type $\sigma - N_{rupture\ interface}$, soit, comme cela se fait plus communément, de type $G - N_{rupture\ interface}$ où G est le taux de restitution d'énergie calculé dans l'élément d'interface cohésif, soit d'une loi de Paris qui lie la vitesse de propagation du délaminage au taux de restitution d'énergie critique pour le mode de propagation choisi. Dans tous les cas, il faudra avoir recours à des essais de propagation du délaminage en fatigue afin de caractériser ces lois.

Une fois le délaminage pris en compte dans la modélisation en fatigue, le modèle pourra être utilisé pour des études d'optimisation du revêtement de la pale d'hélicoptère. En effet, l'étude de l'ordre d'empilement a déjà montré que cela pouvait avoir une influence plutôt positive sur le comportement post-impact (quasi-statique et fatigue), mais cela pourrait être confirmé en fatigue par des simulations numériques. De nouvelles stratifications pourraient également être testées, avec des plis qui n'ont pas encore été étudiés dans ces travaux, tel que du tissu verre/époxy orienté à $\pm 45^\circ$, ou même en modifiant l'épaisseur des plis utilisés dans le revêtement.

Pour parfaire l'optimisation du revêtement, il faudra évidemment prendre en compte l'effet de la force centrifuge au cours de l'impact, comme cela a été montré dans ces travaux dans une étude rapide de l'effet d'une pré-tension lors de l'essai d'impact au poids tombant. Cependant, une étude plus approfondie pourrait être menée afin d'identifier d'une part si le modèle prend bien en compte cet effet à travers des essais et des simulations sur d'autres revêtements et d'autre part si cela met en avant de nouveaux mécanismes de propagation dus à la pré-tension.

De nouveaux concepts de revêtement pourraient aussi être mis à l'étude tels que l'introduction de plis unidirectionnels encapsulés entre des plis tissés. Il a déjà été montré que cela permettait d'obtenir une meilleure réponse aux sollicitations de type impact [Mahmoud et al., 2019]. En comparaison à un revêtement uniquement tissé, cela permet de monter plus haut en effort, de retarder l'apparition des dommages et donc de générer des dommages plus faibles, que ce soit à basse ou haute vitesse. L'objectif suivant serait alors de tester le comportement en post-impact du revêtement *hybride* tissu/UD. En effet, même si le comportement à l'impact est amélioré, il n'est pas dit que cela soit identique pour le comportement post-impact.

Cette étude s'est focalisée sur le dommage généré lors d'un impact au poids tombant à basse vitesse. Il serait intéressant d'étudier le comportement d'une éprouvette impactée à haute vitesse. Des essais d'impact oblique pourraient ainsi être réalisés à l'aide d'un canon à gaz, disponible au laboratoire et dont les vitesses d'impact peuvent atteindre des vitesses de 800 m.s^{-1} .

Enfin, l'étude s'est concentrée sur l'étude des sollicitations de traction uniquement (qui représentent l'effort centrifuge ainsi que les moments de battement et de traînée). Cependant, afin de prendre en compte tous les efforts repris par le revêtement, il faudrait également tenir compte du moment de torsion. Pour cela, des études de sollicitations planes de cisaillement ou bien de sollicitations de torsion pourraient être menées sur les mêmes stratifications hybrides que celles étudiées dans ces travaux.

Bibliographie

- [Aktas et al. 2013] AKTAS A., AKTAS M., TURAN F. The effect of stacking sequence on the impact and post-impact behavior of woven/knit fabric glass/epoxy hybrid composites. *Composite Structures* 103 (2013), p. 119 – 135
- [Alif and Carlsson 1997] ALIF N., CARLSSON L. A. Failure mechanisms of woven carbon and glass composites. *ASTM Special Technical Publication* 1285 (1997), p. 471–493
- [ASTM 1994] ASTM. ASTM D4255 / D4255M-83 : Standard Guide for Testing In-Plane Shear Properties of Composite Laminates (Two- and Three-Rail Shear) / ASTM International. (1994)
- [ASTM 1996] ASTM. ASTM D3479 / D3479M - 96 Test Method for Tension-Tension Fatigue of Polymer Matrix Composite Materials / ASTM International. (1996)
- [ASTM 2001] ASTM. ASTM D3518 / D3518M-01 : Standard Test Method for In-Plane Shear Response of Polymer Matrix Composite Materials by Tensile Test of 45° Laminate. / ASTM International. (2001)
- [ASTM 2015] ASTM. ASTM D7136 / D7136M-15, Standard Test Method for Measuring the Damage Resistance of a Fiber-Reinforced Polymer Matrix Composite to a Drop-Weight Impact Event / ASTM International. (2015)
- [ASTM 2017a] ASTM. ASTM D3039 / D3039M-17, Standard Test Method for Tensile Properties of Polymer Matrix Composite Materials / ASTM International. (2017)
- [ASTM 2017b] ASTM. ASTM D7137 / D7137M-17, Standard Test Method for Compressive Residual Strength Properties of Damaged Polymer Matrix Composite Plates / ASTM International. (2017)
- [Aubry 2013] AUBRY J. *Etude expérimentale et numérique d'impact sur structures : application aux pales d'hélicoptères*, Université Toulouse 3 Paul Sabatier, Thèse de doctorat, (2013)
- [Aveston and Sillwood 1976] AVESTON J., SILLWOOD J. M. Synergistic fibre strengthening in hybrid composites. *Journal of Materials Science* 11 (1976), Nr. 10, p. 1877–1883
- [Bathias 1991] BATHIAS C. Fatigue des matériaux composites à matrice polymère et fibres longues. *Techniques de l'Ingénieur, traité Plastiques et Composites* AM6 (1991), p. A7760.1–A7760.11
- [Bishop 1989] BISHOP S. Strength and failure of woven carbon-fibre reinforced plastics for high performance applications. *Compos Mater Ser* 3 (1989), p. 173–207
- [Bizeul 2009] BIZEUL M. *Contribution à l'étude de la propagation de coupure en fatigue dans les revêtements composites tissés minces*, Institut Supérieur de l'Aéronautique et de l'Espace (ISAE), Thèse de doctorat, (2009)

