



HAL
open science

Etude expérimentale et modélisation prédictive du comportement à l'impact des composites stratifiés

Ahmed Boukar

► **To cite this version:**

Ahmed Boukar. Etude expérimentale et modélisation prédictive du comportement à l'impact des composites stratifiés. Génie civil. IMT - MINES ALES - IMT - Mines Alès Ecole Mines - Télécom, 2022. Français. NNT : 2022EMAL0015 . tel-04644353

HAL Id: tel-04644353

<https://theses.hal.science/tel-04644353v1>

Submitted on 11 Jul 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 POUR OBTENIR LE GRADE DE DOCTEUR
DE L'INSTITUT MINES-TELECOM (IMT) –
ÉCOLE NATIONALE SUPÉRIEURE DES MINES D'ALÈS (IMT MINES ALÈS)**

En Mécanique et Génie Civil

**École doctorale I2S – Information, Structure, Système
Portée par l'Université de Montpellier**

Unité de recherche UMR5508 LMGC – Equipe DMS

**Etude expérimentale et modélisation prédictive du
comportement à l'impact des composites stratifiés**

Présentée par Ahmed BOUKAR

Le 13 décembre 2022

Sous la direction de Patrick IENNY

Devant le jury composé de

Franck TOUSSAINT, Professeur, Université Savoie Mont-Blanc, Annecy-le-Vieux

Sébastien JOANNES, Chargé de Recherche HDR, Mines Paris Tech

Christophe BOUVET, Professeur, Institut Supérieur de l'Aéronautique et de l'Espace

Vincent PLACET, Ingénieur de Recherche HDR, Université de Franche-Comté

Patrick IENNY, Professeur, IMT Mines Alès

Stéphane CORN, Maître-Assistant, IMT Mines Alès

Pierre SLANGEN, Professeur, IMT Mines Alès

Rapporteur

Rapporteur

Président du jury

Examineur

Directeur de thèse

Co-Encadrant

Co-Encadrant



REMERCIEMENTS

Pour ces années de thèse, on remercie tout d'abord Dieu le tout puissant de nous avoir donné la santé, la volonté et la patience d'entamer et d'aller jusqu'au bout de ce travail.

Je tiens à exprimer ma gratitude envers les personnes qui ont contribué à la réalisation de cette thèse. Tout d'abord, je remercie mon directeur de thèse, Patrick IENNY, pour son soutien, son expertise et ses conseils et sa disponibilité tout au long de ce projet. Durant ces années de thèse, j'ai appris tant de choses de votre rigueur scientifique qui m'ont permis de développer un sens d'autocritique. Je vous remercie beaucoup pour vos encouragements et vos commentaires dont je vois aujourd'hui clairement leurs pertinences. Je remercie également mes encadrants de thèse Stéphane CORN et Pierre SLANGEN, pour leurs commentaires et suggestions utiles qui ont grandement amélioré ce travail. Je vous suis reconnaissant pour votre aide précieuse sur les aspects expérimentaux, qui à défaut d'elle ce travail n'aurait jamais pu être accompli. Je mesure parfaitement cette chance d'avoir eu une équipe d'encadrement avec toute cette expertise dans notre domaine, et je suis très honoré d'avoir travaillé sous votre direction.

J'adresse mes remerciements aux membres de jury pour leur présence lors de la soutenance. En effet, je tiens à remercier Monsieur Christophe BOUVET pour avoir accepté de présider mon jury de thèse. Je remercie Messieurs Franck TOUSSAINT et Sébastien JOANNES pour leurs commentaires, en tant que rapporteurs de ce mémoire, qui m'ont permis d'améliorer la qualité de ma présentation. Je tiens également à remercier Monsieur Vincent PLACET pour avoir accepté d'être examinateur de ce mémoire et pour ses remarques intéressantes.

Je tiens à remercier l'ensemble des personnels du C2MA, pour leur accueil et leur soutien financier et pédagogique. De beaux souvenirs demeurent gravés dans ma mémoire de cette expérience, grâce à mes amis et mes collègues. Pour cela, je tiens à remercier Haithem, Youssef, Wahab, Thibaut, Romain, Joulia, et Youssef MINI pour les discussions et le partage d'expérience tout au long de ces années de thèse.

J'adresse mes remerciements à toute ma famille, Mohamed Ghaly, Ely, Bah, Mohamed Cheikh et mes sœurs Aghlahoum, Aicha et Minetou pour leurs soutiens malgré la distance qui nous sépare. Je suis particulièrement reconnaissant envers ma mère Aghlelemnat pour son amour et son soutien constant, ainsi pour sa force pendant cette période difficile, alors que nous avons perdu mon père, qui nous a quittés durant mes années de thèse. Son décès a été un événement difficile à surmonter, mais je suis reconnaissant envers ma famille et mes amis pour leur soutien inestimable et leur aide dans la poursuite de mes études.

A mon père Abdelraouf, j'aimerais te dire qu'aujourd'hui je suis en pleine conscience de tes sacrifices pour que nous puissions accéder à la meilleure éducation. J'aurais aimé que tu sois avec nous pour que je puisse partager avec toi ces bons moments, et te montrer que tes sacrifices tout au long de ces années ont enfin porté fruit. Les mots me manquent pour t'exprimer mon amour, ma gratitude et ma fierté de porter ton nom. Je vous dédie, mes chers parents, ce travail qui sans vous n'aurait pas pu voir le jour.



Table des matières

Table des matières	6
Liste des figures.....	9
Liste des tableaux.....	15
Liste des symboles.....	17
Introduction.....	19
Chapitre I : ETAT DE L'ART	23
Introduction	24
I.1. Généralités sur les matériaux composites.....	24
I.2. Classification des composites à matrice organique : CMO.....	25
I.3. Composite a renfort croisé (non tissé) : Non-Crimp Fabric (NCF) composites.....	28
I.3.1 Caractérisation mécanique et endommagement des NCFs	28
I.4. Comportement à l'impact des composites stratifiés NCF	30
I.4.1 Test d'impact	34
I.4.2 Les essais d'impact avec la technique de tour de chute	35
I.5. Utilisation de l'imagerie rapides et de la DIC dans le cadre de l'étude de matériaux composites.	38
I.6. Généralités sur l'homogénéisation des composites NCF.....	41
I.6.1 Echelle microscopique :	42
I.6.2 Echelle mésoscopique:	44
I.7. Modélisation de la rupture des composites stratifiés	47
I.7.1. Rupture des fibres	48
I.7.2. Rupture de la matrice	49
I.7.3. Modélisation de l'endommagement de l'interface.....	53
I.7.4. Evolution d'endommagement.....	55
I.7.5. Approche de modélisation d'impact	58
I.8. Conclusion.....	60
Chapitre II : MATÉRIAUX & CARACTÉRISATION MÉCANIQUE.....	63

Introduction	64
Partie A : Matériaux & méthodes	64
II.A.1. Matériaux et fabrication	64
II.A.2. Analyses microstructurales.....	66
II.A.2.1 Préparation des échantillons et observations microscopiques.....	66
II.A.2.2 Fraction volumique moyenne de fibre dans le composite.....	66
II.A.2.3 Fraction volumique de fibres dans les mèches	67
II.A.3. Moyen de caractérisation mécanique	70
II.A.3.1 Essai de traction.....	70
II.A.3.2 Essai de flexion sur appuis rapprochés.....	70
II.A.3.3 Essai d'impact	71
II.A.4. Instrumentation de la tour de chute avec caméra haute vitesse.....	73
II.A.4.1. Introduction - résumé	73
II.A.4.2. Article: Critical imaging parameters in time resolved digital image correlation (TRDIC): effect of optical blur during drop test on composite structures	73
II.A.4.3. Conclusion	82
Partie B : Identification du comportement réversible linéaire du composite	83
II.B.1 Identification de la matrice de rigidité du composite	83
II.B.2 Modèle prédictif du comportement élastique	88
II.B.2.1 Modèle analytique.....	88
II.B.2.2 Modèle d'homogénéisation multi-échelle	91
II.B.3 Conclusion de la Partie B	99
Conclusion	100
Chapitre III : Évaluation par éléments finis des critères de rupture et des méthodes d'évolution des dommages pour les composites stratifiés soumis à un essai de flexion dynamique à faible vitesse.	101
III.1. Introduction	102
III.2. Article: Finite element assessment of failure criteria and damage evolution methods for Non-Crimp Fabric laminated composite under low-velocity dynamic bending test	103
Chapitre IV : Etude du comportement au choc de composite NCF par analyse d'image et modélisation par éléments finis.....	122

IV.1.	Introduction	123
IV.2.	Article: Finite element modelling of low velocity impact test applied to biaxial glass fiber reinforced laminate composites	124
Chapitre V : Modélisation à l'échelle-méso de l'endommagement d'un composite stratifié (NCF) sous sollicitation de traction uniaxiale		152
V.1.	Introduction	153
V.2.	Article: Mesoscale damage modeling of non-crimp fabric (NCF) laminate composite subjected to tensile loading condition	154
Conclusion générale et perspectives		178
Références		181

Liste des figures

Figure I- 1 : Représentation schématique du rapport de comportement macroscopique entre les constituants et le composite en traction dans le sens des renforts [9]	24
Figure I- 2 : Cartographie des composites stratifiés[10]	25
Figure I- 3 : Les principaux types d’armures utilisées pour le tissage des tissus[12]	27
Figure I- 4 : (a) Fabrication de renfort NCF quadri-axiales (b) Renfort avant et arrière du NCF (0/90)[14]	28
Figure I- 5 : Structure d’un composite renforcé par des fibres continues	29
Figure I- 6 : Délamination locale observé à l’extrémité de la fissure matricielle d’un stratifié [0/90][15]	30
Figure I- 7 : Représentation schématique de la réponse à l’impact sous haute et basse vitesse [18] .	31
Figure I- 8 : Représentation schématique du mode typique d’endommagement d’impact dans les composites[20].....	32
Figure I- 9 : Orientation du délaminage[3].....	33
Figure I- 10 : Deux types de fissures de la matrice : a) fissure de traction, b) fissure de cisaillement[3].	34
Figure I- 11 : Différents types d’essais d’impact : (a) Canon à gaz, (b) Cantilever, (c) Tour de Chute et (d) Mouton pendule [3].....	34
Figure I- 12 : Dispositif d’impact de la tour de chute Instron-CEAST 9340 selon la norme NF EN ISO 6603	35
Figure I- 13 : Schématisation et courbe force/déplacement associés de (a) la perforation d’une plaque épaisse, (b) l’initiation de la perforation d’une plaque fine et (c) la perforation complète d’une plaque fine [32]	36
Figure I- 14 : Schémas d’un pendule Charpy.....	37
Figure I- 15 : Principe de l’essai de flexion 3 points dynamique (Charpy) par poids tombant	37
Figure I- 16 : Représentation schématique de la force enregistrée au niveau de l’impacteur[33]	38
Figure I- 17 : Dispositif expérimental de l’essai d’impact de Lee et al. avec une caméra rapide pour faire de la corrélation d’images numériques et de l’imagerie rapide [34].....	39
Figure I- 18 : (a) photographie d’un échantillon avec des fibres orientées à 45° au cours de l’impact (112 μ s après l’impact) ; la flèche indique l’avancement de la fissure et la zone noire correspond à l’entaille initiale, (b) contours de déplacements perpendiculaire à l’impact (champ u) et (c) contours de déplacement suivant la direction d’impact (champ v)- (déplacement en μ m)[34].	39

Figure I- 19 : Courbe force/temps lors d'un essai d'impact (énergie d'impact 12J) et images de la face opposée à l'impact associées aux différents évènements[36]	40
Figure I- 20 : Evolution de la déflexion de la face arrière (a) l'axe horizontal (b) l'axe verticale [11]. .	40
Figure I- 21 : Modèle 3D du composite NCF [0/90] _s [38]	41
Figure I- 22 : Représentation de l'homogénéisation dans la couche d'un pli.....	42
Figure I- 23 : Disposition carrée et hexagonale des fibres dans un composite UD (la boîte rouge représente la cellule unitaire)	43
Figure I- 24 : Cellule unitaire avec CL périodique appliqué : sans charge (gauche), avec charge (droite)	44
Figure I- 25 : Simplification de la géométrie à l'échelle mésoscopique.....	45
Figure I- 26 : Les schémas de la structure méso-échelle composite NCF [0,90] _s : a) RVE simplifié ; b) un "super-élément" ; c) modèle 2-D composé de 9 "super-éléments".[50].....	46
Figure I- 27 : La cellule unitaire d'un composite NCF (TexGen)	46
Figure I- 28 : Plan de rupture des plis unidirectionnels	47
Figure I- 29 : Enveloppes de rupture des différents critères et données expérimental pour le composite E-glass/LY556 [60]	52
Figure I- 30 : Mode de propagation du délaminage (a) mode I, (b) mode II, (c) mode III	53
Figure I- 31 : Courbe contrainte-déformation pour le modèle LMT	56
Figure I- 32 : Architecture des endommagements, éléments d'interface simulant à la fois le délaminage et la fissuration matricielle [83] [84][85].....	60
Figure II- 1 : Tissu biaxiale en fibres de verre.....	65
Figure II- 2 : Dispositif d'infusion au C2MA, IMT Mines Alès	65
Figure II- 3 : (a) Image MEB d'une zone spécifique (b) Image MEB segmentée sous ImageJ (c) Image d'une mèche en Microscopie optique, (d) après seuillage en niveaux de gris	67
Figure II- 4 : Distribution de la fraction volumique de fibres dans la mèche calculée à partir d'images de microscopie optique.....	68
Figure II- 5 : Histogramme de distribution des diamètres de fibres dans une mèche.....	69
Figure II- 6 : Taille et forme des mèches	69
Figure II- 7 : Presse MTS et dispositif de corrélation d'images	70
Figure II- 8 : Montage de flexion 3 points sur appuis rapprochés (gauche) et diagramme d'essai (droite) pour des stratifiés rectangulaires (norme EN ISO 14130).....	71
Figure II- 9 : Puits de chute instrumenté CEAST 9340 (Instron)- équipé ici d'un impacteur Charpy-grossissement sur impacteur (gauche) et sur support d'éprouvette (droite)	72
Figure II- 10 : Drop-tower setup for Charpy impact test.....	75

Figure II- 11 : Close up of sample and impactor, showing macro lens in front.....	76
Figure II- 12 : Sample illumination at constant image intensity and contrast: (a) 1 μ s, (b) 20 μ s exposure time	77
Figure II- 13 : Principle of image correlation with reference and deformed image	78
Figure II- 14 : TRDIC results of damage history growth, 83kfps. Color shows vertical deformation (light blue<0<red, white NAN).....	78
Figure II- 15 : Sensitivity to temporal sampling for axial tensile strain ϵ_{xx}	79
Figure II- 16 : composite à renfort biaxial dans le plan du stratifié	84
Figure II- 17 : Courbe de traction Contrainte-déformation longitudinale	85
Figure II- 18 : Courbe de traction de cisaillement contrainte-déformation [± 45]	86
Figure II- 19 : courbe de force en fonction de déplacement	87
Figure II- 20 : Représentation de l'homogénéisation dans la couche d'un pli.....	88
Figure II- 21 : Définition des axes principaux pour un stratifié composite ; axes de référence (x-y) et axes des propriétés locales du matériau (1-2).	89
Figure II- 22 : Schéma d'un stratifié [0/90] _{3s}	90
Figure II- 23 : Etape d'homogénéisation multi-échelle.....	91
Figure II- 24 : Elément de volume représentatif de la mèche $V_f = 50\%$	94
Figure II- 25 : Evolution des modules d'Young en fonction de la fraction volumique : (a) module longitudinal E_{11} (b) module transversal E_{22}	94
Figure II- 26 : Section transversale de la mèche.	95
Figure II- 27 : Elément de volume représentatif (VER)	95
Figure II- 28 : Récapitulatif de la chaîne de génération et de calcul.....	97
Figure II- 29 : Etude de la convergence de la taille du VER.....	98
Figure III- 1 : Schematic representation of NCF laminates. Fibers are aligned with directions 1 and 2 of a local coordinate system.....	105
Figure III- 2 : Linear and nonlinear stress-strain curves	108
Figure III- 3 : Progressive damage evolution variables	111
Figure III- 4 : Binary damage variable.....	112
Figure III- 5 : Impactor models: (a) Experimental drop-weight impactor; (b) drop-weight tower impactor model and specimen configuration.	113
Figure III- 6 : One-fourth of the finite element model for three-point low-velocity impact analysis.	115
Figure III- 7 : Comparison between high speed image acquisition during the experimental test and numerical simulation using Hashin criteria at the peak load. (a) Experimental test photograph and (b) numerical simulation picture.	115

Figure III- 8 : Comparison of predicted global responses using models with different failure criteria and the same equivalent displacement damage evolution law: (a) force versus time (b) energy versus.	116
Figure III- 9 : Comparison of predicted damage distribution associated to fiber fracture with different failure criteria. (SDV1-SDV3) fiber tensile fracture along directions 1 and 2, and (SDV3-SDV4) fiber compression fracture along 1 and 2 directions.....	118
Figure III- 10 : Comparison of numerical predicted Force-time curve responses by Hashin criterion with different damage evolution methods	119
Figure III- 11 : Predicted damage failure evolution under impact test using different damage evolution laws compared with experimental failure.	120
Figure IV- 1 : (a) biaxial NCF glass fiber fabric and cutting direction (b) Impact specimen dimension	127
Figure IV- 2 : SEM observation (a) yarns identification and measurements (b) fiber repartition (c) fiber repartition after segmentation (d) fiber diameter distribution	128
Figure IV- 3 : Experimental setup of impact test and high-speed imaging	129
Figure IV- 4 : Multiscale homogenization steps	130
Figure IV- 5 : Yarn model (a) 2D view (b) 3D model dimensions ($a_1=1.91 \mu\text{m}$, $a_2=7.66 \mu\text{m}$ and $a_3=13.267 \mu\text{m}$)	131
Figure IV- 6 : Full view of basic cell with yarn bundles and dimensions in mm	132
Figure IV- 7 : Curves of load versus time (a) [0/90], (b) [± 45] and energy versus time (c) [0/90], (d) [± 45], under impact test.....	133
Figure IV- 8 : Absorbed energy under impact test for [0/90] _{3S} and [± 45] _{3S}	133
Figure IV- 9 : Evolution of failure on [0/90] _{3S} specimen, under impact test.....	134
Figure IV- 10 : Evolution of failure on [± 45] _{3S} specimen, under impact test.....	134
Figure IV- 11 : DIC transverse displacement field at a different event in [0/90] _{3S} specimen, under impact test.....	135
Figure IV- 12 : DIC transverse displacement field at a different event in [± 45] _{3S} specimen, under impact test.....	135
Figure IV- 13 : Progressive Exx DIC strain of the GFRP under impact test for [0/90] and [± 45].	136
Figure IV- 14 : Finite element model of a sample subjected to impact.	137
Figure IV- 15 : Maximum contact force versus contact mesh size.....	138
Figure IV- 16 : Equivalent stress versus equivalent displacement	140
Figure IV- 17 : Traction-separation Law	142
Figure IV- 18 : Numerical modelling process	144

Figure IV- 19 : Comparison between numerical and experimental impact (a)-(c) force-time curve [0/90] _{3s} , [±45] _{3s} (b)-(d) energy-time [0/90] _{3s} , [±45] _{3s} (e) delamination area: view from the top side of the sample.....	145
Figure IV- 20 : Comparison of transverse displacement from FE simulation with DIC displacement for [0/90] _{3s}	146
Figure IV- 21 : Comparison of transverse displacement from FE simulation with DIC displacement for [±45] finite element damage evolution and failure mechanism process.	147
Figure IV- 22 : Damage failure: longitudinal direction (1) in tension and compression	148
Figure IV- 23 : Damage failure: transverse direction (2) in tension and compression	148
Figure IV- 24 : Delamination growth during the impact test (top view).....	149
Figure IV- 25 : Damage variable versus time history (obtained from the element at the center of the high compressive zone (a) and element at the center of the high tensile zone at the bottom of sample (b)).	150
Figure V- 1 : Schematic of NCF composite RVE, and specimen cutting orientation	157
Figure V- 2 : (a) SEM cross-sectional view of the NCF composite (b) and average dimensions of yarns	158
Figure V- 3 : (a) SEM image of a specific area (b) SEM image segmented under ImagJ (c) fiber volume fraction distribution inside the yarn.....	158
Figure V- 4 : Experimental tensile test setup.	159
Figure V- 5 : Tow local coordinate system	160
Figure V- 6 : Components of complete RVE of NCF composites. Including (a) and (d) complete RVE, (b) and (e) Yarn, and (c)-(f) pure matrix for [0/90] and [±45].....	165
Figure V- 7 : (a) FEM model of NCF RVE; opposite face for boundary condition (b) in x direction; (c) in y direction and (d) in z direction.	166
Figure V- 8 : Algorithm for UMAT subroutine implementation	168
Figure V- 9 : Schematic of geometry and boundary condition of polymer matrix specimen under tensile test.....	169
Figure V- 10 : Comparison between the finite element simulation and the experimental one for the polyester matrix under tensile loading.	170
Figure V- 11 : Damage propagation corresponding to longitudinal stress-strain responses under tension loading for [0/90] NCF composites.....	171
Figure V- 12 : propagation of Damage encountered during the in-plane shear tensile test on [±45] NCF laminates.	172

Figure V- 13 : Numerical prediction of interface damage between tow/matrix under uniaxial tension load for [0/90] and [\pm 45] NCF laminates..... 173

Figure V- 14 : Influence of interface strengths properties on delamination damage status and global stress-strain curves of axial tension test 175

Figure V- 15 : Influence of interface strengths properties on delamination damage status and global stress-strain curves of in-plane shear tensile test..... 176

Liste des tableaux

Tableau I-1 : Caractéristiques mécaniques des principales fibres employées dans l'industrie[10], [11]	26
Tableau I-2 : Quelques propriétés des grandes familles de résines thermodurcissables[11], [12].....	27
Tableau I-3 : Description des dommages causés par l'impact	31
Tableau I-4 : Critères de rupture des fibres en tractions	48
Tableau I-5 : Critères de rupture des fibres en compression.....	49
Tableau I-6 : Critères de ruptures de la matrice en traction.....	50
Tableau I-7 : Critères de rupture de la matrice en compression	51
Tableau I-8 : Critère de rupture en contrainte pour le délaminage	54
Tableau I-9 : Critère de rupture énergétique pour le délaminage.....	54
Tableau I-10 : Définitions des déplacements et des contraintes équivalentes	58
Tableau II-1 : Essais mécaniques menés pour l'identification expérimentale des paramètres de la matrice de rigidité du composite	84
Tableau II-2 : Valeurs des propriétés longitudinales.....	85
Tableau II-3 : Valeurs des propriétés de cisaillement dans le plan.....	86
Tableau II-4 : Récapitulatif des constantes élastiques mesurées et calculées grâce aux essais expérimentaux	88
Tableau II-5 : Récapitulatif des constantes élastiques déterminer analytiquement.	90
Tableau II-6 : Propriétés effectives des mèches (fraction volumique des fibres $V_f = 70\%$)	96
Tableau II-7 : Propriétés mécaniques effectives, expérimentales et prédites, du composite NCF	99
Table III-1 : Equivalent displacement and stress of each failure mode	110
Table III-2 : Material properties for NCF laminate composite.	114
Table III-3 : Experimental and numerical parameters reflecting the global response of the NCF laminate under impact test.	117
Table IV-1 : Predicted elastic properties of the intra-yarn material.	131
Table IV-2 : Effective experimental and predicted mechanical properties of laminated NCF composite	132
Table IV-3 : Equivalent displacement and stress of each failure mode	140
Table IV-4 : Material parameters	142

Table V- 1 : Mechanical properties of the constituents for glass fibre and polyester resin 156

Table V- 2 : The mechanical properties of UD yarn 161

Table V- 3 : Mechanical properties of the polyester matrix 162

Table V- 4 : Interface strengths and fracture toughness 164

Table V- 5 : Comparison between numerical prediction and experimental measured initial tangent modulus, failure stress and failure strain. 172

Table V- 6 : Materials properties of interface cohesive elements for parametric study..... 174

Liste des symboles

σ_{ij}	Composant du tenseur de contrainte
ε_{ij}	Composant du tenseur de déformation
E_{ij}	Module d'Young initial dans le plan $i - j$
G_{ij}	Module de cisaillement initial dans le plan $i - j$
ν_{ij}	Coefficient de Poisson dans le plan $i - j$
C_{ij}	Tenseur de rigidité
X^t	Contrainte maximale à la rupture en traction (sens longitudinal)
X^c	Contrainte maximale à la rupture en compression (sens longitudinal)
Y^t	Contrainte maximale à la rupture en traction (sens transversale)
Y^c	Contrainte maximale à la rupture en compression (sens transversale)
Z^t	Contrainte maximale à la rupture en traction (sens épaisseur)
Z^c	Contrainte maximale à la rupture en compression (sens épaisseur)
S_{ij}	Contrainte maximale à la rupture en cisaillement (dans le plan $i - j$)
ε^{1t}	Déformation maximale à la rupture en traction (sens longitudinal)
ε^{1c}	Déformation maximale à la rupture en compression (sens longitudinal)
ε^{2t}	Déformation maximale à la rupture en traction (sens transversale)
ε^{2c}	Déformation maximale à la rupture en compression (sens transversale)
$G_{IC}, G_{IIC}, G_{IIIC}$	Taux de restitution d'énergie critique pour le délaminage

Introduction

Poussés par l'économie, la logistique et les attentes de la société, les matériaux composites jouent un rôle important dans le domaine technologique actuel et remplacent progressivement les métaux dans les applications structurales. Le principal objectif de l'introduction des matériaux composites dans les structures est d'améliorer le rapport résistance/poids, en plus d'autres avantages tels que la flexibilité de la conception, la réduction du nombre de pièces, la résistance à la corrosion, la résistance à la fatigue et aux chocs. La **Figure 1** montre la fraction massique des matériaux composites dans les générations d'avions Airbus [1], où les composites ont dépassé l'utilisation des métaux et représentent actuellement plus de la moitié du poids structurel.

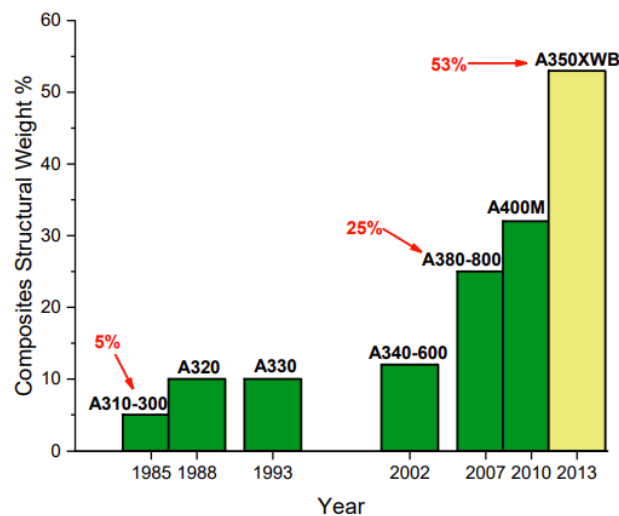


Figure 1: Evolution du pourcentage massique de composites utilisé dans la conception des avions Airbus[1].

Cependant, le comportement d'un matériau composite est compliqué par le fait qu'à l'échelle macroscopique il est non seulement anisotrope, mais également non homogène. Les propriétés mécaniques d'un composite dépendent non seulement des propriétés des constituants, mais aussi de la fraction volumique du renfort et de la géométrie et de la séquence d'empilement [2], ces propriétés conduisant à divers mécanismes de rupture. Par exemple, lorsqu'un composite stratifié est soumis à un chargement, la rupture peut se produire au niveau intralaminare (dans un des plis de l'empilement) ou inter-laminare (entre plis). Au niveau intralaminare, la matrice peut se fissurer longitudinalement ou transversalement aux fibres ou les fibres elles-mêmes peuvent se détacher de la matrice (rupture adhésive) et se rompre. Au niveau inter-laminare, les couches peuvent se décoller. Ces dommages interagissent entre eux, provoquent une redistribution des contraintes et conduisent à un endommagement localisé ou global du matériau composite impliquant un ou plusieurs modes de ruptures possibles [3]. L'étude des modes de ruptures et de propagation des dommages fait partie intégrante de la caractérisation des matériaux composites.

Malgré leurs avantages indéniables par rapport aux matériaux d'ingénierie plus conventionnels, les matériaux composites présentent de sérieuses limitations. Ils présentent une résistance aux chocs

nettement inférieure à celle des structures métalliques traditionnelles. La résistance à l'impact est définie comme la capacité d'un matériau à absorber et à dissiper les énergies sous une charge d'impact, les réponses pouvant aller d'un dommage localisé à une rupture totale [3]. Par rapport aux métaux, les matériaux composites se comportent différemment face à la charge d'impact et la dissipation de l'énergie cinétique du projectile. Pour les faibles énergies d'impact, les métaux absorbent l'énergie par déformation élastique et plastique [4]. Même si la déformation plastique peut entraîner une certaine déformation structurelle permanente, ses conséquences sur la capacité de charge du composant sont généralement modérées [5]. Des énergies incidentes plus élevées peuvent provoquer la perforation de la cible et, bien que de tels dommages affectent de manière significative la capacité de charge de la structure, leurs effets peuvent être prédits en utilisant les principes de la mécanique de la rupture [6]. Mais pour les composites, la capacité à subir une déformation plastique dissipative est susceptible d'être limitée, ce qui entraîne généralement de grandes zones de dommage, eu égard à la dissipation permise par ces matériaux, avec une réduction de la résistance et de la rigidité [7]. La zone endommagée étant plus complexe et donc difficile à caractériser, il est encore plus difficile de prédire la capacité de charge après impact d'une structure composite endommagée.

Afin d'exploiter les qualités des matériaux composites tout en dimensionnant les structures de façon économique, il est indispensable d'améliorer la compréhension de ces matériaux. En aéronautique et dans le processus de développement d'un avion, de nombreux tests sont effectués à différents niveaux structurels, comme le montre la **Figure 2**. En utilisant des modèles mécaniques fiables qui fournissent des simulations numériques robustes, les coûts de développement peuvent être réduits en diminuant le nombre d'essais expérimentaux requis. L'objectif est de réaliser des essais sur des coupons plus petits et de vérifier que les modèles sont fiables à cette échelle, ce qui permet de remplacer éventuellement les essais par des simulations à un niveau structurel plus élevé.

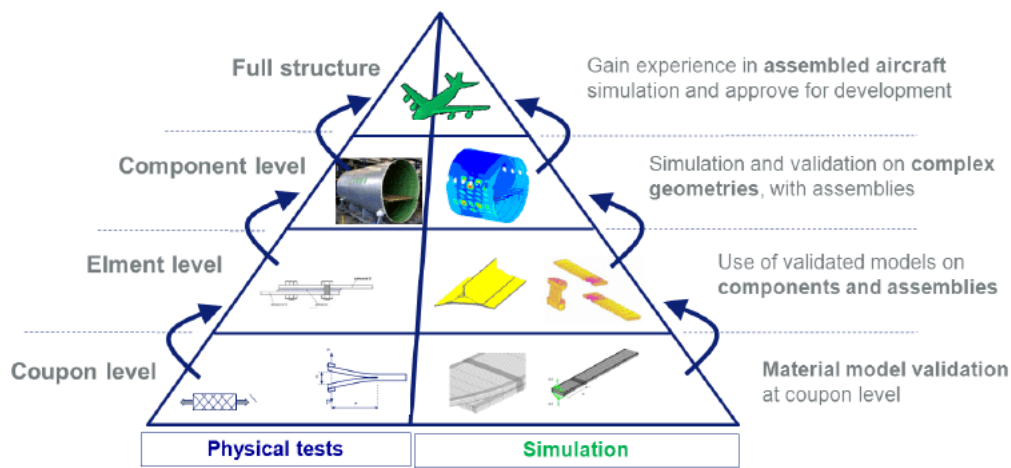


Figure 2: La pyramide des tests, divisée en tests physiques et virtuels à chaque étape [8].

C'est dans ce contexte que s'inscrit cette thèse. Elle vise à proposer un ensemble de modèles capables de prédire l'endommagement et la rupture progressive des composites à matrice organique (CMO) et plus particulièrement des composite stratifiés NCF à renfort biaxial.

Le premier chapitre est destiné à présenter un état de l'art sur la caractérisation et la modélisation du comportement des composites à matrice organique. Ce chapitre bibliographique est composé de

quatre parties. La première partie souhaite souligner l'importance et la classification des matériaux composites et la caractérisation du comportement mécanique des CMO à l'impact basse vitesse. Ensuite, on s'intéresse aux possibilités d'instrumentation d'un essai d'impact avec l'imagerie rapide de haute résolution associée à la corrélation d'images numériques (CIN). La troisième partie de ce chapitre bibliographique met en évidence les approches de modélisation par homogénéisation multi-échelles qui sont basées sur la réduction de la complexité du problème de modélisation en séparant le matériau composite en structures de différentes échelles par leur taille typique. La dernière partie de cette étude bibliographique présente une série d'approches de modélisation de l'endommagement au sein des matériaux composites.

Le deuxième chapitre est constitué de deux parties principales.

- La première partie décrit le matériau et le procédé de fabrication employé ainsi que les techniques expérimentales de caractérisation utilisées dans le cadre de cette étude. L'utilisation de l'imagerie à haute vitesse pour la corrélation d'images numériques appliquée aux essais d'impact à la tour de chute est décrite sous la forme d'une publication, présentée à **SPIE Optical Metrology conference**, dans laquelle les effets des paramètres d'acquisition sur les résultats d'analyse par corrélation d'images numériques ont été analysés afin d'évaluer la bonne configuration optique pour des mesures de haute qualité.
- La deuxième partie porte sur la prédiction du comportement élastique du matériau d'étude (NCF) composite, en utilisant un modèle analytique basé sur la théorie classique des stratifiés et un modèle EF d'homogénéisation multi-échelle en deux étapes. Les propriétés élastiques obtenues en utilisant ces deux méthodes ont été confrontées à celles issues des données expérimentales.

Le troisième chapitre présente une étude numérique comparative des critères de rupture les plus courants et des méthodes d'évolution des dommages pour la modélisation par élément finis d'essais d'impact faible vitesse en utilisant le logiciel ABAQUS. Par conséquent, afin de choisir un critère de rupture approprié, quatre critères de rupture combinés à différentes variables d'endommagement, sont comparés en termes de leur capacité à reproduire la réponse mécanique expérimentale et les modes d'endommagement observés au cours de l'impact. Ce travail est présenté sous la forme d'une publication (à soumettre).

Le quatrième chapitre, présente quant à lui une étude visant à mieux appréhender le comportement au choc. Une approche originale reposant sur l'analyse par caméra haute vitesse et la corrélation d'image numérique d'essais de flexion dynamique trois points a été mise en place, pour compléter la compréhension du comportement mécanique au cours de l'impact et valider la modélisation par éléments finis proposée dans le troisième chapitre. Ce travail a fait l'objet d'une publication scientifique parue dans **International Journal of Impact Engineering**.

Le cinquième et dernier chapitre, présente une amélioration du modèle proposé en adoptant une représentation géométrique plus proche de la réalité du matériau. A ce titre, il présente l'avantage de faire un lien entre l'endommagement et la géométrie du composite NCF. Le modèle unitaire idéalisé est défini sur la base de données provenant d'analyse d'image. La méthodologie proposée est générique, elle utilise une représentation par éléments 3D de la pièce pour l'analyse globale, ainsi que

la non-linéarité de la matrice et la réponse local à l'endommagement. Cette partie du travail de thèse est présenté sous la forme d'une publication (à soumettre).

Finalement, une dernière partie relative à la conclusion et perspectives reprend les divers résultats obtenus dans les précédents chapitres et considère la contribution possible de ces travaux dans la modélisation prédictive de structures composites.

REMARQUE :

POUR DES RAISONS D'ORGANISATION GENERALE DU MANUSCRIT, UNE SEULE LISTE DE REFERENCES BIBLIOGRAPHIQUES EST PRESENTEE A LA FIN DE CE MANUSCRIT.

Chapitre I : ETAT DE L'ART

Table des matières

Chapitre I : ETAT DE L'ART	23
Introduction	24
I.1. Généralités sur les matériaux composites.....	24
I.2. Classification des composites à matrice organique : CMO.....	25
I.3. Composite a renfort croisé (non tissé) : Non-Crimp Fabric (NCF) composites.....	28
I.3.1 Caractérisation mécanique et endommagement des NCFs	28
I.4. Comportement à l'impact des composites stratifiés NCF	30
I.4.1 Test d'impact	34
I.4.2 Les essais d'impact avec la technique de tour de chute	35
I.5. Utilisation de l'imagerie rapides et de la DIC dans le cadre de l'étude de matériaux composites.	38
I.6. Généralités sur l'homogénéisation des composites NCF.....	41
I.6.1 Echelle microscopique :	42
I.6.2 Echelle mésoscopique:	44
I.7. Modélisation de la rupture des composites stratifiés	47
I.7.1. Rupture des fibres	48
I.7.2. Rupture de la matrice	49
I.7.3. Modélisation de l'endommagement de l'interface	53
I.7.4. Evolution d'endommagement	55
I.7.5. Approche de modélisation d'impact	58
I.8. Conclusion.....	60

Introduction

Ce chapitre vise à mener un état de l'art sur la caractérisation et la modélisation du comportement des composites à matrice organique. Ce chapitre bibliographique est composé de quatre parties. La première partie consiste à souligner l'importance et la classification des matériaux composite et la caractérisation du comportement mécaniques des CMO. Dans un deuxième temps, on s'intéressera à une instrumentation possible d'un essai d'impact avec de l'imagerie rapide de haute résolution associée à de la corrélation d'images numériques (CIN).

La troisième partie de cette revue met en évidence les approches de modélisation par homogénéisation multi-échelles qui sont basées sur la réduction de la complexité du problème de modélisation en séparant le matériau composite en structures de différentes échelles par leur taille typique. La dernière partie de cette étude bibliographique présente une série d'approches de modélisation de l'endommagement au sein des matériaux composites.

I.1. Généralités sur les matériaux composites

Pour présenter les matériaux composites, il convient d'en donner une définition simple : ce sont des matériaux hétérogènes dont les propriétés des constituants se complètent. Les matériaux composites sont composés d'une phase liante (la matrice), dans laquelle sont placés les renforts. Le composite ainsi obtenu a des propriétés mécaniques qui sont une combinaison de celles de la matrice et des renforts. Le schéma de la **Figure I- 1** propose une représentation de ce concept dans un cas de sollicitation en traction dans la direction des renforts.

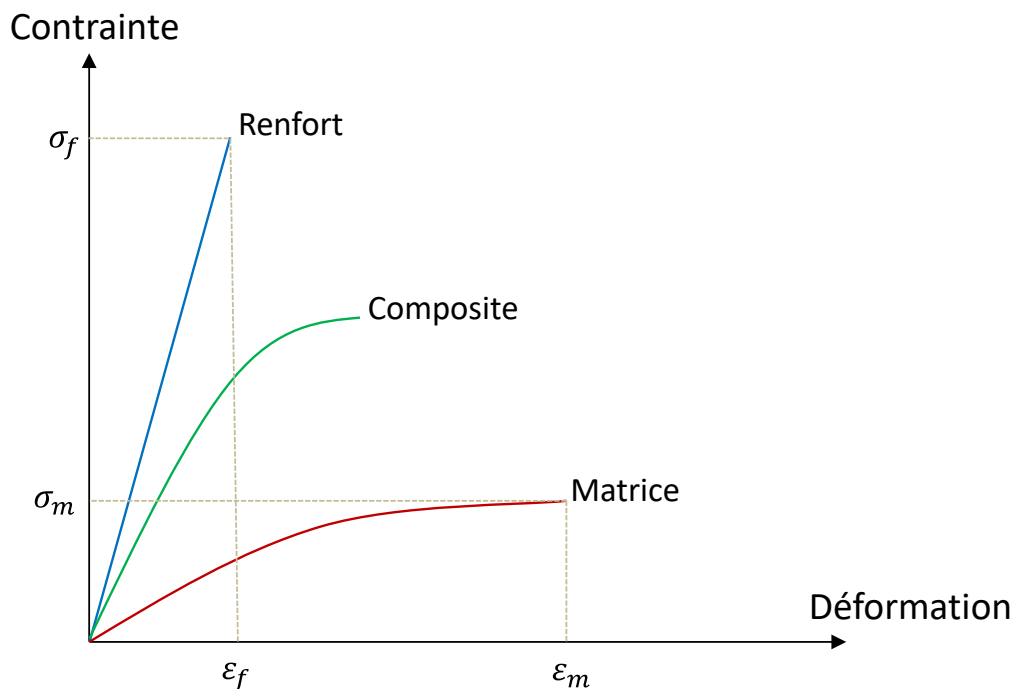


Figure I- 1 : Représentation schématique du rapport de comportement macroscopique entre les constituants et le composite en traction dans le sens des renforts [9]

Il existe ainsi une infinité de matériaux composites et leurs propriétés sont tout autant diverses. Les composites peuvent être classés en trois grandes catégories selon leur type de matrice : métallique (CMM), céramique (CMC) et organique (CMO). L'utilisation des matériaux composite à matrice organique et à renfort fibreux est largement étendue à de nombreux domaine industriel et constituent aujourd'hui la catégorie de composites les plus utilisés, grâce à leur faible masse et à leur cout relativement peu élevé. Dans cette thèse les composites discutés se réfèrent exclusivement à ce type de composites CMO.

I.2. Classification des composites à matrice organique : CMO

Le principal avantage des CMO est leur facilité de mise en œuvre et leur coût, ce qui en fait des matériaux industrialisables à grande échelle et flexible en termes de géométrie. Différentes classifications peuvent être effectuées pour les composites stratifiés selon la nature des renforts, on distingue les CMO à fibres minérales, organique ou naturelle. Suivant la géométrie du renfort, il existe des fibres courtes, longues unidirectionnelles (UD), multiaxiales non tissées (Non-Crimp-Fabric, NCF) ou multiaxiales tissées. Les combinaisons majoritairement rencontrées sont indiquées sur la **Figure I-2**.

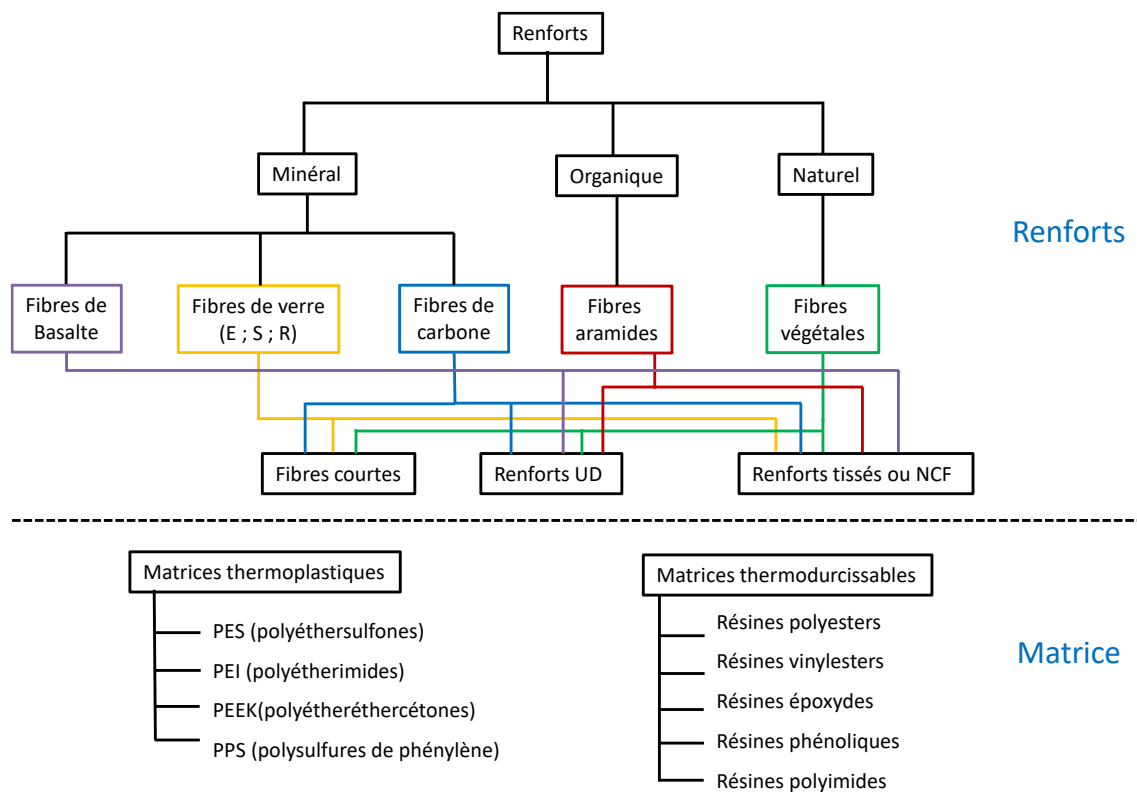


Figure I-2 : Cartographie des composites stratifiés[10]

Les renforts

Historiquement, les renforts les plus utilisés dans les industries sont les fibres de verre en raison de leur coût relativement réduit comparé à la fibre de carbone ou d'aramide, leur haute résistance à

la traction et leur disponibilité. Un exemple des propriétés techniques des fibres employées dans l'industrie est donné par le **Tableau I-1**.

Tableau I-1 : Caractéristiques mécaniques des principales fibres employées dans l'industrie[10], [11]

Fibre	Densité ($g.cm^{-3}$)	Module d'Young (GPa)	Résistance Mécanique (MPa)
Verre E	2,6	73	2500
Verre R	2,58	85	2500
Carbonne HR	1,76	230	3530
Carbonne IM	1,78	300	3900
Carbonne HM	1,94	588	3820
Kevlar 49	1,49	132	3000
Kevlar 29	1,44	82	2900
Basalte	2,67	100	4500

La **Figure I- 3** illustre les armures classiques utilisées : toile ou taffetas, sergé, satin, armure croisée (NCF), armure unidirectionnelle (UD). Les renforts surfaciques non-tissés sont un assemblage de plis unidirectionnels dont les fibres sont étalées, déposées de façon rectiligne et cousues avec un fil textile dit de liage. Ces mèches sont soigneusement déposées par des bras robotisés selon les orientations prédéfinies (0,45, 90, etc.) pour former des nappes unidirectionnelles ([0/90], [+45/-45], etc.). Les différents UD dans un pli non-tissé n'ont pas nécessairement les mêmes caractéristiques (grammage, nombre de tex, etc.).

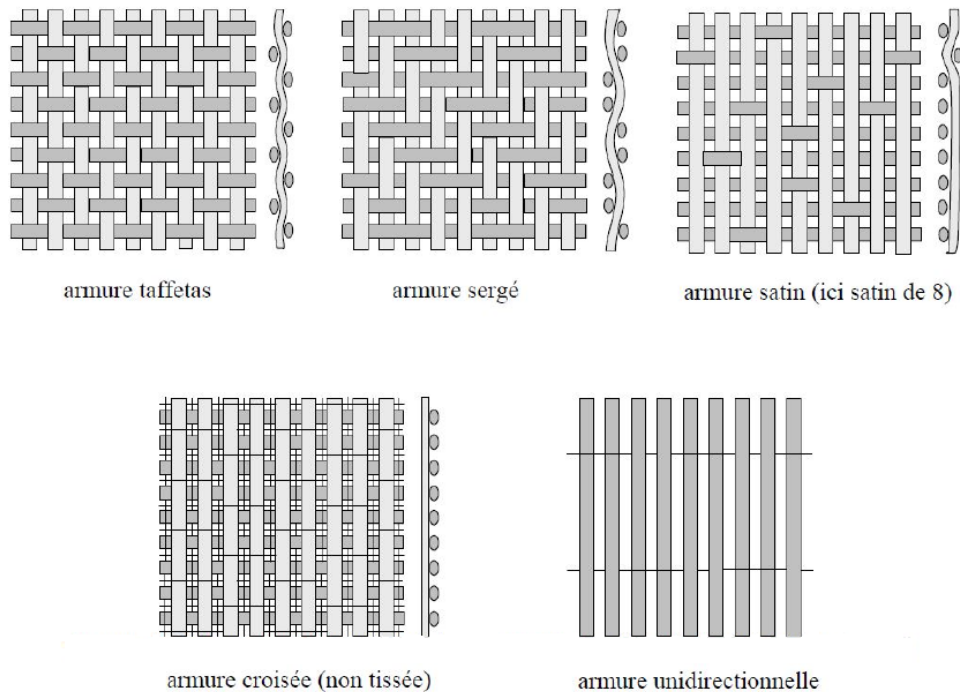


Figure I- 3 : Les principaux types d'armures utilisées pour le tissage des tissus[12]

Les Matrices

Pour lier les renforts ensemble, on utilise généralement des matrices qui possèdent des propriétés mécaniques plus faibles que celles des renforts. La matrice prévient l'usure mécanique par frottements des renforts, les protèges des attaques chimiques, transfère la charge subie par le matériau et est responsable de plusieurs autres propriétés finales de PRF (plastiques renforcés de fibres).

Le **Tableau I- 2** regroupe quelques caractéristiques physiques et mécaniques des grandes familles de résines thermodurcissables.

Tableau I- 2 : Quelques propriétés des grandes familles de résines thermodurcissables[11], [12]

	Unités	Polyester	Vinylester	Epoxy
Densité	$g.cm^{-3}$	1,14 – 1,43	1,04 – 1,34	1,1 – 1,5
Module d'élasticité en traction	GPa	2 ,1 – 3,6	2,9 – 3,9	2,75 – 5
Résistance à la traction	MPa	34 - 103	63 – 85	55 – 130
Résistance à la compression	MPa	90 – 200	110 – 127	250
Elongation à la rupture	%	1,4 – 5	4 – 9,1	2 – 5
Module de flexion	GPa	3,3 – 3,6	3,1 - 3,8	--
Résistance à la flexion	MPa	80 – 130	85 – 190	100 – 150

1.3. Composite a renfort croisé (non tissé) : Non-Crimp Fabric (NCF) composites

Les composites Non-Crimp Fabric ont fait leurs premiers pas dans l'industrie maritime et ont été fabriqués pour la première fois en 1983 sous la forme d'un pli $+45^\circ$ tricoté avec un pli -45° pour former un tissu à double biais [13]. L'une des principales raisons pour lesquelles l'industrie utilise des composites NCF au lieu de stratifiés UD sont les avantages économiques. Bibo et al [13] ont étudié une plaque rectangulaire (300*600 mm) dans le but de déterminer les économies réalisées en passant des composites UD aux composites NCF. Pour les constructions UD, les coûts de main d'œuvre peuvent représenter jusqu'à 50% du coût final de la pièce, dont 25% pour les matériaux. La majeure partie du coût de la main-d'œuvre consiste en un déballage progressif et une mise en place du matériau, ce qui peut être réduit dans une large mesure en utilisant les renforts NCFs avec une technique d'infusion de résine. Étant donné qu'une couche dans le composite NCF correspond à environ 7 couches de pré-impregnés, les taux de déposition sont beaucoup plus élevés dans le cas NCF. Dans le cas étudié, une réduction des coûts de 35 % a été obtenue en passant de la technique UD/autoclave à la technique NCF/infusion de résine.

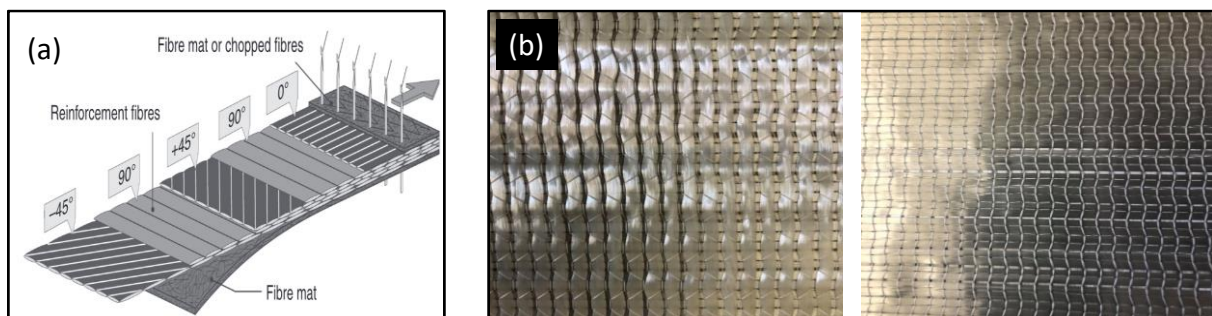


Figure I- 4 : (a) Fabrication de renfort NCF quadri-axiales (b) Renfort avant et arrière du NCF (0/90)[14]

1.3.1 Caractérisation mécanique et endommagement des NCFs

Les structures composites principalement utilisées dans l'industrie sont obtenues par empilement de plusieurs plis et sont communément appelées composites stratifiés. L'assemblage de ces plis est orienté dans la plupart des cas pour construire un composite stratifié optimisé en termes de rigidité et de masse par rapport à son application.

La structure finale du composite stratifié en fait un matériau multi-échelle. Trois échelles différentes sont identifiées (**Figure I- 5**):

- L'échelle microscopique ($\approx 10 \mu\text{m}$) est celle des constituants (fibre et matrice) et de l'interface fibre/matrice.
- L'échelle mésoscopique ($\approx 100 \mu\text{m}$) dans laquelle l'architecture des renforts est décrite par des fils de fibres homogènes entrelacés et noyés dans la matrice (pli ou lamina).

- L'échelle macroscopique ($\approx 1 \text{ mm}$) correspond à l'échelle de la structure (entièrement laminée).

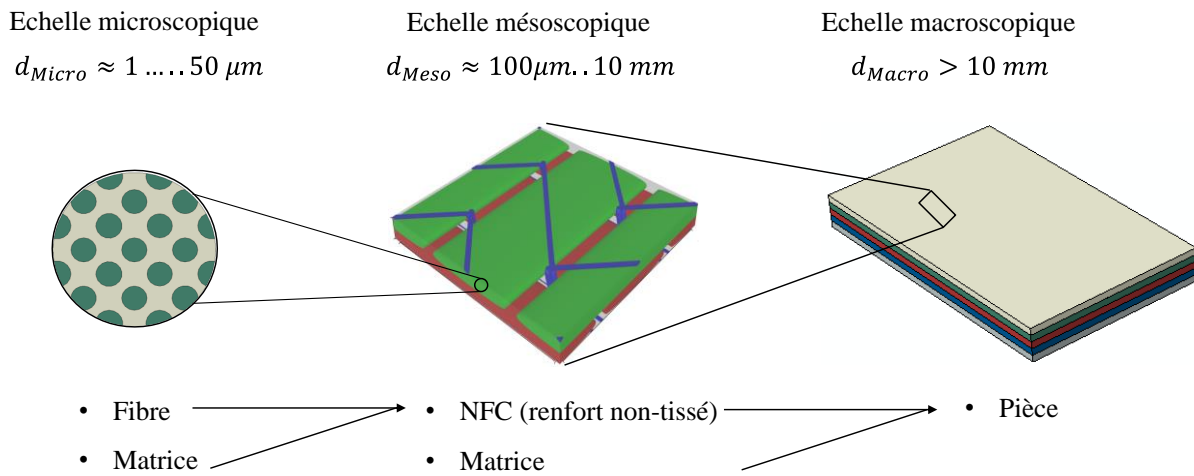


Figure I- 5 : Structure d'un composite renforcé par des fibres continues

La nature multi-échelle des stratifiés NCF rend difficile l'analyse et la prédiction de leur comportement lorsqu'ils sont soumis à des types de chargement spécifiques. Les mécanismes de rupture produisent une discontinuité locale dans les stratifiés, appelée fissure. L'initiation de la rupture peut être considérée comme la création de microfissures à l'échelle microscopique. La propagation de la rupture est le résultat de la création de nouvelles surfaces de rupture à l'échelle mésoscopique à partir de microfissures existantes. L'initiation de la rupture se produit généralement bien avant qu'un changement dans le comportement macroscopique soit observé. En effet, les mécanismes de rupture qui peuvent être présentés dans un composite stratifié impliquent différents modes de rupture à différentes échelles, qui sont influencés à la fois par la stratification et les propriétés mécaniques des constituants. C'est pourquoi il est important de comprendre leur comportement à plusieurs échelles d'observations pour éviter la rupture totale de la structure.

En raison de la nature stratifiée de ces systèmes de matériaux, les modes de rupture sont conventionnellement étudiés à l'échelle mésoscopique **Figure I- 6**. Par conséquent, les caractéristiques de rupture et la propagation des fissures sont divisées en trois catégories en fonction de l'orientation du plan de rupture par rapport aux directions du renforcement.

- **Rupture intralaminaires** : consiste à la formation de fissures de la résine, dans un plan parallèle à la direction des fibres. Dans le pire des cas, ces fissures intralaminaires peuvent traverser toute l'épaisseur du stratifié.
- **Rupture interlaminaires** : consiste en la séparation progressive des plis au sein de l'empilement stratifié, souvent appelée délamination.
- **Rupture translaminaires** : associée à la rupture en traction ou en compression des fibres de renfort. L'initiation et la propagation des fissures translaminaires dépendent du décollement de l'interface fibre/matrice et la rupture proprement dite des fibres.

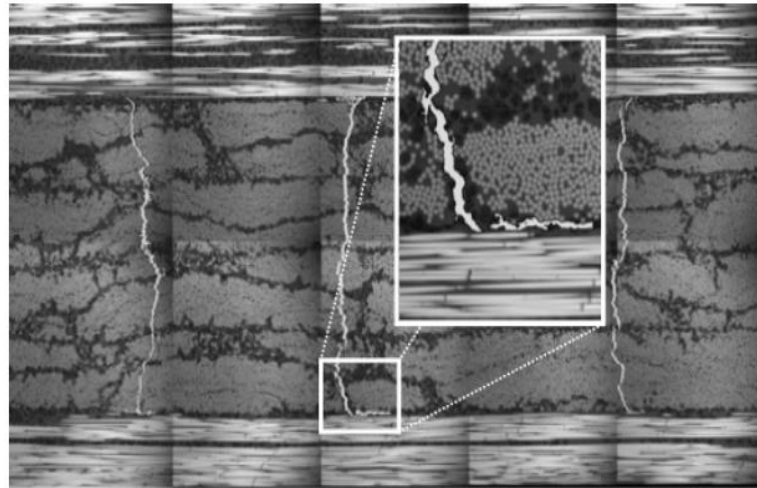


Figure I- 6 : Délamination locale observé à l'extrémité de la fissure matricielle d'un stratifié [0/90][15]

I.4. Comportement à l'impact des composites stratifiés NCF

Les stratifiés NCF biaxial offrent d'excellentes propriétés mécaniques dans le plan en termes de rigidité et de résistance grâce aux fibres bien alignées avec une fraction volumique élevée dans le composite. Cependant, l'orientation dans le plan du renforcement donne également un matériau qui est plutôt sensible à la fissuration par délamination sous une charge d'impact en raison de leur faible résistance à la rupture interlaminaire.

Une source constante de préoccupation lors de dimensionnement de nouvelles structures en composites est l'effet d'impact des objets étrangers (« beachage » de navire, choc par des débris volants, chute des objets lors de la maintenance...). On peut raisonnablement s'attendre à ce que ces impacts se produisent pendant la durée de vie de la structure et ils peuvent entraîner des dommages internes qui sont souvent difficiles à détecter et qui peuvent réduire considérablement la résistance et la stabilité de la structure. Plusieurs auteurs étudient les impacts à faible énergie et vitesse BVID (Bearly Visible Impact Damage).

La plage de vitesse à partir de laquelle les impacts sont classés comme « vitesse faible » n'est pas bien défini dans la littérature. Certaines sources ont défini une vitesse d'impact maximale indépendamment de la structure impactée ou de la géométrie de l'impacteur. Alors que Cantwell et Morton [5] ont défini la faible vitesse comme étant une vitesse d'impact inférieure à 10 m/s. Liu et Malvern [16] ont classé la gamme de vitesses en fonction des dommages qui en résultent. Alors que la vitesse d'impact est considérée comme élevée en cas de pénétration, la délamination et les fissures de la matrice résultent d'impacts à faible vitesse. Davies et Robinson [17] ont défini les impacts à faible vitesse comme des vitesses d'impact auxquelles la propagation des ondes de contrainte dans la direction de l'épaisseur n'influe pas sur le processus de dommages qui en résulte. Une autre classification est basée sur la réponse structurelle de la structure impactée. Les impacts à grande vitesse ou balistiques ont entraîné des dommages localisés aux matériaux, causés principalement par des ondes de contraintes à travers l'épaisseur **Figure I- 7**.

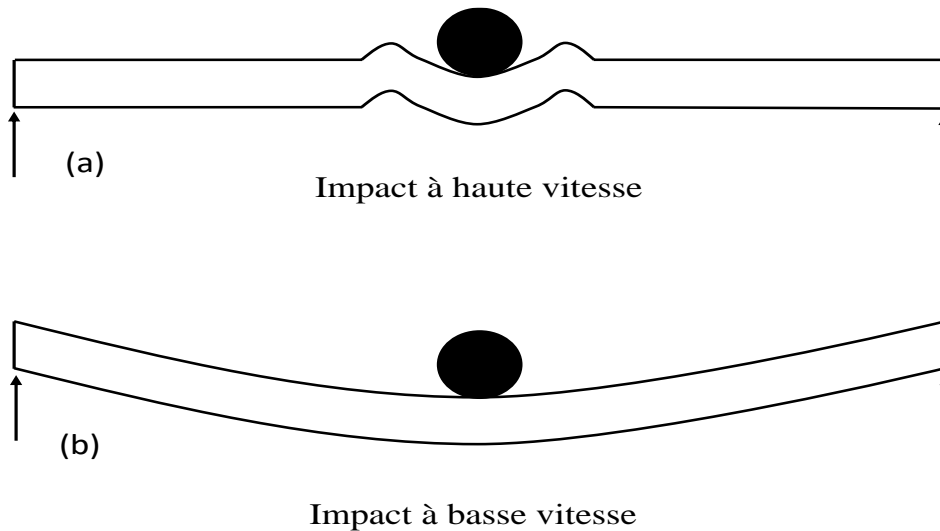


Figure I- 7 : Représentation schématique de la réponse à l'impact sous haute et basse vitesse [18]

Les dégâts d'impacts sont une accumulation complexe de la rupture de la matrice, le délaminage et la fracture des fibres, pour lesquels interagissent et rivalisent les mécanismes d'endommagement qui dépendent aussi des propriétés matérielles et géométriques du stratifiés Abrate [3]. Chaque constituant (fibre-matrice) ou interface peut être affecté par un mécanisme d'endommagement (Tableau I- 3).

Tableau I- 3 : Description des dommages causés par l'impact

Fibre	Matrice	Interfaces	
		Inter-ply	Fibre-matrice
Ruptures des fibres	Micro - fissuration	Délamination	Décohésion fibre-matrice
	Micro-vides		
	Macro-fissuration		

L'initiation et la croissance des dommages dépendent de plusieurs facteurs, notamment :

- Les propriétés de la source d'impact telles que la forme, la masse, la rigidité et la vitesse d'impact[19] ;
- La stratification du composite en termes de séquence d'empilement, l'orientation des plis et la résistance à la rupture ;
- Les interactions entre les fibres et la matrice ;

En général, pour les impacts à faible vitesse, les dommages sont dus à la délamination et à la rupture de certaines fibres, tandis que des perforations complètes sont susceptibles de se produire lors d'impacts à grande vitesse. La rupture des fibres dans les plis et le décollement entre les plis sont les deux principaux mécanismes à l'origine de la défaillance structurelle. Un dommage par impact typique est illustré schématiquement dans la Figure I- 8.

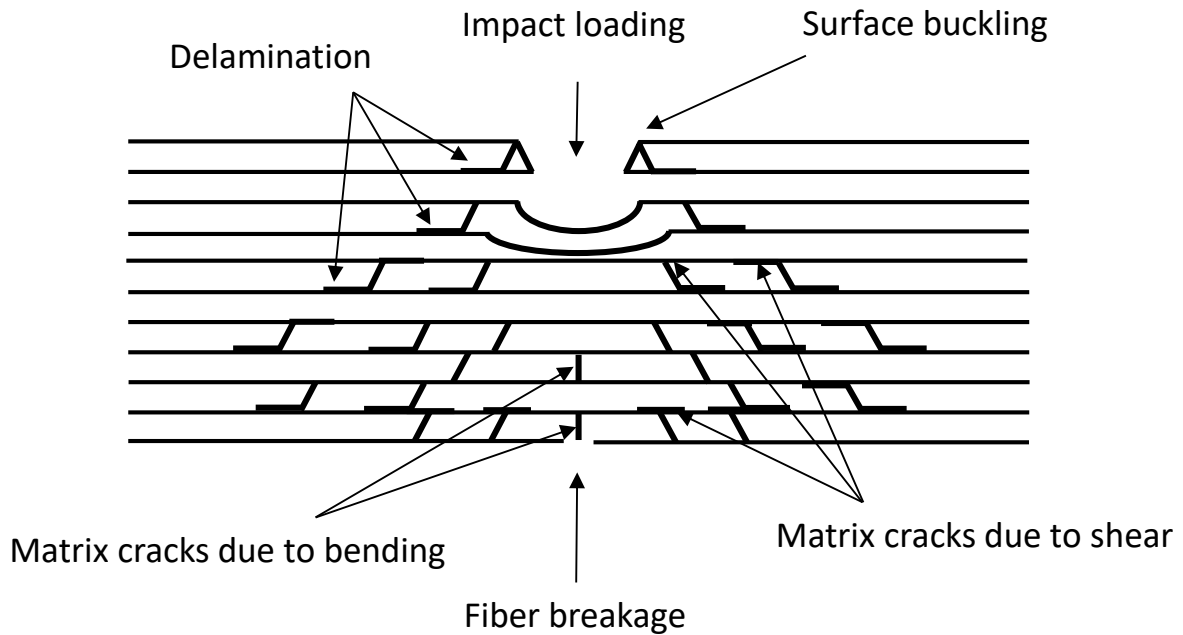


Figure I- 8 : Représentation schématique du mode typique d'endommagement d'impact dans les composites[20]

Pour les impacts qui n'entraînent pas une pénétration complète de la cible, les études expérimentales indiquent que les dommages consistent en des délaminations, des fissures de la matrice et des ruptures de fibres **Figure I- 8**. Les délaminations, c'est-à-dire le décollement entre les plis adjacents, sont les plus préoccupantes car elles réduisent considérablement la résistance du stratifié. Les études expérimentales indiquent systématiquement que le délaminage ne se produit qu'aux interfaces entre les couches ayant des orientations de fibres différentes. Si deux couches adjacentes ont la même orientation de fibres, aucune délamination ne se produira à l'interface entre elles. Dans le cas d'un stratifié dont la surface supérieure a été impacté, la zone délaminée a une forme oblongue ou en "cacahuète" dont le grand axe est orienté dans la direction des fibres de la couche inférieure à cette interface. Ceci est illustré de manière schématique à la **Figure I- 9**. Il convient de noter que les formes de délamination sont souvent assez irrégulières et que leur orientation devient assez difficile à déterminer, selon Abrate [3].

