

5.3. Réponse macroscopique et confrontation avec la base de données expérimentales	
141	
Conclusion.....	151
Synthèse générale et perspectives.....	153
Synthèse générale.....	153
Perspectives.....	156
Annexes.....	159
Annexe 1 : Comparaison de la résistance au choc Charpy des éprouvettes en résine pure	
159	
Annexe 2 : Comparaison de la cinétique d'endommagement des composites stratifiés à	
matrice acrylique et thermodurcissable.....	160
Annexe 3 : Influence des copolymères à température constante (20°C).....	163
Bibliographie.....	167
Résumé.....	177
Abstract.....	178

Liste des figures

Figure 1 : Exemples d'application des composites stratifiés	2
Figure 2 : Contour du projet COACH	3
Figure 1-1 : Répartition des matériaux constitutifs des véhicules en 2011	8
Figure 1-2 : Evolution de la proportion d'utilisation des matières plastiques dans l'automobile	8
Figure 1-3 : Percée des matériaux composites dans l'industrie automobile [Source : «les Echos»]	9
Figure 1-4 : Exemples de pièces réalisées en matériaux composites	10
Figure 1-5 : Cartographie des composites stratifiés [24]	10
Figure 1-6 : Renforts fibreux	11
Figure 1-7 : Exemples d'architectures de renforts plans à fibres longues [26].....	11
Figure 1-8 : Mise en œuvre de composites stratifiés sous autoclave [37]	15
Figure 1-9 : Mise en œuvre de composites stratifiés par voie humide [38].....	16
Figure 1-10 : Exemples de dispositifs de fixation de la plaque	17
Figure 1-11 : Grandeurs exploitables lors d'un impact basse vitesse [7]	19
Figure 1-12 : Dommages observés à l'issue d'un impact sur stratifiés tissés à 40 J [39].....	19
Figure 1-13 : Courbes force-déplacement et énergie-temps à 30 et 40 J [39]	21
Figure 1-14 : Energie absorbée normalisée par l'épaisseur pour différents stratifiés [58]	22
Figure 1-15 : Divers types de charges	25
Figure 1-16 : Etendue de l'endommagement des composites stratifiés impactés à 21J [69]	26
Figure 1-17 : Structure d'un DGEBA renforcé par des copolymères tri-blocs type MAM [2] .	29
Figure 1-18 : Image AFM d'un échantillon Fibres de verre/DGEBA+10% NS après polissage ionique[2].....	29
Figure 1-19 : Courbes Force - déplacement à différentes énergies et faciès de rupture correspondants[2].....	30
Figure 1-20 : Différentes échelles d'investigation des composites stratifiés tissés 2D [33].....	31
Figure 1-21 : Modélisation des lois d'endommagement d'un composite stratifié.....	35
Figure 1-22 : Trois modes indépendants de propagation des fissures.....	36
Figure 1-23 : Méthode VCCT [104].....	38
Figure 1-24 : Exemples de lois pour le modèle de zones cohésives [103].....	38
Figure 1-25 : Comportement élastoplastique d'une matrice avec endommagement progressif	41
Figure 2-1 : Tissu taffetas en fibres de verre utilisé	43
Figure 2-2 : Mise en œuvre des composites stratifiés par infusion	44
Figure 2-3 : Copolymères à blocs utilisés	45
Figure 2-4 : Préparation de la résine	46
Figure 2-5 : Mise en évidence de la présence de porosités proches de la surface extérieure...	47
Figure 2-6 : Images MEB à différents grossissements, montrant la qualité d'imprégnation des fibres.....	48
Figure 2-7 : Ondulation des torons et zones riches en résine	48
Figure 2-8 : Mise en évidence de la présence des Nanostrengths (NS)	50
Figure 2-9 : Dispositif d'essai de traction.....	56
Figure 2-10 : Dimensions des éprouvettes de traction	57

Figure 2-11 : Courbes contrainte nominale – déformation nominale en traction sur des éprouvettes orientés à 0°, pour différentes vitesses de sollicitation.....	57
Figure 2-12 : Courbes contrainte nominale – déformation nominale en traction sur des éprouvettes orientés à 45° pour différentes vitesses de sollicitation.....	59
Figure 2-13 : Schéma illustrant un essai de flexion trois points sur appuis rapprochés [121].	61
Figure 2-14 : Essais de cisaillement interlaminaire	61
Figure 2-15 : Courbes de charge – décharge des composites stratifiés de l'étude.....	64
Figure 2-16 : Endommagement par microfissuration [56]	66
Figure 2-17 : Essai cyclique pour la détermination de la variable d'endommagement d_{12}	67
Figure 2-18 : Schéma illustratif du composite pour les essais en mode I et mode II	69
Figure 2-19 : Eprouvettes DCB	69
Figure 2-20 : Dispositif d'essai et dimensions (en mm) des éprouvettes DCB	70
Figure 2-21 : Résultats des essais DCB	70
Figure 2-22 : Détermination de la ténacité par la méthode d'aire.....	73
Figure 2-23 : Dispositif d'essai et dimensions (en mm) des éprouvettes ENF.....	74
Figure 2-24 : Résultats des essais ENF.....	75
Figure 3-1 : Dispositif d'essai d'impact : puits de chute Instron CEAST 9350	79
Figure 3-2 : Mise en évidence de la répétabilité des essais pour différentes formulations de composites impactées à 10 J	80
Figure 3-3 : Evolution de la vitesse et du déplacement de l'impacteur en fonction du temps. (a) 30 J ; (b) 40 J ; (c) 50 J et (d) 60 J.....	81
Figure 3-4 : Effet de la nature de la résine sur la réponse à l'impact. Force-déplacement à 10 J (a) et 20 J (b).....	82
Figure 3-5 : Courbes énergie-temps (en pointillés) et force-temps (en trait continu) des différents matériaux. (a) 10 J ; (b) 20 J.....	82
Figure 3-6 : Effet de la nature de la résine sur la réponse à l'impact. Force-déplacement à 30 J (a), 40 J (b), 50 J (c) et 60 J (d).....	83
Figure 3-7 : Evolution de l'énergie (en pointillés) et de la force (en trait continu) en fonction du temps, pour les différents matériaux. (a) 30 J ; (b) 40 J ; (c) 50 J ; (d) 60 J.....	83
Figure 3-8 : Images des plaques composites endommagées. (a) Pure_Acry/GF ; (b) Epoxy/GF ; (c) Polyester/GF	85
Figure 3-9 : Comparaison de l'énergie absorbée pour différents matériaux.....	86
Figure 3-10 : Bouteille d'azote liquide et conditions d'encastrement des bords latéraux	87
Figure 3-11 : Effet de la fraction massique des Nanostrengths à 20°C. (a) Force-déplacement, (b) Energie-temps pour une énergie d'impact de 30 J.....	88
Figure 3-12 : Effet de la fraction massique des Nanostrengths à 20°C. Force-déplacement (a) et Energie-temps (b) à 40 J; Force-déplacement (c) et Energie-temps (d) à 50 J.....	89
Figure 3-13 : Défauts identifiés dans un échantillon d'Acry_Nano15/GF avant impact.....	89
Figure 3-14 : Effet de la fraction massique des NS à 80°C. (a) Force-déplacement, (b) Energie-temps pour une énergie d'impact de 30 J.....	90
Figure 3-15 : Effet de la fraction massique des NS à 80°C. Force-déplacement (a) et Energie-temps (b) à 40 J; Force-déplacement (c) et Energie-temps (d) à 50 J.....	91
Figure 3-16 : Effet de la fraction massique des NS à -80°C. (a) Force-déplacement, (b) Energie-temps pour une énergie d'impact de 30 J.....	92
Figure 3-17 : Effet de la fraction massique des NS à -80°C. Force-déplacement (a) et Energie-temps (b) à 40 J; Force-déplacement (c) et Energie-temps (d) à 50 J.....	92

Figure 3-18 : Influence du taux de NS sur le seuil de pénétration à 80°C. Energie absorbée (a) et énergie élastique (b) en fonction de l'énergie d'impact	94
Figure 3-19 : Influence du taux de NS sur le seuil de pénétration à 20°C. Energie absorbée (a) et énergie élastique (b) en fonction de l'énergie d'impact	94
Figure 3-20 : Influence du taux de NS sur le seuil de pénétration à -80°C. Energie absorbée (a) et énergie élastique (b) en fonction de l'énergie d'impact	95
Figure 3-21 : Graphe d'effets des différents facteurs	96
Figure 3-22 : Photographie de dommages d'impact sur des composites Pure_Acry/GF et Acry_Nano10/GF à la température de 80°C	97
Figure 3-23 : Photographie de dommages d'impact sur des composites Pure_Acry/GF et Acry_Nano10/GF à la température de -80°C.....	97
Figure 3-24 : Microtomographie des plaques composites Pure_Acry/GF endommagées à 40 J. (a) -80°C, (b) 20°C et (c) 80°C	98
Figure 3-25 : Microtomographie des plaques composites Acry_Nano10/GF endommagées à 40 J. (a) -80°C, (b) 20°C et (c) 80°C.....	98
Figure 4-1 : Essais quasi-statiques pour une vitesse de sollicitation de 1 mm/min [143].....	102
Figure 4-2 : Courbes de la contrainte vraie en fonction de la déformation vraie [152]	105
Figure 4-3 : Répartition des champs locaux dans le SG d'un composite BaTiO ₃ /CoFe ₂ O ₄ [160]	108
Figure 4-4 : Analyse de structures hétérogènes 3D par l'approche multi-échelle.....	113
Figure 4-5 : Procédure d'homogénéisation numérique.....	114
Figure 4-6 : Microstructure réelle et SG à arrangement hexagonal adopté.....	115
Figure 4-7 : Reproduction de microstructure avec Texgen et orientations matériaux	117
Figure 4-8 : Composite stratifié et SG identifié à l'échelle mésoscopique	118
Figure 4-9 : Modules effectifs du pli. Module d'Young suivant la direction chaîne : E ₁ (a) et suivant l'épaisseur : E ₃ (b) ; module de cisaillement plan : G ₁₂ (c) et hors plan G ₁₃ (d).....	121
Figure 4-10 : Coefficients de Poisson effectifs du pli. (a) ν_{12} ; (b) ν_{13}	121
Figure 4-11 : Courbes d'Essais DCB (Expérimental/ Numérique).....	123
Figure 4-12 : Influence des propriétés de la zone cohésive. (a) Effet des contraintes d'initiation pour G _{IC} = 1.88 N/mm, G _{IIC} = G _{IIIC} = 3.84 N/mm ; (b) Effet de la ténacité pour N=70 MPa, T=S=80 MPa	124
Figure 4-13 : Vue éclatée du modèle macroscopique : maillage et conditions aux limites [169]	128
Figure 4-14 : Confrontation des courbes énergie-temps	129
Figure 4-15 : Confrontation des courbes force-déplacement.....	130
Figure 4-16 : Evolution des variables d'endommagement d1 + et d2 + à 40 J	131
Figure 4-17 : Face opposée à celle impactée à 50 J : répartition de la déformation plastique équivalente en fin d'essai (à gauche) ; faciès d'endommagement expérimental (à droite) [169]	132
Figure 4-18 : Modélisation au quart du composite stratifié à quatre plis.....	135
Figure 4-19 : Modèle géométrique vue dans l'épaisseur	135
Figure 4-20 : Maillage et conditions aux limites.....	136
Figure 4-21 : Algorithme d'implémentation du comportement élastique endommageable des torons.....	139
Figure 4-22 : Algorithme explicite d'implémentation de la loi de comportement élasto-viscoplastique de la matrice.....	140

Figure 4-23 : Confrontations essai / simulation numérique. (a) Energie-temps et (b) Force-temps à 10 J ; (c) Energie-temps et (d) Force-temps à 20 J	141
Figure 4-24 : Confrontation expérimentation / simulation numérique à 10 J. (a) Historique du déplacement ; (b) Champs de déplacement de l'impacteur (à droite) et essai expérimental (à gauche) à $t = 6$ ms	142
Figure 4-25 : Confrontation essai / simulation numérique à 30 J. (a) Historique du déplacement ; (b) Champs de déplacement de l'impacteur (à droite) et essai expérimental (à gauche) à $t = 6$ ms.....	143
Figure 4-26 : Confrontations expérimentation / simulation numérique. (a) Energie-temps et (b) Force-temps à 30 J ; (c) Energie-temps et (d) Force-temps à 40 J	144
Figure 4-27 : Confrontations expérimentation / simulation numérique. (a) Force déplacement à 30 J ; (b) Force-déplacement à 40 J.....	145
Figure 4-28 : Champs de déplacement suivant la direction de l'impacteur et cinétique d'endommagement à différentes énergies. (a) 10 J, (b) 30 J, (c) 40 J et (d) 50 J	145
Figure 4-29 : Confrontations expérimentation / simulation numérique à 50 J. (a) Energie-temps, (b) Force-temps, (c) Force-déplacement et (d) Déplacement-temps.....	146
Figure 4-30 : Champs de déplacement suivant la direction de l'impacteur à $t = 6$ ms. (a) 30 J, (b) 40 J.....	147
Figure 4-31 : Confrontations expérimentation / simulation numérique à 60 J	148
Figure 4-32 : Cinétique d'endommagement des torons par fissuration matricielle (Critère de Puck) à 30 J	149
Figure 4-33 : Isolement du pli en contact avec l'impacteur à 30 J pour $t = 6$ ms.....	149
Figure 4-34 : Visualisation de l'étendue du délaminage aux différentes interfaces à $t = 2$ ms (modèle de zones cohésives).....	150
Figure A-1 : Résultats d'essai au choc Charpy (a) et résilience des composites impactés à 40 J (b).....	159
Figure A-2 : Suivi de l'endommagement pendant l'essai à 10 J pour une température de 20°C	160
Figure A-3 : Suivi de l'endommagement pendant l'essai à 20 J pour une température de 20°C	161
Figure A-4 : Suivi de l'endommagement pendant l'essai à 60 J pour une température de 20°C	162
Figure A-5 : Effet des copolymères sur la réponse à l'impact. Force-déplacement à 10 J (a) et 20 J (b).....	163
Figure A-6 : Effet des copolymères sur la réponse à l'impact. (a) Force-déplacement à 30 J (a), 40 J (b), 50 J (c) et 60 J (d)	163
Figure A-7 : Effet des copolymères sur l'évolution de l'énergie (en pointillés) et de la force (en trait continu) en fonction du temps. (a) 10 J ; (b) 20 J	164
Figure A-8 : Effet des copolymères sur l'évolution de l'énergie (en pointillés) et de la force (en trait continu) en fonction du temps. (a) 30 J ; (b) 40 J ; (c) 50 J et (d) 60J.....	164
Figure A-9 : Influence de la présence des copolymères sur le seuil de pénétration. Energie absorbée (a) et énergie élastique (b) en fonction de l'énergie d'impact.....	165

Liste des tableaux

Tableau 1-1 : Comparaison des caractéristiques mécaniques du polyester rigide et de l'époxy	13
Tableau 1-2 : Force maximale et énergie élastique [69].....	26
Tableau 2-1 : Densité de la matrice et de la fibre de verre	44
Tableau 2-2 : Masse des constituants.....	51
Tableau 2-3 : Différents degrés d'anisotropie des matériaux [118]	55
Tableau 2-4 : Grandeurs mesurées en traction	58
Tableau 2-5 : Grandeurs mesurées en cisaillement plan.....	60
Tableau 2-6 : Grandeurs calculées en cisaillement interlaminaire	63
Tableau 3-1 : Différents composites stratifiés testés	78
Tableau 3-2 : Table de Taguchi L9(33)	96
Tableau 4-1 : Caractéristiques mécaniques de la fibre de verre.....	102
Tableau 4-2 : Paramètres du modèle de Nasraoui identifiés en compression pour le PMMA [152]	106
Tableau 4-3 : Propriétés effectives des torons (fraction volumique des fibres $V_f = 70\%$)	116
Tableau 4-4 : Propriétés effectives du pli tissé.....	118
Tableau 4-5 : Module d'Young de la résine pour différentes températures et vitesses de déformation.....	120
Tableau 4-6 : Propriétés de la zone cohésive	122
Tableau 4-7 : Résistances interfaciales de composites à matrice époxy	124
Tableau 4-8 : Paramètres caractérisant l'endommagement intralaminaire	128
Tableau 4-9 : Résistances ultimes des torons de fibres (70% en volume)	140

Notations

Vecteurs et tenseurs d'ordre deux et plus : caractères gras

Scalars : caractères simples

$\boldsymbol{\sigma}, \boldsymbol{\Sigma}$: Tenseur de contraintes locales, macroscopiques

$\boldsymbol{\varepsilon}, \boldsymbol{E}$: Tenseur de déformations locales, macroscopiques

$\boldsymbol{\varepsilon}^e, \boldsymbol{E}^e$: Tenseur de déformations élastiques locales, macroscopiques

\boldsymbol{C} : Tenseur d'ordre 4 de modules élastiques

\boldsymbol{S} : Tenseur d'ordre 4 de complaisances élastiques

\boldsymbol{I} : Tenseur identité d'ordre 4

δ : Symbole de Kronecker

E : Module de Young

G : Module de cisaillement

ν : Coefficient de Poisson

λ : Coefficient de Lamé

$\dot{\lambda}$: Multiplicateur plastique

$\bar{\sigma}$: Contrainte équivalente

L : Longueur de plaque

b : Largeur de plaque

h : Epaisseur de plaque

I : Moment quadratique de la section d'une poutre

a : Longueur de fissure

δ : Distance d'ouverture de la fissure

t : Temps

π : Densité d'énergie potentielle de déformation

G_i : Taux de restitution d'énergie en mode i

G : Taux total de restitution d'énergie

F_{max} : Force critique

D_{max} : Déplacement correspondant à la force critique

χ_i : Fonctions de fluctuations

σ_y : Contrainte d'écoulement plastique

$\tilde{\sigma}_{y0}$: Contrainte d'écoulement effective initiale

Conventions de calcul

$\alpha \mathbf{B}$: Produit du tenseur \mathbf{B} par le scalaire α

$\mathbf{A} \cdot \mathbf{b}$: Produit une fois contracté d'un tenseur d'ordre deux \mathbf{A} et d'un vecteur \mathbf{b}

$\mathbf{A} \cdot \mathbf{B}$: Produit une fois contracté entre les tenseurs \mathbf{A} et \mathbf{B}

$\mathbf{A} : \mathbf{B}$: Produit doublement contracté entre les tenseurs \mathbf{A} et \mathbf{B}

$\mathbf{A} \otimes \mathbf{B}$: Produit tensoriel entre les tenseurs \mathbf{A} et \mathbf{B}

Introduction générale

Au cours de ces dernières décennies, l'utilisation des matériaux composites à matrice organique dans l'industrie du transport s'est accrue considérablement. Les causes de la percée de ces matériaux dans le monde industriel sont notamment leur rapport résistance mécanique/poids particulièrement intéressant, leur multifonctionnalité, la versatilité de leur propriétés physico-chimiques et leur caractère anisotrope. Longtemps confinés dans le monde aéronautique pour la fabrication de pièces structurelles non soumises à des températures très élevées, ces matériaux composites sont aujourd'hui de plus en plus employés dans l'industrie automobile. De grands constructeurs comme Volvo et Mercedes ont montré leur intérêt pour ces matériaux pour la fabrication de coffres et hayons de voitures. Par exemple, un hayon composite en polymère renforcé par des fibres de carbone (CFRP), intégré au prototype Peugeot 208 HYbrid Air 2L, a permis une réduction de la masse de 35% et donc une réduction des émissions de CO₂. En plus du gain en masse qu'ils offrent, ces matériaux s'adaptent à des formes de design complexes et difficiles à obtenir avec des métaux et alliages conventionnels. La grande majorité des résines utilisées sont des résines thermodurcissables : la réticulation des chaînes lors de la polymérisation leur confère un caractère infusible ; le matériau résultant n'est donc pas recyclable (Figure 1). De plus, certaines substances utilisées pour la mise en œuvre de ces composites ne répondent pas au règlement REACH¹.

Pour faire face aux nouvelles exigences environnementales, les ingénieurs de la société Arkema ont mis au point une résine acrylique thermoplastique. Cette résine, en plus de sa capacité à polymériser à température ambiante, se prête à la plupart des procédés jusque-là réservés à la mise en œuvre des composites stratifiés à matrices thermodurcissables. La résine acrylique est assez récente et a donc fait l'objet de très peu d'études. L'une d'elle a notamment porté sur son développement en 2011 à travers un projet nommé « résine idéale ». Ce projet encouragé par la région Lorraine, a regroupé cinq entités locales : trois laboratoires, le Laboratoire d'Energétique et de Mécanique Théorique et Appliquée (LEMETA), le Laboratoire de Chimie Physique Macromoléculaire (LCPM), le Laboratoire Matériaux Optiques Photoniques et Systèmes (LMOPS) et deux industriels : l'Institut de Soudure à Saint-Avold et Arkema. L'idée au cœur de ce projet était le développement de la résine acrylique à travers la maîtrise du procédé, le tout dans le but d'optimiser la résistance mécanique du composite.

¹ Registration, Evaluation, Authorization and Restriction of Chemicals

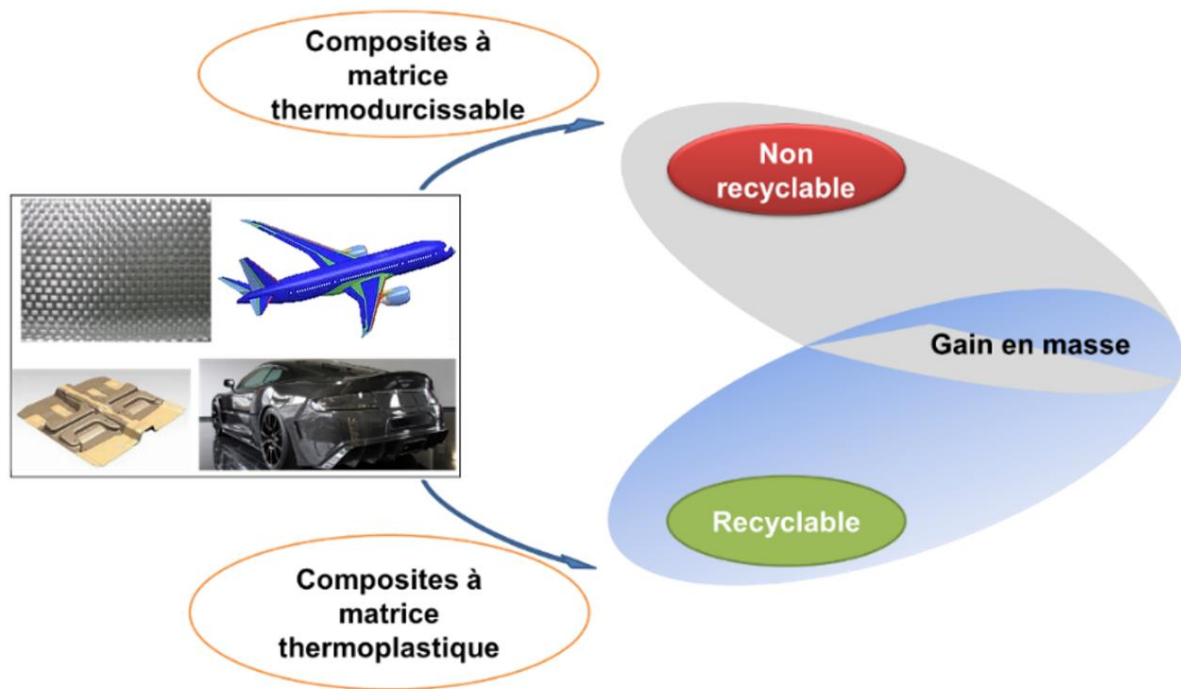


Figure 1 : Exemples d'application des composites stratifiés²

Très récemment, l'Institut de Recherche Technologique Matériaux, Métallurgie & Procédés (IRT M2P) s'est associé avec le géant de la Chimie ARKEMA pour mener le projet « COACH ». Ce projet (dont le contour est illustré par la Figure 2) contribuera, plus généralement, au développement de nouvelles résines thermoplastiques (acrylique, polyamide, polyéther cétone cétone) et des méthodes de fabrication de composites stratifiés en un temps record. Le projet visant un domaine d'application assez large (l'aéronautique, l'automobile, le transport, l'énergie, le bâtiment), la validation des améliorations sera effectuée aux différentes échelles de la structure.

Le présent travail de thèse est rattaché au projet COACH et se penche sur la problématique de l'amélioration de la tenue à l'impact basse vitesse des composites stratifiés à base de la nouvelle résine acrylique. En effet, l'une des applications visées dans le monde automobile est la conception de planchers (bas de caisse) de véhicules. Un choc avec un caillou, un débris en cours de route ou une chute inopinée d'outil lors d'une opération de maintenance pourrait occasionner des dommages parfois invisibles à l'œil nu.