- [Bunsell and Harris 1974] BUNSELL A.R., HARRIS B. Hybrid carbon and glass fibre composites. *Composites* 5 (1974), Nr. 4, p. 157 – 164
- [Cairns and Lagace 2005] CAIRNS D.S., LAGACE P.A. Residual tensile strength of graphite/epoxy and Kevlar/epoxy laminates with impact damage. *Am. Soc. Test. Mater.* (2005)
- [Cantwell et al. 1983] CANTWELL W., CURTIS P., MORTON J. Post-impact fatigue performance of carbon fibre laminates with non-woven and mixed-woven layers. *Composites* 14 (1983), Nr. 3, p. 301 – 305
- [Caprino et al. 1998] CAPRINO G., D'AMORE A., FACCILOLO F. Fatigue Sensitivity of Random Glass Fibre Reinforced Plastics. *Journal of Composite Materials* 32 (1998), Nr. 12, p. 1203–1220
- [Colombo and Vergani 2016] COLOMBO C., VERGANI L. A micromechanical approach to evaluate the post-impact residual stiffness of woven composites. *Journal of Composite Materials* 50 (2016), Nr. 7, p. 971–984
- [Conway 2018] CONWAY K.M. *Multiscale Behavior of Fused Deposition Additively Manufactured Thermoplastic Cellular Materials*, Clemson University, Thèse de doctorat, (2018)
- [Couégnat 2008] COUÉGNAT G. *Approche multiéchelle du comportement mécanique de matériaux composites à renfort tissé*, Université de Bordeaux 1, Thèse de doctorat, (2008)
- [Cunningham and Dai 2015] CUNNINGHAM P., DAI S. The characterisation of notched 3D woven composites using Thermo-elastic Stress Analysis and Digital Image Correlation, (2015)
- [Curtis 1989] CURTIS P.T. The fatigue behaviour of fibrous composite materials. *Journal of Strain Analysis* 24 (1989), Nr. 4, p. 235–244
- [Daggumati et al. 2013] DAGGUMATI S., DE BAERE I., VAN PAEPEGEM W., DEGRIECK J., XU J., LOMOV S.V., VERPOEST I. Fatigue and post-fatigue stress-strain analysis of a 5-harness satin weave carbon fibre reinforced composite. *Composites Science and Technology* 74 (2013), p. 20 – 27
- [Daggumati et al. 2010] DAGGUMATI S., VAN PAEPEGEM W., DEGRIECK J., XU J., LOMOV S.V., VERPOEST I. Local damage in a 5-harness satin weave composite under static tension : Part II - Meso-FE modelling. *Composites Science and Technology* 70 (2010), Nr. 13, p. 1934 – 1941. – ICCM-17 : Composites In Biomedical Applications
- [Daggumati et al. 2011] DAGGUMATI S., VOET E., VAN PAEPEGEM W., DEGRIECK J., XU J., LOMOV S.V., VERPOEST I. Local strain in a 5-harness satin weave composite under static tension : Part I - Experimental analysis. *Composites Science and Technology* 71 (2011), Nr. 8, p. 1171 – 1179
- [Davies et al. 1996] DAVIES G.A.O., HITCHINGS D., ZHOU G. Impact damage and residual strengths of woven fabric glass/polyester laminates. *Composites Part A : Applied Science and Manufacturing* 27 (1996), Nr. 12, p. 1147 – 1156
- [De Carvalho et al. 2011] DE CARVALHO N.V., PINHO S.T., ROBINSON. An experimental study of failure initiation and propagation in 2D woven composites under compression. *Composites Science and Technology* 71 (2011), Nr. 10, p. 1316 – 1325
- [De Greef et al. 2011] DE GREEF N., GORBATIKH L., LOMOV S.V., VERPOEST I. Damage development in woven carbon fiber/epoxy composites modified with carbon nanotubes under tension in the bias direction. *Composites Part A : Applied Science and Manufacturing* 42 (2011), Nr. 11, p. 1635 – 1644

- [De Rosa et al. 2011] DE ROSA I.M., F. Marra., PULCI G., SANTULLI C., SARASINI F., TIRILLÒ J., VALENTE M. Post-Impact Mechanical Characterisation of Glass and Basalt Woven Fabric Laminates. *Applied Composite Materials - APPL COMPOS MATER* 19 (2011), Nr. 3-4, p. 1–16
- [Degrieck and Van Paepegem 2001] DEGRIECK J., VAN PAEPEGEM W. Fatigue Damage Modelling of Fibre-reinforced Composite Materials : Review. *Applied Mechanics Reviews* 54 (2001), 07
- [Dehkordi et al. 2013] DEHKORDI M.T., NOSRATY H., SHOKRIEH M.M., MINAK G., GHELLI D. The influence of hybridization on impact damage behavior and residual compression strength of intraply basalt/nylon hybrid composites. *Materials & Design* 43 (2013), p. 283 – 290
- [Demers 1998a] DEMERS C.E. Tension-tension axial fatigue of E-glass fiber-reinforced polymeric composites : fatigue life diagram. *Construction and Building Materials* 12 (1998), Nr. 5, p. 303 – 310
- [Demers 1998b] DEMERS C.E. Tension-tension axial fatigue of E-glass fiber-reinforced polymeric composites : tensile fatigue modulus. *Construction and Building Materials* 12 (1998), Nr. 1, p. 51 – 58
- [Ding et al. 1995] DING Y.Q., YAN Y., MCILHAGGER R. Effect of impact and fatigue loads on the strength of plain weave carbon-epoxy composites. *Journal of Materials Processing Technology* 55 (1995), Nr. 2, p. 58 – 62
- [Dixit and Mali 2013] DIXIT A., MALI H.S. Modeling techniques for predicting the mechanical properties of woven-fabric textile composites : a Review. *Mechanics of Composite Materials* 49 (2013), Nr. 1, p. 1–20
- [Dyer and Isaac 1998] DYER K.P., ISAAC D.H. Fatigue behaviour of continuous glass fibre reinforced composites. *Composites Part B : Engineering* 29 (1998), Nr. 6, p. 725 – 733
- [Echtermeyer et al. 1995] ECHTERMAYER A., ENGH B., BUENE L. Lifetime and young's modulus changes of glass/phenolic and glass/polyester composites under fatigue. *Composites* 26 (1995), Nr. 1, p. 10–16
- [Ekçsi and Genel 2017] EKÇSI S., GENEL K. Comparison of Mechanical Properties of Unidirectional and Woven Carbon, Glass and Aramid Fiber Reinforced Epoxy Composites. *Acta Physica Polonica A* 132 (2017), p. 879–882
- [Enfedaque et al. 2010] ENFEDAQUE A., MOLINA-ALDAREGUÍA J.M., GÁLVEZ F., GONZÁLEZ C., LLORCA J. Effect of Glass Fiber Hybridization on the Behavior Under Impact of Woven Carbon Fiber/Epoxy Laminates. *Journal of Composite Materials* 44 (2010), Nr. 25, p. 3051–3068
- [Fiedler et al. 2001] FIEDLER B., HOJO M., OCHIAI S., SCHULTE K., ANDO M. Failure behavior of an epoxy matrix under different kinds of static loading. *Composites Science and Technology* 61 (2001), Nr. 11, p. 1615 – 1624
- [Fujii et al. 1993] FUJII T., AMIJIMA S., OKUBO K. Microscopic fatigue processes in a plain-weave glass-fibre composite. *Composites Science and Technology* 49 (1993), Nr. 4, p. 327 – 333
- [Gagel et al. 2006] GAGEL A., LANGE D., SCHULTE K. On the relation between crack densities, stiffness degradation, and surface temperature distribution of tensile fatigue loaded glass-fibre non-crimp-fabric reinforced epoxy. *Composites Part A : Applied Science and Manufacturing* 37 (2006), Nr. 2, p. 222 – 228. – CompTest 2004