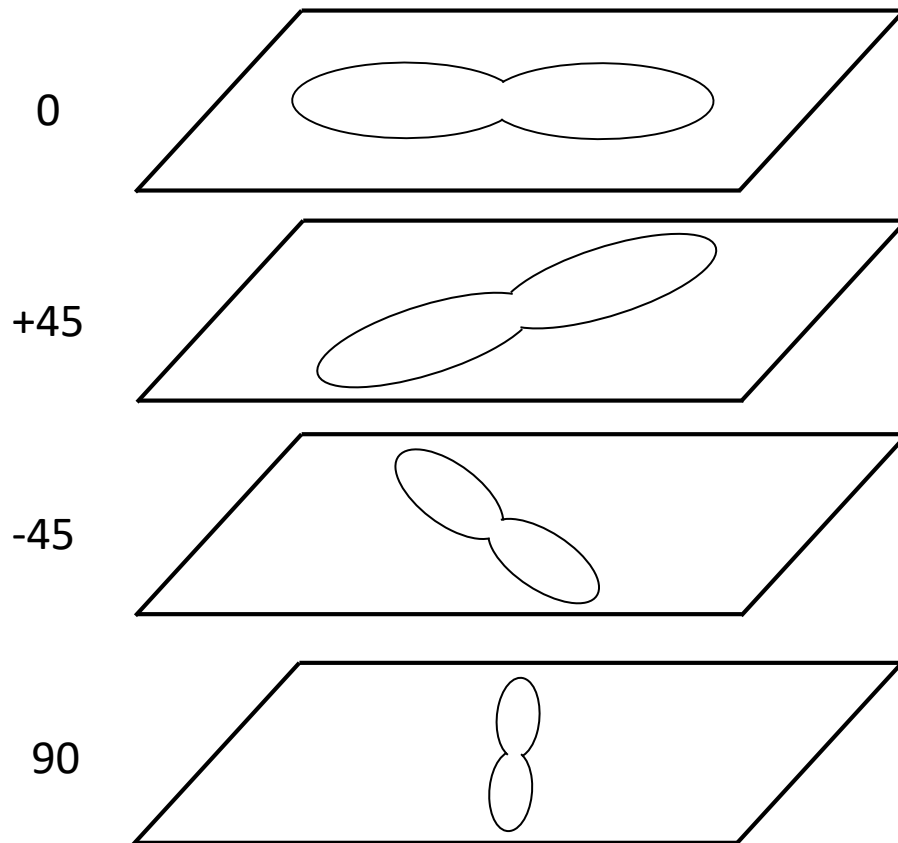


Figure I- 9 : Orientation du délaminage[3]

Après l'impact, il y a de nombreuses fissures de la matrice disposées selon un modèle complexe qu'il serait très difficile de prévoir, mais il n'est pas nécessaire de le faire puisque les fissures de la matrice ne contribuent pas de manière significative à la réduction des propriétés résiduelles du stratifié. Cependant, le processus d'endommagement est initié par les fissures de la matrice qui induisent ensuite des délaminations aux interfaces des couches. Deux types de fissures de la matrice sont observés : les fissures de traction et les fissures de cisaillement (**Figure I- 10**). Les fissures de traction sont introduites lorsque les contraintes normales dans le plan dépassent la résistance à la traction transversale du pli. Les fissures de cisaillement forment un angle par rapport au milieu de la surface, ce qui indique que les contraintes de cisaillement transversales jouent un rôle important dans leur formation[3].

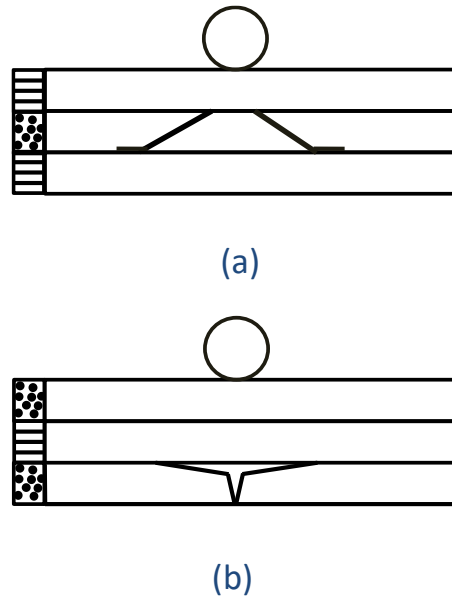


Figure I- 10 : Deux types de fissures de la matrice : a) fissure de traction, b) fissure de cisaillement[3].

I.4.1 Test d'impact

De nombreuses études ont été menées afin d'étudier les différents types d'impacts que peuvent subir les structures composites durant leur service. Pour cela différents types d'essai d'impact ont été développés. Les plus fréquemment utilisés sont les canons à gaz, les tours de chutes, le mouton pendule, le cantilever. Le canon est plus souvent utilisé dans le cas d'impact à moyenne ou haute vitesse. Le cantilever, le mouton pendule et la tour de chute sont utilisés dans le cas d'impact à faible énergie **Figure I- 11**.

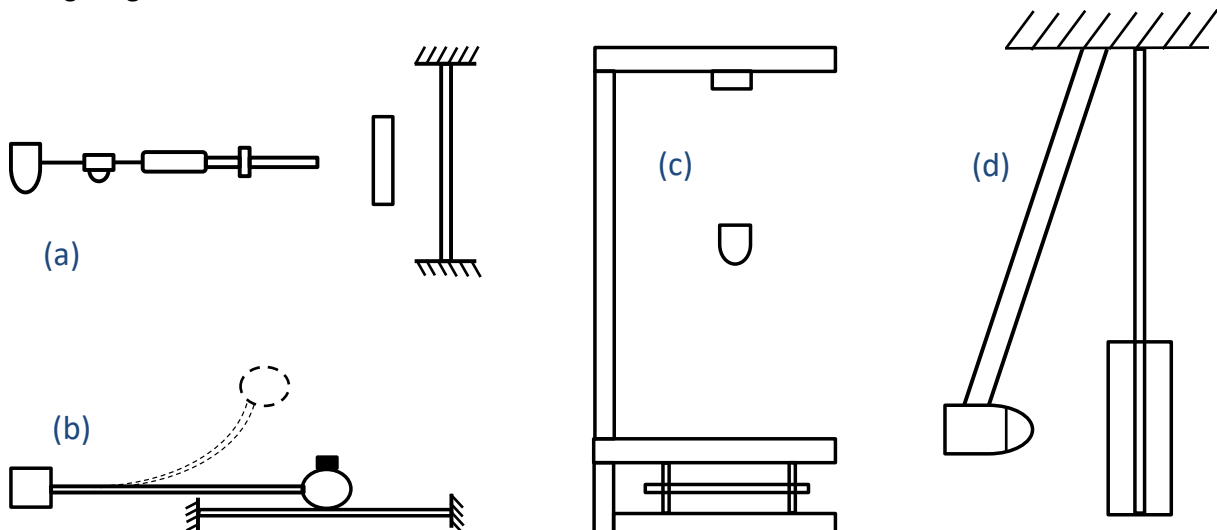


Figure I- 11 : Différents types d'essais d'impact : (a) Canon à gaz, (b) Cantilever, (c) Tour de Chute et (d) Mouton pendule [3]

I.4.2 Les essais d'impact avec la technique de tour de chute

Le principe de l'essai d'impact par poids tombant consiste à lâcher une masse instrumentée à une certaine hauteur sur une éprouvette composite. Lors des essais d'impact, la courbe d'effort est généralement obtenue à l'aide d'un accéléromètre monté sur l'impacteur et le déplacement $d(t)$ par une double intégration de l'accélération $a(t)$; elle-même obtenue à l'aide de l'effort, avec comme condition initiale la vitesse d'impact mesurée juste avant l'impact.

$$F(t) = m * a(t), \quad V(t) = V_0 - \left(\frac{1}{m}\right) \int_0^t F(t) dt \quad \text{and} \quad d(t) = \int_0^t V(t) dt \quad (I-1)$$

Avec m : masse de l'impacteur, $V(t)$: la vitesse de l'impacteur à l'instant t et V_0 la vitesse juste avant l'impact.

La tour de chute à poids tombant convient à une gamme d'applications d'impact, y compris les essais de pénétration sur les plaques et films, l'essai Izod et essai de flexion dynamique en trois points (Charpy). Pour chaque essai d'impact, il y a des supports et une forme d'impacteur spécifiques.

L'essai de pénétration sur plaque est couramment utilisé pour l'analyse de la tenue à l'impact des composites à matrice organique[20]–[29], selon des normes bien définies (D 7136 / D 7136 M-07 [30], ASTM 5628-96, AITM 1-0010, ISO 6603[31]). La **Figure I- 12** donne un exemple de schéma d'une tour de chute Instron-CEAST 9340 tel qu'indiqué dans la norme NF EN ISO 6603.

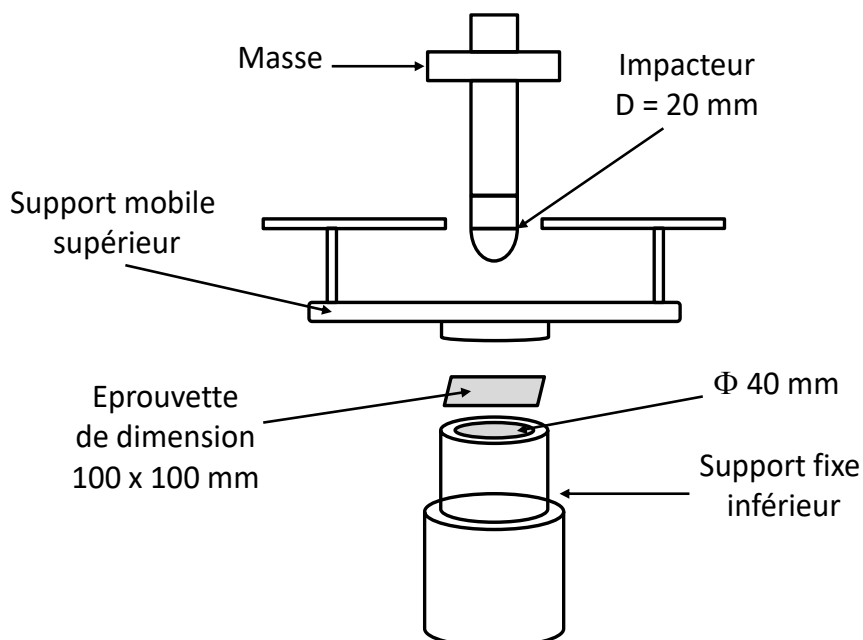


Figure I- 12 : Dispositif d'impact de la tour de chute Instron-CEAST 9340 selon la norme NF EN ISO

6603

La **Figure I- 13** présente les différentes situations de l'endommagement du matériau lors d'un essai de perforation. La **Figure I- 13 (a)** montre la courbe force/déplacement associée à la perforation d'un matériau épais, la **Figure I- 13 (b)** correspond à l'initiation de la perforation sur un échantillon plus fin. Une petite boucle peut être observée sur la fin de l'essai, indiquant la présence d'un retour élastique. Enfin, la **Figure I- 13(c)** correspond à la perforation complète.

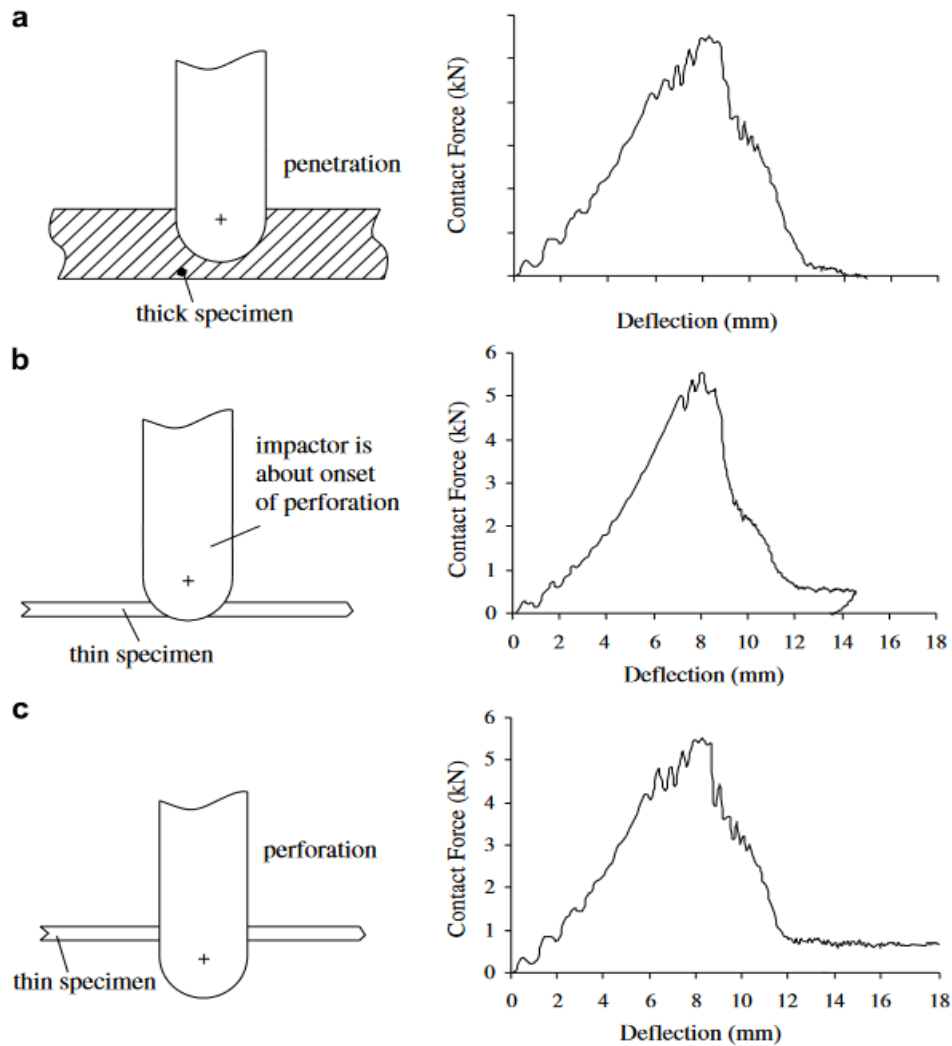


Figure I- 13 : Schématisation et courbe force/déplacement associés de (a) la perforation d'une plaque épaisse, (b) l'initiation de la perforation d'une plaque fine et (c) la perforation complète d'une plaque fine [32]

Essais Charpy avec la tour de chute

Le choc Charpy, normalisé par le texte ISO 179 dans le cas des thermoplastiques et des composites, se fait traditionnellement à l'aide d'un pendule, appelé également mouton de Charpy **Figure I- 14**. L'impacteur étant lâché d'une certaine hauteur (h), il possède une certaine énergie potentielle d'après sa masse (m). L'énergie nécessaire à la rupture (E_{rupt}) de l'éprouvette est simplement déduite de la hauteur (h') à laquelle le pendule remonte et d'un essai à vide pour évaluer la perte d'énergie par

frottements (E_f). Il convient ensuite de diviser par la section transverse de l'éprouvette pour obtenir la résilience en J/m^2 .

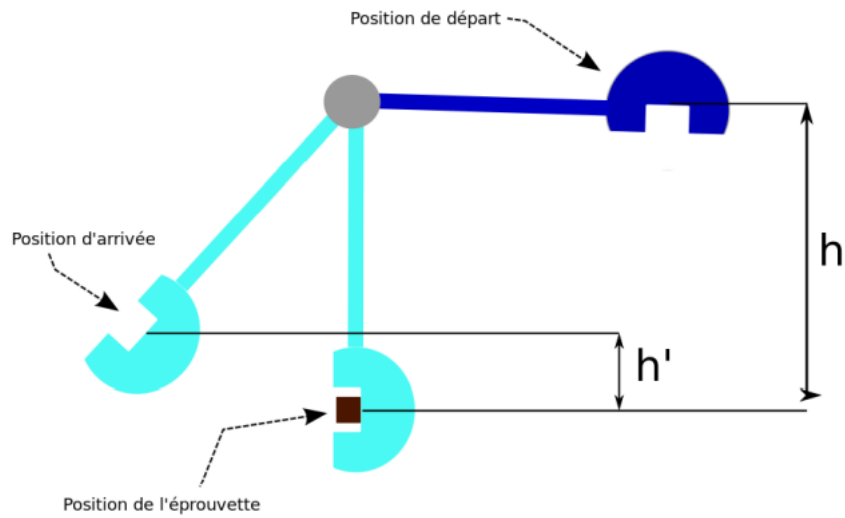


Figure I- 14 : Schémas d'un pendule Charpy

L'essai Charpy par poids tombant est un essai de flexion dynamique en trois points fut développé pour pallier quelques inconvénients de l'essai Charpy classique. Les éprouvettes normalisées selon la norme ISO 179 sont de dimensions (10 mm x 4 mm x 80 mm) **Figure I- 15**.

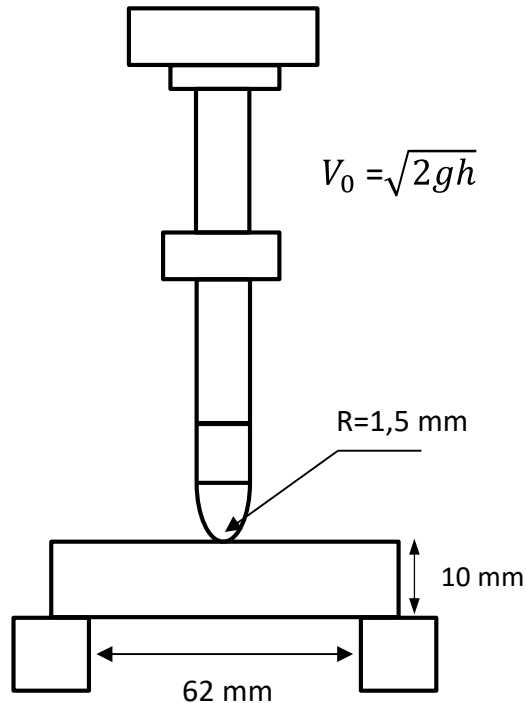


Figure I- 15 : Principe de l'essai de flexion 3 points dynamique (Charpy) par poids tombant

Lors d'un essai d'impact Charpy instrumenté, la courbe force-temps enregistrée présente de nombreuses oscillations d'amplitude plus ou moins importante. Le signal obtenu est en réalité une combinaison complexe de la réponse de l'éprouvette, du chargement inertiel résultant de l'accélération de l'échantillon, du trajet des ondes de tension et de compression dans l'éprouvette et dans l'impacteur. L'allure de la courbe obtenue peut être schématisée par la **Figure I- 16** dans laquelle il est possible de distinguer plusieurs domaines :

- a-b : une zone présentant une première oscillation d'amplitude relativement élevée, appelée pic ou chargement inertiel.
- b-c : une zone de chargement
- c-d : un domaine où la rupture s'amorce
- d-e : une zone de décharge
- e-f : une zone où les vibrations résiduelles au sein de l'impacteur se manifestent

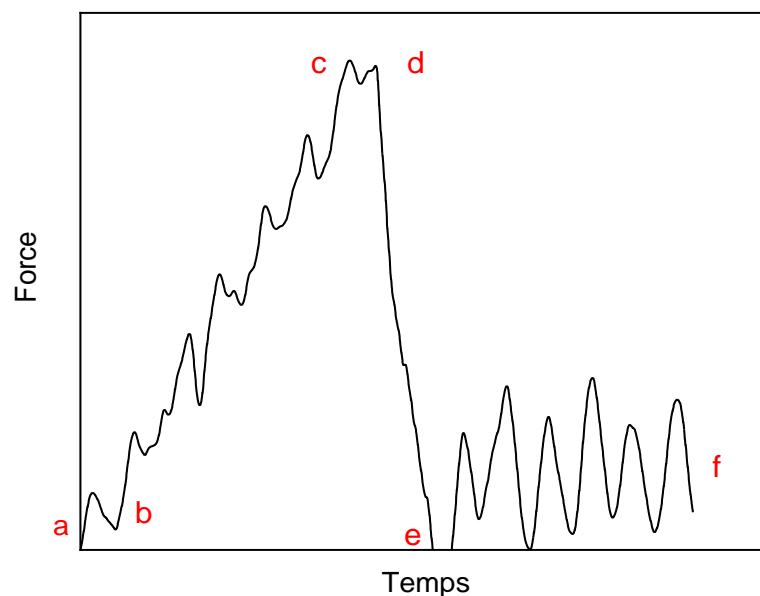


Figure I- 16 : Représentation schématique de la force enregistrée au niveau de l'impacteur[33]

I.5. Utilisation de l'imagerie rapides et de la DIC dans le cadre de l'étude de matériaux composites.

L'intégralité des structures soumises à des chocs est conditionnée par les dommages subis par la matière. Plusieurs techniques permettent d'investiguer et de contrôler l'état interne ou externe du composite après essai. La technique de la corrélation d'images numériques permet la mesure sans contact du champ de déformation à la surface des matériaux.

Lee et al. [34] ont réalisé des essais d'impact basse vitesse sur des UD graphite/epoxy. L'impact n'était cependant pas réalisé sur la face de l'échantillon, mais sur sa tranche, et l'échantillon était

entaillé sur la tranche opposée à l'impact. Une caméra rapide (ISIS CCD Cordin550) était positionnée en face de la surface de l'échantillon, comme le montre la **Figure I- 17**. A partir des images récupérées, les auteurs ont utilisé la DIC pour étudier l'initiation de l'endommagement et la propagation des fissures dans le composite, tout en étudiant l'influence de l'orientation des fibres dans la propagation de la fissure. A partir des images, ils ont pu réaliser des cartographies des lignes d'isovaleurs des déplacements, comme celles présentées sur la **Figure I- 18**.

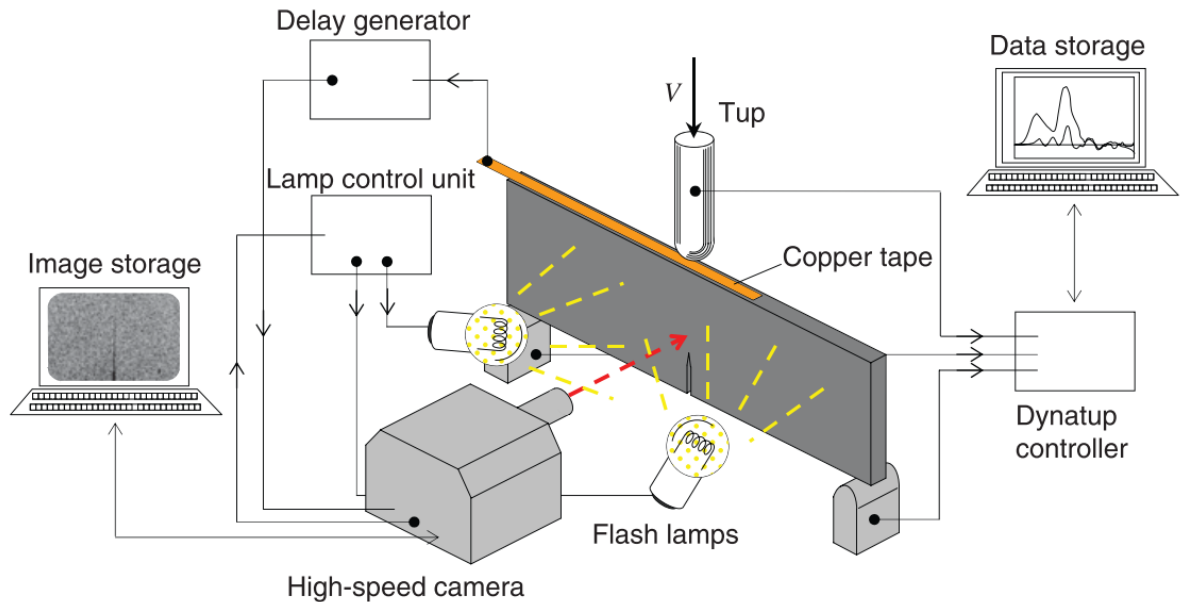


Figure I- 17 : Dispositif expérimental de l'essai d'impact de Lee et al. avec une caméra rapide pour faire de la corrélation d'images numériques et de l'imagerie rapide [34]

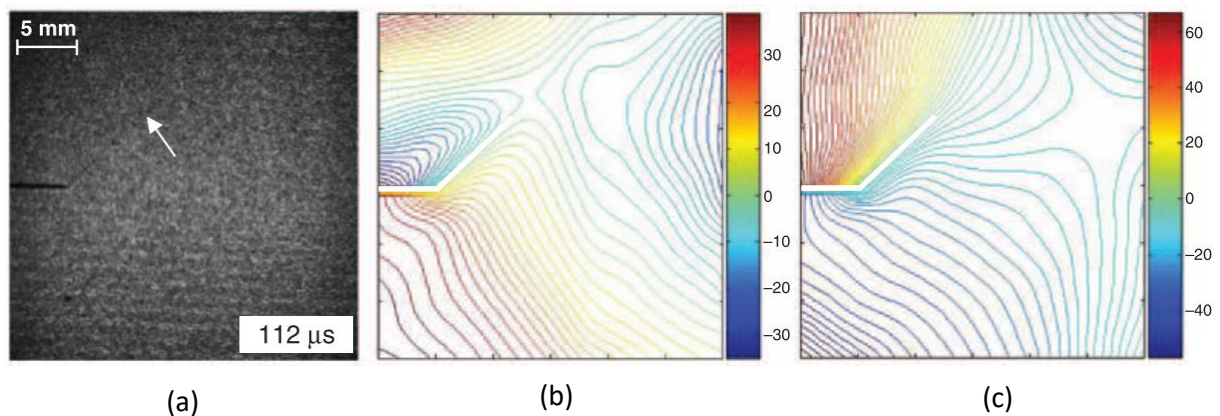


Figure I- 18 : (a) photographie d'un échantillon avec des fibres orientées à 45° au cours de l'impact (112 μ s après l'impact) ; la flèche indique l'avancement de la fissure et la zone noire correspond à l'entaille initiale, (b) contours de déplacements perpendiculaire à l'impact (champ u) et (c) contours de déplacement suivant la direction d'impact (champ v)- (déplacement en μ m)[34].

Puech et al. [35], étudient le comportement à l'impact de 6 à 21 J d'un biocomposite lin/polypropylène. Ils utilisent une caméra rapide (Phantom Vision Research V711) pour examiner la

propagation de la fissure et corréliser ces mesures avec l'endommagement des composites. La synchronisation de la caméra avec le dispositif d'instrumentation de la tour de chute permet d'identifier les moments clés de l'impact et de faire un lien entre les images et la courbe force/temps notamment **Figure I- 19**.

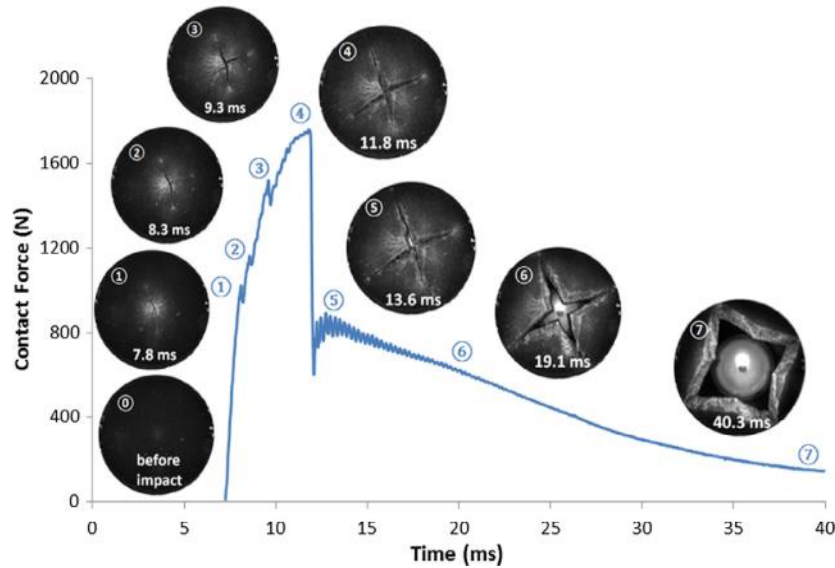


Figure I- 19 : Courbe force/temps lors d'un essai d'impact (énergie d'impact 12J) et images de la face opposée à l'impact associées aux différents évènements[35]

Cuynet et al.[36] s'intéressent au comportement à l'impact basse vitesse et en post-impact de composite lin/époxy en utilisant une technique de stéréo-corrélation d'images numériques au moyen de deux caméras numériques rapides. L'objectif de cette étude était d'analyser finement le comportement du composite lors de l'impact et de post-traiter les séquences d'images acquises pour la détection et le suivi des fissures, en particulier à la déflexion maximale **Figure I- 20**.

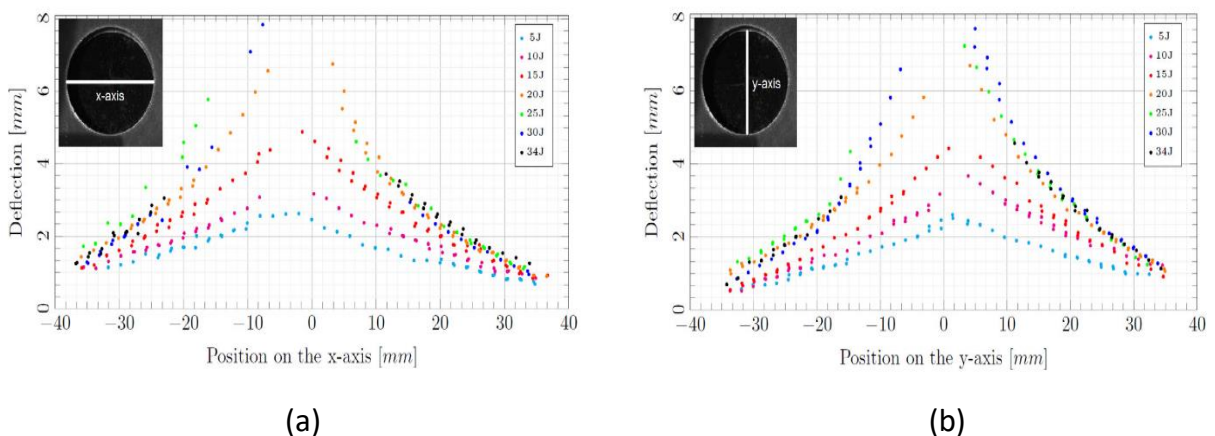


Figure I- 20 : Evolution de la déflexion de la face arrière (a) l'axe horizontal (b) l'axe verticale [11].

L'imagerie à haute vitesse est un outil majeur en mécanique de la rupture. Les travaux utilisent des techniques d'imagerie rapides pour l'étude de matériaux composites existent déjà, mais leur utilisation

reste limitée. Pourtant, leur intérêt n'est plus à démontrer, puisque cette technique apporte de nombreux éléments d'information sur le comportement mécanique des composites, en particulier dans le cas d'un endommagement complet de l'échantillon car elle permet de capturer le déplacement et la déformation même jusqu'à la rupture totale, en utilisant de la corrélation d'images numériques. L'utilisation de caméras rapides et d'autant plus intéressante qu'elle permet de suivre en temps réel la progression des dommages des macro-fissures sur la surface avant de l'échantillon impacté. C'est pourquoi l'exploitation de ces techniques d'imagerie rapides et de corrélation d'images seront l'un des objectifs de ce travail.

I.6. Généralités sur l'homogénéisation des composites NCF

Les composites NCF sont des matériaux hétérogènes avec une structure en couches ; voir un exemple à la **Figure I- 21**, chaque couche étant constituée de faisceaux de fibres (mèches) théoriquement rectilignes avec une orientation distincte et de prismes matriciel parallèles à ceux-ci avec une section transversale complexe. Dans les sections suivantes, les constituants d'une couche sont appelés "mésos-éléments". Chaque faisceau (ou mèche) est caractérisé par la fraction volumique de fibres V_f . La fraction volumique moyenne des fibres dans une couche V_f^a est définie par $V_f^a = V_f V_b$, où V_b est la fraction volumique des faisceaux dans la couche [37].

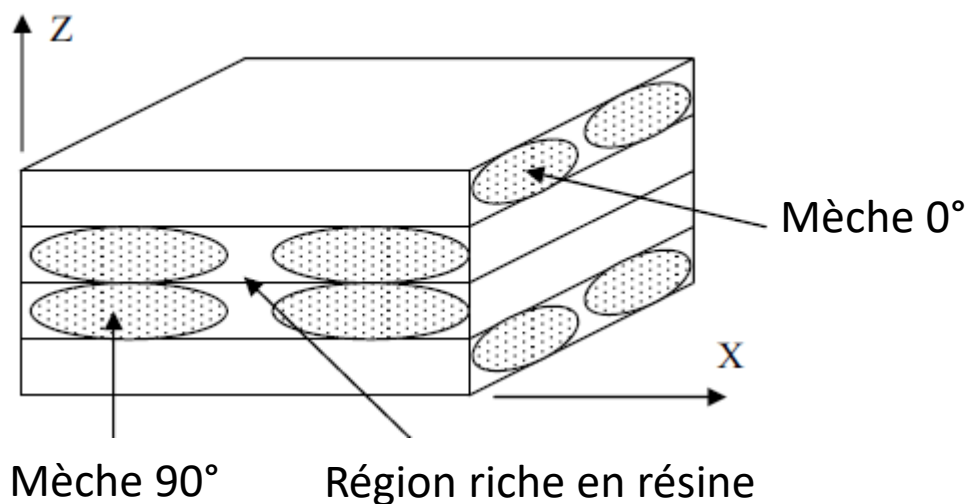


Figure I- 21 : Modèle 3D du composite NCF [0/90]_s [37]

La prédiction précise de la rigidité des composites NCF et la détermination des constantes élastiques nécessaires à l'analyse des dommages sont des tâches complexes.

Dans ce modèle, les échelles micro- et la méso-structurelles ne sont pas examinées et les propriétés effectives du pli sont calculées en utilisant la fraction moyenne en fibres de la couche V_f^a dans le modèle. Cela suppose que la non-uniformité de la distribution des fibres dans les couches (structure en mèche) n'a qu'un effet secondaire et que nous remplaçons la structure hétérogène par un matériau homogène comme le montre la **Figure I- 22**. Le "stratifié effectif" obtenu est un VER qui est traité par la théorie classique des stratifiés (CLT – Classical Lamination Theory).

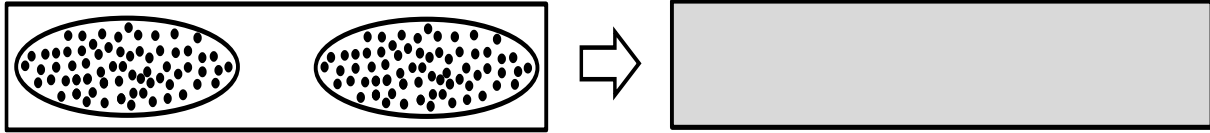


Figure I- 22 : Représentation de l'homogénéisation dans la couche d'un pli

Puisque les hétérogénéités d'un faisceau de fibre et d'une couche ont des échelles de longueurs différentes, des modèles sont proposés pour simplifier considérablement l'analyse en effectuant une homogénéisation séparément sur les deux échelles de longueur :

I.6.1 Echelle microscopique :

A cette échelle, les NCFs sont similaires aux stratifiés pré-impregnés : chaque faisceau peut être décrit comme un composite unidirectionnel (UD), les mèches de fibres peuvent être considérées comme transversalement isotropes et les propriétés mécaniques peuvent être déterminées en utilisant les expressions micromécaniques des composites UD classique à fibres longues.

L'un des premiers modèles pour la prédiction des propriétés élastiques des composites UD a été proposé par Voigt et Reuss [15]. Il a été suggéré que les composants d'une structure composite (fibres et matrice) peuvent être représentés comme des ressorts connectés en parallèle ou en série avec des poids proportionnels à leur fraction volumique. Les propriétés élastiques de ces deux modèles peuvent être estimées en appliquant respectivement une déformation ou une contrainte uniforme. Ces approches sont largement connues sous le nom de loi des mélanges. Dans le cas d'une connexion parallèle, la rigidité dans une direction donnée est égale à la moyenne pondérée des composantes individuelles de la rigidité dans cette direction. Dans le cas d'une connexion en série, la compliance est égale à la moyenne pondérée des compliances.

Chamis [38] a modifié les formules de la loi des mélanges pour les constantes techniques afin de les adapter aux données expérimentales. Cette approche semi-empirique ne nécessite aucune modélisation et est largement utilisée en raison de sa simplicité [39], [40]. Les formules de Chamis sont reproduites ci-dessous [38]:

$$\begin{aligned}
 E_1 &= V_f E_{f,1} + (1 - V_f) E_m \\
 E_2 = E_3 &= \frac{E_m}{1 - \sqrt{V_f} (1 - E_m / E_{f,2})} \\
 G_{12} = G_{13} &= \frac{G_m}{1 - \sqrt{V_f} (1 - G_m / G_{f,12})} \\
 G_{23} &= \frac{G_m}{1 - \sqrt{V_f} (1 - G_m / G_{f,23})} \\
 \nu_{12} = \nu_{13} &= V_f \nu_{f,12} + (1 - V_f) \nu_m
 \end{aligned} \tag{I- 2}$$

$$v_{23} = V_f v_{f,23} + (1 - V_f) \left(2v_m - \frac{v_{12}}{E_1} E_2 \right)$$

Où l'indice 1 correspond à la direction longitudinale et les indices 2 et 3 correspondent aux directions transversales à l'échelle d'un pli.

Une autre idéalisation est souvent proposée pour constituer le VER de composites UD [41][42]. On suppose que les fibres sont disposées selon l'un des deux motifs réguliers : carré ou hexagonal, comme le montre la **Figure I- 23**. Ces deux motifs sont périodiques et la plus petite période des motifs est appelée cellule unitaire. La cellule unitaire d'un motif périodique permet de recréer un motif entier en utilisant uniquement des translations.

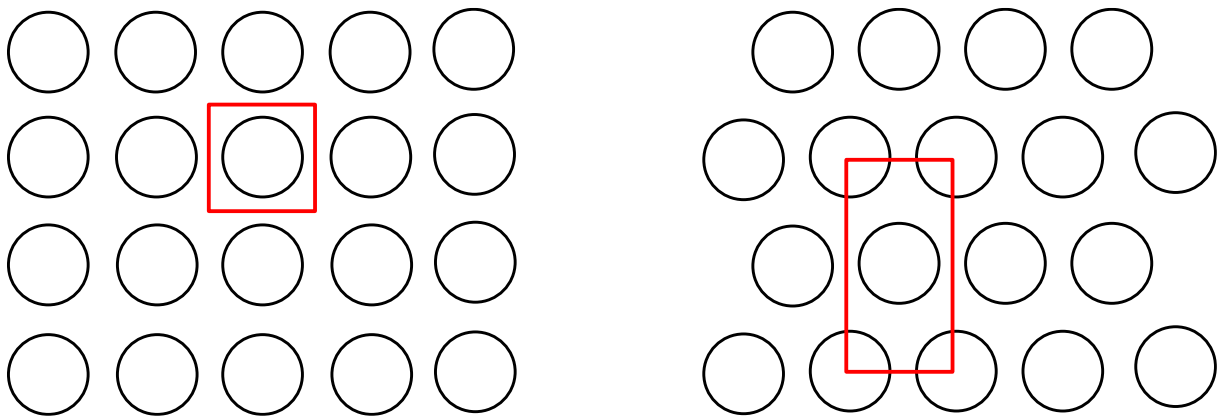


Figure I- 23 : Disposition carrée et hexagonale des fibres dans un composite UD (la boîte rouge représente la cellule unitaire)

De la périodicité géométrique, il découle que les propriétés élastiques C , les contraintes σ et les déformations ε , sont périodiques avec la même période « d » que la géométrie, mais pas les déplacements :

$$\begin{aligned} C(X + d) &= C(X) \\ \sigma(X + d) &= \sigma(X) \\ \varepsilon(X + d) &= \varepsilon(X) \end{aligned} \tag{I- 3}$$

Il convient de noter ici que le choix de la cellule unitaire n'est pas limité, mais les choix les plus courants [41][43][44] sont ceux présentés à la **Figure I- 23**.

Une représentation périodique du composite UD nécessite des conditions aux limites correctement formulées. Les conditions aux limites de Von Neumann et de Dirichlet satisfont toutes deux le principe d'homogénéité de Hill-Mandel [45]. Cependant, les conditions aux limites (CL) de Von Neumann et de Dirichlet ne fournissent pas une solution purement périodique dans le cas d'une cellule unitaire périodique. Comme il a été mentionné, l'application des conditions aux limites de Von Neumann et de Dirichlet fournit des solutions qui sont des limites inférieures et supérieures pour les propriétés élastiques d'un arrangement périodique, respectivement. Pour les cellules unitaires périodiques, les CL périodiques sont nécessaires pour satisfaire à la fois la périodicité du champ de

contrainte-déformation et la condition de Hill-Mandel. Les bilans périodiques illustrés à la **Figure I- 24** pour une paire arbitraire de points correspondants A et B, peuvent être écrits comme suit :

$$u^A = u^B + \langle \varepsilon \rangle \cdot d \quad (I- 4)$$

Où u^A et u^B sont les déplacements aux points correspondants A et B, $\langle \varepsilon \rangle$ est la déformation moyenne appliquée et d est le vecteur de translation pour la paire A-B (pour une paire différente, le vecteur d sera également différent en fonction de l'emplacement des points sur la frontière).

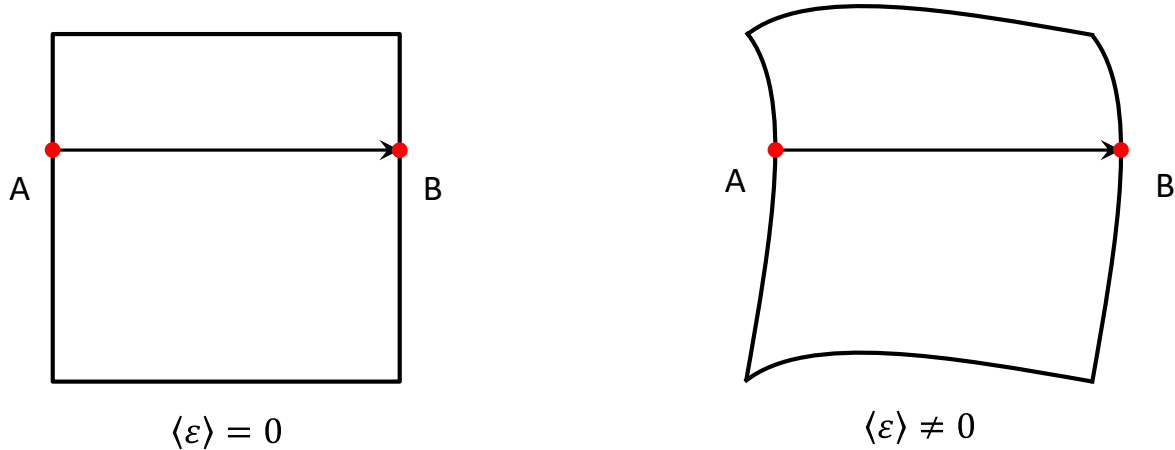


Figure I- 24 : Cellule unitaire avec CL périodique appliqué : sans charge (gauche), avec charge (droite)

Les conditions aux limites périodiques générales pour divers arrangements périodiques de fibres ont été présentées, par exemple par Li [41]. De plus, il peut être démontré qu'en exploitant les symétries internes des cellules unitaires, les CL peuvent être simplifiés. Par exemple, il a été démontré que pour le cas particulier d'une cellule unitaire périodique qui possède des symétries internes dans les trois plans, les CL périodiques sont équivalentes aux CL de Dirichlet (en déplacement) [46]. Une approche numérique utilisée par Kinvi-Dossou et al.[47] pour l'homogénéisation d'un VER avec un arrangement hexagonal de fibre a montré que les modules d'Young prédits sont légèrement supérieurs à ceux fournis par Chamis[38] avec un écart inférieur à 0.3%. Le module de cisaillement et le coefficient de poisson sont également plus élevés que la prédiction analytique avec une déviation inférieure à 7%.

I.6.2 Echelle mésoscopique:

À cette échelle, les mèches peuvent être considérées comme un matériau homogène transversalement isotrope avec les propriétés effectives calculées à l'échelle micro entouré de la matrice et d'autres mèches de même orientation ou d'orientation différente. La géométrie du composite NCF est définie par le renfort présenté à la **Figure I- 21**.

L'architecture des NCFs présente des similitudes avec les composites textiles et, par conséquent, les méthodes et les modèles théoriques utilisés pour les composites textiles [5] sont également pertinents pour les composites NCFs. Une revue exhaustive de la modélisation analytique et numérique des composites textiles a été publiée par Crookston et al [48]. Il a été conclu que les

modèles analytiques simplifient généralement la géométrie d'une cellule unitaire et l'interaction mécanique entre les fils et la matrice, ce qui peut compromettre la précision de l'analyse. D'autre part, ils peuvent fournir une première estimation efficace des propriétés élastiques alors que les modèles numériques précis nécessitent un certain temps pour la préparation du modèle (pré-traitement), la solution et l'analyse des résultats (post-traitement).

Un certain nombre de méthode analytique reposent sur l'hypothèse de la contrainte et la déformation moyenne et utilisent la théorie classique des stratifiés pour calculer les propriétés de rigidité des composites textiles et NCFs. Des exemples de cette approche sont les modèles d'Ishikawa et Chou [49] pour la prédiction des propriétés. Par exemple, dans le modèle, afin de simplifier l'analyse, la méso-géométrie réelle (forme 'quasi-elliptique' du faisceau) est remplacé par un faisceau rectangulaire contenant les mêmes fractions volumiques V_f et V_b , voir **Figure I- 25**.

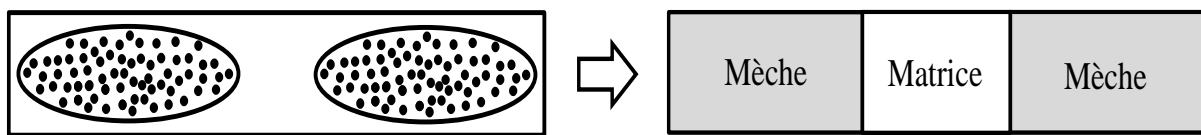


Figure I- 25 : Simplification de la géométrie à l'échelle mésoscopique.

Cette procédure affecte certainement la distribution des contraintes à proximité des coins et des interfaces, mais elle a moins d'importance lorsque la déformation moyenne dans un faisceau et la rigidité du composite sont analysées. Après cette simplification, le composite NCF de la **Figure I- 25** peut être divisé en méso-éléments comme indiqué à la **Figure I- 26(a)**. En observant le composite depuis le haut, nous pouvons reconnaître 9 "super-éléments" **Figure I- 26(c)** chacun d'entre eux étant composé de 4 méso-éléments selon la **Figure I- 26(b)**.

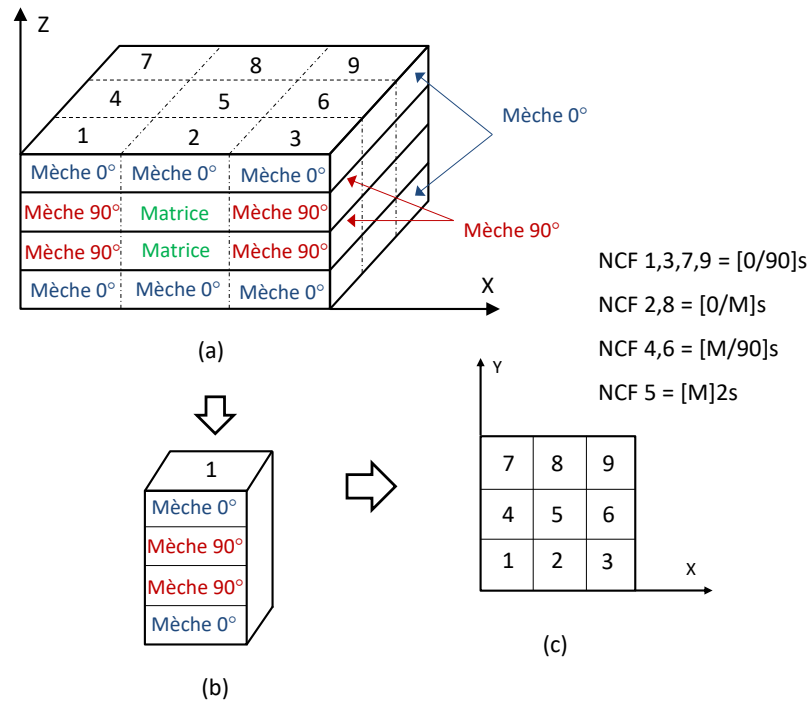


Figure I- 26 : Les schémas de la structure méso-échelle composite NCF [0,90]s : a) RVE simplifié ; b) un "super-élément" ; c) modèle 2-D composé de 9 "super-éléments".[49]

La structure résultante a été analysée avec la théorie classique de la stratification (CLT) et l'approche s'est avérée précise dans les prédictions des propriétés élastiques, donnant moins de 5% de différence par rapport aux résultats expérimentaux. Cependant, elle ne parvient pas à prédire avec précision le champ de contrainte-déformation en raison d'hypothèses simplifiées concernant la géométrie.

Une géométrie plus avancée peut être créée avec l'un des logiciels textiles, par exemple TexGen [50] ou Wisetex [51]. Le logiciel TexGen est basé sur la représentation des mèches dans un textile sous forme de splines cubiques périodiques. Le raffinement automatique de la géométrie (parcours et section transversale des fils) permet d'éviter les interpénétrations de mèches **Figure I- 27**.

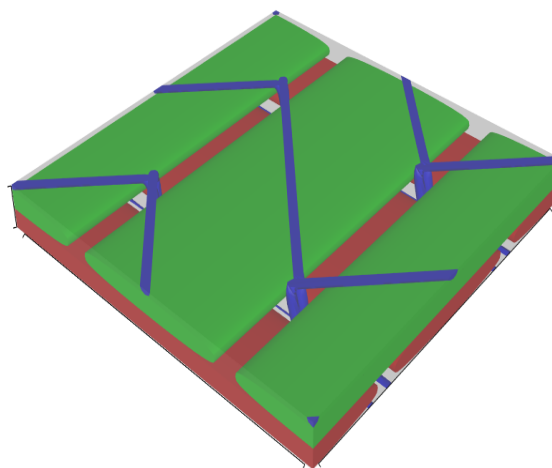


Figure I- 27 : La cellule unitaire d'un composite NCF (TexGen)

De nombreuses tentatives réussies ont été faites pour estimer numériquement les propriétés élastiques des composites textiles à l'aide des logiciels mentionnés ci-dessus, par exemple, une géométrie créée dans Wisetex a été utilisée par Kurashiki et al pour l'analyse par éléments finis d'une armure unie, par Ivanov et al d'un composite tressé et par Daggumati et al. TexGen d'une armure satinée et par Madke et Chowdhury pour l'analyse d'un composite textile 2D et 3D [52], par Hang et al pour des textiles 2.5D [53] et par Shultz et Garnich pour la modélisation d'un textile tressé[54]. Les générateurs textiles décrits ci-dessous peuvent également être appliqués à la modélisation des composites NCFs.

En résumé, la modélisation des cellules unitaires constitue un moyen efficace de prédire le champ de contrainte-déformation et les propriétés élastiques des composites textiles et NCFs. La cellule unitaire peut être analysée par une série de méthodes allant de simples schémas analytiques à l'analyse par éléments finis. Cependant, la description précise de la géométrie est la clé d'une prédiction correcte des propriétés des composites. Il a été démontré que la géométrie complexe de la cellule unitaire peut être générée avec précision en utilisant un logiciel textile, par exemple TexGen, qui sera utilisé plus tard dans ce travail.

1.7. Modélisation de la rupture des composites stratifiés

Les mécanismes de la rupture complète d'un stratifié sont mieux compris si l'on considère d'abord la rupture du pli individuel. Les orientations des fibres des plis adjacents d'un stratifié peuvent être différentes, et donc la rigidité apparente dans des directions spécifiques peut varier à travers le stratifié, mais l'état de contrainte subi par les plis individuels peut être corrélé à la rigidité effective du stratifié. Les premiers efforts des chercheurs pour prédire la rupture des matériaux orthotropes ont conduit aux théories actuelles de rupture des matériaux composites **Figure I- 28**.

Les critères de ruptures basés sur la résistance sont couramment utilisés avec la méthode des éléments finis pour prédire la rupture dans les structures composites.

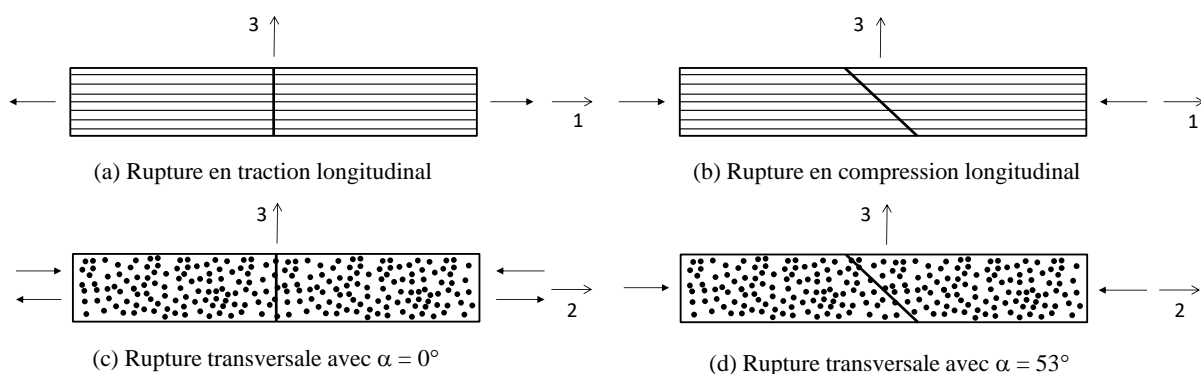


Figure I- 28 : Plan de rupture des plis unidirectionnels

Dans les critères de rupture donnés aux Tableaux (I-4)-(I-8) : σ et ε sont utilisés pour la contrainte et la déformation dans les directions normale et de cisaillement ; X, Y, Z et S sont les résistances dans les directions de la fibre, de la matrice, de l'épaisseur et du cisaillement ; les indices 1, 2 et 3 se réfèrent aux directions de la fibre, transversale et de l'épaisseur; les indices t et c indiquent les valeurs limites en tension et en compression.

I.7.1. Rupture des fibres

Pour les stratifiés composites, la rupture des fibres en tension se produit en raison de l'accumulation des ruptures de fibres individuelles dans les plis, ce qui devient critique lorsqu'il ne reste plus assez de fibres intactes pour supporter les charges requises. La plupart des auteurs qui analysent la rupture des fibres en tension appliquent un critère de résistance maximale ou de déformation maximale à chaque pli, en utilisant des valeurs limites de matériaux simples tirées d'essais expérimentaux. Les exceptions à cette règle sont Hashin [55] qui utilise un critère d'interaction quadratique impliquant un cisaillement dans le plan, Chang et Chang [56] qui appliquent le critère d'interaction quadratique de Hashin mais incorporent un comportement de cisaillement non linéaire, et Puck et Schürmann [57], qui utilisent un critère de déformation maximale avec un facteur d'amplification sur la contrainte normale transversale. Les critères de rupture dans le plan pour la rupture des fibres en traction sont résumés dans le **Tableau I- 4**.

Tableau I- 4 : Critères de rupture des fibres en tractions

Critère	Equation	Termes additionnelles
Contrainte maximale	$\sigma_{11} \geq X^t$	
Déformation maximale	$\varepsilon_{11} \geq \varepsilon^{1t}$	
1980_Hashin-2D[55]	$\left(\frac{\sigma_{11}}{X^t}\right)^2 + \frac{\sigma_{12}^2}{S_{12}^2} \geq 1$	
1980_Hashin-3D	$\left(\frac{\sigma_{11}}{X^t}\right)^2 + \frac{\sigma_{12}^2}{S_{12}^2} + \frac{\sigma_{13}^2}{S_{13}^2} \geq 1$	
1987_Chang-Chang[56]	$\left(\frac{\sigma_{11}}{X^t}\right)^2 + \frac{2\sigma_{12}^2/G_{12} + 3\alpha\sigma_{12}^4}{2S_{12}^2/G_{12} + 3\alpha S_{12}^4} \geq 1$	α : détermine la non linéarité en cisaillement $\gamma_{xy} = G_{xy}^{-1}\sigma_{xy} + \alpha\sigma_{xy}^3$
1998_Puck [57]	$\frac{1}{X^t} \left(\sigma_{11} - (v_{12} - v_{f12} \frac{E_{11}}{E_{f1}} m_{f\sigma}) \sigma_{22} \right)$	f : désigne la fibre $m_{f\sigma}$: facteur d'amplification de la contrainte

La rupture des fibres en compression est due à l'élancement des fibres et à la formation de bandes de plis. Bien qu'il y ait encore un débat sur la question de savoir si ces phénomènes sont des modes de rupture distincts, l'élancement des fibres est un mode de rupture plus global tandis que le micro-flambage[58] semble être initié par des défauts microstructuraux locaux, il est le mode de

rupture le plus courant observé après les essais [22]. Le **Tableau I- 5** donne les critères de rupture des fibres en compression, où de nombreux auteurs appliquent les critères de contrainte maximale ou de déformation maximale en utilisant les valeurs limites de la caractérisation expérimentale, bien qu'un certain nombre d'approches aient été développées pour incorporer les effets du micro-flambage.

Tableau I- 5 : Critères de rupture des fibres en compression

Critère	Equation	Termes additionnelles
Contrainte maximale	$\sigma_{11} \geq X^c$	
Déformation maximale	$\varepsilon_{11} \geq \varepsilon^{1c}$	
1980_Hashin-2D[55]	$\left(\frac{\sigma_{11}}{X^c}\right)^2 + \frac{\sigma_{12}^2}{S_{12}^2} \geq 1$	
1980_Hashin-3D	$\left(\frac{\sigma_{11}}{X^c}\right)^2 + \frac{\sigma_{12}^2}{S_{12}^2} + \frac{\sigma_{13}^2}{S_{13}^2} \geq 1$	
1987_Chang-Chang [56]	$\left(\frac{\sigma_{11}}{X^t}\right)^2 + \frac{2\sigma_{12}^2/G_{12} + 3\alpha\sigma_{12}^4}{2S_{12}^2/G_{12} + 3\alpha S_{12}^4} \geq 1$	α : détermine la non linéarité en cisaillement $\gamma_{xy} = G_{xy}^{-1}\sigma_{xy} + \alpha\sigma_{xy}^3$
1998_Puck [57]	$\frac{1}{X^c} \left(\sigma_{11} - (v_{12} - v_{f12} \frac{E_{11}}{E_{f1}} m_{f\sigma}) \sigma_{22} \right)$	f : désigne la fibre $m_{f\sigma}$: facteur d'amplification de la contrainte
2003_LaRC03 [59]	Pour $\sigma_{22}^m < 0$: $\left\langle \frac{\sigma_{12}^m + n_{12}\sigma_{22}^m}{s_{12}} \right\rangle \geq 1$ Pour $\sigma_{22}^m > 0$: $(1 - g) \left(\frac{\sigma_{22}^m}{Y} \right) + g \left(\frac{\sigma_{22}^m}{Y} \right)^2 + \left(\frac{\sigma_{12}^m}{s_{12}} \right)^2 \geq 1$	$\sigma_{22}^m, \sigma_{12}^m$: contraintes dans le cadre du désalignement des fibres [59]

1.7.2. Rupture de la matrice

La rupture de la matrice dans les composites stratifiés est un phénomène complexe, dans lequel les fissures de la matrice s'initient généralement au niveau des défauts ou des interfaces fibre/matrice, s'accumulent dans tout le stratifié, et fusionnent pour conduire à la rupture à travers un plan de fracture critique. De nombreux auteurs ont développé des approches pour prédire l'initiation des fissures de la matrice, en utilisant les théories de la mécanique de la rupture pour prédire la croissance ou l'accumulation des dommages à partir des fissures existantes, et pour prédire l'angle du plan de rupture sous une variété de conditions de chargement. Les critères de rupture de la matrice en tension supposent tous un plan de rupture critique dans la direction transversale de la tension, et impliquent généralement une interaction entre les contraintes normales de traction et les contraintes de

cisaillement dans le plan. En dehors des critères de contrainte maximale et de déformation maximale, la proposition la plus simple est le critère d'interaction quadratique de Hashin et Rotem [23]. D'autres développements ultérieurs incluent des termes de cisaillement non linéaires, des résistances à la traction et au cisaillement transversales in situ, l'incorporation de la densité des fissures, l'utilisation de termes de cisaillement et de résistance à travers l'épaisseur (dans la direction 23), et l'inclusion de termes de mécanique de la rupture à partir de la considération d'un pli fissuré, comme le montre le **Tableau I- 6**. Une exception à cette règle est le critère de Cuntze et Freund [24], qui est uniquement basé sur la contrainte et la résistance à la traction transversale et la contrainte de cisaillement à travers l'épaisseur.

Tableau I- 6 : Critères de ruptures de la matrice en traction

Critère	Equation	Termes additionnelles
Contrainte maximale	$\sigma_{22} \geq Y^T$	
Déformation maximale	$\varepsilon_{22} \geq \varepsilon^{2t}$	
1980_Hashin-2D[55]	$\left(\frac{\sigma_{22}}{Y^t}\right)^2 + \frac{\sigma_{12}^2}{S_{12}^2} \geq 1$	
1980_Hashin-3D	$\left(\frac{\sigma_{22} + \sigma_{33}}{Y^t}\right)^2 + \frac{\sigma_{23}^2 - \sigma_{22}\sigma_{33}}{S_{23}^2} + \frac{\sigma_{12}^2}{S_{12}^2} + \frac{\sigma_{13}^2}{S_{13}^2} \geq 1$	
1987_Chang-Chang[56]	$\left(\frac{\sigma_{22}}{Y^t}\right)^2 + \frac{2\sigma_{12}^2/G_{12} + 3\alpha\sigma_{12}^4}{2S_{12}^2/G_{12} + 3\alpha S_{12}^4} \geq 1$	α : détermine la non linéarité en cisaillement $\gamma_{xy} = G_{xy}^{-1}\sigma_{xy} + \alpha\sigma_{xy}^3$
1995_Shahid-Chang	$\left(\frac{\sigma_{22}}{Y^t(\varphi)}\right)^2 + \left(\frac{\sigma_{12}}{S_{12}(\varphi)}\right)^2 \geq 1$	φ : Densité de rupture de la matrice
1998_Puck [57]	$\left(\frac{\sigma_{nn}}{Y^t}\right)^2 + \left(\frac{\sigma_{nt}}{S_{23}^A}\right)^2 + \left(\frac{\sigma_{nl}}{S_{12}}\right)^2 \geq 1$	σ_{nt} et σ_{nl} les contraintes de cisaillement sur le plan de la rupture [57]
2003_LaRC03 [59]	$(1-g)\left(\frac{\sigma_{22}^m}{Y}\right) + g\left(\frac{\sigma_{22}^m}{Y}\right)^2 + \left(\frac{\sigma_{12}^m}{S_{12}}\right)^2 \geq 1$	$\sigma_{22}^m, \sigma_{12}^m$: contraintes dans le cadre du désalignement des fibres [59]
2004_Cuntze	$[I_2 + \sqrt{I_4}]/2Y^t \geq 1$	$I_2 = \sigma_{22} + \sigma_{33}$ $I_4 = (\sigma_{22} - \sigma_{33})^2 + 4\sigma_{23}^2$
2007_Maimi	$\sigma_2 \geq 0: \sqrt{(1-g)\left(\frac{\sigma_{22}}{Y}\right) + g\left(\frac{\sigma_{22}}{Y}\right)^2 + \left(\frac{\sigma_{12}}{S_{12}}\right)^2} \geq 1$ $\sigma_2 < 0: \frac{\langle \tau_{12} + n_{12}\sigma_{22} \rangle}{S_{12}} \geq 1$	$g = G_{Ic}/G_{IIc}$ $\alpha_0 = 53^\circ$ $n_{12} = -\frac{S_{12} \cos 2\alpha_0}{Y_c \cos^2 2\alpha_0}$

Les critères de rupture en compression de la matrice, donnés dans le **Tableau I- 7**, sont similaires à ceux de la rupture en traction, sauf que le plan de rupture critique n'est pas supposé par tous les

auteurs. Hashin et Rotem [60] ont supposé que le plan de rupture était dans la direction transversale (c'est-à-dire un angle de plan de rupture de 0°) et ont proposé un critère d'interaction quadratique simple utilisant les composantes normales transversales et de cisaillement dans le plan. Ce critère a ensuite été modifié par Hashin [55] pour inclure la résistance à travers l'épaisseur et par Chang et Lessard [56] en incorporant une formulation de cisaillement non linéaire. En revanche, le critère de Cuntze et Freund [24] utilise uniquement la résistance normale transversale, avec une combinaison de plusieurs invariants de contrainte. Pour les critères prenant en compte un angle non nul du plan de rupture, cet angle doit être soit supposé, soit déterminé en vérifiant tous les angles possibles, bien que Puck et Schürmann [57] aient proposé une forme analytique pour le cas d'une contrainte plane. Il est intéressant de noter que, bien que la rupture par compression de la matrice se produise en cisaillement, l'angle du plan de rupture couramment observé dans les stratifiés composites est généralement de $53^\circ \pm 2^\circ$, ce qui s'explique par une contrainte de compression provoquant une friction sur le plan de rupture [57].

Tableau I- 7 : Critères de rupture de la matrice en compression

Critère	Equation	Termes additionnelles
Contrainte maximale	$\sigma_{22} \geq Y^c$	
Déformation maximale	$\varepsilon_{22} \geq \varepsilon^{2c}$	
1973_Hashin-Rotem[60]	$\left(\frac{\sigma_{22}}{Y^c}\right)^2 + \frac{\sigma_{12}^2}{S_{12}^2} \geq 1$	
1980_Hashin-2D[55]	$\left(\frac{\sigma_{22}}{2S_{23}}\right)^2 + \left[\left(\frac{S_{22,c}}{2S_{23}}\right)^2 - 1\right] \frac{\sigma_{22}}{S_{22,c}} + \left(\frac{\tau_{12}}{S_{12}}\right)^2 \geq 1$	
1980_Hashin-3D	$\left(\left(\frac{Y^c}{2S_{23}}\right)^2 - 1\right) \left(\frac{\sigma_{22} + \sigma_{33}}{Y^c}\right) + \left(\frac{\sigma_{22} + \sigma_{33}}{2S_{23}}\right)^2 + \frac{\sigma_{23}^2 - \sigma_{22}\sigma_{33}}{S_{23}^2} + \frac{\sigma_{12}^2}{S_{12}^2} + \frac{\sigma_{13}^2}{S_{13}^2}$	
1987_Chang-Chang[56]	$\left(\frac{\sigma_{22}}{Y^c}\right)^2 + \frac{2\sigma_{12}^2/G_{12} + 3\alpha\sigma_{12}^4}{2S_{12}^2/G_{12} + 3\alpha S_{12}^4} \geq 1$	α : détermine la non linéarité en cisaillement $\gamma_{xy} = G_{xy}^{-1}\sigma_{xy} + \alpha\sigma_{xy}^3$
1998_Puck [57]	$\left(\frac{\sigma_{nt}}{S_{23}^A - \mu_{nt}\sigma_{nn}}\right)^2 + \left(\frac{\sigma_{nl}}{S_{12} - \mu_{nl}\sigma_{nn}}\right)^2$	$n_{23} = -1/\tan 2\alpha_0$ $n_{12} = n_{23}S_{12}S_{23}$ $\alpha_0 = 53^\circ$
2003_LaRC03 [59]	$\frac{\sigma_{23}^m}{S_{23}} + \frac{\sigma_{12}^m}{S_{12}} \geq 1$	$\alpha_0 = 53^\circ$ $S_{23} = Y_c \cos \alpha_0$ $\times (\sin \alpha_0 + \cos \alpha_0 / \tan 2\alpha_0)$

2004_LaRC04	$\left(\frac{\sigma_{23}}{S_{23} - n_{23}\sigma_n}\right)^2 + \left(\frac{\sigma_{12}}{S_{12} - n_{12}\sigma_n}\right)^2 \geq 1$	$n_{23} = -1/\tan 2\alpha_0$ $n_{12} = n_{23}S_{12}S_{23}$
2007_Maimi	$\sqrt{(\sigma_{23eff}/S_{23})^2 + (\sigma_{12eff}/S_{12})^2} \geq 1$ $\alpha_0 = 53^\circ, \theta = \arctan(-\sigma_{12}/\sigma_{22} \sin \alpha_0)$ $\sigma_{23eff} = \langle -\sigma_{22} \cos \alpha_0 (\sin \alpha_0 - n_{23} \cos \alpha_0 \cos \theta) \rangle$ $\sigma_{12eff} = \langle \cos \alpha_0 (\sigma_{12} - n_{23}\sigma_{22} \cos \alpha_0 \cos \theta) \rangle$	$n_{23} = -1/\tan 2\alpha_0$ $n_{12} = \frac{S_{12} \cos 2\alpha_0}{Y_c \cos^2 2\alpha_0}$ $S_{23} = Y_c \cos \alpha_0$ $\times (\sin \alpha_0 + \cos \alpha_0 / \tan 2\alpha_0)$

Une comparaison des résultats de divers critères de rupture avec les résultats expérimentaux dans le plan de contrainte $(\sigma_{22}, \sigma_{12})$, pour un matériau composite unidirectionnel fibre de verre/epoxy, est présenté à la **Figure I- 29**[59]. Les propriétés du matériau et les résultats des tests ont été rapportés dans le (World-Wide Failure Exercise WWFE)[61]. On peut observer que dans la plage positive de σ_{22} , tous les critères de rupture quadratiques donnent des résultats satisfaisants. Le comportement le plus intéressant se développe lorsque σ_{22} devient compressif. Le critère de Hashin de 1973 donne une enveloppe elliptique avec une diminution de la contrainte de cisaillement σ_{12} au fur et à mesure que la valeur absolue de σ_{22} en compression augmente, alors que les données expérimentales montrent une tendance définie d'augmentation de la résistance au cisaillement lorsque σ_{22} passe en compression. Le critère de Hashin 1980 offre une amélioration modeste par rapport au critère de 1973. Parmi les critères testés, le critère de Puck et celui de LaRC04, montrent une amélioration significative par rapport aux critères de Hashin.