² On parle de composite stratifié quand des fibres continues sont noyées dans une matrice polymère

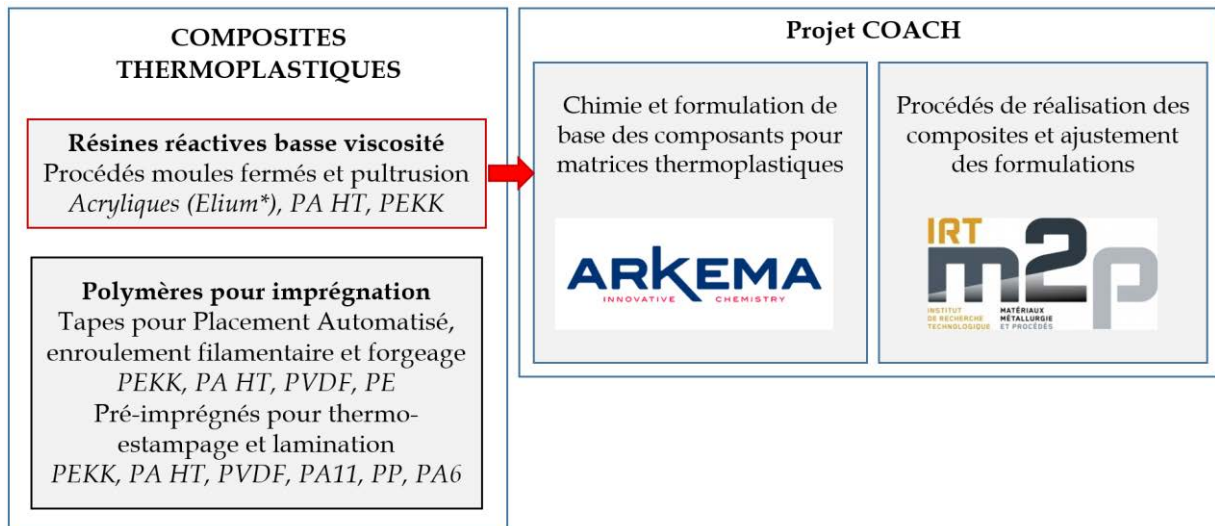


Figure 2 : Contour du projet COACH

Ces « petits dommages », lorsqu'ils ne sont pas détectés et réparés peuvent conduire à une ruine prématurée de la structure ou même à des accidents parfois tragiques. D'où la nécessité de mener des investigations approfondies pour comprendre et anticiper la dégradation des nouveaux composites stratifiés soumis aux chocs. Il est important de noter que dès le début du projet, un renfort tissé taffetas en fibre de verre a été retenu, compte tenu de la demande des potentiels utilisateurs de ce matériau. L'intérêt porté aux textiles est dû au fait qu'ils garantissent une distribution plus ou moins équilibrée des champs mécaniques dans les directions principales du plan du stratifié.

La matrice organique (thermodurcissable ou thermoplastique) des composites stratifiés est, en général, connue pour son caractère fragile [1-4]. Cependant, le comportement élasto-viscoplastique de la résine acrylique pourrait affecter les mécanismes de propagation des dommages (fissuration matricielle et délaminage). En effet, le caractère inélastique (effet de la viscosité et de la plasticité) de la matrice joue un rôle prépondérant dans l'apparition des premières fissures selon Trovalet *et al.* [5]. L'apparition de la décohésion entre la fibre et la matrice génère des concentrations de contraintes dans la zone matricielle [5, 6]. Ceci a pour conséquence une apparition précoce des effets anélastiques caractéristiques de la matrice thermoplastique. Ainsi, la première partie de ce travail de thèse est consacrée à la vérification de l'hypothèse selon laquelle les stratifiés à base de résine thermoplastique auraient une meilleure tenue à l'impact et une tolérance aux dommages améliorée. Cette partie est fondamentale en ce sens que les résultats obtenus devront permettre de valider l'utilisation ou

non des composites à base d'acrylique pour le remplacement des composites à base de résine époxy ou polyester dans les domaines où ils sont sujets à des impacts de basses énergies.

Dès lors qu'il est question d'améliorer la tenue à l'impact des nouveaux composites stratifiés, la revue de la littérature porte sur les différentes techniques de renforcement utilisées à travers la bibliographie récente [3, 7, 8]. Il apparaît important non seulement de renforcer la tenue à l'impact des composites stratifiés mais de comprendre surtout pourquoi l'on obtient une performance améliorée. Ceci passe d'abord par une revue de la littérature sur les différents mécanismes d'endommagement rencontrés chez ces matériaux, leur identification et la manière de les prévenir. Tel est l'objet du premier chapitre.

Ensuite la caractérisation mécanique du comportement viscoélastique endommageable d'un composite stratifié fibres de verre/Acrylique obtenu par infusion sous vide sera faite au moyen d'essais mécaniques en quasi-statique. L'idée, ici, est de déterminer la réponse du matériau composite soumis aux sollicitations mécaniques, afin de le doter d'un modèle d'endommagement adéquat nécessaire pour prédire sa tenue à l'impact basse vitesse. La détermination du taux de fibres dans la matrice et dans le toron, leur répartition spatiale et la qualité d'adhésion interfaciale sont autant d'éléments qui ont retenu notre attention lors de la caractérisation microstructurale.

Dans le troisième chapitre, la tenue à l'impact de différents composites stratifiés (à matrice therm durcissable, thermoplastique renforcée ou non) est analysée. Comme annoncé précédemment, le but de ce travail est de vérifier dans un premier temps l'amélioration de la résistance à l'impact du composite fibres de verre/Acrylique, afin de valider son utilisation en remplacement des composites à base de résines therm durcissables et par la suite, évaluer l'influence des particules de renforcement sur leur réponse à l'impact. L'investigation expérimentale des phénomènes d'endommagement est faite aux différentes échelles du matériau (microscopique, mésoscopique et macroscopique).

Afin de proposer aux industriels un outil d'aide à la simulation numérique de la réponse à l'impact des composites stratifiés fibres de verre/Acrylique, nous nous proposons de mener une démarche multi-échelle [9, 10]. Il s'agit de décrire le comportement à l'échelle macroscopique en tenant compte des textures topologiques et morphologiques identifiées à l'échelle sub-microscopique. En effet, à l'échelle sub-microscopique, chaque toron est constitué de fibres de verre noyées dans une matrice polymère. La première transition d'échelle (sub-

microscopique - mésoscopique) permet de prédire les propriétés effectives du toron, à l'aide d'une approche micromécanique analytique mais aussi à l'aide d'outils d'homogénéisation numérique. L'étude à l'échelle mésoscopique a pour but de caractériser le comportement effectif d'un pli élémentaire, constitué d'un réseau de torons noyés dans la résine acrylique. Les torons sont supposés homogènes à cette échelle, avec des propriétés effectives déduites de l'homogénéisation précédente. Ainsi, le quatrième chapitre est consacré à l'application d'une méthode séquentielle d'homogénéisation numérique [11] pour l'évaluation des propriétés élastiques effectives du composite fibres de verre/Acrylique. Les fondamentaux de cette approche variationnelle, ainsi que son implémentation au moyen des éléments finis seront rappelés. Les propriétés élastiques obtenues en utilisant cette méthode ont été confrontées à celles issues des données expérimentales. Ensuite, les propriétés mécaniques effectives évaluées précédemment ont été utilisées pour alimenter une simulation numérique de l'essai d'impact basse vitesse sur les mêmes matériaux composites en utilisant le logiciel d'éléments finis ABAQUS®. Il était nécessaire de doter le matériau d'un modèle d'endommagement et d'un critère de rupture et ensuite, de les implémenter sous forme de routines pour simuler la dissipation d'énergie ou la perforation de la plaque sous l'impacteur. Plusieurs auteurs ont proposé des modèles micromécaniques [12, 13] et méso-mécaniques [14-16] pour décrire les mécanismes de dégradation dans les composites stratifiés constitués de couches unidirectionnelles. L'échelle microscopique (échelle de la fibre) étant plus proche de celle de la dégradation locale, elle est plus consistante du point de vue physique. Néanmoins, elle ne facilite pas l'étude des stratifiés de taille réaliste du fait du nombre important de fibres et d'interfaces à modéliser. L'échelle mésoscopique (du pli), quant à elle, surmonte cette dernière difficulté mais permet une évaluation du comportement du pli dégradé sans tenir compte des mécanismes de ruine locaux. Une approche hybride a été proposée par Ladevèze *et al.* [17, 18] dans le but de profiter des avantages des deux grandes approches précitées. Il est possible dès lors de prendre en compte la fissuration transverse et le délaminage en utilisant un modèle discret d'endommagement ; la décohésion fibre/matrice étant introduite sous forme homogénéisée via un modèle continu d'endommagement. Ce modèle est amélioré plus tard par Trovalet *et al.* [5] en prenant en compte le caractère visqueux et plastique de la matrice organique. D'autres auteurs se sont intéressés aux mécanismes d'endommagement dans le cas des composites tissés à matrice organique [19-21]. Même si la plupart des modèles numériques disponibles dans la bibliographie sont adaptés à la prédiction du comportement des composites unidirectionnels, la démarche reste similaire pour l'étude d'un composite tissé (exemple du modèle de Bouvet *et al.* [22]). Tous ces modèles ont en commun un point faible :

ils modélisent le pli (unidirectionnel ou tissé) simplement comme un matériau homogène et utilisent des propriétés issues de l'homogénéisation sur un volume élémentaire représentatif (VER) ou de l'expérience. Cela veut dire que les propriétés basées sur les détails de la microstructure sont affectées à des matériaux homogènes ignorant ainsi la topologie et la morphologie des phases. Vu l'impossibilité de représenter tous les détails de la microstructure à l'échelle du stratifié tissé, l'alternative proposée ici consiste à réaliser le modèle à l'échelle mésoscopique en représentant les torons de fibres ondulés et la matrice. Cette solution permet d'utiliser l'approche « micro-macro » uniquement pour évaluer les propriétés des torons homogènes. Il s'agit d'une approche hybride plus réaliste dont les résultats ont été comparés aux données expérimentales.

En conclusion, le contour original du sujet abordé a été rappelé en plus de nos contributions. D'autres enjeux ont été discutés et certaines pistes d'amélioration ont été avancées pour une amélioration ultérieure du modèle numérique développé au cours de cette thèse.

Chapitre 1. Généralités sur les matériaux composites à matrice polymère et problématique de l'amélioration de la tenue à l'impact basse vitesse

Introduction

Dans ce premier chapitre, nous présentons les enjeux et les défis liés à l'utilisation des composites stratifiés dans le secteur de l'automobile. Les différents phénomènes d'endommagement des stratifiés sont à cet effet détaillés et la problématique du renforcement de la tenue à l'impact abordée.

1. Les composites stratifiés dans l'industrie automobile

L'utilisation des matériaux dans l'industrie automobile a connu des évolutions suivant l'avancée de la technologie. Depuis les premières voitures construites en bois et en acier jusqu'aux nouvelles voitures constituées d'une large gamme de matériaux (aciers, aluminium, alliages, caoutchouc, verre, polymères, matériaux composites), le choix du matériau a toujours été conditionné par des exigences des constructeurs et des utilisateurs. Du côté des utilisateurs, les critères entrant en jeu sont essentiellement le prix d'achat, d'entretien et la consommation d'une part ; la sécurité, la sûreté de fonctionnement, le confort et le design d'autre part. Certes, il est préférable que ce soit le matériau qui s'endommage lors d'un crash pour limiter les blessures corporelles mais pour des impacts basse vitesse, les utilisateurs préfèrent voir leur véhicule sans dommage visible. Les constructeurs automobiles quant à eux doivent, en plus des exigences des utilisateurs, faire face à des contraintes dues notamment à la réglementation, aux procédés de fabrication ou encore à la forte concurrence du marché.

1.1. Matériaux de l'ingénierie automobile

D'après les données publiées en 2011 par [N. PICCIRELLI](#) et [A. GIOCOSA \[23\]](#), l'utilisation des matériaux dans industrie automobile, est schématisée comme suit ([Figure 1-1](#)) :

- 62% de métaux ferreux (fontes et aciers),
- 25% de matières organiques (dont 15% de plastiques et 4% d'élastomères),
- 9% de métaux non ferreux (aluminium, cuivre, magnésium) et
- 4% de minéraux (verre, céramique).

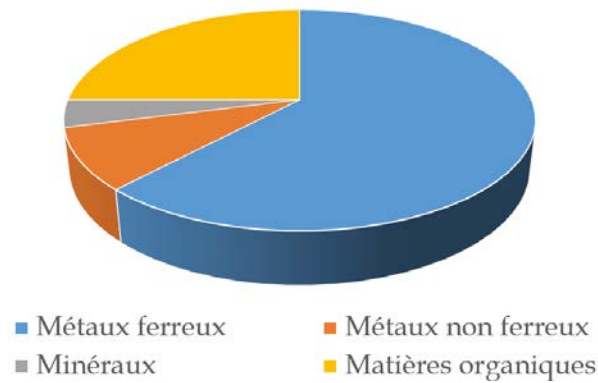


Figure 1-1 : Répartition des matériaux constitutifs des véhicules en 2011

Parmi les matériaux d'origine organique, les thermoplastiques et les thermodurcissables ont connu une évolution croissante au fil des années. Leur proportion qui représentait moins de 5% en 1970 est passée à 11.4% en 1990 puis 17% en 2015 (Figure 1-2). Cette croissante s'explique par leur facilité de mise en forme par moulage et leur facilité de réparation grâce aux mastics polymériques. Cette solution évite de recourir aux procédés de soudage ou de meulage pour réparer les petits dommages ou les petites imperfections, permettant ainsi une réduction du coût d'entretien.

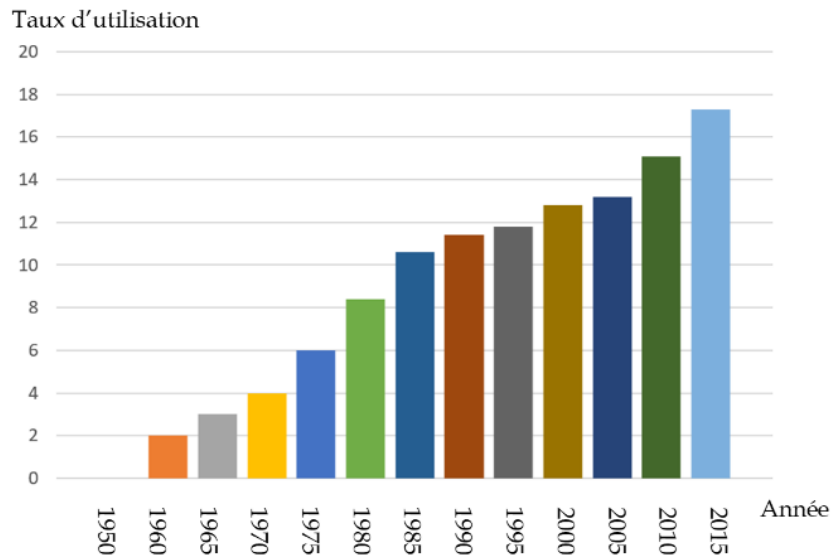


Figure 1-2 : Evolution de la proportion d'utilisation des matières plastiques dans l'automobile

1.2. Place des composites dans l'industrie automobile

Dans la course aux matériaux répondant à des exigences économique-environnementales (moins de consommation de carburant et moins d'émission de gaz à effet de serre), les matériaux composites ont fait leur apparition dans le domaine automobile vers la seconde moitié du 20^e

siècle. Ces matériaux se définissent comme étant un assemblage de deux ou plusieurs matériaux non miscibles (mais ayant une forte cohésion entre eux) et qui ont des performances globales supérieures à celles des matériaux de base, pris individuellement [23]. Dans le secteur automobile, ils se présentent le plus souvent sous forme de fibres longues ou courtes noyées dans une matrice organique.

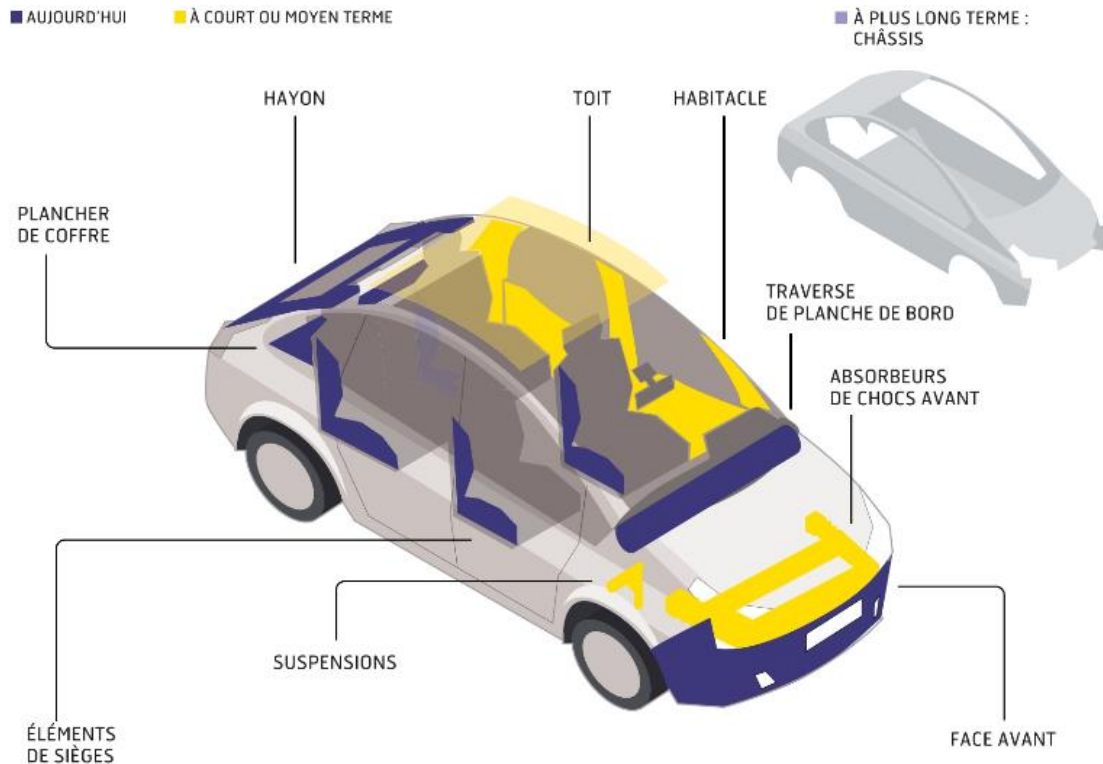


Figure 1-3 : Percée des matériaux composites dans l'industrie automobile [Source : «les Echos»]

La Figure 1-3 illustre l'utilisation des composites dans la conception d'une voiture en 2014. Certaines pièces comme le pare-chocs, le hayon, la planche de bord sont fabriqués en matériaux composites surtout pour des véhicules de formule 1. En 2013, le Cetim, l'Onéra et PSA ont présenté, lors d'un salon mondial des composites, un prototype de triangle de suspension (Figure 1-4) en composite tissé de fibres de carbone/Polyamide ayant permis un gain en masse de 50%. Un capot en fibre de carbone pré-imprégné et nid d'abeille Nomex et une jante en fibre de carbone sont des exemples de matériaux composites en développement dans les unités de recherche de Florian Madec Composites (FMC). En 2014 à Paris, PSA Peugeot Citroën a remporté le prix de l'innovation JEC en présentant un plancher de véhicule en polymère thermosable renforcé par des fibres de verre courtes (pour lui conférer une rigidité multidirectionnelle). Ce fut la première fois qu'une pièce structurale donc vitale d'un

véhicule rentre dans le jeu des composites. Le groupe PSA Peugeot Citroën compte étendre ces applications à d'autres pièces comme le bas de caisse d'un véhicule.



Figure 1-4 : Exemples de pièces réalisées en matériaux composites

1.3. Classification des matériaux composites à matrice organique

Différentes classifications peuvent être effectuées pour les composites stratifiés mais selon la nature des renforts, on distingue les composites à fibre minérale, organique ou naturelle. Suivant la géométrie du renfort, il existe des fibres courtes, longues unidirectionnelles (UD) ou tissées. Les combinaisons majoritairement rencontrées sont indiquées sur la Figure 1-5.

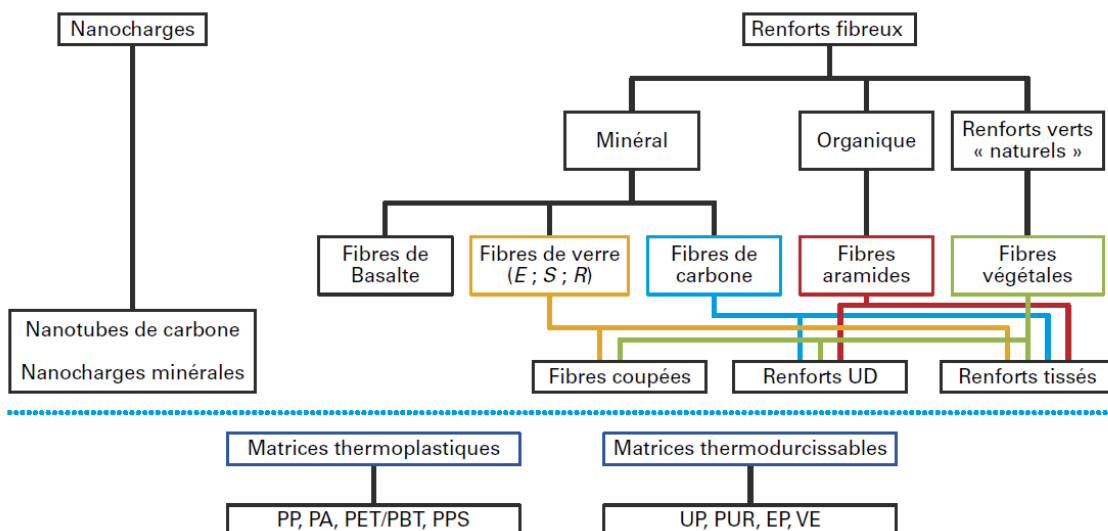


Figure 1-5 : Cartographie des composites stratifiés [24]

1.3.1. Renforts fibreux

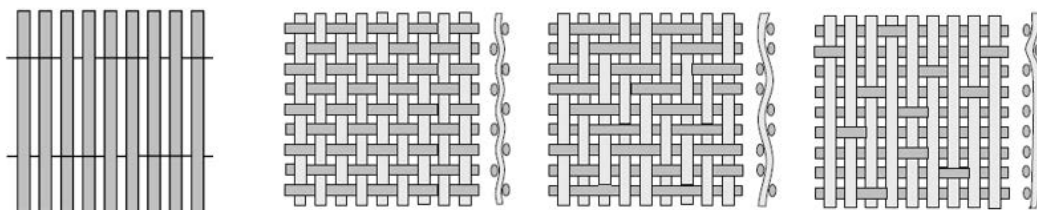
La fibre de verre est de très loin la plus répandue dans les industries avec plus de 470 000 tonnes sur le marché Européen en 1998 [23]. Cela s'explique par son moindre coût comparé à la fibre de carbone ou d'aramide (Figure 1-6). Notons que c'est la fibre qui confère au matériau composite sa résistance à la rupture et sa rigidité.



(a) Fibre de verre (b) Fibre de carbone (c) Fibre d'aramide

Figure 1-6 : Renforts fibreux

La Figure 1-7 présente certains types de configurations géométriques dans lesquelles se retrouvent les renforts à fibres longues. Tout comme la nature du matériau du renfort, sa géométrie est choisie en fonction de l'application visée. Dans les composites UD, les fibres sont alignées parallèlement entre elles et retenues dans leur position par des légères trames. Les stratifiés résultant possèdent donc une résistance mécanique plus importante dans la direction des fibres que dans les autres directions. Les tissus plans (2D) et multidirectionnels (3D) sont obtenus par entrecroisement de chaînes et trames (Figure 1-7 (b)-(d)) conduisant à une manipulation plus aisée et à un risque d'usure plus faible [25]. Pour certaines applications, des renforts de différentes natures peuvent être superposés ou tissés formant ainsi des renforts hybrides.



(a) Armure unidirectionnel (b) Armure taffetas (c) Armure sergé (d) Armure satin

Figure 1-7 : Exemples d'architectures de renforts plans à fibres longues [26]

Les composites à renforts tissés 2D ont une tenue aux sollicitations mécaniques hors plan plus accrue que celle des composites unidirectionnels et plus faible que celle des composites tissés

3D [27]. Ce qui explique leur aptitude pour des applications balistiques. Les composites tissés 3D sont moins sensibles au délaminage selon une étude de Cox *et al.* [28] et ont une meilleure tolérance à l'endommagement causé notamment lors d'un perçage ou d'un fraisage grâce aux mécanismes de redistribution des contraintes autour d'un site de rupture [29] et à l'architecture du renfort.

Malgré les avantages des composites tissés, les composites unidirectionnels sont beaucoup plus plébiscités dans le secteur industriel à cause de la possibilité de réalisation de stratifiés quasi-isotropes ([0/90/±45]) ou d'insertion d'un renfort à 45°. Ce qui n'est pas systématiquement le cas pour les stratifiés tissés [27].

1.3.2. Différents types de résine

Le rôle de la résine dans un composite stratifié est de transférer les sollicitations mécaniques aux fibres et de les protéger de l'environnement extérieur [26]. Cette résine doit posséder une bonne déformabilité, une bonne compatibilité avec la (les) fibre(s) utilisée(s) et doit avoir une faible densité pour ne pas détruire les propriétés mécaniques spécifiques élevées du matériau composite. Les résines organiques peuvent être classées en deux grandes familles : les résines thermodurcissables et les résines thermoplastiques. Ces deux types de résine possèdent la faculté de pouvoir être moulées ou mises en forme, pour donner soit un produit fini, soit un produit semi-fini [26]. Aujourd'hui, les composites à base de résines thermoplastiques représentent 37% du marché mondial contre 63% pour les composites à matrices thermodurcissables. Ceci peut s'expliquer notamment par le fait que les composites à matrices thermodurcissables offrent plus de résistance mécanique que les composites à matrices thermoplastiques (même si l'écart est en train d'être réduit considérablement grâce à l'amélioration de propriétés des résines thermoplastiques). Néanmoins la mise en forme des composites thermodurcissables est irréversible.

Notre étude concerne l'analyse de la tenue à l'impact des stratifiés à matrice thermoplastique. Toutefois, les résultats pour être validés, ont été comparés à des stratifiés à matrices thermodurcissables. Une résine époxy et une résine polyester ont été choisies comme références parmi tant d'autres (vinylester, polydicyclopentadiène, phénoliques, aminoplastes). L'étude de la résine pure renseigne sur les grandeurs caractéristiques de la phase matricielle mais il faut noter qu'une résine pure et celle d'un stratifié ne sont pas dans le même état physico-chimique. Cette raison est d'autant plus valable qu'un composite ayant subi le cycle de cuisson recommandé par les constructeurs a un niveau de réticulation plus

faible comparé à la résine pure [30]. De plus, l'état de contraintes résiduelles triaxiales dans le stratifié suggère que cette comparaison soit faite avec précaution [31].