- [Gao et al. 1999] GAO F., BONIFACE L., OGIN S.L., SMITH P.A., GREAVES R.P. Damage accumulation in woven-fabric CFRP laminates under tensile loading : Part 1. Observations of damage accumulation. *Composites Science and Technology* 59 (1999), Nr. 1, p. 123 – 136
- [Gao and Li 2016] GAO G., LI Y. Mechanical Properties of Woven Glass-Fiber Reinforced Polymer Composites. *Emerging Materials Research* 5 (2016)
- [Garnier et al. 2013] GARNIER C., PASTOR M.-L., LORRAIN B., PANTALÉ O. Fatigue behavior of impacted composite structures. *Composite Structures* 100 (2013), p. 443 – 450
- [Gornet et al. 2018] GORNET L., SUDEVAN D., ROZYCKI P. A study of various indicators to determine the fatigue limit for woven carbon/epoxy composites under self heating methodology. *Procedia Engineering* 213 (2018), p. 161 – 172
- [Gustin et al. 2005] GUSTIN J., JONESON A., MAHINFALAH M., STONE J. Low velocity impact of combination Kevlar/carbon fiber sandwich composites. *Composite Structures* 69 (2005), Nr. 4, p. 396 – 406
- [Gyekenyesi 1998] GYEKENYESI A.L. *Isothermal Fatigue, Damage Accumulation, and Life Prediction of a Woven PMC*, NASA, Thèse de doctorat, (1998)
- [Hallett et al. 2009] HALLETT S.R., GREEN B.G., JIANG W.G., WISNOM M.R. An experimental and numerical investigation into the damage mechanisms in notched composites. *Composites Part A : Applied Science and Manufacturing* 40 (2009), Nr. 5, p. 613 – 624
- [Hansen 1999] HANSEN U. Damage Development in Woven Fabric Composites during Tension-Tension Fatigue. *Journal of Composite Materials* 33 (1999), Nr. 7, p. 614–639
- [Harris and Bunsell 1975] HARRIS B., BUNSELL A.R. Impact properties of glass fibre/carbon fibre hybrid composites. *Composites* 6 (1975), Nr. 5, p. 197 – 201
- [Hashin and Rotem 1973] HASHIN Z., ROTEM A. A Fatigue Failure Criterion for Fiber Reinforced Materials. *Journal of Composite Materials* 7 (1973), Nr. 4, p. 448–464
- [Hillerborg et al. 1976] HILLERBORG A., MODÉER M., PETERSSON P.-E. Analysis of crack formation and crack growth in concrete by means of fracture mechanics and finite elements. *Cement and Concrete Research* 6 (1976), Nr. 6, p. 773–781
- [Hochard et al. 2006] HOCHARD C., PAYAN J., BORDREUIL C. A progressive first ply failure model for woven ply CFRP laminates under static and fatigue loads. *International Journal of Fatigue* 28 (2006), Nr. 10, p. 1270 – 1276
- [Hochard and Thollon 2010] HOCHARD C., THOLLON Y. A generalized damage model for woven ply laminates under static and fatigue loading conditions. *International Journal of Fatigue* 32 (2010), Nr. 1, p. 158 – 165
- [Hosur et al. 2005] HOSUR M.V., ADBULLAH M., JEELANI S. Studies on the low-velocity impact response of woven hybrid composites. *Composite Structures* 67 (2005), Nr. 3, p. 253 – 262
- [Iadicola and Foecke 2017] IADICOLA M.A., FOECKE T. 2D DIC Crack Tip Tracing under Mode I Loading. *Annual International DIC Society Conference*, (2017)
- [Ikbal 2018] IKBAL Md. Tensile Properties of Bidirectional Glass-Carbon Hybrid Composites : Part I. (2018)

- [Imielińska et al. 2004] IMIELIŃSKA K., CASTAINGS M., WOJTYRA R., HARAS J., LE CLEZIO E., HOSTEN B. Air-coupled ultrasonic C-scan technique in impact response testing of carbon fibre and hybrid : glass, carbon and Kevlar/epoxy composites. *Journal of Materials Processing Technology* 157-158 (2004), p. 513 – 522
- [Irwin 1948] IRWIN G.R. *Fracture Dynamics*. Bd. Fract Met 147-166. (1948)
- [Ivanov et al. 2009] IVANOV D. S., LOMOV S.V., BOGDANOVICH A. E., KARAHAN M., VERPOEST I. A comparative study of tensile properties of non-crimp 3D orthogonal weave and multi-layer plain weave E-glass composites. Part 2 : Comprehensive experimental results. *Composites Part A : Applied Science and Manufacturing* 40 (2009), Nr. 8, p. 1144 – 1157. – Special Issue : 15th French National Conference on Composites - {JNC15}
- [Jang et al. 1989] JANG B.Z., CHEN L.C., WANG C.Z., LIN H.T., ZEE R.H. Impact resistance and energy absorption mechanisms in hybrid composites. *Composites Science and Technology* 34 (1989), Nr. 4, p. 305 – 335
- [Jones et al. 1984] JONES C.J., DICKSON R.F., ADAM T., AL. The Environmental Fatigue Behaviour of Reinforced Plastics. *Proc R Soc Lond Math Phys Sci* 396 (1984), p. 315–338
- [Kaddour et al. 1995] KADDOUR A.S., AL-SALEHI F.A.R., AL-HASSANI S.T.S., HINTON M.J. Simultaneous determination of in-plane shear and transverse moduli of unidirectional composite laminae at different strain rates and temperatures. *Composites Science and Technology* 53 (1995), Nr. 4, p. 431 – 444
- [Karahah 2011] KARAHAN M. Investigation of damage initiation and propagation in 2x2 twill woven carbon/epoxy multi-layer composites. *Textile Research Journal* 81 (2011), Nr. 4, p. 412–428
- [Kawai and Matsuda 2012] KAWAI M., MATSUDA Y. Anisomorphic constant fatigue life diagrams for a woven fabric carbon/epoxy laminate at different temperatures. *Composites Part A : Applied Science and Manufacturing* 43 (2012), Nr. 4, p. 647 – 657
- [Kawai et al. 1996] KAWAI M., MORISHITA M., FUZI K., SAKURAI T., KEMMOCHI K. Effects of matrix ductility and progressive damage on fatigue strengths of unnotched and notched carbon fibre plain woven roving fabric laminates. *Composites Part A : Applied Science and Manufacturing* 27 (1996), Nr. 6, p. 493 – 502
- [Kellas and Morton 1992] KELLAS S., MORTON J. Scaling effects in angle-ply laminates / NASA. (1992)
- [Khan et al. 2001] KHAN Z., AL-SULAIMAN F.A., FAROOQI J. K., YOUNAS M. Fatigue Life Predictions in Woven Carbon Fabric/Polyester Composites Based on Modulus Degradation. *Journal of Reinforced Plastics and Composites* 20 (2001), Nr. 5, p. 377–398
- [Kim and Sham 2000] KIM J.-K., SHAM M.-L. Impact and delamination failure of woven-fabric composites. *Composites Science and Technology* 60 (2000), Nr. 5, p. 745 – 761
- [Kimpapa and Hiroshi 2010] KIMPAPA I., HIROSHI S. *Post-Impact Fatigue Behavior of Woven and Knitted Fabric CFRP Laminates for Marine Use*. Kap. 6, p. 113–132. DANIEL I. M. (Hrsg.), GDOUTOS E. E. (Hrsg.), RAJAPAKSE Y. D. S. (Hrsg.) : *Major Accomplishments in Composite Materials and Sandwich Structures*, Springer Netherlands,(2010)
- [Koo et al. 2013] KOO J.-M., CHOI J.-H., SEOK C.-S. Prediction of residual strength of CFRP after impact. *Composites Part B : Engineering* 54 (2013), p. 28–33