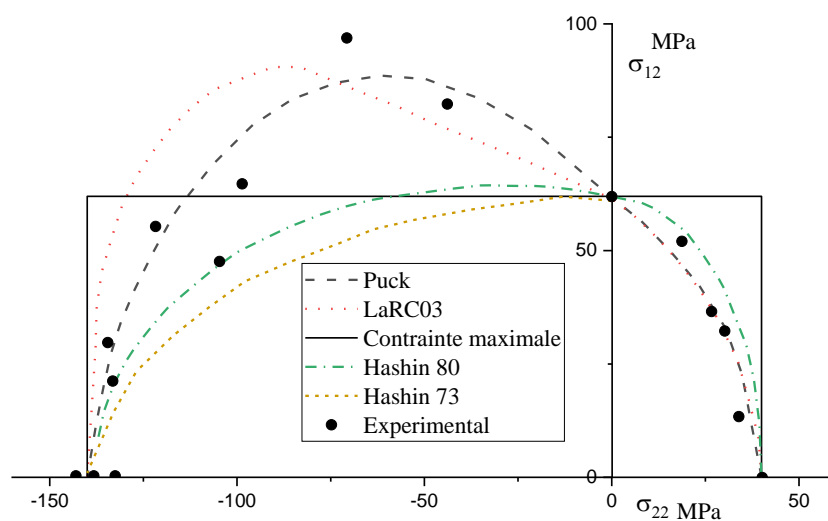


Figure I- 29 : Enveloppes de rupture des différents critères et données expérimental pour le composite E-glass/LY556 [59]

I.7.3. Modélisation de l'endommagement de l'interface

L'endommagement interlaminaire (délamination) est l'une des formes prédominantes de rupture dans de nombreux systèmes composites stratifiés, en particulier lorsqu'il n'y a pas de renforcement dans le sens de l'épaisseur. Le délaminage des composites peut résulter de diverses circonstances de concentration des contraintes, notamment une mauvaise adhésion des couches, des discontinuités géométriques (telles que des fissures dans la matrice, des chutes de couches, des joints collés et boulonnés, et des trous d'accès), la présence d'arêtes libres, ou des structures soumises à des charges transversales concentrées telles que des impacts à faible vitesse. Le délaminage peut entraîner une réduction significative de la capacité de charge en compression d'une structure, ou déclencher des mécanismes d'endommagement intra-ply et causer une perte significative de l'intégrité structurelle. Dans certains cas, la délamination peut fournir un soulagement des contraintes et retarder la rupture finale de la structure. La capacité de prédire avec précision l'initiation et l'évolution du délaminage est essentielle pour prévoir la performance des structures composites et développer des conceptions fiables et sûres.

Un certain nombre de critères ont été proposés pour prédire l'initiation du délaminage en utilisant les valeurs de contrainte du pli individuel ou des éléments d'interfaces, et sont résumés dans le **Tableau I- 8**. Ces critères utilisent tous des combinaisons de paramètres de traction et de cisaillement à travers l'épaisseur, dans des relations linéaires ou quadratiques, avec un petit nombre de critères qui considèrent également la contrainte dans la direction de la fibre. Une exception à cette règle est l'approche de Wisnom et al. [29], qui est basée sur l'utilisation des contraintes principales.

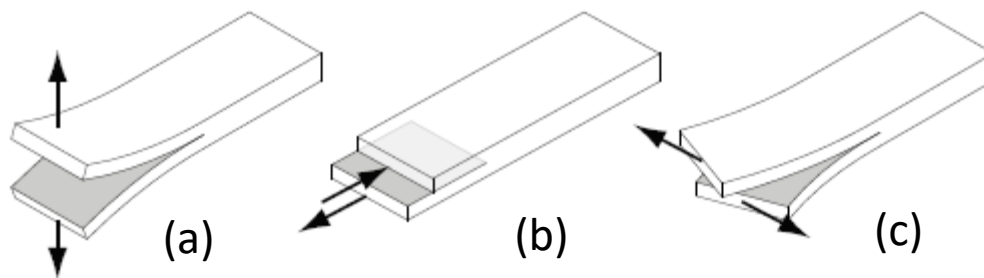


Figure I- 30 : Mode de propagation du délaminage (a) mode I, (b) mode II, (c) mode III

Tableau I- 8 : Critère de rupture en contrainte pour le délaminage

Critère	Equation
Contrainte maximale	$\sigma_{33} \geq Z^t, \sigma_{31} \geq S_{31}, \sigma_{23} \geq S_{23}$
1980_Hashin-3D	$\left(\frac{\sigma_{33}}{Z^t}\right)^2 + \left(\frac{\sigma_{23}}{S_{23}}\right)^2 + \left(\frac{\sigma_{13}}{S_{13}}\right)^2 \geq 1$
1988_Brewer-Lagace[62]	$\left(\frac{\sigma_{33}^+}{Z^t}\right)^2 + \left(\frac{\sigma_{33}^-}{Z^c}\right)^2 + \left(\frac{\sigma_{23}}{S_{23}}\right)^2 + \left(\frac{\sigma_{13}}{S_{13}}\right)^2 \geq 1$
1997_Norris[63] 1997_Tsai	$\frac{\sigma_1^2 - \sigma_1\sigma_3}{X^T X^c} + \left(\frac{\sigma_{33}}{Z^t}\right)^2 + \left(\frac{\sigma_{23}}{S_{23}}\right)^2 \geq 1$

Les critères utilisés pour prédire la propagation du délaminage dans des conditions de chargement à mode mixte sont généralement établis en termes de taux de restitution de l'énergie **Tableau I- 9**. Il existe des méthodes d'essai normalisé établies pour obtenir la ténacité à la rupture interlaminaire des modes I et II : Double Cantilever Beam (DCB)[64], est utilisée pour le mode I. End-Notched Flexure (ENF)[65], est utilisé pour le mode II et pour les modes mixtes I et II, Mixed Mode Bending (MMB)[66] est normalement utilisée.

Pour ces critères, G_t est le taux total de restitution d'énergie de déformation obtenu en additionnant les composantes des modes I, II et III **Figure I- 30**. Il est intéressant de noter les différentes méthodes de traitement de la composante en mode III. Certains auteurs ignorent sa contribution ou effectuent des analyses 2D en ne considérant que les modes I et II. Une autre approche consiste à combiner les composantes des modes II et III en une valeur G pour l'ouverture des fissures en cisaillement. D'autres auteurs traitent le mode III comme agissant de manière identique au mode II. Ces différences sont dues à un certain nombre de raisons, notamment : la difficulté d'identifier et de caractériser la croissance de fissures en mode III pur expérimentalement ; le débat sur la question de savoir si le mode III constitue un mode distinct ou s'il agit de concert avec le mode II [30] ; et l'absence d'essais fiables ou normalisés pour la croissance de fissures en mode mixte I-III ou II-III [31].

Tableau I- 9 : Critère de rupture énergétique pour le délaminage

Critère	Equation	Termes additionnelles
Mode singulier	$G_I \geq G_{IC}, G_{II} \geq G_{IIC}, G_{III} \geq G_{IIIC}$	
1983_Hahn	$G_T = G_{IIC} - (G_{IIC} - G_{IC}) \sqrt{\frac{G_I}{G_{IC}}}$	
1984_Power-law Linéaire ($\alpha = \beta = \gamma = 1$)	$\left(\frac{G_I}{G_{IC}}\right)^\alpha + \left(\frac{G_{II}}{G_{IIC}}\right)^\beta + \left(\frac{G_{III}}{G_{IIIC}}\right)^\gamma \geq 1$	Trouver les valeurs optimales de α, β et γ par

<p>Quadratique ($\alpha = \beta = \gamma = 2$)</p>		<p>ajustement de la courbe à travers des données expérimentale</p>
<p>1996_B-K</p>	$G_C = G_{IC} + (G_{IIC} - G_{IC}) \left(\frac{G_{II}}{G_T} \right)^n$ $G_T = G_I + G_{II}$ <p>Avec le mode III</p> $G_C = G_{IC} + (G_{IIC} - G_{IC}) \left(\frac{G_{shear}}{G_T} \right)^n$ $G_{shear} = G_{II} + G_{III}$ $G_T = G_I + G_{shear}$	<p>n : ajustement de courbe à travers des données expérimentales $n = 2.24$</p>

1.7.4. Evolution d'endommagement

Pour prédire l'évolution des dommages dans les composites, une stratégie de dégradation du matériau doit être définie de manière générale pour chaque mode de dommage. La méthode la plus courante consiste à appliquer un paramètre de dégradation correspondant à chaque mode d'endommagement. Tita et al.[67] ont réduit la rigidité en utilisant des facteurs appropriés par rapport aux différents modes de rupture observés expérimentalement. Par exemple le module d'Young transversal E_{22} et le coefficient de Poisson dans le plan ν_{12} ont été réduits à zéro directement pour représenter l'endommagement complet. Farooq et al. [21][68] ont également défini un module dégradé pour le composite IM7/8552 avec une rupture complète pour chaque mode de dommage unique tels que les modules de traction E_1, E_2 et E_3 ainsi que les modules de cisaillement dans le plan et hors plan pour simuler les l'endommagements induit par l'impact dans le stratifié (Farooqet Myler,[21][68]).

Afin de trouver les paramètres de dégradation précis pour les modules de traction et de compression du composite, Johnson et al.[69] ont réalisé des essais cycliques et ont fini par conclure les valeurs moyennes de la perte de rigidité une fois que le composite est endommagé. On peut voir que cette méthode est simple et toujours précise pour prédire la dégradation des modules du composite. Cependant, des mesures doivent être effectuées pour différents modes d'endommagement et différents types de fibres et de résines. De plus, cette méthode ne peut pas démontrer numériquement une évolution progressive d'endommagement, ce qui pourrait constituer une contrainte pour les ingénieurs en composites, puisqu'elle s'appuie fortement sur les expériences. Une évolution progressive de l'endommagement basée sur la mécanique de la rupture a été rapportée par Chang et Chang [56], Chang et al. (1991)[70]. En considérant la rupture de la matrice, ils ont proposé une loi de dégradation pour réduire les modules E_{11} et G_{12} sur la base d'une décroissance exponentielle, mais les autres modules ont été réduits brusquement jusqu'à zéro une fois le début des dommages.

$$E_{11}^d = E_{11} \exp \left[- \left(\frac{A}{A_o} \right) H \right]$$

$$G_{12}^d = G_{12} \exp \left[- \left(\frac{A}{A_o} \right) H \right] \quad (I- 5)$$

Où A est l'aire de la zone endommagée ; A_o est l'aire de la zone d'interaction de la rupture de fibre. H est un facteur permettant de contrôler la dégradation de la rigidité du matériau. À la suite de ces travaux, Matzenmiller et al. (1995) ont développé un modèle d'endommagement appelé « modèle LMT » pour l'analyse non linéaire des stratifiés composites. Ils ont construit le modèle en utilisant des variables de dommages par rapport aux modes de rupture individuels dans les directions principales du matériau. Le modèle suppose que chaque stratifié unidirectionnel dans le composite agit indépendamment de l'état de dommage. L'évolution de l'endommagement a été contrôlée sur la base d'une distribution de Weibull. Le comportement de ramollissement post-dommage du composite peut être prédit par une fonction exponentielle.

$$d = 1 - \exp \left[- \frac{1}{me} \left(\frac{E^o \varepsilon_i}{X} \right)^m \right] \quad (I- 6)$$

Où E^o est le module longitudinal ou transversal, ε_i est la déformation liée à l'endommagement progressif à différents pas de temps, « e » est une constante mathématique. X est la résistance à la traction ou à la compression en ce qui concerne les différents modes d'endommagement dans les différentes directions de chargement. « m » est le paramètre d'adoucissement de la déformation pendant la progression de l'endommagement. En général, une valeur élevée de « m » traduit la rupture fragile du matériau, alors qu'une valeur faible de « m » indique une réponse de rupture ductile qui pourrait conduire à une énergie absorbée élevée en raison des dommages **Figure I- 31**.

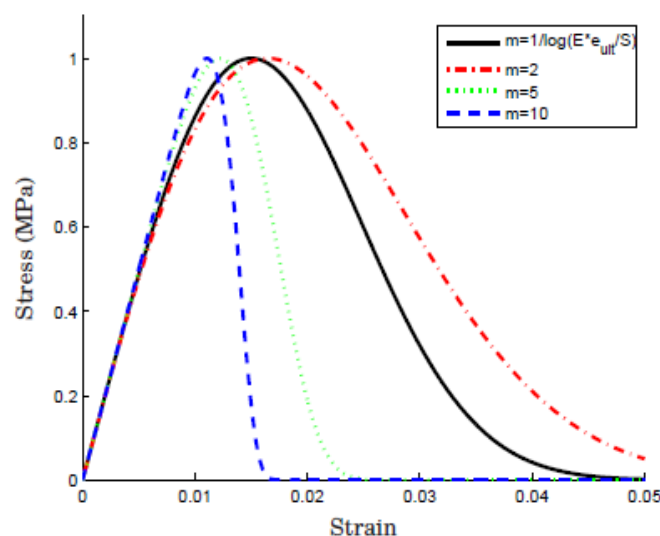


Figure I- 31 : Courbe contrainte-déformation pour le modèle LMT

Il s'agit d'une approche efficace pour modéliser l'évolution des dommages d'un stratifié composite à l'aide du paramètre d'adoucissement de la déformation « m » dans le modèle MLT (Williams et Vaziri, 2001 ; Gama et Gillespie, 2011 ; Tabiei et Aminjikai, 2009 ; Jung et al. 2017). La valeur appropriée de « m » était habituellement liée à la taille du maillage et aux conditions de charge. Un ensemble de valeurs de « m » peut être appliqué pour l'adoucissement de la déformation afin de modéliser le processus d'endommagement complexe des composites pour différents modes de dommages. De toute évidence, la valeur « m » a un effet important sur la détermination de l'exactitude de la prévision de la progression des dommages. Une valeur inappropriée de « m » pourrait donner lieu à des difficultés numériques pour simuler le processus d'évolution des dommages et mener finalement à des résultats irréalistes (Williams et Vaziri, 2001). Par exemple, si une valeur relativement faible de « m » a été appliquée dans le modèle de dommages pour le stratifié composite, il présentera un comportement ductile qui est évidemment contradictoire à ses caractéristiques fragiles. Par conséquent, afin d'éviter de dépendre de l'expression de « m », les variables d'endommagements ont été proposées à l'aide d'une fonction exponentielle qui ne faisait référence qu'aux propriétés du composites et de la longueur caractéristique de l'élément, qui est égale à la racine cubique du volume de l'élément. L'introduction de la longueur caractéristique permettra de maintenir un taux de libération d'énergie constant par unité de surface et de rendre les résultats finaux indépendants de ma taille du maillage.

$$d_{\alpha} = 1 - \frac{\varepsilon_{\alpha}}{f_{\alpha}} \exp[-C_{\alpha} \varepsilon_{\alpha} (f_{\alpha} - \varepsilon_{\alpha}) L_c / G_{\alpha}] \quad (I-7)$$

Avec f_{α} , le critère de rupture de chaque mode de dommage, ε_{α} déformation à rupture, C_{α} le composant de la matrice de rigidité correspondant, L_c longueur caractéristique de l'élément introduit pour résoudre le problème de dépendance du maillage et G_{α} l'énergie de rupture de chaque mode de dommage. Tous les paramètres utilisés dans cette fonction exponentielle correspondent aux propriétés du matériau et, par conséquent, l'expérience d'évaluation de « m » peut être évitée efficacement.

Linde et al.[71] ont utilisé cette méthode pour prédire l'évolution de l'endommagement d'un composite hybride constitué de couche de fibre de verre/époxy et de tôles métalliques. Schwab et al[72] ont utilisé cette méthode pour prédire avec succès les endommagements induits par l'impact avec perforation pour les composites tissés sous un impact à vitesse intermédiaire. Plus précisément, à l'aide de ce modèle, ils ont simulé le comportement à l'impact d'un grand ventilateur composite contenant un moteur à réaction, impacté par des corps déformables (Schwab et Pettermann [73]).

De plus, l'approche de la mécanique de la rupture fondée sur l'énergie a été également largement développée et utilisée pour modéliser l'endommagement progressive des composites stratifiés. Lapczyk et Hurtado [74], ont développé le modèle de bande de fissure proposé par Bazant et Oh[75] pour établir l'équation d'évolution de l'endommagement pour les problèmes plans. Dans leur modèle, l'évolution de chaque variable de dommage est régie par un déplacement équivalent. Les déplacements équivalents et les contraintes pour chaque mode de rupture sont énumérés dans le **Tableau I- 10**. Le déplacement équivalent pour un mode de rupture est exprimé en termes de composantes correspondant aux composantes de contraintes et de déformation effectives utilisées dans le critère d'initiation de ce mode de rupture. La variable d'endommagement pour chaque mode de rupture I est donnée par la relation suivante.

$$d_I = \frac{\delta_{I,eq}^f (\delta_{I,eq} - \delta_{I,eq}^0)}{\delta_{I,eq} (\delta_{I,eq}^f - \delta_{I,eq}^0)} \quad (d_I \in [0,1], I = 1t, 1c, 2t, 2c) \quad (I-8)$$

Dans cette équation, $\delta_{I,eq}^0$ est le déplacement équivalent auquel le critère d'initiation est satisfait, et $\delta_{I,eq}^f$ est le déplacement équivalent auquel le matériau est complètement endommagé ($d_I = 1$). L'évolution de l'endommagement étant un processus irréversible, la variable d'endommagement d_I est égale au maximum de sa valeur actuelle et de la valeur calculée à partir de l'équation (I-8).

Tableau I- 10 : Définitions des déplacements et des contraintes équivalentes

Mode de rupture	Déplacement équivalent	Contrainte équivalente
Fibre en traction ($\sigma_{11} \geq 0$)	$\delta_{1t,eq} = l_c \sqrt{\langle \varepsilon_{11} \rangle^2 + \varepsilon_{12}^2 + \varepsilon_{13}^2}$	$\sigma_{1t,eq} = l_c [\langle \sigma_{11} \rangle \langle \varepsilon_{11} \rangle + \varepsilon_{12} \sigma_{12} + \varepsilon_{13} \sigma_{13}] / \delta_{1t,eq}$
Fibre en compression ($\sigma_{11} \leq 0$)	$\delta_{1c,eq} = l_c \langle -\varepsilon_{11} \rangle$	$\sigma_{1c,eq} = l_c [\langle -\sigma_{11} \rangle \langle -\varepsilon_{11} \rangle] / \delta_{1t,eq}$
Matrice en traction ($\sigma_{22} \geq 0$)	$\delta_{2t,eq} = l_c \sqrt{\langle \varepsilon_{22} \rangle^2 + \varepsilon_{12}^2 + \varepsilon_{23}^2}$	$\sigma_{2t,eq} = l_c [\langle \sigma_{22} \rangle \langle \varepsilon_{22} \rangle + \varepsilon_{12} \sigma_{12} + \varepsilon_{23} \sigma_{23}] / \delta_{2t,eq}$
Matrice en compression ($\sigma_{22} \leq 0$)	$\delta_{2c,eq} = l_c \sqrt{\langle -\varepsilon_{22} \rangle^2 + \varepsilon_{12}^2 + \varepsilon_{23}^2}$	$\sigma_{2c,eq} = l_c [\langle -\sigma_{22} \rangle \langle -\varepsilon_{22} \rangle + \varepsilon_{12} \sigma_{12} + \varepsilon_{23} \sigma_{23}] / \delta_{2t,eq}$

En supposant que l'énergie de rupture, G_{IC} est spécifiée et que le ramollissement est linéaire, $\delta_{I,eq}^f$ peut-être calculée à partir de la relation suivante :

$$\delta_{I,eq}^f = \frac{2G_I}{\sigma_{I,eq}^0} \quad (I-9)$$

$$\delta_{I,eq}^0 = \frac{\delta_{I,eq}}{\sqrt{F_I}}, \quad \sigma_{I,eq}^0 = \frac{\sigma_{I,eq}}{\sqrt{F_I}} \quad (I-10)$$

Avec F_I est la valeur du critère d'initiation de la rupture ; $\sigma_{I,eq}^0$ et $\delta_{I,eq}^0$ sont la contrainte et le déplacement équivalent pour différents modes de rupture, le symbole $\langle \rangle$ représente l'opérateur de Macaulay $\langle x \rangle = (x + |x|)/2$.

I.7.5. Approche de modélisation d'impact

Les codes élément finis utilisés pour prévoir les dommages à l'impact des composites, tels que LS-DYNA, ABAQUS/Explicit et ANSYS, utilisent un chemin d'intégration explicite qui est très coûteux

sur le plan informatique. Pour cette raison, ces codes utilisent généralement des modèles éléments finis bidimensionnelles (2D) à la place des éléments tridimensionnels (3D). Les approches de modélisations (2D) permettent en effet de réduire considérablement les coûts de calcul par rapport à l'analyse (3D). Davies et Zhang[76] ont comparé les approches (2D) et (3D) et ont déclaré que les modèles (2D) sont valides à conditions qu'il n'y ait pas de contraintes dans la direction de l'épaisseur totale, et ont recommandé des modèles 3D pour les simulations d'impact. Kaerger et al.[77] ont également comparé les modèles 2D et 3D pour la prédiction des dommages et ont conclu que pour des prédictions de dommages plus détaillées, telles que le flambage, ne peuvent être obtenues que par une analyse 3D.

LS-DYNA propose une poignée de modèles pour les matériaux composites préexistants tels que MAT22 et MAT54/55, qui sont des modèles d'endommagement progressif qui utilisent une méthode de réduction pour dégrader les propriétés des matériaux élastique ; et MAT58, MAT158 et MAT162, qui utilisent la mécanique d'endommagement continu pour dégrader les propriétés élastiques après endommagement. Le modèle MAT54 de LS-DYNA est intéressant pour les simulations de dommages structuraux à grande échelle car il s'agit d'un modèle relativement simple qui nécessite un nombre réduit de paramètres d'entrée. Le modèle utilise le critère de Chang-Chang[56] décrit dans les Tableaux [4-8].

Sous ABAQUS, les critères d'initiation des dommages pour les composites renforcés de fibres longues sont basés sur la théorie de Hashin (Hashin et Rotem, 1973[60], et Hashin, 1980[55]). Ces critères sont habituellement, mis en œuvre sous ABAQUS que dans le cadre d'une approche de stratification classique bidimensionnelle (2D) pour les éléments coques et coques continus. En revanche, ABAQUS offre la possibilité d'intégrer ou d'implémenter des codes en forme de sous-programme utilisateur en Fortran. Sous ABAQUS/explicit le sous-programme se fait généralement à l'aide d'une routine Fortran appelée VUMAT (Vectorized User Material) et UMAT sous ABAQUS/Standard.

Par cette approche, Zhou et al.[78][79] ont implémenté le critère de rupture de Hashin 3D pour simuler le début des dommages et le comportement de propagation des différents modes de dégradation de stratifiés composites multicouches sous impact répété à faible vitesse. Khan et al.[80] ; Shi et al.[81] ont utilisé le sous-programme VUMAT pour implémenter un modèle de dommage intralaminare pour prévoir l'évolution de la fissuration développée dans des stratifiés composites sous à un impact faible énergie. Ces auteurs ont utilisé le critère de Hashin pour modéliser la rupture des fibres en traction et en compression et le modèle de Puck et Schurman[57] pour modéliser la rupture de la matrice en compression, qui suppose l'apparition des fissurations matricielles suivent l'orientation d'un plan de rupture potentiel.

Bouvet et al.[82] ont utilisé l'approche de modélisation discrète pour modéliser des impacts à faible vitesse/faible énergie sur les stratifiés à plis unidirectionnels. Un maillage raffiné et complexe est réalisé avec un élément par pli et des éléments d'interfaces cohésifs pour simuler la fissuration matricielle et le délaminage **Figure I- 32**. De cette façon, le couplage entre les dommages intra/interlaminare est naturellement pris en compte. La même approche a été utilisée par Achard et al.[83] pour modéliser l'essai de traction sur plaques stratifiées perforés et par Ostré et al.[84] pour modéliser l'essai d'impact sur chant à faible vitesse/faible énergie sur des structures composite à base de fibre de carbone.

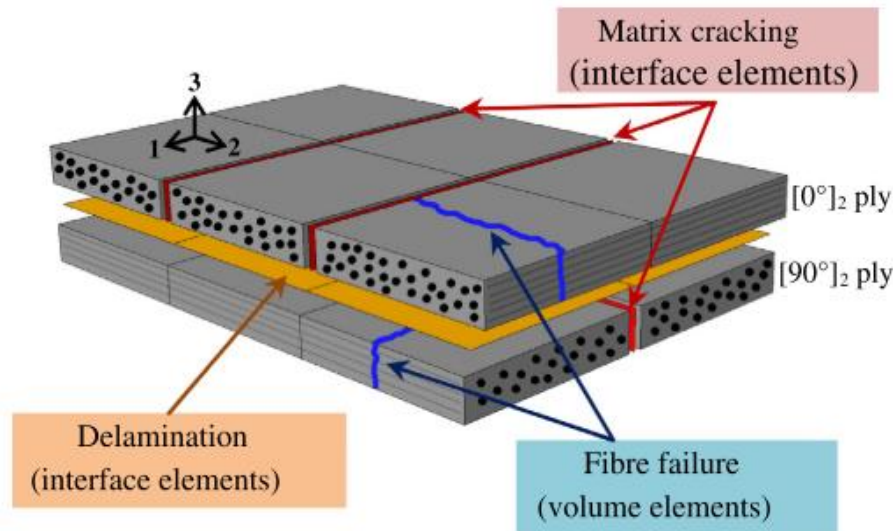


Figure I- 32 : Architecture des endommagements, éléments d'interface simulant à la fois le délaminage et la fissuration matricielle [82] [83][84]

Dans la littérature, plusieurs auteurs modélisent la fissuration matricielle en utilisant des critères de rupture, et limitent l'utilisation des éléments d'interfaces cohésifs pour la modélisation du délaminage inter-laminaire [3,17,26,43–59,60]. Li et al. [23] ont évalué la prédiction de différents critères de rupture pour modéliser la fissuration matricielle lors d'un essai d'impact à basse vitesse sur des composites stratifiés T700GC/M21 et des éléments cohésifs sont insérés entre les couches adjacents pour capturer le délaminage de l'interface. Les résultats numériques établissent que les critères de Hashin et Puck génèrent correctement les dommages de compression matricielle tandis que le critère de la contrainte maximale et le critère de Tsai-Wu ne sont pas préférés en raison de leurs prévisions incorrectes de la surface endommagée et de la déformation permanente du stratifié.

Aymerich et al. [96] ont étudié le potentiel des éléments d'interface cohésifs pour la prévision des dommages d'impact à faible vitesse sur des stratifiés. Le modèle a été élaboré en fonction d'une loi cohésive bilinéaire et a été validé par simulation d'essai de ténacité de la fracture, puis utilisé pour modéliser la réponse à l'impact des stratifiés graphite/époxy multicouches. Le modèle a permis de prédire la séquence et l'emplacement des mécanismes de dommages lors d'un impact à faible vitesse.

Wang et al. [99] ont étudié le délaminage des composite stratifiés épais soumis à un impact faible énergie. Ces auteurs ont utilisé le critère de Hashin pour modéliser la rupture intra-laminaire et le délaminage a été simulé par un comportement cohésif basé sur une loi de traction-séparation.

I.8. Conclusion

Dans ce chapitre, après une brève revue sur les matériaux composites, particulièrement les CMO qui intéressent notre étude, puis une description des moyens de caractérisation instrumentés pour de l'impact faible vitesse, les différents mécanismes d'endommagement identifiés dans les composites stratifiés soumis à l'impact basse vitesse ont été décrits.

L'approche multi-échelle fournit une méthodologie fiable et bien développée pour prédire le comportement élastique des composites. Un certain nombre de modèles analytiques permettent d'estimer les propriétés élastiques avec une bonne précision mais ne peuvent souvent pas décrire correctement les interactions entre les mèches dans le composite NCF. En revanche, la modélisation numérique permet de représenter une géométrie complexe. TexGen sera utilisé dans cette thèse pour la création de la géométrie. Cependant, l'utilisation d'une géométrie complexe est rendue compliquée en raison de la génération du maillage. La technique de « maillage voxel », qui fournit une approche simple, sera utilisée pour mailler les cellules à l'échelle mésoscopique. La faisabilité de cette technique sera démontrée aux **chapitres 2 et 5**.

Par ailleurs, un récapitulatif des méthodologies de modélisation du comportement constitutif et de la rupture des composites renforcés de fibres longues a été réalisée. Ceci nous a amené à regrouper les différents critères de rupture en fonction du type de rupture prédit, qui comprend la fibre et la matrice, avec des catégories distinctes pour la traction et compression, l'initiation et la propagation du délaminage et les méthodes d'évolution d'endommagement avec une stratégie de dégradation du matériau. Par conséquent, les critères de rupture les plus courants à savoir (critère de la **contrainte maximale**, critère de **Chang-Chang**, critère de **Hashin** et le critère de **Puck**), combinés à différentes variables d'endommagement, sont comparés en termes de leur capacité à reproduire la réponse mécanique expérimentale et les modes d'endommagement observés au cours de l'impact (**chapitre 3**).

Cette partie a été suivie d'un examen des méthodes courantes utilisées pour la modélisation d'essais d'impact, qui se rapportent toutes au concept de la mécanique de la rupture, pour lequel les critères de rupture sont incorporés dans le comportement constitutif du matériau intégrer ou implémenter en forme de sous-programme utilisateur en Fortran pour la simulation d'impact des modèles 3D.

Chapitre II : MATÉRIAUX & CARACTÉRISATION

MÉCANIQUE

Chapitre II : MATÉRIAUX & CARACTÉRISATION MÉCANIQUE	63
Introduction	64
Partie A : Matériaux & méthodes.....	64
II.A.1. Matériaux et fabrication.....	64
II.A.2. Analyses microstructurales.....	66
II.A.2.1 Préparation des échantillons et observations microscopiques.....	66
II.A.2.2 Fraction volumique moyenne de fibre dans le composite.....	66
II.A.2.3 Fraction volumique de fibres dans les mèches	67
II.A.3. Moyen de caractérisation mécanique.....	70
II.A.3.1 Essai de traction.....	70
II.A.3.2 Essai de flexion sur appuis rapprochés.....	70
II.A.3.3 Essai d'impact.....	71
II.A.4. Instrumentation de la tour de chute avec caméra haute vitesse.....	73
II.A.4.1. Introduction - résumé	73
II.A.4.2. Article: Critical imaging parameters in time resolved digital image correlation (TRDIC): effect of optical blur during drop test on composite structures	73
II.A.4.3. Conclusion	82
Partie B : Identification du comportement réversible linéaire du composite	83
II.B.1 Identification de la matrice de rigidité du composite	83
II.B.2 Modèle prédictif du comportement élastique	88
II.B.2.1 Modèle analytique.....	88
II.B.2.2 Modèle d'homogénéisation multi-échelle	91
II.B.3 Conclusion de la Partie B	99
Conclusion.....	100

Introduction

Dans la première partie, ce chapitre décrit le matériau d'étude et le procédé utilisé pour la fabrication. La deuxième partie concerne la caractérisation de la microstructure par analyse d'images et à la mesure des taux surfaciques de fibres, afin de définir un VER à l'échelle mésoscopique.

La troisième partie permet d'exposer les différents essais de caractérisation mécaniques tels que des essais de traction statique, de flexion et les essais d'impact faible vitesse à la tour de chute.

Un paragraphe donnera des précisions concernant les paramètres d'imagerie critiques dans la corrélation d'images numériques résolues dans le temps (TRDIC), et l'effet du flou optique pendant l'essai d'impact à la tour de chute sur des structures composites (**Article**).

Pour terminer, le dernier paragraphe de ce chapitre portera sur la prédiction du comportement élastique du composite NCF, en utilisant un modèle analytique basé sur la théorie classique des stratifiés et un modèle éléments finis d'homogénéisation multi-échelle en deux étapes.

Partie A : Matériaux & méthodes

II.A.1. Matériaux et fabrication

Le matériau composite stratifié testé dans le cadre de ce travail a été fabriqué à partir d'un renfort de fibre de verre biaxiale non réticulée (NCF) 0°/90° FGE100 fabriqué d'une densité de 2,55g/cm³ fabriquée par FORMAX Multiaxial Reinforcements. Ce tissu est constitué de deux couches de masse surfacique de 283g/m², cousues ensemble par des fils de liage en polyester de 6g/m², ce qui donne une masse surfacique totale de 572g/m² pour le tissu. Chaque couche est constituée de faisceaux (ou mèches) de fibres de verre ayant une densité linéique de 1200tex dans le sens 0° et 300tex dans le sens 90° (**Figure II- 1**). Le polyester insaturé, fourni par DMS Composite Resins sous la désignation Synolite 8488-G-2, a été utilisé comme matrice. Cette résine a une viscosité relativement faible (80-90 mPas) ce qui facilite l'imprégnation des tissus lors de la mise en œuvre par infusion sous vide. Les propriétés de la résine polyester et du renfort fibre de verre (FV) sont présentées dans le **Tableau 2- 1**.

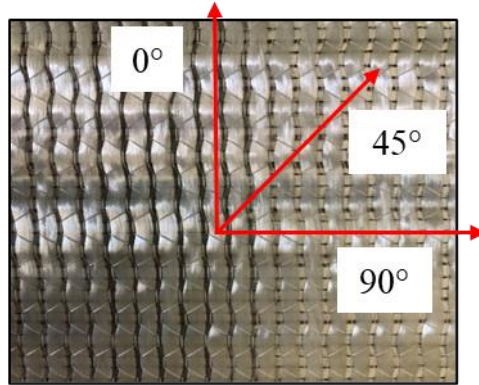


Figure II- 1 : Tissu biaxiale en fibres de verre

Tableau 2- 1 : Propriétés de fibre de verre et de la résine polyester

Constantes élastiques	Fibres E-glass	Matrice Polyester
Module de Young E (GPa)	72	3.5
Module de cisaillement G (GPa)	30	1.26
Coefficient de Poisson ν	0.2	0.38
Masse volumique (g/cm ³)	2.56	1.05
Résistance à la rupture longitudinale (MPa)	2150	60

Le stratifié a été fabriqué par infusion sous vide de la résine dans le renfort de fibre de verre empilé. Au total, 6 couches ont été empilées, ce qui a donné une épaisseur de 3 mm, avec deux configurations principales $[0/90]_{3s}$ et $[\pm 45]_{3s}$. L'infusion a été réalisée à température ambiante avec une pression de 0.9bar. Une fois que le flux de résine atteint l'extrémité du renfort fibreux, l'entrée de résine et la sortie de vide sont fermées. La plaque infusée est laissée 24 heures à température ambiante pour la polymérisation **Figure II- 2**.

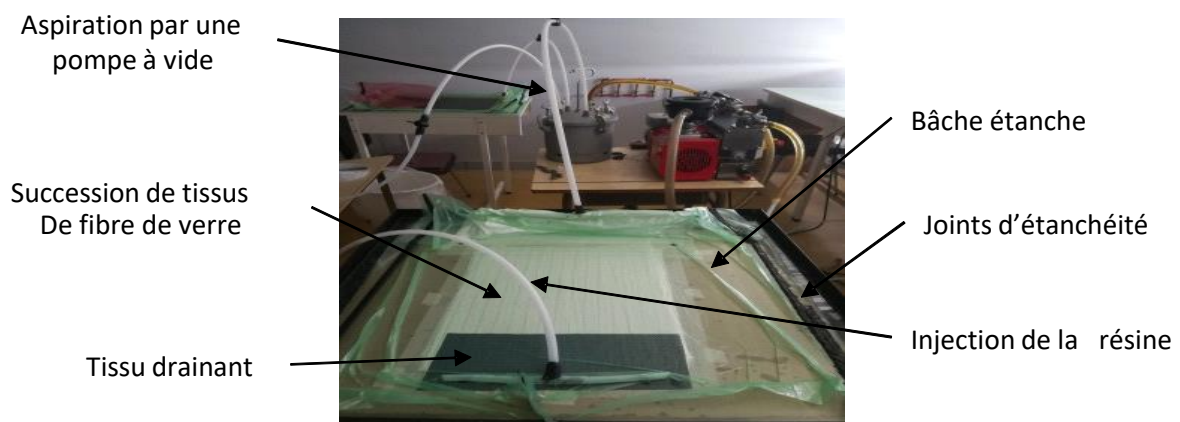


Figure II- 2 : Dispositif d'infusion au C2MA, IMT Mines Alès

II.A.2. Analyses microstructurales

II.A.2.1 Préparation des échantillons et observations microscopiques

Des observations au microscope électronique à balayage (MEB) ont été conduites sur des sections polies du matériau d'étude, afin de déterminer la densité totale de fibres dans la section transversale du fil et la forme de la section des mèches. La fraction de densité des fibres et le diamètre des fibres ont été mesurés à partir de la méthode d'analyse d'images. Les images ont été traitées à l'aide du logiciel ImageJ [100] et une opération de seuillage consistant à séparer les fibres et la matrice a été effectuée.

II.A.2.2 Fraction volumique moyenne de fibre dans le composite

Le taux de fibres dans le composite stratifié a été déterminé de façon analytique. Pour ce faire, on pèse les tissus avant infusion puis la plaque composite infusée. La fraction massique de fibres, en admettant qu'il n'y a pas de porosité dans le matériau est :

$$f_f = \frac{M_f}{M_c} \approx 0.686 \quad (\text{II- 1})$$

Par ailleurs,

$$f_f = \frac{\rho_f \times V_f}{\rho_f \times V_f + \rho_m \times V_m} \quad (\text{II- 2})$$

Avec V_f et V_m la fraction volumique respectivement des fibres et de la matrice,

$$V_f = 1 - V_m \quad (\text{II- 3})$$

On déduit :

$$V_f = \left[1 + \frac{\rho_f}{\rho_m} \left(\frac{1}{f_f} - 1 \right) \right]^{-1} \quad (\text{II- 4})$$

La fraction volumique totale des fibres dans le composite est approximativement : $V_f = 47\%$.

II.A.2.3 Fraction volumique de fibres dans les mèches

La fraction volumique de fibres dans la mèche est mesurée par analyse d'image surfacique de la microstructure. Cette méthode nécessite une préparation minutieuse de la surface des échantillons à analyser en microscopie optique ou électronique : il s'agit d'une étape importante, afin de pouvoir segmenter et analyser les fibres. Bien que la fraction volumique soit, par définition, une donnée tridimensionnelle, sa détermination par analyse d'image 2D est valable à partir du moment où l'échelle de l'image est largement supérieure à celle de l'objet mesuré. Le rapport entre la surface totale des objets détectés et celle de l'image est dans ce cas équivalente à la fraction volumique des particules dans le matériau [101].

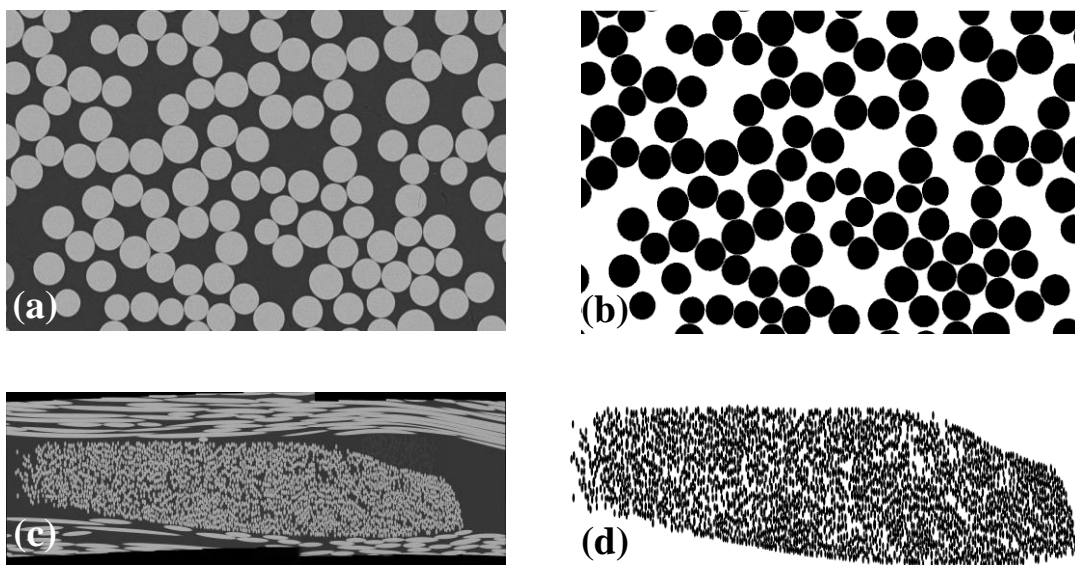


Figure II- 3 : (a) Image MEB d'une zone spécifique (b) Image MEB segmentée sous ImageJ (c) Image d'une mèche en Microscopie optique, (d) après seuillage en niveaux de gris

Quinze clichés sont pris au microscope optique, parmi lesquels une zone spécifique est identifiée et prise au MEB. Les images sont traitées à l'aide du logiciel ImageJ **Figure II- 3**. La distribution de la fraction volumique de fibre est calculée à partir des quinze images et est tracée sur la **Figure II- 4**.

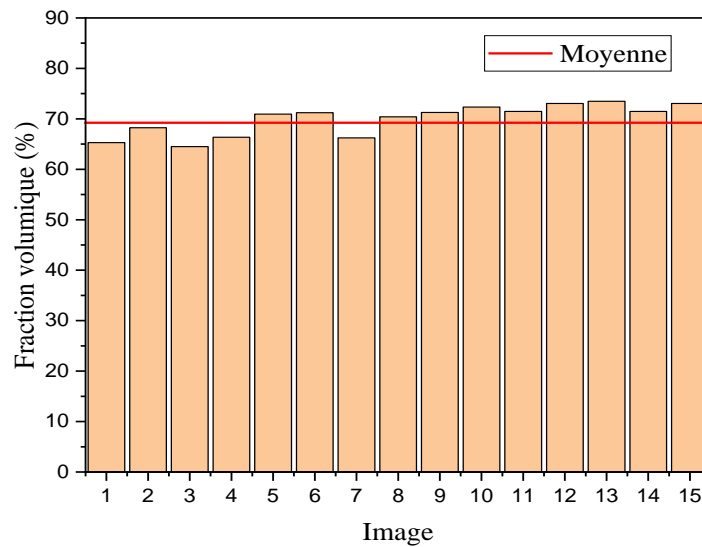


Figure II- 4 : Distribution de la fraction volumique de fibres dans la mèche calculée à partir d’images de microscopie optique

La fraction volumique moyenne de fibres dans une mèche calculée grâce à cette méthode est d’environ 70% avec une dispersion (écart type / moyenne) de 2,5%.

Diamètre des fibres

La **Figure II- 5** montre la fonction de densité de probabilité expérimentale pour le diamètre des fibres et la courbe ajustée correspondante avec une distribution suivant une loi Normal.

Chaque mèche en 0° ou 90° contient environ 2400 fibres, et il convient de mentionner que pour le matériau considéré, la distribution du diamètre des fibres est identique pour les mèches orientées en 0° et 90°. Le diamètre moyen est de 13,53 µm et l'écart-type est de 0,20 µm. Les fibres ont un diamètre compris dans l'intervalle [10µm ; 18µm].

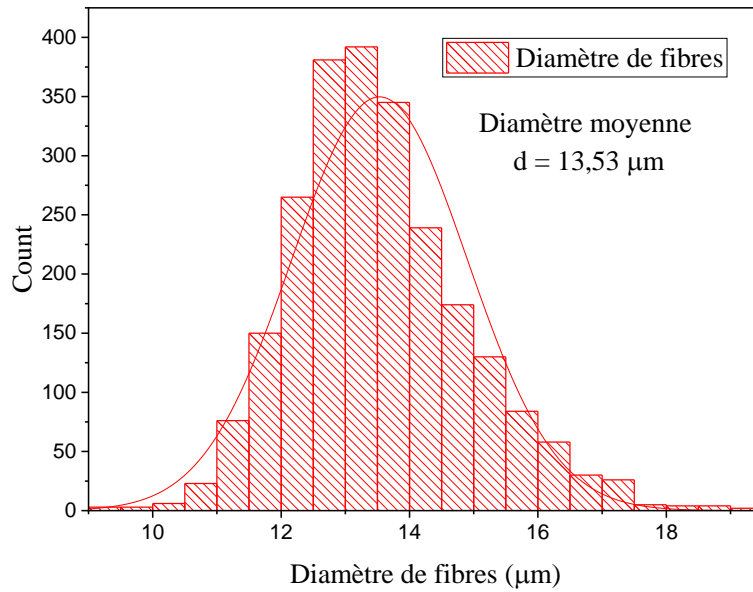


Figure II- 5 : Histogramme de distribution des diamètres de fibres dans une mèche

Taille et forme des mèches

La section transversale du stratifié montre les mèches dans les deux directions orthogonales et la zone riche en résine entre deux couches consécutives **Figure II- 6**. D'après les mesures, la forme de section des mèches peut être considérée comme elliptique avec un axe principal et un axe mineur de longueur moyenne $2,8 \pm 0,1$ et $0,285 \pm 0,03$ mm respectivement et une longueur moyenne de $0,35 \pm 0,06$ mm de région riche en résine présente entre les mèches.

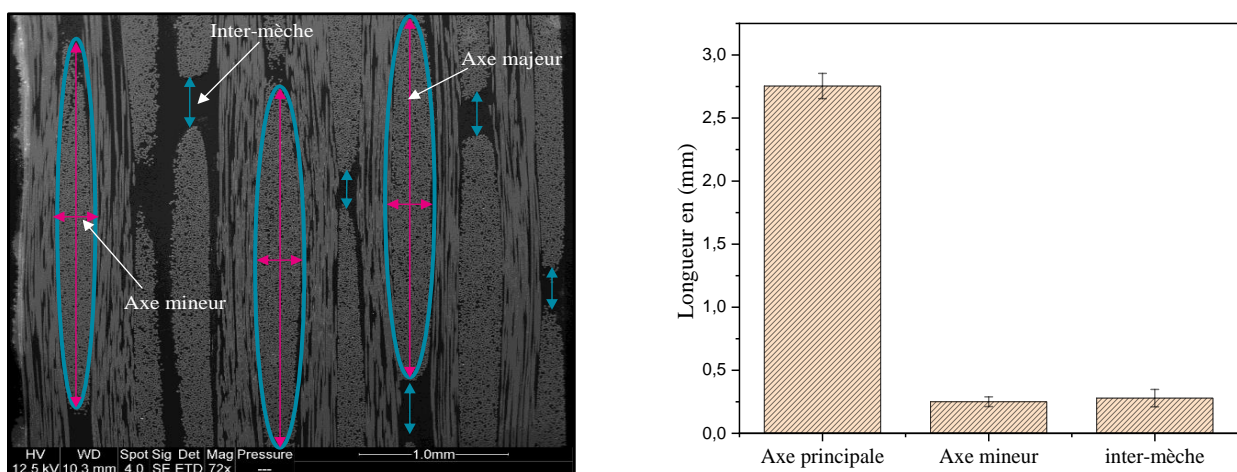


Figure II- 6 : Taille et forme des mèches

II.A.3. Moyen de caractérisation mécanique

II.A.3.1 Essai de traction

Les essais de traction ont été réalisés en accord avec la norme NF EN ISO 527-4 sur une machine d'essai MTS Criterion C45 équipée d'un capteur de force de 100 KN **Figure II- 7**. Les essais sont réalisés à température ambiante et pilotés en déplacement à une vitesse de 1 mm/min et l'écart entre les mors a été fixé à 150 mm. Les éprouvettes sont prélevées au centre d'une plaque de matériau de l'étude, où l'orientation des fibres est supposée être la plus homogène. Pour chaque angle 0° et 45° par rapport au sens d'injection des fibres, trois éprouvettes ont été prélevées. La déformation de l'éprouvette dans les deux directions longitudinales et transversales à la sollicitation a été mesurée par la corrélation d'images numériques (CIN).

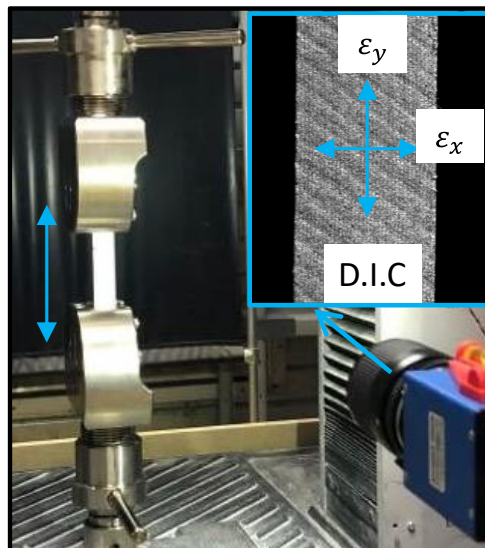


Figure II- 7 : Presse MTS et dispositif de corrélation d'images

II.A.3.2 Essai de flexion sur appuis rapprochés

Les essais de flexion sur appuis rapprochés (ILSS - Interlaminar Shear Strength) sont réalisés dans les mêmes conditions expérimentales que les essais de traction **Figure II- 8**. Ces essais suivent la norme *EN ISO 14130*. Pour la configuration en flexion sur appuis rapprochés, seules les éprouvettes à $[0/90]_{3s}$ sont testées, afin de compléter l'identification des paramètres de la matrice de raideur du composite (*Partie B*).

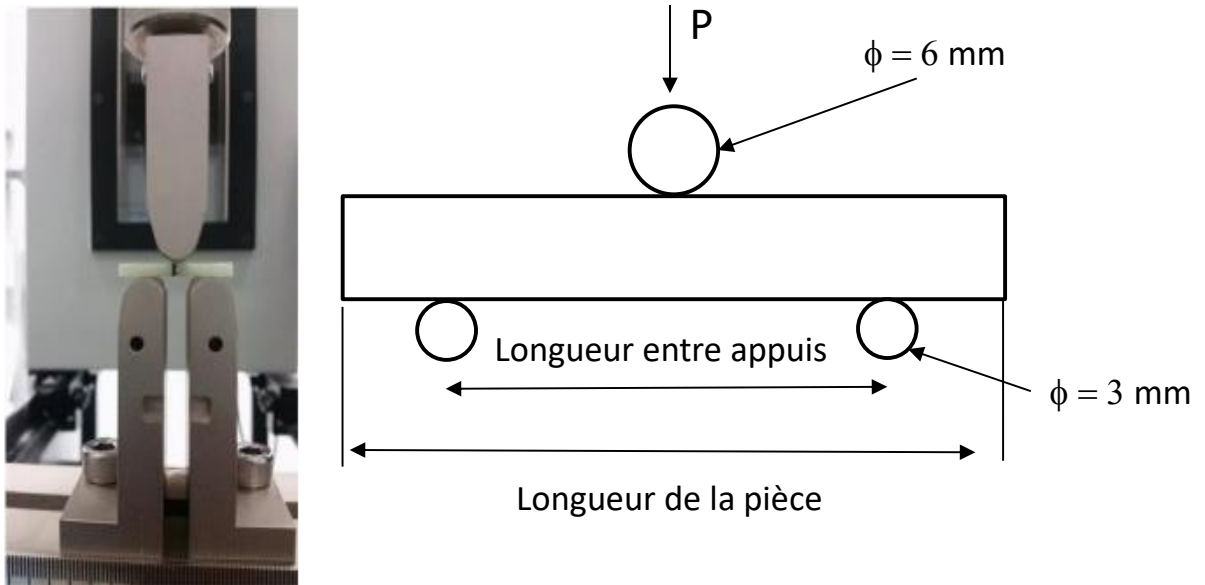


Figure II- 8 : Montage de flexion 3 points sur appuis rapprochés (gauche) et diagramme d'essai (droite) pour des stratifiés rectangulaires (norme EN ISO 14130).

II.A.3.3 Essai d'impact

Les essais choc Charpy ont été réalisés à l'aide d'un puit de chute instrumenté CEAST 9340 d'Instron **Figure II- 9**. L'éprouvette (image de droite) et l'embout de l'impacteur (image de gauche) sont de mêmes géométrie et dimensions que les essais normalisés produits avec un mouton Charpy. L'avantage de la tour de chute est que l'énergie initiale d'impact peut être modulée en jouant sur la hauteur de chute et des masses additionnelles. L'impacteur est muni d'un capteur de force qui peut enregistrer jusqu'à une fréquence de 1 MHz. Un module DAS 8000 y est connecté et peut stocker jusqu'à 8000 points, donc une durée de 8 ms à la fréquence d'acquisition maximale. C'est pour cela qu'une cellule de photodétection (à droite sur l'image de gauche) repère le passage de l'impacteur, lance l'acquisition et enregistre sa vitesse initiale. Le déplacement correspondant à la flèche de l'éprouvette est ensuite déduit du signal de force (notamment la rupture), de la vitesse initiale et du temps par une double intégration.

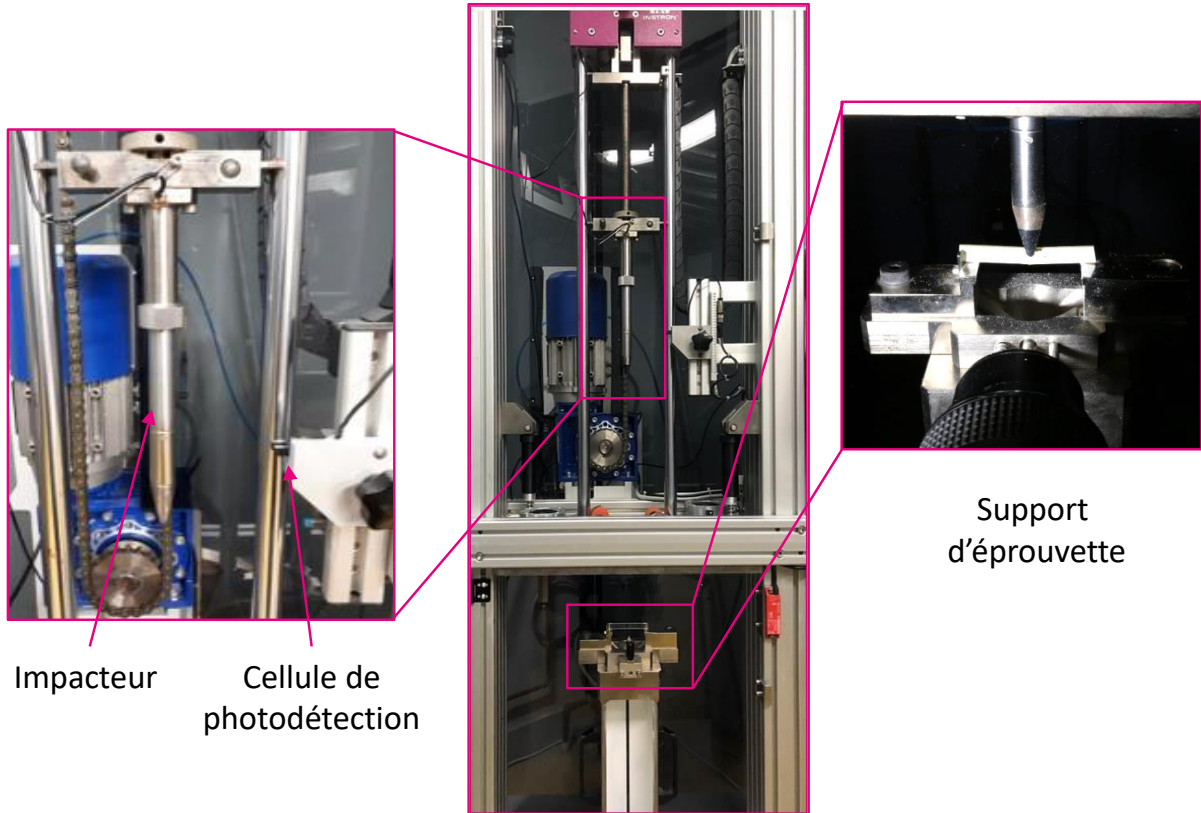


Figure II- 9 : Puits de chute instrumenté CEAST 9340 (Instron)- équipé ici d'un impacteur Charpy-grossissement sur impacteur (gauche) et sur support d'éprouvette (droite)

II.A.4. Instrumentation de la tour de chute avec caméra haute vitesse

II.A.4.1. Introduction - résumé

L'article suivant, intitulé « ***Critical imaging parameters in time resolved digital image correlation (TRDIC): effect of optical blur during drop test on composite structures*** », présenté à ***SPIE Optical Metrology Conference, October 19-22, 2020***, s'intéresse aux règles optiques dans l'imagerie à haute vitesse pour la corrélation d'images numériques appliquées aux essais d'impact à la tour de chute.

Dans ce travail, l'essai **d'impact basse vitesse** Charpy a été utilisé pour effectuer un impact sur des échantillons composites stratifiés et une caméra à haute vitesse (26Gpix/s) a été ajoutée au dispositif expérimental pour suivre en temps réel la progression des dommages des macro-fissures sur la surface avant de l'échantillon impacté. La **fréquence d'images** et le **temps d'exposition** de la caméra ont été modifiés au cours de la série de mesures. Les effets de ces paramètres d'acquisition sur les résultats d'analyse par **corrélations d'images numériques** ont été analysés afin d'évaluer la bonne configuration optique pour des mesures de haute qualité.

II.A.4.2. Article: Critical imaging parameters in time resolved digital image correlation (TRDIC): effect of optical blur during drop test on composite structures

Ahmed Boukar¹, Patrick Lenny¹, Stephane Corn¹, Pierre R. L. Slangen^{2*1}

¹ LMGC, IMT Mines Ales, Univ Montpellier, CNRS, Ales, France

² EuroMov Digital Health in Motion, Univ Montpellier, IMT Mines Ales, Ales, France

ABSTRACT

High speed imaging is applied for drop test on composite samples. The effect of optical blur on image correlation accuracy is described. Blur magnitude is tuned by decreasing the exposure time (at constant sensor sensitivity) for the same drop test series on flyspecked composite plates, while focus, aperture and 1:1 magnification are kept constant. Frame rate (80-20kfps) and lighting are changed while keeping the same image contrast. Results show correlation quality is already altered with subpixel blur. This study enables to define blur criterion in high-speed imaging and completes a study about sampling rate effect in time resolved image correlation by high-speed imaging.

Keywords: high speed imaging, blur, exposure time, digital image correlation, drop test, composites

1. INTRODUCTION

Digital Image correlation is a common tool to retrieve mechanical displacements in solid mechanics or in fluid mechanics. DIC can now be applied at “low” acquisition speed with very high-resolution sensors e.g. 60fps (frame per second) with 110Mpixels sensors. Conversely, frame rates up to millions fps have been reached using in situ image storage, but with limited resolution (~1Mpixel) and low number of captured images (~200images).

In fracture mechanics, drop test can be performed in low or high velocity. But even at low velocity, on small structures (about 5cm²), the surface displacements are quite fast (1-5m/s). Previous works have shown the application of high-speed imaging on low velocity drop test for composite structures [102].

Sample displacements can be measured from the drop test machine, fully equipped with strain gages and trigger sensors, showing absorbed energy from the impactor and also producing energy vs time curves, sometimes presenting unexpected rebounds. Post mortem observation can lead to some misunderstandings of the failure process. Therefore, high speed imaging was applied to track crack propagation and also to show the “real time” effect of the crack propagation throughout the test... after recording in the rolling memory buffer of the high-speed camera[103].

These tests have been done with raw samples, and some have been carried out by painting the samples with black and white flyspeck for image correlation purposes. It is then possible to obtain the displacement maps, and then the deformation maps to link it with the machine curves as boundary conditions and the accurate simulation of the drop test. These tests have been carried out in optimal optical conditions to achieve highly reliable photographic results e.g. high frame rate and short exposure time, coupled with high resolution optics for optimal magnification. These conditions provide appropriate sampling time regarding deformation rate; blur free images to apply accurate correlation algorithm; sharp and contrasted flyspeck pictures leading to optimal window correlation to reach deformation localization. Some of these features are already discussed in the correlation literature [104] or community [105].

As these recommendations have been followed to get “nice images”, effects of degradation from these optimal conditions will be discussed in this paper. In particular, blur appears when exposure time is kept long regarding object surface displacement. Blur is proportional to magnification and exposure time [106]–[108]. In classical imaging blur free image is reached when blur is less than one pixel. But with image correlation algorithm, reaching displacement sensitivity up to 1/100th pixel, blur free limit could be different. Therefore, tests have been carried out at different exposure time up to disallowing image correlation. Desired blur is generated by decreasing the exposure time (at constant sensor sensitivity) for the same drop test series on flyspecked composite plates, while focus, aperture and 1:1 magnification are kept constant. Frame rate comprised between 80kfps and 20kfps and lighting are changed while keeping the same image contrast. This study enables to define blur criterion in high speed imaging and completes study about sampling rate effect in time resolved image correlation by high speed imaging.

2. METHODS

2.1 Experimental set-up

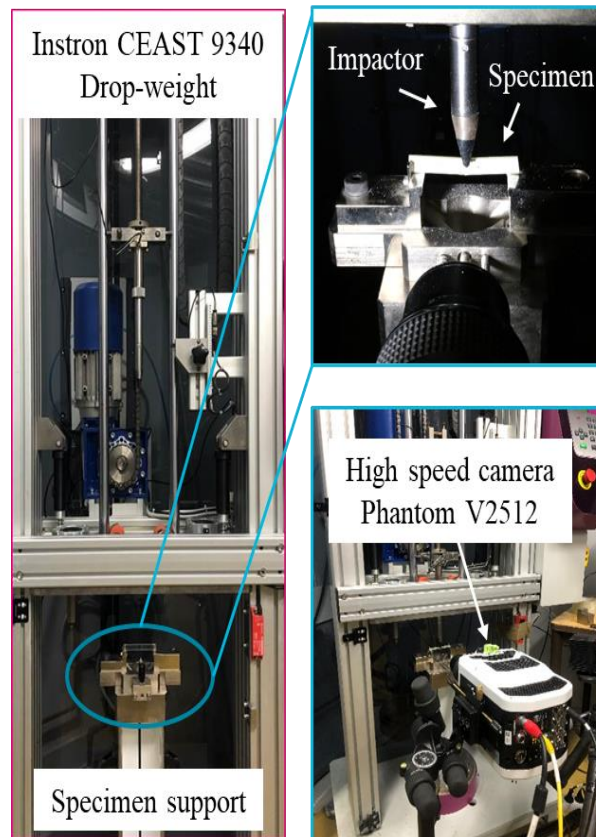


Figure II- 10 : Drop-tower setup for Charpy impact test

Impact tests were conducted on an Instron CEAST 9340 drop-weight impact machine allowing the impact force monitoring. A Non-Crimp Fabric (NCF) biaxial glass fiber/polyester was chosen as material for this study. The laminated composite was manufactured by vacuum infusion of the resin into the stacked NCF-reinforcement. A total of 6 plies were stacked together, resulting in 3 mm thickness. All the specimens in this study were tested in edgewise (the applied load direction in parallel to the laminate) according to ISO 179-1 and the dimensions of specimen are 80 x 10 x 3 mm. Experimental setup is shown in **Figure II- 10**. The drop test machine comprises optoelectronic trigger and instrumented impactor, the weight of which is 3.14 kg with a U-shaped head (**Figure II- 11**).

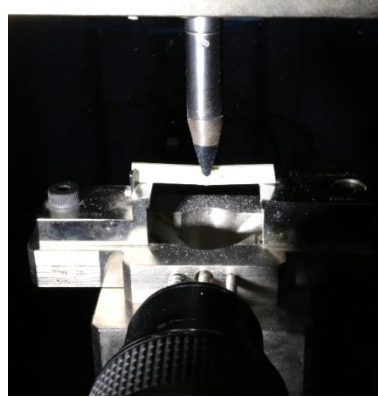


Figure II- 11 : Close up of sample and impactor, showing macro lens in front

Impact test is conducted at 0.8 m/s velocity and a 5kg additional mass was added to the impactor weight to give impact energy of 2.6 J. This kinetic energy is large enough to ensure the rupture of the specimen. The optoelectronic trigger is also linked to the high-speed camera. It is then possible to perfectly synchronize the data acquisition from the drop test machine and the rolling buffer memory images in FIFO mode timestamped by the trigger.

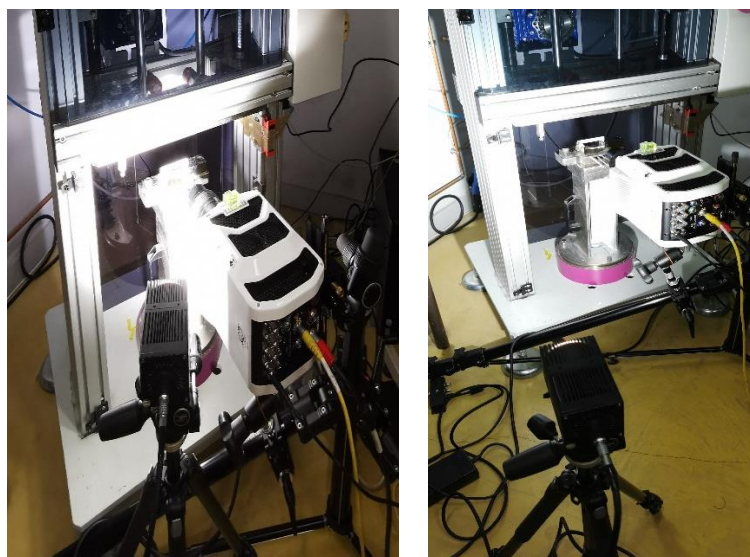
2.2 High speed imaging

High speed imaging in TRDIC drop test measurement requires high frame rates with good spatial resolution. This means the details of the flyspeck, painted onto the object surface, must be resolved to ensure localization and tracking of the damage generated by the impactor head. This high contrast ($C \approx 1$) pattern is then used to perform DIC computing of the interesting images series. This series is selected by manually sorting (nearby trigger) the onboard image FIFO rolling memory of the camera head just before the impactor contact and after the complete destruction of the sample. To reach frames rates over 20kfps, short exposure time ($\leq 50\mu\text{s}$) must be enabled thanks to high intensity light source, fast optics and also minimal camera built-in global electronic shutter time. Of course, rolling buffer memory size must be large enough to cope with duration test, image size, frame rate and so camera throughput.