1.3.2.1. Les résines époxy et polyesters

Elles sont, en général, connues pour leur fragilité et leur comportement dépend de la température et de la vitesse de déformation [32]. Parmi ces deux types de résine, les plus répandues dans le secteur automobile sont les résines insaturées polyesters. Elles ont un avantage par rapport aux autres du fait de leur faible coût de production et de la facilité d'adaptation aux procédés de mise en œuvre. Cependant, elles ont une sensibilité à la fissuration assez forte, surtout en cas de choc [26]. Les résines époxy sont quant à elles plus onéreuses mais présentent des propriétés mécaniques supérieures à celles des polyesters (Tableau 1-1) avec une sensibilité moyenne à la fissuration.

Tableau 1-1 : Comparaison des caractéristiques mécaniques du polyester rigide et de l'époxy

Caractéristiques	Epoxy	Polyester rigide
Masse volumique (kg/m ³)	1100 - 1500	1200
Module d'élasticité en traction (GPa)	3 - 5	2.8 - 3.5
Module d'élasticité en flexion (GPa)	-	3 - 4.5
Contrainte à la rupture en traction (MPa)	60 - 80	50 - 80
Contrainte à la rupture en flexion (MPa)	100 - 150	90 - 130
Allongement à la rupture en traction (%)	2 - 5	2 - 5
Allongement à la rupture en flexion (%)	2 - 5	7 - 9
Résistance en compression (MPa)	-	90 - 200
Résistance en cisaillement (MPa)	30 - 50	10 - 20

Outre l'exigence d'allègement des véhicules pour la réduction des émissions en CO₂, les constructeurs automobiles ont été contraints d'utiliser 95% de matériaux recyclables ou réutilisables depuis le 1^{er} janvier 2015 (voir Directives Européennes 2000/53/CE en matière de recyclage des véhicules hors d'usage). Cette mutation bien que freinée pour de nombreuses raisons (les industriels ont du mal à abandonner les pratiques dans lesquelles ils ont plus de 50 ans d'expérience, la rareté des filières de recyclage) constitue un véritable défi en Recherche & Développement. Le respect de ces nouvelles directives passe par le développement des résines thermoplastiques existantes ou la mise en œuvre de nouvelles résines thermoplastiques.

1.3.2.2. Les résines thermoplastiques : la résine acrylique

Parmi les thermoplastiques utilisés en automobile, les résines polyamides renforcées par des fibres courtes sont plus courantes et sont utilisées pour des pièces sous capot (rampes d'injection, couvre-culasses, collecteurs d'admission...) [23]. Leur utilisation pour des pièces structurelles ou semi-structurelles se heurte à des obstacles liés à leur faible rigidité. Pour des composites stratifiés à fibres longues, la résistance mécanique et la rigidité de la structure proviennent essentiellement des fibres. D'autres raisons expliquant le frein à l'utilisation des thermoplastiques sont leur température modérée de fusion (entre 200°C et 300°C) et leur état liquide (ils ont pour la plupart besoin d'être portés à haute température pour se polymériser). Mis à part ces limites, les résines thermoplastiques sont très encouragées pour les exigences de recyclabilité, de soudabilité et de stockage. En effet, les granulés thermoplastiques peuvent être stockés indéfiniment et à température ambiante alors que les thermodurcissables doivent être stockés au froid et pendant une durée limitée si la résine et le durcisseur sont déjà mélangés.

Pour profiter des avantages qu'offrent les thermoplastiques et dans un souci permanent de protéger l'environnement et l'économie, les ingénieurs d'Arkema ont mis au point des résines thermoplastiques acryliques (liquides) pouvant polymériser à température ambiante. De plus, l'obtention des composites stratifiés se fait à travers des procédés jusque-là réservés aux thermodurcissables (Infusion, RTM, Flex-molding). Ces résines possèdent des propriétés thermomécaniques supérieures à celles des polymères de grande diffusion tels que le polypropylène, avec une tenue en température moindre (environ 60-100°C) que celle des polymères à hautes performances (PEEK, PPS, PEI) [33].

La première résine acrylique élaborée par Arkema est l'Elium. Son comportement mécanique se révèle très proche de celui du PMMA [34] et présente des caractéristiques intéressantes [35]:

- elle assure une bonne compatibilisation avec les fibres de verre et de carbone ;
- elle répond aux directives REACH contrairement aux polyesters insaturés ;
- elle s'adapte à des formes de moule complexes ;
- elle se soude facilement.

La formulation d'Elium utilisée dans cette thèse est l'Elium 150 de dénomination E150 (le nombre 150 étant relatif à sa faible viscosité (en cPs)). La fibre de verre a été choisie comme renfort des composites stratifiés du fait de son faible coût.

Un grand nombre de méthodes existe dans le domaine de l'automobile pour la mise en œuvre des composites stratifiés.

1.4. Procédés de mise en œuvre des composites à matrice polymère

Les procédés de fabrication des composites varient en fonction de la nature thermoplastique ou thermodurcissable de la résine, de la forme et cadence de production de la pièce et des propriétés mécaniques finales attendues, etc. Trois étapes sont indispensables pour l'obtention d'une pièce composite : l'imprégnation du renfort par la résine, la mise en forme de la pièce (étape rhéologique) et l'étape de solidification. La solidification s'opère par polycondensation ou réticulation dans le cas des résines thermodurcissables (à température croissante) ou par simple refroidissement dans le cas des résines thermoplastiques [36]. Les procédés couramment utilisés peuvent être regroupés en deux grandes familles : Le drapage des pré-impregnés et le LCM (Liquid Composite Molding) [37].

Le drapage est un procédé par voie sèche. Les nappes sont superposées puis un cycle de température permet de terminer la polymérisation liant ainsi les différentes couches. Cette mise en œuvre se fait sous autoclave (Figure 1-8).

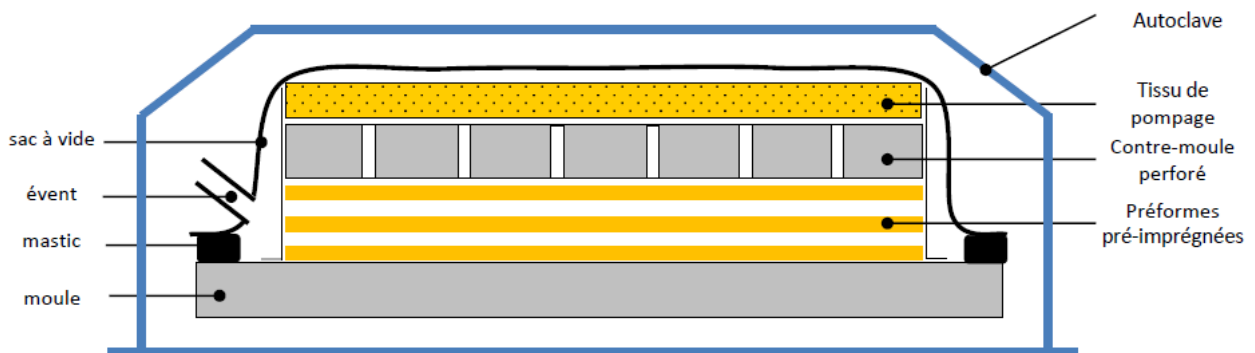


Figure 1-8 : Mise en œuvre de composites stratifiés sous autoclave [37]

Les procédés « LCM » consistent en l'introduction de la résine liquide (dont la polymérisation n'a pas encore commencé) dans une enceinte close contenant les renforts (préformes). La résine peut être envoyée dans l'enceinte fermée sous pression par injection à l'aide d'une pompe. C'est l'exemple du procédé RTM (resin transfer moulding) (Figure 1-9 (a)) ou du VARTM (Vacuum assisted resin transfer moulding). Une autre configuration consiste à maintenir les renforts en forme par une dépression appliquée sous une membrane ; la même dépression est utilisée pour infuser la résine liquide à travers un drainant (exemple du procédé LRI : Liquid

Resin Infusion) (Figure 1-9 (b)). Dans ce dernier cas, une pause relativement longue permet d'obtenir une structure homogène qui est ensuite polymérisée par cuisson [37].

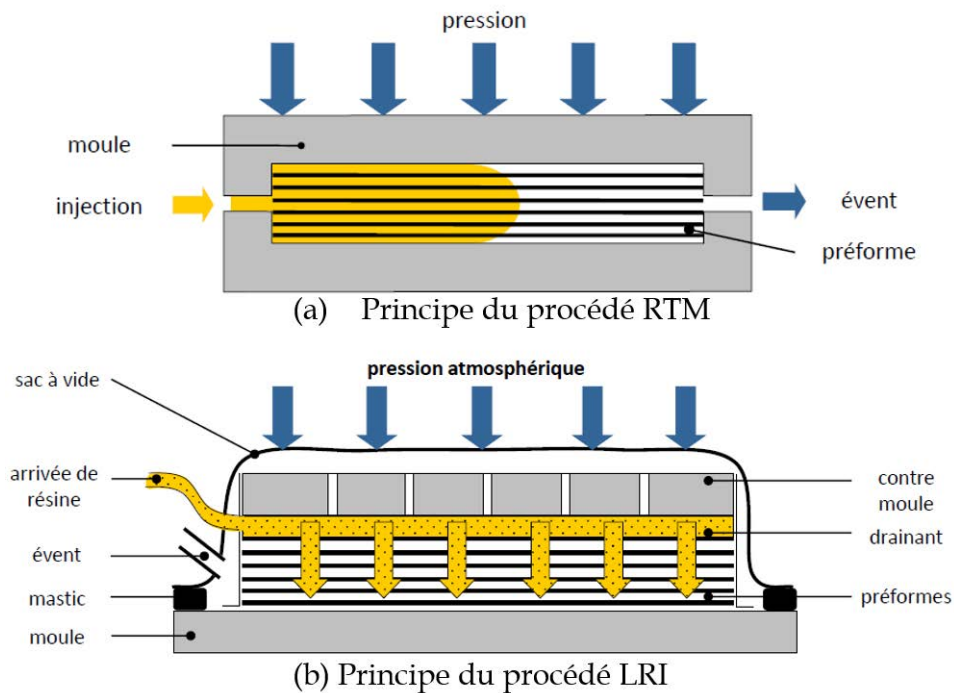


Figure 1-9 : Mise en œuvre de composites stratifiés par voie humide [38]

2. Etude d'un impact basse vitesse sur des composites stratifiés

L'utilisation des composites stratifiés pour des pièces devant résister à des chargements mécaniques hors plan nécessite la connaissance des phénomènes d'endommagement induits dans ces types de matériaux. L'endommagement d'un composite est un phénomène souvent complexe du fait de l'anisotropie qui caractérise ce matériau et de l'hétérogénéité de sa microstructure. La propagation de l'endommagement dépend non seulement du type de sollicitation mais est également influencée par la géométrie du renfort et la température [39, 40].

2.1. Méthode expérimentale

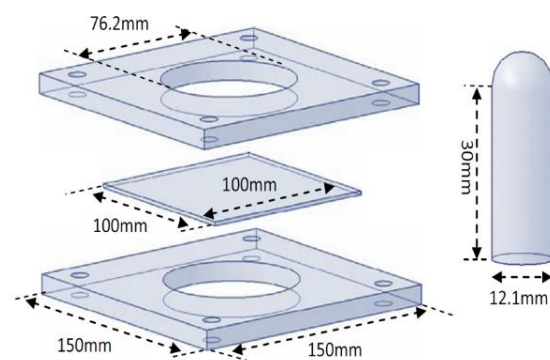
L'impact basse vitesse a un effet néfaste sur les composites en ce sens que les dommages, même invisibles à la surface extérieure, peuvent générer une perte de résistance résiduelle du matériau. Plusieurs auteurs ont contribué à l'étude expérimentale de l'impact basse vitesse sur des composites stratifiés multidirectionnels (constitués de couches unidirectionnelles) [8, 41-43] et sur des stratifiés tissés [7, 44-46]. Deux types d'essais sont possibles pour l'étude de

l'endommagement des composites stratifiés : les essais dynamiques et les essais d'indentation quasi-statiques. Une étude menée en vue d'une comparaison des deux types d'essais a révélé que les mécanismes de dégradation étaient identiques et que l'étendue de la zone délaminée était comparable pour les mêmes énergies d'impact [47, 48]. Par contre, la profondeur d'indentation est beaucoup plus marquée pour des essais de poinçonnement. Ce rapprochement n'est valable que pour de faibles énergies (<30 J) et de faibles vitesses (<10 m/s) et ne peut être fait que pour l'étude du processus d'endommagement [49]. En réalité, la vitesse varie au cours de l'impact ; ce qui ne permet pas de substituer l'essai d'impact à de l'indentation pour l'évaluation de la tenue à l'impact.

Le test couramment utilisé pour l'analyse de la tenue à l'impact des composites à matrice organique est l'impact au moyen d'une tour de chute, selon des normes bien définies (D 7136 / D 7136 M - 07 [42], ASTM 5628 - 96 [50], AITM 1-0010 [22]). Différents types de fixation de la plaque sont utilisés en fonction de la norme d'essai. La norme D 7136 / D 7136 M - 07 recommande un appui à quatre points par le biais des sauterelles (à embouts en caoutchouc) avec un minimum d'effort de serrage garantissant le non rebondissement de la plaque au cours de l'impact [43] (Figure 1-10 (a)) alors que la norme ASTM 5628 - 96 suggère un empattement de forme circulaire [50] (Figure 1-10 (b)).



(a) Empattement rectangulaire (Sauterelles de fixation)
(S. Long et al. [43])



(b) Empattement circulaire
(G.-C. Yu et al. [50])

Figure 1-10 : Exemples de dispositifs de fixation de la plaque

L'essai d'impact consiste à abandonner un impacteur en chute libre sur le stratifié et à mesurer, grâce à des capteurs de force et de déplacement, l'évolution de la force résistante au bout de l'impacteur et le déplacement de celui-ci. Plusieurs paramètres tels que l'effet la taille de la plaque [51], la masse, la forme et la taille et de l'impacteur [52], la vitesse, l'énergie d'impact

et la température [40, 53] ont déjà fait l'objet de plusieurs études. Une caméra rapide peut être également utilisée pour suivre le déplacement de l'impacteur et la cinétique de l'endommagement.

L'impacteur de masse m sous l'effet de la pesanteur rentre en contact avec la plaque (en négligeant toute force de résistance) avec une énergie d'impact égale à :

$$E_0 = \frac{m v_0^2}{2} \quad (1-1)$$

v_0 étant la vitesse à l'instant juste avant l'impact. L'évolution de l'énergie lors de l'impact est donnée par [54] :

$$E(t) = E_0 - \frac{m v_i^2(t)}{2} = \frac{m}{2} (v_0^2 - v_i^2(t)) \quad (1-2)$$

Où $v_i(t)$ est la vitesse de l'impacteur à l'instant t , déduite du théorème de l'énergie cinétique :

$$v_i(t) = v_0 - \frac{1}{m} \int F(t) dt \quad (1-3)$$

$F(t)$ représente la force à l'instant t mesurée par le capteur et sa relation avec l'accélération permet de déterminer la vitesse à chaque instant par simple intégration. A la fin de l'impact (point D de la Figure 1-11 (a)), on calcule l'énergie absorbée, représentée sur la courbe énergie-temps (Figure 1-11 (b)) par :

$$E_{\text{absorbée}} = \frac{m v_0^2}{2} - \frac{m v_D^2}{2} \quad (1-4)$$

2.2. Endommagement des composites stratifiés tissés

Les phénomènes d'endommagement des composites tissés lors d'un impact sont connus même si relativement peu d'études y sont consacrées [39, 55] comparativement aux composites UD. En effet, la ruine de ces matériaux sous un impacteur ne dépend pas seulement d'un mécanisme mais résulte de la combinaison de plusieurs modes de dégradation (fissuration

matricielle, décohésion fibre / matrice, décohésion toron / matrice et délaminage) (Figure 1-12).

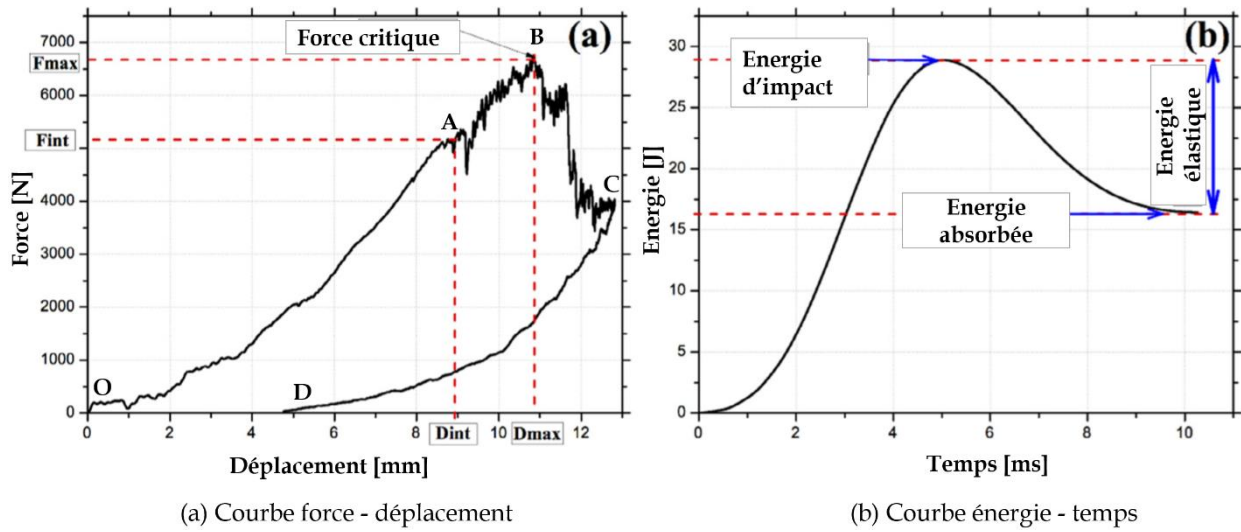


Figure 1-11 : Grandeurs exploitables lors d'un impact basse vitesse [7]

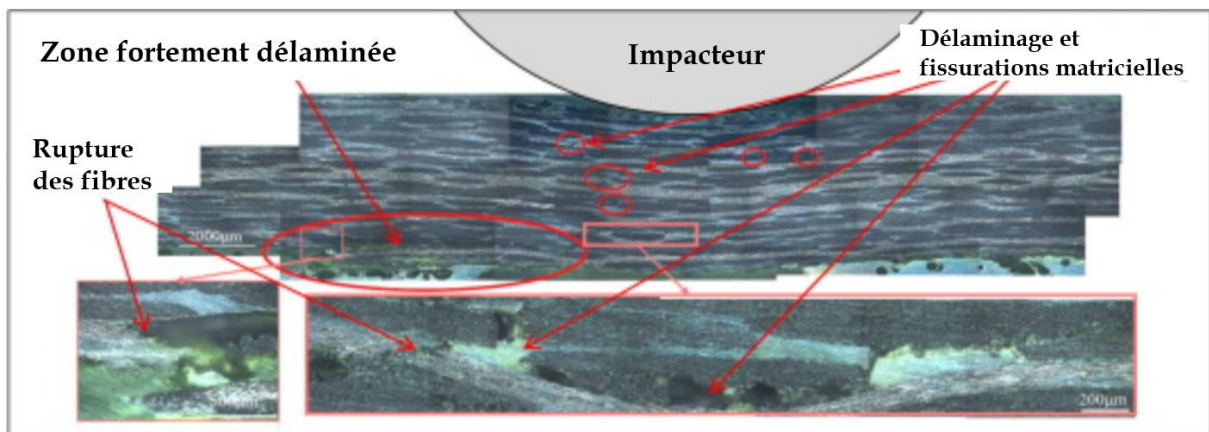


Figure 1-12 : Dommages observés à l'issue d'un impact sur stratifiés tissés à 40 J [39]

La courbe d'évolution de la force en fonction du temps (Figure 1-11 (a)) permet de distinguer quatre différentes phases au cours de l'impact :

- la phase [OA] correspond à la flexion élastique de la plaque. Le contact initié au point 0 évolue progressivement jusqu'au point A ;
- la phase [AB] correspond à l'initiation et à la propagation des premiers dommages. Il s'agit de la fissuration matricielle et du délaminage qui diminuent la raideur de la plaque ;

- au point B, la force est maximale. Si cette force atteint la minimale nécessaire pour générer la rupture des fibres, on observe alors une chute brutale de la courbe (zone [BC]) correspondant à cette rupture ;
- du point C (qui correspond au point B en cas de non rupture des fibres) au point D, on a un retour élastique de la plaque fléchie laissant à la fin un déplacement résiduel. Ce déplacement est le résultat de la non fermeture des dommages et de la plasticité présente dans la matrice [56]. Cette dernière zone apparaît autrement en cas de perforation de la plaque. Dans ce cas, le déplacement correspondant au point D est supérieur à celui du point C.

Des essais d'impact ont été effectués par *Dubary et al.* [39] pour analyser l'influence de la température sur la tenue à l'impact des composites hybrides fibres de verre/PEEK et fibres de carbone/PEEK. La séquence d'empilement constituée de 14 couches [(0/90)_G, [(0/90), (±45)]₃, (0/90)]_s est obtenue par thermo-estampage. La couche en fibre de verre joue le rôle de protection (électrique) des fibres de carbone. Les résultats ont montré que l'énergie absorbée augmente avec l'énergie d'impact (Figure 1-13) et par conséquent la surface endommagée est plus importante. A une température de 150°C, les auteurs ont remarqué une légère baisse de la force maximale avec un amortissement plus élevé. Cette réponse est probablement due au faible module de cisaillement hors plan et à la bonne capacité d'amortissement du stratifié dus à l'augmentation de la viscosité du PEEK avec la température [57]. L'observation par C-scan des plaques impactées à 20 J (150°C) a révélé une indentation permanente de 0.3 mm sans surface délaminée. En effet, la propagation du délaminage est freinée par la géométrie ondulée des renforts [55]. Cette étude a prouvé que l'énergie d'impact minimale pour induire un BVID (barely visible impact damage) est réduite à 24% quand on passe de la température ambiante à la température de transition vitreuse (T_g=150°C). En conclusion, les mécanismes d'endommagement autour de la T_g sont étroitement liés à la ductilité et à la ténacité améliorée des thermoplastiques à hautes performances.

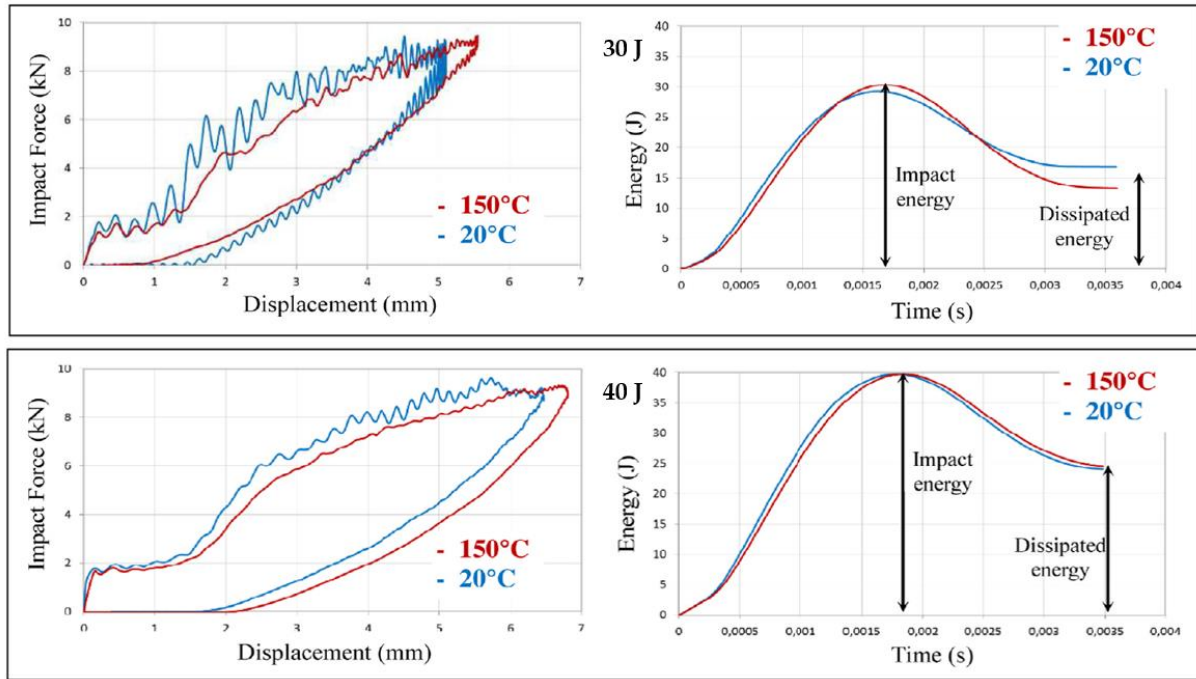


Figure 1-13 : Courbes force-déplacement et énergie-temps à 30 et 40 J [39]

Outre la forme du projectile, les conditions aux limites et la température, l'épaisseur de la plaque jouent aussi un rôle important dans l'absorption de l'énergie et donc dans les mécanismes d'endommagement de la plaque. Une étude de l'impact basse vitesse ($4.42 \text{ m} \cdot \text{s}^{-1}$) conduite par [Alcock et al. \[58\]](#) sur trois types de stratifiés à matrice polypropylène (PP) a prouvé que l'énergie absorbée n'est pas faible pour les grandes épaisseurs de plaque. Sur la [Figure 1-14](#), le renfort A (Fabric A) est composé d'un ruban dont l'allongement et le module d'Young sont élevés par rapport au renfort B (Fabric B) mais dont la résistance interfaciale est médiocre alors que le renfort B est constitué d'un ruban de résistance interfaciale élevée avec un module d'Young et un allongement faibles. Le troisième matériau est un PP renforcé par des fibres de verre tissés taffetas à hauteur de 40% en masse. La meilleure performance en termes d'énergie absorbée est obtenue pour les Renforts A et B et pour une épaisseur d'environ 1.8mm. Les auteurs ont également établi que plus l'interface ruban/matrice est résistante, moins la plaque absorbe d'énergie et que le délaminage dissipe plus d'énergie que la rupture des fibres.