- [Kounain et al. 2015] KOUNAIN M.A., AL-SULAIMAN F., KHAN Z. Low Velocity Impact and Post Impact Tensile Properties of Plain Weave Woven GFRP Composite Laminates. *International Journal of Engineering and Advanced Technology* 5 (2015), Nr. 2, p. 92–99
- [Kowsika and Mantena 1999] KOWSIKA V.M., MANTENA R.P. Static and Low-Velocity Impact Response Characteristics of Pultruded Hybrid Glass-Graphite/Epoxy Composite Beams. *Journal of Thermoplastic Composite Materials* 12 (1999), Nr. 2, p. 121–132
- [Kretsis 1987] KRETSIS G. A review of the tensile, compressive, flexural and shear properties of hybrid fibre-reinforced plastics. *Composites* 18 (1987), Nr. 1, p. 13 – 23
- [Krueger 2004] KRUEGER R. Virtual crack closure technique : History, approach, and applications. *Applied Mechanics Reviews* 57 (2004), Nr. 2, p. 109
- [Kumagai et al. 2005] KUMAGAI S., SHINDO Y., INAMOTO A. Tension-tension fatigue behavior of GFRP woven laminates at low temperatures. *Cryogenics* 45 (2005), Nr. 2, p. 123 – 128
- [Ladevèze et al. 1998] LADEVÈZE P., ALLIX O., GORNET L., LÉVÊQUE D., PERRET L. A computational damage mechanics approach for laminates : Identification and comparison with experimental results. *Damage Mechanics in Engineering Materials* 46 (1998), p. 481 – 500
- [Ladevèze and LeDantec 1992] LADEVÈZE P., LEDANTEC E. Damage modelling of the elementary ply for laminated composites. *Composites Science and Technology* 43 (1992), Nr. 3, p. 257 – 267
- [Langella et al. 2019] LANGELLA T., ROGANI A., NAVARRO P., FERRERO J.-F., LOPRESTO V., LANGELLA A. Experimental Study of the Influence of a Tensile Preload on Thin Woven Composite Laminates Under Impact Loading. *Journal of Materials Engineering and Performance* (2019)
- [Lee and Munro 1986] LEE S., MUNRO M. Evaluation of in-plane shear test methods for advanced composite materials by the decision analysis technique. *Composites* 17 (1986), Nr. 1, p. 13–22
- [Lemaignan 2003] LEMAIGNAN C. *La rupture des matériaux*. Les Ulis : EDP Sciences,(2003)
- [Leser et al. 2010] LESER W.P., NEWMAN J.A., JOHNSTON W.M. Fatigue Crack Closure Analysis Using Digital Image Correlation / NASA. (2010)
- [Liu et al. 2018] LIU H., FALZON B. G., TAN W. Experimental and numerical studies on the impact response of damage-tolerant hybrid unidirectional/woven carbon-fibre reinforced composite laminates. *Composites Part B : Engineering* 136 (2018), p. 101 – 118
- [Lomov et al. 2008] LOMOV S., IVANOV D.S., TRUONG T.C., VERPOEST I., BAUDRY F., VANDEN BOSCHE K., XIE H. Experimental methodology of study of damage initiation and development in textile composites in uniaxial tensile test. *Composites Science and Technology* 68 (2008), Nr. 12, p. 2340 – 2349
- [Lomov and Verpoest 2005] LOMOV S., VERPOEST I. Manufacturing and internal geometry of textiles. *Design and Manufacture of Textile Composites*. Woodhead Publishing,(2005), p. 1 – 61
- [Mahmoud et al. 2019] MAHMOUD B., MANSERI L., ROGANI A., NAVARRO P., MARGUET S., FERRERO J.-F., TAWK I. Experimental and numerical study of the damage mechanisms in hybrid unidirectional/woven composites under impact loading. *Composite Structures* 209 (2019), p. 606 – 615
- [Maire and Chaboche 1996] MAIRE J.F, CHABOCHE J.L. A new formulation of continuum damage mechanics (CDM) for composite materials. *Aerospace Science and Technology* 1 (1996), p. 247–257

- [Mandell 1975] MANDELL J.F. Fatigue crack propagation rates in woven and nonwoven fiber glass laminates. *ASTM Spec. Tech. Publ.* (1975), p. 515–527
- [Manders and Bader 1981] MANDERS P. W., BADER M. G. The strength of hybrid glass/carbon fibre composites. *Journal of Materials Science* 16 (1981), Nr. 8, p. 2246–2256
- [Mao and Mahadevan 2002] MAO H., MAHADEVAN S. Fatigue damage modelling of composite materials. *Composite Structures* 58 (2002), Nr. 4, p. 405 – 410
- [Marcin 2010] MARCIN L. *Modélisation du comportement, de l'endommagement et de la rupture de matériaux composites à renforts tissés pour le dimensionnement robuste de structures*, Université Bordeaux 1, Thèse de doctorat, (2010)
- [Marín et al. 2009] MARÍN J.C., BARROSO A., PARÍS F., CAÑAS J. Study of fatigue damage in wind turbine blades. *Engineering Failure Analysis* 16 (2009), Nr. 2, p. 656 – 668
- [Marom et al. 1978] MAROM G., FISCHER S., TULER F.R., WAGNER H.D. Hybrid effects in composites : conditions for positive or negative effects versus rule-of-mixtures behaviour. *Journal of Materials Science* 13 (1978), Nr. 7, p. 1419–1426
- [Melro 2011] MELRO A. R. *Analytical and numerical modelling of damage and fracture of advanced composites*, Universidade de Porto, Thèse de doctorat, (2011)
- [Metcalf and Schmitz 1972] METCALFE A.G., SCHMITZ G.K. Mechanism of stress corrosion in E-glass filaments. *Glass Technology* 13 (1972), p. 5–16
- [Miot 2009] MIOT S. *Rupture de structures composites stratifiées sous chargements statique et de fatigue*, Université d'Aix-Marseille, Thèse de doctorat, (2009)
- [Mohseni Shakib and Li 2009] MOHSENI SHAKIB S.M., LI S. Modified three rail shear fixture ASTM D 4255/D 4255M and an experimental study of nonlinear in-plane shear behaviour of FRC. *Composites Science and Technology* 69 (2009), Nr. 11–12, p. 1854 – 1866
- [Mouhoubi and Azouaoui 2018] MOUHOUBI S., AZOUAOU K. Residual properties of composite plates subjected to impact fatigue. *Journal of Composite Materials* (2018)
- [Muller et al. 2018] MULLER L., ROCHE J.-M., HURMANE A., PACOU D., BONNAND V., PEYRAC C., GORNET L. Experimental monitoring of the self-heating properties of thermoplastic composite materials. *Procedia Engineering* 213 (2018), p. 183 – 191
- [Murakami 1987] MURAKAMI Y. *Stress intensity factors*. Pergamon Books Inc,(1987)
- [Naderi et al. 2012] NADERI M., KAHIRDEH A., KHONSARI M.M. Dissipated thermal energy and damage evolution of Glass/Epoxy using infrared thermography and acoustic emission. *Composites Part B : Engineering* 43 (2012), Nr. 3, p. 1613 – 1620
- [Navarro 2010] NAVARRO P. *Etude de l'impact oblique à haute vitesse sur des structures en sandwich composite : application aux pales d'hélicoptère*, Université Toulouse 3 Paul Sabatier, Thèse de doctorat, (2010)
- [Nunna et al. 2012] NUNNA S., CHANDRA P.R., SHRIVASTAVA A.K. A review on mechanical behavior of natural fiber based hybrid composites. *Journal of Reinforced Plastics and Composites* 31 (2012), Nr. 11, p. 759–769
- [Osada et al. 2003] OSADA T., NAKAI A., HAMADA H. Initial fracture behavior of satin woven fabric composites. *Composite Structures* 61 (2003), Nr. 4, p. 333 – 339