Full CMOS sensor from Vision research Phantom V2512 high speed camera is used to record the displacements of the object surface. This camera enables up to 26kfps at full resolution (1280x800) in 10bits. Previous tests have shown the optimal frame rate is about 80kfps with $1\mu\text{s}$ exposure time. This requires to reduce the sensor resolution down to 640x400 to ensure this frame rate regarding the constant 26Gpix/s throughput. Therefore, to image the flyspeck at desired resolution, the camera is equipped with Nikon 105mm 2.8 macro lens. The magnification is set to unity (1:1) by choosing the appropriate working distance between the lens and the object, as focus ring is disabled in macro mode. Magnification reached $28\mu\text{m}/\text{pixel}$ at 0.314m. Aperture f#4 provides some depth of field and so reduces blur generated by eventual out of plane displacement of the object surface. The high-speed camera, coupled with the macro zoom lens, is weighting about 10kg. Therefore, to ensure stable set-up, it is affixed on Manfrotto heavy weight tripod. This coupling is done by using friction control Pan-Tilt-Rotation Manfrotto tripod 3D head, able to support the camera. The quality of the images has to

be perfect for further DIC processing. Hence the set-up is improved by adding two fine-coarse translation Manfrotto plates between the 3D head and the camera. These translation plates are coupled at 90° to enable 2D translations i.e. working distance (focus) and precise height. Image sharpness of the flyspecked object is then determined by maximizing the contrast of the live images.

IDT Veritas Constellation 120 LED array is the illuminating continuous light source delivering up to 92klux@0.5m and about 5klux@2m. The position and angle of illumination are changed (**Figure II- 12**) to reach the same image contrast and intensity at different exposure times without changing any of the other parameters (gain, sensitivity, aperture, focus...).



(a) 1 μ s exposure time

(b) 20 μ s exposure time

Figure II- 12 : Sample illumination at constant image intensity and contrast: (a) 1 μ s, (b) 20 μ s exposure time

2.3. Digital Image Correlation with CinEMA

Digital image correlation (DIC) was conducted on the images obtained from the high-speed camera using in-house software called CinEMA[109]. A rectangular region of interest (ROI) as shown in **Figure II- 13** was selected at the bottom of sample in the most stretched area to evaluate the in-plane axial tensile strain. The subset size was 64 x 372 pixels, the ROI is divided into grid and the distance between mesh points is defined by a step parameter ($G_s = 3$ pixels). The numbers of pixels to consider in the horizontal and vertical directions were defined by its correlation size C_s ($V \times H = 3 \times 7$ pixels) in x and y direction respectively.

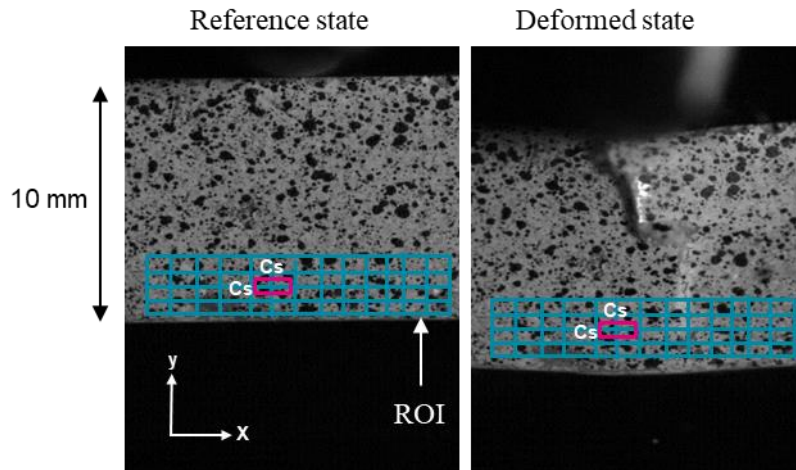


Figure II- 13 : Principle of image correlation with reference and deformed image

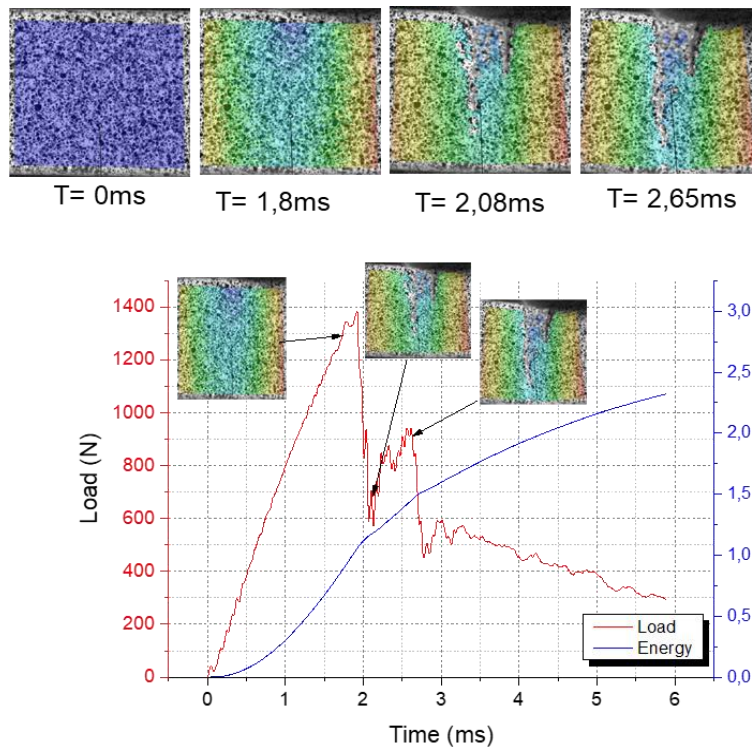


Figure II- 14 : TRDIC results of damage history growth, 83kfps. Color shows vertical deformation (light blue<0<red, white NAN)

This procedure has been successfully applied to follow damage propagation and crack generation on [0,90] plies sample (Figure II- 14).

3. RESULTS

3.1 Effect of frame rate

Different tests were completed, between 18kfps up to 170kfps, to finally produce an excellent images sequence to perform DIC processing, allowing to resolve the different aspects of the Charpy impact on the samples. This leads to set the frame rate at about 83kfps, achieving a good compromise between resolution and frame rate.

To evaluate the effect of time sampling, the DIC results, e.g. the average in-plane axial strain in the most stretched area of the plate during its bending deformation, are compared for different frame rates by resampling only the native 83000fps film. This perfectly reproduces the effect of frame rate as shown on the same experimental sample.

The results presented show the evolution of the DIC deformation of the sample at different frame rates. The native movie is acquired at 83kfps and the image series is then downsampled by 1/N of images to 41500, 20750 and 11857fps respectively. Correlation is then applied with the same parameters and the effect of frame rate is clearly demonstrated as smoothing operator, even displacing the peak (**Figure II- 15**). In particular, the optimal frame rate is about 83000fps to clearly resolve the crack shown in the zoomed curve. To increase the frame rate from 83kfps to 170kfps, the spatial resolution must be decreased. The smoothing of the image is now generated by the spatial resolution and the image quality is dropping drastically i.e. it is not possible to perform accurate DIC results in terms of crack localization.

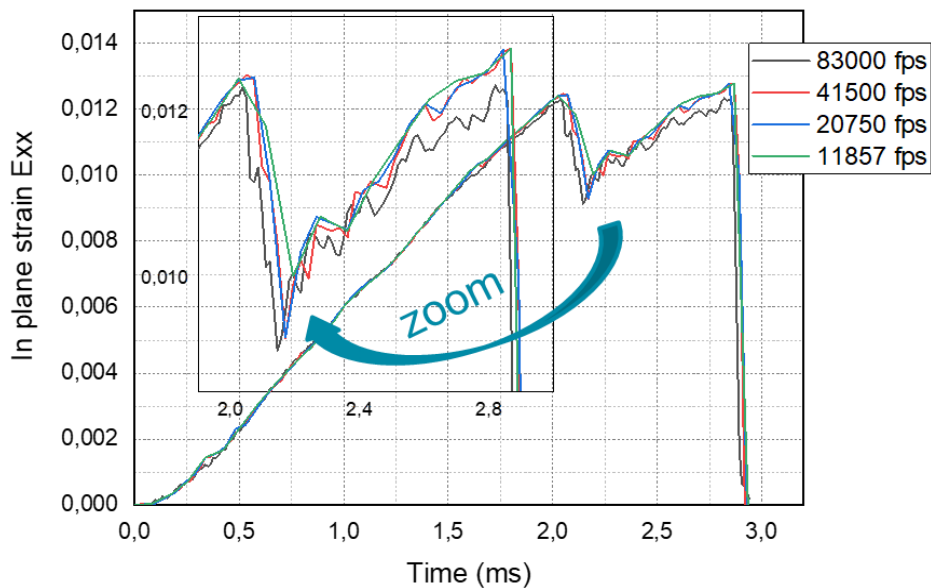


Figure II- 15 : Sensitivity to temporal sampling for axial tensile strain ϵ_{xx}

With sensor manufacturing also under development, Vision Research just released the Phantom TMX7510 enabling 75Gpx/sec throughput (e.g. 1280x800@76kfps) for all framerates and resolutions thanks to back side illuminated CMOS sensor, still coupled with rolling memory buffer. This sensor will ensure higher spatial resolution as it is not necessary anymore to reduce the resolution of the camera to reach the minimal temporal resolution. It will produce crispy images for the same frame rate, or enable to reach faster frame rate while reducing the spatial resolution thanks to the 76Gpix/s throughput at constant resolution.

For ultra-high speed imaging of ballistic impact or catastrophic destruction, it is now also possible to reach up to 250Mfps, but solely for 8 images memory recorded on 8 different sCMOS sensors with 4ns exposure time (e.g. PCO Dicam C8).

3.2 Exposure time and sensitivity to optical blur

Drop test series are carried on flyspecked composite plates from the same vacuum resin infusion sequence. Desired blur is generated by decreasing the exposure time while camera sensitivity and gain, lens focus, aperture and 1:1 magnification are kept constant. This is enabled by gently enhancing the distance and/or angle of the light source and keeping the same intensity and contrast at rest. Commonly, the optical blur is given by:

$$B \text{ (pix)} = V_p \cdot T_{\text{exp}} / M,$$

with V_p (m/s) the object velocity, T_{exp} (s) the exposure time, and M (m/pix) the magnification, respectively.

The blur B is directly generated from the variation of exposure time T_{exp} , while $V_p \approx 1\text{m/s}$, and $M=28\mu\text{m/pixel}$. This leads to $B \propto 1/M$ for $T_{\text{exp}} = 1\mu\text{s}$ yielding to $B=3.57 \cdot 10^{-2}$ pixel, which is greatly under the correlation algorithm detection threshold.

The effect of optical blur on the accuracy of the measurement is studied here. **Table II- 1** shows acquisition parameter, frame rate was changed from 83kfps to 18kfps by keeping in memory the results from Section 3.1. Exposure time is increased from $1\mu\text{s}$ to $55\mu\text{s}$ while keeping the same image contrast. Parameters used for the determination of the DIC strain were also kept constant for all tests. It is clearly shown blur is affecting DIC measurements when it is more than 1 pixel. As the painted flyspeck is rather complex, no further improvements of the images have been carried on

Table II- 1 : Acquisition parameters for blur generation

TEST	Frame rate	Exposure Time	Mag ($\mu\text{m/pixel}$)	Blur (pixel)	Results
1	83000 fps	1 μs	28	0.035	Correlation
2	83000 fps	11 μs	28	0.39	Correlation
3	41500 fps	11 μs	28	0.39	Correlation
4	41500 fps	23 μs	28	0.82	Correlation
5	20000 fps	46 μs	28	1,64	Decorrelation
7	18000 fps	46 μs	28	1,64	Decorrelation
8	18000 fps	55 μs	28	1,96	Decorrelation

CONCLUSIONS

High-speed imaging is a major tool in fracture mechanics, in particular in case of complete damage of the sample because it enables to capture the displacement/strain even up to total breach. In this work, Charpy impact test was used to conduct impact onto laminated composite samples and a high-speed camera (26Gpix/s) was added to the experimental setup to track in real-time the damage progression of the macro-cracks at the front surface of the impacted sample. Frame rate and exposure time of the camera were altered within the series of measurements. Effects of these acquisition parameters on DIC results were analyzed in order to assess the right optical setup suitable to high quality measurements. High magnification is obtained to enhance spatial resolution and so to enable localization of the crack. Due to the small size of the samples, magnification of 1:1 (28 μ m/pixel) on the sensor requires very short working distance. Regarding temporal resolution, optimal conditions are reached when the time sampling is high enough to resolve the crack sudden appearance, coupled with short exposure time to avoid optical blur. To quantify the impairment due to the blur, exposure time has been increased up to get optical blur larger than 1pixel. The effect of motion blur has been evaluated at the step of the digital image correlation results. Further experiments will be conducted at higher impactor speeds to correlate these measurements at different load rates. Future works will also try to recover correlation by preprocessing blurred flyspeck images.

II.A.4.3. Conclusion

L'imagerie à haute vitesse est un outil majeur en mécanique de la rupture, en particulier dans le cas d'un endommagement complet de l'échantillon car elle permet de capturer le déplacement/déformation même jusqu'à la rupture totale. Dans ce travail, l'essai d'impact Charpy a été utilisé pour effectuer un impact sur des échantillons composites stratifiés et une caméra à haute vitesse (26Gpix/s) a été ajoutée au montage expérimental pour suivre en temps réel la progression des dommages des macro-fissures sur la surface avant de l'échantillon impacté. La fréquence d'images et le temps d'exposition de la caméra ont été modifiés au cours de la série de mesures. Les effets de ces paramètres d'acquisition sur les résultats d'analyse de la corrélation d'images numériques (CIN) ont été analysés afin d'évaluer la bonne configuration optique pour des mesures de haute qualité. Un fort grossissement est obtenu pour améliorer la résolution spatiale et ainsi permettre la localisation de la fissure. En raison de la petite taille des échantillons, un grossissement de 1:1 (28 μ m/pixel) sur le capteur nécessite une distance de travail très courte. En ce qui concerne la résolution temporelle, les conditions optimales sont atteintes lorsque l'échantillonnage temporel est suffisamment élevé pour résoudre l'apparition soudaine de la fissure, couplé à un temps d'exposition court pour éviter le flou optique. Pour quantifier la dégradation due au flou, le temps d'exposition a été augmenté jusqu'à obtenir un flou optique supérieur à 1 pixel. L'effet du flou de mouvement a été évalué à l'étape des résultats de la corrélation des images numériques. D'autres expériences seront menées à des vitesses plus élevées de l'impacteur pour corréler ces mesures à différents taux de charge. Les travaux futurs tenteront également de récupérer la corrélation en prétraitant les images floues.

Partie B : Identification du comportement réversible linéaire du composite

II.B.1 Identification de la matrice de rigidité du composite

Lors d'un chargement, le domaine linéaire du comportement d'un matériau est caractérisé par une réponse en déformation proportionnelle à la contrainte imposée. Dans une configuration 3D, la loi de Hooke permet d'exprimer chaque composante du tenseur des contraintes en fonction du tenseur des déformations par la relation :

$$\sigma = C : \varepsilon^e \quad (\text{II- 5})$$

Avec C un tenseur d'ordre 4, appelé tenseur de rigidités (ou de modules élastiques). Il est composé des coefficients élastiques du matériau. En tenant compte de la symétrie des tenseurs de contraintes ($\sigma_{ij} = \sigma_{ji}$) et des déformations ($\varepsilon_{ij}^e = \varepsilon_{ji}^e$), en notation de Voigt la loi de Hooke s'écrit alors :

$$\begin{pmatrix} \sigma_{11} \\ \sigma_{22} \\ \sigma_{33} \\ \sigma_{12} \\ \sigma_{13} \\ \sigma_{23} \end{pmatrix} = \begin{bmatrix} C_{11} & C_{12} & C_{13} & C_{14} & C_{15} & C_{16} \\ & C_{22} & C_{23} & C_{24} & C_{25} & C_{26} \\ & & C_{33} & C_{34} & C_{35} & C_{36} \\ & & & C_{44} & C_{45} & C_{46} \\ & & & & C_{55} & C_{56} \\ & & & & & C_{66} \end{bmatrix} \begin{pmatrix} \varepsilon_{11} \\ \varepsilon_{22} \\ \varepsilon_{33} \\ \varepsilon_{12} \\ \varepsilon_{13} \\ \varepsilon_{23} \end{pmatrix} \quad (\text{II- 6})$$

Symétrie

Pour les composites à un renfort bi axial équilibré, il n'existe pas de direction privilégiée dans le plan du stratifié ; en d'autre termes, le comportement mécanique est le même suivant la direction longitudinal et transversale **Figure II- 16**. La matrice de rigidité est définie par :

$$C = \begin{bmatrix} C_{11} & C_{12} & C_{13} & 0 & 0 & 0 \\ & C_{11} & C_{23} & 0 & 0 & 0 \\ & & C_{33} & 0 & 0 & 0 \\ & & & C_{44} & 0 & 0 \\ & & & & C_{55} & 0 \\ & & & & & C_{66} \end{bmatrix} \quad (\text{II- 7})$$

Symétrie

Cette matrice est entièrement déterminée par la connaissance de 6 paramètres matériau appelés constantes de l'ingénieur :

- Deux modules d'Young : $E_{11} = E_{22}$ et E_{33}
- Deux coefficients de Poisson : ν_{12} et $\nu_{13} = \nu_{23}$
- Deux modules de cisaillement : G_{12} et $G_{13} = G_{23}$

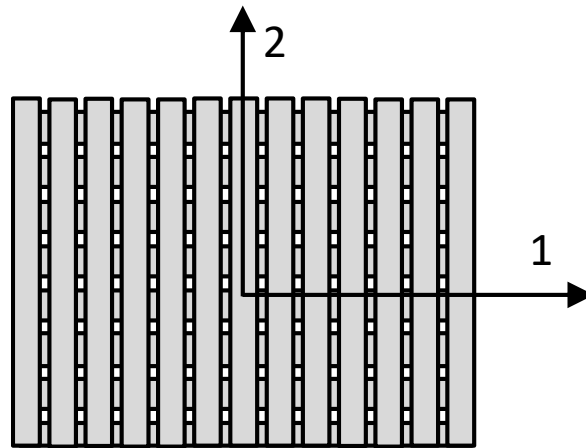


Figure II- 16 : composite à renfort biaxial dans le plan du stratifié

La direction 3 correspond à la direction perpendiculaire au plan du stratifié. Le coefficient de Poisson ν_{13} n'a pas pu être déterminé expérimentalement. Aussi, l'essai de compression communément utilisé pour évaluer le module E_{33} n'a pas été réalisé. Ces deux propriétés ont été déterminées par une méthode d'homogénéisation appropriée (paragraphe 2.B.2.2).

Nous présenterons les résultats des essais mécaniques dans le but de déterminer les propriétés mécaniques dans les directions principales du matériau composite. Pour ce faire, des essais de traction et flexion trois points sont réalisés. A partir de ces essais, la matrice de rigidité expérimentale du composite est identifiée. Elle sera ensuite comparée à celle issue d'une homogénéisation multi-échelle réalisée en deux étapes à partir du comportement élastique des constituantes fibres et matrice. Le **Tableau II- 1** donne les essais mécaniques permettant l'identification des paramètres de la matrice de rigidité du composite.

Tableau II- 1 : Essais mécaniques menés pour l'identification expérimentale des paramètres de la matrice de rigidité du composite

Paramètre	Essais
$E_{11} = E_{22}$	Traction 0°
G_{12}	Traction 0°, Traction 45°
G_{13}	Flexion 0°
ν_{12}	Traction 0°

Détermination des constantes élastiques E_{11} , ν_{12}

Les essais de traction longitudinale permettent d'obtenir les propriétés du matériau étudié notamment (le module d'Young E_{11} , le coefficient de poisson ν_{12} ainsi que la contrainte à rupture en traction dans la direction longitudinale du pli X_T . Le module E_{11} correspond à la pente de la partie linéaire de la courbe (contrainte – déformation) alors que le coefficient de Poisson ν_{12} est, en valeur

absolue, le rapport de la déformation transversale mesurée suivant la direction perpendiculaire à l'axe de sollicitation sur la déformation longitudinale (**Figure II- 17**).

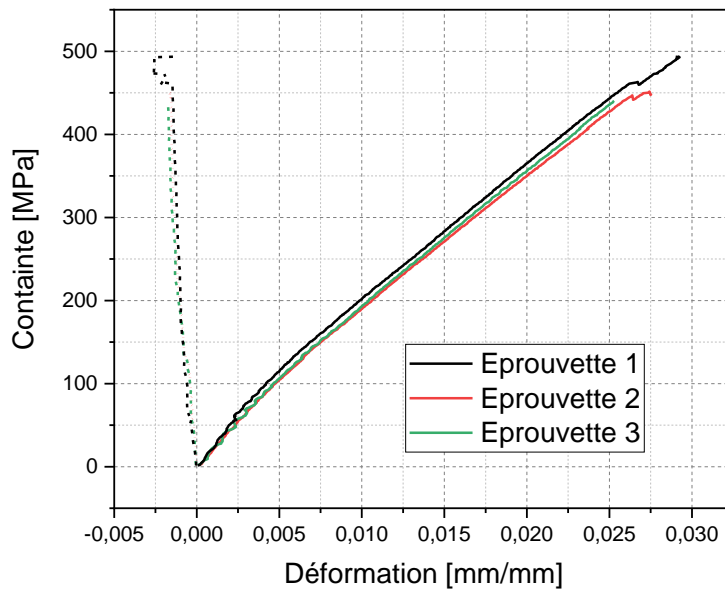


Figure II- 17 : Courbe de traction Contrainte-déformation longitudinale

Les résultats des essais de traction sur les trois éprouvettes sollicitées sont renseignés dans le **Tableau II- 2**.

Tableau II- 2 : Valeurs des propriétés longitudinales

Grandeurs mesurées	Valeurs moyennes	Ecart types
E_{11} (GPa)	23.1	0,3
ν_{12} (MPa)	0,14	0,002
X_T	450	34

Détermination du module de cisaillement plan

Les essais de cisaillement plan (traction à 45°) (**Figure II- 18**) permettent le calcul du module de cisaillement G_{12} grâce à la mesure du module E_{45} . Ce module correspond à la pente de la partie linéaire de la courbe de contrainte-déformation. Le calcul de G_{12} est donné par l'expression :

$$\frac{1}{G_{12}} = \frac{4}{E_{45}} - \frac{2}{E_{11}}(1 - \nu_{12}) \quad (\text{II- 8})$$

Ces essais permettent également de caractériser la contrainte à rupture en cisaillement du composite S_{12} .

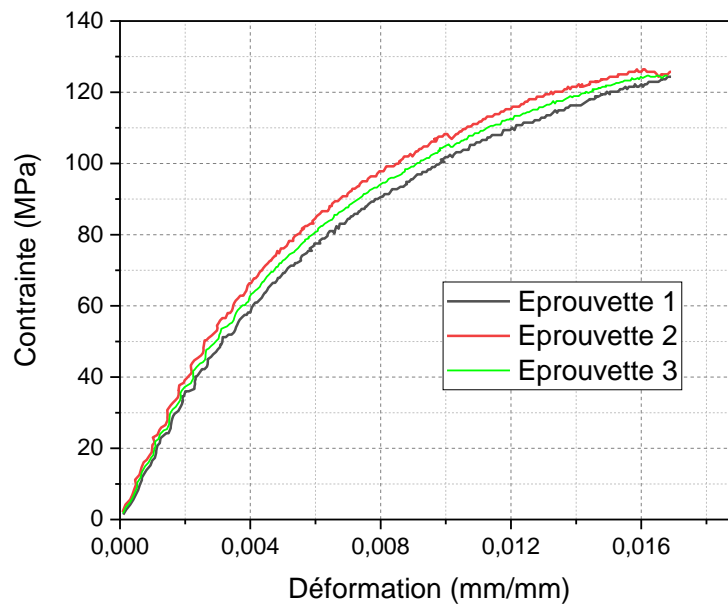


Figure II- 18 : Courbe de traction de cisaillement contrainte-déformation [± 45]

Les résultats des essais de traction dans les directions des fibres ± 45 sur les trois éprouvettes sollicitées sont renseignés dans le **Tableau II- 3**.

Tableau II- 3 : Valeurs des propriétés de cisaillement dans le plan

Grandeurs mesurées	Valeurs moyennes	Ecart types
G_{12} (GPa)	5.768	0.6
S_{12} (MPa)	119	5

Détermination du module de cisaillement interlaminaire

Le module de cisaillement et la résistance interlaminaire ont été déterminés au moyen d'un essai de flexion trois points sur appuis rapprochés comme l'indique la **Figure II- 8** suivant la norme EN ISO 14130. Les éprouvettes ont été découpées à partir d'un stratifié de 5 mm d'épaisseur (10 couches de tissus en fibre de verre), la longueur L et la largeur b doivent être choisis de telle sorte que $L=10h$ et $b=5h$ (où h est l'épaisseur de l'éprouvette). La charge a été appliquée à 1 mm/minute sur une cellule de mesure de 10 kN et avec une précision de 0,1 N sur une machine d'essai Zwick-Roell (modèle B Z010/TH). Les courbes force-déplacement des 3 essais réalisés sont présentés sur la **Figure II- 19**.

La force apparente de cisaillement interlaminaire τ , exprimée en MPa et le module de flexion apparent E_f , sont calculées à l'aide des équations suivantes :

$$\tau = \frac{3}{4} \times \frac{F_m}{b \times h} \quad (\text{II- 9})$$

$$E_F = \frac{\Delta F}{\Delta f} \times \frac{d^3}{4 \times b \times h^3} \quad (\text{II- 10})$$

Avec :

- F_m : la charge maximale en flexion (N)
- b : la largeur de l'éprouvette (mm)
- h : l'épaisseur de l'éprouvette (mm)
- d : la distance entre appuis (mm)
- f : la flèche correspondante

Grâce à l'expression de E_F , le module de cisaillement G_{13} peut être calculé à l'aide des expressions suivantes (2.13) et (2.14). Ces expressions, associées au modèle de Timoshenko de poutre en flexion avec cisaillement, sont issues du cours de D. Rouby [110].

$$f = \frac{F_m}{4E_Fbh^3} \times \left(1 - \frac{12h^2E_F}{10d^2G_{13}} \right) \quad (\text{II- 11})$$

$$\frac{1}{G_{13}} = \frac{10bh}{3F_md} \times \left(f - \frac{F_md^3}{4E_Fbh^3} \right) \quad (\text{II- 12})$$

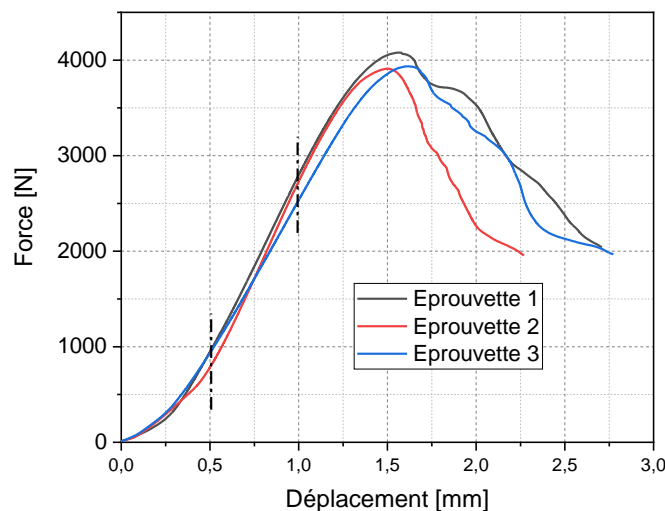


Figure II- 19 : courbe de force en fonction de déplacement

L'ensemble des constantes élastiques de la matrice de rigidité du composite, mesurées et calculées grâce aux essais expérimentaux, sont récapitulés dans le **Tableau II- 4**.

Tableau II- 4 : Récapitulatif des constantes élastiques mesurées et calculées grâce aux essais expérimentaux

Paramètre	Valeur	Ecart-type	Méthode
E_{11}	23,1	0,3	Essai
G_{12}	5.768	0.6	Calcul
G_{13}	3.337	0,139	Calcul
ν_{12}	0,14	0,002	Essai

II.B.2 Modèle prédictif du comportement élastique

II.B.2.1 Modèle analytique

Dans ce modèle, la micro- et la méso-structure sont éliminées et les propriétés effectives du pli sont calculées en utilisant la fraction moyenne en fibres de la couche V_f dans le modèle (*paragraphe 2.2*). Cela implique que la non-uniformité de la distribution des fibres dans les couches (structure en mèche) n'a qu'un effet secondaire et que nous remplaçons la structure hétérogène par un matériau homogène comme le montre la **Figure II- 20**. Le "stratifié effectif" obtenu est un RVE qui est traité par la théorie classique des stratifiés (CLT).

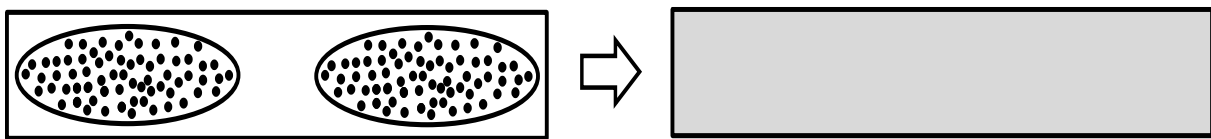


Figure II- 20 : Représentation de l'homogénéisation dans la couche d'un pli

Pour un matériau orthotrope, et dans le cas d'un état de contrainte plane, la relation contrainte déformation peut être donnée par :

$$\begin{Bmatrix} \bar{\sigma}_1 \\ \bar{\sigma}_2 \\ \bar{\tau}_6 \end{Bmatrix} = \begin{bmatrix} C_{11} & C_{12} & C_{16} \\ C_{21} & C_{22} & C_{26} \\ C_{61} & C_{62} & C_{66} \end{bmatrix} \begin{Bmatrix} \bar{\epsilon}_1 \\ \bar{\epsilon}_2 \\ \bar{\gamma}_6 \end{Bmatrix} \quad (\text{II- 13})$$

Les coefficients C_{ij} sont les constantes de rigidité réduites dans un état de contrainte plane :

$$C_{11} = \frac{E_1}{1 - \nu_{12}\nu_{21}} ; C_{22} = \frac{E_2}{1 - \nu_{12}\nu_{21}} ; C_{12} = C_{21} = \frac{\nu_{21}E_1}{1 - \nu_{12}\nu_{21}} ; C_{66} = G_{12} \quad (II-14)$$

Les constantes de rigidité sont liées aux modules d'élasticité (E_1, E_2, ν_{12} et G_{12}), qui sont déterminés analytiquement à l'aide des relations de Chamis.

$$[C] = \begin{bmatrix} 36.6 & 3.05 & 0 \\ 3.05 & 10.32 & 0 \\ 0 & 0 & 3.69 \end{bmatrix} \quad [GPa]$$

La relation contrainte-déformation de l'équation (II-14) est donnée dans les directions des propriétés locales du matériau. Puisque chaque couche du stratifié est généralement tournée par rapport au système de coordonnées de référence (x-y) **Figure II- 21**.

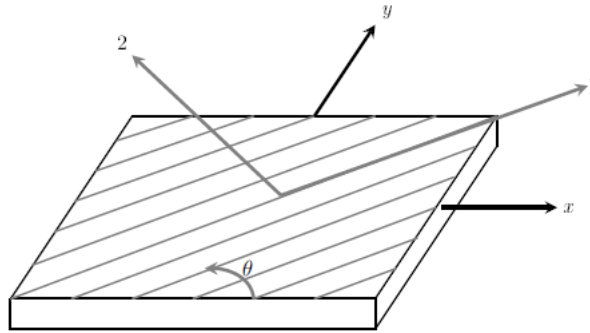


Figure II- 21 : Définition des axes principaux pour un stratifié composite ; axes de référence (x-y) et axes des propriétés locales du matériau (1-2).

La matrice d'élasticité \bar{C} dans le système de référence est obtenue en appliquant à la matrice d'élasticité C la relation de changement de base suivante :

$$[\bar{C}] = [T]^{-1}[C][T] \quad (II-15)$$

Avec T est la matrice de changement de base, donnée par :

$$[T] = \begin{bmatrix} c^2 & s^2 & -2cs \\ s^2 & c^2 & cs \\ cs & cs & c^2 - s^2 \end{bmatrix} \quad (II-16)$$

Avec $c = \cos \theta$ et $s = \sin \theta$

$$\text{Pour } \theta = 90^\circ \quad ; \quad [T] = \begin{bmatrix} 0 & 1 & 0 \\ 1 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & -1 \end{bmatrix}$$

$$[\bar{C}] = \begin{bmatrix} 0 & 1 & 0 \\ 1 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & -1 \end{bmatrix} \begin{bmatrix} 36.6 & 3.05 & 0 \\ 3.05 & 10.32 & 0 \\ 0 & 0 & 3.69 \end{bmatrix} \begin{bmatrix} 0 & 1 & 0 \\ 1 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & -1 \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} 10.32 & 3.05 & 0 \\ 3.05 & 36.6 & 0 \\ 0 & 0 & 3.69 \end{bmatrix} \quad [GPa]$$

Le stratifié étudié est un composite NCF [0/90]_{3s}, constitué de 12 plis, chaque pli a une épaisseur approximative de 0.25mm **Figure II- 22**.

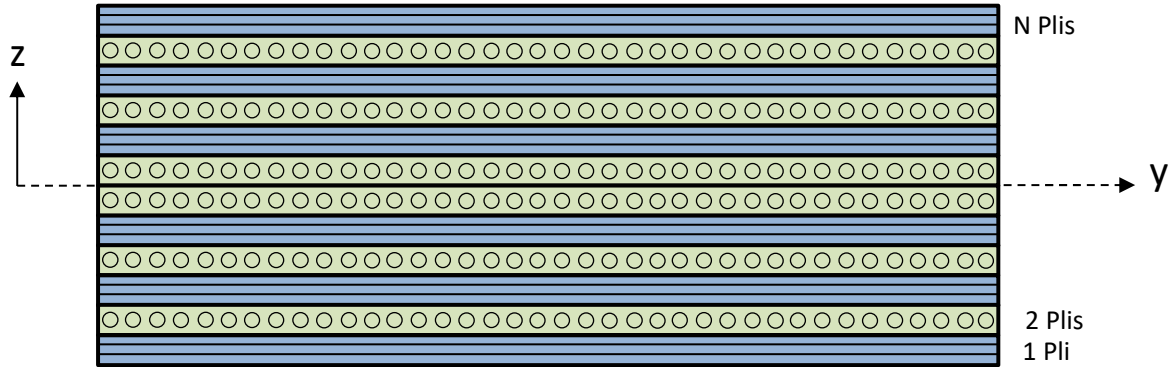


Figure II- 22 : Schéma d'un stratifié [0/90]_{3s}

En utilisant la théorie classique des stratifiés. Les composantes de la matrice de raideur de membrane du stratifié peuvent être déterminées par la relation suivante.

$$A_{ij} = \sum_{p=1}^N C_{ij}^p h_p \quad (\text{II- 17})$$

Où h_p est l'épaisseur du pli p et N nombre de plis.

$$[A] = \begin{bmatrix} 23.46 & 3.05 & 0 \\ 3.05 & 23.46 & 0 \\ 0 & 0 & 3.69 \end{bmatrix} \quad [\text{GPa}]$$

Les modules du stratifié peuvent être calculé à l'aide de la matrice $[A]$ par les relations suivantes :

$$E_{11} = \frac{A_{11}A_{22} - A_{12}^2}{hA_{22}} ; E_{22} = \frac{A_{11}A_{22} - A_{12}^2}{hA_{11}} ; G_{12} = \frac{A_{33}}{h} ; \nu_{12} = \frac{A_{12}}{A_{22}} ; \nu_{21} = \frac{A_{12}}{A_{11}} \quad (\text{II- 18})$$

Les paramètres du comportement élastique du stratifié identifié par la théorie classique des stratifiés sont présentés dans le **Tableau II- 5**.

Tableau II- 5 : Récapitulatif des constantes élastiques déterminées analytiquement.

Paramètre	Valeur
E_{11} (GPa)	23,061
E_{22} (GPa)	23,061

G_{12} (GPa)	3,693
ν_{12}	0,13

II.B.2.2 Modèle d'homogénéisation multi-échelle

Outre les modèles analytiques, les modèles numériques basés sur la méthode des éléments finis (FEM) ont été largement utilisés pour étudier les composite NCFs. Par rapport aux modèles analytiques, les modèles numériques fournissent généralement de meilleures prédictions pour les propriétés élastiques et les champs de contrainte et de déformation locaux. Une procédure d'homogénéisation en deux étapes est proposée en effectuant deux homogénéisations séparément sur deux échelles de longueur, puisque les hétérogénéités d'un faisceau de fibre et d'une couche pour un composite NCF ont des échelles de longueurs différentes.

La procédure d'homogénéisation en deux étapes est illustrée par la **Figure II- 23**. La première étape consiste à déterminer les propriétés élastiques des mèches, en réalisant une homogénéisation à l'échelle microscopique. Le comportement effectif équivalent de l'ensemble du composite NCF est déterminé grâce à une seconde étape d'homogénéisation réalisée sur une cellule représentative à l'échelle mésoscopique.

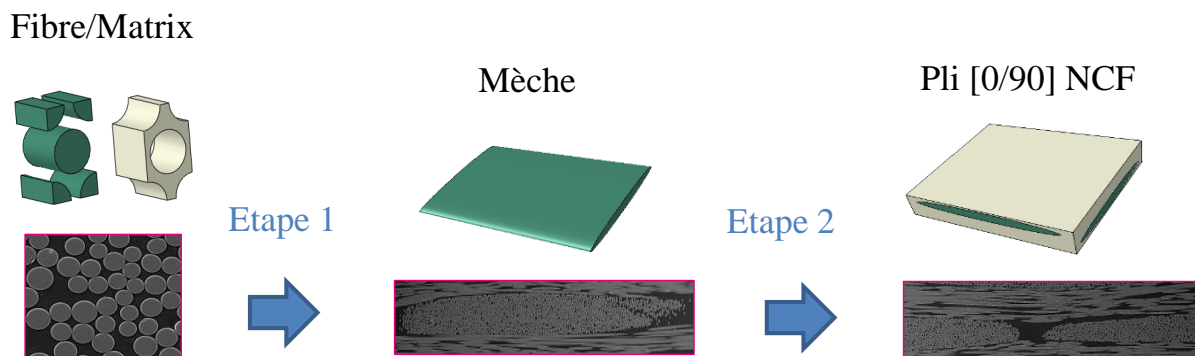


Figure II- 23 : Etape d'homogénéisation multi-échelle

II.B.2.2.1 Prédiction des propriétés des mèches : Homogénéisation à l'échelle microscopique

La première étape de cette homogénéisation multi-échelle consiste en la détermination des propriétés élastique des mèches. La mèche est assimilable à un composite unidirectionnel ayant une fraction volumique de fibre moyenne d'environ 70%, dont le comportement mécanique est considéré

comme étant isotrope transverse. Ce type de comportement est défini par cinq constantes d'élasticité indépendantes comme le montre la matrice de rigidité $[C]$ ci-dessous.

$$\begin{Bmatrix} \bar{\sigma}_1 \\ \bar{\sigma}_2 \\ \bar{\sigma}_3 \\ \bar{\sigma}_4 \\ \bar{\sigma}_5 \\ \bar{\sigma}_6 \end{Bmatrix} = \begin{bmatrix} C_{11} & C_{12} & C_{12} & 0 & 0 & 0 \\ C_{12} & C_{22} & C_{23} & 0 & 0 & 0 \\ C_{12} & C_{23} & C_{22} & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & \frac{1}{2(C_{22} - C_{23})} & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & C_{66} & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & C_{66} \end{bmatrix} \begin{Bmatrix} \bar{\epsilon}_1 \\ \bar{\epsilon}_2 \\ \bar{\epsilon}_3 \\ \bar{\gamma}_4 \\ \bar{\gamma}_5 \\ \bar{\gamma}_6 \end{Bmatrix} \quad (\text{II- 19})$$

Où l'axe 1 est aligné avec la direction de la fibre et une barre supérieure indique la moyenne calculée sur le volume élémentaire représentatif (VER). Une fois connues les composantes du tenseur isotrope transversal C , les cinq propriétés élastiques du matériau homogénéisé peuvent être calculées par Equation (II-20), c'est-à-dire les modules longitudinaux et transversaux de Young E_1 et E_2 , les coefficients longitudinaux et transversaux de Poisson ν_{12} et ν_{23} , et le module de cisaillement longitudinal G_{12} , comme suit :

$$\begin{aligned} E_1 &= C_{11} - 2C_{12}^2/(C_{22} + C_{23}) \\ \nu_{12} &= C_{12}/(C_{22} + C_{23}) \\ E_2 &= [C_{11}(C_{22} + C_{23}) - 2C_{12}^2]/(C_{22} + C_{23})/(C_{11}C_{22} - C_{12}^2) \\ \nu_{23} &= [C_{11}C_{23} - C_{12}^2]/(C_{11}C_{22} - C_{12}^2) \\ G_{12} &= C_{66} \end{aligned} \quad (\text{II- 20})$$

Le module de cisaillement G_{23} dans le plan transversal peut être obtenu par la relation suivante :

$$G_{23} = C_{44} = \frac{1}{2}(C_{22} - C_{23}) = \frac{E_2}{2(1 + \nu_{23})} \quad (\text{II- 21})$$

Le comportement macroscopique effectif est représenté par le tenseur des contraintes macroscopiques $\bar{\sigma}$ et le tenseur des déformations macroscopiques $\bar{\epsilon}$. Alors que les résultats simulés obtenus à partir du modèle à échelle-micro ne sont que des distributions locales de contraintes et de déformations à l'intérieur du VER, la contrainte homogénéisée peut être calculée à chaque pas de temps à partir de l'équation ci-dessous.

$$\bar{\sigma} = \frac{1}{V} \int_V \sigma dV \quad \bar{\epsilon} = \frac{1}{V} \int_V \epsilon dV \quad (\text{II- 22})$$

Afin d'évaluer la matrice élastique globale $[C]$ du composite, le VER est soumis à une déformation moyenne $\bar{\epsilon}$. Les six composantes de la déformation sont appliquées afin de garantir la périodicité des champs de déplacement et de traction et d'assurer la continuité entre les VER voisins.

$$u_i(a_1, x_2, x_3) - u_i(-a_1, x_2, x_3) = 2a_1 \varepsilon_{i1}^0 \quad \begin{array}{l} -a_2 \leq x_2 \leq a_2 \\ -a_3 \leq x_3 \leq a_3 \end{array} \quad (\text{II- 23})$$

$$u_i(x_1, a_2, x_3) - u_i(x_1, -a_2, x_3) = 2a_2 \varepsilon_{i2}^0 \quad \begin{array}{l} -a_1 \leq x_1 \leq a_1 \\ -a_3 \leq x_3 \leq a_3 \end{array} \quad (\text{II- 24})$$

$$u_i(x_1, x_2, a_3) - u_i(x_1, x_2, -a_3) = 2a_3 \varepsilon_{i3}^0 \quad \begin{array}{l} -a_1 \leq x_1 \leq a_1 \\ -a_2 \leq x_2 \leq a_2 \end{array} \quad (\text{II- 25})$$

Avec $2a_j \varepsilon_{ij}^0$ est le déplacement nécessaire pour appliquer une déformation ε_{ij}^0 sur une distance $2a_j$.

La déformation ε_{ij}^0 appliquée à la frontière en utilisant (2.25-2.27) résulte en un état complexe de déformation à l'intérieur du VER. Cependant, la moyenne volumique de la déformation dans le VER est égale à la déformation appliquée, c'est-à-dire :

$$\bar{\varepsilon}_{ij} = \frac{1}{V} \int_V \varepsilon_{ij} dV \quad (\text{II- 26})$$

Pour le matériau composite homogène, la relation entre la contrainte moyenne et la déformation est :

$$\bar{\sigma} = C \bar{\varepsilon} \quad (\text{II- 27})$$

Les composantes du tenseur $[C]$ sont déterminées en résolvant six modèles élastiques du VER soumis aux conditions aux limites (2.25-2.27), où une seule composante de la déformation ε_{ij}^0 est différente de zéro pour chacun des six problèmes.

$$C_{ij} = \bar{\sigma}_i = \frac{1}{V} \int_V \sigma_i(x_1, x_2, x_3) dV \quad \text{avec} \quad \varepsilon_j^0 = 1 \quad (\text{II- 28})$$

➤ Choix du VER à l'échelle microscopique

Le VER doit permettre de décrire le comportement macroscopique du matériau composite, en étant à la fois suffisamment grand pour prendre en compte les hétérogénéités et suffisamment petit pour être considéré comme élémentaire par rapport à la taille de la structure homogène. De ce fait, quatre types de VER ont été choisis pour décrire l'arrangement des fibres dans la mèche comme le montre la **Figure II- 24** : la structure carrée à une fibre au centre VER1, la structure hexagonale à 2 fibres VER2, la structure à distribution aléatoire de fibre et à diamètre des fibres constant VER3 et la structure à distribution aléatoire de fibres et à diamètre des fibres aléatoire VER4.

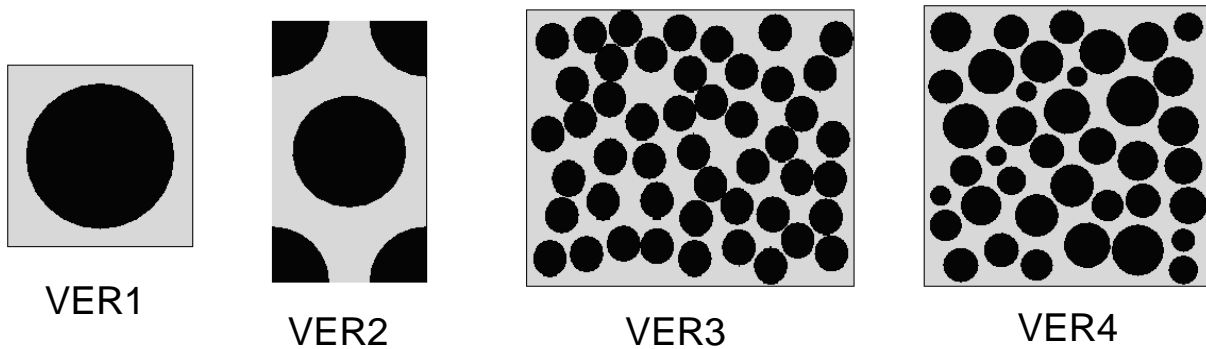


Figure II- 24 : Elément de volume représentatif de la mèche $V_f = 50\%$

Pour générer plusieurs cercles (représentant les fibres) aléatoirement distribués dans un carré qui délimite la matrice (VER3 et VER4), l'algorithme des k plus proches voisins k-NNA (k-Nearest Neighbor Algorithm) a été utilisé sous MATLAB pour créer un fichier avec les coordonnées des centres des fibres ainsi que les diamètres des fibres. Ensuite un script Python vient lire ce fichier texte et se sert de certaines fonctions prédéfinies par ABAQUS pour générer les géométries désirées.

A cause de la limite de remplissage de l'algorithme pour les fibres à diamètres aléatoires compris dans un intervalle donné, la fraction volumique de 70% qui est la fraction réelle de fibre dans la mèche n'a pas pu être atteinte. Les comparaisons sont faites à partir d'une fraction volumique de fibre de 50%.

Pour le modèle de VER3 et VER4 la taille du VER reste inchangée avec un diamètre de 13.46 μm pour les fibres dans le VER3 et des diamètres aléatoires entre 10 μm et 17 μm ont été générés pour le VER4. La Figure II- 25 présente l'évolution du module longitudinal E_{11} et du module transversal E_{22} en fonction de la fraction volume.

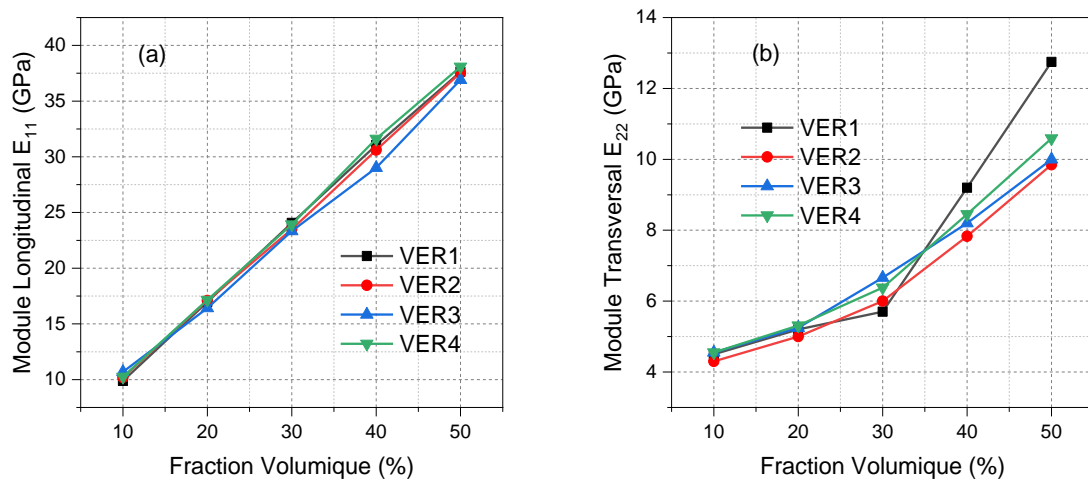


Figure II- 25 : Evolution des modules d'Young en fonction de la fraction volumique : (a) module longitudinal E_{11} (b) module transversal E_{22} .

En examinant l'influence de la taille du VER et du diamètre des fibres sur le module d'élasticité longitudinal et transversal du composite en fonction de la fraction volumique, le VER2 a été choisi pour représenter la microstructure de la mèche pour une fraction volumique de fibres $V_f = 70\%$.

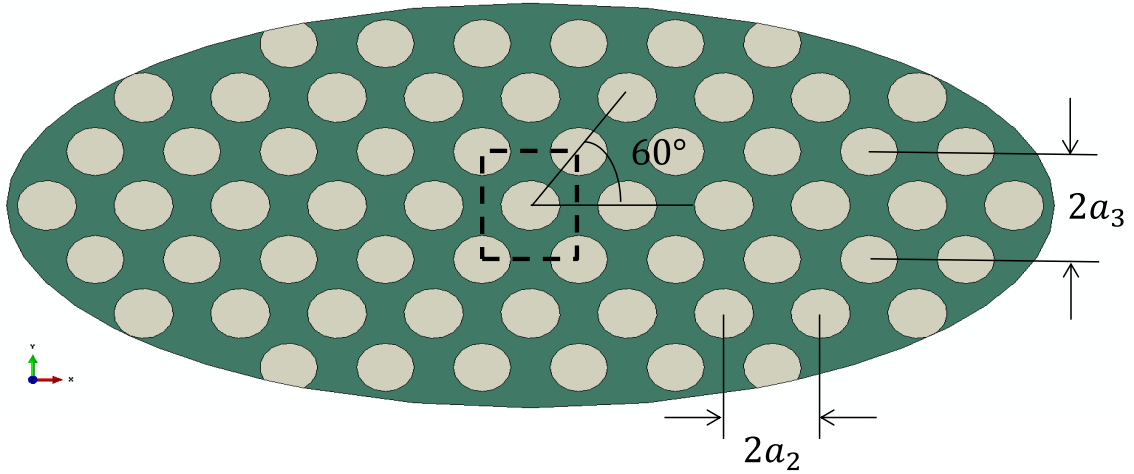


Figure II- 26 : Section transversale de la mèche.

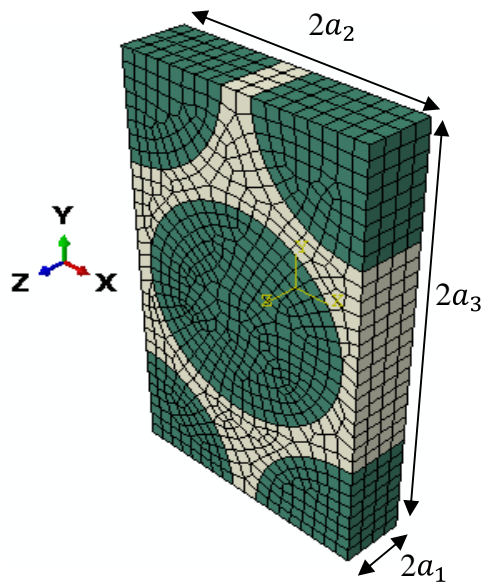


Figure II- 27 : Élément de volume représentatif (VER)

Les dimensions a_2 et a_3 du VER, comme le montre la **Figure II- 26** et la **Figure II- 27**, sont choisies pour obtenir un volume de fibre $V_f = 0.7$ avec une microstructure hexagonal. Le volume de la fibre et le volume total du VER sont :

$$v_f = 4a_1\pi\left(\frac{d_f}{2}\right)^2 \quad ; \quad v_t = 2a_12a_22a_3$$

Le rapport entre les deux est la fraction volumique.

$$V_f = \pi \frac{(d_f/2)^2}{2a_2a_3} = 0.7$$

De plus, la relation entre a_2 et a_3 est établie par le modèle de réseau hexagonal.

$$a_3 = a_2 \tan(60^\circ)$$

Ces deux relations donnent a_2 et a_3 , tandis que la dimension a_1 peut être choisie arbitrairement.

Dans ce cas, les dimensions du VER sont :

$$a_1 = a_2/4 = 1.91 \mu m ; a_2 = 7.66 \mu m \text{ et } a_3 = 13.267 \mu m$$

Les résultats d'homogénéisation microscopique obtenus sont consignés dans le **Tableau II- 6**. Ils sont également comparés au résultats calculer analytiquement en utilisant les formules proposées par Chamis[38].

Tableau II- 6 : Propriétés effectives des mèches (fraction volumique des fibres $V_f = 70\%$)

Propriétés élastiques	RVE Hexagonal MEF	Chamis[38]
E_1 (GPa)	51.93	51.45
$E_2 = E_3$ (GPa)	17.83	17.15
G_{23} (GPa)	6.948	--
$G_{12} = G_{13}$ (GPa)	6.337	6.38
ν_{23}	0.387	0.3440
$\nu_{13} = \nu_{12}$	0.2469	0.254

On note que les valeurs issues du calcul numérique et les valeurs calculées analytiquement en utilisant les formules proposées par Chamis [38] ont globalement les mêmes ordres de grandeurs. Le module d'Young prédit est légèrement inférieur à ceux obtenus analytiquement avec un écart relatif de 0.9%. Le module de cisaillement et le coefficient de Poisson sont également inférieurs aux résultats analytiques dans une marge de moins 0.7%.

II.B.2.3 Prédiction des propriétés effectives du composite NCF : homogénéisation à l'échelle mésoscopique

Deux logiciels de calcul sont utilisés pour générer, mailler et calculer le comportement élastique du VER NCF à l'échelle mésoscopique. La géométrie du VER a été définie grâce aux mesures réalisées à l'aide du logiciel ImageJ sur des clichés prises au MEB (*voir section 2.2*). La génération des VERs est réalisée grâce au logiciel TexGen. Il s'agit d'un logiciel libre développé à l'Université de Nottingham[111], un script PYTHON est utilisé pour la génération des mèches orthogonales et des fils de maintien. Le modèle est ensuite exporté au format input d'ABAQUS pour calculer les propriétés effectives du composite. La **Figure II- 28** récapitule la chaîne de calcul adoptée. La contribution de chaque logiciel est rappelée ainsi que l'étape dans laquelle ils interviennent.

:m

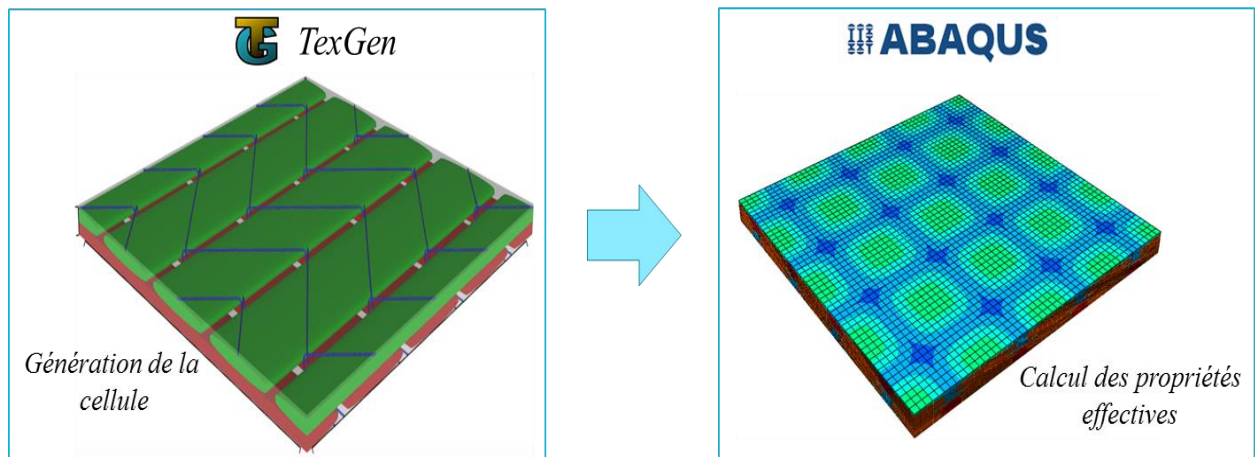


Figure II- 28 : Récapitulatif de la chaîne de génération et de calcul

Pour établir un modèle simplifié à l'échelle mésoscopique pour les NCFs, les hypothèses suivantes ont été considérées :

- Le fil fin de polyester a été exclu de l'analyse parce qu'il a presque les mêmes contributions de rigidité que la matrice.
- Les perturbations causées par le fil de couture sont aussi exclues de l'analyse, et les deux mèches orthogonales sont considérées identiques.

➤ Maillages des cellules

La génération d'un modèle EF d'une cellule unitaire d'un composite à renfort tissé ou non-tissé (NCF) est compliquée à cause de la structure complexe des poches de résine entre les mèches. De petits espaces ou contacts entre les mèches entraînent souvent une dégénérescence inacceptable des mailles[112]. Ce problème est souvent résolu en construisant une cellule unitaire d'une manière artificielle, par exemple en éliminant le contact entre les mèches en introduisant un espace entre eux

[113] ou en définissant une zone de contacts entre les mèches d'une manière qui ne conduira pas à des éléments dégénérés dans les régions voisines. Une autre stratégie pour résoudre ce problème est d'utiliser une technique de maillage voxel.

Un maillage voxel est constitué d'éléments rectangulaires cubiques (des éléments C3D8 ont été utilisés pour tous les modèles), et les attributs des éléments sont définis par ceux présents au centre du voxel. La qualité du maillage voxel est connue a priori et le maillage peut être généré pour n'importe quelle géométrie sans modification artificielle de la géométrie du textile. D'autre part, le maillage voxel crée une interface artificielle entre la mèche et la matrice. Soit le maillage voxel peut être raffiné localement [114], soit un algorithme de lissage peut être utilisé pour améliorer la surface de l'interface. La résolution (nombre d'éléments) d'un maillage voxel, qui doit être élevée afin d'obtenir une représentation de bonne qualité de la géométrie du textile, est limitée par les coûts de calcul.

Une étude de convergence de la taille du VER et du maillage a été réalisée. Trois paramètres E_{11} , G_{12} et G_{23} ont été choisis pour étudier la convergence, comme le montre la **Figure II- 29**.

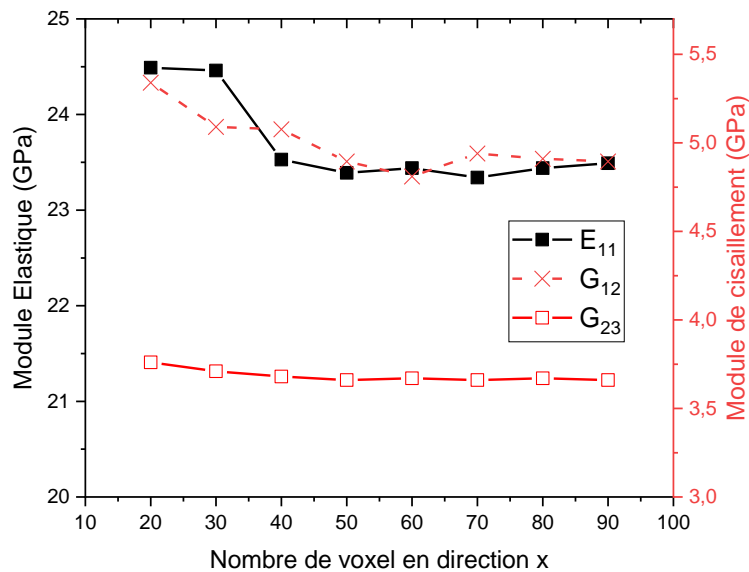
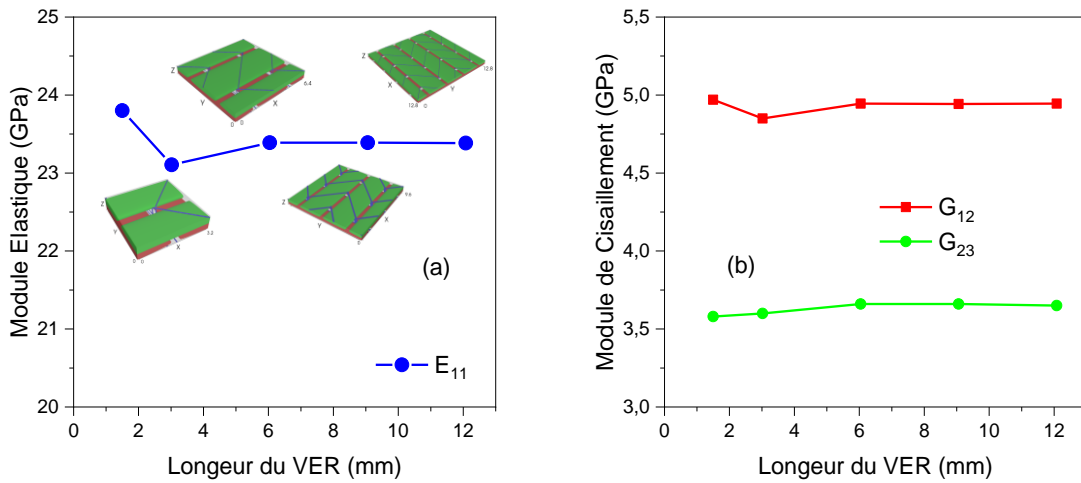


Figure II- 29 : Etude de la convergence de la taille du VER

La **Figure II- 29** montre la réponse des différentes tailles et du nombre de voxels pour les VERs. Une taille de RVE de $6.4 \times 6.4 \times 0.6 \text{ mm}^3$ a été choisie et maillée en utilisant $50 \times 50 \times 20$ voxels pour un composite NCF, ce qui conduit à des temps de calcul raisonnables. Les propriétés effectives prédites du composite NCF sont indiquées dans le **Tableau II- 7**.

II.B.3 Conclusion de la Partie B

Une comparaison des valeurs des propriétés linéaires élastiques du composite NCF prédites par homogénéisation numérique multi-échelle proposée et ceux calculer par la (CLT) sont présentés dans le **Tableau II- 7** et comparées aux valeurs mesurées expérimentalement (si possible) à titre de validation.

Tableau II- 7 : Propriétés mécaniques effectives, expérimentales et prédites, du composite NCF

Propriétés élastiques	EXP	CLT	FEM
$E_1 = E_2$ (GPa)	23,1	23.06	23,39
E_3 (GPa)	--	--	11,3
G_{12} (GPa)	5,768	3.693	4,96
$G_{13} = G_{23}$ (GPa)	3.337	--	3,65
ν_{12}	0.14	0.13	0,141
$\nu_{13} = \nu_{23}$	--	--	0,38

Il a été observé que toutes les méthodes sont capables de prédire les modules élastiques dans le plan E_{11} , E_{22} , G_{12} et ν_{12} . Puisque la géométrie des mèches est identique dans la direction 0° et 90° et que les fibres sont orientées dans les deux directions dans le plan, elles ont le même module dans le plan $E_{11} = E_{22}$.

Les essais expérimentaux et les calculs menés à l'aide de la théorie classiques des stratifiés n'ont pas pu prédire le module d'élasticité hors plan du composite. Les valeurs du coefficient de Poisson et du module de cisaillement prédites à l'aide des analyses d'homogénéisations éléments finis et la (CLT), sont inférieures à celles déterminé expérimentalement.

Conclusion

Les composites stratifiés étudiés dans cette thèse sont réalisés à partir d'un renfort biaxial non tissé NCF, et ont été mis en œuvre par infusion sous vide.

Dans un premier temps, une analyse d'image 2D a permis une compréhension fine de l'hétérogénéité multi-échelle de la microstructure des composites NCF. Les variabilités qui constituent cet état multi-échelle de la microstructure sont identifiées comme étant : la fraction volumique globale, la morphologie des mèches, la fraction volumique des fibres dans la mèche, la taille des fibres et la distance entre les mèches (zone riche en résine). Ensuite, les essais mécaniques expérimentaux sont représentés. L'essai d'impact est l'un des points particulièrement importants de ce travail, la tour de chute à poids tombant a été instrumentée avec des caméras rapides pour obtenir un maximum d'informations afin d'analyser finement le comportement à l'impact des matériaux.

Dans une seconde partie, ce chapitre a permis d'identifier les propriétés élastiques du matériau étudié ainsi que les contraintes à la rupture à l'aide de divers essais mécaniques. La rigidité du composite NCF a été analysée à l'aide de méthodes approximatives présentant différents niveaux de complexité : a) en éliminant la structure du faisceau dans une couche, en remplaçant le composite NCF par un stratifié et en utilisant la théorie classique des stratifiés (CLT) ; b) en effectuant une homogénéisation multi-échelle sur les deux échelles de longueurs : à l'échelle microscopique pour déterminer le comportement élastique des mèches et à l'échelle mésoscopique pour déterminer le comportement effectif du composite NCF.

**Chapitre III : Évaluation par éléments finis des critères
de rupture et des méthodes d'évolution des
dommages pour les composites stratifiés soumis à un
essai de flexion dynamique à faible vitesse.**

III.1. Introduction

Alors que les matériaux composites sont de plus en plus utilisés, l'effet des impacts de corps étrangers est une source constante de préoccupation. De tels impacts peuvent être raisonnablement attendus pendant la durée de vie de la structure et peuvent entraîner des dommages internes qui sont souvent difficiles à détecter et peuvent causer de sévères réductions de la résistance et de la stabilité de la structure. Parmi les techniques numériques bien développées, le modèle d'endommagement progressif (PDM) est devenu le schéma de simulation le plus populaire qui prend en compte la détection initiale des dommages et la dégradation ultérieure de la rigidité. Cependant, les effets des différents critères de rupture et des lois d'accumulation des dommages sur la prédiction de l'impact à faible vitesse pour les matériaux composites n'ont pas encore été systématiquement étudiés et doivent être approfondis.