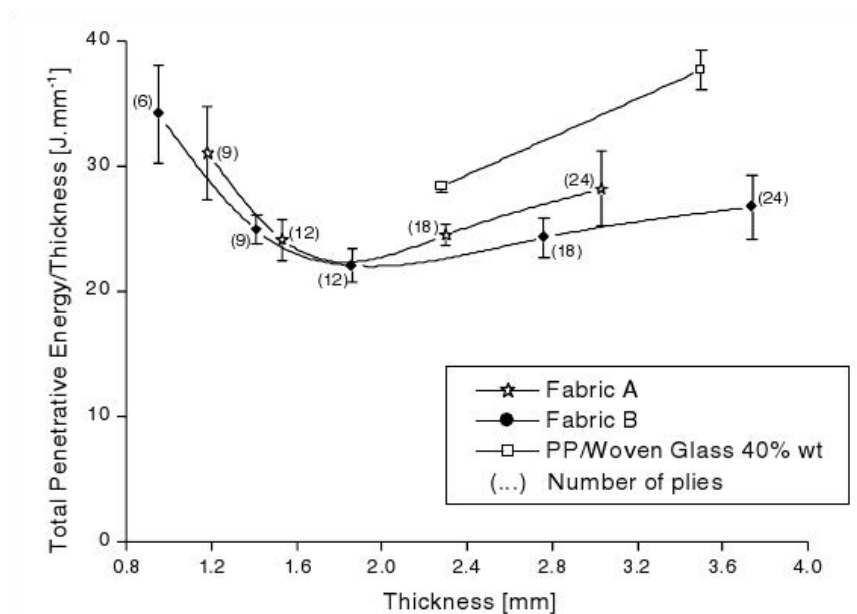


Figure 1-14 : Energie absorbée normalisée par l'épaisseur pour différents stratifiés [58]

2.3. Méthodes d'optimisation de la tenue à l'impact des composites stratifiés

Les mécanismes de défaillance des stratifiés à matrice organique sont bien identifiés et doivent être pris en compte lors de la phase de conception. Différentes possibilités s'offrent aux concepteurs du fait de la nature hétérogène de ces matériaux :

- pour éviter la **décohésion fibre / matrice** due à des concentrations des contraintes, les concepteurs sont souvent amenés à utiliser des enzymes, des agents compatibilisants [34] ou des techniques spécifiques (poudrage de nanofibres) [59, 60] dans le but de renforcer l'interface fibre/matrice. Le poudrage des nanofibres est une opération onéreuse et est de ce fait rarement utilisé dans le monde industriel ;
- la fragilité des résines polymères entraîne une forte sensibilité à la **fissuration matricielle**. Cette fissuration peut être accélérée lors d'une sollicitation par la présence des défauts de fabrication comme le vide interlaminaire, l'orientation incorrecte des fibres, etc... Des techniques peuvent être utilisées afin de renforcer la ténacité de la matrice [1-3] ;
- la fissuration des plis par cisaillement hors plan est à l'origine de l'initiation des **délamina**ges, Lachaud [56]. Pour éviter le délaminage, le type de renfort pourrait être choisi en conséquence. Une stratification croisée du type taffetas, satin ou sergé sera plus sensible au délaminage qu'un tissu 3D. La combinaison de renforts de différentes natures [61, 62] de géométries différentes [63] dans une même stratification

(composites hybrides) peut être également un moyen pour atténuer le risque de délaminage. Des techniques spéciales comme le Z-pinning [64] ou la couture des renforts (Tufting) peuvent être mis en œuvre dans le but d'améliorer la ténacité interlaminaire du stratifié ;

- enfin, la **rupture des fibres** est un phénomène qui entraîne la perte de rigidité des stratifiés. La fibre d'aramide étant plus résistante que le carbone et le verre, elle pourrait être une bonne solution mais reste moins utilisée pour des raisons évoquées dans la [section 1.3.1](#). La géométrie du renfort joue également un rôle dans la prévention de la rupture des fibres. Il faut noter qu'en général, une action positive sur l'un des trois facteurs précédents permet généralement de différer la rupture des fibres.

Le couplage entre le délaminage et la fissuration matricielle a été démontré par [Bouvet et al. \[22\]](#) et [Lachaud et al. \[56, 65\]](#). Selon ces auteurs, au début de l'endommagement, la fissuration matricielle a un rôle précurseur sur le délaminage. Fort de ce constat, et en fonction des résultats intéressants du renforcement de la matrice époxy à travers la bibliographie [1, 3, 66, 67], un renforcement de la résine polymère (acrylique) a été privilégié dans notre étude. Ce qui permettra d'influencer également les autres modes d'endommagement.

Dans cette étude, on appellera **composite stratifié hybride**, le composite « fibre/matrice » renforcé par des nanocharges. Le but de cette partie n'est pas de faire une liste exhaustive des charges renforçantes. Les charges les plus attractives en nanotechnologie ont été ciblées puis une revue de la littérature a porté sur la contribution de différents auteurs ayant utilisé des charges pour renforcer la matrice polymère des composites.

Les particules de renfort de la matrice des composites ont des fonctions très diverses. Pour les polymères supportant mal les températures extrêmes, des charges peuvent être ajoutées pour améliorer leur résistance au feu. Dans d'autres situations, elles sont utilisées pour améliorer la résistance mécanique de la matrice ou sa résistance au choc. Néanmoins, les propriétés du stratifié hybride résultent d'un compromis : par exemple l'amélioration de la tenue au choc peut faire chuter le module d'Young ou vice versa. Les renforts ciblés sont de taille micrométrique et nanométrique.

Parmi les charges micrométriques, on peut citer les particules de silice (pour l'isolation thermique ou la diminution du retrait au moulage), les microbilles creuses (pour l'amélioration des propriétés en compression), le noir de carbone (pour dresser une barrière

contre les rayons UV et éviter l'oxydation), et les billes thermoplastiques (pour améliorer la ductilité donc la résistance à la fissuration de la matrice).

L'un des inconvénients des particules de taille micrométrique est le risque d'augmenter la masse du stratifié résultant. Pour cela, on préfère insérer des particules de taille nanométrique dans le composite. Des modifications supplémentaires du comportement peuvent également apparaître quand on s'intéresse aux particules renforçantes de taille nanométrique. En effet, dans le cas des hybrides nano-renforcés, les distances inter-particulaires sont de l'ordre de grandeur du rayon de giration des macromolécules (quelques nm). De plus, les valeurs importantes du rapport surface/volume des charges induisent une augmentation de l'intensité des interactions entre charge et polymère. La diminution de la taille des renforts que l'on insère dans la matrice conduit à une très grande augmentation de la surface des interfaces dans le composite. Or, c'est précisément cette interface qui contrôle l'interaction entre la matrice et les renforts, expliquant en partie les propriétés singulières des composites hybrides. Il faut noter que l'ajout de particules nanométriques améliore, de manière significative, certaines propriétés avec des fractions volumiques beaucoup plus faibles que pour les particules micrométriques permettant ainsi un gain en masse. La diminution de la taille des particules entraîne une forte viscosité du mélange obtenu avec la résine [2]. La [Figure 1-15](#) présente quatre différents types de nanocharges de natures organique (a)-(c) ou synthétique (d)-(g).

2.3.1. Nanoplaquettes d'argile

Incorporées dans la matrice, la morphologie des nanoplaquettes d'argile est liée à l'état de délamination et de dispersion des feuillets d'argile. Elles se présentent sous trois formes : la structure non exfoliée ([Figure 1-15 \(a\)](#)), la structure intercalée ([Figure 1-15 \(b\)](#)) et la structure exfoliée ([Figure 1-15 \(c\)](#)) [68]. Dans le cas de la structure non exfoliée, les feuillets se présentent dans leur état original (sous forme d'agrégats) sans pénétration de chaîne dans l'espace interfoliaire. Cette structure pourrait être assimilée à un renforcement avec des particules de taille micrométrique. Dans la structure exfoliée, il y a une délamination complète et une bonne dispersion des feuillets alors que dans la structure intercalée, les chaînes polymères sont confinées dans l'espace interfoliaire présentant ainsi la forme d'un stratifié. Les argiles, pouvant se trouver sous forme naturelle (montmorillonite, hectonite, saponite) ou synthétique (smectite, vermiculite, chlorite), se classent en plusieurs familles : les smectites, la vermiculite,

la chlorite, la kaolinite et l'illite. Elles sont beaucoup plus utilisées comme renforts des matrices à cause de leur abondance dans la nature.

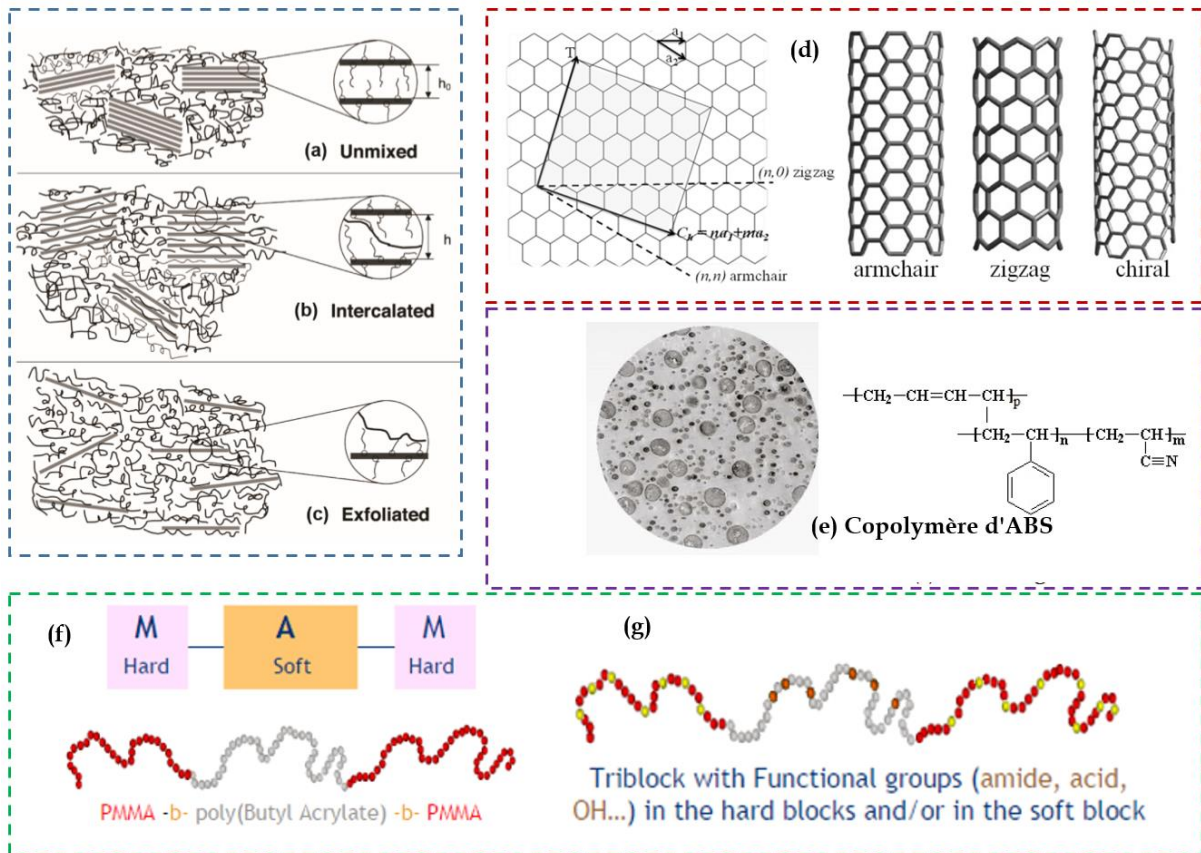


Figure 1-15 : Divers types de charges

Reis *et al.* [69] ont déterminé le pourcentage de nano-argile permettant d'avoir la meilleure tenue à l'impact des composites stratifiés tissés taffetas Kevlar/Epoxy (12 plis). Des plaques chargées à 0, 1.5, 3 et 6% en masse de particules argileuses ont été soumises aux essais d'impact. Les valeurs moyennes des énergies élastiques (Tableau 1-2) montrent que l'énergie absorbée augmente avec l'énergie d'impact. Cela se traduit par un endommagement plus important au niveau de la structure. Ces résultats sont en accord avec les observations de Matadi Boumbimba *et al.* [2] selon lesquelles l'amélioration de la résistance à l'impact apparaît plus marquée pour des énergies d'impact plus importantes. Ceci pourrait être dû à la sensibilité à la vitesse de déformation de la matrice contenant les charges. Par ailleurs, les plaques chargées présentent un effort maximal plus important, donc un déplacement plus faible confirmant ainsi l'augmentation de la rigidité du stratifié (due à la présence des nanocharges).

Tableau 1-2 : Force maximale et énergie élastique [69]

	Stratifié non chargé	1.5% d'argile	3% d'argile	6% d'argile
6 J				
Force critique (kN)	2.52	2.59	2.63	2.71
Proportion d'énergie élastique (%)	49.55	51.91	53.59	55.03
12 J				
Force critique (kN)	3.59	3.64	3.75	4.09
Proportion d'énergie élastique (%)	37.28	38.96	43.24	44.98
21 J				
Force critique (kN)	4.17	4.37	4.97	5.15
Proportion d'énergie élastique (%)	14.96	21.41	24.65	26.94

Nous remarquons que la meilleure tenue à l'impact (en termes d'énergie absorbée, de seuil de pénétration et de perforation) est obtenue pour le stratifié Kevlar/Epoxy renforcé avec 6% d'argiles. Ce composite laisse apparaître en effet l'énergie absorbée la plus faible lorsqu'on la compare à celles des trois autres. On pourrait ainsi imaginer qu'un taux de charges supérieur à cette valeur conduirait à des propriétés meilleures. Mais en réalité, il existe une zone de saturation au-delà de laquelle les propriétés mécaniques de l'ensemble du stratifié sont détériorées par la formation des agrégats de particules, synonymes de zones de concentrations de contraintes. L'énergie absorbée par les plaques chargées en nano-argile (charges rigides) est dissipée par microfissuration de la matrice laissant ainsi apparaître moins d'indentation permanente (Figure 1-16). Les auteurs soulignent également que la meilleure tenue à l'impact, obtenue avec l'ajout des nano-argiles, est confirmée par la tenue résiduelle qui tend à augmenter avec la teneur en nanocharges [69].

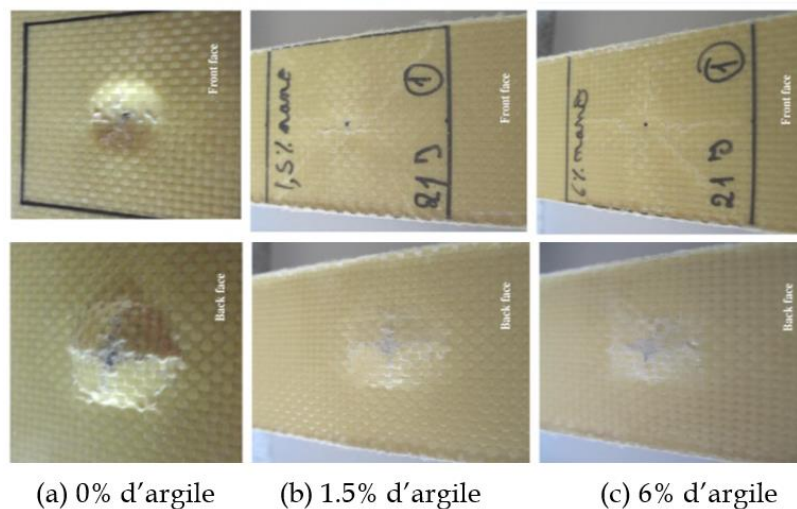


Figure 1-16 : Etendue de l'endommagement des composites stratifiés impactés à 21J [69]

2.3.2. Nanotubes de carbone

Les nanotubes de carbone (CNTs) (Figure 1-15 (d)) suscitent un énorme intérêt dans le domaine de la recherche en nanoscience. Du point de vue mécanique, ils présentent à la fois une excellente rigidité (supérieure à celle de l'acier) avec une très bonne légèreté [70]. Se présentant sous forme de tubes, enroulement d'un feuillet d'atomes de carbone (le graphène), ils peuvent être fermés à leurs extrémités par deux demi sphères. Leur diamètre est de l'ordre de 1 à 10 nm, tandis que la longueur varie de 18 nm à plusieurs microns. Il en existe deux types : les nanotubes de carbone monofeuillets (SWNT) et les nanotubes de carbone multifeuillets (MWNT). Les nanotubes multifeuillets sont beaucoup plus résistants que les nanotubes monofeuillets ; ce qui justifie leur utilisation dans le domaine de l'aéronautique [71].

Wang *et al.* [72] ont prouvé que l'ajout de 1% en poids de nanotubes de carbone dans une matrice polystyrène conduirait à un accroissement de 42% du module d'Young du composite résultant. Les avantages offerts par les composites renforcés en nanotubes de carbone ont incité une utilisation accrue des structures stratifiées avec des couches renforcées par ces particules. Des études rapportées dans la littérature ont révélé que l'utilisation des composites avec une distribution graduée des nanotubes de carbone peut présenter beaucoup d'avantages. En effet, Shen *et al.* [73] ont étudié le comportement en flexion des composites renforcés en nanotubes de carbone et établi que le module élastique en flexion se trouve amélioré lorsqu'il y a une distribution graduée des CNTs dans la matrice. Les résultats obtenus illustrent également que la répartition des CNTs selon une gradation fonctionnelle a un effet quantitatif sur les réponses quantitatives d'impact non linéaires des composites [72]. En ce qui concerne la fraction volumique des CNTs, ces travaux ont montré qu'elle a une incidence importante sur la réponse à l'impact.

Pour un stratifié tissé Kevlar/Epoxy, Taraghi *et al.* [74] ont montré que l'ajout de 0.5% de MWNTs entraîne une augmentation de 35% de l'énergie absorbée à température ambiante et 0.3% de MWNTs entraîne une augmentation de 34% de la capacité d'absorption d'énergie à basse température (-40°C). L'ajout de nanotubes de carbone permet ainsi de réduire la zone d'endommagement comme l'avait déjà établi Soliman *et al.* [71]. A 1% de MWNTs, la tenue à l'impact se dégrade par la formation d'agrégats de particules appauvrissant les interactions à l'interface fibre/matrice [74]. Ils ont également remarqué qu'à basse température, le comportement du composite devient fragile (les chaînes se rigidifient) entraînant plus de propagation du délaminage.

2.3.3. Copolymères intégrant une phase d'élastomère

Les copolymères sont issus de la copolymérisation de deux ou plusieurs types de monomères qui n'ont pas la même formulation chimique (comonomères). Ils sont utilisés dans l'industrie à cause de leurs propriétés physico-chimiques et mécaniques intermédiaires avec celles obtenues sur les homopolymères³ correspondants.

2.3.3.1. Acrylonitrile-butadiène-styrène (ABS)

Obtenu par copolymérisation du styrène, du butadiène et de l'acrylonitrile, l'ABS est constitué de deux éléments essentiels : un copolymère d'acrylonitrile/styrène (SAN), qui constitue la matrice et des nodules de caoutchouc (Figure 1-15 (e)). Ils sont de plus grande taille que les CNTs et les argiles (leur taille peut varier de 500 nm jusqu'à l'ordre d'un micromètre). Les greffons sur les nodules de butadiène ont pour rôle d'assurer une bonne compatibilité avec la résine, conférant ainsi de bonnes propriétés mécaniques (notamment une bonne résistance au choc) aux composites stratifiés [75].

2.3.3.2. Copolymères à blocs (Nanostrength)

Les copolymères tri-blocs acryliques encore appelés Nanostrength (NS) sont des copolymères MAM symétriques (Figure 1-15 (f)). Ils sont constitués par un bloc central poly (acrylate de butyle) PABu et deux blocs latéraux de poly (méthacrylate de méthyle) PMMA. Dans certains cas spécifiques, une fonctionnalisation est nécessaire afin d'améliorer certaines propriétés ou la compatibilité avec le polymère de base (Figure 1-15 (g)). Les Nanostrengths sont conçus pour des formulations d'époxy tels que la DGEBA (Figure 1-17) [67]. Les blocs PMMA assurent la compatibilité avec la résine époxy [2], alors que le bloc PABu fournit une phase non miscible en caoutchouc souple améliorant ainsi la ductilité de la matrice. Les NS peuvent facilement être dissous dans une résine époxy, en augmentant soit la température du mélange ou en appliquant un faible cisaillement. Lorsqu'il est dissout dans de l'époxy, le bloc de PMMA s'associe avec la résine époxy pour former une « coquille » efficace entourant un noyau PABu non miscible. La structuration finale de la résine époxy à base de NS dépend de la nature chimique de l'agent de réticulation et la composition chimique des copolymères à blocs.

³ C'est l'opposé du terme copolymère



Figure 1-17 : Structure d'un DGEBA renforcé par des copolymères tri-blocs type MAM [2]

Dans le composite final, les NS sont présents soit sous la forme de micelles ou sous la forme de vésicules (Figure 1-18). Les chercheurs d'Arkema ont montré que les meilleures propriétés en termes de tenue à l'impact sont obtenues lorsque les NS sont sous la forme de micelles allongées. Ces observations ont également été confirmées par l'étude de Matadi Boumbimba *et al.* [2].

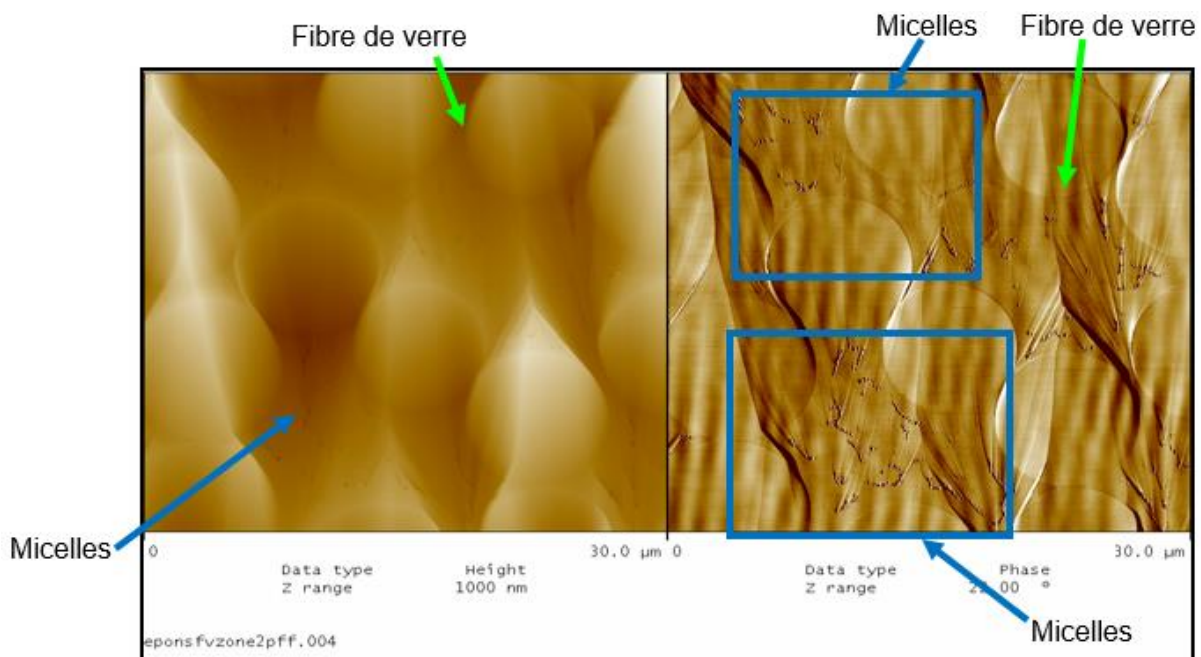


Figure 1-18 : Image AFM d'un échantillon Fibres de verre/DGEBA+10% NS après polissage ionique[2]

Une étude de l'impact basse vitesse conduite par Matadi Boumbimba *et al.* [2] sur des stratifiés fibres de verre/DGEBA (5 plis taffetas) renforcés ou non par des NS a prouvé que l'addition de 10% de NS (EPONS_FV) conduit à l'amélioration de la résistance à l'impact des composites, à une augmentation de l'énergie absorbée, en particulier pour des énergies d'impact plus

importantes. L'énergie dissipée a généré moins de dommage dans les plaques chargées car la présence des micelles rend beaucoup plus tortueux la trajectoire de la propagation des dommages. Il a aussi été montré que la force maximale qui permet d'initier la rupture des fibres est plus importante avec l'ajout des NS (Figure 1-19) pour de grandes énergies d'impact. Les auteurs ont également prouvé que le renforcement à l'échelle nanométrique permet tout à la fois l'amélioration de la ténacité de la matrice et l'enrichissement de l'interface fibre/matrice.