- [Ostré et al. 2016] OSTRÉ B., BOUVET C., MINOT C., ABOISSIÈRE J. Experimental analysis of CFRP laminates subjected to compression after edge impact. *Composite Structures* 152 (2016), p. 767 – 778
- [Pandita et al. 2001] PANDITA S. D., HUYSMANS G., WEVERS M., VERPOEST I. Tensile fatigue behaviour of glass plain-weave fabric composites in on- and off-axis directions. *Composites Part A : Applied Science and Manufacturing* 32 (2001), Nr. 10, p. 1533 – 1539
- [Pascal 2016] PASCAL F. *Modélisation d'impact sur structures sandwich composites : application aux pales d'hélicoptères*, Université Toulouse 3 Paul Sabatier, Thèse de doctorat, (2016)
- [Payan 2004] PAYAN J. *Etude du comportement de composites stratifiés sous chargement statique et de fatigue*, Université Aix-Marseille II, Thèse de doctorat, (2004)
- [Payan and Hochard 2002] PAYAN J., HOCHARD Ch. Damage modelling of laminated carbon/epoxy composites under static and fatigue loadings. *International Journal of Fatigue* 24 (2002), Nr. 2–4, p. 299 – 306
- [Petrucci et al. 2015] PETRUCCI R., SANTULLI C., PUGLIA D., NISINI E., SARASINI F., TIRILLÒ J., TORRE L., MINAK G., KENNY J.M. Impact and post-impact damage characterisation of hybrid composite laminates based on basalt fibres in combination with flax, hemp and glass fibres manufactured by vacuum infusion. *Composites Part B : Engineering* 69 (2015), p. 507 – 515
- [Peyrac et al. 2015] PEYRAC C., JOLLIVET T., LERAY N., LEFEBVRE F., WESTPHAL O., GORNET L. Self-heating Method for Fatigue Limit Determination on Thermoplastic Composites. *Procedia Engineering* 133 (2015), p. 129 – 135
- [Philippidis and Vassilopoulos 2000] PHILIPPIDIS T.P., VASSILOPOULOS A.P. Fatigue design allowables for GRP laminates based on stiffness degradation measurements. *Composites Science and Technology* 60 (2000), Nr. 15, p. 2819 – 2828
- [Prichard and Hogg 1990] PRICHARD J.C., HOGG P.J. The role of impact damage in post-impact compression testing. *Composites* 21 (1990), Nr. 6, p. 503 – 511
- [Quaresimin and Ricotta 2003] QUARESIMIN M., RICOTTA M. *Damage Evolution in Woven Composite Laminates under Fatigue Loading. Major Accomplishments in Composite Materials and Sandwich Structures*, Proceedings of Fatigue Crack Paths,(2003). – ISBN 978-90-481-3141-9
- [Rakotoarisoa et al. 2011] RAKOTOARISOA C., LAURIN F., HIRSEKORN M., MAIRE J.F., OTIN S., HENRY J., ABOURA Z. Prévion de la durée de vie en fatigue des composites à matrice organique tissés interlock. *17èmes Journées Nationales sur les Composites (JNC17)* (2011)
- [Reifsnider and Talug 1980] REIFSNIDER K.L., TALUG A. Analysis of fatigue damage in composite laminates. *Int. J. Fatigue* 2 (1980), p. 3–11
- [Rice 1968] RICE J.R. A path independent integral and the approximate analysis of strain concentration by notches and cracks. *Journal of Applied Mechanics* 35 (1968), p. 379–386
- [Rivallant et al. 2014] RIVALLANT S., BOUVET C., ABDALLAH E.A., BROLL B., BARRAU J.-J. Experimental analysis of CFRP laminates subjected to compression after impact : The role of impact-induced cracks in failure. *Composite Structures* 111 (2014), p. 147 – 157
- [Rouault 2013] ROUAULT T. *Propagation de coupure en fatigue sur composites tissés : Etude expérimentale et modélisation*, Institut Supérieur de l'Aéronautique et de l'Espace (ISAE), Thèse de doctorat, (2013)

- [Rybicki and Kanninen 1977] RYBICKI E.F., KANNINEN M.F. A finite element calculation of stress intensity factors by a modified crack closure integral. *Engineering Fracture Mechanics* 9 (1977), Nr. 4, p. 931 – 938
- [Saka and Harding 1990] SAKA K., HARDING J. A simple laminate theory approach to the prediction of the tensile impact strength of woven hybrid composites. *Composites* 21 (1990), Nr. 5, p. 439 – 447
- [Santulli 2001] SANTULLI C. Post-impact damage characterisation on natural fibre reinforced composites using acoustic emission. *NDT&E International* 34 (2001), p. 531–536
- [Sarasini et al. 2013] SARASINI F., TIRILLÒ J., VALENTE M., FERRANTE L., CIOFFI S., IANNACE S., SORRENTINO L. Hybrid composites based on aramid and basalt woven fabrics : Impact damage modes and residual flexural properties. *Materials & Design* 49 (2013), p. 290 – 302
- [Sayer et al. 2010] SAYER M., BEKTAŞ N.B., SAYMAN O. An experimental investigation on the impact behavior of hybrid composite plates. *Composite Structures* 92 (2010), Nr. 5, p. 1256 – 1262
- [Schubel et al. 2007] SCHUBEL P.M., LUO J.-J., DANIEL I.M. Impact and post impact behavior of composite sandwich panels. *Composites Part A : Applied Science and Manufacturing* 38 (2007), Nr. 3, p. 1051 – 1057
- [Sevenois and Van Paepegem 2015] SEVENOIS R.B., VAN PAEPEGEM W. Fatigue Damage Modeling Techniques for Textile Composites : Review and Comparison With Unidirectional Composite Modeling Techniques. *Appl. Mech. Rev.* 67 (2015), Nr. 2, p. 020802–02080212
- [Shim and Yang 2005] SHIM V.P.W., YANG L.M. Characterization of the residual mechanical properties of woven fabric reinforced composites after low-velocity impact. *International Journal of Mechanical Sciences* 47 (2005), p. 647–665
- [Shindo et al. 2004] SHINDO Y., INAMOTO A., NARITA F. Characterization of Mode I fatigue crack growth in GFRP woven laminates at low temperatures. *Acta Materialia* 53 (2004), Nr. 5, p. 1389 – 1396
- [Sih et al. 1965] SIH G.C., PARIS P.C., IRWIN G.R. On cracks in rectilinearly anisotropic bodies. *International Journal of Fracture* 1 (1965), p. 189–203
- [Siow and Shim 1998] SIOW Y.P., SHIM V.P.W. An Experimental Study of Low Velocity Impact Damage in Woven Fiber Composites. *Journal of Composite Materials* 32 (1998), p. 1178–1202
- [Soutis and Curtis 1996] SOUTIS C., CURTIS P.T. Prediction of the post-impact compressive strength of cfrp laminated composites. *Composites Science and Technology* 56 (1996), Nr. 6, p. 677 – 684
- [Steeves and Fleck 2004] STEEVES C. A., FLECK N. A. Collapse mechanisms of sandwich beams with composite faces and a foam core, loaded in three-point bending. Part I : analytical models and minimum weight design. *International Journal of Mechanical Sciences* 46 (2004), Nr. 4, p. 561 – 583
- [Sudevan et al. 2015] SUDEVAN D., PRAKASH R.V, KAMARAJ M. Post-impact Fatigue Response of CFRP Laminates under Constant Amplitude and Programmed FALSTAFF Spectrum Loading. *Procedia Engineering* 101 (2015), p. 395 – 403

- [Summerscales and Short 1978] SUMMERSCALES J., SHORT D. Carbon fibre and glass fibre hybrid reinforced plastics. *Composites* 9 (1978), Nr. 3, p. 157 – 166
- [Tada et al. 1973] TADA H., PARIS P.C., IRWIN G.R. The stress analysis of cracks handbook. *Del Research Corporation* (1973)
- [Talreja 1985] TALREJA R. Transverse cracking and stiffness reduction in composite laminates. *Journal of Composites Materials* 19 (1985), Nr. 4, p. 355–375
- [Tan and Kim 1988] TAN S., KIM R. Fracture of Composite Laminates Containing Cracks Due to Shear Loading. *Exp Mech* 28 (1988), p. 364 – 372
- [Tawk 2009] TAWK I. *Contribution à la modélisation à l'impact de pales d'hélicoptère*, Université Toulouse 3 Paul Sabatier, Thèse de doctorat, (2009)
- [Toubal et al. 2006] TOUBAL L., KARAMA M., LORRAIN B. Damage evolution and infrared thermography in woven composite laminates under fatigue loading. *International Journal of Fatigue* 28 (2006), Nr. 12, p. 1867 – 1872
- [Vallons et al. 2010] VALLONS K., BEHAEGHE A., LOMOV S.V., VERPOEST I. Impact and post-impact properties of a carbon fibre non-crimp fabric and a twill weave composite. *Composites Part A : Applied Science and Manufacturing* 41 (2010), Nr. 8, p. 1019 – 1026
- [Van Paepegem et al. 2001] VAN PAEPEGEM W., DEGRIECK J., DE BAETS P. Finite element approach for modelling fatigue damage in fibre-reinforced composite materials. *Composites Part B : Engineering* 32 (2001), Nr. 7, p. 575 – 588
- [Wang et al. 1991] WANG C.J., JANG B.Z., PANUS J., VALAIRE B.T. Impact Behavior of Hybrid-Fiber and Hybrid-Matrix Composites. *Journal of Reinforced Plastics and Composites* 10 (1991), Nr. 4, p. 356–378
- [Whitney and Nuismer 1974] WHITNEY J.M., NUISMER R.J. Stress Fracture Criteria for Laminated Composites Containing Stress Concentrations. *Journal of Composite Materials* 8 (1974), p. 253–265
- [Xiao and Bathias 1994] XIAO J., BATHIAS C. Fatigue behaviour of unnotched and notched woven glass/epoxy laminates. *Composites Science and Technology* 50 (1994), Nr. 2, p. 141 – 148
- [Ying et al. 2013] YING Y., CHANG L., XIAN C.C., NING Z.Y., XU Y. Investigation of impact residual strength of woven and non-woven composites, (2013)
- [Zako et al. 2003] ZAKO M., UETSUJI Y., KURASHIKI T. Finite element analysis of damaged woven fabric composite materials. *Composites Science and Technology* 63 (2003), Nr. 3–4, p. 507 – 516
- [Zhang et al. 1999] ZHANG X., DAVIES G.A.O., HITCHINGS D. Impact damage with compressive preload and post-impact compression of carbon composite plates. *International Journal of Impact Engineering* 22 (1999), Nr. 5, p. 485 – 509
- [Zrida et al. 2009] ZRIDA M., LAURENT H., RIO G., PIMBERT S., GROLLEAU V., MASMOUDI N., BRADAI C. Experimental and numerical study of polypropylene behavior using an hyper-visco-hysteresis constitutive law. *Computational Materials Science* 45 (2009), Nr. 2, p. 516 – 527