Différents critères de ruptures et modèles d'évolution de dommages, issus de la littérature récente, sont comparés sur une simulation d'un essai d'impact. Il s'agit de comparer les critères les plus courants en termes de leur capacité à reproduire la réponse mécanique expérimentale et les modes d'endommagement observés au cours de l'impact.

La démarche comprend deux phases : Tout d'abord, le critère de la contrainte maximale, de Chang-Chang [55], Hashin [59] et Puck [126], combinés à une méthode d'évolution de dommage linéaire basées sur le déplacement équivalent, sont implémentés via la routine VUMAT sous ABAQUS/Explicit. Les résultats de la simulation sont comparés aux résultats expérimentaux en termes de variation de la réponse mécanique globale représentée par les courbes force-temps, énergie-temps et les évolutions locales de l'état d'endommagement au cours de l'impact. La seconde phase offre une compréhension de l'effet de la loi d'endommagement sur les résultats de la modélisation. Pour cela trois lois d'évolution de dommage, combinées au même critère de rupture (Hashin), sont comparées sur leur capacité à décrire la perte de rigidité et le comportement de relaxation post-dommage du composite lors d'un essai d'impact.

Cette comparaison autorise une compréhension approfondie du couplage critère de rupture/loi de dommage et des spécificités de chacune sur la réponse globale.

Ces travaux ont mené à la rédaction de l'article suivant, intitulé « ***Finite element assessment of failure criteria and damage evolution methods for Non-Crimp Fabric laminated composite under low-velocity dynamic bending test*** » en cours de soumission.

III.2. Article: Finite element assessment of failure criteria and damage evolution methods for Non-Crimp Fabric laminated composite under low-velocity dynamic bending test

Ahmed Boukar^{1,3}, **Stephane Corn**¹, **Pierre Slangen**², **Patrick Ienny**¹

1 : LMGC, IMT Mines Alès, Univ Montpellier, CNRS, Alès, France

e-mail : ahmed.boukar@mines-ales.fr patrick.ienny@mines-ales.fr stephane.corn@mines-ales.fr

2: EuroMov Digital Health in Motion, Univ Montpellier, IMT Mines Alès, Alès, France 30100

e-mail : pierre.slangen@mines-ales.fr

3 : Ecole Supérieure Polytechnique, BP 4303 Nouakchott, Mauritanie

ABSTRACT

Usual failure criteria and damage evolution methods for the fiber-reinforced laminate composite are subjected to critical scrutiny on their applicability to the finite element modelling of the composite subjected to low-velocity impact. In the study herein, the capabilities of various failure criteria and damage evolution methods to model the dynamic failure of a non-crimp fabric laminate composite subjected to low-velocity impact are evaluated. Implemented by the user-subroutine VUMAT in ABAQUS, different progressive damage models are used to predict damage initiation and evolution in a biaxial glass fiber-reinforced laminate composite. Cohesive zone models are employed to capture the inter-laminar delamination. Therefore, in order to choose an appropriate failure criterion for the finite element model, Hashin, maximum stress, Chang-Chang and Puck failures criteria, combined with different damage variables are compared in terms of their ability to corroborate the experimental mechanical response and the failure modes observed in these materials.

Keywords: Composite laminates, failure criteria, damage evolution, finite element analysis, impact behavior.

1. Introduction

Today, industrial structure lighting is subjected to costs considerations: the materials must all at once be lightweight, have good mechanical properties and their cost must remain low. Composite materials

reinforced organic matrix is good candidates. However, composite structures present a disadvantage due to their sensitivity to impact loads. In fact, even when impact does not lead to visible damage the impact energy dissipation may induce internal cracking, limiting the integrity of the structure [3][115].

In the industrial sectors, the certification of these structures is today essentially based on long and costly experimental test campaigns. Among the well-developed numerical techniques, the Continuum Damage model (CDM) has become the most popular simulation schema that accounts for initial damage detection and subsequent stiffness degradation[116]. This model has been investigated by many researchers in recent years and its application to impact damage modelling has shown to be very efficient[78], [79], [82], [98], [117]–[124]. However, the results of different failure criteria and damage evolution laws on low-velocity edge impact simulation for composite materials have not been consistently studied and need to be more explored.

A large number of failure criteria models for composite structures have been developed so far [56], [60], [125]–[130] but many uncertainties and controversies remain in predicting composites failure [6]. In 1950, Hill [3] introduced one of the first failure criteria models for totally anisotropic materials, which however had the disadvantage of requiring various parameters difficult to obtain experimentally. Over the next decade, Tsai [130] adjusted the Hill model to include the different tensile and compressive strengths of materials, known as the Tsai-Hill model, which is valid for orthotropic materials. Later, Tsai and Wu [5] proposed a more generalized failure model, in contrast to the Tsai-Hill model, which is valid for anisotropic materials, and not only for orthotropic materials. Hashin [60] proposed a set of fracture criteria for unidirectional composites (that is, transversely isotropic), separating the fracture of the fibers (longitudinal) and the matrix (transverse) in tension and compression. The criteria were developed based on stress tensor invariants (assuming that the longitudinal direction was always the main direction), which were then combined in a quadratic manner. Many other failure models for FRC materials have been proposed [61] and, in recent decades, more precise but much more complex rupture initiation models have also been developed, such as Puck [128] and Chang-Chang [56].

After damage has occurred (satisfaction of failure criteria), the damaged area of the composite becomes brittle and its load capacity gradually decreases due to the loss of local stiffness caused by crack propagation. To model the damage accumulation process, an appropriate damage evolution model needs to be defined. Therefore, the simulations of the damage accumulation process are mainly modelled using empirical and semi-empirical methods. In empirical methods, the stiffness is reduced using predefined constants. On the other hand, for semi-empirical methods, the damage variable is generally presented in terms of linear or exponential trends. Due to the implication of mechanical parameters, methods based on rupture energy, which is typical of the semi-empirical approach, are now widely used in literature to predict the progressive damage behavior of composite materials [29], [131], [132].

Therefore, the main objective of this present study is to compare the different failure criteria and damage evolution methods and to examine their applicability for modelling composite laminate subject to a three-point impact on edge. First, the maximum stress criteria, the Chang-Chang[56],

Hashin[60] and Puck[128] criteria, combined with linear degradation methods based on equivalent displacement, are implemented in the ABAQUS subroutine VUMAT and are compared with the experimental results. In addition, the effects of damage evolution methods on global mechanical response and local damage predictions for laminates are then discussed in detail. The analysis performed leads to several conclusions on the selection between these different failure criteria and damage evolution laws to predict the failure of laminate composite beams under the edge impact test.

2. Continuum damage model for non-crimp fabric laminate composite

The material tested in this study were manufactured using a polyester matrix, and a biaxial Non-crimp Fabric (NCF) glass fiber, stitched in $0^\circ/90^\circ$ directions. Laminate composites of 6 plies of glass fiber fabric were produced by resin infusion method in room temperature.

A schematic representation of the Non-Crimp Fabric reinforcement considered in the constitutive model is shown in **Figure III- 1**. The fiber directions are assumed to be orthogonal.

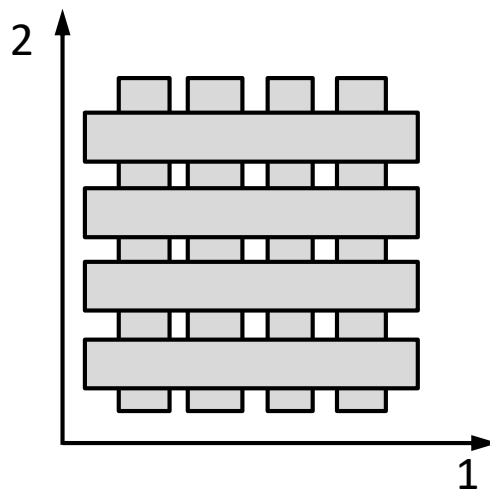


Figure III- 1 : Schematic representation of NCF laminates. Fibers are aligned with directions 1 and 2 of a local coordinate system.

The NCF laminate ply is modelled as a homogeneous orthotropic elastic material with the potential to sustain progressive stiffness degradation due to fiber/matrix cracking in tension and compression. The constitutive stress-strain relations are formulated in a local Cartesian coordinate system with base vectors aligned with the fiber directions, as shown in **Figure III- 1**.

2.1. Elastic stress-strain relations

It is assumed that the elastic stress-strain relations are given by orthotropic damage elasticity. Referred to a local coordinated system aligned with the fibre directions (**Figure III- 1**) the elastic relations are represented as:

$$\begin{pmatrix} \varepsilon_{11} \\ \varepsilon_{22} \\ \varepsilon_{33} \\ \varepsilon_{12} \\ \varepsilon_{23} \\ \varepsilon_{13} \end{pmatrix} = \begin{bmatrix} \frac{1}{d_1 E_{11}} & -\frac{\nu_{21}}{E_{22}} & -\frac{\nu_{31}}{E_{33}} & 0 & 0 & 0 \\ -\frac{\nu_{12}}{E_{11}} & \frac{1}{d_2 E_{22}} & -\frac{\nu_{32}}{E_{33}} & 0 & 0 & 0 \\ -\frac{\nu_{13}}{E_{11}} & -\frac{\nu_{23}}{E_{22}} & \frac{1}{E_{33}} & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & \frac{1}{d_1 d_2 2G_{12}} & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & \frac{1}{d_1 d_2 2G_{23}} & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & \frac{1}{d_1 d_2 2G_{13}} \end{bmatrix} \begin{pmatrix} \sigma_{11} \\ \sigma_{22} \\ \sigma_{33} \\ \sigma_{12} \\ \sigma_{23} \\ \sigma_{13} \end{pmatrix} \quad (\text{III- 1})$$

The damage variables d_1 and d_2 are associated with fibre fracture along the 1 and 2 directions respectively with:

$$d_1 = (1 - d_{1t})(1 - d_{1c})$$

$$d_2 = (1 - S_{mt}d_{2t})(1 - S_{mc}d_{2c})$$

Where d_{1t} , d_{1c} , d_{2t} and d_{2c} are the damage variables for fiber along the 1 and 2 directions for tensile and compressive loadings obtained using damage evolution methods. In addition, the coefficients S_{mt} and S_{mc} are introduced to eliminate element distortion due to shear stiffness degradation; their values are postulated as 0.9 and 0.5, respectively [129][118].

2.2. Damage initiation failure criteria

Many failure criteria have been proposed to predict the failure of fiber-reinforced composites. Early failure criteria did not consider actual failure mechanisms, while later phenomenological failure criteria considered how failure would occur as long as the stress reached its ultimate strength (i.e., maximum stress criteria), as shown in Equations (III-2)-(III-3). In Chang-Chang criteria, as shown in Equations (III-5)-(III-6), the model incorporates a description of the non-linear shear stress-strain relation. Equations (III-7)-(III-8) illustrate four failure modes of the Hashin criteria that are considered as the first three-dimensional stress states failure mechanisms. The micromechanical behavior was considered according to the Puck criteria, where the degree of fiber failure is not only related to stress state of the composite but also to the volume fraction of the fibers and matrices, as shown in Equation (III-9). For matrix fracture, Puck believed that matrix fracture occurred on the plane parallel to the fiber direction, while the fracture angle was used to describe the deviation of the fracture plane Equation (III-10).

In the following Equations (III-2)-(III-10), σ_{ij} ($i, j = 1, 2, 3$) are the Cauchy stresses tensor components calculated in material coordinates **Figure III- 1**, the tensile and compressive allowable strengths for

lamina are denoted by subscripts t and c , respectively. X_t, Y_t denote the allowable tensile strengths in longitudinal and transverse directions. Similarly, X_c, Y_c denote the allowable compressive strengths in the longitudinal and transverse direction. Further, S_{12}, S_{13} and S_{23} present the in-plane and out-of-plane shear strengths of laminate composite ply.

- **Maximum stress criterion**

Direction 1

$$r_{1t} = \left(\frac{\sigma_{11}}{X_t}\right)^2 (\sigma_{11} > 0), \quad r_{1c} = \left(\frac{\sigma_{11}}{X_c}\right)^2 (\sigma_{11} < 0) \quad (III- 2)$$

Direction 2

$$r_{2t} = \left(\frac{\sigma_{22}}{Y_t}\right)^2 (\sigma_{22} > 0), \quad r_{2c} = \left(\frac{\sigma_{22}}{Y_c}\right)^2 (\sigma_{22} < 0) \quad (III- 3)$$

- **Chang-Chang**

Unidirectional lamina exhibits a linear elastic response in longitudinal and transverse directions. The accumulated material damage leads to a nonlinear stress-strain response in-plane shear direction. Hahn and Tsai [133] proposed a relation Eq. (II- 1) to describe a nonlinear stress-strain relationship.

$$\gamma_{12} = G_{12}^{-1}\sigma_{12} + \alpha\sigma_{12}^3 \quad (III- 4)$$

Where σ_{12} , γ_{12} and G_{12} are in-plane shear stress, shear strain and initial shear modulus of the unidirectional lamina respectively. α is the nonlinearity coefficient, a parameter that determines the deviation of the stress-strain curve from a linear line and is obtained from curve-fitting on the experimental response on a unidirectional composite. **Figure III- 2** illustrates the in-plane shear experimental test data and the fitting curve. The best-fitted curve with experimental data gives the value of the coefficient α is equal to $1.18 \times 10^{-7} \text{ MPa}^{-3}$, hence is used for the following simulation.

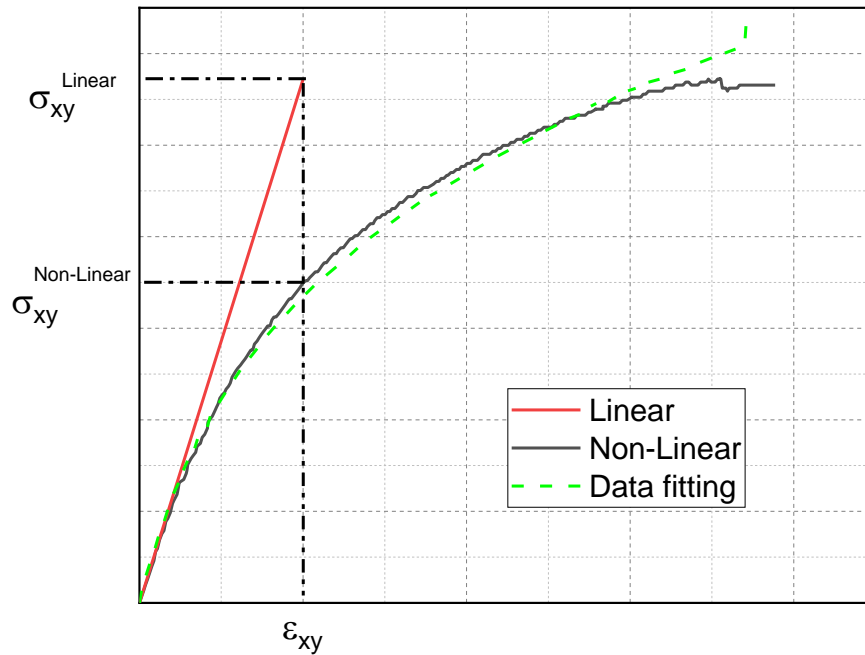


Figure III- 2 : Linear and nonlinear stress-strain curves

Direction 1

$$r_{1t} = \left(\frac{\sigma_{11}}{X^t}\right)^2 + \frac{2\sigma_{12}^2/G_{12} + 3\alpha\sigma_{12}^4}{2S_{12}^2/G_{12} + 3\alpha S_{12}^4} (\sigma_{11} > 0) \quad (III- 5)$$

$$r_{1c} = \left(\frac{\sigma_{11}}{X^c}\right)^2 + \frac{2\sigma_{12}^2/G_{12} + 3\alpha\sigma_{12}^4}{2S_{12}^2/G_{12} + 3\alpha S_{12}^4} (\sigma_{11} < 0)$$

Direction 2

$$r_{2t} = \left(\frac{\sigma_{22}}{Y^t}\right)^2 + \frac{2\sigma_{12}^2/G_{12} + 3\alpha\sigma_{12}^4}{2S_{12}^2/G_{12} + 3\alpha S_{12}^4} (\sigma_{22} > 0) \quad (III- 6)$$

$$r_{2c} = \left(\frac{\sigma_{22}}{Y^c}\right)^2 + \frac{2\sigma_{12}^2/G_{12} + 3\alpha\sigma_{12}^4}{2S_{12}^2/G_{12} + 3\alpha S_{12}^4} (\sigma_{22} < 0)$$

• Hashin

Direction 1

$$r_{1t} = \left(\frac{\sigma_{11}}{X^t}\right)^2 + \frac{\sigma_{12}^2}{S_{12}^2} + \frac{\sigma_{13}^2}{S_{13}^2} (\sigma_{11} > 0) \quad (III- 7)$$

$$r_{1c} = \left(\frac{\sigma_{11}}{X^c}\right)^2 (\sigma_{11} < 0)$$

Direction 2

$$r_{2t} = \left(\frac{\sigma_{22} + \sigma_{33}}{Y^t} \right)^2 + \frac{\sigma_{23}^2 - \sigma_{22}\sigma_{33}}{S_{23}^2} + \frac{\sigma_{12}^2}{S_{12}^2} + \frac{\sigma_{13}^2}{S_{13}^2} \quad (III- 8)$$

$$r_{2c} = \left(\left(\frac{Y^c}{2S_{23}} \right)^2 - 1 \right) \left(\frac{\sigma_{22} + \sigma_{33}}{Y^c} \right) + \left(\frac{\sigma_{22} + \sigma_{33}}{2S_{23}} \right)^2 + \frac{\sigma_{23}^2 - \sigma_{22}\sigma_{33}}{S_{23}^2} + \frac{\sigma_{12}^2}{S_{12}^2} + \frac{\sigma_{13}^2}{S_{13}^2}$$

- **Puck**

Direction 1

$$r_{1t} = \frac{1}{X^t} \left(\sigma_{11} - (v_{12} - v_{f12} \frac{E_1}{E_{f1}} m_{f\sigma}) \sigma_{22} \right) (\sigma_{11} > 0) \quad (III- 9)$$

$$r_{1c} = \frac{1}{X^c} \left(\sigma_{11} - (v_{12} - v_{f12} \frac{E_1}{E_{f1}} m_{f\sigma}) \sigma_{22} \right) (\sigma_{11} < 0)$$

Direction 2

$$r_{2t} = \left(\frac{\sigma_{nn}}{Y^t} \right)^2 + \left(\frac{\sigma_{nt}}{S_{23}^A} \right)^2 + \left(\frac{\sigma_{nl}}{S_{12}} \right)^2 (\sigma_{nn} > 0) \quad (III- 10)$$

$$r_{2c} = \left(\frac{\sigma_{nt}}{S_{23}^A - \mu_{nt}\sigma_{nn}} \right)^2 + \left(\frac{\sigma_{nl}}{S_{12} - \mu_{nl}\sigma_{nn}} \right)^2 (\sigma_{nn} > 0)$$

In Equation (III-9), $m_{f\sigma}$ is the stress magnification factor ($m_{f\sigma} = 1.2$) [134], v_{f12} is fibre Poisson ratio ($v_{f12} = 0.2$), and E_{f1} is the Young modulus of the fiber ($E_{f1}=72$ GPa). σ_{nn} , σ_{nl} and σ_{nt} are stresses along the normal, longitudinal shear and transverse shear directions of the fracture plane, respectively, as calculated using Eq.(III-11) and θ is the fracture angle, which is approximately 53° for a unidirectional composite under uniaxial transverse compressive load as found by Donadon et al.[26]. In addition, S_{23}^A is the transverse shear strength in the fracture plane; μ_{nt} and μ_{nl} , which are friction coefficients based on Mohr-Coloumb failure theory, are calculated using Eq.(III-11).

$$\begin{aligned} \sigma_{nn} &= \sigma_{22}\cos^2\theta + \sigma_{33}\sin^2\theta + 2\sigma_{23}\cos\theta\sin\theta \\ \sigma_{nl} &= \sigma_{12}\cos\theta + \sigma_{13}\sin\theta \\ \sigma_{nt} &= -\sigma_{22}\cos\theta\sin\theta + \sigma_{33}\cos\theta\sin\theta + 2\sigma_{23}(2\cos^2\theta - 1) \end{aligned} \quad (III- 11)$$

$$\mu_{nl} = \tan(2\theta - 90^\circ), \quad \frac{\mu_{nt}}{S_{23}^A} = \frac{\mu_{nl}}{S_{12}}, \quad S_{23}^A = \frac{Y^c}{2} \left(\frac{1 - \sin\varphi}{\cos\varphi} \right),$$

$$\varphi = 2\theta - 90^\circ$$

2.3. Damage evolution methods

Additionally, an appropriate damage evolution model needs to be defined to describe the loss of stiffness after damage initiation (where failure criteria are satisfied). To simulate the process of damage accumulation, several researchers used a predefined constant for the stiffness degradation rule. Obviously, this approach is not applicable for a wide range of situations due to the involvement of mechanical parameters. An exponential damage evolution law is widely used to control the loss of stiffness and damage surface growth for each failure mode [80], [124], [135]. The equivalent displacement and stress method in the damage evolution model is now widely employed to predict progressive damage behavior of composite materials [9,30]. In this study, three different damage evolution models are used to describe the loss of stiffness after damage initiation.

The linear degradation based on equivalent displacement method and fracture energy is written as:

$$d_I = \frac{\delta_{I,eq}^f (\delta_{I,eq} - \delta_{I,eq}^0)}{\delta_{I,eq} (\delta_{I,eq}^f - \delta_{I,eq}^0)} \quad (d_I \in [0,1], I = ft, fc, mt, mc) \quad (III- 12)$$

where $\delta_{I,eq}^0$ is the equivalent displacement for damage initiation; $\delta_{I,eq}^f$ is the equivalent displacement at final failure. The can be computed as follows:

$$\delta_{I,eq}^0 = \frac{\delta_{I,eq}}{\sqrt{r_I}} \quad (III- 13)$$

$$\delta_{I,eq}^f = \frac{2G_I}{\sigma_{I,eq}^0} ; \quad \sigma_{I,eq}^0 = \frac{\sigma_{I,eq}}{\sqrt{r_I}} \quad (III- 14)$$

where r_I is the value of damage initiation criteria; $\sigma_{I,eq}$ and $\delta_{I,eq}$ are the equivalent stress and equivalent displacement for different failure modes are listed in **Table III- 1**, where the symbol $\langle \rangle$ represents the Macaulay operator $\langle x \rangle = (x + |x|)/2$.

Table III- 1 : Equivalent displacement and stress of each failure mode

Failure modes	Equivalent displacement	Equivalent stress
Tension in direction 1 ($\sigma_{11} \geq 0$)	$\delta_{1t,eq} = l_c \sqrt{\langle \varepsilon_{11} \rangle^2 + \varepsilon_{12}^2 + \varepsilon_{13}^2}$	$\sigma_{1t,eq} = l_c [\langle \sigma_{11} \rangle \langle \varepsilon_{11} \rangle + \varepsilon_{12} \sigma_{12} + \varepsilon_{13} \sigma_{13}] / \delta_{1t,eq}$
Compression in direction 1 ($\sigma_{11} \leq 0$)	$\delta_{1c,eq} = l_c \langle -\varepsilon_{11} \rangle$	$\sigma_{1c,eq} = l_c [\langle -\sigma_{11} \rangle \langle -\varepsilon_{11} \rangle] / \delta_{1c,eq}$
Tension in direction 2 ($\sigma_{22} \geq 0$)	$\delta_{2t,eq} = l_c \sqrt{\langle \varepsilon_{22} \rangle^2 + \varepsilon_{12}^2 + \varepsilon_{23}^2}$	$\sigma_{2t,eq} = l_c [\langle \sigma_{22} \rangle \langle \varepsilon_{22} \rangle + \varepsilon_{12} \sigma_{12} + \varepsilon_{23} \sigma_{23}] / \delta_{2t,eq}$
Compression in direction 2 ($\sigma_{22} \leq 0$)	$\delta_{2c,eq} = l_c \sqrt{\langle -\varepsilon_{22} \rangle^2 + \varepsilon_{12}^2 + \varepsilon_{23}^2}$	$\sigma_{2c,eq} = l_c [\langle -\sigma_{22} \rangle \langle -\varepsilon_{22} \rangle + \varepsilon_{12} \sigma_{12} + \varepsilon_{23} \sigma_{23}] / \delta_{2c,eq}$

To describe the loss of stiffness, the post-damage softening behavior of the composite can be predicted by an exponential function **Figure III- 3**, that referred only to the properties of the composites and the characteristic length of the element:

$$d_{1I} = 1 - \frac{1}{r_{1I}} \exp\left(\frac{(X^I)^2(1-r_{1I})l_C}{C_{11}G_{1I}}\right)$$

$$d_{2I} = 1 - \frac{1}{r_{2I}} \exp\left(\frac{(Y^I)^2(1-r_{2I})l_C}{C_{22}G_{2I}}\right)$$

(III- 15)

(d_{1I} and $d_{2I} \in [0,1]$, $I = t, c$)

The evolution of the damage variables are a function of the damage thresholds and the fracture energy per unit area under uniaxial tensile/compression loading. Where, X^I and Y^I are the tensile/compressive strength in longitudinal and transverse direction; G_{1I} and G_{2I} are fracture energy in tension/compression in fiber direction (1 and 2), respectively. r_{1I} and r_{2I} are tension/compression failure criteria in fiber direction (1 and 2), respectively, and l_C is the characteristic length of the element. The use of the fracture energy-based damage evolution law and the introduction of the characteristic element length l_C in the damage evolution law help to minimize the mesh sensitivity of the numerical results.

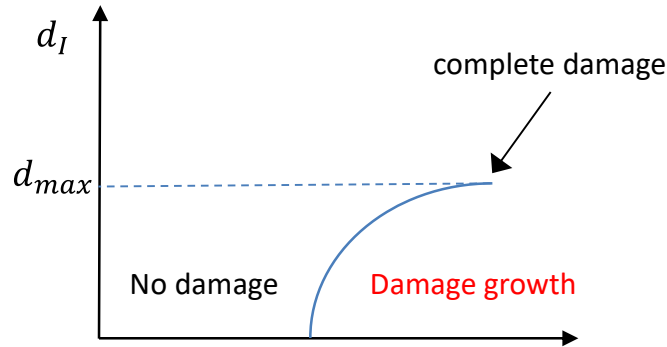


Figure III- 3 : Progressive damage evolution variables

The sudden drop damage variable is written as:

$$d_I = 0 \quad (r_I < 1)$$

$$d_I = 1 \quad (r_I > 1)$$

(III- 16)

$I = 1t, 1c, 2t, 2c$

In this case we did not take into account the progressive damage (softening), and the failure is assumed to be brittle **Figure III- 4**.

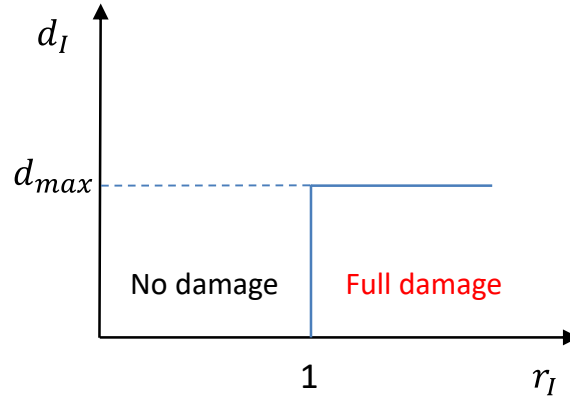


Figure III- 4 : Binary damage variable

2.4. Interlaminar damage model

The built-in cohesive element based on a bilinear traction–separation relationship is employed to simulate the interface separation. Both the quadratic failure criterion and the Benzeggagh and Kenane (B-K) criterion [34], which is governed by mixed-mode fracture energy laws, are used to predict the initiation and propagation of delamination damage, as expressed in Equations (III-17) and (III-18), respectively.

$$\left(\frac{\langle t_n \rangle}{N}\right)^2 + \left(\frac{\langle t_s \rangle}{S}\right)^2 + \left(\frac{\langle t_t \rangle}{T}\right)^2 = 1 \quad (III- 17)$$

Where t_n , t_s and t_t are the normal tension, interfacial and tangential tension normal and shear tractions; N , S and T denote the interface normal, interfacial and tangential strength.

$$G^c = G_n^c + (G_s^c - G_n^c) \left(\frac{G_s}{G_T}\right)^\eta \quad (III- 18)$$

with G^c , G_s^c and G_n^c are the total, shear and normal critical fracture energy respectively; G_s is the dissipated energy in the out-of-plane direction; G_T is the total dissipated energy in all three directions; η is the relevant material coefficient in the B-K formula set as 1.45 selected from Ref.[136].

3. Finite element model

The laminate was manufactured by vacuum infusion of the resin into the stacked NCF reinforcement with a 0/90 orthogonal orientation and a geometry size of 80 X 10 x 3 mm is adopted for the numerical and experimental analysis. Detailed materials properties for this NCF composite are taken from a

previous work Boukar et al.[118] and are listed in **Table III- 2**. the Instron CEAST 9340 drop-weight testing machine, instrumented to register the load exerted by the impactor, was used to perform bending tests in edgewise configuration using a three-point bending setup. An impactor of 3.14 kg of mass and Charpy nose was used, as can be seen in **Figure III- 5**.

Specimen were tested in edgewise configuration (the applied load direction is parallel to the laminate) at 2.9 m/s velocity, corresponding to 13.2 J impact energy.

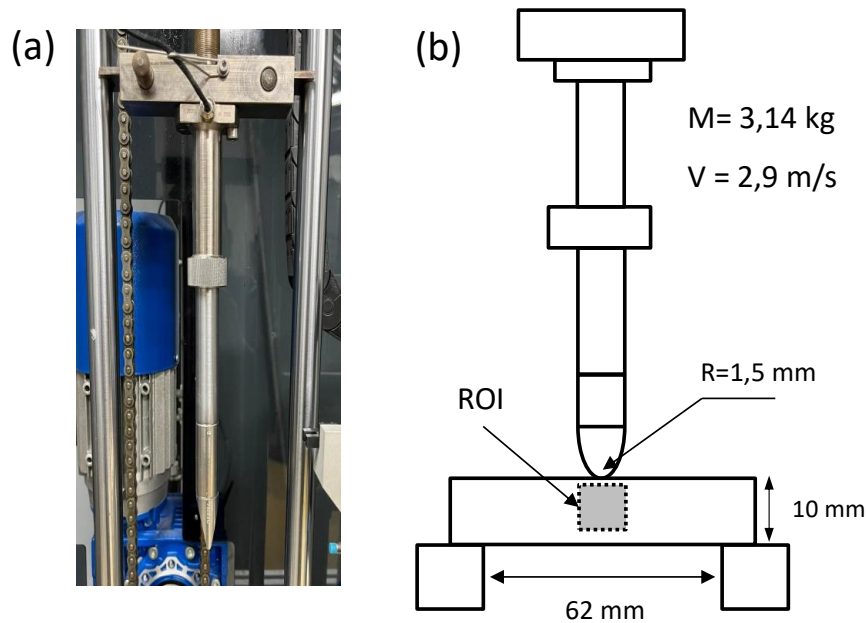


Figure III- 5 : Impactor models: (a) Experimental drop-weight impactor; (b) drop-weight tower impactor model and specimen configuration.

High speed image acquisition was triggered by the drop-weight machine allowing tracking the crack propagation and rupturing during time. The sample surface under investigation is centered on the impactor and captured up to 83000 frame/s thanks to Phantom V2512 (Vision research, USA) with 680×400 pixels reduced resolution [118].

Various progressive damage models described in sections 2.2 and 2.3 used to predict damage initiation and evolution are implemented by the user subroutine VUMAT integrated into ABAQUS/Explicit. In the proposed model, each ply is assumed to be homogeneous orthotropic linear elastic material and is meshed in ABAQUS/Explicit using C3D8R, an eight-node linear brick, reduced Integration element. In addition, a bilinear cohesive contact model with quadratic stress failure criteria in ABAQUS is employed between each composite ply with a zero thickness to capture the onset and progression of inter-laminar delamination. The contact area between the specimen and the impactor has meshed with 0.25 mm maximum edge length elements which are equal to a single element per lamina in the thickness direction (**Figure III- 6**). A coarse mesh is considered in other regions of the finite element model to reduce the computational effort, and the steel impactor is considered as a discrete rigid body meshed with R3D4 (four-node 3D bilinear rigid quadrilateral) elements.

During the numerical simulation, the element is deleted when the damage variable along both fiber directions reaches a maximum specified value ($d_1 = d_2 = d_{max} = 1$). It also means that the debris is not kept and taken into account in this model, because the crushed and broken elements are removed and eliminated.

Table III- 2 : Material properties for NCF laminate composite.

Property	Value
Density (kg/m^3)	1538
Elastic properties	
$E_1 = E_2$ (GPa)	23.010 ± 0.3
E_3 (GPa)	11.380
G_{12} (GPa)	5.768 ± 0.6
$G_{13} = G_{23}$ (GPa)	3.680
ν_{12}	0.14
$\nu_{13} = \nu_{23}$	0.38
Strength	
$\sigma_{1t} = \sigma_{2t}$ (MPa)	450
$\sigma_{1c} = \sigma_{2c}$ (MPa)	280 (260-360)
S_{12} (MPa)	119
$S_{13} = S_{23}$ (MPa)	119
Intra-laminar fracture energies	
$G_f^{1+} = G_f^{2+}$ (N/mm)	45 (45-70)
$G_f^{1-} = G_f^{2-}$ (N/mm)	39 (39 – 50)
Interface properties	
$N = S = T$ (MPa)	85 (62-100)
G_I^c (N/mm)	0.306 (0.2 – 0.519)
$G_{II}^c = G_{III}^c$ (N/mm)	0.632 (0.632 – 2.416)

Note: Properties were obtained from Ref. [118].

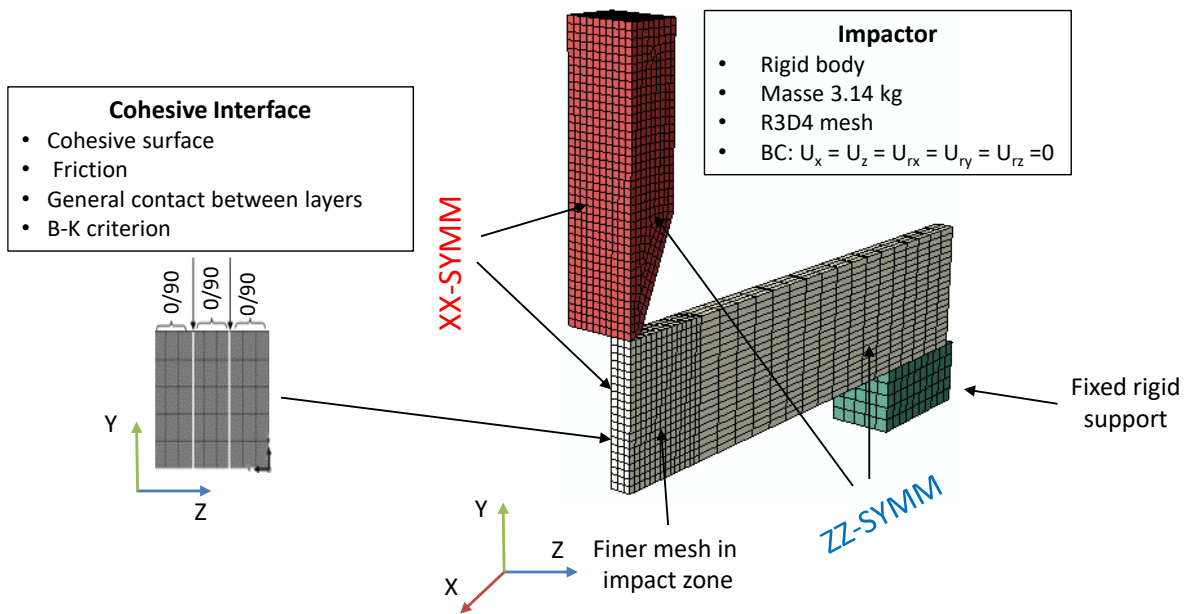


Figure III- 6 : One-fourth of the finite element model for three-point low-velocity impact analysis

4. Results and discussion

As it can be seen at time of 0.65ms after impact, there is localized damage at the top side of the specimen beneath the point of impact in high compressive impact zone probably due to fiber breakage of the 0° yarns, indicating that compression failure criteria in direction x was the failure mode responsible for the load drop just after the peak load. The main cracks begin to propagate mainly along the 90° yarn direction until linking up with the pull- out of the fiber's procedure by the tensile stress. In **Figure III- 7**, we compare the numerical and experimental results.

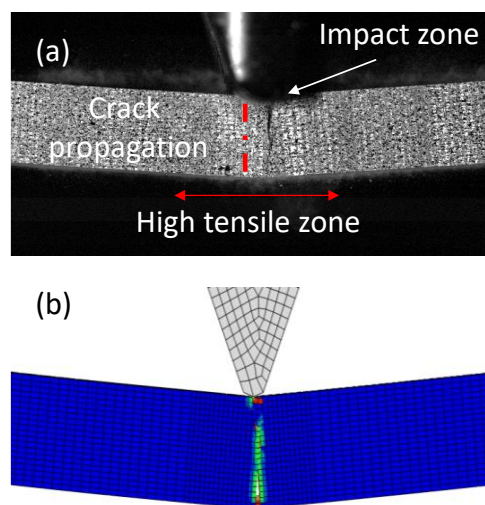


Figure III- 7 : Comparison between high speed image acquisition during the experimental test and numerical simulation using Hashin criteria at the peak load. (a) Experimental test photograph and (b) numerical simulation picture.

4.1. The effect of failure criteria

To analyze the effect of different failure criteria on the global mechanical response and local damage of the composite specimen, the experimental results were obtained from a previous work Boukar et al.[118]. **Figure III- 8** exhibits force–time and energy–time curves obtained from the experiments and the numerical simulations. Little difference are found among the numerical results of models with different failure criteria. This suggests that all the studied failure criteria can adequately predict the global mechanical response of a laminate under the three-point bending impact test.

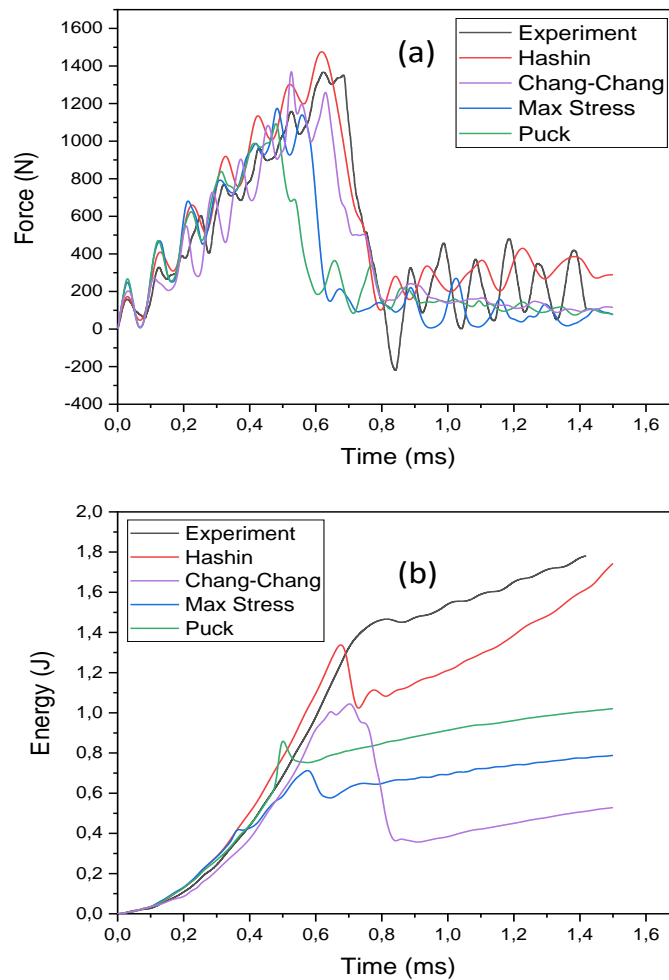


Figure III- 8 : Comparison of predicted global responses using models with different failure criteria and the same equivalent displacement damage evolution law: (a) force versus time (b) dissipated energy versus time

Table III- 3 summarizes the numerically predicted properties and their deviation from the test data. Considering the prediction of the maximum force, the Hashin criterion presents the highest value among the four criteria and the value is unquestionably the closest to the test data, while the Chang-Chang criterion is next. At the same time, the Puck criterion was the less able to predict the maximum impact force and impact time duration, followed by the Maximum stress criterion.

For contact time duration prediction, the Hashin criterion has almost the same contact duration as the experimental test and the Chang-Chang criterion has the lowest error (-16%), while the maximum stress criterion comes in second, with an error equal to (-23.2%). The Puck criterion has the worst prediction for both maximum force and contact duration.

In terms of dissipated energy, the numerical and experimental energy-time curves show approximately a good correlation before the load achieves the maximum value predicted by each failure criterion. The prediction using the Hashin criterion has a better correlation with the experimental value, followed by the Chang-Chang criterion. In addition, the maximum stress criterion and the Puck criterion provide relatively low values of dissipated energy (0.565 J and 0.629 J, respectively).

Overall, the predicted mechanical response errors for the finite element models with all failure criteria are consistent in terms of deviation. The model using the Hashin criterion is closed with the experimental value, in terms of peak force, impact duration and absorbed energy, and the Chang-Chang criterion is the next closest. The maximum stress criterion and Puck rank last.

Table III- 3 : *Experimental and numerical parameters reflecting the global response of the NCF laminate under impact test.*

	Peak force (N)	Contact duration (ms)	Dissipated energy (J)
Experimental	1366.75	0.625	1.067
Max-stress	1224.66	0.48	0.565
Chang-Chang	1559.43	0.525	0.671
Hashin	1501.03	0.63	1.19
Puck	1157.44	0.48	0.629

Figure III- 9 compares the four damage distributions associated with fiber fracture along 1 and 2 directions in tension and compression, at the front of the object surface. SDV1 and SDV3 denote the state variable corresponding to fiber failure in tension along 1 and 2 directions, respectively. SDV2 and SDV4 denote the state variable corresponding to fiber failure along 1 and 2 directions in compression. The region shown in red represents locations where elements failed completely, while blue represents undamaged elements.

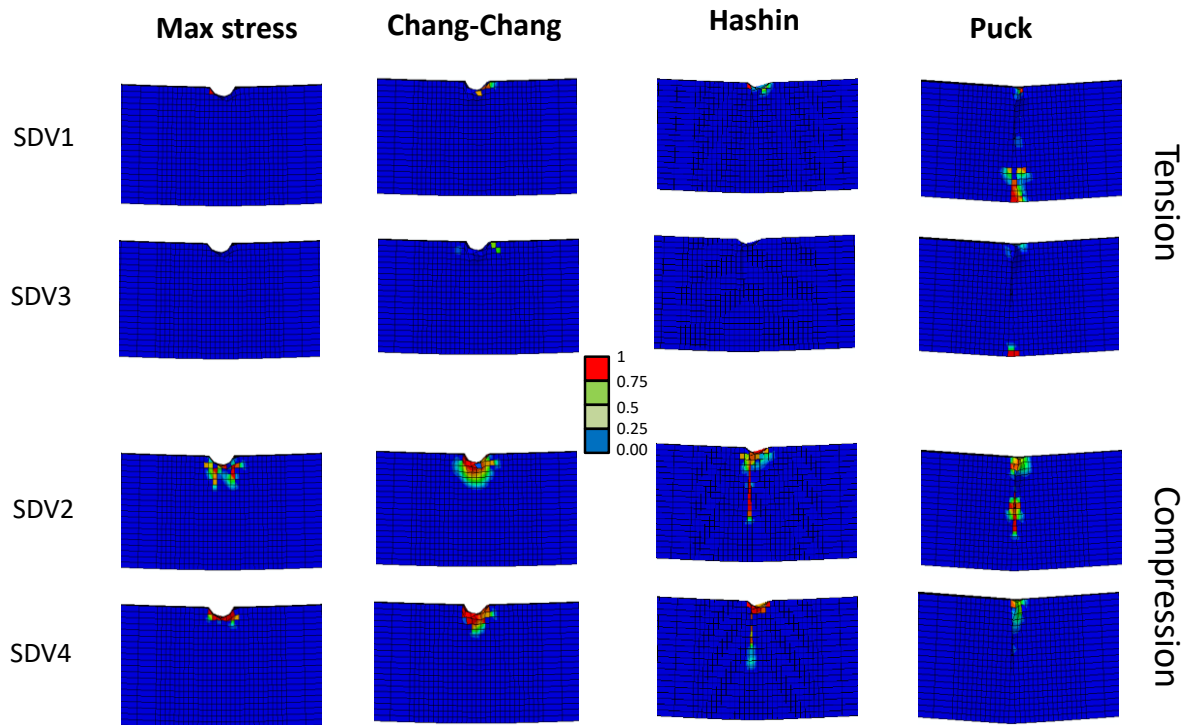


Figure III- 9 : Comparison of predicted damage distribution associated to fiber fracture with different failure criteria. (SDV1-SDV3) fiber tensile fracture along directions 1 and 2, and (SDV3-SDV4) fiber compression fracture along 1 and 2 directions.

The tensile damage shows the same propagation for all models, except for puck failure criteria, where the tensile damage variable occurs mostly in the bottom of the specimen (the highly stretched area), which is expected. The deviation of fiber compression damage prediction is more significant than of fiber tensile damage. For the majority of case, only the upper regions of the specimen near the impactor are identified with compression damage, except for models using Hashin and Puck criteria, where the compression damage propagates vertically along the impact direction, which correspond to failure in experimental test **Figure III- 7**.

4.2. The effect of damage evolution variables

A damage evolution model is a necessary element for modelling progressive damage behaviour in a composite structure. When the same failure criteria Hashin were introduced with different damage evolution variables in VUMAT, the numerical simulation results showed a clear difference. Compared to the use of exponential and linear damage variables, the sudden increase of the binary damage variables leads to sharp peaks and drops in **Figure III- 10** (blue) due to specimen cracking and element failure: both are shown in **Figure III- 11**. The use of linear damage variable shows better correlation to the experimental test data as compared to those of the exponential damage variable.

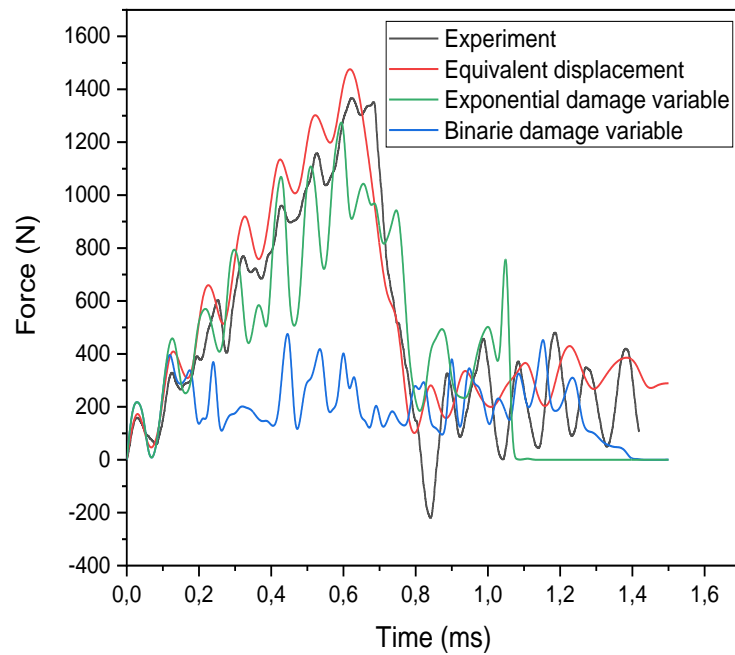


Figure III- 10 : Comparison of numerical predicted Force-time curve responses by Hashin criterion with different damage evolution methods

In contrast to the sudden increase of the binary damage variables, which are directly equal to 1 when the value of the failure criteria expression is bigger than 1, the exponential and the equivalent displacement damage variables go from zero to 1 gradually with the increasing value of the criterion expression. As elements within the model structurally fail, they were deleted, thus not contributing to the forces experienced by the impactor. For that, the impactor force goes to zero as soon as the blade's leading-edge ceases contact with the specimen.

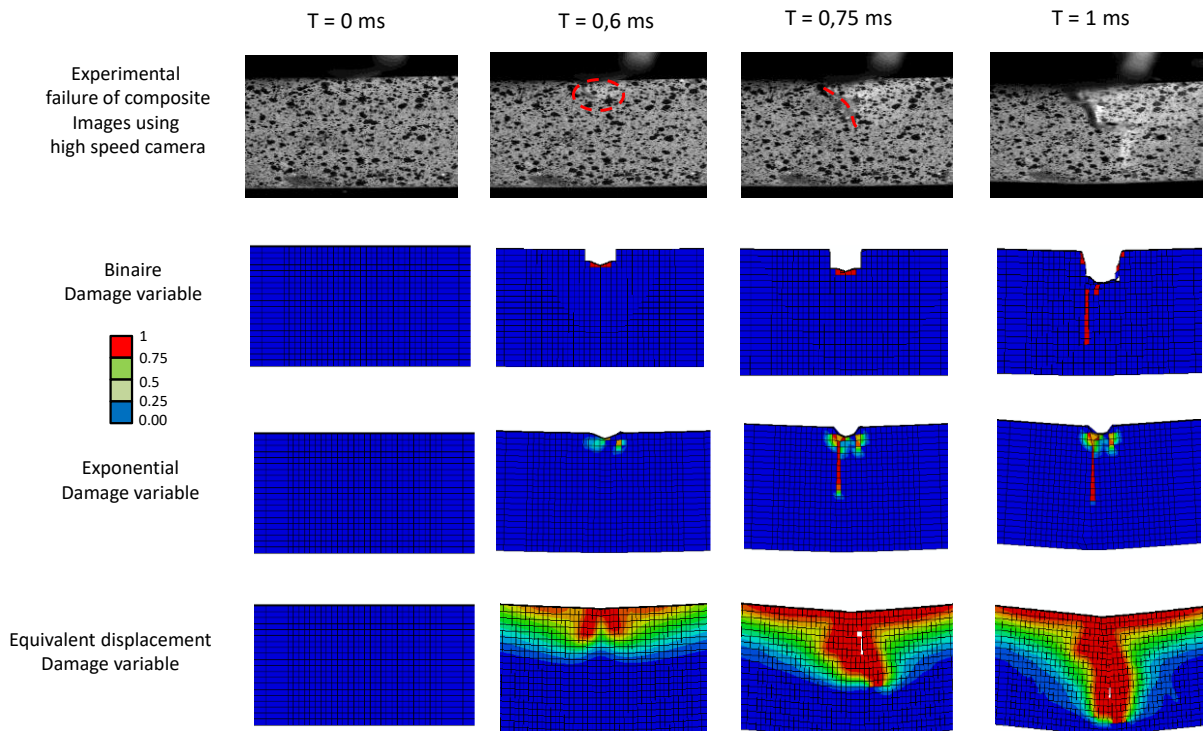


Figure III- 11 : Predicted damage failure evolution under impact test using different damage evolution laws compared with experimental failure.

5. Conclusions

To improve the accuracy and efficiency of the simulation of the bearing behavior of the composite impact test, the effects of failure criteria and damage evolution laws were studied in this work, and experimental test were carried out to compare numerical results. The variations of global mechanical response represented by the force-time and energy-time curves or local damage state evolutions are investigated in detail. The applicability of different failure criteria and damage accumulation methods for predicting the low-velocity impact damage of laminates is discussed.

When combined with the equivalent displacement damage variable, all selected failure criteria are adequate for predicting the global mechanical response. The Hashin criterion is the failure criteria that show less error in the prediction of peak force, impact contact time duration and energy dissipation. Evidently, as a consequence of controlling the stiffness degradation, the selection of damage evolution method has a more significant effect on the prediction of the global mechanical response than the failure criteria itself.

**Chapitre IV : Etude du comportement au choc de
composite NCF par analyse d'image et modélisation
par éléments finis**

IV.1. Introduction

Des matériaux composites structurels possédant de bonnes propriétés au choc sont nécessaires à la conception de pièces soumises à des collisions ou des chutes d'objets dans de nombreux secteurs industriels. C'est pourquoi cet article, intitulé "***Finite element modelling of low velocity impact test applied to biaxial glass fiber reinforced laminate composites***", paru dans la revue *International Journal of Impact Engineering*, volume 165, July 2022, 104218, a pour but de décrire le comportement dynamique des composites stratifiés NCF renforcés par des fibres de verres lors d'un essai d'impact faible vitesse par le biais d'une modélisation par éléments finis. Des investigations expérimentales par des essais d'impact réalisés à l'aide d'une machine d'essai instrumentée à poids tombant ont été menées sur des échantillons composites en flexion trois points afin d'évaluer leur résistance à l'impact. De plus, le dispositif expérimental a permis de visualiser en temps réel la progression de l'endommagement du composite stratifié impacté via une caméra haute vitesse Phantom V2512 permettant de capturer 83000 images par seconde. Les champs de déformation dynamiques ont été extraits par la méthode de corrélation d'images numériques (DIC). Sur la base des résultats expérimentaux, une étude numérique des échantillons impactés a été développée sous la forme d'une sous-routine utilisateur VUMAT intégrée à ABAQUS/Explicit afin de capturer précisément la rupture dynamique progressive du composite stratifié lors de l'essai d'impact. Dans le modèle proposé, l'endommagement et la rupture de chaque pli sont pris en compte par un comportement basé sur le modèle d'endommagement de Hashin 3D, et un modèle de zone cohésive est utilisé pour capturer l'apparition et la progression de la délamination inter-laminaire. Une bonne corrélation expérimentale-numérique a été obtenue pour la force maximale et les différents modes de rupture.

IV.2. Article: Finite element modelling of low velocity impact test applied to biaxial glass fiber reinforced laminate composites

Ahmed Boukar ^{1,3}, Stephane Corn ¹, Pierre Slangen ², Patrick Ienny ¹

1 : LMGC, IMT Mines Alès, Univ Montpellier, CNRS, Alès, France

2: Euromov Digital Health in Motion, Univ Montpellier, IMT Mines Alès, Alès, France 30100

e-mail : pierre.slangen@mines-ales.fr

3 : Ecole Supérieure Polytechnique, BP 4303 Nouakchott, Mauritanie

Corresponding author:

E-mail address: stephane.corn@mines-ales.fr (S. Corn)

Keywords: Composite laminate, impact test, Failure criteria, Damage, Finite element simulation

ABSTRACT

The aim of this paper is to describe the dynamic behavior of biaxial glass fiber reinforced laminate composites under low velocity impact test through finite element modelling. Experimental investigations by impact test performed using an instrumented drop weight testing machine were conducted on three-point bending composite samples in order to assess their impact damage resistance. Moreover, the experimental setup allowed the visualization of real-time damage progression of the impacted laminate composite via high-speed camera Phantom V2512 enabling to capture 83000 frames per second. Dynamic strain fields were extracted by Digital Image Correlation (DIC) method. Based on the experimental results, a numerical study of the impacted specimens was developed as a user subroutine VUMAT integrated to ABAQUS/Explicit in order to precisely capture the progressive dynamic failure of the laminate composite under impact test. In the proposed model, the damage and failure of each ply are accounted by a Hashin 3D damage-based behavior, and a cohesive zone model is employed to capture the onset and progression of inter-laminar delamination. A good experimental-numerical correlation was obtained for peak force and failure modes.

1. Introduction

Composite materials are being used increasingly in many industrial sectors, such as aerospace, aeronautics, defence, sports and buildings. The benefits of composites are related to their excellent mechanical strength and stiffness, considering their lightness. However, impact damages in service may severely reduce the strength and stability of the laminated composite structure. Even when impact does not lead to visible damage, the impact energy dissipation may induce internal cracking

networks, limiting the integrity of the structure[3][115]. Composite laminates present a brittle behavior and may be subject to internal damage in the form of matrix cracking, fiber fracture and interlaminar delamination when they are subjected to object impacts[137]. These internal damages may considerably reduce the capacity of the composite laminate to undergo additional loads [138]. In the literature, we can find several studies on the face-on impact of laminated composites[23], [79], [95], [98], [139]–[141]. Many researches have focused on the response of damage mechanisms and the extent of damage due to impact and its effect on the residual strength of the structure. Studies on edge-on impact have been scarce in comparison to face-on impact. The edge-on impact is most frequently associated to impact on the edge of a stringer on a stiffened panel. The bending test under low velocity impact test is well suited to study the edge-on impact of laminated composite. The edge-on impact measurements presented in this paper were carried out on biaxial glass fibre-reinforced laminated composite to understand the edge-on impact failure modes correctly and develop models to assess the structural integrity during the impact event.

The characterization and the assessment of impact damage is usually done after the impact using visual inspection, ultrasonic C-scan [25][142] or other NDI methods. To improve standard test, high-speed cameras have been used as practical tools to capture the impact events for various types of composites materials and projectiles[143]. The method of digital image correlation (DIC) is employed in conjunction with high-speed imaging to study full-field surface displacements. For example, Puech et al.[102] and Ramakrishnan et al.[103] applied coupled high-speed imaging and DIC analysis to study the initiation and propagation of cracks in short natural fibers reinforced biocomposite plates during the low-velocity impact test. Pan et al. [144] conducted a full-field transient of 3D deformation measurement of 3D braided composite panels during ballistic impact using a single high-speed camera and stereo-digital image correlation. Some researchers used two high-speed cameras in order to recover all the 3D data[36]: Flores et al.[145] conducted a 3D digital image correlation using two high-speed digital cameras at 20,000 fps to capture the out-of-plane displacements and in-plane strains. The finite element simulation to assess the response of composite materials to impact loads has been widely considered in the literature in order to understand the complexity of internal damage and predicted in a relatively short time when composite is subject to impact loading. The numerical modelling of laminated composites can address micro, meso and macro scales. The continuum damage model (CDM) has become the most popular simulation approach, which considers damage initiation and stiffness degradation [79][146].

Developed initially from classical lamination theory, failure criteria for composites materials have been subject to continuous development and have been organized into two general groups: non-interactive and interactive criteria. Maximum stress and strain criteria, which do not contain shear stress, are usually used to evaluate fiber damage produced by low-velocity impact [86][87]. As for interactive criteria, the polynomial Tsai-Wu criteria [130] are presently being employed to capture the in-plane matrix cracking of composites structures under impact loads. With regard to damage initiation, the interactive criteria with separate expressions to assess fiber and matrix damage under tensile and compression loading have been widely used, in particular the Hashin [60], Chang-Chang [56] and Hou [125] criteria. As the unique among these criteria, the 3D Hashin criteria contains the normal stress component σ_{33} to correctly capture the through-thickness stress and its distribution during ply failure. Additionally, an appropriate damage evolution model needs to be defined in order to describe the loss of stiffness after damage initiation (where failure criteria are satisfied). To simulate the process of

damage accumulation, several researchers used a predefined constant for the stiffness degradation rule. Obviously, this approach is not applicable for a wide range of situations due to the involvement of mechanical parameters. An exponential damage evolution law is widely used to control the loss of stiffness and damage surface growth for each failure mode [80][124][135]. The equivalent displacement and stress method in the damage evolution model is now widely employed for predicting the progressive damage behavior of composite materials [147][23]. Among these methods, the fracture energy-based methods that involve equivalent displacement damage evolution will be chosen to model the loss of stiffness during the impact test.

Among all damage modes, delamination is considered to be the most critical damage mode since it may propagate invisibly between adjacent layers and lead to unexpected failure of the structure. To model this failure mode, two main methods have been adopted by researchers in literature to predict delamination in laminated composites, such as the virtual crack closure technique VCCT [148] in which the propagation occurs along the predefined surface and cohesive zone model CZM [149] using a bilinear traction-separation law and fracture energy criterion to predict the damage initiation and propagation, which can surmount the limitations of the VCCT method [124][141][140].

This work is devoted to studying the dynamic behavior of laminated composite subjects to low velocity impact test. A Non-Crimp Fabric (NCF) biaxial glass fiber/polyester laminate was chosen as a material for this study. Impact tests were performed on samples using a drop-weight testing machine in order to characterize the key parameters influencing their impact damage resistance. Moreover, the implementation of a high-speed camera allowed the visualization of real-time damage progression and the measurement of full-field displacement of the specimen during the impact test. Based on these results and on the mechanical tensile behavior of the laminate composites, a three-dimensional finite element model has been implemented in a user-defined material subroutine VUMAT built on ABAQUS/Explicit to predict the impact behavior of these composites.

2. Materials and methods

2.1. Materials and process

The GFRP laminate materials tested in this work were manufactured from a biaxial Non-Crimp Fabric (NCF) glass fiber 0°/90° FGE100 with a density of 2.55g/cm³ manufactured by FORMAX. This fabric is made of two layers having an areal weight of 283g/m², stitched together by polyester threads of 6g/m², leading to a total areal weight of 572g/m² for the fabric. The layers are glass fibre bundles with a linear density of 1200tex in direction 0° and 300tex in direction 90°. The polyester (Synolite 8488-G-2) provided by DMS Composite Resins was used as a matrix. From relevant datasheet values, this polyester resin has a density of 1.05g/cm³, viscosity of 80-90mPa.s, tensile modulus of 3.5GPa and tensile strength of 66MPa.

The laminate was manufactured by vacuum infusion of the resin into the stacked NCF-reinforcement. Across this paper, the fabric composites are denoted $[\theta]_{ns}$, where θ is the angle (in degree) between the warp direction and the plate side edge (direction 1) **Figure IV- 1**, s denote that laminates are symmetric about their geometric midplane and n the number of (NCF) plies that is shared by both

halves of the laminate. A total of 6 plies were stacked together, resulting in 3mm thickness, with two main lay-up configurations (cross-ply $[0/90]_{3s}$, angle-ply $[\pm 45]_{3s}$).

The glass fiber weight fraction was determined by measuring the fibers weight before the infusion process and then the weight of the resulting composite. Values of 558g and 813g, respectively led to a glass fiber weight fraction of 68.6wt%.

Panels were cut into rectangular coupons of 250 x 25 mm² for the tensile tests and 80 x 10 mm² for the impact tests relative to the specimen thickness.

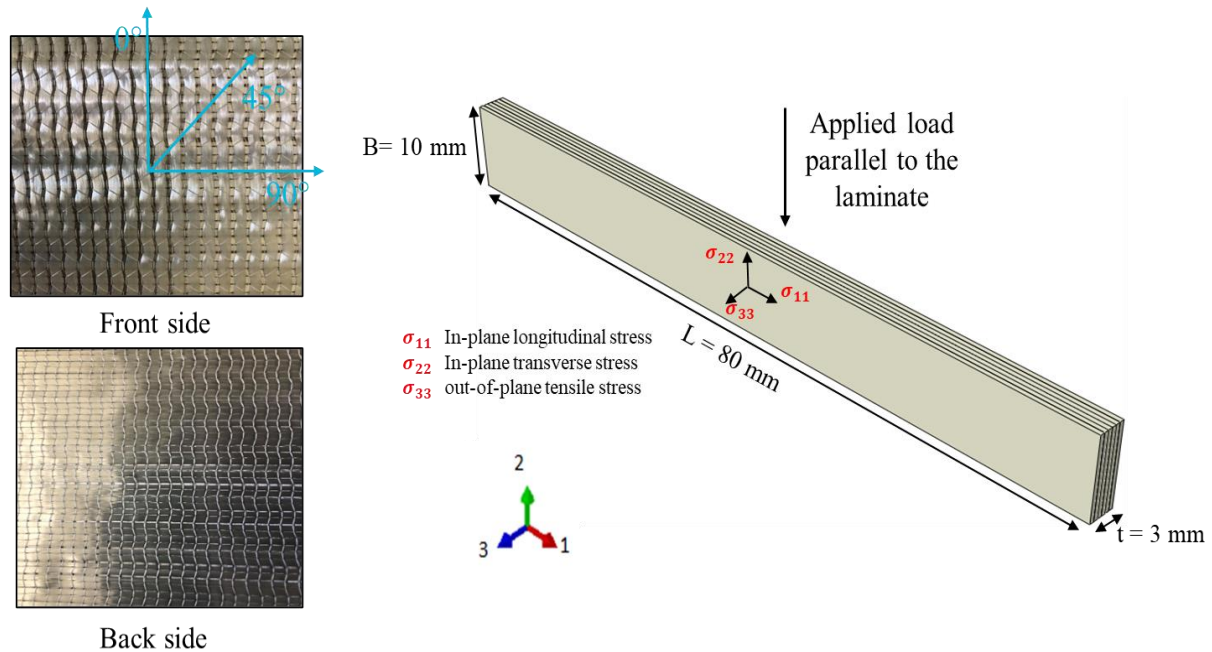


Figure IV- 1 : (a) biaxial NCF glass fiber fabric and cutting direction (b) Impact specimen dimension

2.2. Microstructure characterization

Observations of polished cross-sections of NCF laminate samples were performed with a FEI Quanta 200 Scanning Electron Microscope (SEM) in order to assess average values of the diameter d_f of the glass fibers and their volume fraction V_f inside the yarns as well as the shape and dimensions of the yarns cross-section. The cross-section of the NCF laminate **Figure IV- 2(a)** exhibits the yarns in the two orthogonal directions and the resin-rich zones in the intra-yarn between two consecutive plies. The section shape of yarn were considered as elliptic with major axes and minor axes of average length 2.8 mm and 0.285 mm respectively, and 0.35 mm average length of resin-rich region present between yarns. SEM images processed using the ImageJ software were applied a thresholding operation consisting of separating fibers and matrix **Figure IV- 2(b)-(c)**, leading to $V_f = 70\%$ and $d_f = 13.46 \mu\text{m}$.

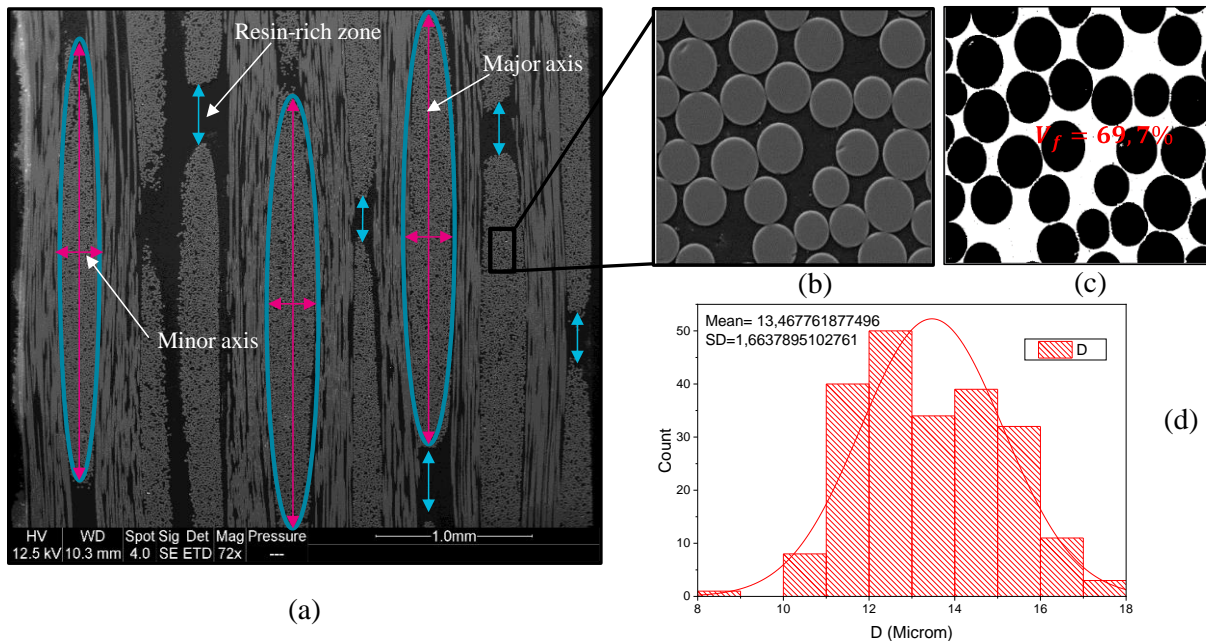


Figure IV- 2 : SEM observation (a) yarns identification and measurements (b) fiber repartition (c) fiber repartition after segmentation (d) fiber diameter distribution

2.3. Mechanical testing

2.3.1. Static tensile test

Tensile mechanical properties of the biaxial NCF laminated composite were evaluated with an MTS testing machine (model criterion C45.105) equipped with 100 KN load cell and DIC equipment to measure the strain. Samples were loaded at a crosshead speed of 1mm/min. For each orientation (0°, 90° and 45°), three specimens were tested. Sample dimensions were 250mm length, 25mm width and around 3mm thickness.