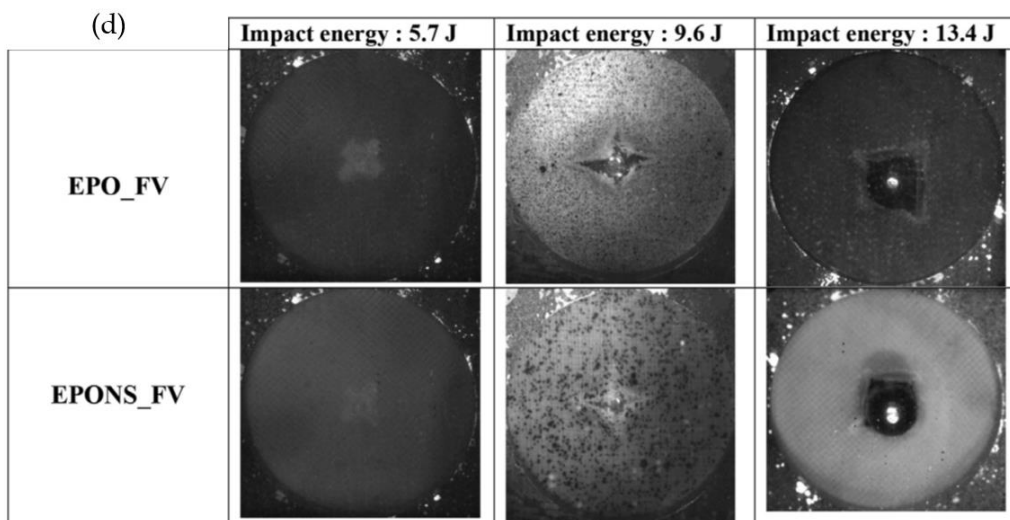
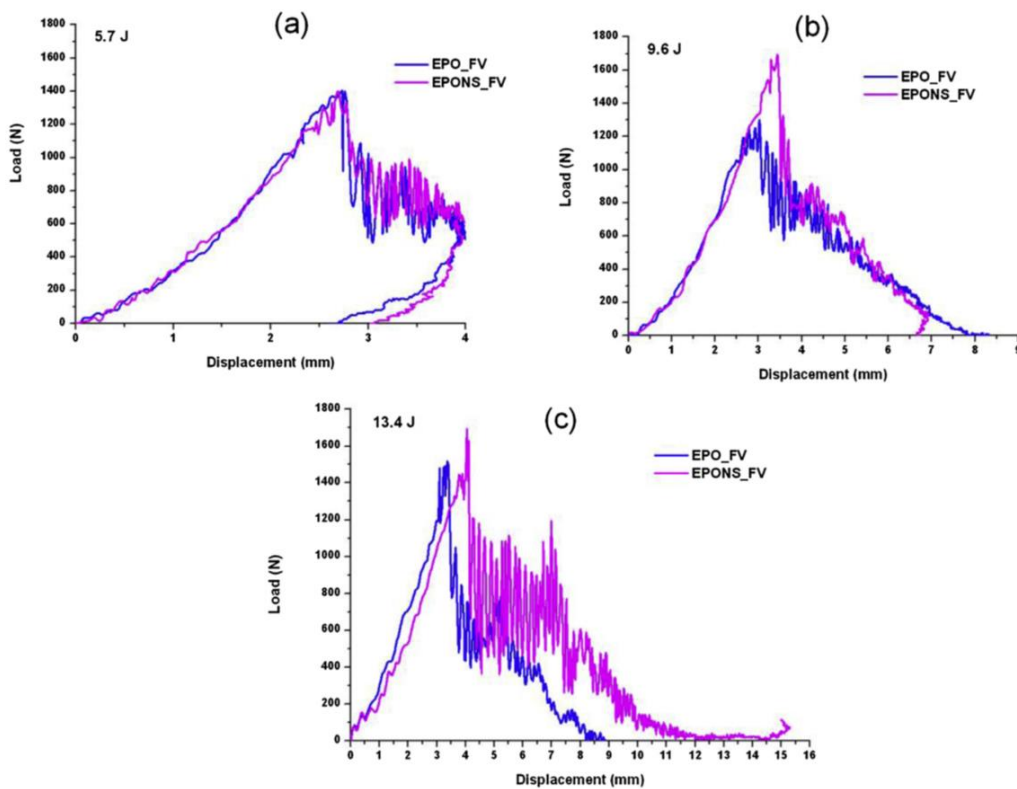


Figure 1-19 : Courbes Force - déplacement à différentes énergies et faciès de rupture correspondants[2]

Dans cette section, nous avons présenté une synthèse bibliographique sur les techniques d'investigation expérimentale de la tenue à l'impact basse vitesse des composites stratifiés tissés. Les différents modes d'endommagement et la problématique de renforcement de la tenue à l'impact ont été abordés. Dans la section suivante, l'état de l'art sur la modélisation des phénomènes d'endommagement des composites stratifiés sera abordé.

3. Approches numériques de modélisation de l'impact basse vitesse

Afin de modéliser les phénomènes d'endommagement des composites stratifiés, il est nécessaire de préciser le comportement de ces matériaux aux différentes échelles (Figure 1-20).

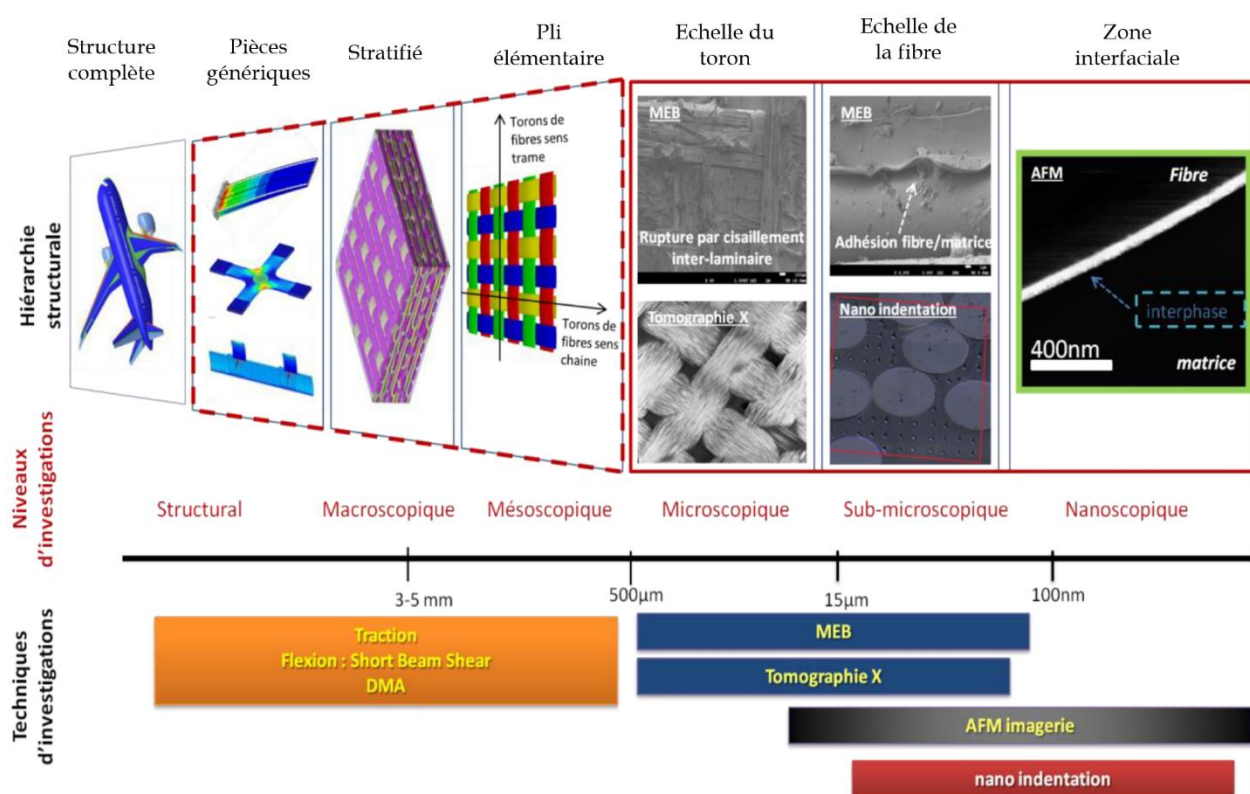


Figure 1-20 : Différentes échelles d'investigation des composites stratifiés tissés 2D [33]

3.1. Différentes échelles d'investigation d'un composite stratifié

Les composites stratifiés tissés ont par nature une structure multi-échelle qui peut être décrite à trois niveaux :

- l'échelle microscopique correspond à l'échelle des constituants (fibre et matrice). On observe à cette échelle la structuration du matériau sur quelques dizaines de micromètres (diamètre des fibres, distance inter-fibres, etc.). On distingue proche de

cette échelle, l'échelle sub-microscopique qui peut s'étendre jusqu'au micromètre (interphase, frontière fibre-matrice) ;

- l'échelle mésoscopique correspond à l'échelle du pli élémentaire. Identifiable à un millimètre près, il est constitué d'un réseau de torons noyés dans une résine ;
- l'échelle macroscopique représente l'échelle du stratifié constitué par la superposition de deux ou plusieurs plis élémentaires.

L'exploitation du caractère multi-échelle de ces structures permet d'appréhender plus simplement des mécanismes complexes de ces matériaux en faisant le lien entre les différentes phases d'hétérogénéités et le matériau homogène équivalent. Ceci permet d'affiner les relations entre les différents mécanismes de déformation et d'endommagement et d'étudier l'influence du comportement des différentes phases sur le comportement macroscopique [76]. Néanmoins, cette modélisation s'appuie sur la connaissance du comportement des différentes phases à chaque niveau d'hétérogénéité. La plupart des modèles existants s'appuient sur des hypothèses simplificatrices du comportement des phases locales. La réalité est que les stratifiés tissés présentent une loi de comportement non linéaire à toutes les échelles, du matériau à la structure [56]. Il apparaît donc nécessaire de tenir compte du comportement non linéaire de ces matériaux pour prédire de manière précise leurs réponses aux sollicitations thermomécaniques.

3.2. Approches de modélisation de l'endommagement et de la rupture des composites stratifiés

Dans cette partie, nous présentons les différentes approches de modélisation des composites en vue d'une simulation numérique de l'endommagement et de la rupture de ces matériaux. Comme décrit dans la section précédente, ces phénomènes sont complexes et leurs descriptions se font aux différentes échelles du matériau. Il est nécessaire de les prendre en compte individuellement et de faire appel à des relations de couplage pour une simulation des essais dynamiques sur ces stratifiés. Les modèles utilisés dans la bibliographie pour décrire l'endommagement des composites peuvent être classés suivant quatre approches :

- approches basées sur les critères d'initiation des dommages,
- approches basées sur les critères de propagation des dommages,
- approches basées sur la mécanique de la rupture,
- approches basées sur la plasticité.

3.2.1. Approches basées sur les critères d'initiation des dommages

Elaborées par extension des théories établies pour les matériaux isotropes, les théories de ruine sont un indicateur de l'initiation des dommages dans les matériaux composites. Ces théories sont développées pour prendre en compte le caractère anisotrope du matériau composite. Des critères d'amorçage sont établis pour chaque mode d'endommagement (rupture des fibres en traction ou en compression, fissuration transverse de la matrice, délaminage, etc.) en utilisant des fonctions quadratiques en contrainte ou en déformation.

Parmi les nombreux critères développés, on peut citer : la théorie de [Tsai-Hill](#) (1965), la théorie de [Tsai-Wu](#) [77], le critère de [Hashin](#) et de [Rotem](#) [78], le critère de [Hashin](#) généralisé en 3D [79], le critère de [Chang-Chang](#) [80], le critère de [Christensen](#) [81] et le critère de [Puck](#) [82]. Des études récentes réalisées par [Christensen](#) [83], [Paris](#) [84] et [Hinton et al.](#) [85] ont permis de recenser ces différents critères.

Ces critères de ruine sont développés pour les composites UD et ne permettent pas de prédire correctement la ruine des composites tissés à cause de l'anisotropie importante dans une couche isolée de la séquence d'un stratifié tissé. Le critère de [Puck](#) [82] et celui de [Tsai-Wu](#) [77] décrivent uniquement l'initiation de la ruine des composites tissés dont l'ondulation des torons n'est pas assez importante. Récemment, [Xiao et al.](#) [86] ont généralisé le critère de [Hashin](#) pour caractériser l'endommagement d'un seul pli tissé en prenant en compte les interactions entre les torons de la chaîne et ceux de la trame. Six modes de rupture ont été considérés avec 15 paramètres matériaux. Ces paramètres sont essentiellement les résistances ultimes suivant les directions principales du stratifié et des paramètres intrinsèques au matériau obtenus expérimentalement. L'effet de la vitesse de déformation a également été pris en compte. [Juhasz et al.](#) [87] ont développé un critère de ruine adapté à des composites tissés 3D à matrice polymère. En définitive, les critères d'initiation de ruine pour des composites tissés restent à préciser.

Les théories classiques de ruine citées plus haut ne permettent de prédire que l'initiation de l'endommagement. Dans le cas d'un matériau fragile, la suppression de l'élément concerné dans le modèle numérique survient immédiatement et sa raideur est réduite à zéro (point A de la [Figure 1-21 \(a\)](#)). Dans le cas contraire, il faut tenir compte de l'évolution progressive de l'endommagement (adoucissement) dans le code de calcul par éléments finis. Cet endommagement se traduit par une perte de rigidité du matériau (ce qui physiquement a plus

de sens) et se traite grâce à la mécanique de l'endommagement ou à la mécanique de la rupture.

3.2.2. *Approches basées sur la mécanique de l'endommagement (progressive)*

Ces approches sont basées sur un concept selon lequel une microfissure est une zone endommagée sur un volume fini. Ainsi, les microfissures peuvent être prises en compte à l'échelle macroscopique par une perte de rigidité d'un élément de volume fini. Ces approches expliquent donc la vision progressive de l'endommagement (adoucissement) et interviennent après le déclenchement de la ruine. Les microfissures restent, en général, localisées mais modifient de façon progressive la rigidité du matériau. Des variables d'endommagement sont alors introduits dans les modèles pour traduire ce mécanisme de ruine progressive. Elles peuvent être sous forme scalaire (dans ce cas, elles sont associées aux modes de rupture du stratifié) (Ladevèze et Le Dantec) [88] ou sous forme tensorielle quand l'orientation de l'endommagement dépend du chargement (Maire et Lesne) [89].

Les bases de la mécanique de l'endommagement ont été posées initialement par Kachanov en 1958 [90]. Selon cet auteur, une microfissure peut être mesurée à l'échelle macroscopique par le suivi d'une variable d'endommagement associée à son mode de rupture. Ce qui permet d'établir un lien entre la rupture au niveau de la structure avec l'endommagement progressif dans le matériau. Une revue de la littérature proposée par Krajcinovic [91], a mis en évidence les avancées actuelles en mécanique de l'endommagement et les champs à explorer.

Parmi les premières applications de la mécanique de l'endommagement aux composites, on peut citer les travaux de Talreja [92]. Ce dernier a proposé un modèle à deux variables d'endommagement, chacune représentant une orientation matérielle majeure. Le modèle a été utilisé pour prédire la rigidité d'un stratifié et les résultats obtenus sont en accord avec ceux issus des essais expérimentaux. Une autre application aux composites a été faite par Frantziskonis [93]. Ce dernier a proposé un modèle dépendant d'une variable d'endommagement ayant une forme tensorielle. Des essais de traction et de compression ont été nécessaires pour calibrer le modèle numérique avec des résultats expérimentaux. Plus tard, Engblom et Yang [94] ont proposé un modèle basé sur un mécanisme simple de l'endommagement pour prédire la ruine d'un pli en prenant en compte uniquement la fissuration matricielle. En outre, Randles et Nemes [95] ont développé un modèle utilisant une variable d'endommagement pour décrire le délaminage identifié comme étant un autre mode de ruine critique des stratifiés.

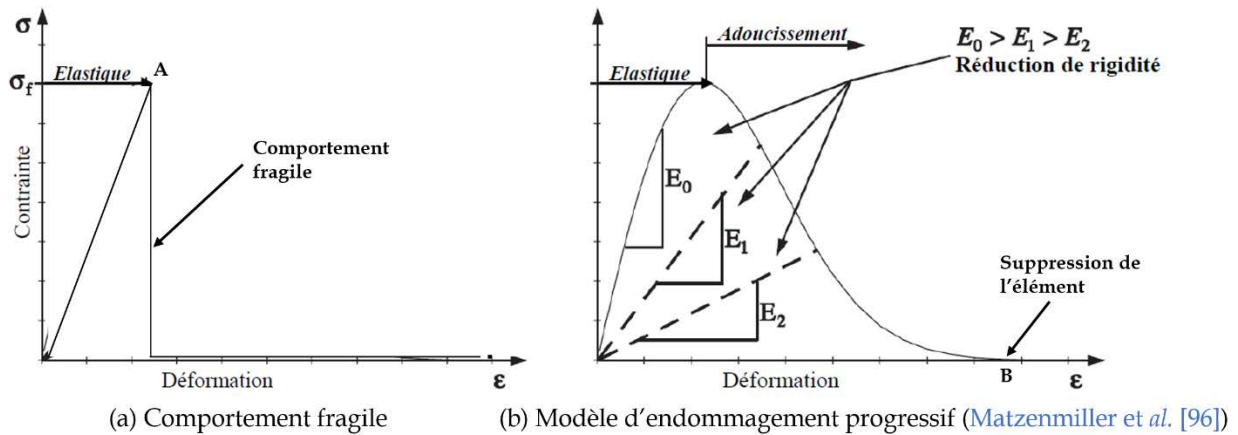


Figure 1-21 : Modélisation des lois d'endommagement d'un composite stratifié

Matzenmiller et al. [96] ont développé un modèle d'endommagement anisotrope plus rigoureux pour prédire le comportement élastique endommageable (Figure 1-21 (b)) d'un composite renforcé par des fibres. Quatre variables d'endommagement correspondant à quatre modes de rupture ont été introduites. En utilisant le critère Hashin 2D en contrainte plane, une relation simple entre la contrainte effective et la contrainte nominale a été construite en utilisant un opérateur d'endommagement d'ordre 4. Le modèle étant écrit en contraintes, il est donc bien adapté pour une implémentation dans les codes éléments finis standard, comme c'est le cas pour le modèle d'endommagement anisotrope des composites à fibres longues, implémenté dans le logiciel d'éléments finis ABAQUS®. Un modèle d'endommagement progressif a été développé par Williams et Vaziri [97] pour améliorer la prédiction des dommages d'impact sur les structures composites. Dans ce modèle, ont été combinés le modèle de ruine de Chang-Chang [80] et le modèle d'endommagement de Matzenmiller [96]. Ce modèle a été introduit dans le logiciel LSDYNA®.

Hufner et Accorsi [98] ont également adopté l'approche d'endommagement progressif pour développer un modèle adapté aux composites stratifiés tissés permettant de caractériser leur réponse mécanique. Ce dernier modèle prend en compte un comportement anisotrope non linéaire et des chargements en dynamique. Il faut mentionner qu'une théorie de la mécanique de rupture a été mise en œuvre pour les fibres, avec un endommagement progressif pour décrire la perte de rigidité successive.

La mécanique de l'endommagement a été largement utilisée pour prédire le comportement après initiation de la première ruine des composites stratifiés suivant les différents modes d'endommagement (fissuration de la matrice, rupture des fibres). Pour prédire le délaminage,

la mécanique d'endommagement est couplée à la mécanique de la rupture. La différence entre tous les modèles précités réside dans les modes d'endommagement utilisés et le schéma numérique décrivant l'adoucissement.

3.2.3. Approches basées sur la mécanique de la rupture

Ces approches permettent d'étudier le comportement d'une structure contenant des fissures. La mécanique de la rupture se base conventionnellement sur un constat physique : toutes les structures contiennent des défauts qui peuvent être des fissures internes ou externes (à la surface). Une corrélation des paramètres provenant notamment de la géométrie, du chargement et du matériau permet d'évaluer la croissance et l'évolution des fissures existantes. L'endommagement des composites stratifiés résultant d'une série de microfissures, la mécanique de l'endommagement trouve ses limites dans l'étude de la croissance et l'évolution de ces fissures.

Il existe principalement trois modes de séparation irréversible d'un milieu continu qu'on nomme « fissuration » (Figure 1-22) :

- la fissuration en mode I (mode d'ouverture),
- la fissuration en mode II (cisaillement plan) et
- la fissuration en mode III (cisaillement hors plan).

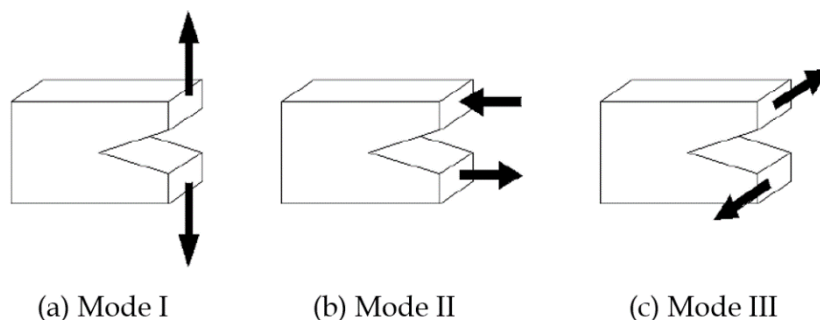


Figure 1-22 : Trois modes indépendants de propagation des fissures

La Mécanique Élastique Linéaire de la Rupture (MELR) proposée par Griffith en 1921 [99] est l'une des bases de la mécanique de la rupture et peut être abordée sous deux approches : l'approche locale et l'approche globale. L'approche globale considère que la propagation de fissures est un phénomène dissipatif d'énergie. Selon la théorie de Griffith, l'énergie consommée est la différence entre l'état énergétique du système avant et après fissuration. Cette énergie peut s'assimiler à une énergie de surface. L'approche locale, quant à elle, consiste à déterminer les paramètres de mécanique de la rupture à l'aide des champs de contraintes et

de déformations locaux en pointe de fissure. Irwin [100] a introduit par la suite le cas d'un comportement élastoplastique et Rice [101] a abordé l'intégrale du contour (J).

Pour savoir si un dommage existant peut-être propagé ou pas, la mécanique de la rupture utilise un index qui s'appelle le taux de propagation d'énergie. Deux méthodes ont été développées en mécanique de la rupture pour prédire la propagation des dommages dans les composites stratifiés : la méthode VCCT (Virtual Crack Closure Technique) et le modèle de zones cohésives CZM (Cohesive Zone Model).

La première (VCCT) est basée sur l'hypothèse d'Irwin selon laquelle l'énergie nécessaire pour faire s'allonger une fissure de longueur a à une longueur $a + \Delta a$ est la même que pour refermer cette fissure (de $a + \Delta a$ à a) [102]. L'énergie nécessaire pour la fermeture de la fissure d'une longueur Δa est :

$$\Delta E^e = \frac{1}{2} [X_n \cdot \Delta u_m + Z_n \cdot \Delta w_m] \quad (1-5)$$

où X_n (respectivement Z_n) est la force de réaction en mode I (respectivement en mode II) au point n et Δu_m (respectivement Δw_m) est le saut de déplacement entre les nœuds m et m^* en mode I (respectivement en mode II) (Figure 1-23). Le taux total de restitution d'énergie G peut être calculé ensuite par :

$$G = G_I + G_{II} + G_{III} = \frac{\Delta E^e}{\Delta A} \quad (1-6)$$

avec ΔA l'aire de la surface refermée lors du calcul et G_I, G_{II}, G_{III} , la part d'énergie liée à chaque mode de rupture.

Cette méthode est beaucoup appréciée pour sa simplicité et sa précision pour le calcul du taux de restitution d'énergie. Cependant, son utilisation nécessite la présence d'une fissure dans la structure. Il est également prouvé que la méthode dépend fortement du maillage. En effet, il faut un maillage assez fin pour garantir la bonne qualité des résultats [103]. De plus, elle ne permet pas l'étude de l'amorçage de la fissuration interlaminaire.

- une augmentation de la contrainte interlaminaire jusqu'à une valeur maximale,
- une décroissance correspondant à la perte de raideur de l'interface par endommagement,
- une annulation de la contrainte interlaminaire pour un saut de déplacement critique, correspondant à la rupture de l'interface.

Ce modèle est très utilisé dans la bibliographie notamment pour la simulation du comportement des structures composites. Pour l'utiliser, des essais DCB et ENF sont souvent nécessaires afin de déterminer le taux de restitution d'énergie critique de l'interface.

3.2.4. Critères basés sur la plasticité

La plasticité est un mécanisme qui influence l'endommagement des composites stratifiés à matrice ductile. Ce comportement est souvent présent dans des résines thermoplastiques telles que le PEEK, PP, etc., et est moins étudié dans la bibliographie. L'approche de la plasticité utilise des équations constitutives phénoménologiques ou physiques, à savoir : la loi d'écoulement, la loi de normalité et la loi d'écrouissage.

La déformation totale, en hypothèse de petites perturbations, peut être décomposée en une contribution élastique et plastique :

$$\varepsilon_t = \varepsilon_e + \varepsilon_p \quad (1-7)$$

Dans le cas d'un écrouissage isotrope, si on désigne par p la déformation plastique cumulée représentant la seule variable d'écrouissage, l'énergie libre a pour expression :

$$\rho\varphi = \rho\varphi(\varepsilon_e, p) \quad (1-8)$$

L'un des critères de plasticité les plus courants s'écrit :

$$f = f(\tilde{\sigma}, R) = f(\tilde{\sigma}) - \Gamma(R) = 0 \quad (1-9)$$

avec $R = \rho \frac{\partial \varphi}{\partial p}$ la force thermodynamique et Γ la fonction introduisant l'écrouissage. Ce critère est en effet, un critère d'écoulement anisotrope à écrouissage isotrope pour lequel la surface de charge reste centrée dans l'espace des contraintes.

La loi de normalité s'écrit :

$$\dot{\varepsilon}^p = \dot{\lambda} \frac{\partial f}{\partial \sigma} ; \dot{p} = -\dot{\lambda} \frac{\partial f}{\partial R} \quad (1-10)$$

avec $\dot{\lambda}$ le multiplicateur de plasticité déterminée par la résolution de l'équation $f = \dot{f} = 0$

Le critère de plasticité a été couplé avec l'endommagement pour décrire le comportement élastoplastique endommageable de stratifiés par certains auteurs [111].

Partant du constat que la réponse en cisaillement d'un stratifié croisé est élastoplastique écrouissable, certains auteurs assimilent les stratifiés à un matériau homogène utilisant ainsi les lois de comportement existant pour ces matériaux. Sun [112] a contribué dans ce sens en caractérisant la réponse non linéaire de stratifiés UD et tissés avec la sensibilité à la vitesse de déformation. Odegard *et al.* [113] ont développé un modèle élastoplastique pour des stratifiés tissés qui a été validé pour des chargements bi-axiaux. Plus tard, Ryou *et al.* [114] ont analysé les réponses non linéaires du comportement d'un composite tissé fibres de verre/Epoxy en utilisant une loi élasto-viscoplastique. Les paramètres de la loi d'écrouissage ont été identifiés au moyen d'essais de traction et compression uni-axiaux et le modèle a été validé par des essais de flexion trois points sur les mêmes stratifiés tissés.