Annexe A Diminution des caractéristiques mécaniques résiduelles pour les stratifications hybrides

L'ensemble des caractéristiques mécaniques résiduelles, relevées au cours des essais de traction quasi-statique post-impact sur les stratifications hybrides, est présenté ici.

	Saine	1 J	2.25 J	4 J	6,25 J	9 J	16 J
Raideur [kN/mm]	8 720	8 720	8 250	8 200	8 050	7 950	7 875
Diminution (%)	-	0	5,4	6	7,6	8,8	9,7
Résistance [kN]	23,6	23,1	20,6	17,1	15,5	14	13,7
Diminution (%)	-	2,2	12,8	27,8	34,4	40,6	42,1
Allongement [mm]	4	3,91	3,28	2,75	2,49	2,35	2,41
Diminution (%)	-	2,3	18	31,3	37,8	41,3	39,8

Tableau A.1 – Caractéristiques mécaniques résiduelles de la configuration V0C45C45

	Saine	1 J	2.25 J	4 J	6,25 J	9 J	16 J
Raideur [kN/mm]	14 515	14 515	14 250	14 020	13 690	13 640	13 620
Diminution (%)	-	0	1,8	3,4	5,7	6	6,2
Résistance [kN]	44	43,1	31,8	23,9	22,2	20,2	19,8
Diminution (%)	-	2	27,8	45,8	49,6	54,1	54,9
Allongement [mm]	3,3	3,23	2,34	1,77	1,69	1,53	1,5
Diminution (%)	-	2,1	29,1	46,4	48,8	53,6	54,5

Tableau A.2 – Caractéristiques mécaniques résiduelles de la configuration V0C45C0

Annexe B Diminution des caractéristiques mécaniques résiduelles pour les stratifications mono-matériau

L'ensemble des caractéristiques mécaniques résiduelles, relevées au cours des essais de traction quasi-statique post-impact sur les stratifications mono-matériau, est présenté ici.

	Saine	1 J	2.25 J	3 J	4 J	6.25 J	9 J
Raideur [kN/mm]	15770	15500	14800	14700	14260	14340	14250
Diminution (%)	-	1,7	6,1	6,7	9,6	9,7	9,6
Résistance [kN]	52	48,1	21,5	19,5	18,6	18,5	18,2
Diminution (%)	-	7,4	58,7	62,5	64,3	64,5	65,1
Allongement [mm]	3,3	3,13	1,46	1,38	1,34	1,36	1,34
Diminution (%)	-	5,2	54,8	55,8	59,4	58,8	59,4

Tableau B.1 – Caractéristiques mécaniques résiduelles de la configuration C0C0

	Saine	1 J	2.25 J	3 J	4 J	6.25 J	9 J
Raideur [kN/mm]	5240		5140	4980	4780	4730	4720
Diminution (%)	-		1,8	4,9	8,7	9,6	9,8
Résistance [kN]	14,1		13,4	11,1	9	8,5	8,3
Diminution (%)	-		5	21,3	36,1	40	41
Allongement [mm]	18,8		18,1	9,58	7,55	7,08	6,97
Diminution (%)	-		3,7	49	59,8	62,3	62,9

Tableau B.2 – Caractéristiques mécaniques résiduelles de la configuration C45C45

	Saine	1 J	2.25 J	3 J	4 J	6.25 J	9 J
Raideur [kN/mm]	11300	11240	11130	10900	10750	10725	10720
Diminution (%)	-	0,5	1,5	3,4	4,7	5	5,1
Résistance [kN]	30,9	29,9	18,4	16,3	14,9	14,7	14,9
Diminution (%)	-	4,3	41,2	47,8	51,7	52,5	51,6
Allongement [mm]	2,88	2,75	1,7	1,59	1,53	1,48	1,48
Diminution (%)	-	4,5	41,2	45	47,1	48,6	48,6

Tableau B.3 – Caractéristiques mécaniques résiduelles de la configuration C45C0

	Saine	4 J	5 J	5.75 J	6.25 J	9 J
Raideur [kN/mm]	5960	5770	5290	5135	5000	5000
Diminution (%)	-	3,1	11,3	13,8	16,1	16,1
Résistance [kN]	22,8	21,1	6,3	5,8	5,5	5,2
Diminution (%)	-	7,5	72,3	74,8	75,7	77,3
Allongement [mm]	5,26	4,97	1,25	1,15	1,1	1,04
Diminution (%)	-	5,5	76,2	78,1	78,9	80,2

Tableau B.4 – Caractéristiques mécaniques résiduelles de la configuration V0V0

Annexe C Simulations de traction quasi-statique sur la configuration mono-matériau C0C0 entaillée

Cette annexe présente une comparaison du comportement en traction quasi-statique d'éprouvettes entaillées et impactées de configuration C0C0 réalisée à l'aide du modèle semi-continu.

La façon de réaliser numériquement une entaille est assez simple. Elle se fait à travers la suppression manuelle de certains éléments du modèle (Figure C.1).

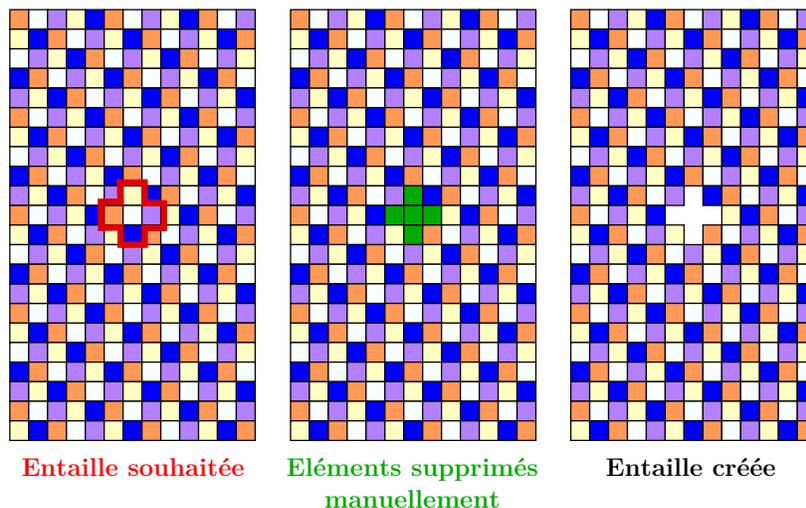


Figure C.1 – Création d'une entaille

Pour la configuration C0C0, deux entailles sont testées et comparées aux dommages post-impact. Les dommages initiaux sont ainsi résumés dans le Tableau C.1. Une entaille de dimension horizontale 8,4 mm et une entaille de dimension horizontale 15,5 mm sont chacune comparées au dommage post-impact dont la dimension horizontale des ruptures de fibres est identique.