2.3.2. Low-velocity impact test

A schematic of the experimental setup is shown in **Figure IV- 3**. It consisted of an Instron CEAST 9340 drop-weight impact machine for delivering low-velocity impact and a Phantom V2512 high-speed camera for capturing flyspeck images in real-time in order to track the progression of cracks at the surface of samples during impact. The impact kinetic energy was varied by modifying the impactor height and weight.

The setup also included a CEAST Data Acquisition and Analysis System (DAS) that generates a signal pulse to trigger the image capture when the impactor contacts the specimen. Two separate computers were used to record the impact force and the other to control the high-speed camera and store digitized images. The high-speed images were recorded in 10bits at a constant frame rate of 83000 fps

and with reduced sensor resolution (640 x 400 pixels). The exposure time was set at 1 μ s, which is short enough to ensure blur-free images [150]. The impact test specimen was painted with a random black pattern on a painted white background to aid in the image correlation.

The drop-weight impact device applies a dynamic three-point bending of an un-notched specimen, all the specimens in this study were tested in edgewise (the applied load direction is parallel to the laminate) see **Figure IV- 1(b)** according to ISO 179-1. The top of the impactor is instrumented with a sensor for measuring the dynamic load and thus the acceleration during the impact. Following Newton's law and assuming permanent contact between the impactor and the sample, the force contact history $F(t)$, velocity $v(t)$ and the displacement $s(t)$ of the specimen during the impact test is calculated according to the following relationships.

$$F(t) = m * a(t), \quad V(t) = V_0 - \left(\frac{1}{m}\right) \int_0^t F(t) dt \quad \text{and} \quad s(t) = \int_0^t v(t) dt \quad (\text{IV- 1})$$

With m as the mass of impactor, $V(t)$ as the instantaneous velocity of the impactor during the test, and V_0 as the initial impact velocity.

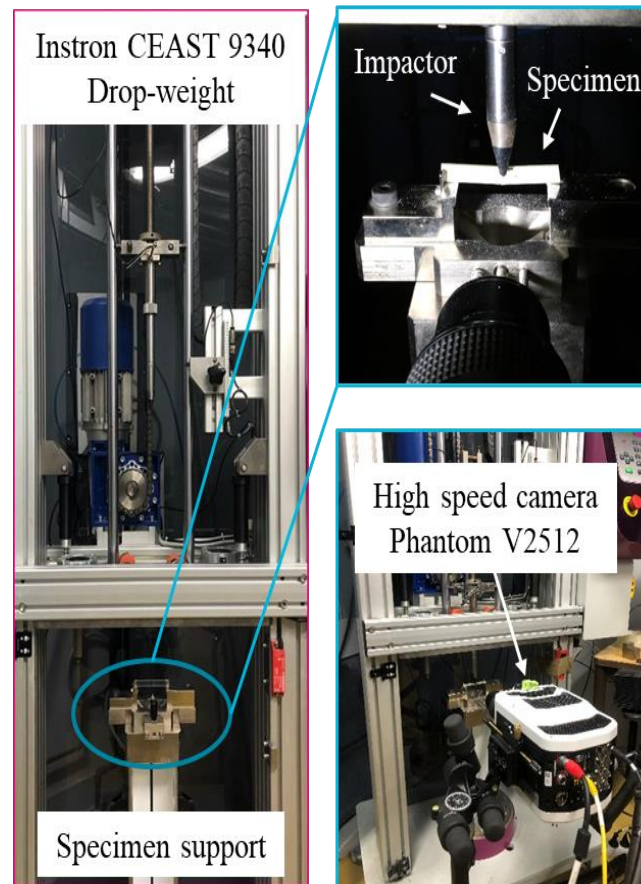


Figure IV- 3 : Experimental setup of impact test and high-speed imaging

2.4. DIC on high-speed camera images

A 2D local DIC technique was used to obtain the full-field displacements and strains at the centre region of the specimen. A rectangular Region Of Interest (ROI) of 320 pixels (10 mm) in the horizontal direction

and 256 pixels (8 mm) in the vertical direction was selected, with its centre at the middle of the specimen lateral face, comprising the expected region of cracks occurrence and propagation. The images post processing using a in-house DIC software called CinEMA led to the subpixel accurate components of the two-dimensional displacements field.

3. Results and discussions

3.1. Elastic properties assessment

The described experimental procedure provided part of the elastic mechanical properties of the biaxial NCF composite, while a multiscale homogenization approach seemed appropriate for assessing its out-of-plane elastic modulus. **Figure IV- 4** depicts the successive steps of this multi- scale homogenization process detailed hereinafter.

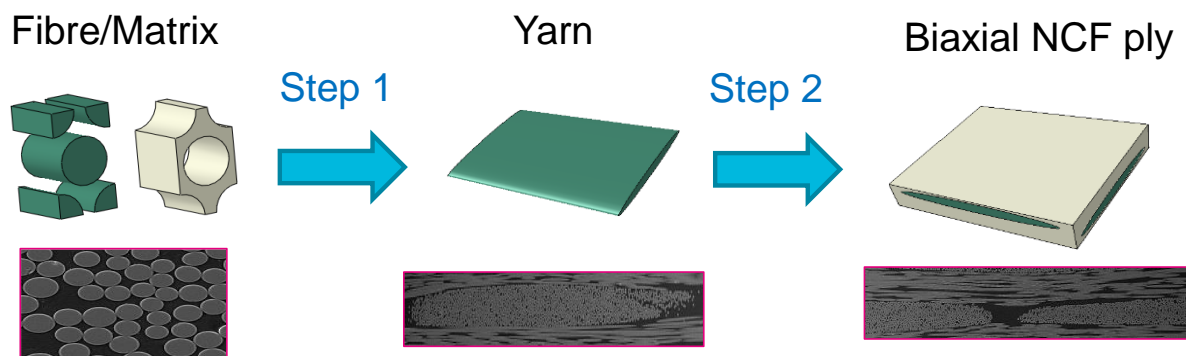


Figure IV- 4 : Multiscale homogenization steps

3.1.1. Homogenization at the microscopic intra-yarn scale

Each yarn, embedded in NCF fabric composites, consists of many fibers densely packed and bonded together by the matrix. Yarns are commonly modelled as unidirectional composites, whose mechanical behavior is considered to be transversely isotropic. In order to determine the homogenized elastic properties of this intra-yarn material, a periodic FE numerical homogenization based on strain energy equivalence [34] is applied to a parallelepiped Representative Elementary Volume (RVE) with a hexagonal pattern (generated using the Python script language of Abaqus Finite Element software), as shown **Figure IV- 5**. Based on the outputs of the aforementioned microstructure characterization, the dimensions a_2 and a_3 of the RVE were set such as to comply to 70% volume fraction of fibers of constant diameter $d_f = 13.46 \mu\text{m}$ (the not-influent dimension a_1 being set at $a_1 = a_2/4$). Glass fibers and the polyester resin were considered isotropic in the FE computation (their elastic properties set according to datasheets).

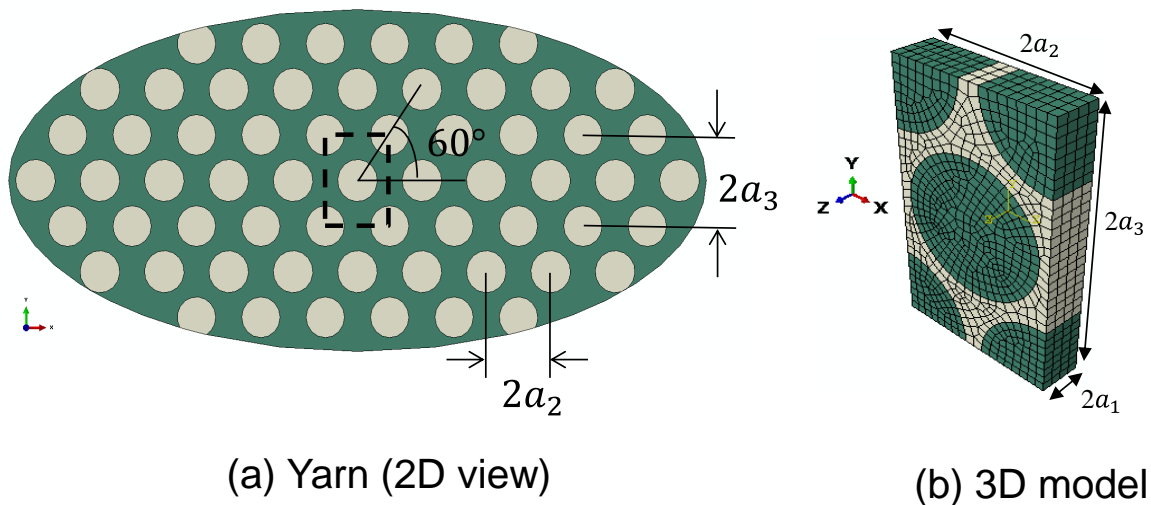


Figure IV- 5 : Yarn model (a) 2D view (b) 3D model dimensions ($a_1=1.91 \mu\text{m}$, $a_2=7.66 \mu\text{m}$ and $a_3=13.267 \mu\text{m}$)

The resulting anisotropic elastic properties of the intra-yarn material predicted by this FE homogenization method are listed in **Table IV- 1**.

Table IV- 1 : Predicted elastic properties of the intra-yarn material.

Elastic properties	FE Homogenization
Young's modulus along fiber E_1 (GPa)	51.93
Transverse Young's modulus $E_2 = E_3$ (GPa)	17.8
In-plane shear modulus G_{23} (GPa)	6.948
Out of plane shear modulus $G_{12} = G_{13}$ (GPa)	6.34
Poisson's ratio ν_{23}	0.387
Poisson's ratio $\nu_{12} = \nu_{13}$	0.246

3.1.2. Homogenization at the macroscopic scale

The FE model considered at the laminate macroscopic scale consists of two perpendicular yarns generated using Texgen software in a parallelepiped RVE of dimensions $(L1; L2; L3) = (3.6; 3.6; 0.6)$ **Figure IV- 6**. The cross-section of the yarns is elliptical with major and minor axes of lengths 2.8 and 0.285 mm respectively, according to the aforementioned microstructure analysis. The RVE is then meshed, and periodic boundary conditions are applied for the computation.

The computed predicted elastic properties are gathered in **Table IV- 2** and compared to their corresponding measured value (if available) as a validation.

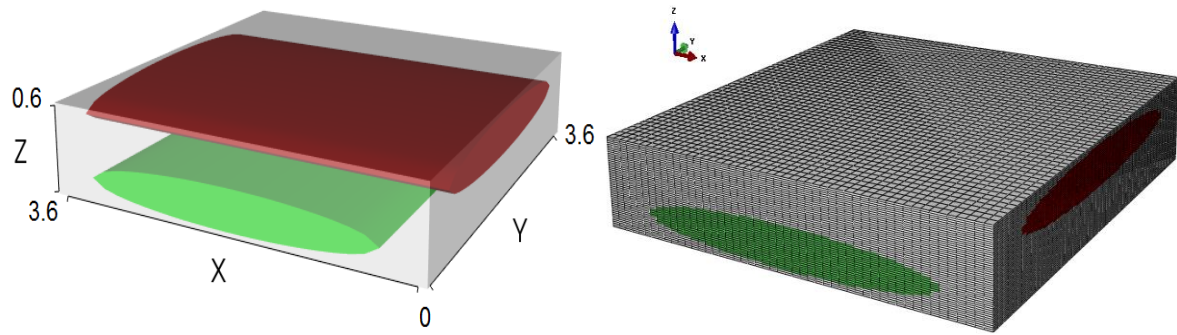


Figure IV- 6 : Full view of basic cell with yarn bundles and dimensions in mm

As observed from **Table IV- 2**, the in-plane elastic engineering constant computed using the proposed multiscale numerical homogenization agree well with those measured using the experimental tensile test. Moreover, the multiscale homogenization approach provides the out-of-plane mechanical modulus essential for the 3D finite element damage simulation presented in section 4.

Table IV- 2 : Effective experimental and predicted mechanical properties of laminated NCF composite

	Homogenization	Experimental
$E_1 = E_2$ (GPa)	22.73	23.1
E_3 (GPa)	11.3	--
G_{12} (GPa)	4.98	5.76
$G_{13} = G_{23}$ (GPa)	3.65	--
ν_{12}	0.141	0.14
$\nu_{13} = \nu_{23}$	0.38	--

3.2. Low-velocity impact test results

Figure IV- 7 reports some representative load-displacement and energy-time responses for $[0/90]_{3s}$ and $[\pm 45]_{3s}$ laminates in order to assess and characterize their impact behavior. The load curve response recorded by the instrumented impact test shows various vibrational waves superimposed on the main load-time curve, especially in the rising part of the curve. These oscillations can be interpreted in terms of the main impact impulse, high-frequency oscillation and free vibration [151]. The result showed that lay-up architecture affected the impact resistance of (NCF) GFRP laminates. $[\pm 45]_{3s}$ laminates exhibited lower peak force, longer duration of impact force and higher absorbed energy than $[0/90]_{3s}$.

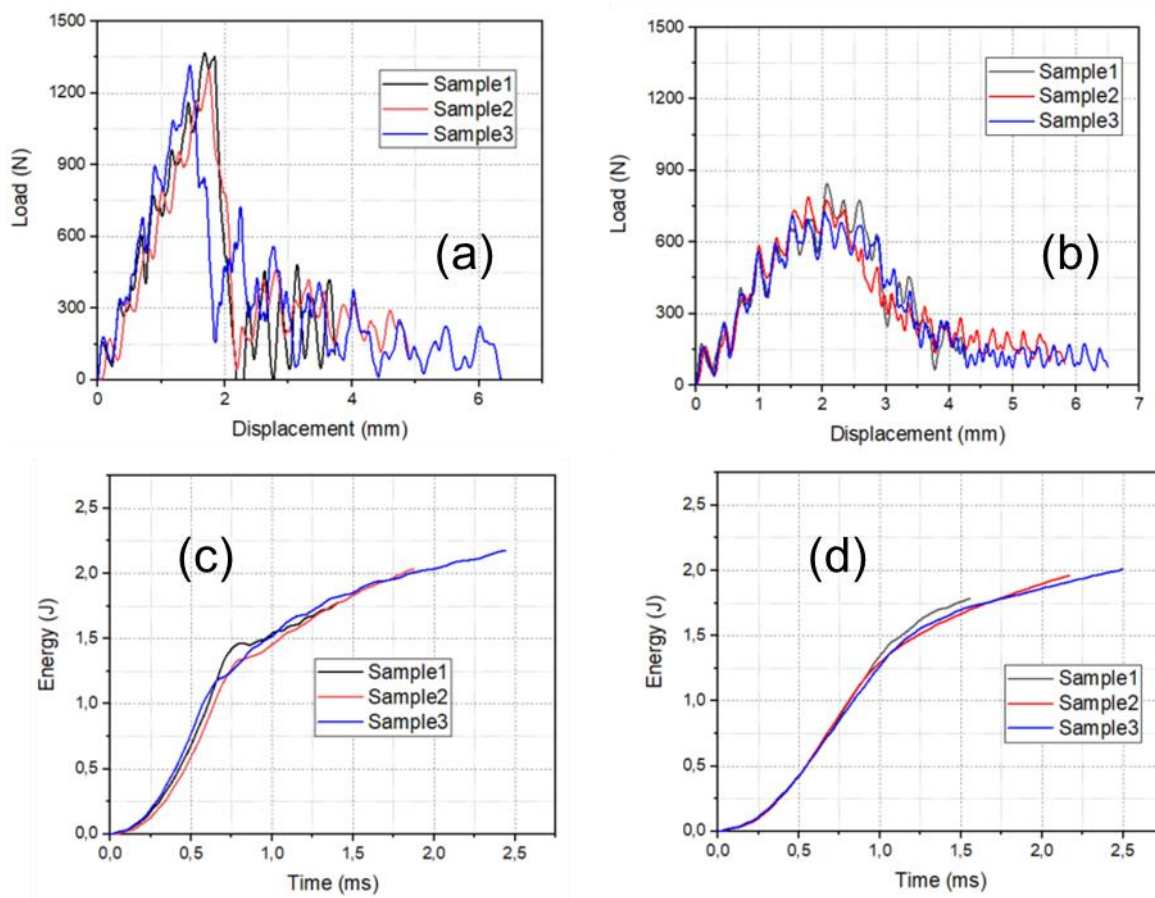


Figure IV- 7 : Curves of load versus time (a) [0/90], (b) [±45] and energy versus time (c) [0/90], (d) [±45], under impact test.

The average absorbed energy measured with impact test for both materials is shown in **Figure IV- 8**, and the failure impact modes are depicted in **Figure IV- 9** and **Figure IV- 10**.

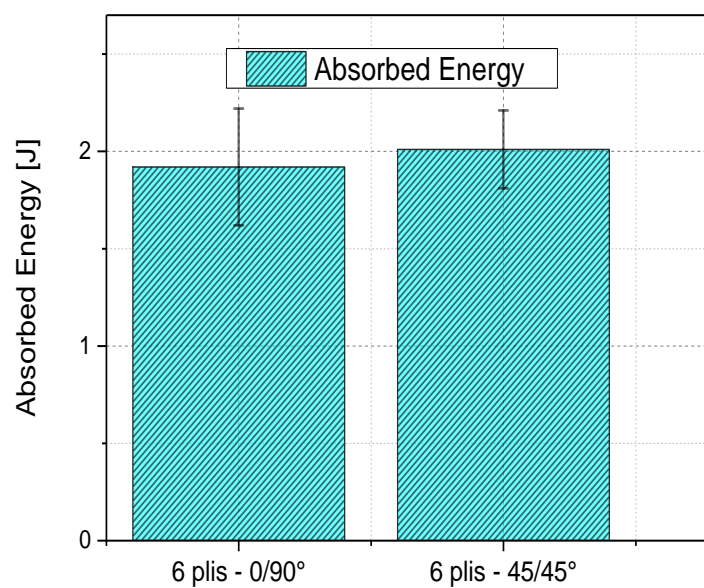


Figure IV- 8 : Absorbed energy under impact test for [0/90]_{3s} and [±45]_{3s}.

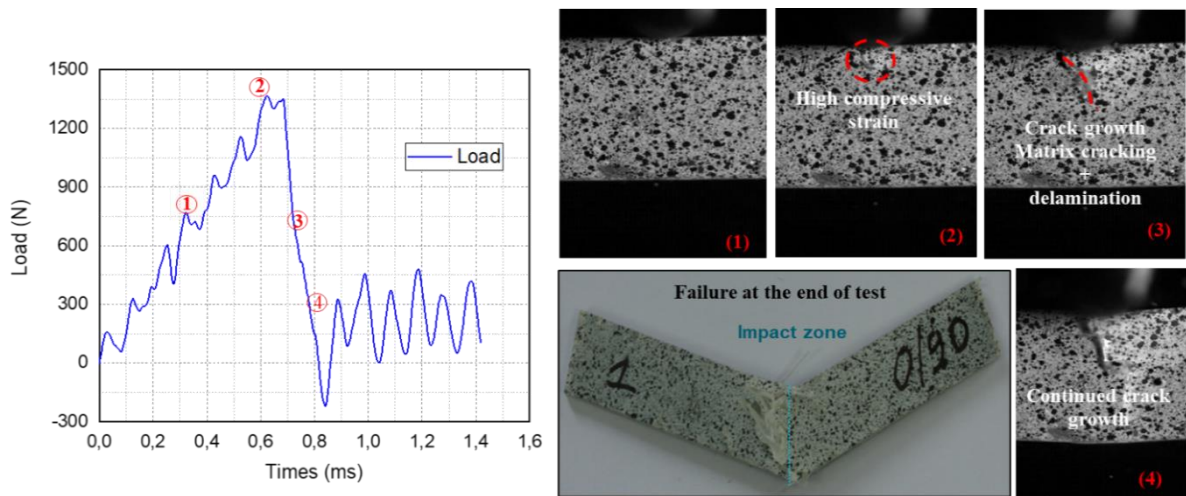


Figure IV- 9 : Evolution of failure on $[0/90]_{3s}$ specimen, under impact test

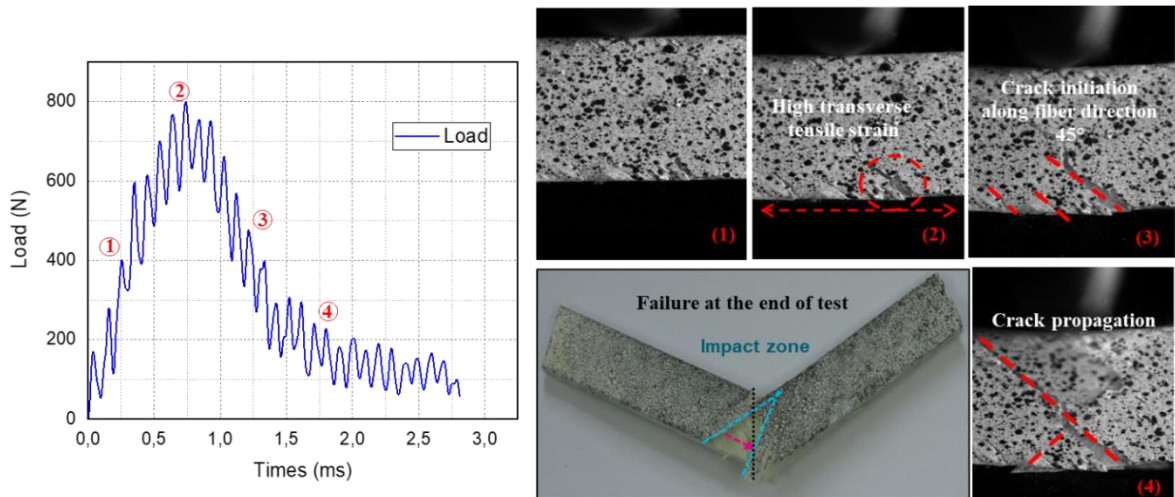


Figure IV- 10 : Evolution of failure on $[\pm 45]_{3s}$ specimen, under impact test

3.3. Digital image correlation results for the low velocity impact test

Figure IV- 11 and Figure IV- 12 show the displacement field of $[0/90]_{3s}$ and $[\pm 45]_{3s}$ specimen at labelled events, ①, ②, ③ and ④ described in Figure IV- 9 and Figure IV- 10 above. It is observed that the maximum displacement occurs at the top of the sample section travelling vertically down due to impactor displacement, and its distribution is symmetric about the 2-axis as expected by the loading conditions.

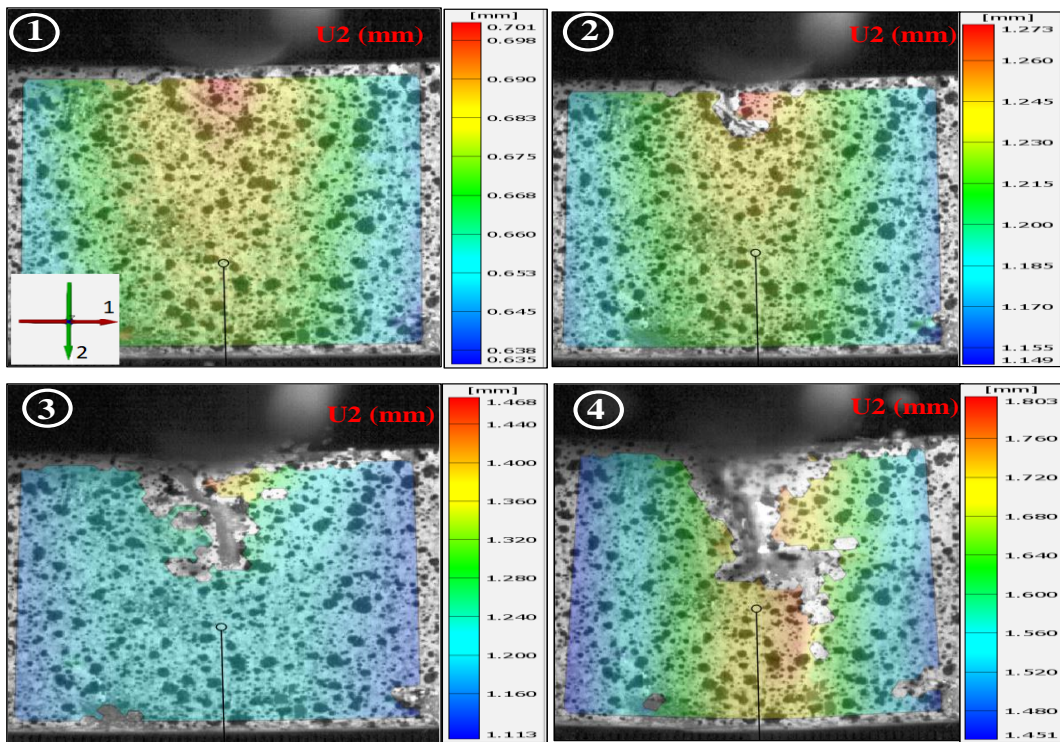


Figure IV- 11 : DIC transverse displacement field at a different event in $[0/90]_{3s}$ specimen, under impact test

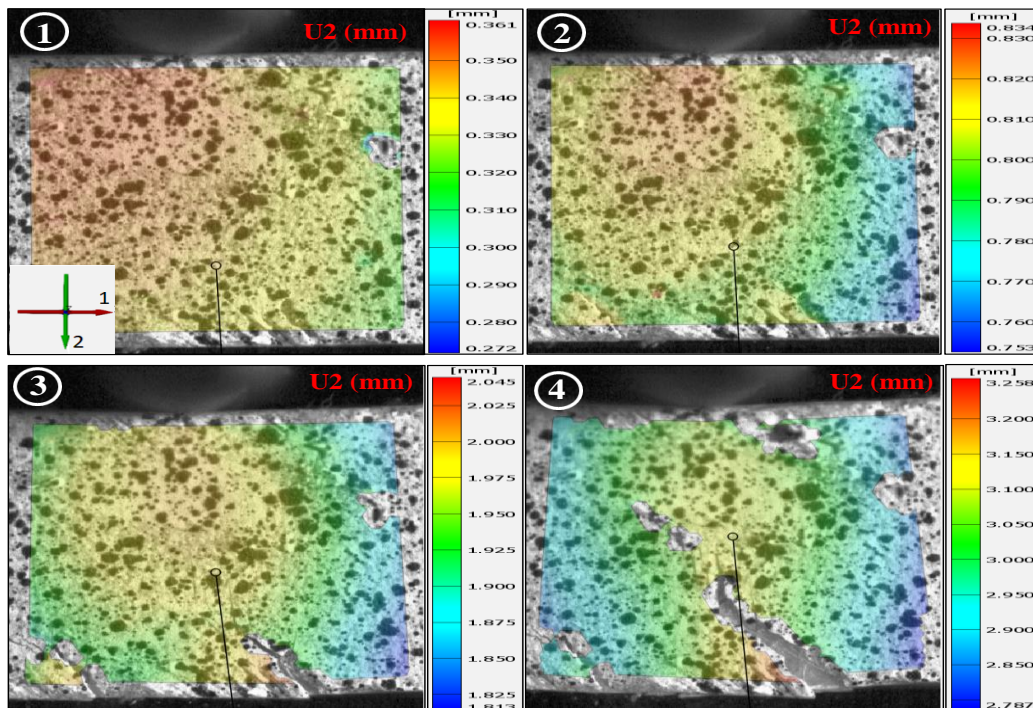


Figure IV- 12 : DIC transverse displacement field at a different event in $[\pm 45]_{3s}$ specimen, under impact test

To underline the presence of the damage process, **Figure IV- 13** presents a comparison of the damage propagation and crack growth at a different time of the impact for both different materials architectures $[0/90]_{3s}$ and $[\pm 45]_{3s}$ laminated composite using the in-plane equivalent strain maps obtained from DIC analysis at the surface of the samples. The selected subset size was large enough to ensure that there is a sufficiently distinctive pattern in the ROI. From the current analysis, an investigation of the local stress concentrations was possible in order to detect whether there was any internal damage developed in the ROI or not. For $[0/90]$ specimen, it can be seen that at time of 0.65ms after impact, event ② there is localized damage at the top side of the specimen beneath the point of impact in high compressive impact zone probably due to fiber breakage of the 0° layers. The main cracks begin to propagate mainly along the 90° yarn direction until linking up with the pull-out of the fiber's procedure by the tensile stress. In the case of $[\pm 45]_{3s}$, the damage was primarily due to matrix cracking and delamination. Consequently, fiber/matrix interfacial fracture occurred in the ± 45 layers due to high free-edge interlaminar stress in the tensile side (at the bottom of the specimen), propagating through the specimen until it reached the compressive side.

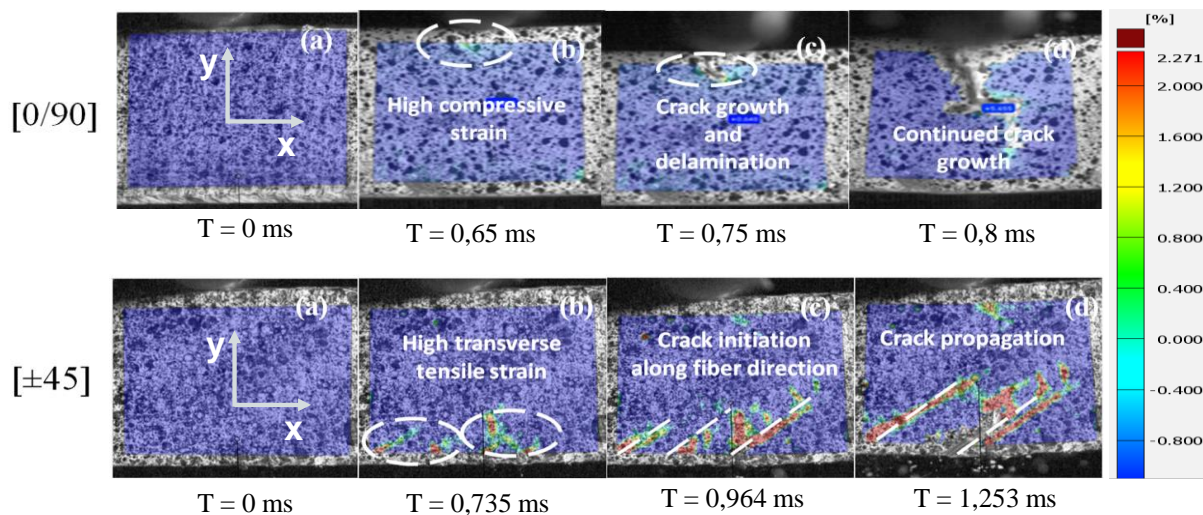


Figure IV- 13 : Progressive Exx DIC strain of the GFRP under impact test for $[0/90]$ and $[\pm 45]$.

4. Three-dimensional finite element simulation of the impact test

A user subroutine VUMAT integrated to ABAQUS/Explicit is implemented to precisely capture the dynamic progressive failure of the laminate composite under the impact test. In the proposed model, each ply is assumed to be homogeneous orthotropic linear elastic material, within damage and failure are accounted with a Hashin 3D damage-based behavior. A bilinear cohesive contact model with quadratic stress failure criteria in ABAQUS is employed between each composite ply with a zero thickness to capture the onset and progression of inter-laminar delamination. A penalty contact algorithm in ABAQUS/Explicit with a friction coefficient of 0.3 is adopted to describe the tangential behavior for the contact between the impactor and top surface of specimens, while hard contact

method is employed to describe the normal behavior. The frictionless contact is adopted to simulate the contact between the specimens and the support. The impactor is modelled with 3D rigid shell elements (R3D4) initially placed at the top center of the specimen with no initial gap. A 3.14Kg mass and 2.9m/s initial velocity are assigned to a reference point (RP) of the impactor. The movement of the impactor is driven according to the experimental velocity response and allowed only in the impact direction (along the 2-axis) in **Figure IV- 14**. The composite laminate ply was modelled by eight-node solid deformable continuum elements (C3D8R) with three elements through the thickness of each ply. The contact area between the specimen and the impactor has been meshed with 0.25 mm maximum edge length elements which is equal to single element per lamina in the thickness direction. A coarse mesh is considered in other regions of the finite element model to reduce the computational effort. These mesh sizes were obtained after performing a mesh convergence study, which is illustrated in **Figure IV- 15** for the maximum contact force.

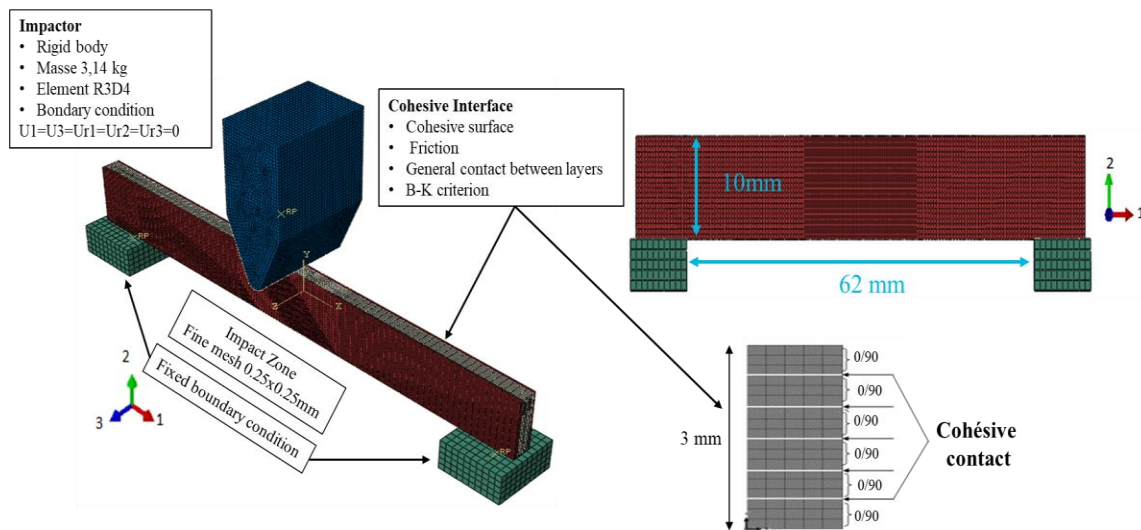


Figure IV- 14 : Finite element model of a sample subjected to impact.

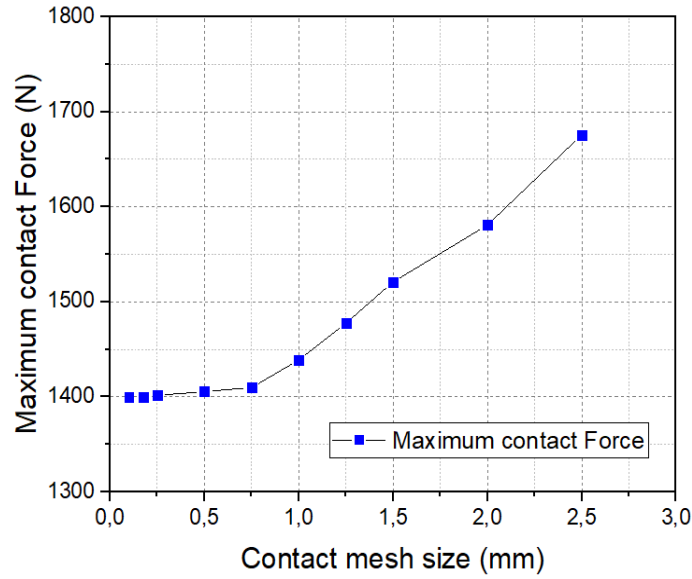


Figure IV- 15 : Maximum contact force versus contact mesh size

4.1. Intra-laminar model

Damage in composites materials can be qualified using stress or strain-based criteria or suitable polynomial criteria like Tsai-Wu or Tsai-Hill [130]. However, the polynomial failure criteria are not applied at the ply level and are only used to predict the failure envelope of the laminate subjected to different multi-axial loading. Hashin [60] proposed failure criteria applied at the ply level to predict four major damage modes in laminates composite.

Based on the continuum damage method (CDM), the intra-laminar damage model presented in this section comprises failure criteria and material stiffness degradation rules. The corresponding equations and parameters are summarized below, wherein t , and c denote tension and compression, respectively:

Tensile failure direction 1 ($\sigma_{11} \geq 0$)

$$F_1^t = \left(\frac{\sigma_{11}}{X^t}\right)^2 + \frac{\sigma_{12}^2}{S_{12}^2} + \frac{\sigma_{13}^2}{S_{13}^2} \quad (\text{IV- 2})$$

Compressive failure direction 1 ($\sigma_{11} \leq 0$)

$$F_1^c = \left(\frac{\sigma_{11}}{X^c}\right)^2 \quad (\text{IV- 3})$$

Tensile failure direction 2 ($\sigma_{22} + \sigma_{33} \geq 0$)

$$F_2^t = \left(\frac{\sigma_{22} + \sigma_{33}}{Y^t}\right)^2 + \frac{\sigma_{23}^2 - \sigma_{22}\sigma_{33}}{S_{23}^2} + \frac{\sigma_{12}^2}{S_{12}^2} + \frac{\sigma_{13}^2}{S_{13}^2} \quad (\text{IV- 4})$$

Compressive failure direction 2 ($\sigma_{22} + \sigma_{33} \leq 0$)

$$F_2^c = \left(\left(\frac{Y^c}{2S_{23}} \right)^2 - 1 \right) \left(\frac{\sigma_{22} + \sigma_{33}}{Y^c} \right) + \left(\frac{\sigma_{22} + \sigma_{33}}{2S_{23}} \right)^2 + \frac{\sigma_{23}^2 - \sigma_{22}\sigma_{33}}{S_{23}^2} + \frac{\sigma_{12}^2}{S_{12}^2} + \frac{\sigma_{13}^2}{S_{13}^2} \quad (IV- 5)$$

In the above Equations, σ_{ij} ($i, j = 1, 2, 3$) are the Cauchy stresses tensor components calculated in material coordinates, the tensile and compressive allowable strengths for lamina are denoted by subscripts t and c , respectively. X^t, Y^t denote the allowable tensile strengths in longitudinal and transverse directions. Similarly, X^c, Y^c denote the allowable compressive strengths in the longitudinal and transverse direction. Further, S_{12}, S_{13} and S_{23} present the in-plane and out-of-plane shear strengths of laminate composite ply, respectively. $F_j^i = 1$ ($i = c, t$ and $j = 1, 2$) indicate the onset of failure in the corresponding mode.

4.2. Damage evolution laws

In order to model the structural stiffness loss due to damage of the material in elements where the index criterion F_1^t, F_1^c, F_2^t and F_2^c are satisfied, a damage evolution law has to be defined. In the present study, the evolution of each damage variable is governed by energy-based damage evolution methods with linear degradation; this crack band model was developed by Bazant and Oh[75], successfully implemented by Zhou et al.[78] and [23][152][95] in their damage models.

$$G_I = \frac{1}{2} \sigma_{eq}^f \varepsilon_{eq}^f l_c \quad (IV- 6)$$

Where G_I is the fracture energy density of failure mode I; σ_{eq}^f and ε_{eq}^f are respectively the equivalent peak stress and equivalent failure strain; l_c is the characteristic length of the element. The characteristic length l_c , which equals the cube root of the element volume, is introduced to alleviate mesh dependency during material softening in the finite element model.

The following equation can describe the damage evolution variable for each failure mode. The damage variable may evolve in such a way so that the stress-displacement behaves as shown in **Figure IV- 16**.

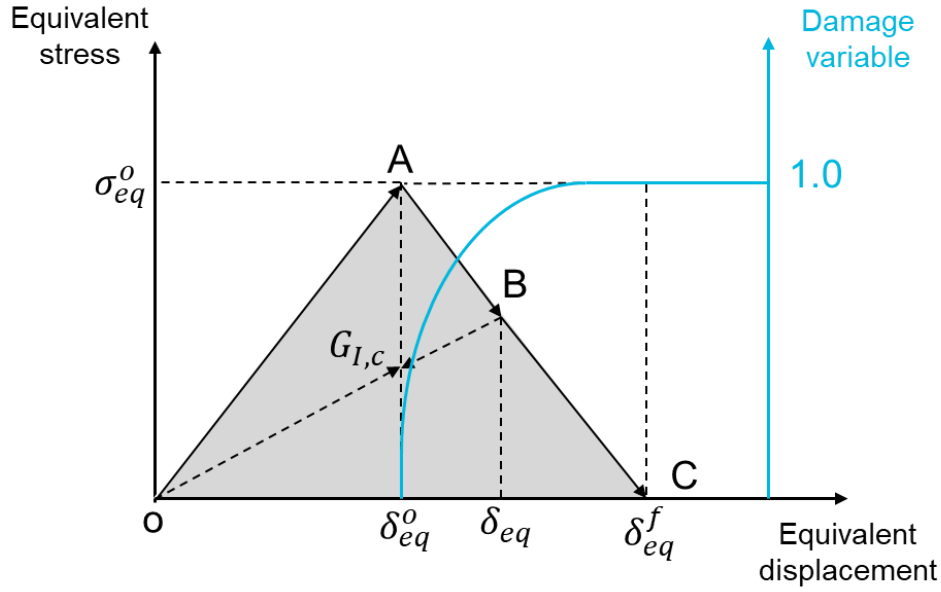


Figure IV- 16 : Equivalent stress versus equivalent displacement

$$d_I = \frac{\delta_{I,eq}^f (\delta_{I,eq} - \delta_{I,eq}^0)}{\delta_{I,eq} (\delta_{I,eq}^f - \delta_{I,eq}^0)} \quad (d_I \in [0,1], I = 1t, 1c, 2t, 2c) \quad (IV- 7)$$

where $\delta_{I,eq}^0$ is the equivalent displacement for damage initiation; $\delta_{I,eq}^f$ is the equivalent displacement at final failure. The above relation is presented graphically in **Figure IV- 16** (blue line), and they can be computed as follows:

$$\delta_{I,eq}^0 = \frac{\delta_{I,eq}}{\sqrt{F_I}} \quad (IV- 8)$$

$$\delta_{I,eq}^f = \frac{2G_I}{\sigma_{I,eq}^0} ; \quad \sigma_{I,eq}^0 = \frac{\sigma_{I,eq}}{\sqrt{F_I}} \quad (IV- 9)$$

where F_I is the value of damage initiation criteria; $\sigma_{I,eq}$ and $\delta_{I,eq}$ are the equivalent stress and equivalent displacement for different failure modes are listed in **Table IV- 3**, where the symbol $\langle \rangle$ represents the Macaulay operator $\langle x \rangle = (x + |x|)/2$.

Table IV- 3 : Equivalent displacement and stress of each failure mode

Failure modes	Equivalent displacement	Equivalent stress
Tension in direction 1 ($\sigma_{11} \geq 0$)	$\delta_{1t,eq} = l_c \sqrt{\langle \varepsilon_{11} \rangle^2 + \varepsilon_{12}^2 + \varepsilon_{13}^2}$	$\sigma_{1t,eq} = l_c [\langle \sigma_{11} \rangle \langle \varepsilon_{11} \rangle + \varepsilon_{12} \sigma_{12} + \varepsilon_{13} \sigma_{13}] / \delta_{1t,eq}$
Compression in direction 1 ($\sigma_{11} \leq 0$)	$\delta_{1c,eq} = l_c \langle -\varepsilon_{11} \rangle$	$\sigma_{1c,eq} = l_c [\langle -\sigma_{11} \rangle \langle -\varepsilon_{11} \rangle] / \delta_{1t,eq}$
Tension in direction 2 ($\sigma_{22} \geq 0$)	$\delta_{2t,eq} = l_c \sqrt{\langle \varepsilon_{22} \rangle^2 + \varepsilon_{12}^2 + \varepsilon_{23}^2}$	$\sigma_{2t,eq} = l_c [\langle \sigma_{22} \rangle \langle \varepsilon_{22} \rangle + \varepsilon_{12} \sigma_{12} + \varepsilon_{23} \sigma_{23}] / \delta_{2t,eq}$

Compression in direction 2 ($\sigma_{22} \leq 0$)	$\delta_{2c,eq} = l_c \sqrt{(-\varepsilon_{22})^2 + \varepsilon_{12}^2 + \varepsilon_{23}^2}$	$\sigma_{2c,eq} = l_c [(-\sigma_{22})(-\varepsilon_{22}) + \varepsilon_{12}\sigma_{12} + \varepsilon_{23}\sigma_{23}] / \delta_{2c,eq}$
---	---	---

Before the initiation of damage, the material behavior is linear elastic, and the stress and strain are related as $\bar{\sigma} = [C]\bar{\varepsilon}$ where $[C]$ denote the elastic matrix. After initiation of damage, the elastic matrix $[C_d]$ of the damaged material is defined as follows:

$$[C_d] = \begin{bmatrix} (1-d_1)C_{11}^0 & (1-d_1)(1-d_2)C_{12}^0 & (1-d_1)(1-d_2)C_{13}^0 & 0 & 0 & 0 \\ (1-d_1)(1-d_2)C_{12}^0 & (1-d_1)(1-d_2)C_{22}^0 & (1-d_1)(1-d_2)C_{23}^0 & 0 & 0 & 0 \\ (1-d_1)(1-d_2)C_{13}^0 & (1-d_1)(1-d_2)C_{23}^0 & (1-d_1)(1-d_2)C_{33}^0 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & (1-d_3)C_{44}^0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & (1-d_3)C_{55}^0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & (1-d_3)C_{66}^0 \end{bmatrix} \quad (IV-10)$$

Where C_{ij}^0 are the undamaged stiffness matrix components.

$$C_{11}^0 = \frac{1 - \nu_{23}\nu_{32}}{E_2 E_3 \Delta} = \frac{1 - \nu_{13}\nu_{13}}{E_1 E_3 \Delta} = C_{22}^0 ; C_{33}^0 = \frac{1 - \nu_{12}\nu_{21}}{E_2 E_1 \Delta}$$

$$C_{12}^0 = \frac{\nu_{21} - \nu_{31}\nu_{23}}{E_2 E_3 \Delta} ; C_{13}^0 = \frac{\nu_{31} - \nu_{21}\nu_{32}}{E_2 E_3 \Delta} ; C_{23}^0 = \frac{\nu_{32} - \nu_{12}\nu_{31}}{E_1 E_3 \Delta} \quad (IV-11)$$

$$\Delta = \frac{1 - \nu_{12}\nu_{21} - \nu_{23}\nu_{32} - \nu_{13}\nu_{31} - 2\nu_{21}\nu_{32}\nu_{13}}{E_1 E_2 E_3}$$

$$C_{44}^0 = 2G_{23} = 2G_{13} = C_{55}^0 \quad C_{66}^0 = 2G_{12}$$

And the expressions d_1, d_2 and d_3 are respectively the damage factors in longitudinal, transverse and shear direction [22][78]. The damage variable d_1, d_2 and d_3 are defined as follows.

$$d_1 = 1 - (1 - d_{1t})(1 - d_{1c}) \quad d_2 = 1 - (1 - d_{2t})(1 - d_{2c}) \quad (IV-12)$$

$$d_3 = 1 - (1 - d_{1t})(1 - d_{1c})(1 - S_t d_{2t})(1 - S_c d_{2c})$$

Where $d_{1t}, d_{1c}, d_{2t}, d_{2c}$ are the damage variable for each failure mode under tensile and compression loads calculated by the damage evolution model using Eq. (IV-7).

Additionally, the factors S_t and S_c in shear damage variable d_3 are introduced to control the loss of shear stiffness due to tensile and compressive matrix failures. In this study, these factors are assumed to be $S_t = 0.9$ and $S_c = 0.5$ [78].

4.3. Inter-laminar damage modelling

To predict the delamination between consecutive plies of the laminate, a cohesive zone model based on the classical traction-separation law is used. Delamination initiation and the corresponding reduction behavior are determined by mixed-model loading **Figure IV- 17**. The constitutive relationship of the interface is given by:

$$\begin{Bmatrix} t_n \\ t_s \\ t_t \end{Bmatrix} = \begin{bmatrix} k_1 & 0 & 0 \\ 0 & k_2 & 0 \\ 0 & 0 & k_3 \end{bmatrix} \begin{Bmatrix} \delta_1 \\ \delta_2 \\ \delta_3 \end{Bmatrix} \quad (\text{IV- 13})$$

Where t is the traction stress, δ is the separation displacement, and k represent the initial stiffness of the interface.

Therefore, a quadratic failure criterion and the Benzeggagh-Kenane (BK) criterion are used to predict the initiation and propagation of inter-laminar damage, as shown in Eqs (IV-14)-(IV-15).

$$\left\{ \frac{t_n}{N} \right\}^2 + \left\{ \frac{t_s}{S} \right\}^2 + \left\{ \frac{t_t}{T} \right\}^2 = 1 \quad (\text{IV- 14})$$

Where t_n, t_s and t_t are the normal and shear tractions; N, S and T denote the interface normal and shear strength.

$$G^c = G_n^c + (G_s^c - G_n^c) \left\{ \frac{G_s}{G_T} \right\}^\eta \quad (\text{IV- 15})$$

with G^c, G_s^c and G_n^c are the total, shear and normal critical fracture energy respectively; G_s is the dissipated energy in the out-of-plane direction; G_T is the total dissipated energy in all three direction; η is the relevant material coefficient in the B-K formula.

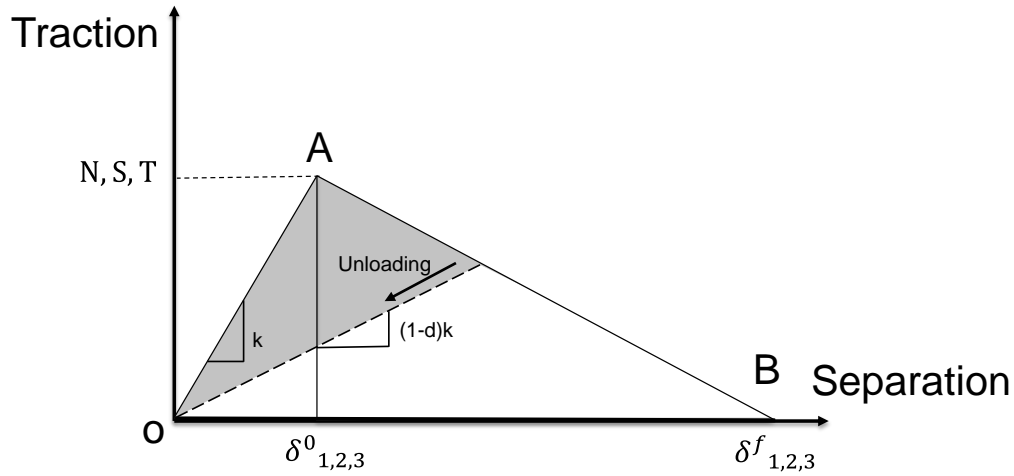


Figure IV- 17 : Traction-separation Law

The detailed material properties of the biaxial glass fiber reinforced laminate composite used in the present FE simulation are listed in **Table IV- 4**. Any strain rate dependency of those properties is neglected due to the relatively low deformation speeds occurring in this low-velocity impact study.

Table IV- 4 : Material parameters

Property	Value	References
Density (kg/m^3)	1538	Measured
Elastic properties		

*Chapitre IV : Etude du comportement au choc des composites NCF par analyse d'images
et modélisation éléments finis*

$E_1 = E_2$ (GPa)	23.010 ± 0.3	Measured
E_3 (GPa)	11.380	FE homogenization
G_{12} (GPa)	5.768 ± 0.6	Measured
$G_{13} = G_{23}$ (GPa)	3.680	FE homogenization
ν_{12}	0.14	Measured
$\nu_{13} = \nu_{23}$	0.38	FE homogenization
Strength		
$\sigma_{1t} = \sigma_{2t}$ (MPa)	450	Measured
$\sigma_{1c} = \sigma_{2c}$ (MPa)	280 (260-360)	[124][80][147]
S_{12} (MPa)	119	Measured
$S_{13} = S_{23}$ (MPa)	119	Estimated
Intra-laminar fracture energies		
$G_f^{1+} = G_f^{2+}$ (N/mm)	45 (45-70)	[124][147]
$G_f^{1-} = G_f^{2-}$ (N/mm)	39 (39 – 50)	[124][47]
Interface properties		
$N = S = T$ (MPa)	85 (62-100)	[124][98]
G_I^C (N/mm)	0.306 (0.2 – 0.519)	[124] [80]
$G_{II}^C = G_{III}^C$ (N/mm)	0.632 (0.632 – 2.416)	[124] [98]

Since no reliable source was found for S_{23} , the value used was supposed to equal S_{12} and S_{13} .

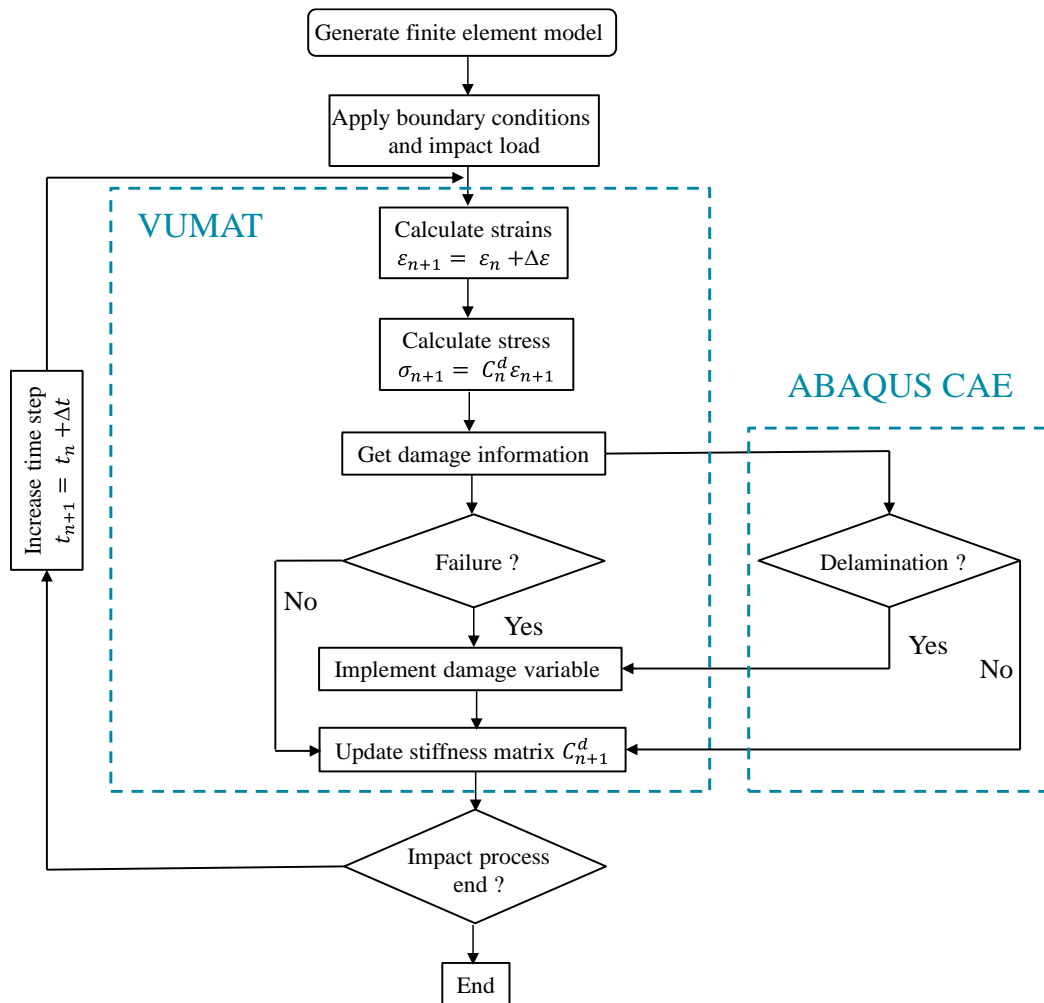


Figure IV- 18 : Numerical modelling process

5. Impact test results and discussion

5.1. Global mechanical response

The good performance of the proposed FE model is highlighted in **Figure IV- 19**. In which the typical force-time and energy-time responses of $[0/90]_{3s}$ and $[\pm 45]_{3s}$ laminated composite subject to impact test obtained from experiment results are compared to that predicted by FE. Little difference is found among the numerical results of the load-time curve to experiment result. For the energy-time curve, the initial kinetic energy of the impactor begins to transfer to the specimen as soon as the contact occurs. During the rising part of the impact test, the kinetic energy is absorbed by the elastic deformation of the sample; the numerical and experimental energy-time curve shows a good correlation before load achieve the maximum value. After the load peak point, the energy is dissipated by intra-laminar damage and delamination. Compared to the experimental results, the predicted energy curve decreases and shows a difference from the measured value. In the numerical model, the

friction coefficients used in the contact between the impactor and the specimen and the properties of the cohesive elements affect absorbed energy and may be the cause of this difference. Moreover, the predicted distribution of delamination shows that the delamination areas, including the complete and partially failed region and the separation between adjacent ply, are comparable to the experimental phenomenology observed **Figure IV- 19e**.

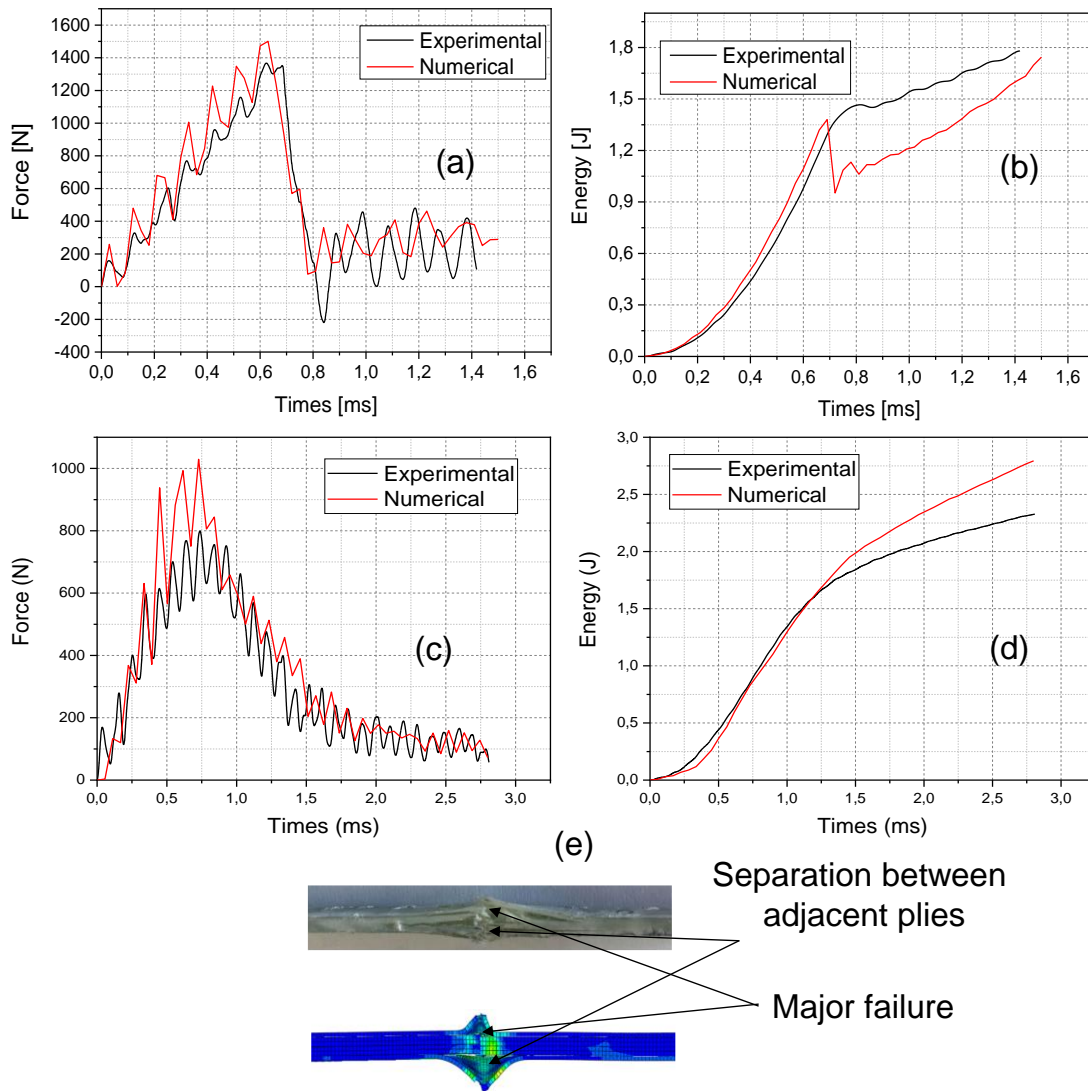


Figure IV- 19 : Comparison between numerical and experimental impact (a)-(c) force-time curve $[0/90]_{3s}, [\pm 45]_{3s}$ (b)-(d) energy-time $[0/90]_{3s}, [\pm 45]_{3s}$ (e) delamination area: view from the top side of the sample.

5.2. Local mechanical response: FE results compared to experimental DIC measurements

Figure IV- 20 and Figure IV- 21 shows the transverse displacement U2 distribution in the central region for $[0/90]_{3S}$ and $[\pm 45]_{3S}$ laminate composite. The magnitude of displacement is high at the center of the laminate in both FE and DIC results, and they are in good correlation.

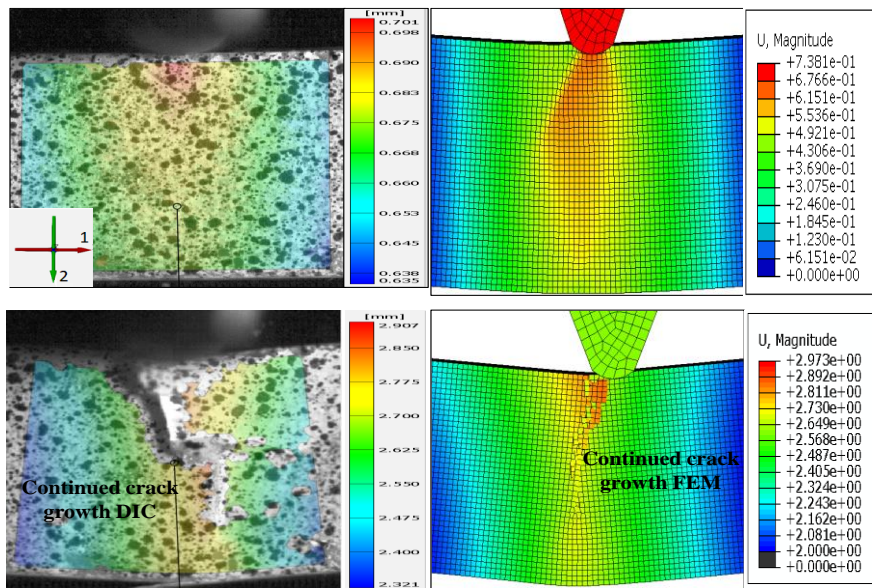


Figure IV- 20 : Comparison of transverse displacement from FE simulation with DIC displacement for $[0/90]_{3S}$

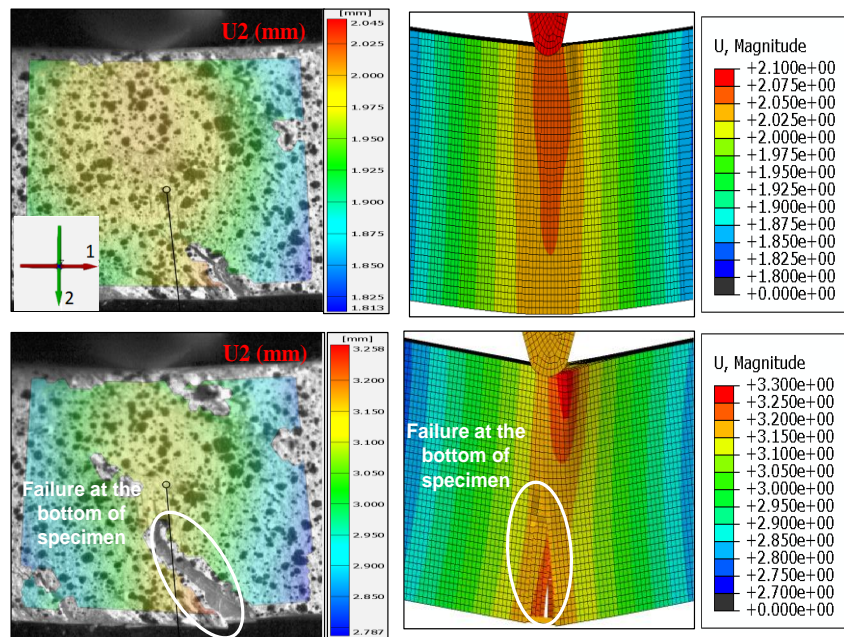


Figure IV- 21 : Comparison of transverse displacement from FE simulation with DIC displacement for $[\pm 45]$ finite element damage evolution and failure mechanism process.

5.3. Finite element damage evolution and failure mechanism process case of $[0/90]$ laminate

It is worth mentioning that once the failure initiates, damage evolution is governed by fracture energy dissipated during failure. That means the damage variable keeps evolving from 0 to 1 irreversibly after damage occurrence, and the stiffness of the damaged element degrades accordingly until the complete failure of the element. **Figure IV- 22** and **Figure IV- 23** shows deformation and damage development for the two orthogonal directions of the NCF composite under tension and compression loading, respectively. For both transverse tensile damage d_{2t} and compression damage d_{2c} , damage occurs initially in the center line at the impact zone **Figure IV- 23**, initiated by delamination under compression. The transition from compression to tension passing through specimen width results in shear stress through the sample thickness. The damage progresses with the increase of external load, and the damage areas expand and connect with those of neighbouring zones. As seen in the illustration **Figure IV- 22**, the longitudinal tensile damage occurs and propagates on the bottom of the specimen. It may also be produced compressive damage occurring on the top of the specimen produced by the bending moment.