Cette approche a été utilisée par d'autres auteurs comme Barbero [115] pour prédire le comportement élastoplastique endommageable des torons de fibres unidirectionnels des stratifiés tissés. Les propriétés élastiques et de rupture sont issues d'une homogénéisation appropriée sur un volume élémentaire représentatif (VER).

Nie [116] a utilisé une loi élastoplastique couplée à de l'endommagement (Figure 1-25) pour prendre en compte la fissuration matricielle d'un composite textile fibre de carbone/Epoxy soumis à l'impact basse vitesse. L'endommagement apparaît dans la matrice sous forme de dégradation du module d'Young ($E = (1 - d)E$) ou sous forme d'un adoucissement ($\sigma = (1 - d)\bar{\sigma}$).

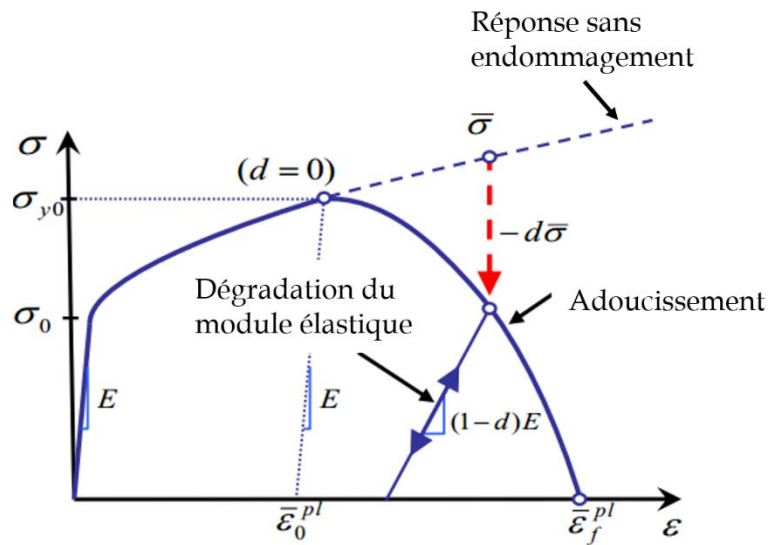


Figure 1-25 : Comportement élastoplastique d'une matrice avec endommagement progressif

Conclusion

Les composites stratifiés à base de résine acrylique, objet de notre étude, ont pour application la conception de pièces automobiles. L'utilisation envisagée pour ces pièces nécessite une conception optimale afin d'éviter la dégradation prématurée de ces dernières.

Dans ce chapitre, les différents mécanismes d'endommagement identifiés dans les composites stratifiés tissés soumis à l'impact basse vitesse ont été passés en revue. La ruine d'un composite stratifié tissé résulte de la combinaison de plusieurs mécanismes d'endommagement : la décohésion fibre/matrice, la décohésion matrice/toron, la fissuration matricielle, le délaminage et la rupture des fibres.

Le caractère fragile de certaines résines polymères a été évoqué et un état de l'art des techniques de renforcement de la tenue à l'impact des composites stratifiés a été présenté. L'accent a été mis sur le renforcement de la matrice pour améliorer sa ténacité et l'adhésion interfaciale.

Afin de modéliser le comportement des stratifiés tissés soumis à un impact basse vitesse et basse énergie, les critères de rupture existant dans la bibliographie pour les différents modes d'endommagement ont été analysés. On retient parmi les critères de rupture intralaminaires, le critère de Hashin [79] qui décrit quatre modes d'endommagement (rupture des fibres en traction et en compression, fissuration matricielle en traction et en compression). Les autres critères sont basés essentiellement sur ce dernier (exemple du critère de Puck). Pour simuler

le délaminage, deux méthodes ont été identifiées : la technique VCCT et le modèle de la ZC. La méthode VCCT présente des limites notamment pour son incapacité à prédire l'initiation de l'endommagement.

Dans le chapitre suivant, les caractérisations mécanique et microstructurale des stratifiés seront abordées. Une attention particulière sera accordée au stratifié non chargé en nanoparticule, notamment pour la détermination de ses propriétés mécaniques.

Chapitre 2. Mise en œuvre et caractérisation mécanique des composites stratifiés à matrice acrylique

Introduction

Dans la première partie de ce chapitre, la mise en œuvre des composites stratifiés étudiés dans cette thèse sera abordée. La caractérisation microstructurale et l'étude expérimentale pour la détermination des propriétés mécaniques seront ensuite présentées. La mise en œuvre et les analyses microscopiques concernent aussi bien le composite stratifié à base de résine acrylique pure que les composites stratifiés hybrides (à base de résine acrylique renforcé par des copolymères à blocs). Les composites stratifiés non chargés feront ensuite l'objet d'une caractérisation mécanique et d'une étude d'endommagement. Les résultats expérimentaux seront discutés et serviront à alimenter les modèles numériques proposés.

1. Caractéristiques des matériaux de l'étude

La formulation de résine utilisée dans cette thèse est de l'Elium 150 (de viscosité $\vartheta_c = 150$ cPs). Elle a été fournie par l'Institut de Soudure de Saint-Avold. Il s'agit d'une résine thermoplastique dont le comportement mécanique est très proche de celui du PMMA. Sa température de transition vitreuse se situe autour de 105°C ($T_g = 105^\circ\text{C}$). Cette résine contient en plus du monomère acrylique, un agent accélérateur permettant d'activer le catalyseur qui provoque la réaction de polymérisation.

Le renfort utilisé est un tissu bidirectionnel en fibres de verre fournit par la société Chomarat. Il est constitué de fils (ou mèches) entrecroisés dans les sens chaîne et trame (Figure 2-1). D'après les données du fournisseur, le tissu possède les mêmes propriétés suivant ces deux directions. La période de répétition du motif du tissu est $T = 7.8$ mm et sa densité surfacique vaut $d_s = 600$ g/m².

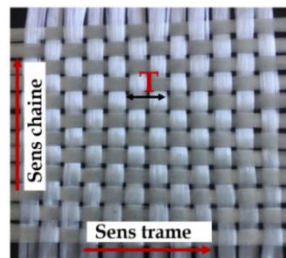


Figure 2-1 : Tissu taffetas en fibres de verre utilisé

La densité de la matrice acrylique et celle de la fibre sont renseignées dans le [Tableau 2-1](#) :

Tableau 2-1 : Densité de la matrice et de la fibre de verre

Densité de la fibre de verre (kg/m^3)	Densité de la résine acrylique (kg/m^3)
2600	1180

2. Elaboration des composites stratifiés

Les matériaux composites ont été mis en œuvre par infusion sous vide (voir [Figure 2-2](#)), un procédé qui convient pour cette étude à cause de sa simplicité de mise en œuvre et de son aptitude à fabriquer des plaques de grandes dimensions (jusqu'à $800mm \times 800mm$). Néanmoins, si on envisage une plus grande taille de plaque, le temps d'imprégnation des tissus augmente et par conséquent, la probabilité de polymérisation de la résine dans le pot d'alimentation placé en amont augmente. Un autre avantage est que ce procédé offre un environnement de travail propre car il ne diffuse pas de COV (composé organique volatil).

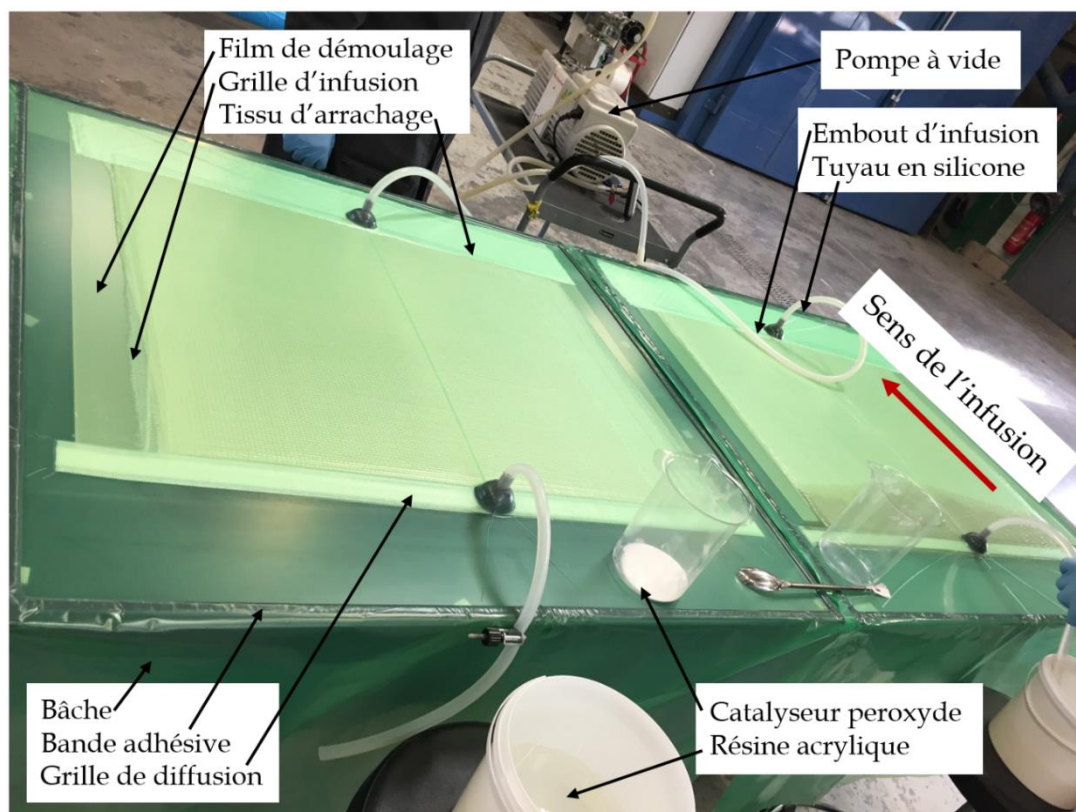


Figure 2-2 : Mise en œuvre des composites stratifiés par infusion

Initialement, les tissus secs découpés à la taille de la plaque à obtenir sont disposés les uns sur les autres sur une plateforme en verre préalablement nettoyée et servant de moule. Les tissus sont couverts d'une grille d'infusion (encore appelée filet de drainage) par l'intermédiaire d'un film de démoulage. Le rôle de ce film est de faciliter le pelage de la grille d'infusion. Il faut souligner que la grille d'infusion doit être disposée convenablement de manière à faciliter le drainage de la résine et l'imprégnation homogène des tissus. Un tissu d'arrachage servant à freiner la résine pour l'empêcher de migrer vers la pompe à vide est disposé en aval. En amont, est disposé un ruban appelé grille de diffusion dont le rôle est de faciliter la distribution de la résine sur toute la largeur de la plaque. L'ensemble est recouvert d'une bâche servant de fermeture étanche de l'enceinte par le biais d'une bande adhésive (mastic).

Ensuite, la pompe est branchée en aval en utilisant un tuyau souple en silicone relié à l'enceinte grâce à un embout. La pompe a pour rôle de créer la dépression en évacuant l'air emprisonné dans l'enceinte, compactant ainsi les renforts. Pour créer la dépression, il faut s'assurer que l'enceinte soit hermétiquement fermée et qu'il n'y a pas de fuite due au mauvais état de la bâche. Le tuyau d'entrée, en ce moment, doit être également fermé à l'aide d'une pince.

La troisième étape est celle de la préparation de la résine. Lorsque les copolymères à blocs (Figure 2-3) sont utilisés, le mélange de la résine et des copolymères à blocs est agité pendant une période de temps qui peut aller jusqu'à 2 heures afin de s'assurer de la bonne dispersion des charges. Le mélange a été effectué au moyen d'un agitateur électrique rotatif. Le mélange obtenu est ensuite dégazé pour permettre l'évacuation des bulles d'air générées dans le mélange lors de l'agitation (Figure 2-4).

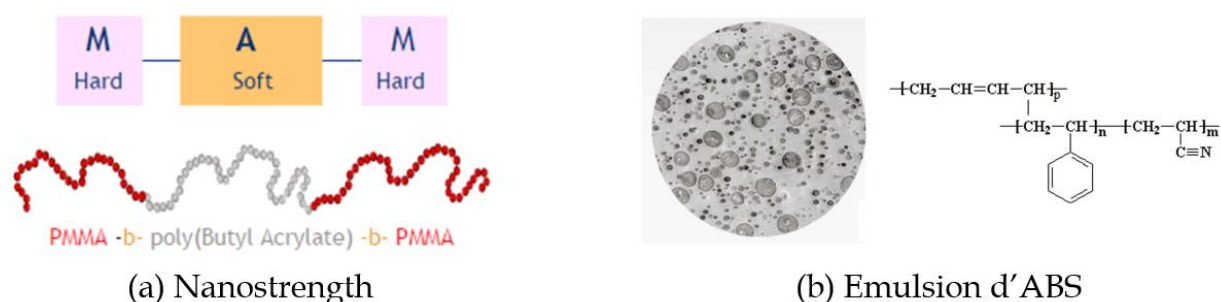


Figure 2-3 : Copolymères à blocs utilisés

La dernière étape est celle de l'infusion à proprement dite. Un catalyseur de type peroxyde est mélangé avec la résine à hauteur de 2%. Le tuyau est ensuite plongé dans le mélange puis le robinet ouvert. La pression d'infusion est d'environ 50 mbar. Cette pression peut être baissée

jusqu'à 4 mbar pour l'infusion des résines à forte viscosité (résines contenant les copolymères à blocs). Après migration de la résine qui imprègne complètement les renforts, il faut attendre pendant un temps relativement long pour que la résine polymérise. La [Figure 2-5 \(a\)](#) montre une plaque composite obtenue en utilisant ce procédé.



(a) Résine acrylique pure (à gauche) et chargée à 15% de Nanostrength (à droite)



(b) Dégazage de la résine avant infusion

Figure 2-4 : Préparation de la résine

3. Analyses microstructurales

Un examen profilométrique (à l'œil nu) des composites stratifiés élaborés permet de distinguer deux états de surface différents : une surface plus lisse (celle en contact avec le plan de travail en verre) et une surface avec des aspérités (celle en contact avec le tissu de délaminage). Des observations au microscope optique et au microscope électronique à balayage ont été conduites sur les composites stratifiés chargés et non chargés.

3.1. Préparation des échantillons et observations microscopiques

Les échantillons observés ont été découpés à la tronçonneuse de précision et polis mécaniquement puis au diamant (taille finale de grain voisinant l'ordre du micromètre). Ces opérations ont été suivies d'un polissage ionique à 5.5 KeV. Au microscope optique, on peut remarquer (même si elles sont marginales) la présence de porosités qui ont tendance à remonter vers la surface extérieure de la plaque composite (voir Figure 2-5). Ces porosités de surface sont localisées dans la matrice de la zone inter-torons (zone située dans le creux des aspérités). Elles peuvent constituer des sites sensibles aux mécanismes d'initiation et de propagation des dommages.

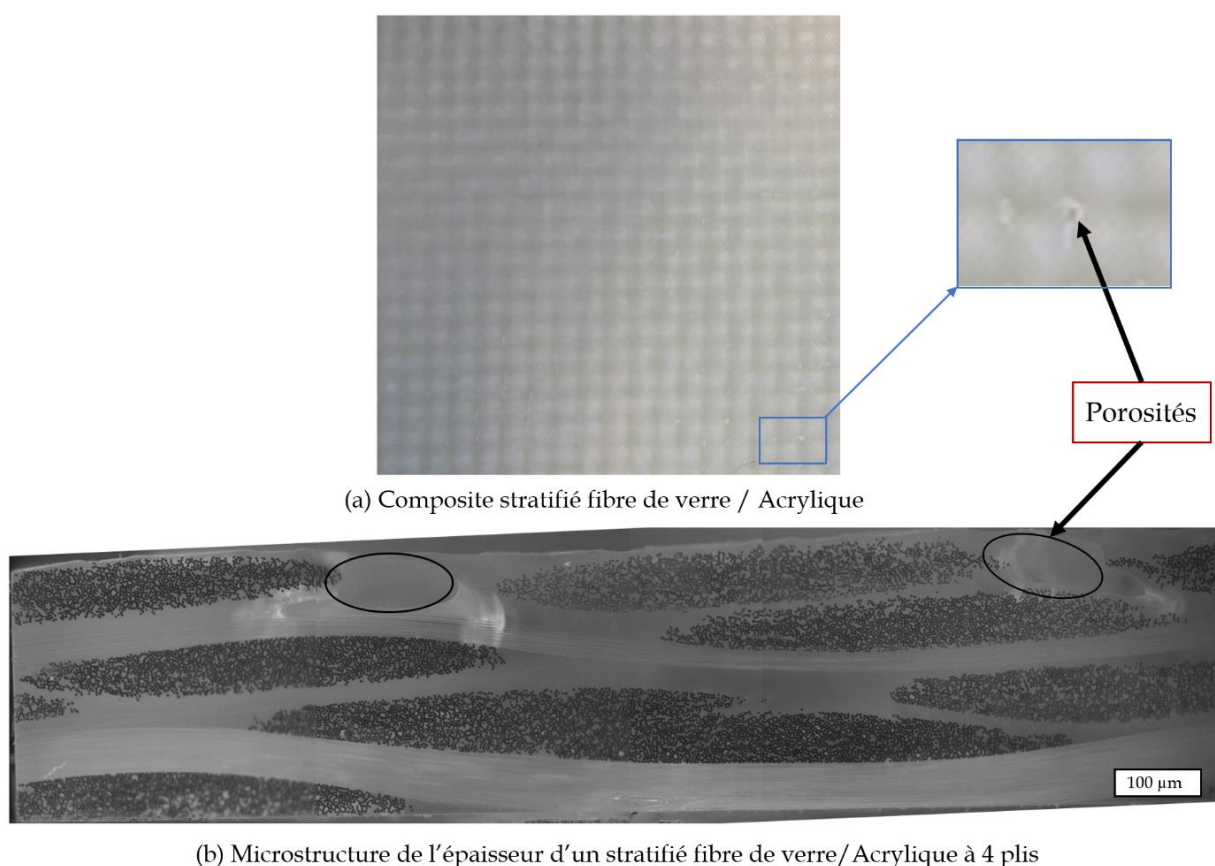


Figure 2-5 : Mise en évidence de la présence de porosités proches de la surface extérieure

3.1.1. Composite stratifié fibres de verre/résine acrylique pure

Au sein du matériau composite fibres de verre/Acrylique, les images MEB (Figure 2-6) ont révélé une très bonne consolidation de la résine acrylique. Ceci permet de vérifier la bonne compatibilité entre la résine acrylique et la fibre de verre. Dans les torons, les fibres sont disposées de façon aléatoire et leur diamètre varie entre 15μm et 20μm. Des zones de

confinement des fibres (au contact toron-toron) et des zones à faible densité de fibres ont été identifiées.

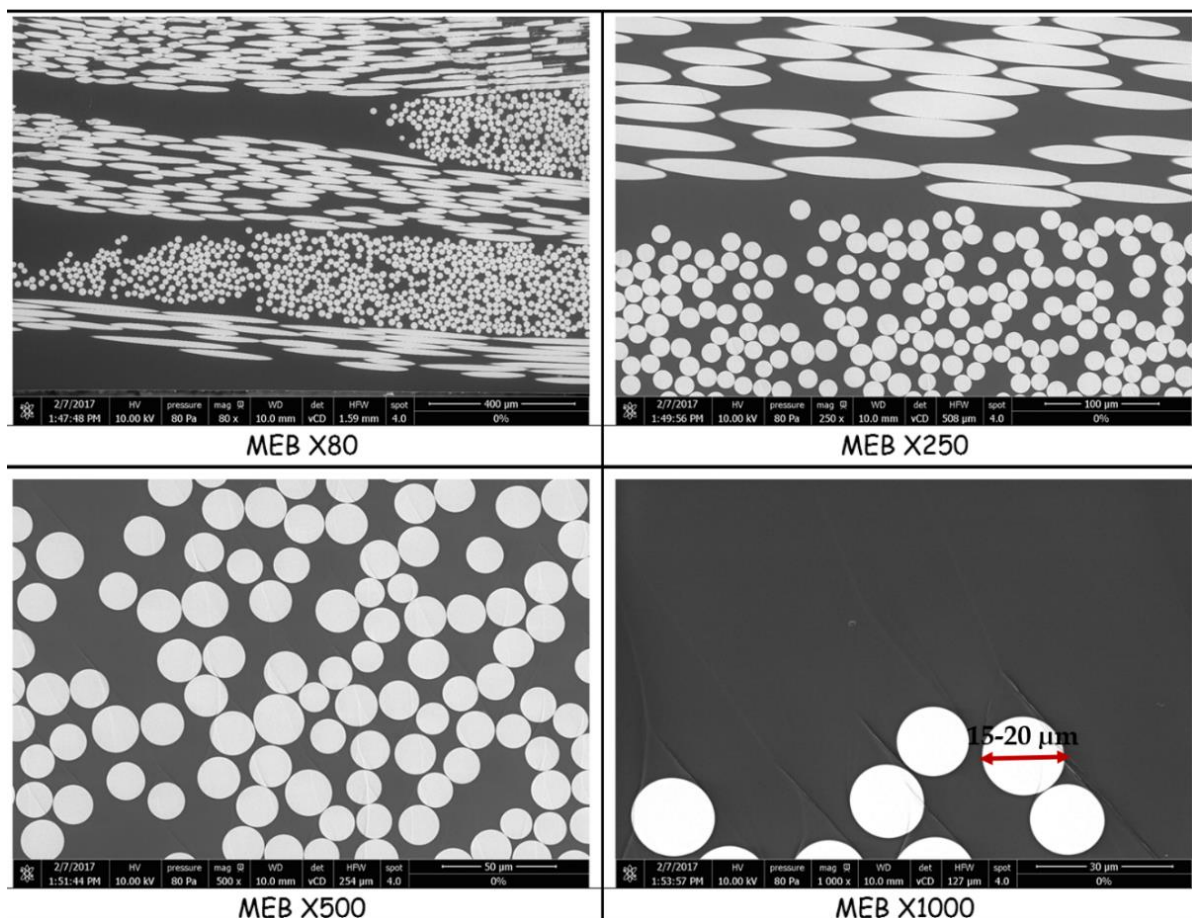


Figure 2-6 : Images MEB à différents grossissements, montrant la qualité d'imprégnation des fibres

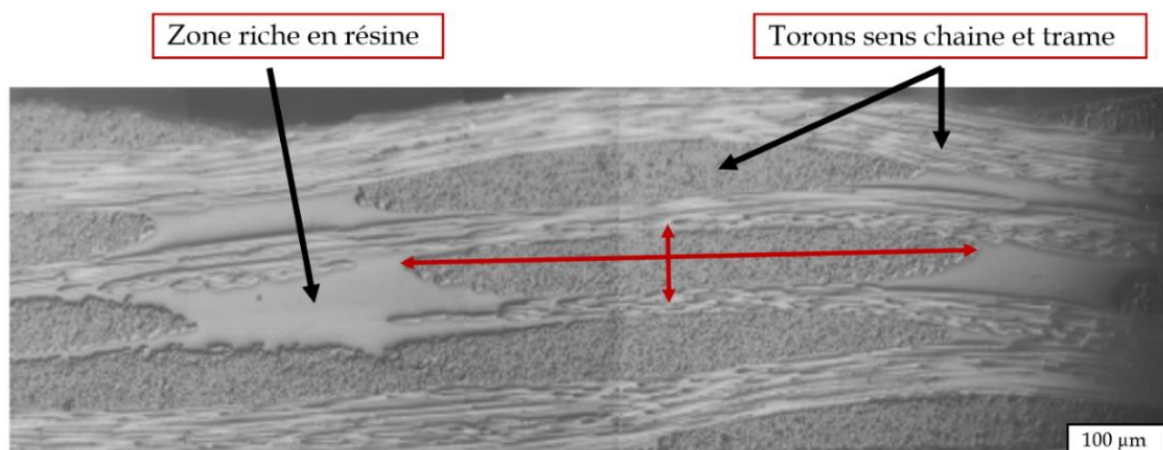


Figure 2-7 : Ondulation des torons et zones riches en résine

Les torons présentent une forme ondulée avec une section elliptique de grand diamètre 3.5mm et de petit diamètre 0.22 mm (Figure 2-7). Par ailleurs, la présence de zones riches en résine acrylique a été observée.