Les faciès de rupture obtenus lors des simulations de traction quasi-statique sur éprouvette entaillées sont identiques à ceux des éprouvettes impactées avec une propagation horizontale du dommage (Figure C.2). Cependant, les courbes effort - déplacement montrent que la rupture finale des éprouvettes entaillées a lieu plus tard que celle des éprouvettes impactées (les courbes obtenues numériquement sont quasiment identiques aux courbes expérimentales).

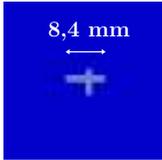
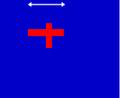
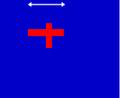
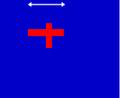
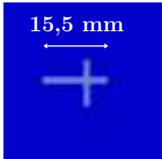
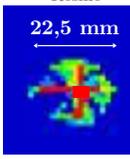
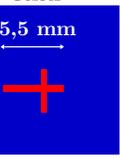
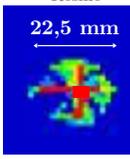
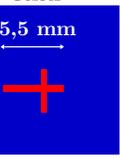
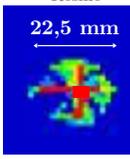
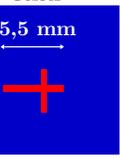
Entaille	Poids tombant				
 <p>8,4 mm</p>	<p>(2,25 J)</p> <table border="0"> <tr> <td><i>Résine</i></td> <td><i>Fibres</i></td> </tr> <tr> <td>  <p>14 mm</p> </td> <td>  <p>8,4 mm</p> </td> </tr> </table>	<i>Résine</i>	<i>Fibres</i>	 <p>14 mm</p>	 <p>8,4 mm</p>
<i>Résine</i>	<i>Fibres</i>				
 <p>14 mm</p>	 <p>8,4 mm</p>				
 <p>15,5 mm</p>	<p>(4 J)</p> <table border="0"> <tr> <td><i>Résine</i></td> <td><i>Fibres</i></td> </tr> <tr> <td>  <p>22,5 mm</p> </td> <td>  <p>15,5 mm</p> </td> </tr> </table>	<i>Résine</i>	<i>Fibres</i>	 <p>22,5 mm</p>	 <p>15,5 mm</p>
<i>Résine</i>	<i>Fibres</i>				
 <p>22,5 mm</p>	 <p>15,5 mm</p>				

Tableau C.1 – Entailles testées numériquement pour C0C0 et dommages post-impact auxquels elles sont comparées

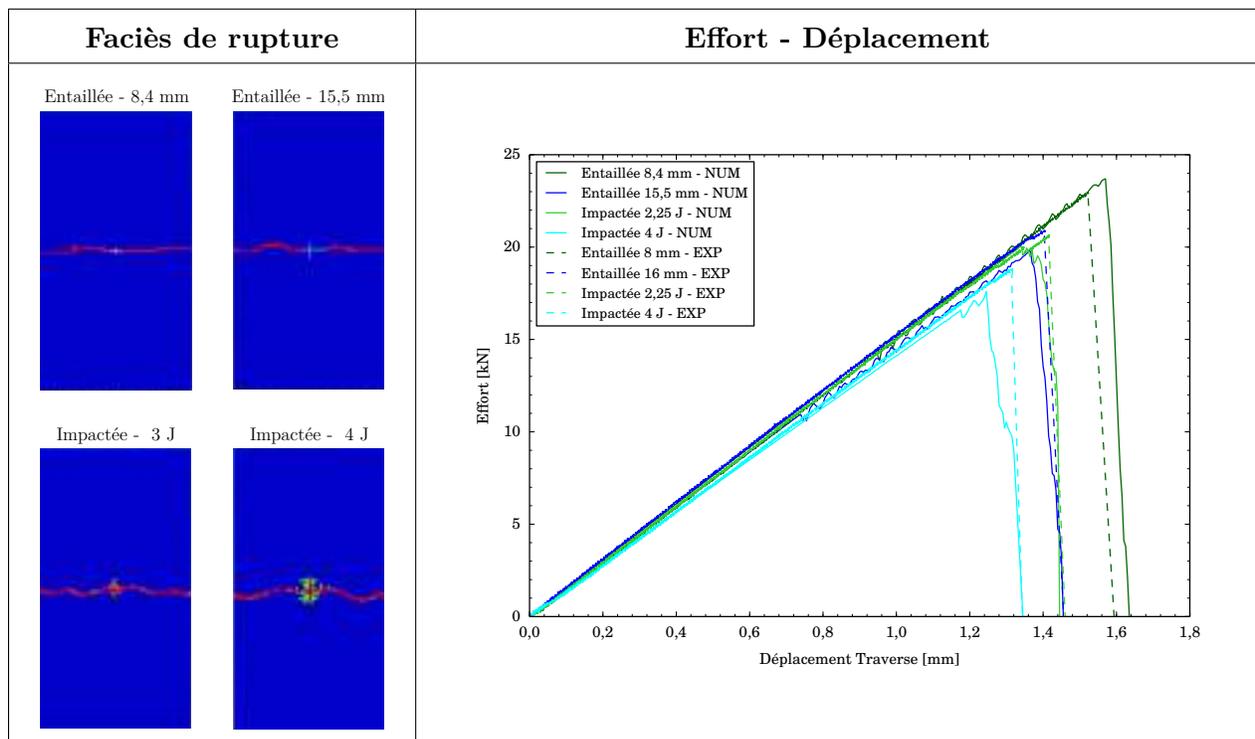


Figure C.2 – Comparaison des faciès de rupture et des courbes effort - déplacement traverse obtenus après traction quasi-statique sur les éprouvettes entaillées et impactées de configuration C0C0

Cette différence sur le déplacement traverse à rupture entre les éprouvettes entaillées et impactées est expliquée par la Figure C.3 (exemple de comparaison entre une éprouvette entaillée 8,4 mm et une éprouvette impactée 2,25 J). Les conclusions sont identiques pour une comparaison entre une éprouvette entaillée 15,5 mm et une éprouvette impactée 4 J). Au cours de la simulation de traction quasi-statique, les fibres en bord de dommage initial sont plus sollicitées dans le cas de l'éprouvette impactée. Cela est dû au fait que l'impact au poids tombant génère de la fissuration matricielle autour des ruptures de fibres. En effet, la résine étant fissurée en bord de dommage initial, les fibres vont plus facilement se déformer lors de la simulation de traction que dans le cas de l'éprouvette entaillée pour lequel aucune fissuration matricielle n'est visible en bord d'entaille.

L'initiation de la propagation de ruptures de fibres est alors plus lente pour l'éprouvette entaillée, ce qui mène à une rupture finale plus tardive de l'éprouvette.