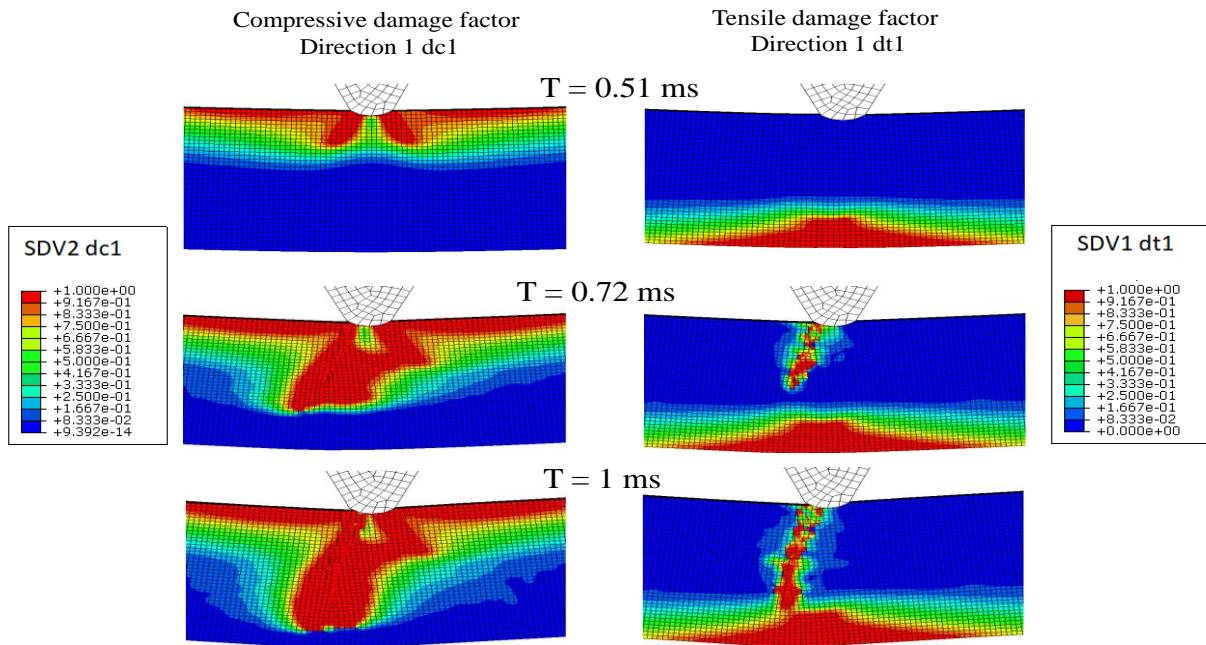


Figure IV- 22 : Damage failure: longitudinal direction (1) in tension and compression

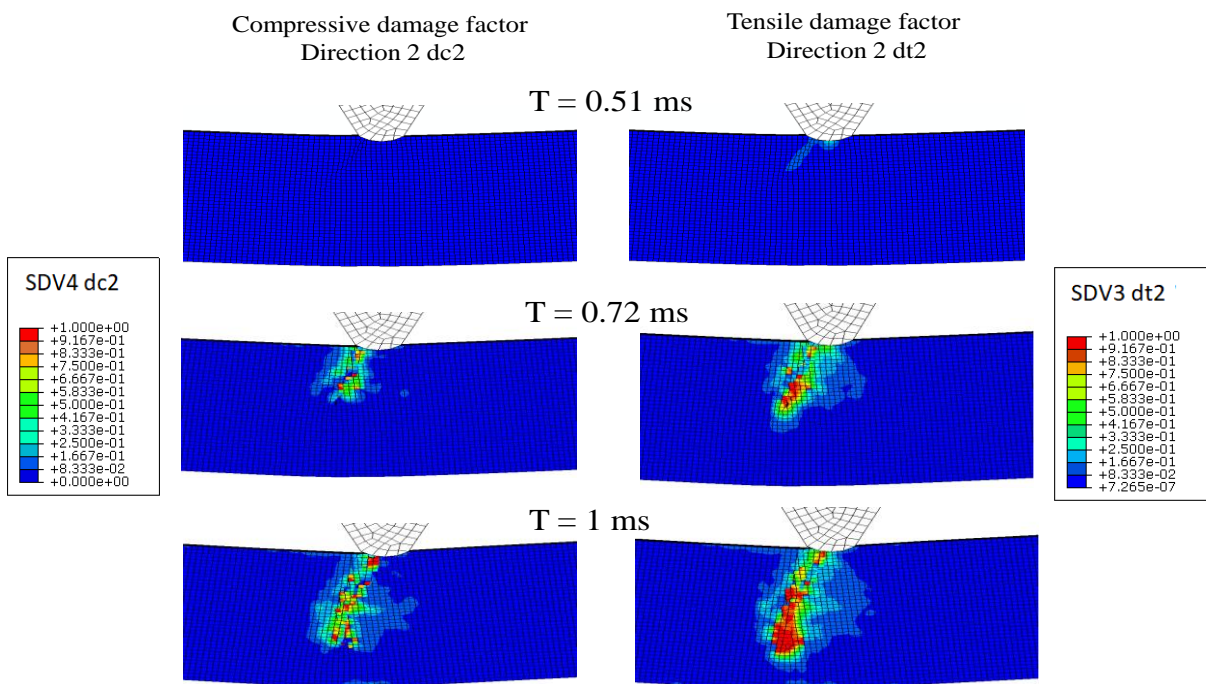


Figure IV- 23 : Damage failure: transverse direction (2) in tension and compression

The delamination damage consists of important cracks between plies. During the impact test, the surface under the center loading point exhibits extreme matrix deformation and Mode I of fracture is the most thoroughly characterized fracture mode in impact on edge for laminate composite. **Figure**

IV- 24 shows the delamination profile between adjacent layers for the sample during the impact test using the cohesive surface damage model CSDMG.

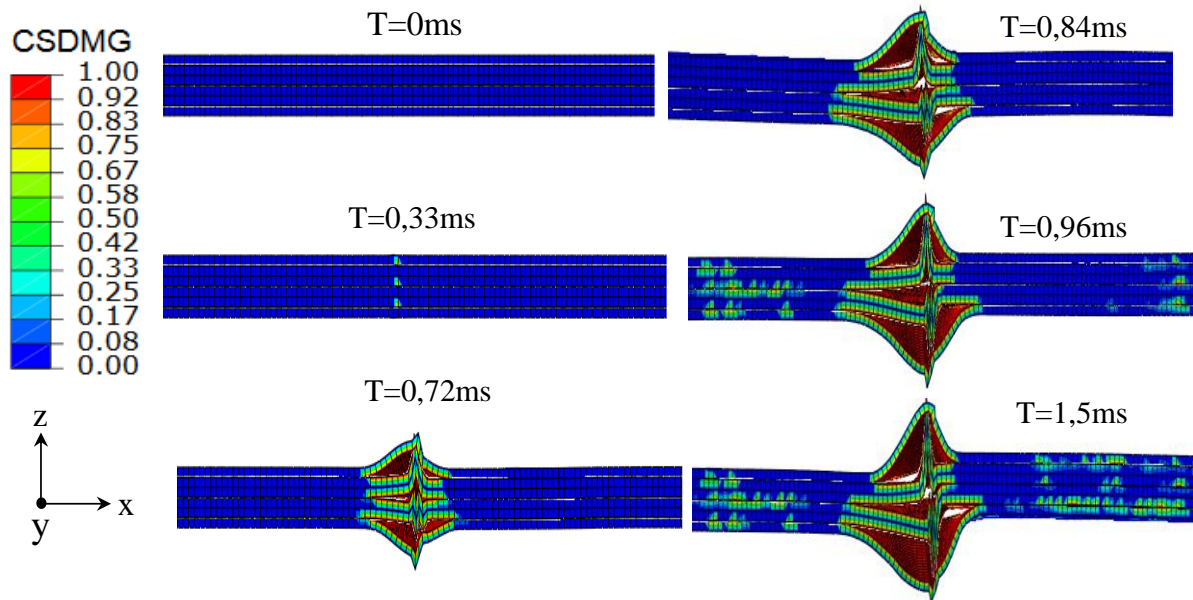


Figure IV- 24 : Delamination growth during the impact test (top view)

As shown in **Figure IV- 25**, all the damage variables factors rise to the peak at the same moment $t = 0.7$ ms for the [0/90] composite laminate. The high compressive zone in the top side of the specimen was selected to present the time history for transverse tensile and compression damage variables, and the bottom side in the high tensile zone was selected to present the longitudinal tensile and compression damage variables. As shown in **Figure IV- 25(a)**, unlike the tensile damage variable dt_2 , the transverse compression damage variable dc_2 rises to the max value 1. This is because compressive deformation is more significant than tensile deformation at the top side of the specimen for the impact test. In the meantime, at the bottom side of the specimen, the longitudinal tensile damage variable is easier to generate, and it propagates faster than the compression damage variable. Consequently, the loss of fitness is governed by compression damage variables at the top side and the tensile damage variable at the bottom side of the specimen during the impact test.

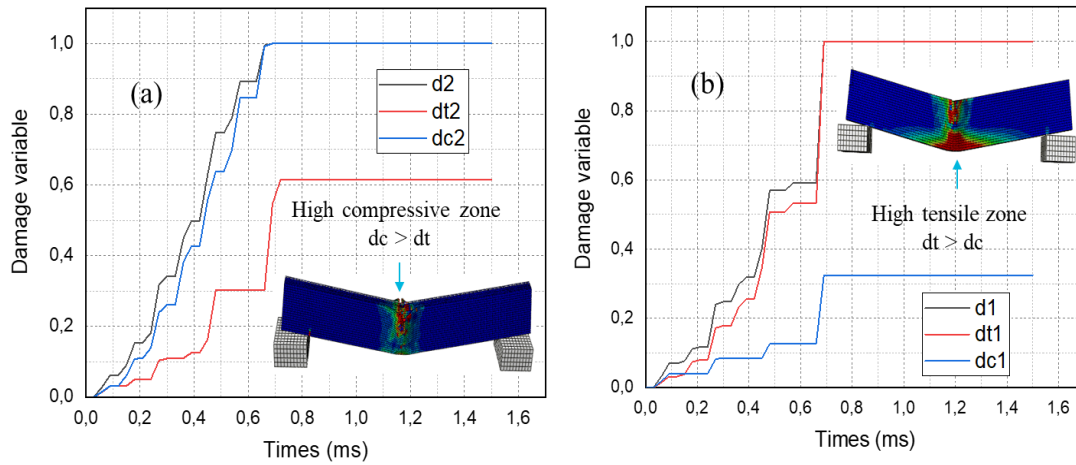


Figure IV- 25 : Damage variable versus time history (obtained from the element at the center of the high compressive zone (a) and element at the center of the high tensile zone at the bottom of sample (b)).

6. Conclusion

In this paper, an original method combining impact tests, high-speed imaging, multiscale homogenization and a progressive finite element damage model was developed to characterize and predict the impact damage behaviour of a composite sample under a complex stress state due to the three-point bending impact test. Two main lay-up composite architectures ($[0/90]_{3s}$ and $[\pm 45]_{3s}$) have been studied. The results have shown the influence of the lay-up architecture on the impact resistance of (NCF) GFRP laminates. $[\pm 45]_{3s}$ laminates exhibit lower peak force, longer duration of impact force and higher absorbed energy than $[0/90]_{3s}$.

High-speed imaging coupled with the DIC technique was successfully used to measure the deformation of the specimen and to track the evolution of damage during impact. It has been shown that damage in $[0/90]_{3s}$ laminate occurs under the loading contact point, dominated by delamination between adjacent layers and matrix cracking in the compressive side and propagate through the specimen until reaching the tensile side. For $[\pm 45]_{3s}$ laminates, the damage is primarily due to matrix cracking and delamination, and consequently, fiber/matrix interfacial fracture occurs in the ± 45 layers as a result of high free-edge interlaminar stress in the tensile side.

A numerical finite element model accounting for Intra-laminar and Inter-laminar damages has been developed to simulate this test and understand how damage factors evolve inside a specimen. The experimental impact curves have been compared with numerical simulation to evaluate the accuracy of the finite element model. This comparison showed that the proposed method could predict the impact behaviour in terms of peak force, duration of impact contact time, absorbed energy and delamination area.

**Chapitre V : Modélisation à l'échelle-méso de
l'endommagement d'un composite stratifié (NCF) sous
sollicitation de traction uniaxiale**

V.1. Introduction

Ce dernier chapitre, traite la validation du modèle pour de la simulation prédictive fiable de l'évolution des mécanismes jusqu'à la rupture, dans des situations de **chargement quasi-statique**. Deux cas d'essais quasi-statique ont été choisis :

- Essai de traction (**0°/90°**), qui est un exemple classique pour étudier le développement de la fissure de la matrice (fissuration par tension transversale) et son effet sur la capacité de charge des composites NCF.
- Essai de traction en **cisaillement plan ($\pm 45^\circ$)**, qui fournit des informations utiles sur la capacité des théories de la rupture à prédire diverses formes de rupture induites par la présence de diverses composantes de contrainte et la réponse non linéaire en contrainte/déformation, induite par les dommages accumulés sur le matériau dans la direction du cisaillement dans le plan.

La modélisation **multi-échelle**, examinée au **chapitre 2 Partie B**, s'est avérée être une technique efficace pour prédire les propriétés physiques des composites NCF, et en particulier les propriétés mécaniques. Il a été noté qu'une prédiction fiable nécessite l'utilisation d'une géométrie réaliste car les modèles géométriques simplifiés ne sont pas capables de capturer le comportement mécanique non linéaire.

Contrairement à l'approche macroscopique où le pli NCF (0/90) a été modélisé comme une seule entité, le modèle dit méso-scopique supprime certaines hypothèses du précédent modèle en adoptant une représentation géométrique plus proche de la réalité du matériau. A ce titre, il présente l'avantage de faire un lien entre l'endommagement et la géométrie du composite NCF. En outre, il a permis de prendre en compte le comportement élasto-plastique de la matrice entourant le réseau des mèches de fibres et le comportement endommageable des mèches unidirectionnelles. Un modèle de zone cohésive a été appliqué pour prédire la progression de l'endommagement de l'interface entre les mèches et la matrice.

Le modèle d'endommagement continu proposé dans les chapitres 3 et 4, est implémenté dans **Abaqus/standard** à l'aide d'une routine **UMAT** pour modéliser le comportement à la rupture des composites NCF sous chargement quasi-statique. Le modèle de la seconde approche a été vérifié pour prédire le comportement de ruptures des stratifiés NCF sous des charges de traction monotone et de cisaillement plan. Pour cet ensemble de tests quasi-statiques, le modèle proposé a montré de bons résultats, même pour prédire la forte non-linéarité constaté lors d'un essai de traction ($\pm 45^\circ$).

Par conséquent, le modèle proposé dans la seconde approche a une large gamme d'applications. Dans cette étude, nous avons appliqué le modèle aux composites NCF, mais il peut également être utilisé pour les composites à renfort tissés, les composites tressés et les composites renforcés par des fibres courtes.

Ces travaux ont mené à la rédaction de l'article suivant, intitulé « **Mesoscale damage modelling of non-crimp fabric (NCF) laminate composite subjected to tensile loading condition** » en cours de soumission.

V.2. Article: Mesoscale damage modeling of non-crimp fabric (NCF) laminate composite subjected to tensile loading condition

Ahmed Boukar ^{1,3}, **Stephane Corn** ¹, **Pierre Slangen** ², **Patrick Ienny** ¹

1 : LMGC, IMT Mines Alès, Univ Montpellier, CNRS, Alès, France

e-mail : ahmed.boukar@mines-ales.fr patrick.ienny@mines-ales.fr stephane.corn@mines-ales.fr

2: Euromov Digital Health in Motion, Univ Montpellier, IMT Mines Alès, Alès, France 30100

e-mail : pierre.slangen@mines-ales.fr

3 : Ecole Supérieure Polytechnique, BP 4303 Nouakchott, Mauritanie

Keywords: Laminate composite, progressive damage model, Non-crimp fabric composite

ABSTRACT

Non-crimp fabric (NCF) composites manufactured by resin infusion techniques are among the most promising next-generation composite materials. They offer significant potential for application in primary structures as they give excellent performance at low production costs. However, before NCF composites are efficiently used in the design, a detailed understanding of micro-mechanisms governing the accumulation of damage is a prerequisite for the definition of predictive models. In the present study, NCF cross-ply laminates have been manufactured and tested under quasi-static tensile loading.

The fracture and strength of NCF composite were studied numerically by continuum damage mechanics (CDM) approach and cohesive zone modelling. The mesoscale finite element model of representative unit cells of non-crimp fabric laminated composites is developed to predict strength and fracture behavior. A CDM model is established by 3D Hashin damage theory to predict the progressive damage initiation and propagation in the tows at the mesoscopic scale. The polymer matrix rich-zone was modelled using an elastoplastic damage model, and a theoretical traction-separation law was applied to predict the damage progression of the tows interfaces separations.

The FE mesoscale model proposed in this work is considered to predict all the damage mechanisms under quasi-static tension loading conditions of NCF laminated composite. The damage model has been validated, and the results from the simulated RVE are compared against experimental results of longitudinal uniaxial tensile test ($[(0/90)_{3S}]$) and the in-plane shear test ($[(\pm 45)_{3S}]$).

1. Introduction

Composite materials are playing an increasingly important role in today's technological world and are gradually replacing metals in structural applications. The main objective of introducing composite materials into structures is to improve the strength to weight ratio and other advantages such as design flexibility, reducing the number of parts, corrosion resistance, fatigue and impact resistance. In addition, the composite material can be customized for the intended loading directions. Manufacturing laminates from pre-impregnated unidirectional (UD) composites presents difficulties and has a higher cost. Dry textile fabrics with lower prices and higher production rates have been developed to overcome this problem. In addition, these dry fabrics do not require controlled storage conditions. Non-crimp fabrics (NCF) are textile composites in which the plies are sewn together by a polyester yarn in the thickness direction but are nonwoven. In the manufacturing process, the reinforcement (preform) is infiltrated by a resin, creating an NCF composite that is heterogeneous not only on the microscale as for prepreg based composites but also on the mesoscale.

In this context, the characterization of mechanical properties of textile and NCF composites is difficult, mainly due to the complex internal microstructure. Generally, the geometry is simplified using Ishikawa and Chou[49] models for woven composites named the mosaic and fiber undulation model. In this model, an artificial reduction of the size of tow cross-sections is used by replacing the “quasi-elliptical” shape of the tow with a rectangular shape to eliminate extreme thin layers of matrix in-between adjacent yarns [5–7], which is usually employed but would lead to the usage of a higher intra-yarn fiber volume fraction, and effects the stress distribution close to the corners and interfaces. This proposed model is widely employed to compute the elastic behavior of textile and NCF composites analytically [14], [153]–[155] and numerically [43].

Alternatively, a more advanced geometry can be created by using a textile pre-processors like TexGen[50] or WiseTex[51]; the use of the the voxel-based FE method has proven effective in the stress/strain analysis of textile NCF composites, one of the significant advantages of which lies in obtaining a compromise between meshing efforts and computational costs.

The architecture of NCFs shows similarities with woven fabric composites, and therefore methods and models used to model woven fabric composites are relevant also for NCF composites. The numerical models reported in the literature are broadly divided into three categories based on the scale level at which damage models were developed (micro, meso and macro).

At the macro scale level, the tow/matrix regions were not modelled separately. The damage was predicted using different effective stress criteria. If these models are computationally efficient, they have limited accuracy and cannot predict failure in individual yarn and matrix regions due to the homogenization assumption. Most numerical models were conducted on the mesoscale level, where the polymer matrix and reinforcement are considered isotropic including transversely. Tows damage initiation was generally modelled based on well-known failure criteria, such as maximum stress, Hashin [156] or Puck [157]–[159] failure theories with constant degradation and continuous degradation to simulate the loss of stiffness under different quasi-static load cases. Several studies [52], [156], [160]–[162] ignored the polymer matrix damage model. In contrast, a few authors investigated the polymer matrix damage response separately using damage initiation criteria such as von Mises criteria [163]–[165]. The studies based on the CDM approach could predict the ultimate strengths and fracture of

tows and matrix damage, while the interface delamination between tow-to-tow and tow/matrix regions has not been clearly investigated.

In this work, a fully three-dimensional finite element model of a non-crimp fabric laminated composite is developed to understand further the local damage initiation, damage propagation, failure behaviors and investigate the interface strength effect in the initiation of delamination. Numerical studies of the single-layer material provide insights into the intrinsic failure mechanisms, which are a prerequisite for the development of more accurate macro-scale models and more efficient test methods. Here, a progressive damage model is presented by implementing a failure criteria and a damage degradation model as a user-defined material model (UMAT) in the ABAQUS finite element software. A cohesive zone model is used to model the interface, and its possible delamination between tows and pure matrix. This paper is organized as follows. The first section describes the material models used to describe the progressive damage of the composite. The damage-evolution model of tows is based on fracture energy dissipated during the damage process, characteristic length of the element and equivalent displacement. Hashin-type failure criteria are employed to determine damage initiation. The behavior of the polymer matrix is considered to be elastoplastic, and based on Von Mises criteria in order to describe the nonlinearity of the matrix during an in-plane shear test. A cohesive law is introduced to simulate interface failure, and the second section presents experimental work and numerical simulation procedures. A unit cell model of this NCF composite is described. The third section of this study is dedicated to exploring in detail the multiscale progressive damage model component of the framework, which has been implemented specially for non-crimp fabric (NCF) composites. The fourth section examines the capability of this model to describe experiments and demonstrates its ability to predict local initiation and progression of damage. The main summary points and conclusions resulting from the present work are listed in the fifth Section.

2. Materials and testing

2.1. Materials

The laminated composite utilized in this study is composed of biaxial stitched glass fibre in 0° and 90° directions laid up according to the stack (0°/90°), and impregnated with a polyester resin. The mechanical properties of the glass fibre and polyester resin were taken from the datasheets, and listed in **Table V- 1**.

Table V- 1 : Mechanical properties of the constituents for glass fibre and polyester resin

Elastic constants	Fibres	Matrix
Young's modulus E (GPa)	72	3.5
Shear modulus G (GPa)	30	1.26
Poisson's ratio ν	0.2	0.38
Density (g/cm ³)	2.56	1.05

Chapitre V : Modélisation à l'échelle-méso de l'endommagement d'un composite stratifié (NCF) sous sollicitation de traction

Tensile strength (MPa)	2000	60
Compressive strength (MPa)	1350	120

The laminated was manufactured by vacuum infusion of the resin into 6 plies of the biaxial glass fibre reinforcement, resulting in 3mm thickness. In order to achieve the objective of studying loading direction sensitivity, plates were cut into two different orientations. Sample required for on-axis and out-off-axis testing were then cut along the 0° direction and the 45° direction respectively **Figure V- 1**.

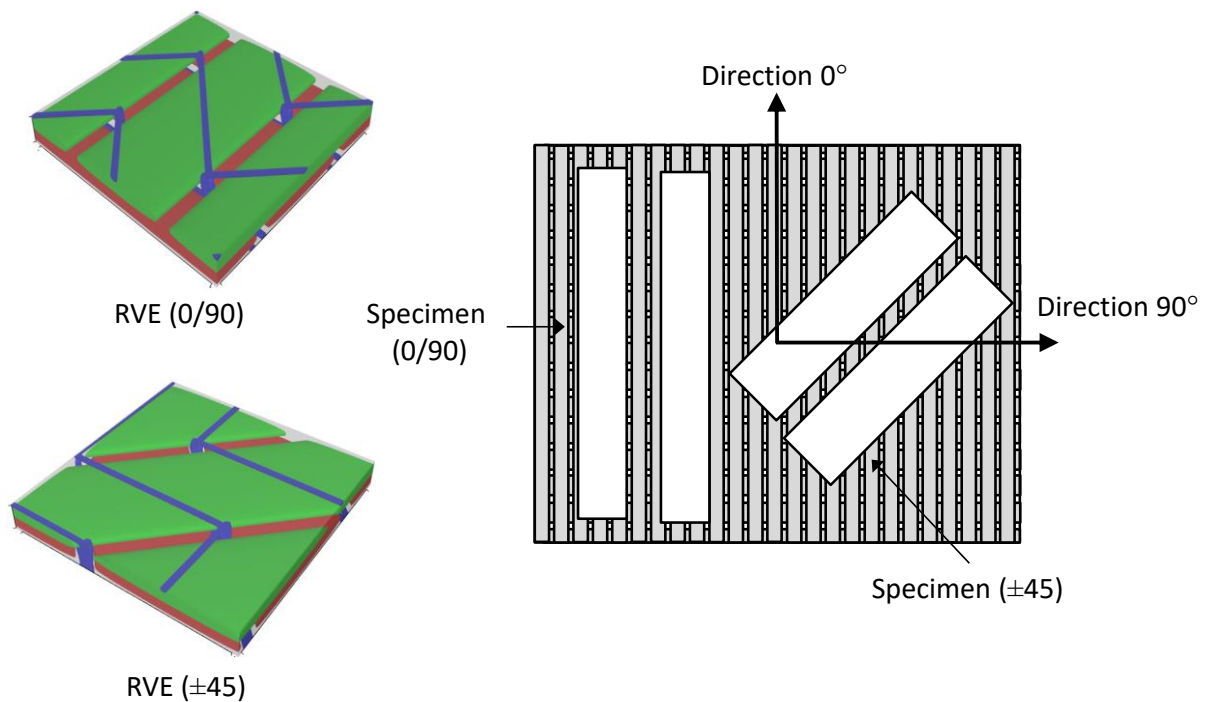


Figure V- 1 : Schematic of NCF composite RVE, and specimen cutting orientation

NCF composites are heterogeneous materials with a layered structure; see an example in **Figure V- 2**, with each layer consisting of theoretically straight fiber bundles with a distinct orientation and matrix cylinders parallel to them with a complex cross-section. The mesoscale geometry was determined by image analysis of cross-sectional photographs of laminates taken through a Scanning Electron Microscope (SEM). The yarn shapes (width, thickness) and resin rich zone between tows were measured and presented in **Figure V- 2(b)**.

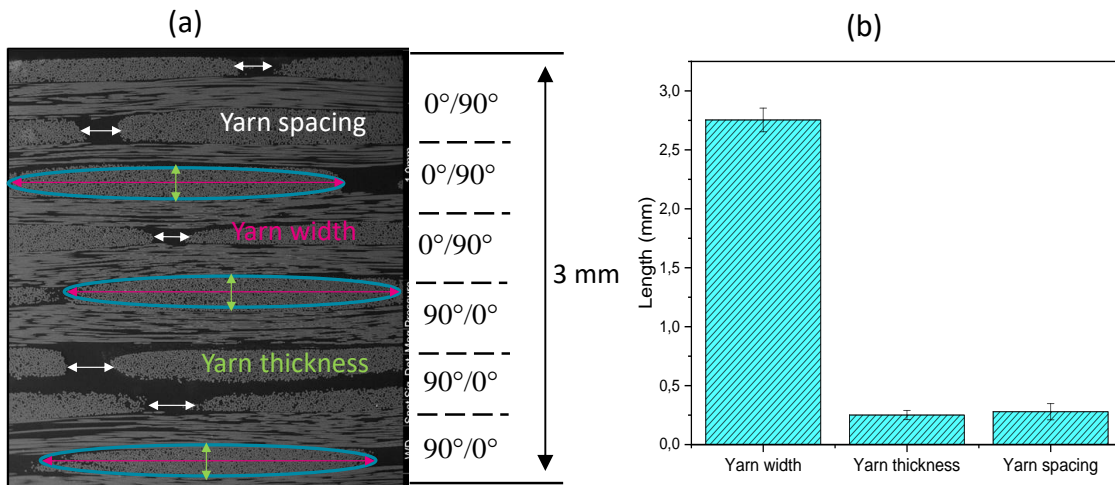


Figure V- 2 : (a) SEM cross-sectional view of the NCF composite (b) and average dimensions of yarns

From the measurements, the cross-sectional shape, the tows can be considered elliptical with a major and minor axis of average length 2.8 ± 0.1 and 0.285 ± 0.03 mm respectively and an average length of 0.35 ± 0.06 mm of resin-rich region present between the tows [118].

To determine the volume fraction of fiber inside tow, fifteen pictures were taken with an optical microscope. The images are processed using ImageJ software: the fiber volume fraction distribution is calculated from the fifteen images and is plotted in **Figure V- 3(c)**, and the average volume fraction is $V_f = 0.7$.

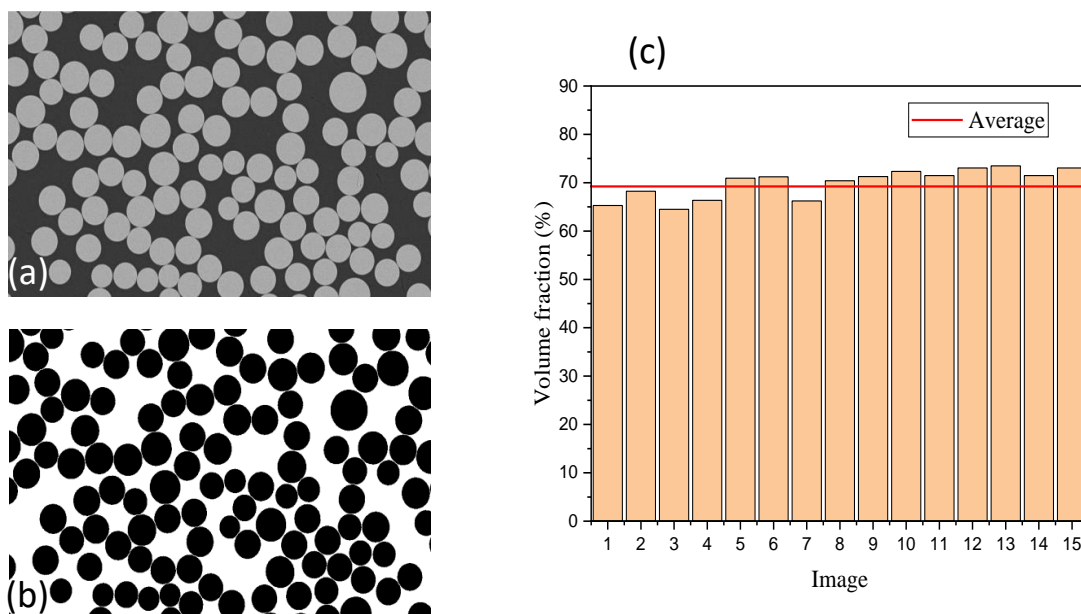


Figure V- 3 : (a) SEM image of a specific area (b) SEM image segmented under ImageJ (c) fiber volume fraction distribution inside the yarn.

2.2. Uniaxial tensile test on NCF composite

A uniaxial tensile test was performed according to the ISO 527-4 standard on an MTS Criterion C45 tensile machine equipped with a 100 KN load cell. The crosshead speed was 1mm/min. The deformations in the longitudinal and transverse directions were measured using in-house [ref] digital image correlation software called CinEMA. Three specimens were tested until failure for each configuration $[0/90]_{3s}$ and $[\pm 45]_{3s}$. The size of the specimens is 250 mm x 25 mm x 3mm; four aluminum tabs are bonded to the ends of the sample on both sides. Thus, the effective length of the specimen is 150 mm **Figure V- 4**.

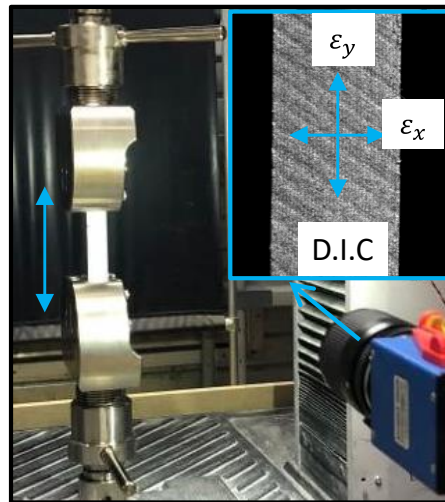


Figure V- 4 : Experimental tensile test setup.

3. Multiscale numerical modelling strategy of NCF composite

The NCF composite has a multiscale architecture, and since the heterogeneities of a fiber bundle and a layer are at different scales, multi-scale models are then proposed to considerably simplify the analysis of their mechanical behavior.

3.1. Microscale Analytical Model

As part of yarn-scale homogenization, each yarn is considered to be transversely isotropic and the elastic properties (elastic moduli, shear modulus and Poisson's ratios) are calculated using the Chamis [38] formula in local coordinate system (**Figure V- 5**), by considering a fiber volume fraction previously determined (V_f) of 70%, as expressed by Eq. (I- 2).

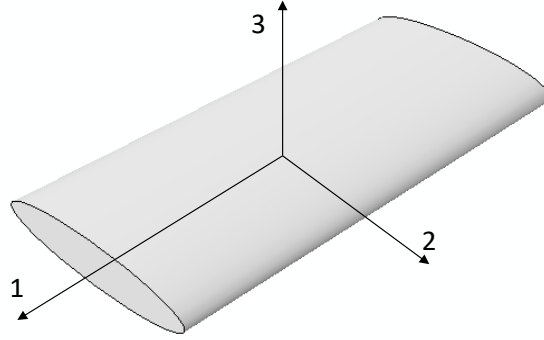


Figure V- 5 : Tow local coordinate system

$$\begin{aligned}
 E_{11} &= V_f E_f + (1 - V_f) E_m \\
 E_{22} &= E_{33} = E_m / [1 - \sqrt{V_f} (1 - E_m / E_f)] \\
 G_{12} &= G_{23} = G_m / [1 - \sqrt{V_f} (1 - G_m / G_f)] \\
 v_{12} &= V_f v_f + (1 - V_f) v_m \\
 v_{23} &= E_{22} / (2G_{23}) - 1
 \end{aligned} \tag{V- 1}$$

Where the subscript f denotes fibre, m denotes matrix, and constants " E_{11} ", " E_{22} ", " E_{33} ", " G_{12} ", " G_{23} ", " v_{12} ", " v_{23} " represents the effective modulus of elasticity, modulus of rigidity, and Poisson's ratio of the tow in a local coordinate system. The strength properties of individual yarn depend on the fiber volume fraction and strength of individual constituents, i.e., fiber and matrix. For each unidirectional yarn, the strength was estimated using the Chamis model given by the following expressions:

$$\begin{aligned}
 X_{11}^T &= V_f X_f^T \\
 X_{11}^C &= V_f X_f^C \\
 Y_{22}^T &= \left[1 - \left(\sqrt{V_f} - V_f \right) - \frac{E_m}{E_f} \right] T_m \\
 Y_{22}^C &= \left[1 - \left(\sqrt{V_f} - V_f \right) - \frac{E_m}{E_f} \right] C_m \\
 S_{12} &= \left[1 - \left(\sqrt{V_f} - V_f \right) - \left(1 - \frac{G_m}{G_f} \right) \right] S_m
 \end{aligned} \tag{V- 2}$$

Table V- 2 : The mechanical properties of UD yarn

Yarn properties	Density	$\rho = 1760 \text{ kg/m}^3$
	Young's modulus	$E_{11} = 51,930 \text{ GPa}$ $E_{22} = E_{33} = 17,830 \text{ GPa}$ $G_{12} = G_{23} = 6344 \text{ MPa}$
	Poisson's ratio	$\nu_{23} = 0,387$ $\nu_{12} = \nu_{13} = 0,246$
	Strength	$X_{11}^T = 1400 \text{ MPa}$ $Y_{22}^T = 48 \text{ MPa}$ $S_{12} = 57 \text{ MPa}$ $X_{11}^C = 945 \text{ MPa}$ $Y_{22}^C = 97 \text{ MPa}$

Where, X_{11}^T , X_{11}^C , Y_{22}^T , Y_{22}^C and S_{12} represents longitudinal tensile strength, longitudinal compressive strength, transverse tensile strength, transverse compressive strength and in-plane shear strength, respectively of the tows. X_f^T and X_f^C denote tensile and compressive strength of the fibre. T_m , C_m and S_m denote tensile, compressive and shear strength of the matrix.

3.2. Mesoscale model

3.2.1. Matrix

The polymer matrix is considered isotropic, and an elastoplastic damage model based on Von Mises plasticity theory was chosen to describe the damage model.

The total strain tensor ε is decomposed into an elastic part ε^e and a plastic part ε^p :

$$\varepsilon = \varepsilon^e + \varepsilon^p \quad (\text{V- 3})$$

Plastic description

The plasticity will take place when the following yield function is equal to zero

$$f = \sigma_e - \sigma_y \quad (\text{V- 4})$$

The effective stress σ_e was defined in the context of Von Mises plasticity theory

$$\sigma_e = \sqrt{\frac{1}{2} [(\sigma_{11} - \sigma_{22})^2 + (\sigma_{11} - \sigma_{33})^2 + (\sigma_{22} - \sigma_{33})^2 + 6\sigma_{12}^2 + 6\sigma_{13}^2 + 6\sigma_{23}^2]} \quad (\text{V- 5})$$

Plastic flow rule

The flow rule is then given as a function of the yield function f and the plastic multiplier λ .

$$d\varepsilon^p = d\lambda \frac{\partial f}{\partial \sigma} \quad (V- 6)$$

Where $d\lambda$ gives the magnitude of the plastic strain rate and $\frac{\partial f}{\partial \sigma}$ gives the direction of the plastic strain increment. In Von Mises plasticity and effective plastic, strain is defined as:

$$\varepsilon_p = \sqrt{\frac{2}{3}} \varepsilon^p: \varepsilon^p \quad (V- 7)$$

and accordingly, the plastic flow law reads:

$$d\varepsilon^p = \frac{3}{2} d\varepsilon_p \frac{\sigma}{\sigma_e} \quad (V- 8)$$

$$\sigma_f = \sigma_f \left(1 + \frac{E_m \varepsilon_p}{\sigma_y} \right)^N \quad (V- 9)$$

Where σ_f is the flow stress and N ($0 \leq N \leq 1$) is the strain hardening exponent. **Table V- 3** gives the polyester matrix properties. The optimal value of the strain hardening exponent was found by curve fitting through experimental data of the tensile test stress-strain curve on polyester matrix.

Table V- 3 : Mechanical properties of the polyester matrix

Material property	Value
Elastic modulus E_m (MPa)	3500
Elastic Poisson's ratio ν_m	0.38
Initial yield stress σ_y (MPa)	40
Strain hardening exponent N	0.79

3.2.2. Fibers tows

Damage initiation criteria for tows.

The tows were modelled as transversely isotropic linear elastic composite up to damage initiation, followed by the linear damage evolution. This work used modified three-dimensional quadratic failure criteria (Hashin 3D failure criteria) to predict damage initiation in each tow [16]. Equations (V-10)-(V-11) gives the tensile damage initiation functions considered in this work in direction 1 for fibre in tows and direction 2 for matrix inside the tows.

Fibre tensile failure direction 1 ($\sigma_{11} \geq 0$)

$$F_f = \left(\frac{\sigma_{11}}{X_{11}^T} \right)^2 + \frac{\sigma_{12}^2}{S_{12}^2} + \frac{\sigma_{13}^2}{S_{13}^2} \quad (V-10)$$

Matrix tensile failure direction 2 ($\sigma_{22} + \sigma_{33} \geq 0$)

$$F_m = \left(\frac{\sigma_{22} + \sigma_{33}}{Y_{22}^T} \right)^2 + \frac{\sigma_{23}^2 - \sigma_{22}\sigma_{33}}{S_{23}^2} + \frac{\sigma_{12}^2}{S_{12}^2} + \frac{\sigma_{13}^2}{S_{13}^2} \quad (V-11)$$

Damage evolution

Once the above criterion is satisfied, an exponential progressive damage evolution law for fiber and matrix in tension is adopted to degrade the matrix stiffness coefficient, described by the following equations:

$$\begin{aligned} d_f &= 1 - \frac{1}{F_f} \exp\left(\frac{(X_{11}^T)^2 (1 - F_f) l_c}{C_{11} G_f} \right) \\ d_m &= 1 - \frac{1}{F_m} \exp\left(\frac{(Y_{22}^T)^2 (1 - F_m) l_c}{C_{22} G_m} \right) \end{aligned} \quad (V-12)$$

The evolution of the damage variables are a function of the damage thresholds and the fracture energy per unit area under uniaxial tensile loading. Where, X_{11}^T and Y_{11}^T are the tensile strength in longitudinal and transverse direction; G_f and G_m are fiber and matrix fracture energy in tension, respectively, l_c is the characteristic length of the element. The use of the fracture energy-based damage evolution law and the introduction of the characteristic element length l_c in the damage evolution law help to minimize the mesh sensitivity of the numerical results.

During progressive damage of tow, the effective elasticity matrix is reduced by the two-damage variable d_f and d_m , as follows:

$$C_d = \begin{bmatrix} (1 - d_f)C_{11} & (1 - d_f)(1 - d_m)C_{12} & (1 - d_f)C_{13} & 0 & 0 & 0 \\ & (1 - d_m)C_{22} & (1 - d_m)C_{23} & 0 & 0 & 0 \\ & & C_{33} & 0 & 0 & 0 \\ & symmetric & & (1 - d_f)(1 - d_m)C_{44} & 0 & \\ & & & & C_{55} & 0 \\ & & & & & C_{66} \end{bmatrix} \quad (V-13)$$

Where

$$C_{11} = \frac{E_1(1 - \nu_{23}^2)}{\Delta} \quad (V-14)$$

$$C_{22} = C_{33} = \frac{E_2(1 - \nu_{12}\nu_{21})}{\Delta}$$

$$C_{12} = C_{13} = \frac{E_2(\nu_{12} - \nu_{12}\nu_{23})}{\Delta} *$$

$$C_{23} = \frac{E_2(\nu_{23} - \nu_{12}\nu_{21})}{\Delta}$$

$$C_{44} = C_{55} = G_{12}$$

$$C_{66} = G_{23}$$

Where the denominator Δ is given by

$$\Delta = 1 - 2\nu_{12}\nu_{21} - \nu_{23}^2 - 2\nu_{12}\nu_{21}\nu_{23} \quad (\text{V- 15})$$

3.2.3. Interlaminar damage model

Interfacial separation (delamination) between tows and pure matrix interfaces has been modeled using cohesive zone model. Zero-thickness cohesive elements are proposed in this study to simulate the tow-pure matrix interface separation. The response of cohesive elements are governed by a typical bilinear traction-separation law as described in refs [118][156]. **Table V- 4** shows the cohesive fracture parameters used in this study.

Table V- 4 : Interface strengths and fracture toughness

t_n^0 (MPa)	t_s^0 (MPa)	t_t^0 (MPa)	G_n^c (J/mm ²)	G_s^c (J/mm ²)	G_t^c (J/mm ²)
100	100	100	2.2	4	4

3.3. Mesomechanical finite element model

The NCF mesoscale RVE geometries were modelled using TexGen [111], based on the geometric parameter of tows extracted from images analysis in section 2.1 **Figure V- 2**. In the mesoscale modelling of the NCF composites, the stitching polyester yarn was excluded from the analysis because it has nearly the same stiffness contributions as the matrix. The model proposed is intended to predict the response of each constituent and their contribution to the global behavior. It is also efficient in capturing local damage events.

The complete unit cell of the NCF composite was represented in the FE model using the basic components of the tow, and the pure matrix for two laminate architectures [0/90] and [±45] are shown in **Figure V- 6**.

The non-crimp fabric RVE has a dimension of 6.4 x 6.4 x 0.6 mm, and the model was meshed using the voxel mesh technique with 50.000 elements to ensure that all the elements have equal volume.

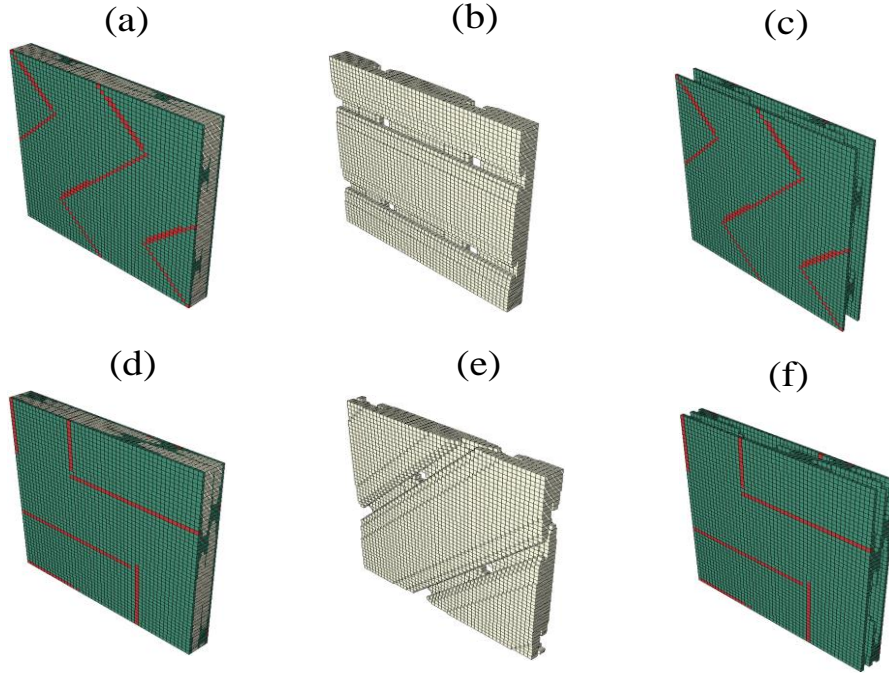


Figure V- 6 : Components of complete RVE of NCF composites. Including (a) and (d) complete RVE, (b) and (e) Yarn, and (c)-(f) pure matrix for [0/90] and [±45].

In the numerical analysis of the mesoscale NCF RVE, an easy boundary conditions scheme (PBCs) were applied to the NCF RVE to replicate its repeating nature. **Figure V- 7** shows the boundary condition scheme for the FE tensile test model used in this study, so in order to reduce the amount of computation and obtain more reasonable mechanical response, ordinary and translational symmetry boundary conditions were used to simulate real loading and boundary conditions of the test specimen in this study.

The formulas of the translational displacements boundary conditions along the loading direction are given as follows:

$$\begin{aligned}
 u(a, y, z) &= u(0, y, z) + \delta \\
 v(a, y, z) &= v(0, y, z) \\
 w(a, y, z) &= w(0, y, z)
 \end{aligned}
 \tag{V- 16}$$

where, u , v and w refer to the displacement in the x , y and z directions respectively; δ is the specified applied displacement for the axial or in-plane shear tension.

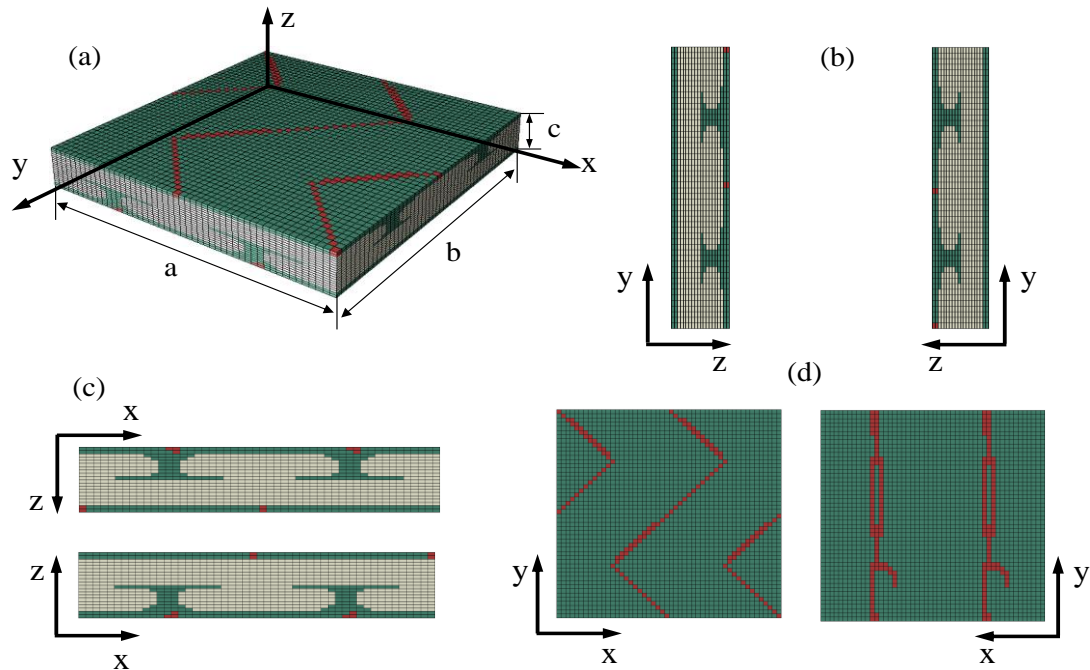


Figure V- 7 : (a) FEM model of NCF RVE; opposite face for boundary condition (b) in x direction; (c) in y direction and (d) in z direction.

3.4. Numerical implementation of the damage model

The algorithm of the multiscale progressive damage model is shown in **Figure V- 8**. The inputs of the damage model are elastic constants and strength parameters of tows calculated using the analytical micro-scale model in section 3.1 and the matrix elastoplastic parameters. The damage model was defined in a user-define subroutine (UMAT) implemented to Abaqus. The finite element simulation was performed at the meso-scale level in Abaqus/Standard. Since NCF composites are composed of pure matrix and tows, then for each (pure matrix and tow) an individual UMAT is defined to describe the damage behavior.

To use more than one user-defined mechanical material model, the variable *CMNAME* in Abaqus can be tested for different material names inside user subroutine UMAT as illustrated below:

```

IF (CMNAME (1:4) .EQ. 'MAT1') THEN
    CALL UMAT_MAT1 (argument_list)
ELSE IF (CMNAME (1:4) .EQ. 'MAT2') THEN
    CALL UMAT_MAT2 (argument_list)
END IF

```

(V- 17)

UMAT_Matrix and UMAT_Tow are the actual user material subroutine containing the constitutive materials models for each material, (Matrix) and (Tow), respectively. Subroutine UMAT merely acts as a directory here.

In order to achieve a fast convergence of the numerical algorithm, the material Jacobian matrix must be specified for each user material subroutine. The material Jacobian [J] is defined as:

$$[J] = \frac{\partial \sigma}{\partial \varepsilon} \quad (V- 18)$$

For matrix (UMAT_Matrix), the material Jacobian is simply the material stiffness matrix of isotropic elastoplastic polyester resin used in this work, thus providing a straightforward formulation for subsequent implementation into the user material UMAT_Matrix.

For yarn user material (UMAT_Tow), it should be noted that the calculation of the Jacobian matrix for damage models can be a complicated procedure, as mentioned by Bordreuil and Hochard [166] in their implementation of the continuum damage model for predicting failure in woven ply laminates. In the current work, the material Jacobian of CDM for yarn is obtained by differentiating the above equation:

$$\begin{aligned} \frac{\partial \sigma}{\partial \varepsilon} &= C_d + \frac{\partial C_d}{\partial \varepsilon} : \varepsilon \\ &= C_d + \left(\frac{\partial C_d}{\partial d_f} : \varepsilon \right) \left(\frac{\partial d_f}{\partial f_f} \frac{\partial f_f}{\partial \varepsilon} \right) + \left(\frac{\partial C_d}{\partial d_m} : \varepsilon \right) \left(\frac{\partial d_m}{\partial f_m} \frac{\partial f_m}{\partial \varepsilon} \right) \end{aligned} \quad (V- 19)$$

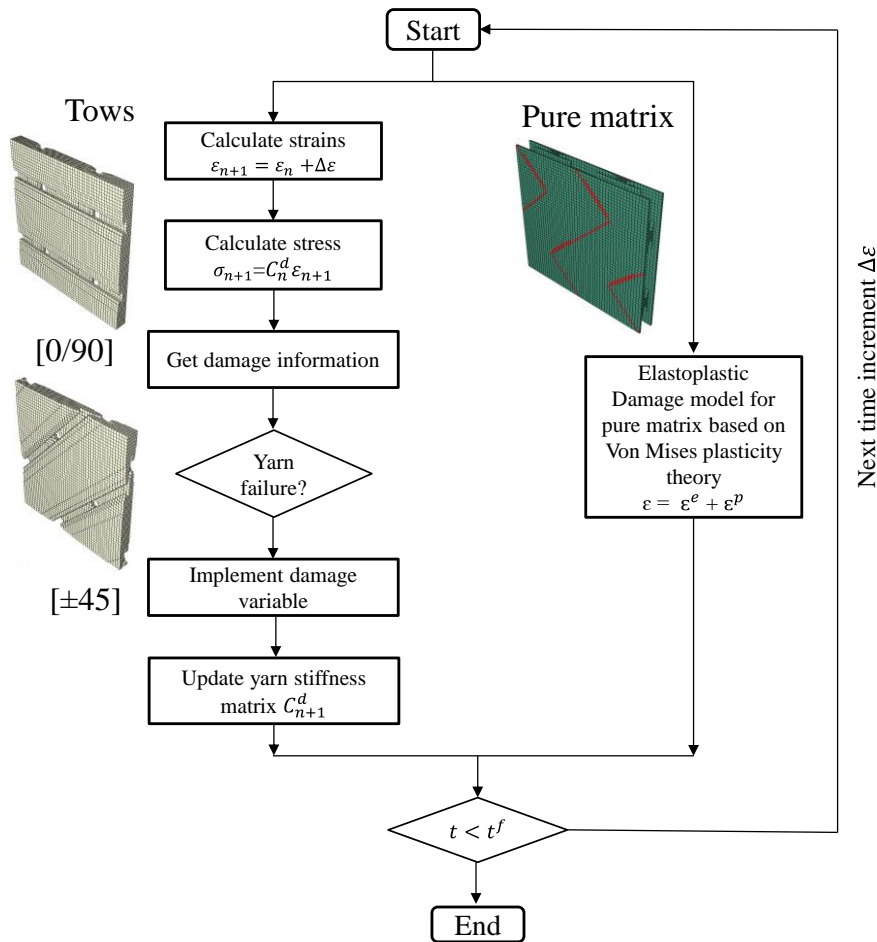


Figure V- 8 : Algorithm for UMAT subroutine implementation

4. Results and discussion

4.1. Quasi-static tensile test on polyester matrix

The tensile response of the polyester matrix was used to validate the behaviour of the elastoplastic predicted model proposed for the polymer matrix. The uniaxial tensile tests are conducted at room temperature and in the quasi-static regime according to EN ISO 527 on a Zwick Z010/HT2S press equipped with pneumatic jaws and a 2.5 KN load cell. Specimen's geometry, dimensions, boundary, and mesh are shown in **Figure V- 9(a)-(c)**.

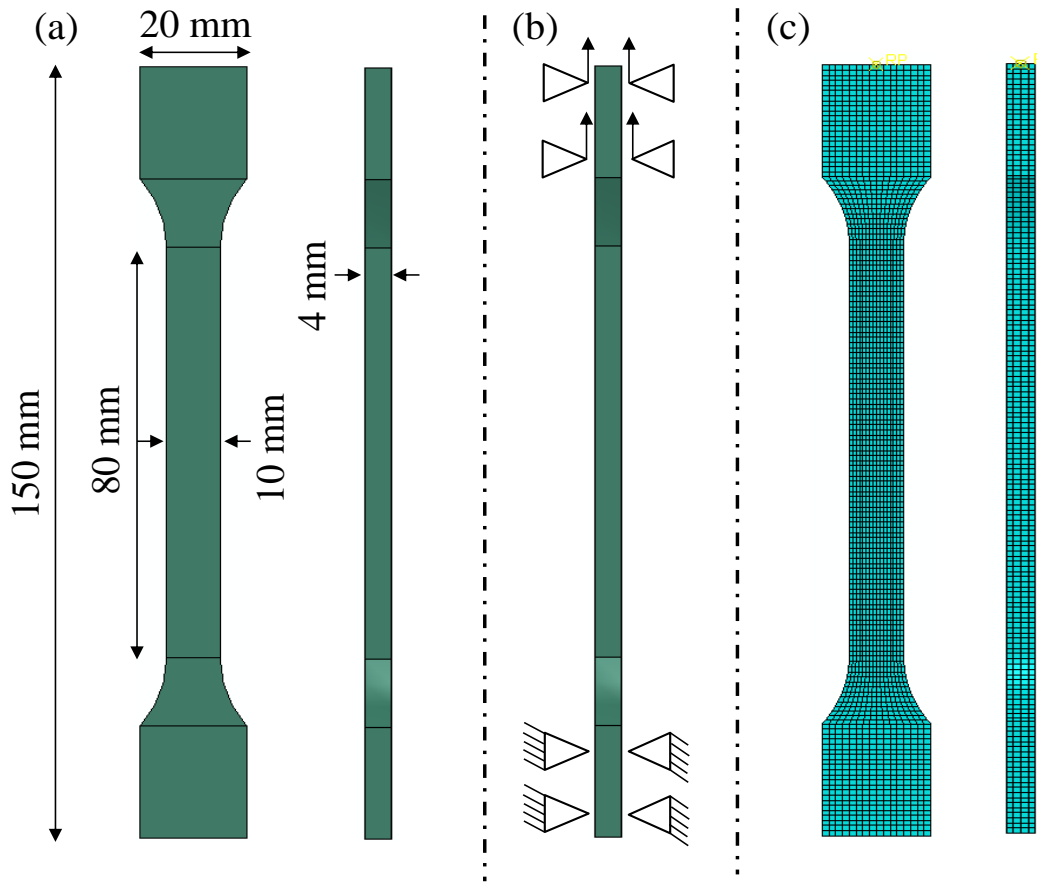


Figure V- 9 : Schematic of geometry and boundary condition of polymer matrix specimen under tensile test.

Figure V- 10 shows the comparison of tensile stress/strain response predicted by the elastoplastic damage model with the experimentally determined stress/strain curves. After the initial linear regime at 40 MPa, the tensile stress/strain response exhibit nonlinear behavior with plasticity.

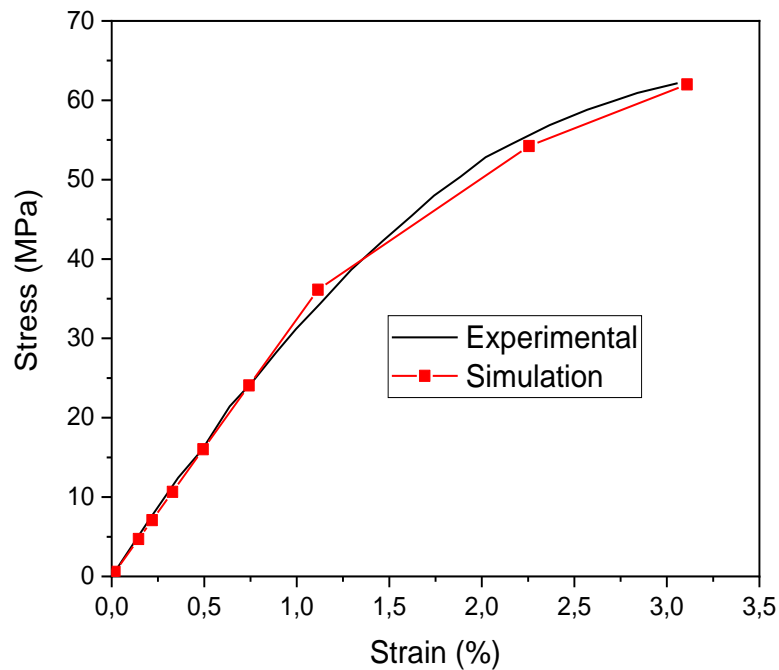


Figure V- 10 : Comparison between finite element simulations and experimental results for the polyester matrix under tensile loading.

4.2. Quasi-static test on NCF composites

The uniaxial tensile test was simulated for both non-crimp fabric laminated architecture $[0/90]$ and $[\pm 45]$ using the multiscale damage model presented in section 3. The numerical model developed in this study, has the capacity to capture damage mechanisms such as fiber tow failure in longitudinal and transverse directions, matrix nonlinear plasticity, and interface delamination between tows and matrix.

In the tensile tests for the $(0^\circ/90^\circ)$ NCF laminates, it was observed that damage in the materials was initiated with transverse matrix cracks in 90° plies, followed by cracks along the fibres at 0° **Figure V-11**. These matrix cracks inside tows were distributed along the entire specimen length; however, they did not reduce the stiffness of this fibre-dominated material. Finally, the specimens failed due to the breakage of the fibres in the 0° plies. The presence of the 90° plies prevents the effects of fibre splitting in the 0° plies during the final failure of the specimen, although cracks parallel to the 0° fibres have already occurred.

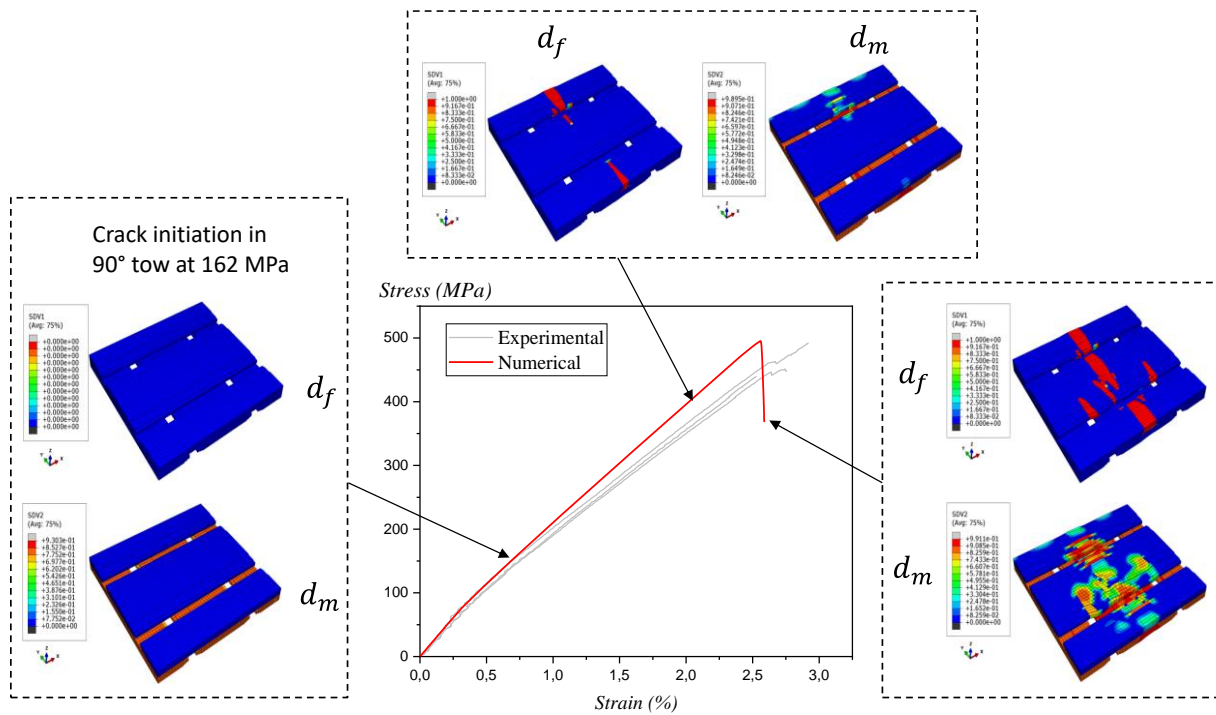


Figure V- 11 : Damage propagation corresponding to longitudinal stress-strain responses under tension loading for [0/90] NCF composites.

The predicted tensile stress/strain curve shows the linear region followed by the nonlinear response, due to damage initiation as discussed earlier. The damage initiation strain limit of the tensile stress/strain curve is (transition of linear to nonlinear region), around 0.6% strain, which corresponds with the experimental limits (0.55%) strain. Overall the damage model slightly over predicts the tensile behavior of the NCF composites. As before, this may be due to effects of defects (voids, resin-rich pockets etc.) and the fiber/matrix interface inside tows, which may contribute to the reduction of the tensile strength as these factors were not considered in the damage model.

During the tensile tests in the off-fiber direction, damage in the materials started with tow matrix cracks along the fiber direction ($\pm 45^\circ$ relative to the loading direction). These cracks were also distributed along the entire length of the specimens. As the behaviour of these $\pm 45^\circ$ specimens is matrix dominated, the cracks result in a gradual decrease in stiffness loading to nonlinear stress-strain behaviour **Figure V- 12**. When the applied strain increased the cracks propagate to form longer cracks, and the specimen started to separate when a crack crossed its width.

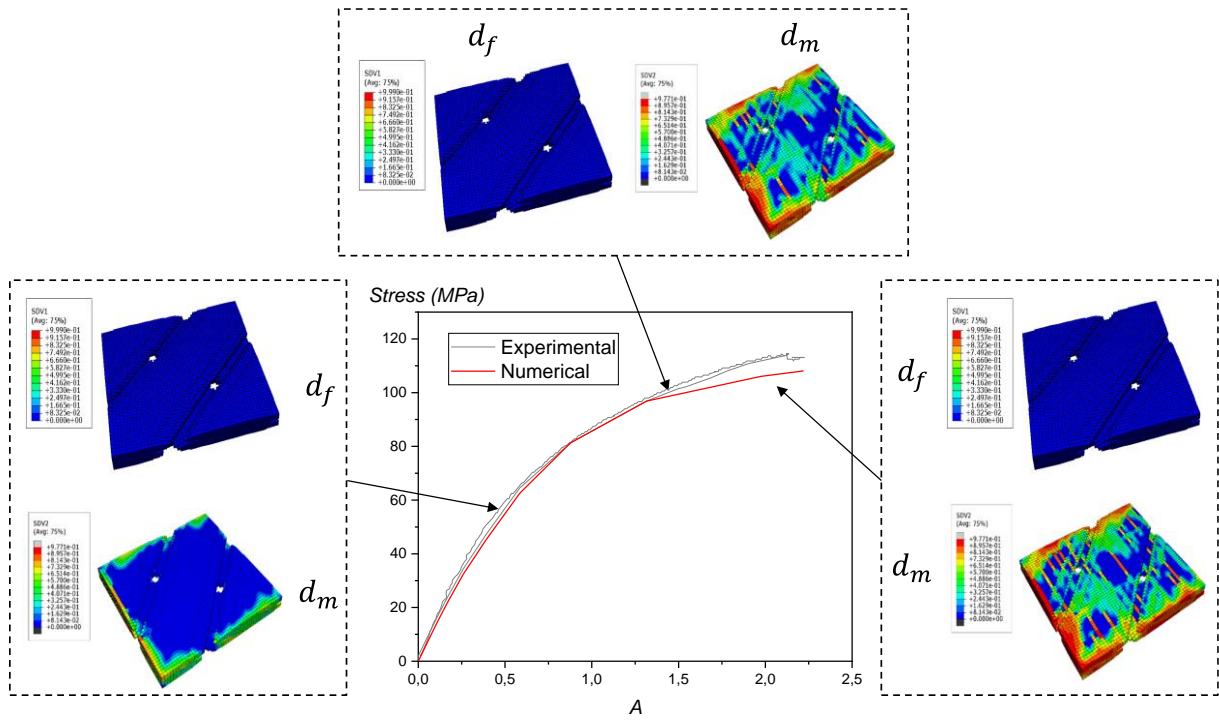


Figure V- 12 : propagation of Damage encountered during the in-plane shear tensile test on [±45] NCF laminates.

Table V- 5 compares the experimental measured and the FE 3D mesoscale model predicted values of initial modulus, failure stress and failure strain. The elastic modulus predicted and those measured experimentally have also been compared with elastic modulus properties of NCF laminated composite computed using a multiscale homogenization presented in a previous work ref [118].

Table V- 5 : Comparison between numerical prediction and experimental measured initial tangent modulus, failure stress and failure strain.

	$E_x = E_y$ (GPa)	G_{xy} (GPa)	$\sigma_x = \sigma_y$ (MPa)	σ_{xy45} (MPa)	$\varepsilon_x^f = \varepsilon_y^f$ (%)	ε_{xy45}^f (%)
FEM	23.395	5.58	495	108	2.58	2.22
Experimental	23.010	5.76	465	113	2.75	2.153
Error (%)	1.27	3.125	6	4.4	6.18	3.1
Homogenization[118]	22.730	4.98	--	--	--	--

Comparing axial-tension and in-plane shear tension tests results and numerically predicted results, although the computed ultimate strength and strain are in good agreement with the experimental values (with errors less than 6%). Both the numerically predicted and experimentally measured

modulus are determined by computing the initial slope of the average stress-strain curves over a strain range of 0.05 and 0.25%, during which no damage is observed and the stress-strain curves are fairly linear.