3.1.2. Mise en évidence de la présence des copolymères à blocs

Trois types de copolymères à blocs, ayant la faculté de s'organiser sous forme de nano blocs, une fois mélangés à la résine polymère, ont été utilisés pour la préparation des composites stratifiés nanochargés :

- La première est le Nanostrength (NS) fournit par la société Arkema (Figure 2-3 (a)). Ces particules se présentent sous forme de copolymères à trois blocs et peuvent se solubiliser dans la résine acrylique [117]. On obtient ainsi des composites stratifiés nanostructurés à l'échelle nanométrique. Cette nanostructuration est due à de fortes répulsions entre les blocs extrêmes (PMMA) et le bloc central (PABu). Elle se fonde sur des principes de la thermodynamique la rendant ainsi indépendante du procédé de mise en œuvre des stratifiés [67]. Leur proportion dans la résine exprimée en fraction massique est de 5, 10 et 15%. Nous appellerons respectivement les composites stratifiés résultant de ces mélanges, ACRY_Nano5/GF, ACRY_Nano10/GF et ACRY_Nano15/GF. Notons qu'à 15% de NS, la viscosité de la résine est telle que l'infusion des plaques devient difficile.
- La seconde nanocharge est un renfort similaire aux Nanostrengths en termes de formulation et du point de vue physico-chimique. Elle a été mélangée avec de la résine acrylique à hauteur de 40% initialement, rendant difficile la fluidité et l'infusion des plaques. Des modifications ont permis de faciliter l'infusion mais pour des raisons de confidentialité, nous ne présenterons pas ici la solution utilisée. Le composite à base de résine acrylique renforcée par ce type de copolymères à blocs sera nommé IEM_150F/GF.
- Le troisième renfort est constitué de copolymères à blocs thermoplastiques (ABS) mélangées avec de la résine dans une proportion ne contraignant pas la bonne infusion des plaques. Ces charges ont pour but de renforcer la résistance au choc des plaques composites. Le composite résultant sera appelé IEM_150/GF. Le taux et le type d'ABS ne sont pas précisés pour des raisons de confidentialité

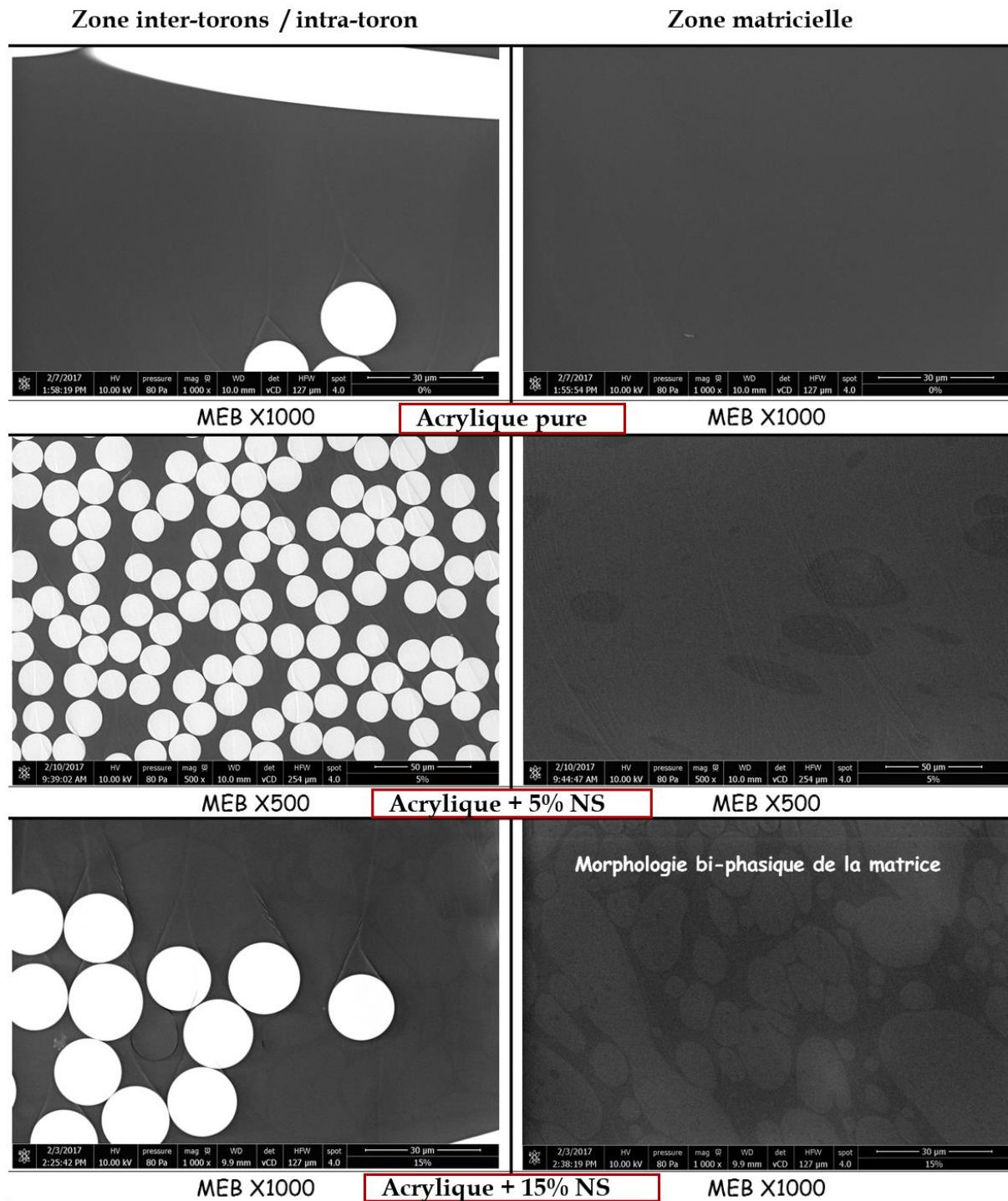


Figure 2-8 : Mise en évidence de la présence des Nanostrengths (NS)

L'analyse microscopique des composites stratifiés renforcés par les copolymères à blocs montre la bonne dispersion de ces dernières dans la résine acrylique (Figure 2-8). A 5% de NS, on décèle leur présence dans la zone riche en résine, sous forme de tâches sombres. Cette morphologie bi-phasique de la matrice est beaucoup plus accentuée à 15% de NS où l'on constate les nodules se présenter sous forme de micelles. Néanmoins, les deux phases

présentes dans la matrice ne sont pas identifiables au microscope électronique à balayage. On peut également remarquer la bonne qualité d'adhésion interfaciale, même en présence des Nanostrengths. Les Nanostrengths n'ont pas été identifiées dans la résine inter-torons ou à l'intérieur d'un toron. Ceci peut expliquer le fait que l'effet direct des nanocharges est l'amélioration de la ténacité de la matrice. Une analyse plus fine, au moyen de la microscopie à force atomique (AFM), pourrait permettre de mieux observer la présence des copolymères à blocs dans la résine inter-torons ou à l'intérieur d'un toron.

3.2. Détermination du taux de fibres

Le taux de fibres dans le composite stratifié a été déterminé de façon analytique, d'abord sur un stratifié à quatre plis, puis validé sur deux autres à huit et douze plis. Pour ce faire, on pèse tour à tour les tissus avant infusion puis la plaque composite. Les données sont présentées dans le [Tableau 2-2](#) :

Tableau 2-2 : Masse des constituants

Nombre de plis	4 plis	8 plis	12 plis
Masse des fibres obtenue par pesage des tissus découpés : M_f (g)	990	1985	2972
Masse de la plaque composite résultante : M_c (g)	1350	2700	4070

La fraction massique de fibres, en admettant qu'il n'y a pas de porosité dans le matériau est :

$$f_f = \frac{M_f}{M_c} \approx 0.73 \quad (2-1)$$

Par ailleurs,

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

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

$$V_f = 1 - V_m \quad (2-3)$$

On déduit :

$$V_f = \left[1 + \frac{\rho_f}{\rho_m} \left(\frac{1}{f_f} - 1 \right) \right]^{-1} \quad (2-4)$$

La fraction volumique totale des fibres dans le composite serait approximativement : $V_f = 55\%$.

4. Caractérisation mécanique du composite stratifié et étude de l'endommagement

La modélisation d'un composite stratifié en vue de la simulation numérique d'un essai d'impact basse vitesse sur une structure, nécessite la connaissance préalable de son comportement mécanique. Cette étude commence par la détermination des constantes élastiques du matériau composite. Ensuite la plasticité, (et/ou) l'endommagement et la rupture de ce matériau seront étudiés.

4.1. Tenseur d'élasticité d'un matériau

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 unidimensionnelle, la loi de Hooke permet alors de relier la contrainte à la déformation dans cette zone. En notant E (module d'Young) le coefficient de proportionnalité entre la contrainte σ et la déformation ε^e dans cette zone, on peut écrire :

$$\sigma = E\varepsilon^e \quad (2-5)$$

De manière générale, la loi de Hooke s'étend en 3D pour exprimer chaque composante du tenseur des contraintes en fonction du tenseur des déformations par la relation :

$$\boldsymbol{\sigma} = \mathbf{C} : \boldsymbol{\varepsilon}^e \quad (2-6)$$

avec \mathbf{C} un tenseur d'ordre 4, appelé tenseur de rigidités (ou de modules élastiques). Il permet d'obtenir toutes les propriétés élastiques du matériau. Inversement, on exprime les déformations élastiques en fonction des contraintes par la relation suivante :

$$\boldsymbol{\varepsilon}^e = \mathbf{S} : \boldsymbol{\sigma} \quad (2-7)$$

où \mathbf{S} est un tenseur d'ordre 4, appelé tenseur de souplesses (ou de complaisances élastiques). Ce tenseur est l'inverse du tenseur de rigidités \mathbf{C} . En notation indicielle, I_{ijkl} représentent les composantes du tenseur identité d'ordre 4, les composantes covariantes des tenseurs \mathbf{C} et \mathbf{S} étant reliées par :

$$C_{ijkl} S_{ijkl} = I_{ijkl} = (\delta_{ik}\delta_{jl} + \delta_{il}\delta_{jk})/2 \quad (2-8)$$

δ_{ij} est appelé le symbole de Kronecker. Il vaut 1 pour $i = j$ et 0 sinon.

Les tenseurs \mathbf{C} et \mathbf{S} ont chacun 81 composantes et les tenseurs $\boldsymbol{\sigma}$ et $\boldsymbol{\varepsilon}^e$ en ont 9 chacun. En tenant compte de la symétrie des tenseurs des contraintes ($\sigma_{ij} = \sigma_{ji}$) et des déformations ($\varepsilon_{ij}^e = \varepsilon_{ji}^e$), il est possible d'obtenir 6 composantes indépendantes pour ces 2 tenseurs. La loi de Hooke s'écrit alors :

$$\begin{pmatrix} \sigma_{11} \\ \sigma_{22} \\ \sigma_{33} \\ \sigma_{12} \\ \sigma_{31} \\ \sigma_{23} \end{pmatrix} = \begin{bmatrix} C_{1111} & C_{1122} & C_{1133} & C_{1112} & C_{1131} & C_{1123} \\ & C_{2222} & C_{2233} & C_{2212} & C_{2231} & C_{2223} \\ & & C_{3333} & C_{3312} & C_{3331} & C_{3323} \\ & & & C_{1212} & C_{1231} & C_{1223} \\ & \text{Symétrie} & & & C_{3131} & C_{3123} \\ & & & & & C_{2323} \end{bmatrix} \begin{pmatrix} \varepsilon_{11}^e \\ \varepsilon_{22}^e \\ \varepsilon_{33}^e \\ \varepsilon_{12}^e \\ \varepsilon_{31}^e \\ \varepsilon_{23}^e \end{pmatrix} \quad (2-9)$$

En notation de Voigt, la relation précédente devient :

$$\begin{pmatrix} \sigma_1 \\ \sigma_2 \\ \sigma_3 \\ \sigma_4 \\ \sigma_5 \\ \sigma_6 \end{pmatrix} = \begin{bmatrix} C_{11} & C_{12} & C_{13} & C_{14} & C_{15} & C_{16} \\ & C_{22} & C_{23} & C_{24} & C_{25} & C_{26} \\ & & C_{33} & C_{34} & C_{35} & C_{36} \\ & & & C_{44} & C_{45} & C_{46} \\ & \text{Symétrie} & & & C_{55} & C_{56} \\ & & & & & C_{66} \end{bmatrix} \begin{pmatrix} \varepsilon_{11}^e \\ \varepsilon_{22}^e \\ \varepsilon_{33}^e \\ \varepsilon_{12}^e \\ \varepsilon_{31}^e \\ \varepsilon_{23}^e \end{pmatrix} \quad (2-10)$$

Pour un matériau complètement anisotrope, les tenseurs \mathbf{C} et \mathbf{S} ont chacun 21 composantes indépendantes. Dans la plupart des cas, les matériaux possèdent des plans de symétrie permettant ainsi la réduction du nombre de composantes indépendantes. Par exemple, un matériau orthotrope possède trois plans de symétrie orthogonaux deux à deux (confère [Tableau 2-3](#)).

Pour les composites tissés taffetas, il n'existe pas de direction privilégiée dans le plan du stratifié ; en d'autres termes, le comportement mécanique est le même suivant le sens de chaîne et de trame. La matrice de rigidité est définie par :

$$\mathbf{C} = \begin{bmatrix} C_{11} & C_{12} & C_{13} & 0 & 0 & 0 \\ & C_{11} & C_{23} & 0 & 0 & 0 \\ & & C_{33} & 0 & 0 & 0 \\ & & & C_{44} & 0 & 0 \\ \text{Symétrie} & & & & C_{55} & 0 \\ & & & & & C_{55} \end{bmatrix} \quad (2-11)$$

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 : $\nu_{12} = \nu_{21}$ et $\nu_{13} = \nu_{23}$;
- deux modules de cisaillement : G_{12} et $G_{13} = G_{23}$.

La direction 3 correspond à la direction perpendiculaire au plan du stratifié. La détermination expérimentale des 6 constantes passe par la réalisation d'essais mécaniques :

- un essai de traction dans la direction des fibres permet d'obtenir E_{11} et les coefficients de Poisson ν_{12} et ν_{13} (par mesure de la déformation respectivement dans les directions 2 et 3) ;
- un essai de cisaillement plan permet d'obtenir G_{12} ;
- un essai de cisaillement interlaminaire permet de déterminer G_{13} ;
- un essai de compression hors plan est souvent utilisé pour estimer le module E_{33} .

Tableau 2-3 : Différents degrés d'anisotropie des matériaux [118]

Matériaux	Matrice d'élasticité	Modules d'élasticité techniques
Orthotrope	$[C_{ij}] = \begin{bmatrix} C_{11} & C_{12} & C_{13} & 0 & 0 & 0 \\ & C_{22} & C_{23} & 0 & 0 & 0 \\ & & C_{33} & 0 & 0 & 0 \\ & & & C_{44} & 0 & 0 \\ \text{Symétrie} & & & & C_{55} & 0 \\ & & & & & C_{66} \end{bmatrix}$	9 indépendants E_1, E_2, E_3 $\nu_{12}, \nu_{13}, \nu_{23}$ $\mu_{12}, \mu_{13}, \mu_{23}$
Quasi isotrope transverse (axes 1 et 2 équivalents)	$[C_{ij}] = \begin{bmatrix} C_{11} & C_{12} & C_{13} & 0 & 0 & 0 \\ & C_{11} & C_{13} & 0 & 0 & 0 \\ & & C_{33} & 0 & 0 & 0 \\ & & & C_{44} & 0 & 0 \\ \text{Symétrie} & & & & C_{55} & 0 \\ & & & & & C_{55} \end{bmatrix}$	6 indépendants $E_1 = E_2, E_3$ $\nu_{12} = \nu_{21}, \nu_{13} = \nu_{23}$ $\mu_{12}, \mu_{13} = \mu_{23}$
Isotrope transverse (axe d'isotropie 3)	$[C_{ij}] = \begin{bmatrix} C_{11} & C_{12} & C_{13} & 0 & 0 & 0 \\ & C_{11} & C_{13} & 0 & 0 & 0 \\ & & C_{33} & 0 & 0 & 0 \\ \text{Symétrie} & & & \frac{C_{11} - C_{12}}{2} & 0 & 0 \\ & & & & C_{55} & 0 \\ & & & & & C_{55} \end{bmatrix}$	5 indépendants $E_1 = E_2, E_3$ $\nu_{12} = \nu_{21}, \nu_{13} = \nu_{23}$ $\mu_{12} = \frac{E_1}{2(1+\nu_{12})}, \mu_{13} = \mu_{23}$
Cubique	$[C_{ij}] = \begin{bmatrix} C_{11} & C_{12} & C_{12} & 0 & 0 & 0 \\ & C_{11} & C_{12} & 0 & 0 & 0 \\ & & C_{11} & 0 & 0 & 0 \\ & & & C_{44} & 0 & 0 \\ \text{Symétrie} & & & & C_{44} & 0 \\ & & & & & C_{44} \end{bmatrix}$	3 indépendants $E_1 = E_2 = E_3 = E$ $\nu_{12} = \nu_{13} = \nu_{23} = \nu$ $\mu_{12} = \mu_{13} = \mu_{23} = \mu$
Isotrope	$[C_{ij}] = \begin{bmatrix} \lambda + 2\mu & \lambda & \lambda & 0 & 0 & 0 \\ & \lambda + 2\mu & \lambda & 0 & 0 & 0 \\ & & \lambda + 2\mu & 0 & 0 & 0 \\ \text{Symétrie} & & & \mu & 0 & 0 \\ & & & & \mu & 0 \\ & & & & & \mu \end{bmatrix}$	2 indépendants E ν $\mu = \frac{E}{2(1+\nu)}$

Le coefficient de Poisson ν_{13} n'a pas pu être déterminé expérimentalement compte tenu de l'imprécision de la jauge mesurant le rétrécissement de l'épaisseur, elle-même faible. 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 (voir [Chapitre 4](#)). Tous les essais ont été réalisés à température ambiante (20°C) en quasi-statique et

pour différentes vitesses de déformation. Chaque essai a été répété trois fois pour s'assurer de la reproductibilité des résultats.

4.2. Essais de caractérisation mécanique

Les essais de traction ont été réalisés sur une machine Zwick 1476 (Figure 2-9). La déformation est mesurée dans les deux directions (longitudinale et transversale) grâce aux extensomètres qui permettent d'enregistrer le déplacement. Une cellule de charge de 100 kN permet d'enregistrer l'effort appliqué à l'éprouvette fixée par des mors pneumatiques auto-serrants. Le pilotage de la machine s'est fait en déplacement et les éprouvettes sont sollicitées jusqu'à la rupture totale. Chaque éprouvette a été testée pour trois vitesses de sollicitation $10^{-4}s^{-1}$, $10^{-3}s^{-1}$ et $10^{-2}s^{-1}$ correspondant respectivement à des vitesses de déplacement de traverse de 1mm/min, 10mm/min et 90 mm/min.

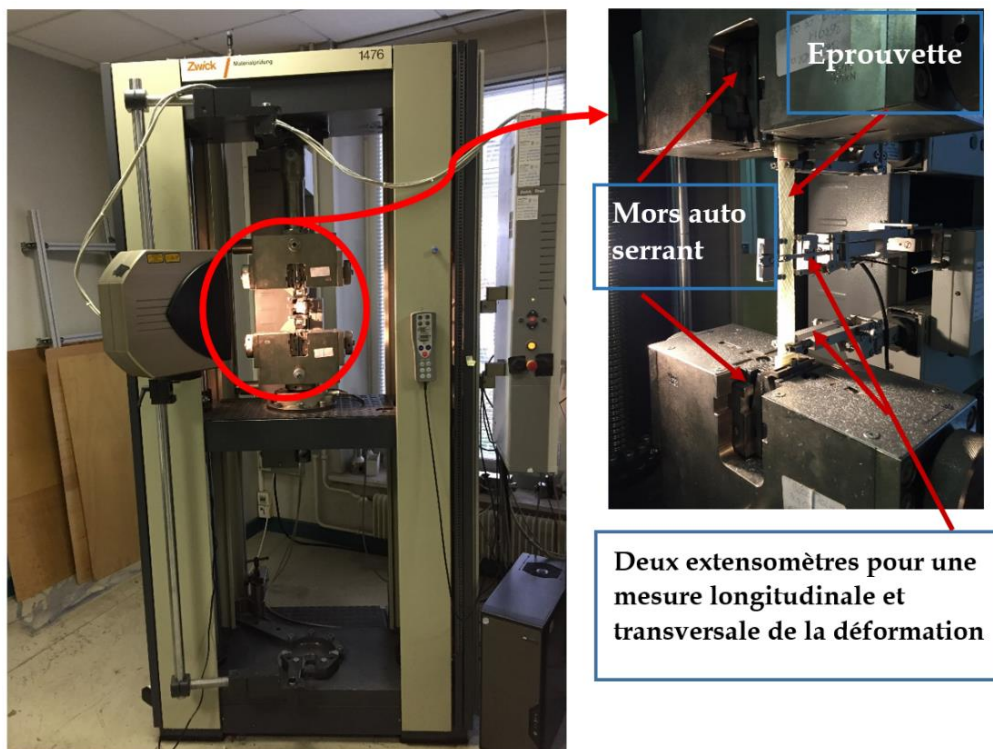


Figure 2-9 : Dispositif d'essai de traction

Les éprouvettes à quatre plis sont découpées au jet d'eau et mesurent 250mm × 25mm pour une épaisseur variant entre 1.8 et 1.9 mm (Figure 2-10). Des talons découpés dans le même matériau sont utilisés dans le but de mieux répartir l'effort de serrage au niveau de la tête des éprouvettes.

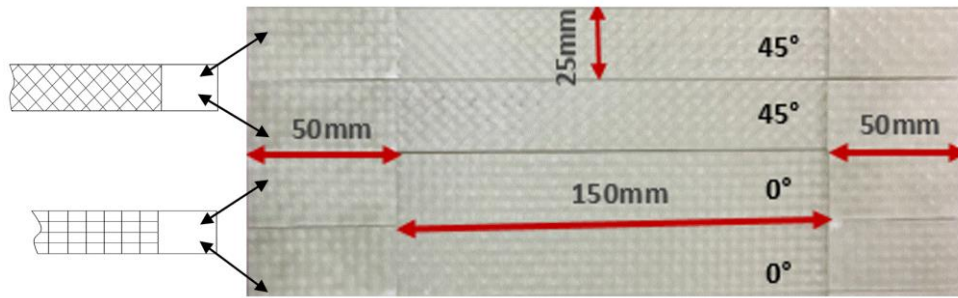


Figure 2-10 : Dimensions des éprouvettes de traction

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

Pour obtenir ces constantes, des essais de traction ont été effectués sur des éprouvettes découpées à 0° . On en déduit le module d'Young E_{11} , le coefficient de Poisson ν_{12} ainsi que la limite à la rupture σ_{11}^r et la déformation à la rupture ε_{11}^r du matériau suivant la direction des torons. Le module E_{11} correspond à la pente de la partie linéaire de la courbe (contrainte nominale - déformation nominale longitudinale) 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 (voir Figure 2-11). La norme NF EN 527-1 a servi à la délimitation de la zone où la pente est considérée comme linéaire ($0.0005 \leq \varepsilon \leq 0.0025$).

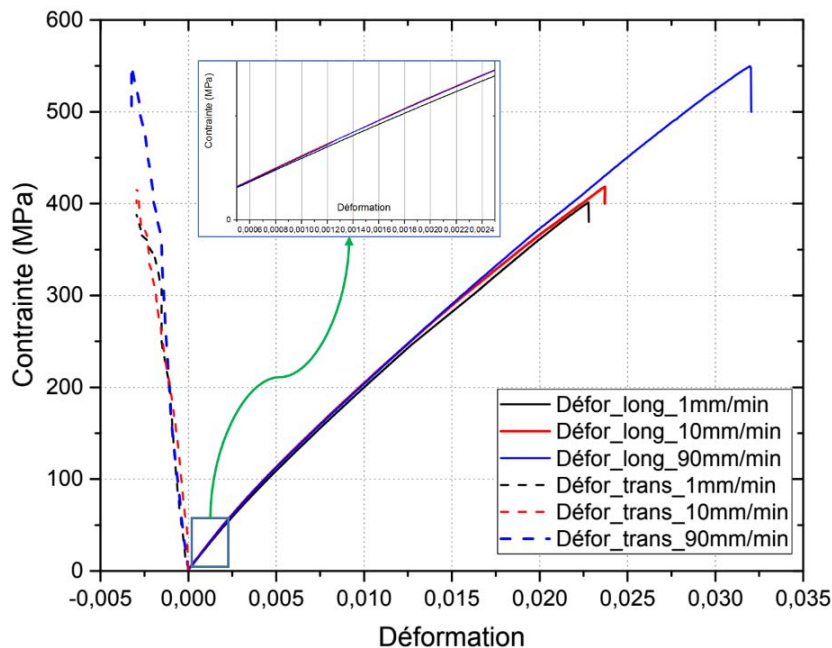


Figure 2-11 : Courbes contrainte nominale – déformation nominale en traction sur des éprouvettes orientées à 0° , pour différentes vitesses de sollicitation

Les résultats obtenus sont consignés dans le [Tableau 2-4](#) suivant :

Tableau 2-4 : Grandeurs mesurées en traction

Vitesses de sollicitation	Grandeurs mesurées	Valeurs moyennes	Ecart types
1mm/min	E_{11}	22.9 GPa	1.12
	ν_{12}	0.2	0.08
	ε_{11}^r	0.0226	0.19
	σ_{11}^r	400 MPa	41.52
10mm/min	E_{11}	22.97 GPa	1.32
	ν_{12}	0.21	0.08
	ε_{11}^r	0.024	0.18
	σ_{11}^r	421 MPa	32.2
90mm/min	E_{11}	23.4 GPa	0.94
	ν_{12}	0.249	0.07
	ε_{11}^r	0.032	0.22
	σ_{11}^r	550 MPa	48.22

On remarque une augmentation du module d'Young, de la déformation et de la contrainte ultime à la rupture avec l'augmentation de la vitesse de sollicitation. Ces résultats sont en accord avec ceux d'autres études rapportées dans la littérature [119, 120]. L'augmentation de la limite d'élasticité avec la vitesse de déformation peut être attribuée au phénomène d'auto-échauffement adiabatique [119].

4.2.2. Détermination du module de cisaillement plan

Le module de cisaillement plan G_{12} peut être estimé à travers un essai Iosipescu (ASTM D5379) ou par traction à $\pm 45^\circ$ (ASTM D3518 ou NF ISO 14129). Le premier est dédié essentiellement aux composites unidirectionnels. La méthode de détermination par traction à $\pm 45^\circ$ est la plus courante [33, 121]. Les éprouvettes sont découpées à 45° ([Figure 2-10](#)). On obtient d'abord le module E_{45} qui correspond à la pente de la partie linéaire de la courbe (contrainte σ_{45} -déformation ε_{45}^{xx}). La déformation ε_{45}^{xx} (respectivement ε_{45}^{yy}) est mesurée suivant la direction du chargement mécanique (respectivement la direction perpendiculaire au chargement dans le plan du stratifié). La [Figure 2-12](#) montre que le module d'Young augmente avec la vitesse de déformation de même que la limite d'élasticité σ_{45}^e et la limite à la rupture σ_{45}^r .