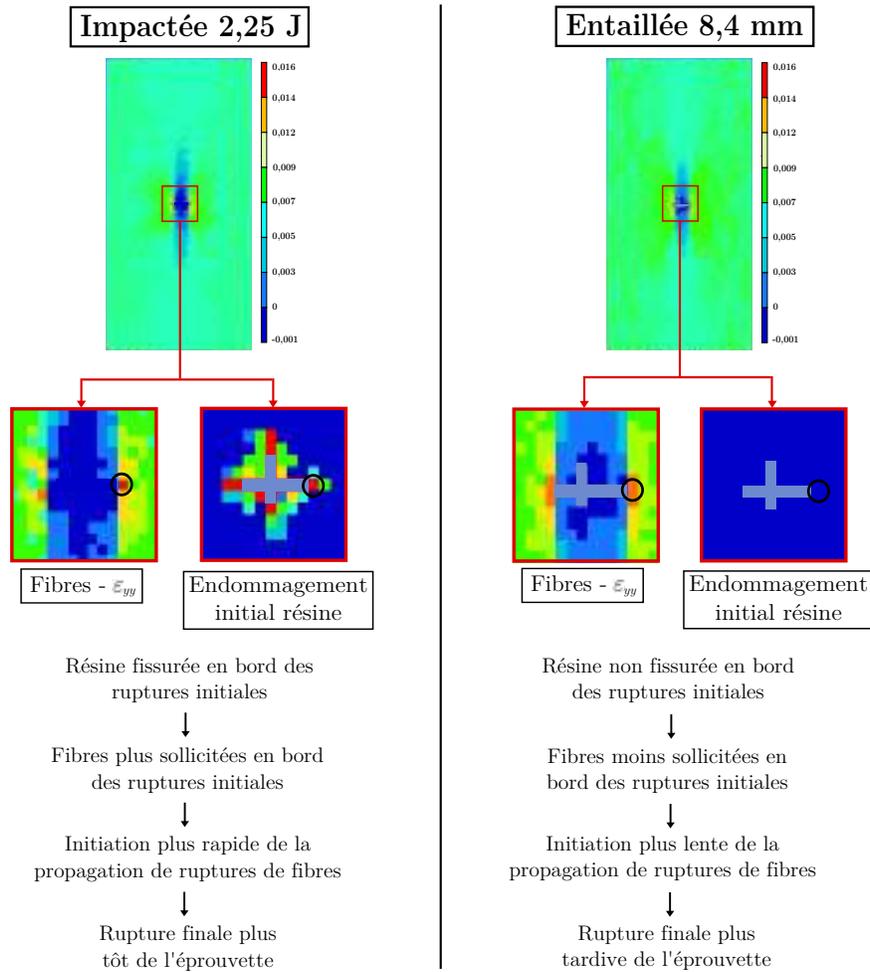
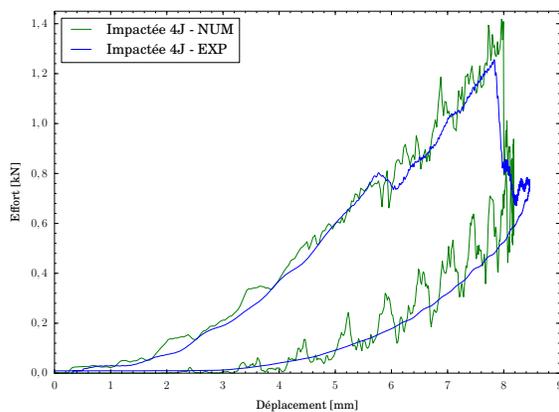


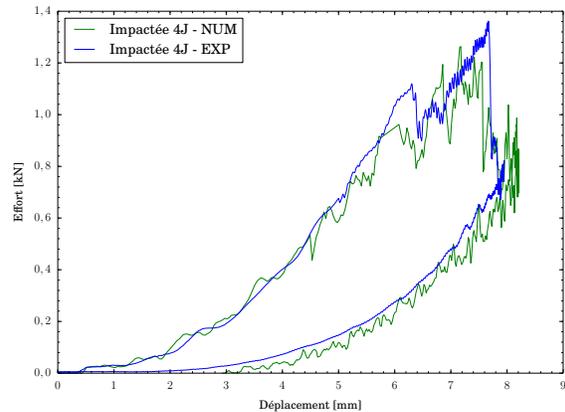
Figure C.3 – Comparaison des champs de déformations ε_{yy} des fibres observés au cours des simulations de traction quasi-statique sur éprouvette entaillée 8 mm et impactée 2,25 J (conclusions identiques pour une comparaison entre éprouvettes entaillée 15,5 mm et impactée 4 J)

Annexe D Compléments aux simulations d'impact au poids tombant sur les stratifications hybrides

Une comparaison expérimental/numérique des courbes effort - déplacement obtenues après un impact au poids tombant à une énergie de 4 J sur les stratifications hybrides est présentée ici.



(a) V0C45C45



(b) V0C45C0

Figure D.1 – Comparaison expérimental/numérique des courbes effort - déplacement obtenues après un impact au poids tombant à une énergie de 4 J sur les stratifications hybrides

Résumé

En phase de vol, les pales d'hélicoptère, structures en matériaux composites dont le revêtement est un stratifié hybride composé de deux plis tissés carbone/époxy et un pli tissé verre/époxy, peuvent être sujettes à des impacts. Cela génère des dommages de types fissurations matricielles, ruptures de fibres et délaminages. La propagation de ces dommages au cours du vol peut s'avérer désastreuse pour la sécurité des passagers. Cette thèse a pour objectifs d'identifier les mécanismes d'endommagement mis en jeu au cours de la propagation du dommage post-impact et de développer un modèle fiable capable de les prédire.

La première étape de ce travail a été de mettre en évidence, de manière expérimentale, le scénario de propagation du dommage post-impact en traction quasi-statique et fatigue dans deux stratifications hybrides tissées couramment utilisées comme revêtement de pale d'hélicoptère. La taille du dommage initial, la stratification utilisée ainsi que le type de chargement (quasi-statique ou fatigue) ont une influence sur le scénario obtenu.

La seconde étape a été d'adapter l'approche semi-continue, développée par P. Navarro et F. Pascal pour l'impact sur stratifiés tissés, aux sollicitations de traction quasi-statique et fatigue post-impact. Pour cela, des développements, basés sur les observations expérimentales, ont été implémentés, tels qu'un critère de rupture en compression des fibres et une loi d'endommagement de la résine en cisaillement permettant de représenter différents types d'endommagement matriciel. Une stratégie de simulation de la fatigue post-impact a également été mise en place. Le modèle a ensuite été confronté aux différents essais réalisés. Les résultats ont enfin été analysés afin d'apporter une meilleure compréhension des phénomènes de propagation du dommage dans les revêtements hybrides tissés.

Mots clés

Composite hybride tissé - Post-impact - Fatigue - Endommagement - Analyse MEF

Abstract

Helicopter blades, that are composite structures, can be subject to impacts in flight or at ground. That leads to matrix crackings, fibers breakages and delaminations in the skin of the blade, which is usually made up of three woven plies of carbon/epoxy and glass/epoxy. The damage propagation in flight can be disastrous for the helicopter return and the passenger's safety. This study aims to identify the damage mechanisms involved in the post-impact damage propagation and to develop a reliable post-impact modelling capable of predict them.

The first step of this work was to highlight, with several experimental tests, the post-impact damage propagation scenario in quasi-static and fatigue tension for two hybrid woven laminates commonly used for the skins of helicopter blade. The initial damage size, the stacking sequence and the loading (quasi-static or fatigue) have an influence on the scenario observed.

The second step was to adapt the semi-continuous approach, developed by P. Navarro and F. Pascal for impact on woven laminates, to quasi-static and fatigue tensile loadings. For this purpose, developments, based on the experimental observations, have been implemented, such as a compressive break criterion for the fibers and a damaging law in shear able to represent different types of matrix damaging. A strategy of post-impact fatigue simulation has also been implemented. Then, the modelling was compared to the experimental tests performed previously. Finally, the results have been analyzed in order to give a better understanding of the phenomena of post-impact damage propagation in the woven hybrid skins.

Keywords

Hybrid woven composite - Post-impact - Fatigue - Damaging - FEM analysis