Figure V- 13 shows the interface delamination between tow0/matrix and tow1/matrix under uniaxial tensile load (tow0 and tow1 are tows in 0° loading direction and 90° transverse loading direction for 0/90 NCF laminates). The interface delamination occurred mainly at the contact zones between tows and the resin-rich area. Consequently, the bias fiber tows near the free edges are separated, and the tow-matrix pocket interface separation is developed, leading to stress concentration in the center area. As expected, the fiber tension d_f damage occurs only at the center area of the specimen **Figure V- 11**. Unlike the axial tensile test, the interface delamination in the in-plane shear tensile test was more damaged. First a separation failure occurred at the tow/pure matrix pocket interface. This was due to the tow deformation resulted in shearing and bending deformation in the tow and the neighboring fiber tow and matrix pocket region, which caused a fiber tow shear failure and leads to an opening splitting failure.

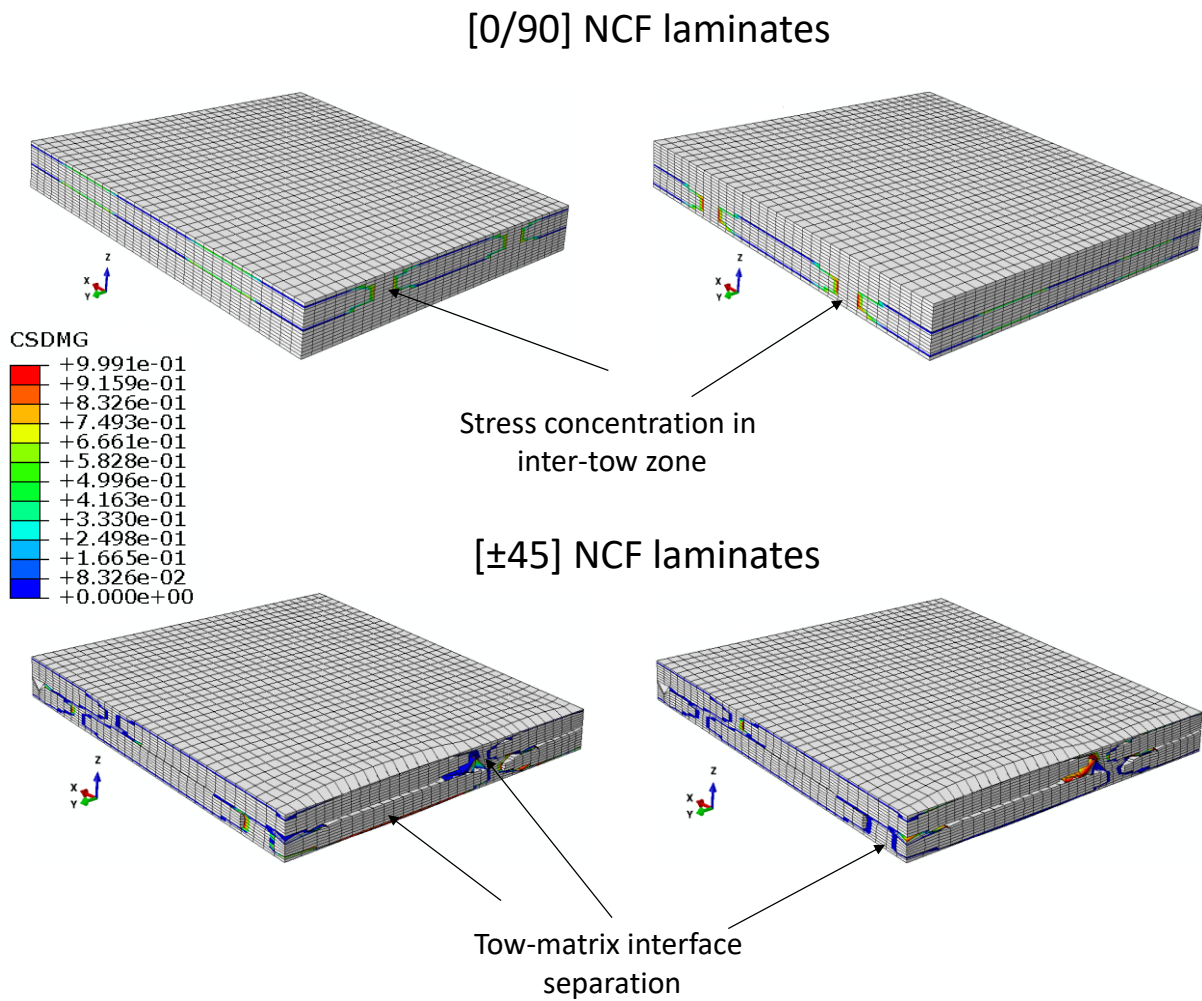


Figure V- 13 : Numerical prediction of interface damage between tow/matrix under uniaxial tension load for [0/90] and [±45] NCF laminates.

4.3. A sensitivity study on the interface strength

By simulating the axial and in-plane shear tensile response, the interface effect was also studied by investigating three different interfacial conditions, 0.5 times the reference value, the reference value, and 2 times the reference value as shown in **Table V- 6**.

Figure V- 14 and **Figure V- 15** compare the effective stress-strain curves generated by the experimental tests and FE simulations using different interface forces. The numerically predicted interface delamination damage contours at the time of specimen failure corresponding to various interface forces are plotted to understand the role of the interface on the overall responses.

Table V- 6 : Materials properties of interface cohesive elements for parametric study

	t_n^0 (MPa)	t_s^0 (MPa)	t_t^0 (MPa)	G_n^c (J/mm ²)	G_s^c (J/mm ²)	G_t^c (J/mm ²)
Half-times	50	50	50	2.2	4	4
Reference	100	100	100	2.2	4	4
Two-times	200	200	200	2.2	4	4

Decreasing the interfacial adhesive strength produces a more significant nonlinearity in the stress-strain response due to more considerable delamination damage. From **Figure V- 14**, the variation in the interfacial adhesive strength conditions has a negligible effect on the calculated axial test results since, under axial loading conditions, the 0° fibers are expected to take the majority of the load, and interfacial effects are not expected to be significant when the 0° fibers are loaded axially. However, a lower interfacial strength may cause the end of finite element analysis calculation before the tensile test simulation is achieved due to delamination damage and the tows-matrix separation. The final strain of the axial stress-strain curve for the FE model with half-fold interfacial strength (50 MPa) is two times lower than the experimental strain at rupture, as shown in **Figure V- 14**. Higher interface strength does not affect the predicted tensile test analysis since the damage variable d_f described tows fracture will govern the final damage rupture.

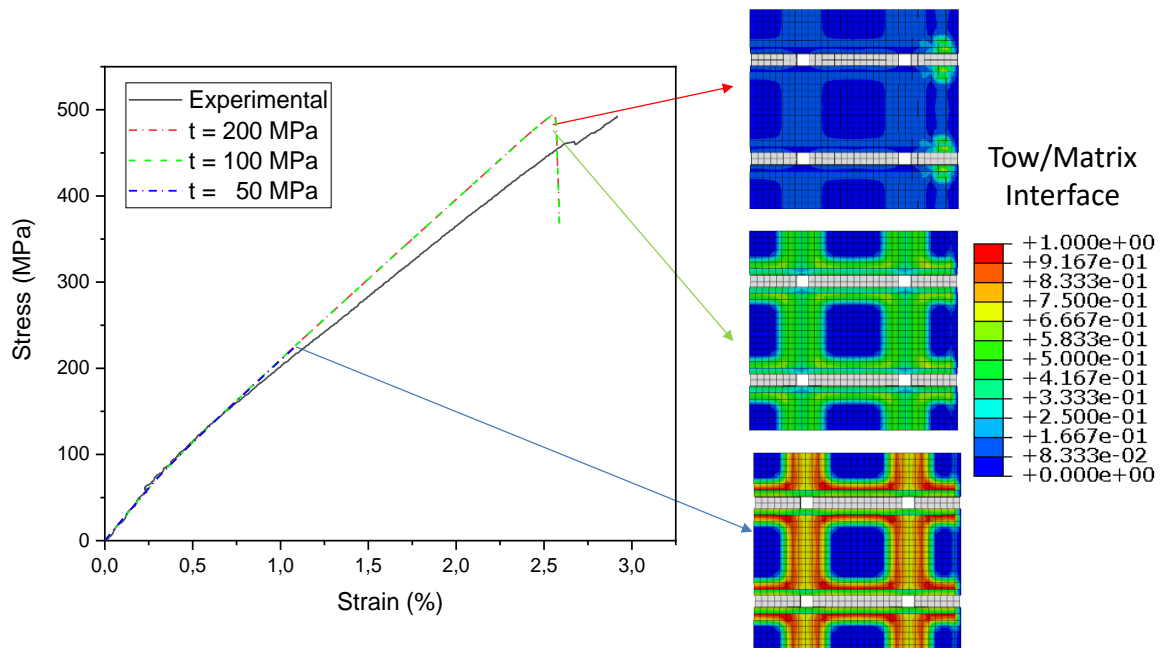


Figure V- 14 : Influence of interface strengths properties on delamination damage status and global stress-strain curves of axial tension test

The variation in interface strength has a relatively significant effect on the predicted response of the composite under the in-plane shear test, as shown in **Figure V- 15**, with lower interfacial strengths resulting in lower ultimate strength of the material. These results are reasonable since, under off-axis loading conditions, the 45° and -45° fibers bear a significant portion of the load, so the interface plays a critical role in the material response, with a more robust interface being able to handle more loads.

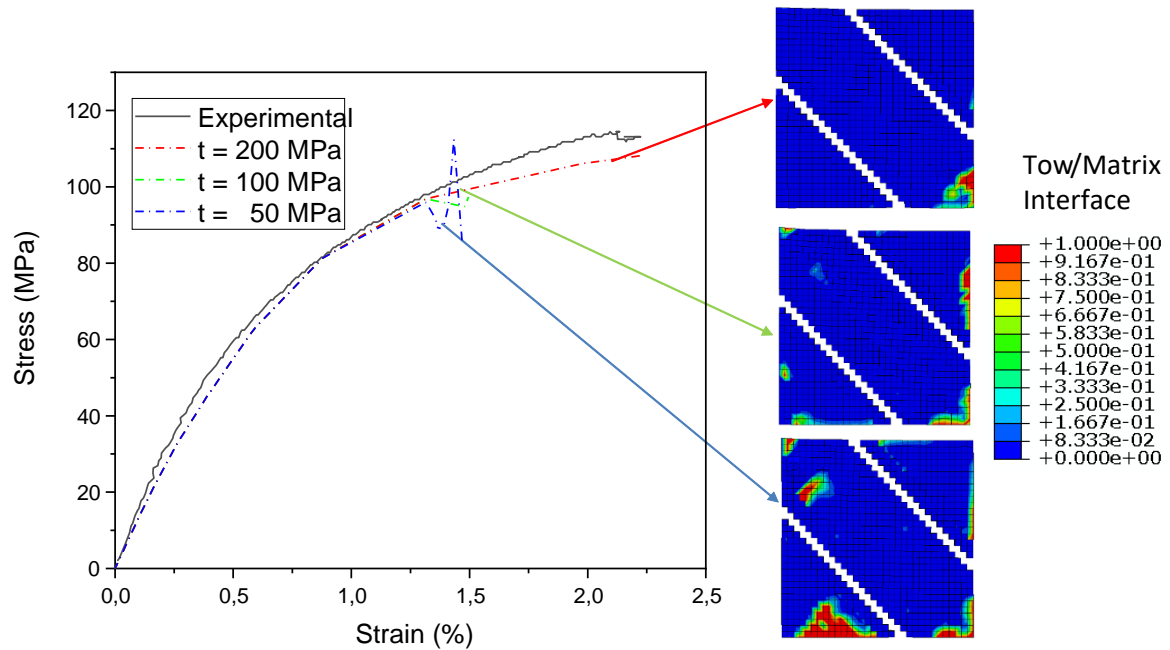


Figure V- 15 : Influence of interface strengths properties on delamination damage status and global stress-strain curves of in-plane shear tensile test.

5. Conclusion

This study aimed to provide a predictive meso-mechanical model capable of simulating the tensile response of NCF laminated composite loaded along with uniaxial and in-plane shear directions. The proposed model differs from previous models introduced in the literature in the sense that the present model was successfully applied to predict the damage development of each constituent, including tows failures, matrix elastoplastic damage and interface damage between tows and pure matrix.

A good correlation was achieved between numerical predictions and experimental results. The proposed meso-scale continuum damage model successfully captured the uniaxial response of NCF laminate composite in terms of ultimate strength, modulus, failure strain and the non-linear shear stress-strain relationship in the case of quasi-static simulations. Under tension, the damage in the fiber tows parallel to loading direction occurs suddenly and causes the ultimate failure, and before the ultimate failure, the damage in the other tows and the pure matrix, initiate and develops gradually. Therefore, our model has a wide range of applications. In this study, we applied our model to NCF composites, and it can also be used for woven fabrics, braided composites and short fiber-reinforced composites. The framework will be applied to various kinds of fabrics in a future study.

Conclusion générale et perspectives

L'utilisation des matériaux composites est une solution naturelle pour l'allègement de structures industrielles. Cependant, leur microstructure est complexe et est directement responsable de leur comportement mécanique macroscopique. Afin d'exploiter des matériaux composites tout en dimensionnant les structures de façon économique, il est indispensable d'améliorer la compréhension de ces matériaux.

L'objectif de ce travail a été de développer un modèle numérique, pour la prédiction de l'endommagement des composites stratifiés Non-Crimp Fabric (NCF). En effet, dans un but de proposer l'utilisation du modèle, il est nécessaire de prouver ses capacités à prédire l'évolution de l'endommagement et la rupture des structures composites.

Tout d'abord, la revue bibliographique a permis de mettre au clair l'état de l'art nécessaire pour la sélection des méthodologies adéquates permettant de répondre aux verrous scientifiques et technique soulevés par cette étude. Un aperçu général des spécificités des matériaux composites NCF et de leur comportement mécanique permet mieux de contextualiser le sujet de recherche. En outre, l'accent a été mis sur le comportement à l'impact des composites stratifiés et de l'instrumentation des essais d'impacts par des caméras ultra-rapide. Cette première partie introductive est complétée par une revue détaillée des différents critères de ruptures intralaminaires (dans un des plis du stratifié), inter-laminaire (entre plis) et des lois d'évolutions des dommages, utilisé dans les modèles d'endommagement continu (CDM), pour la modélisation de la rupture des composites stratifiés.

Dans la première phase de la partie expérimentale, la caractérisation des matériaux a été réalisée en tenant compte de la direction des fibres, de la direction transversale et en traction cisaillement plan, conformément aux normes ASTM. Ces essais ont permis de déterminer les constantes élastiques et les résistances dans les directions principales du matériau. Une forte non linéarité a été constaté dans la direction du cisaillement plan (± 45) et peut être attribuée à la plasticité et à l'endommagement de la matrice.

Les constantes d'ingénieur dépouillées expérimentalement ont été confrontées à celles issues d'une homogénéisation numérique en deux étapes. Il s'agit d'une approche **d'homogénéisation multi-échelle** pour unifier la micromécanique et le calcul de structure. Les propriétés élastiques effectives obtenues par cette homogénéisation sont en accord avec les résultats expérimentaux notamment dans le plan du stratifié. Les propriétés des mèches unidirectionnels obtenues à l'étape intermédiaire de l'homogénéisation multi-échelle sont également confrontées aux résultats d'autres approches micromécaniques pour validation.

Au niveau de l'impact, une campagne d'essais expérimentaux a été réalisée sur deux types architecture de matériaux composite NCF ($[0/90]_{3s}$ et $[\pm 45]_{3s}$). Un essai dynamique de flexion 3-points a été réalisé à l'aide d'une tour de chute à poids tombant. Une des originalités du dispositif est de pouvoir observer la face avant de l'échantillon au moyen d'une **caméra rapide** au cours de l'essai. La technique d'analyse par **corrélation d'image numérique** couplée à la photographie à haute vitesse s'est avérée efficace pour caractériser la propagation de la rupture induite par un essai d'impact faible vitesse.

L'instrumentation de l'essai à l'aide d'une caméra à haute vitesse a permis d'établir une corrélation entre la courbe force-temps et la propagation des macros-fissures.

Concernant, l'analyse numérique, un modèle d'endommagement continu a été développé en **FORTRAN**, à l'aide de la sous-routine **VUMAT** lié au logiciel d'éléments finis **ABAQUS/Explicit** et une sous-routine **UMAT** lié à **ABAQUS/Standard**.

La **première approche** proposée considère le pli (NCF) comme un matériau homogène, dans cette première étape de la modélisation, le comportement du pli homogène est supposé élastique dommageable en traction et en compression.

Différents critères de ruptures et méthodes d'évolution des dommages les plus utilisés dans la littérature pour modéliser la rupture des composites stratifiés sont mis en œuvre à l'aide des sous-routines FORTRAN liées au logiciel d'éléments finis ABAQUS. Il a été possible de discuter les avantages et les inconvénients des modèles de calcul étudiés, principalement sur la base de la comparaison entre les analyses numériques et les résultats expérimentaux, en montrant l'influence du critère de rupture et des lois d'évolution des dommages.

Tous les critères de ruptures sélectionnés sont adéquats pour prédire la réponse mécanique globale. Tandis que le choix de la méthode d'évolution d'endommagement a une influence plus significative sur la prédiction de l'endommagement globale.

La **seconde approche** de modélisation utilise une présentation géométrique plus proche de la réalité du matériau NCF. Le modèle unitaire idéalisé est défini sur la base de données provenant d'analyse d'image. La méthodologie proposée est générique, elle utilise une représentation par éléments 3D de la pièce pour l'analyse globale le comportement mécanique des mèches est considéré isotrope transverse compte tenu de leur forte teneur en fibres (70% en volume). Cette approche dite méso, permet de prendre en compte les effets de la plasticité de la matrice entourant les mèches. Ainsi, qu'une étude de sensibilité de l'interface imparfaite entre les mèches et la matrice a été menée afin d'identifier les paramètres d'influence sur le comportement du composite NCF : la raideur initial de l'interface et sa résistance.

Le modèle de la seconde approche a été vérifié pour prédire le comportement de ruptures des stratifiés NCF sous des charges de traction monotone et de cisaillement plan. Pour cet ensemble de tests quasi-statiques, le modèle proposé a montré de bons résultats, même pour prédire la forte non-linéarité constaté lors d'un essai de traction (± 45).

Perspectives

Dans les travaux présentés dans cette thèse, un certain nombre d'hypothèses ont été prises. Une partie des perspectives consistent à revenir sur ces hypothèses. Une autre partie vise à proposer des améliorations et des cas d'utilisation du modèle.

D'un point de vue qualitatif et quantitatif, le modèle d'impact sur le chant provoque le délaminage de toutes les interfaces, tout comme l'étude expérimental. Ainsi, la réalisation des essais de délaminage en mode I et en mode II peuvent être menés : afin de déterminer les taux de restitution d'énergie et calibrer les paramètres utilisés pour modéliser l'endommagement inter-laminaire à savoir la raideur initiale de l'interface et la résistance interfaciale des zones cohésives.

Certaines pistes d'amélioration peuvent être proposées comme :

On peut remarquer que le modèle répond rapidement en mode de rupture en compression et semble passer de manière inadéquate du comportement dynamique au comportement quasi-statique. Afin de corriger ce problème, il semble nécessaire d'implémenter un effet de vitesse de déformation dans la loi de comportement de la rupture de la fibre en compression. Ce travail devra être pris en compte dans le futur.

Dans la seconde approche, le comportement de la résine polyester étudié et modélisé dans ces travaux n'est pas considéré comme étant dépendant de la vitesse de sollicitation. Des essais mécaniques supplémentaires sur la matrice seule peuvent être menés : traction à différentes vitesses, afin de déterminer les paramètres viscoélastiques de la matrice.

Par conséquent, le modèle proposé dans la seconde approche a une large gamme d'applications. Dans cette étude, nous avons appliqué le modèle aux composites NCF, mais il peut également être utilisé pour les composites à renfort tissés, les composites tressés et les composites renforcés par des fibres courtes.

Références

- [1] J. Pora and B. Cedex, "Composite Materials in the Airbus A380 - From History to Future -," pp. 1–10.
- [2] M. A. Caminero, G. P. Rodríguez, and V. Muñoz, "Effect of stacking sequence on Charpy impact and flexural damage behavior of composite laminates," *Compos. Struct.*, vol. 136, pp. 345–357, 2016, doi: 10.1016/j.compstruct.2015.10.019.
- [3] S. Abrate, *Impact on Composite Structures*. Cambridge University Press, 1998.
- [4] R. Desnoo, "Assessing Composite and Fibre Metal Laminate Materials for Automotive Applications Through Impact and Quasi-static Indentation Testing by in partial fulfillment of the requirements for the degree of Master of Applied Science," September, 2015.
- [5] E. P. Fdd, "The impact resistance of composite materials---a review," vol. 22, no. 5, pp. 347–362, 1991.
- [6] J. G. Avery, *Design manual for impact damage tolerant aircraft structure*, . 1981.
- [7] K.-H. Im, J.-K. Sim, and I.-Y. Yang, "Impact damages and residual bending strength of CFRP composite laminates subjected to impact loading," *KSME J.*, vol. 10, no. 4, pp. 423–434, 1996, doi: 10.1007/bf02942778.
- [8] M. Bruyneel *et al.*, "Damage modeling of laminated composites: Validation of the inter-laminar damage model of samcef at the coupon level for UD plies," *11th World Congr. Comput. Mech. WCCM 2014, 5th Eur. Conf. Comput. Mech. ECCM 2014 6th Eur. Conf. Comput. Fluid Dyn. ECFD 2014*, no. July, pp. 223–230, 2014.
- [9] S. Title, R. O. Models, and E. G. Modelling, "This electronic thesis or dissertation has been downloaded from Explore Bristol Research , Reduced Order Models for Efficient Gust Modelling."
- [10] D. BARRAU, Jean-Jacques GUEDRA DEGEORGES, "Structures en matériaux composites," *Tech. l'ingénieur*, vol. 33, no. bm 5080 pp. 1–24, 2004, [Online]. Available: <http://www.techniques-ingenieur.fr/base-documentaire/mecanique-th7/comportements-mecaniques-des-materiaux-42179210/structures-en-materiaux-composites-bm5080/>.
- [11] G. Daniel, *Composite materials: Design and Applications*, vol. 29, no. 8. 2016.
- [12] J.-M. Berthelot, "Matériaux composites: comportement mécanique et analyse des structures," p. 637, 2012.
- [13] G. A. Bibo, P. J. Hogg, and M. Kemp, "Mechanical characterisation of glass- and carbon-fibre-reinforced composites made with non-crimp fabrics," *Compos. Sci. Technol.*, vol. 57, no. 9–10,

- pp. 1221–1241, 1997, doi: 10.1016/s0266-3538(97)00053-5.
- [14] D. Mattsson, R. Joffe, and J. Varna, “Damage in NCF composites under tension: Effect of layer stacking sequence,” *Eng. Fract. Mech.*, vol. 75, no. 9, pp. 2666–2682, 2008, doi: 10.1016/j.engfracmech.2007.03.014.
- [15] C. Huchette, T. Vandellos, and F. Laurin, *Influence of Intralaminar Damage on the Delamination Crack Evolution*, no. January. 2015.
- [16] D. Liu and L. E. Malvern, “Matrix Cracking in Impacted Glass/Epoxy Plates,” *J. Compos. Mater.*, vol. 21, no. 7, pp. 594–609, 1987, doi: 10.1177/002199838702100701.
- [17] P. Robinson and G. A. O. Davies, “Impactor mass and specimen geometry effects in low velocity impact of laminated composites,” *Int. J. Impact Eng.*, vol. 12, no. 2, pp. 189–207, 1992, doi: 10.1016/0734-743X(92)90408-L.
- [18] W. J. Cantwell and J. Morton, “Comparison of the low and high velocity impact response of CFRP,” *Composites*, vol. 20, no. 6, pp. 545–551, 1989, doi: 10.1016/0010-4361(89)90913-0.
- [19] P. Kumar and B. Rai, “Impact damage on single interface GFRP laminates - An experimental study,” *Compos. Struct.*, vol. 18, no. 1, pp. 1–10, 1991, doi: 10.1016/0263-8223(91)90010-V.
- [20] T. W. Shyr and Y. H. Pan, “Impact resistance and damage characteristics of composite laminates,” *Compos. Struct.*, vol. 62, no. 2, pp. 193–203, doi: 10.1016/S0263-8223(03)00114-4.
- [21] U. Farooq and P. Myler, “Finite element simulation of carbon fibre-reinforced composite laminates subjected to low velocity impact using damage induced static load-deflection methodology,” *Thin-Walled Struct.*, vol. 97, pp. 63–73, doi: 10.1016/j.tws.2015.09.008.
- [22] L. Raimondo, L. Iannucci, P. Robinson, and P. T. Curtis, “A progressive failure model for mesh-size-independent FE analysis of composite laminates subject to low-velocity impact damage,” *Compos. Sci. Technol.*, vol. 72, no. 5, pp. 624–632, doi: 10.1016/j.compscitech.2012.01.007.
- [23] X. Li *et al.*, “Assessment of failure criteria and damage evolution methods for composite laminates under low-velocity impact,” *Compos. Struct.*, vol. 207, no. July 2018, pp. 727–739, doi: 10.1016/j.compstruct.2018.09.093.
- [24] L. S. Sutherland and C. Guedes Soares, “The use of quasi-static testing to obtain the low-velocity impact damage resistance of marine GRP laminates,” *Compos. Part B Eng.*, vol. 43, no. 3, pp. 1459–1467, doi: 10.1016/j.compositesb.2012.01.002.
- [25] M. A. Caminero, I. García-Moreno, and G. P. Rodríguez, “Damage resistance of carbon fibre reinforced epoxy laminates subjected to low velocity impact: Effects of laminate thickness and ply-stacking sequence,” *Polym. Test.*, vol. 63, pp. 530–541, doi: 10.1016/j.polymertesting.2017.09.016.
- [26] M. V. Donadon, L. Iannucci, B. G. Falzon, J. M. Hodgkinson, and S. F. M. de Almeida, “A

- progressive failure model for composite laminates subjected to low velocity impact damage,” *Comput. Struct.*, vol. 86, no. 11–12, pp. 1232–1252, doi: 10.1016/j.compstruc.2007.11.004.
- [27] S. I. Thorsson, A. M. Waas, and M. Rassaian, “Numerical investigation of composite laminates subject to low-velocity edge-on impact and compression after impact,” *Compos. Struct.*, vol. 203, no. November 2017, pp. 648–658, doi: 10.1016/j.compstruct.2018.06.094.
- [28] R. Bogenfeld, J. Kreikemeier, and T. Wille, “Review and benchmark study on the analysis of low-velocity impact on composite laminates,” *Eng. Fail. Anal.*, vol. 86, no. December 2017, pp. 72–99, doi: 10.1016/j.engfailanal.2017.12.019.
- [29] A. Faggiani and B. G. Falzon, “Predicting low-velocity impact damage on a stiffened composite panel,” *Compos. Part A Appl. Sci. Manuf.*, vol. 41, no. 6, pp. 737–749, doi: 10.1016/j.compositesa.2010.02.005.
- [30] D7136/D7136M-05e1, “Standard Test Method for Measuring the Damage Resistance of a Fiber-Reinforced Polymer Matrix Composite to a Drop-Weight Impact Event,” *ASTM B. Stand.*, vol. i, pp. 1–16, 2005.
- [31] I. 6603-2, “Plastique. Détermination du compostement des plastiques rigide perforés sous l’effet d’un choc multiaxial,” vol. 1989, 2000.
- [32] C. Atas and O. Sayman, “An overall view on impact response of woven fabric composite plates,” *Compos. Struct.*, vol. 82, no. 3, pp. 336–345, 2008, doi: 10.1016/j.compstruct.2007.01.014.
- [33] T. Lorriot, “Specimen loading determined by displacement measurement in instrumented Charpy impact test,” *Eng. Fract. Mech.*, vol. 65, pp. 703–713, 2000, doi: 10.1016/S0013-7944(99)00149-6.
- [34] H. T. A. M. K. DONGYEON LEE, “Experimental Study of Dynamic Crack Growth in Unidirectional Graphite/Epoxy Composites using Digital Image Correlation Method and High-speed Photography,” *J. Compos. Mater.*, 2009, doi: 10.1177/0021998309342139.
- [35] L. Puech *et al.*, “Investigating the impact behaviour of short hemp fibres reinforced polypropylene biocomposites through high speed imaging and finite element modelling,” *Compos. Part A Appl. Sci. Manuf.*, vol. 109, no. February, pp. 428–439, 2018, doi: 10.1016/j.compositesa.2018.03.013.
- [36] A. Cuyinet, D. Scida, É. Roux, F. Toussaint, R. Ayad, and M. Lagache, “Damage characterisation of flax fibre fabric reinforced epoxy composites during low velocity impacts using high-speed imaging and Stereo Image Correlation,” *Compos. Struct.*, vol. 202, no. January, pp. 1186–1194, 2018, doi: 10.1016/j.compstruct.2018.05.090.
- [37] H. D. Mattsson and J. Varna, “Average strain in fiber bundles and its effect on NCF composite stiffness,” *J. Eng. Mater. Technol.*, vol. 129, no. 2, pp. 211–219, 2007, doi: 10.1115/1.2400266.

- [38] C. C. Chamis, "Simplified Composite Micromechanics Equations for Hygral , Thermal and Mechanical Properties," *NASA Tech. Memo.*, no. February 7-11, 1983.
- [39] C. Liu, J. Xie, Y. Sun, and L. Chen, "Micro-scale modeling of textile composites based on the virtual fiber embedded models," *Compos. Struct.*, vol. 230, no. October, p. 111552, 2019, doi: 10.1016/j.compstruct.2019.111552.
- [40] M. Meng, H. R. Le, M. J. Rizvi, and S. M. Grove, "The effects of unequal compressive/tensile moduli of composites," *Compos. Struct.*, vol. 126, pp. 207–215, 2015, doi: 10.1016/j.compstruct.2015.02.064.
- [41] S. Li, "General unit cells for micromechanical analyses of unidirectional composites," *Compos. - Part A Appl. Sci. Manuf.*, vol. 32, no. 6, pp. 815–826, 2001, doi: 10.1016/S1359-835X(00)00182-2.
- [42] K. K. Jin, Y. Huang, Y. H. Lee, and S. K. Ha, "Distribution of micro stresses and interfacial tractions in unidirectional composites," *J. Compos. Mater.*, vol. 42, no. 18, pp. 1825–1849, 2008, doi: 10.1177/0021998308093909.
- [43] X. Liu, K. Rouf, B. Peng, and W. Yu, "Two-step homogenization of textile composites using mechanics of structure genome," *Compos. Struct.*, vol. 171, pp. 252–262, 2017, doi: 10.1016/j.compstruct.2017.03.029.
- [44] G. Kinvi-dossou, R. M. Boumbimba, N. Bonfoh, Y. Koutsawa, D. Eccli, and P. Gerard, "A numerical homogenization of E-glass / acrylic woven composite laminates : Application to low velocity impact," *Compos. Struct.*, vol. 200, no. December 2017, pp. 540–554, 2018, doi: 10.1016/j.compstruct.2018.05.137.
- [45] S. Hazanov, "On overall properties of elastic heterogeneous bodies smaller than the representative volume," *Int. J. Eng. Sci.*, vol. 37, no. 7, pp. 847–861, 1999, doi: 10.1016/S0020-7225(98)00104-9.
- [46] M. Y. Matveev, "mechanical properties of textile composites . PhD thesis , Effects of variabilities on mechanical properties of textile composites by," *Univ. Nottingham*, no. February, 2015.
- [47] G. Kinvi-Dossou, R. Matadi Boumbimba, N. Bonfoh, Y. Koutsawa, D. Eccli, and P. Gerard, "A numerical homogenization of E-glass/acrylic woven composite laminates: Application to low velocity impact," *Compos. Struct.*, vol. 200, no. December 2017, pp. 540–554, 2018, doi: 10.1016/j.compstruct.2018.05.137.
- [48] J. J. Crookston, A. C. Long, and I. A. Jones, "A summary review of mechanical properties prediction methods for textile reinforced polymer composites," *Proc. Inst. Mech. Eng. Part L J. Mater. Des. Appl.*, vol. 219, no. 2, pp. 91–109, 2005, doi: 10.1243/146442005X10319.
- [49] T. Ishikawa and T. W. Chout, "One-dimensional micromechanical analysis of woven fabric

- composites," *AIAA J.*, vol. 21, no. 12, pp. 1714–1721, 1983, doi: 10.2514/3.8314.
- [50] H. Lin, X. Zeng, M. Sherburn, A. C. Long, and M. J. Clifford, "Automated geometric modelling of textile structures," *Text. Res. J.*, vol. 82, no. 16, pp. 1689–1702, 2012, doi: 10.1177/0040517511418562.
- [51] S. V. Lomov, A. V. Gusakov, G. Huysmans, A. Prodromou, and I. Verpoest, "Textile geometry preprocessor for meso-mechanical models of woven composites," *Compos. Sci. Technol.*, vol. 60, no. 11, pp. 2083–2095, 2000, doi: 10.1016/S0266-3538(00)00121-4.
- [52] R. R. Madke and R. Chowdhury, "A multiscale continuum model for inelastic behavior of woven composite," *Compos. Struct.*, vol. 226, no. July, p. 111267, 2019, doi: 10.1016/j.compstruct.2019.111267.
- [53] C. Hang, H. Cui, H. Liu, and T. Suo, "Micro/meso-scale damage analysis of a 2.5D woven composite including fiber undulation and in-situ effect," *Compos. Struct.*, vol. 256, no. October 2020, p. 113067, 2021, doi: 10.1016/j.compstruct.2020.113067.
- [54] J. A. Schultz and M. R. Garnich, "Meso-scale and multicontinuum modeling of a triaxial braided textile composite," *J. Compos. Mater.*, vol. 47, no. 3, pp. 303–314, 2013, doi: 10.1177/0021998312440128.
- [55] F. Composites, "Failure Criteria for Unidirectional Mr !," vol. 47, no. June 1980, pp. 329–334, 2016.
- [56] F. Chang and K.-Y. Chang, "Laminated Composites Containing Stress Concentrations," *J. Compos. Mater.*, vol. 21, no. September, pp. 834–855, 1987.
- [57] J. Wiegand, N. Petrinic, and B. Elliott, "An algorithm for determination of the fracture angle for the three-dimensional Puck matrix failure criterion for UD composites," *Compos. Sci. Technol.*, vol. 68, no. 12, pp. 2511–2517, 2008, doi: 10.1016/j.compscitech.2008.05.004.
- [58] B. Budiansky and N. A. Fleck, "Compressive kinking of fiber composites: A topical review," *Appl. Mech. Rev.*, vol. 47, no. 6, pp. s246–s250, 1994, doi: 10.1115/1.3124417.
- [59] C. G. Dávila, P. P. Camanho, and C. A. Rose, "Failure criteria for FRP laminates," *J. Compos. Mater.*, vol. 39, no. 4, pp. 323–345, 2005, doi: 10.1177/0021998305046452.
- [60] Z. Hashin and A. Rotem, "Journal of Composite Materials," 1973, doi: 10.1177/002199837300700404.
- [61] F. R. Polymer, W. Wide, F. Exercise, and C. Science, "2004 M.J. Hinton, A.S. Kaddour and P.D. Soden-Failure Criteria in Fibre-Reinforced-Polymer Composites. The WWFE," 2004.
- [62] J. C. Brewer and P. A. Lagace, "Quadratic Stress Criterion for Initiation of Delamination," 1988, doi: 10.1177/002199838802201205.
- [63] L.Tong, "An assessment of failure criteria to predict the strength of adhesively bonded

- composite double lap joints," *J. Reinf. Plast. Compos.*, 2015.
- [64] ASTM D5528-01, "Standard test method for mode I interlaminar fracture toughness of unidirectional fiber-reinforced polymer matrix composites," *Am. Stand. Test. Methods*, vol. 03, no. Reapproved 2007, pp. 1–12, 2014, [Online]. Available: <http://scholar.google.com/scholar?hl=en&btnG=Search&q=intitle:Standard+Test+Method+for+Mode+I+Interlaminar+Fracture+Toughness+of+Unidirectional+Fiber-Reinforced+Polymer+Matrix+Composites#2>.
- [65] ASTM, "ASTM D7905/D7905M-14: Standard Test Method for Determination of the Mode II Interlaminar Fracture Toughness of Unidirectional Fiber-Reinforced Polymer," *Am. Soc. Test. Mater.*, 2014, doi: 10.1520/D7905.
- [66] A. D6671M, "Standard Test Method for Mixed Mode I-Mode II Interlaminar Fracture Toughness of Unidirectional Fiber Reinforced Polymer Matrix Composites," *ASTM Int.*, no. Mode I, p. 15, 2006.
- [67] V. Tita, J. de Carvalho, and D. Vandepitte, "Failure analysis of low velocity impact on thin composite laminates: Experimental and numerical approaches," *Compos. Struct.*, vol. 83, no. 4, pp. 413–428, 2008, doi: 10.1016/j.compstruct.2007.06.003.
- [68] U. Farooq and P. Myler, "Finite element simulation of damage and failure predictions of relatively thick carbon fibre-reinforced laminated composite panels subjected to flat and round noses low velocity drop-weight impact," *Thin-Walled Struct.*, vol. 104, pp. 82–105, 2016, doi: 10.1016/j.tws.2016.03.011.
- [69] H. Johnson, L. Louca, and S. Mouring, "Damage modelling of large and small scale composite panels subjected to a low velocity impact," *Heal. Saf. Exec.*, p. 94, 2006, [Online]. Available: <http://scholar.google.com/scholar?hl=en&btnG=Search&q=intitle:Damage+modelling+of+large+and+small+scale+composite+panels+subjected+to+a+low+velocity+impact#7>.
- [70] K. Y. Chang, S. Llu, and fu K. Chang, "Damage Tolerance of Laminated Composites Containing an Open Hole and Subjected to Tensile Loadings," *J. Compos. Mater.*, vol. 25, no. 3, pp. 274–301, 1991, doi: 10.1177/002199839102500303.
- [71] P. Linde, J. Pleitner, H. de Boer, and C. Carmone, "Modelling and Simulation of Fibre Metal Laminates," *ABAQUS Users Conf.*, no. January 2004, 2004.
- [72] M. Schwab and H. E. Pettermann, "Modelling and simulation of damage and failure in large composite components subjected to impact loads," *Compos. Struct.*, vol. 158, pp. 208–216, 2016, doi: 10.1016/j.compstruct.2016.09.041.
- [73] M. Schwab, M. Todt, M. Wolfahrt, and H. E. Pettermann, "Failure mechanism based modelling of impact on fabric reinforced composite laminates based on shell elements," *Compos. Sci.*

- Technol.*, vol. 128, pp. 131–137, 2016, doi: 10.1016/j.compscitech.2016.03.025.
- [74] I. Lapczyk and J. A. Hurtado, “Progressive damage modeling in fiber-reinforced materials,” *Compos. Part A Appl. Sci. Manuf.*, vol. 38, no. 11, pp. 2333–2341, 2007, doi: 10.1016/j.compositesa.2007.01.017.
- [75] O. bh Banzah ZP, “Crack band theory for fracture of concrete,” *Mater. Constr.*, vol. 701 II, pp. 155–77, 1983, doi: 10.17660/actahortic.2006.701.123.
- [76] G. A. O. Davies and X. Zhang, “Impact damage prediction in carbon composite structures,” *Int. J. Impact Eng.*, vol. 16, no. 1, pp. 149–170, 1995, doi: 10.1016/0734-743X(94)00039-Y.
- [77] L. Kärger, J. Baaran, A. Gunnion, and R. Thomson, “Evaluation of impact assessment methodologies. Part II: Experimental validation,” *Compos. Part B Eng.*, vol. 40, no. 1, pp. 71–76, 2009, doi: 10.1016/j.compositesb.2008.06.002.
- [78] J. Zhou, P. Wen, and S. Wang, “Finite element analysis of a modified progressive damage model for composite laminates under low-velocity impact,” *Compos. Struct.*, vol. 225, no. February, p. 111113, 2019, doi: 10.1016/j.compstruct.2019.111113.
- [79] J. Zhou, P. Wen, and S. Wang, “Numerical investigation on the repeated low-velocity impact behavior of composite laminates,” *Compos. Part B Eng.*, vol. 185, no. July 2019, p. 107771, 2020, doi: 10.1016/j.compositesb.2020.107771.
- [80] S. H. Khan, A. P. Sharma, R. Kitey, and V. Parameswaran, “Effect of metal layer placement on the damage and energy absorption mechanisms in aluminium/glass fibre laminates,” *Int. J. Impact Eng.*, vol. 119, no. April, pp. 14–25, 2018, doi: 10.1016/j.ijimpeng.2018.04.011.
- [81] Y. Shi, C. Pinna, and C. Soutis, “Modelling impact damage in composite laminates: A simulation of intra- and inter-laminar cracking,” *Compos. Struct.*, vol. 114, no. 1, pp. 10–19, 2014, doi: 10.1016/j.compstruct.2014.03.052.
- [82] C. Bouvet, B. Castanié, M. Bizeul, and J. J. Barrau, “Low velocity impact modelling in laminate composite panels with discrete interface elements,” *Int. J. Solids Struct.*, vol. 46, no. 14–15, pp. 2809–2821, 2009, doi: 10.1016/j.ijsolstr.2009.03.010.
- [83] V. Achard, C. Bouvet, B. Castanié, and C. Chirol, “Discrete ply modelling of open hole tensile tests,” *Compos. Struct.*, vol. 113, no. 1, pp. 369–381, 2014, doi: 10.1016/j.compstruct.2014.03.031.
- [84] B. Ostré, C. Bouvet, C. Minot, and J. Aboissièrre, “Edge impact modeling on stiffened composite structures,” *Compos. Struct.*, vol. 126, pp. 314–328, 2015, doi: 10.1016/j.compstruct.2015.02.020.
- [85] L. Jia *et al.*, “Combined modelling and experimental studies of failure in thick laminates under out-of-plane shear,” *Compos. Part B Eng.*, vol. 105, pp. 8–22, 2016, doi:

- 10.1016/j.compositesb.2016.08.017.
- [86] Y. J. Liu, Z. Jiang, and H. M. Wen, "Predicting impact induced delamination of FRP laminates," *Int. J. Impact Eng.*, vol. 137, no. November 2019, p. 103436, 2020, doi: 10.1016/j.ijimpeng.2019.103436.
- [87] B. B. Liao, H. C. Tan, J. W. Zhou, and L. Y. Jia, "Multi-scale modelling of dynamic progressive failure in composite laminates subjected to low velocity impact," *Thin-Walled Struct.*, vol. 131, no. August, pp. 695–707, 2018, doi: 10.1016/j.tws.2018.07.047.
- [88] J. F. Chen, E. V. Morozov, and K. Shankar, "Simulating progressive failure of composite laminates including in-ply and delamination damage effects," *Compos. Part A Appl. Sci. Manuf.*, vol. 61, pp. 185–200, 2014, doi: 10.1016/j.compositesa.2014.02.013.
- [89] S. H. Khan, A. P. Sharma, and V. Parameswaran, "An Impact Induced Damage in Composite Laminates with Intra-layer and Inter-laminate Damage," *Procedia Eng.*, vol. 173, pp. 409–416, 2017, doi: 10.1016/j.proeng.2016.12.039.
- [90] H. Liu *et al.*, "Modelling damage in fibre-reinforced thermoplastic composite laminates subjected to three-point bend loading," *Compos. Struct.*, vol. 236, no. January, p. 111889, 2020, doi: 10.1016/j.compstruct.2020.111889.
- [91] L. Wang and Q. D. Yang, "3D geometrically nonlinear augmented finite element method for arbitrary cracking in composite laminates," *Comput. Struct.*, vol. 239, p. 106327, 2020, doi: 10.1016/j.compstruc.2020.106327.
- [92] S. Long, X. Yao, and X. Zhang, "Delamination prediction in composite laminates under low-velocity impact," *Compos. Struct.*, vol. 132, pp. 290–298, 2015, doi: 10.1016/j.compstruct.2015.05.037.
- [93] M. Ait-Mohammed, M. Tarfaoui, and O. Hassoon, "Numerical Investigation of the Damage in Composite Materials Under Dynamic Loads Using a Combination of Intralaminare and Interlaminare Model," *Am. Soc. Compos. Thirty-First Tech. Conf.*, no. December, 2016.
- [94] A. P. Sharma, S. H. Khan, and V. Parameswaran, "Experimental and numerical investigation on the uni-axial tensile response and failure of fiber metal laminates," *Compos. Part B Eng.*, vol. 125, pp. 259–274, 2017, doi: 10.1016/j.compositesb.2017.05.072.
- [95] C. Zhang, E. A. Duodu, and J. Gu, "Finite element modeling of damage development in cross-ply composite laminates subjected to low velocity impact," *Compos. Struct.*, vol. 173, pp. 219–227, 2017, doi: 10.1016/j.compstruct.2017.04.017.
- [96] F. Aymerich, F. Dore, and P. Priolo, "Prediction of impact-induced delamination in cross-ply composite laminates using cohesive interface elements," *Compos. Sci. Technol.*, vol. 68, no. 12, pp. 2383–2390, 2008, doi: 10.1016/j.compscitech.2007.06.015.

-
- [97] L. B. Andraju and G. Raju, "Continuum and cohesive zone damage models to study intra/inter-laminar failure of curved composite laminates under four-point bending," *Compos. Struct.*, vol. 253, no. March, p. 112768, 2020, doi: 10.1016/j.compstruct.2020.112768.
- [98] J. Zhang and X. Zhang, "Simulating low-velocity impact induced delamination in composites by a quasi-static load model with surface-based cohesive contact," *Compos. Struct.*, vol. 125, pp. 51–57, 2015, doi: 10.1016/j.compstruct.2015.01.050.
- [99] H. R. Wang, S. C. Long, X. Q. Zhang, and X. H. Yao, "Study on the delamination behavior of thick composite laminates under low-energy impact," *Compos. Struct.*, vol. 184, no. September 2017, pp. 461–473, 2018, doi: 10.1016/j.compstruct.2017.09.083.
- [100] T. Ferreira and W. Rasband, "ImageJ User Guide User Guide ImageJ," *Image J user Guid.*, vol. 1.46r, 2012, doi: 10.1038/nmeth.2019.
- [101] F. J. Guild and J. Summerscales, "Microstructural image analysis applied to fibre composite materials: a review," *Composites*, vol. 24, no. 5, pp. 383–393, 1993, doi: 10.1016/0010-4361(93)90246-5.
- [102] L. Puech *et al.*, "Investigating the impact behaviour of short hemp fibres reinforced polypropylene biocomposites through high speed imaging and finite element modelling," *Compos. Part A*, vol. 109, no. March, pp. 428–439, 2018, doi: 10.1016/j.compositesa.2018.03.013.
- [103] K. R. Ramakrishnan, S. Corn, N. Le Moigne, P. Lenny, and P. Slangen, "Experimental assessment of low velocity impact damage in flax fabrics reinforced biocomposites by coupled high-speed imaging and DIC analysis," *Compos. Part A Appl. Sci. Manuf.*, vol. 140, no. September 2020, 2021, doi: 10.1016/j.compositesa.2020.106137.
- [104] T. Siebert, "High-speed digital image correlation: error estimations and applications," *Opt. Eng.*, vol. 46, no. 5, p. 051004, May 2007, doi: 10.1117/1.2741217.
- [105] R. Bigger *et al.*, "A Good Practices Guide for Digital Image Correlation," International Digital Image Correlation Society, Oct. 2018. doi: 10.32720/idics/gpg.ed1.
- [106] E. Zappa, P. Mazzoleni, and A. Matinmanesh, "Uncertainty assessment of digital image correlation method in dynamic applications," *Opt. Lasers Eng.*, vol. 56, pp. 140–151, 2014, doi: 10.1016/j.optlaseng.2013.12.016.
- [107] E. Zappa and N. Hasheminejad, "Digital Image Correlation Technique in Dynamic Applications on Deformable Targets," *Exp. Tech.*, vol. 41, no. 4, pp. 377–387, 2017, doi: 10.1007/s40799-017-0184-3.
- [108] A. Lavatelli, S. Turrisi, and E. Zappa, "A motion blur compensation algorithm for 2D DIC measurements of deformable bodies," *Meas. Sci. Technol.*, vol. 30, no. 2, p. 025401, Feb. 2019,

- doi: 10.1088/1361-6501/aaf31a.
- [109] E. Ivanov, P. Ienny, R. Leger, A. S. Caro-Bretelle, and R. Kotsilkova, "Strain localisation in iPP/MWCNT nanocomposites using digital image correlation," *Strain*, vol. 50, no. 1, pp. 37–47, 2014, doi: 10.1111/str.12065.
- [110] D. Rouby, "matériaux Propriétés mécaniques des composites dans la pratique des essais," *Introd. aux matériaux Compos. Inst. Natl. des Sci. Appliquées Lyon*, vol. 3, 2005.
- [111] T. Nottingham and N. E. User, "Sherburn , Martin (2007) Geometric and Mechanical Modelling of Textiles . PhD thesis , University of Geometric and Mechanical Modelling of Textiles," 2007.
- [112] E. Potter, S. T. Pinho, P. Robinson, L. Iannucci, and A. J. McMillan, "Mesh generation and geometrical modelling of 3D woven composites with variable tow cross-sections," *Comput. Mater. Sci.*, vol. 51, no. 1, pp. 103–111, 2012, doi: 10.1016/j.commatsci.2011.06.034.
- [113] D. S. Ivanov, F. Baudry, B. Van Den Broucke, S. V. Lomov, H. Xie, and I. Verpoest, "Failure analysis of triaxial braided composite," *Spec. Issue 12th Eur. Conf. Compos. Mater. ECCM 2006*, vol. 69, no. 9, pp. 1372–1380, 2009, doi: 10.1016/j.compscitech.2008.09.013.
- [114] C. B. Daniel, "from the SAGE Social Science Collections . All Rights," *Hisp. J. Behav. Sci.*, vol. 20, no. 5, pp. 603–410, 1994, [Online]. Available: <http://hjb.sagepub.com.proxy.lib.umich.edu/content/9/2/183.full.pdf+html>.
- [115] R. SR and Z. G, *Impact Behaviour of Fibre-Reinforced Composite Materials and Structures*. Woodhead Publishing Limited, 2000.
- [116] S. Abrate, "Modeling of impacts on composite structures," vol. 51, pp. 129–138, 2001.
- [117] Y. Shi and C. Soutis, "Modelling low velocity impact induced damage in composite laminates," *Mech. Adv. Mater. Mod. Process.*, vol. 3, no. 1, 2017, doi: 10.1186/s40759-017-0029-x.
- [118] A. Boukar, S. Corn, P. R. L. Slangen, and P. Ienny, "Finite element modelling of low velocity impact test applied to biaxial glass fiber reinforced laminate composites," *Int. J. Impact Eng.*, vol. 165, no. July 2021, p. 104218, 2022, doi: 10.1016/j.ijimpeng.2022.104218.
- [119] R. Ren, J. Zhong, G. Le, and D. Ma, "Research on intralaminar load reversal damage modeling for predicting composite laminates' low velocity impact responses," *Compos. Struct.*, vol. 220, no. January, pp. 481–493, 2019, doi: 10.1016/j.compstruct.2019.04.012.
- [120] M. Salvetti, A. Gilioli, C. Sbarufatti, A. Manes, and M. Giglio, "Analytical model of the dynamic behaviour of CFRP plates subjected to low-velocity impacts," *Compos. Part B Eng.*, vol. 142, no. November 2017, pp. 47–55, 2018, doi: 10.1016/j.compositesb.2018.01.005.
- [121] N. Hongkarnjanakul, C. Bouvet, and S. Rivallant, "Validation of low velocity impact modelling on different stacking sequences of CFRP laminates and influence of fibre failure," *Compos. Struct.*, vol. 106, pp. 549–559, 2013, doi: 10.1016/j.compstruct.2013.07.008.

-
- [122] K. R. Ramakrishnan, S. Denneulin, S. Guérard, K. Shankar, and P. Viot, "Finite element modelling of the low velocity impact response of composite plates with block copolymer nano-reinforcements," *Int. J. Automot. Compos.*, vol. 2, no. 1, p. 3, 2016, doi: 10.1504/ijautoc.2016.078098.
- [123] K. Wang, L. Zhao, H. Hong, and J. Zhang, "A strain-rate-dependent damage model for evaluating the low velocity impact induced damage of composite laminates," *Compos. Struct.*, vol. 201, no. February, pp. 995–1003, 2018, doi: 10.1016/j.compstruct.2018.06.046.
- [124] B. Yang, Y. Chen, J. Lee, K. Fu, and Y. Li, "In-plane compression response of woven CFRP composite after low-velocity impact: Modelling and experiment," *Thin-Walled Struct.*, vol. 158, no. June 2020, p. 107186, 2021, doi: 10.1016/j.tws.2020.107186.
- [125] J. P. Hou, N. Petrinic, C. Ruiz, and S. R. Hallett, "Prediction of impact damage in composite plates," *Compos. Sci. Technol.*, vol. 60, no. 2, pp. 273–281, 2000, doi: 10.1051/mattech/2019006.
- [126] S. E. Yamada and C. T. Sun, "Analysis of Laminate Strength and Its Distribution," *J. Compos. Mater.*, vol. 12, no. 3, pp. 275–284, 1978, doi: 10.1177/002199837801200305.
- [127] J. P. Hou, N. Petrinic, and C. Ruiz, "A delamination criterion for laminated composites under low-velocity impact," *Compos. Sci. Technol.*, vol. 61, no. 14, pp. 2069–2074, 2001, doi: 10.1016/S0266-3538(01)00128-2.
- [128] A. Puck and H. Schürmann, "Failure analysis of FRP laminates by means of physically based phenomenological models," *Compos. Sci. Technol.*, vol. 62, no. 12-13 SPECIAL ISSUE, pp. 1633–1662, 2002, doi: 10.1016/S0266-3538(01)00208-1.
- [129] P. J., "Finite element analysis of carbon fiber composite ripping using abaqus," *thesis*, 2008, doi: 10.1117/12.552579.
- [130] S. W. Tsai and E. M. Wu, "A General Theory of Strength for Anisotropic Materials," *J. Compos. Mater.*, vol. 5, no. 1, pp. 58–80, 1971, doi: 10.1177/002199837100500106.
- [131] N. Hongkarnjanakul, C. Bouvet, and S. Rivallant, "Validation of low velocity impact modelling on different stacking sequences of CFRP laminates and influence of fibre failure," *Compos. Struct.*, vol. 106, pp. 549–559, 2013, doi: 10.1016/j.compstruct.2013.07.008.
- [132] W. Tan, B. G. Falzon, L. N. S. Chiu, and M. Price, "Predicting low velocity impact damage and Compression-After-Impact (CAI) behaviour of composite laminates," *Compos. Part A Appl. Sci. Manuf.*, vol. 71, pp. 212–226, 2015, doi: 10.1016/j.compositesa.2015.01.025.
- [133] H. T. Hahn and S. W. Tsai, "Nonlinear Elastic Behavior of Unidirectional Composite Laminae," *J. Compos. Mater.*, vol. 7, no. 1, pp. 102–118, 1973, doi: 10.1177/002199837300700108.
- [134] A. Puck, J. Kopp, and M. Knops, "Guidelines for the determination of the parameters in Puck's

- action plane strength criterion," *Compos. Sci. Technol.*, vol. 62, no. 3, pp. 371–378, 2002, doi: 10.1016/S0266-3538(01)00202-0.
- [135] W. Han, K. Hu, Q. Shi, and F. Zhu, "Damage evolution analysis of open-hole tensile laminated composites using a progress damage model verified by AE and DIC," *Compos. Struct.*, vol. 247, no. September 2019, p. 112452, 2020, doi: 10.1016/j.compstruct.2020.112452.
- [136] Y. Shi, T. Swait, and C. Soutis, "Modelling damage evolution in composite laminates subjected to low velocity impact," *Compos. Struct.*, vol. 94, no. 9, pp. 2902–2913, 2012, doi: 10.1016/j.compstruct.2012.03.039.
- [137] Y. Tomita and K. Morioka, "Effect of lay-up sequence on mechanical properties and fracture behaviour of advanced CFRP laminate composite," *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 234–236, pp. 778–781, 1997, doi: 10.1016/S0921-5093(97)00411-5.
- [138] S. A. Hitchen and R. M. J. Kemp, "The effect of stacking sequence on impact damage in a carbon fibre / epoxy composite," vol. 26, no. 3, pp. 207–214, 1995.
- [139] H. Tuo, Z. Lu, X. Ma, J. Xing, and C. Zhang, "Damage and failure mechanism of thin composite laminates under low-velocity impact and compression-after-impact loading conditions," *Compos. Part B Eng.*, vol. 163, no. August 2018, pp. 642–654, 2019, doi: 10.1016/j.compositesb.2019.01.006.
- [140] C. S. Lopes, P. P. Camanho, Z. Gürdal, P. Maimí, and E. V González, "Low-velocity impact damage on dispersed stacking sequence laminates . Part II : Numerical simulations," *Compos. Sci. Technol.*, vol. 69, no. 7–8, pp. 937–947, 2009, doi: 10.1016/j.compscitech.2009.02.015.
- [141] X. C. Sun and S. R. Hallett, "Barely visible impact damage in scaled composite laminates: Experiments and numerical simulations," *Int. J. Impact Eng.*, vol. 109, pp. 178–195, 2017, doi: 10.1016/j.ijimpeng.2017.06.008.
- [142] M. A. Caminero, I. García-Moreno, G. P. Rodríguez, and J. M. Chacón, "Internal damage evaluation of composite structures using phased array ultrasonic technique: Impact damage assessment in CFRP and 3D printed reinforced composites," *Compos. Part B Eng.*, vol. 165, no. September 2018, pp. 131–142, 2019, doi: 10.1016/j.compositesb.2018.11.091.
- [143] M. S. Kirugulige, H. V Tippur, and T. S. Denney, "Measurement of transient deformations using digital image correlation method and high-speed photography : application to dynamic fracture," vol. 46, no. 22, 2007.
- [144] B. Pan, L. Yu, Y. Yang, W. Song, and L. Guo, "Full-field transient 3D deformation measurement of 3D braided composite panels during ballistic impact using single-camera high-speed stereo-digital image correlation," *Compos. Struct.*, vol. 157, pp. 25–32, 2016, doi: 10.1016/j.compstruct.2016.08.017.

-
- [145] M. Flores, D. Mollenhauer, V. Runatunga, T. Beberniss, D. Rapping, and M. Pankow, "High-speed 3D digital image correlation of low-velocity impacts on composite plates," *Compos. Part B*, vol. 131, pp. 153–164, 2017, doi: 10.1016/j.compositesb.2017.07.078.
- [146] H. Cui, D. Thomson, S. Eskandari, and N. Petrinic, "A critical study on impact damage simulation of IM7/8552 composite laminate plate," *Int. J. Impact Eng.*, vol. 127, no. October 2018, pp. 100–109, 2019, doi: 10.1016/j.ijimpeng.2019.01.009.
- [147] Z. Li, A. Khennane, P. J. Hazell, and A. D. Brown, "Impact behaviour of pultruded GFRP composites under low-velocity impact loading," *Compos. Struct.*, vol. 168, pp. 360–371, 2017, doi: 10.1016/j.compstruct.2017.02.073.
- [148] R. Krueger, "Virtual crack closure technique: History, approach, and applications," *Appl. Mech. Rev.*, vol. 57, no. 1–6, pp. 109–143, 2004, doi: 10.1115/1.1595677.
- [149] P. Camanho and C. G. Davila, "Mixed-Mode Decohesion Finite Elements in for the Simulation Composite of Delamination Materials," *Nasa*, vol. TM-2002-21, no. June, pp. 1–37, 2002, doi: 10.1177/002199803034505.
- [150] G. Practices and U. Quanti, "A Good Practices Guide for Digital Image Correlation," 2018.
- [151] M. S. Found, I. C. Howard, and A. P. Paran, "Interpretation of signals from dropweight impact tests," *Compos. Struct.*, vol. 42, no. 4, pp. 353–363, 1998, doi: 10.1016/S0263-8223(98)00080-4.
- [152] F. Guo-dong, L. Jun, and W. Bao-lai, "Progressive damage and nonlinear analysis of 3D four-directional braided composites under unidirectional tension," *Compos. Struct.*, vol. 89, no. 1, pp. 126–133, 2009, doi: 10.1016/j.compstruct.2008.07.016.
- [153] D. Mattsson, R. Joffe, and J. Varna, "Methodology for characterization of internal structure parameters governing performance in NCF composites," *Compos. Part B Eng.*, vol. 38, no. 1, pp. 44–57, 2007, doi: 10.1016/j.compositesb.2006.04.004.
- [154] R. Joffe, D. Mattsson, J. Modniks, and J. Varna, "Compressive failure analysis of non-crimp fabric composites with large out-of-plane misalignment of fiber bundles," *Compos. Part A Appl. Sci. Manuf.*, vol. 36, no. 8, pp. 1030–1046, 2005, doi: 10.1016/j.compositesa.2004.10.028.
- [155] F. Edgren, D. Mattsson, L. E. Asp, and J. Varna, "Formation of damage and its effects on non-crimp fabric reinforced composites loaded in tension," *Compos. Sci. Technol.*, vol. 64, no. 5, pp. 675–692, 2004, doi: 10.1016/S0266-3538(03)00292-6.
- [156] C. Zhang, N. Li, W. Wang, W. K. Binienda, and H. Fang, "Progressive damage simulation of triaxially braided composite using a 3D meso-scale finite element model," *Compos. Struct.*, vol. 125, pp. 104–116, 2015, doi: 10.1016/j.compstruct.2015.01.034.
- [157] G. Liu, L. Zhang, L. Guo, F. Liao, T. Zheng, and S. Zhong, "Multi-scale progressive failure

- simulation of 3D woven composites under uniaxial tension,” *Compos. Struct.*, vol. 208, no. June 2018, pp. 233–243, 2019, doi: 10.1016/j.compstruct.2018.09.081.
- [158] S. Dai and P. R. Cunningham, “Multi-scale damage modelling of 3D woven composites under uni-axial tension,” *Compos. Struct.*, vol. 142, pp. 298–312, 2016, doi: 10.1016/j.compstruct.2016.01.103.
- [159] S. Zhong, L. Guo, G. liu, H. Lu, and T. Zeng, “A continuum damage model for three-dimensional woven composites and finite element implementation,” *Compos. Struct.*, vol. 128, pp. 1–9, 2015, doi: 10.1016/j.compstruct.2015.03.030.
- [160] K. C. Warren, R. A. Lopez-Anido, S. S. Vel, and H. H. Bayraktar, “Progressive failure analysis of three-dimensional woven carbon composites in single-bolt, double-shear bearing,” *Compos. Part B Eng.*, vol. 84, pp. 266–276, 2016, doi: 10.1016/j.compositesb.2015.08.082.
- [161] P. Turner, T. Liu, and X. Zeng, “Collapse of 3D orthogonal woven carbon fibre composites under in-plane tension/compression and out-of-plane bending,” *Compos. Struct.*, vol. 142, pp. 286–297, 2016, doi: 10.1016/j.compstruct.2016.01.100.
- [162] X. Jia, Z. Xia, and B. Gu, “Numerical analyses of 3D orthogonal woven composite under three-point bending from multi-scale microstructure approach,” *Comput. Mater. Sci.*, vol. 79, pp. 468–477, 2013, doi: 10.1016/j.commatsci.2013.06.050.
- [163] C. Ren, T. Liu, A. Siddique, B. Sun, and B. Gu, “High-speed visualizing and mesoscale modeling for deformation and damage of 3D angle-interlock woven composites subjected to transverse impacts,” *Int. J. Mech. Sci.*, vol. 140, no. October 2017, pp. 119–132, 2018, doi: 10.1016/j.ijmecsci.2018.02.044.
- [164] S. D. Green, M. Y. Matveev, A. C. Long, D. Ivanov, and S. R. Hallett, “Mechanical modelling of 3D woven composites considering realistic unit cell geometry,” *Compos. Struct.*, vol. 118, no. 1, pp. 284–293, 2014, doi: 10.1016/j.compstruct.2014.07.005.
- [165] B. El Said, F. Daghia, D. Ivanov, and S. R. Hallett, “An iterative multiscale modelling approach for nonlinear analysis of 3D composites,” *Int. J. Solids Struct.*, vol. 132–133, pp. 42–58, 2018, doi: 10.1016/j.ijsolstr.2017.08.017.
- [166] C. Bordreuil and C. Hochard, “Finite Element Computation of Woven Ply Laminated Composite Structures up to Rupture,” pp. 127–143, 2004.

Résumé

Ce travail consiste à une étude expérimentale et numérique du comportement et de la résistance de matériaux composites stratifiés soumis à un impact faible vitesse/faible énergie. L'objectif principal porte sur le développement d'un modèle robuste capable de prévoir la réponse de composites stratifiés en statique et dynamique, en se basant sur des observations expérimentales précises. Des essais d'impacts ont été réalisés au moyen d'une tour de chute instrumentée par caméras rapide pour suivre l'évolution des endommagements en temps réel. L'étude éléments finis 3D d'impact en dynamique explicite permet de juger de l'applicabilité des critères de rupture et des méthodes d'évolution des dommages. Divers modèles d'endommagement progressif sont mis en œuvre pour prédire l'initiation et l'accumulation des dommages dans un stratifié composite NCF. Des éléments cohésifs sont également insérés entre les plis adjacents pour rendre compte de la délamination entre plis. Dans un deuxième temps, le modèle a été validé pour la simulation de manière fiable l'évolution des mécanismes jusqu'à la rupture, dans des situations de chargement quasi-statique. Dans ce cas, le composite NCF est modélisé à l'aide d'un modèle unitaire constitutif à l'échelle méso, et présentant des régions idéalisées de la matrice polymère et des mèches imprégnés. Le modèle unitaire idéalisé est défini sur la base de données provenant d'analyse d'image. La méthodologie proposée est générique, elle utilise une représentation par éléments 3D de la pièce pour l'analyse globale, ainsi que la non-linéarité de la matrice et la réponse local à l'endommagement.

Mots clés :

Composite stratifié NCF, critère de rupture, évolution d'endommagement, modélisation éléments finis

Abstract

This work consists of an experimental and numerical study of the behavior and strength of laminated composites subjected to a low velocity/low energy impact. The main objective is to develop a robust model capable of predicting the static and dynamic response of laminated composites, based on accurate experimental observations. Impact tests have been performed using a drop tower instrumented with high-speed cameras to monitor the evolution of damage in real time. The 3D finite element study of impact in explicit dynamics allows judging the applicability of the failure criteria and the damage evolution methods. Various progressive damage models are implemented to predict the initiation and accumulation of damage in an NCF composite laminate. Cohesive elements are also inserted between adjacent plies to account for inter-ply delamination. In a second step, the model has been validated to reliably simulate the evolution of the mechanisms until failure, under quasi-static loading situations. In this case, the NCF composite is modeled using a unitary constitutive model at mesoscale, and presenting idealized regions of the polymer matrix and impregnated wicks. The idealized unitary model is defined on the basis of data from image analysis. The proposed methodology is generic, using a 3D elemental representation of the part for the global analysis, as well as the non-linearity of the matrix and the local response to the damage.

Keywords:

Laminate composite NCF, failure criteria, damage evolution, finite element analysis