Le module de cisaillement G_{12} est alors déduit des modules E_{45} , E_{11} , et ν_{12} par la relation :

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

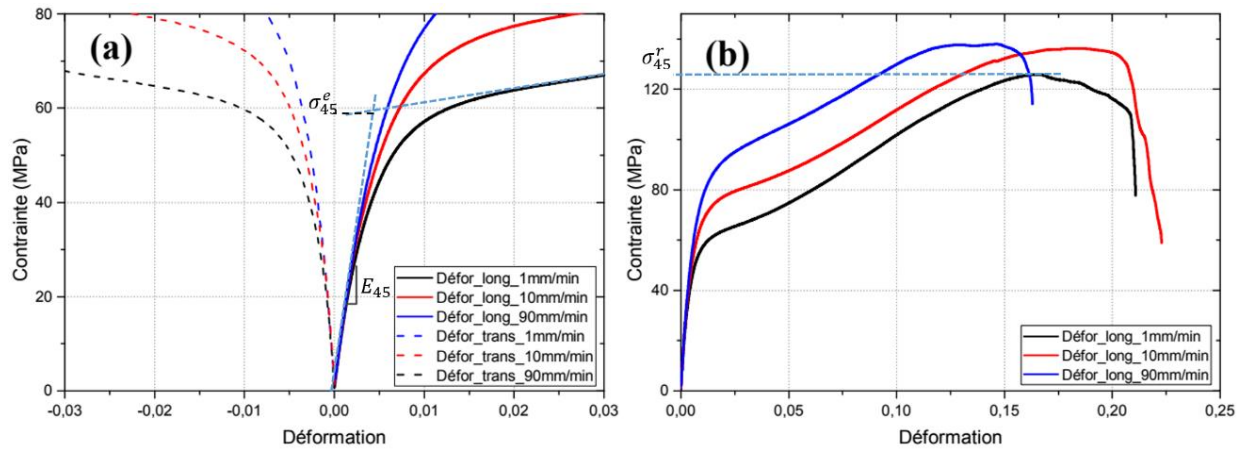


Figure 2-12 : Courbes contrainte nominale – déformation nominale en traction sur des éprouvettes orientés à 45° pour différentes vitesses de sollicitation

L'essai de cisaillement par traction permet également de déterminer la résistance ultime à la rupture σ_{45}^r et les déformations correspondantes $\varepsilon_{45}^{xx(r)}$ et $\varepsilon_{45}^{yy(r)}$. Ces grandeurs à la rupture interviennent dans le calcul de la contrainte de cisaillement à la rupture τ_{xy}^r et la déformation de cisaillement à la rupture γ_{xy}^r grâce aux relations [121] :

$$\tau_{xy}^r = \frac{\sigma_{45}^r}{2} \quad (2-13)$$

$$\gamma_{xy}^r = \varepsilon_{45}^{xx(r)} - \varepsilon_{45}^{yy(r)} \quad (2-14)$$

Le tableau ci-après résume les grandeurs calculées en utilisant les formules (2-12)-(2-14).

Tableau 2-5 : Grandeurs mesurées en cisaillement plan

Vitesses de sollicitation	Grandeurs mesurées	Valeurs moyennes	Ecart types
1mm/min	G_{12}	3.808 GPa	0,87
	γ_{xy}^r	0.02	0,01
	τ_{xy}^r	62.5 MPa	5,3
10mm/min	G_{12}	3.941 GPa	0,91
	γ_{xy}^r	0.02	0,01
	τ_{xy}^r	70 MPa	6,55
90mm/min	G_{12}	4.100 GPa	1,5
	γ_{xy}^r	0.018	0,01
	τ_{xy}^r	70 MPa	7,51

4.2.3. 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 le schéma de la [Figure 2-13](#) suivant la norme EN ISO 14130. Lors de l'essai, il est généré un effort de cisaillement pur du fait de la distance entre appuis très petite. Contrairement aux essais de flexion ordinaires, cet essai garantit une répartition uniforme de la contrainte de cisaillement dans l'éprouvette tout en éliminant les contraintes normales dues à la flexion [122].

L'éprouvette est une poutre courte en composite stratifié fibres de verre/Acrylique à 8 plis orientés dans le sens chaîne. Sa longueur L et sa largeur b doivent être choisies de telle sorte que $L = 10 h$ et $b = 5 h$ (où h est l'épaisseur de la plaque) comme préconisé par [Krawczak \[122\]](#). La difficulté principale inhérente à ce type d'essai est la délicatesse de la manipulation due aux petites dimensions de l'éprouvette. La charge est appliquée au centre de l'éprouvette soutenue elle-même par deux surfaces cylindriques ([Figure 2-14 \(a\)](#)). On produit alors une rupture de l'échantillon par cisaillement pur. Deux vitesses de sollicitation ont été testées : 1mm/min et 10mm/min .

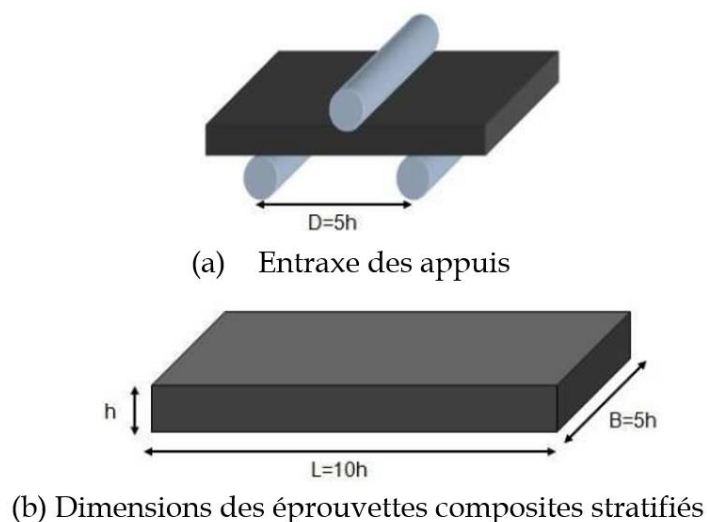


Figure 2-13 : Schéma illustrant un essai de flexion trois points sur appuis rapprochés [121]

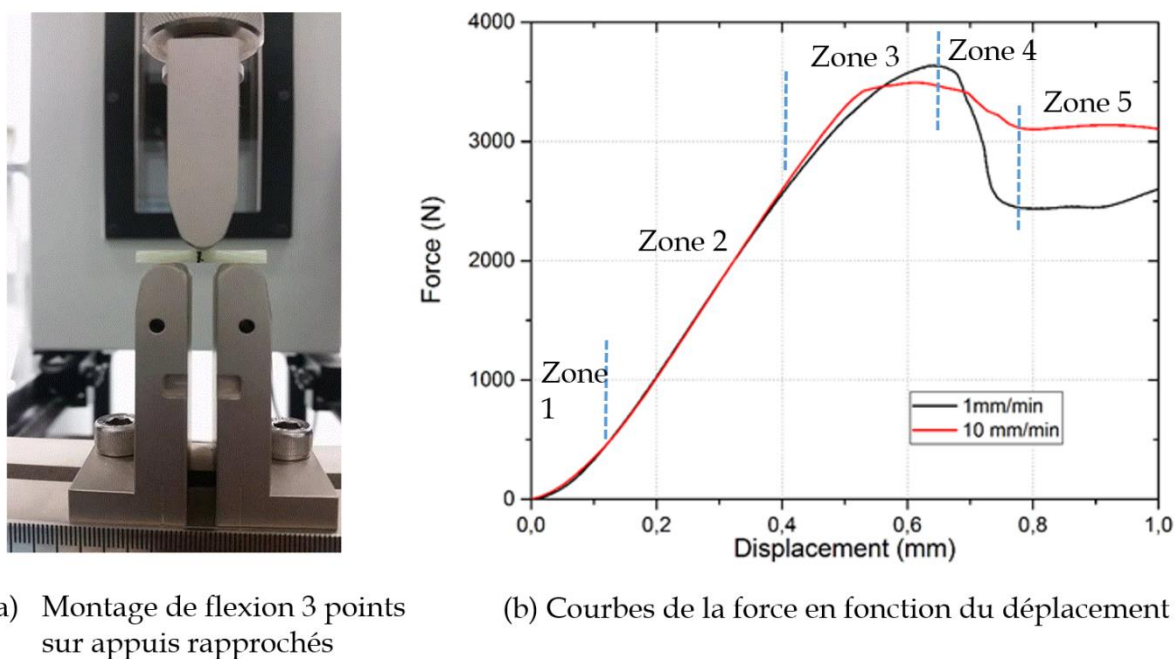


Figure 2-14 : Essais de cisaillement interlaminaire

La Figure 2-14 (b) de la force en fonction du déplacement de la traverse mobile permet de distinguer cinq zones dans le comportement du composite stratifié :

- la zone 1 correspond à la flexion élastique de l'éprouvette ;
- la zone 2 montre une progression linéaire de la force en fonction du déplacement. Le comportement du matériau dans cette phase est moins sensible à la vitesse de sollicitation ;

- la troisième zone marque le début de la partie inélastique de la courbe. Un déplacement d'environ 0.45 mm suffit pour rentrer dans cette zone. Elle s'étend jusqu'au déplacement correspondant à la force maximale ;
- la quatrième zone correspond à une chute drastique de la force indiquant une première rupture par cisaillement interlaminaire du composite ;
- la dernière zone est marquée par une stabilisation de la force. Les plis non rompus lors de la phase précédente confèrent au matériau une rigidité lui permettant d'entamer une nouvelle phase de montée. La rupture par cisaillement interlaminaire s'opère pli par pli.

Afin d'évaluer le module et la contrainte de cisaillement interlaminaire, une démarche analogue à celle proposée Rouby [123] et utilisée plus tard Mbacke [121] a été appliquée.

En s'appuyant sur la théorie des poutres, la résistance en cisaillement interlaminaire τ_{13} s'écrit à partir de l'effort F appliqué et des dimensions de l'éprouvette :

$$\tau_{13} = \frac{3 F}{4 b h} \quad (2-15)$$

Le module de cisaillement interlaminaire $G_{13} = G_{23}$ se calcule grâce à la formule corrigée :

$$f = \frac{F D^3}{48 E I} + \frac{3 F L}{4 G_{13} S_r} \quad (2-16)$$

où f correspond à la déflexion mesurée et D l'entraxe des appuis. I est le moment quadratique de la section ($I = \frac{b h^3}{12}$) et S_r la section réduite ($S_r = \frac{5 b h}{6}$). E définit le module de flexion apparent qui peut être calculé en considérant la partie linéaire de la courbe force - déplacement (zone 2 de la Figure 2-14 (b)) par la formule :

$$E = \frac{\Delta F}{\Delta f} \frac{D^3}{4 b h^3} \quad (2-17)$$

Les calculs ont conduit à des valeurs consignées dans le Tableau 2-6.

Tableau 2-6 : Grandeurs calculées en cisaillement interlaminaire

Vitesses de sollicitation	Grandeurs mesurées	Valeurs moyennes	Ecart type
1mm/min	G_{13}	3.6 GPa	0,55
	τ_{13}	52.7 MPa	3,47
10mm/min	G_{13}	3.62 GPa	0,64
	τ_{13}	51.26 MPa	5,71

L'étude expérimentale du comportement mécanique pour des chargements monotones a permis de révéler le comportement des composites stratifiés et de déterminer les contraintes à la rupture suivant les différentes directions de chargement. Dans tous les cas de chargement, la non linéarité du comportement du pli a été mise en évidence. En traction dans le sens chaîne, le comportement est élastique non linéaire avec une rupture fragile des plis (Figure 2-11). En cisaillement plan (Figure 2-12) et hors plan (Figure 2-14), la non linéarité est plus forte qu'en traction dans le sens chaîne à cause de la fissuration matricielle beaucoup plus importante pour ces types de chargement. Le composite stratifié a un comportement anisotrope et la non linéarité qui le caractérise varie fortement selon les directions de chargement. Le comportement élasto-viscoplastique de la résine acrylique comme pour la plupart des résines organiques est bien connue. Sa mise en évidence a été faite sur du composite tissé carbone/Epoxy par Couegnat [76] en réalisant la relaxation des déformations résiduelles à contrainte nulle en fin de cycle de décharge.

Notre étude a permis de mettre en évidence, pour des chargements monotones, l'influence de la vitesse de déformation sur la réponse du composite stratifié fibres de verre/Acrylique. On peut constater que pour une traction dans le sens chaîne, les phénomènes plastiques sont très faibles. Il est important de souligner que la viscosité et la plasticité ne sont pas les seuls mécanismes à être à l'origine de la non linéarité constatée pour les stratifiés. La non linéarité peut être également due à des mécanismes d'endommagement qui interviennent lors du chargement ou à d'autres facteurs inconnus [121].

4.3. Etude de l'endommagement des composites stratifiés

L'endommagement des matériaux composites est un phénomène irréversible qui induit des défauts locaux. Ces micro-défauts vont ensuite s'accumuler par propagation pour induire des défauts de taille plus importante. La mécanique de l'endommagement est utilisée pour traiter ces phénomènes de ruine en se plaçant dans la plupart des cas à l'échelle mésoscopique. Les endommagements à l'échelle microscopique tels que la fissuration matricielle et la décohésion

à l'interface fibre matrice sont souvent pris en compte dans les modèles par des lois homogénéisées (voir les études de P. Ladevèze [88, 124] et F. Lachaud [56]).

4.3.1. Endommagement intralaminare

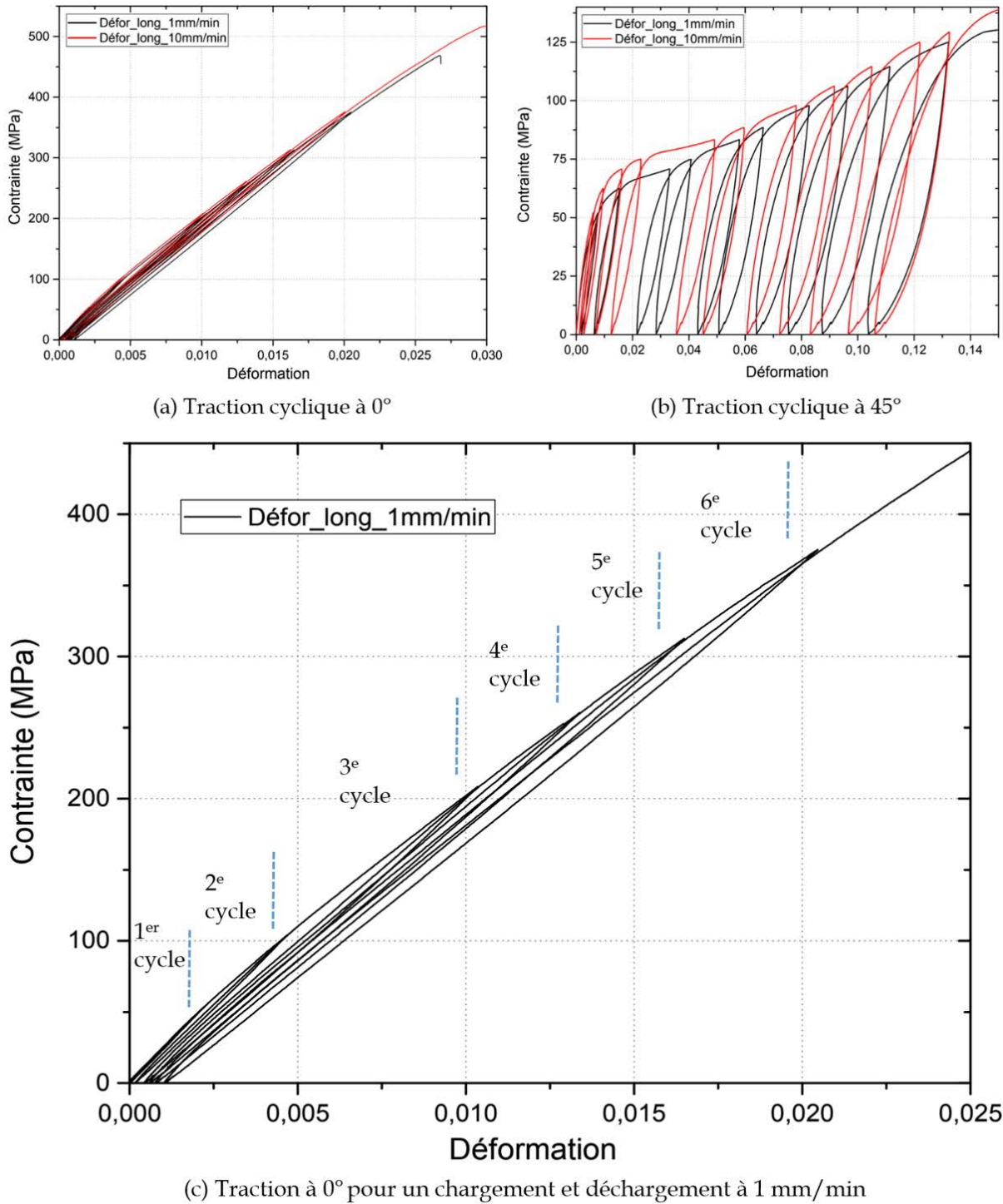


Figure 2-15 : Courbes de charge – décharge des composites stratifiés de l'étude

Les essais cycliques (charge-décharge) permettent de caractériser l'endommagement des composites stratifiés par la mesure du module d'Young et de la déformation résiduelle résultant de chaque cycle. Ces essais ont été effectués sur les stratifiés étudiés et permettent de confirmer la thèse de l'endommagement comme étant une cause prépondérante de la non linéarité. Comme pour des chargements monotones, les chargements cycliques ont également permis de mettre en exergue la dépendance à la vitesse de déformation (Figure 2-15 (a), (b)). Selon Cox [28], cette non linéarité est en partie due au fait qu'un stratifié tissé 2D n'est jamais parfaitement symétrique.

En traction selon la direction des chaînes (Figure 2-15 (c)), 6 cycles correspondant chacun à une charge suivie d'une décharge ont été effectués. Le chargement lors du i -ème cycle s'arrête à un niveau de contrainte en traction inférieure à celle du cycle d'après. A la fin de chaque cycle, une décharge automatique permet de réinitialiser (mettre à zéro) la contrainte dans le matériau, le préparant ainsi au prochain cycle. Entre chaque cycle, un palier d'attente est nécessaire pour une vérification de la cohérence des grandeurs mesurées par le capteur d'effort et les jauges de déformation. Le premier cycle permet de déterminer la contrainte d'amorçage de l'endommagement. Il a été constaté que pour des contraintes inférieures ou égales à 50 MPa, les courbes de charge et décharge restent linéaires et se superposent. Le second cycle atteint une valeur de contrainte en traction égale au double de celle du cycle précédent (100 MPa). On remarque que la courbe est faiblement non linéaire et que la décharge laisse apparaître une déformation résiduelle, signe d'amorçage de dommages.

4.3.1.1. Détermination de la variable d'endommagement

Comme schématisé sur la Figure 2-16, le passage du matériau de l'état sain à un état endommagé se traduit par une perte de raideur due à la réduction de la section S à \tilde{S} . La variable d'endommagement permet de prendre en compte de façon fictive et à l'échelle macroscopique la présence de ces fissures locales.

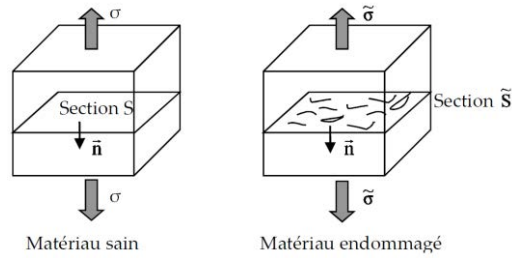


Figure 2-16 : Endommagement par microfissuration [56]

Si \vec{n} désigne la normale à une section du volume dans lequel se produit l'endommagement, la variable d'endommagement D_n se définit par le rapport entre la surface endommagée et la surface saine du matériau (surface à l'état non endommagé) :

$$D_n = \frac{S - \tilde{S}}{S} \quad (2-18)$$

Cette variable passe de 0 pour un matériau sain à 1 pour un matériau entièrement ruiné.

L'exploitation de la courbe de traction cyclique sur un stratifié orienté à 45° permet de déterminer la variable d'endommagement en cisaillement d_{12} . Si on note $\tilde{\tau}_{12}$, la contrainte effective due à la surface réduite du volume endommagé et F l'effort de cisaillement appliqué, on peut écrire :

$$\tilde{\tau}_{12} = \frac{F}{\tilde{S}} \quad (2-19)$$

En utilisant la relation (2-19), on obtient alors la relation :

$$\tilde{\tau}_{12} = \frac{F}{S(1 - d_{12})} = \frac{\tau_{12}}{1 - d_{12}} \quad (2-20)$$

Par ailleurs, la distorsion élastique en cisaillement $\gamma_{12}^e = 2 \varepsilon_{12}^e$ est liée à la contrainte de cisaillement effective $\tilde{\sigma}_{12}$ par :

$$\gamma_{12}^e = \frac{\tilde{\tau}_{12}}{G_{12}} = \frac{\tau_{12}}{G_{12}(1-d_{12})} = \frac{\tau_{12}}{\tilde{G}_{12}} \quad (2-21)$$

où \tilde{G}_{12} est le module de cisaillement du matériau endommagé [Figure 2-17](#).

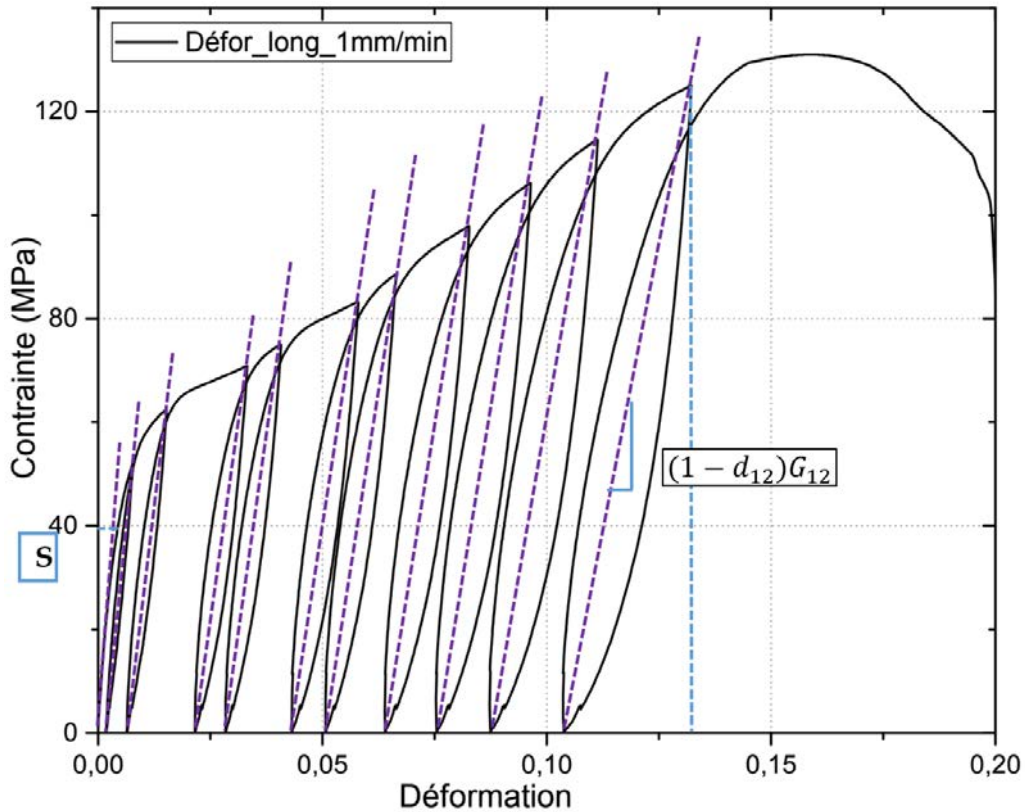


Figure 2-17 : Essai cyclique pour la détermination de la variable d'endommagement d_{12}

L'introduction de la variable d'endommagement apparaît donc intéressante pour une étude d'endommagement intralaminare des composites stratifiés. Cependant, il est nécessaire de définir autant de variables que de directions d'anisotropie dans le cas des composites anisotropes [56]. Un autre paramètre à prendre en compte lors d'une modélisation est le couplage entre ces différents endommagements. En effet, le couplage des endommagements dépend de la description interne utilisée pour tenir compte des phénomènes physiques internes. Denneulin [67] avait remarqué que lors d'une traction dans le sens chaîne, la rupture des fibres s'accompagne d'une dégradation de la matrice environnante. Ceci implique donc une interaction entre les dégradations dans le sens chaîne et trame. Néanmoins, un cisaillement à 45° peut générer une fissuration matricielle sans forcément causer la rupture des

fibres. Ainsi le couplage peut s'avérer nécessaire ou non selon la connaissance qu'on a des phénomènes de ruine locaux.

Enfin, le sens du chargement (traction ou compression), l'orientation de l'endommagement et la microstructure sont autant de facteurs qui peuvent influencer l'endommagement intralaminaire des composites stratifiés tissés [67].

La campagne de caractérisation expérimentale a permis de déterminer les propriétés élastiques du matériau composite. Pour y parvenir, différents essais monotones (traction, cisaillement plan et interlaminaire) ont été effectués. La sensibilité à la vitesse de déformation a été mise en évidence. Des essais de type charge-décharge conduits sur les mêmes matériaux ont permis de privilégier l'endommagement comme facteur prépondérant du comportement non linéaire de ces matériaux. Dans la suite, des essais normalisés ont été effectués sur les composites stratifiés pour estimer le taux de restitution d'énergie critique lors du délaminage en mode I et II.

4.3.2. Analyse du délaminage des stratifiés fibres de verre/Acrylique

Le délaminage est un phénomène d'endommagement néfaste pour les matériaux composites. Il se produit suite à l'accumulation importante de fissurations matricielles et se traduit par un décollement de l'interface entre deux plis consécutifs. Les composites soumis à l'impact basse vitesse sont souvent sensibles à ce mode d'endommagement.

La modélisation du délaminage des composites stratifiés utilise des approches basées sur la mécanique de l'endommagement et celle de la rupture. Il s'agit de déterminer des contraintes critiques d'initiation et de propagation du délaminage en s'appuyant sur le calcul du taux de restitution d'énergie en mode I, II et III. Les lois de propagation ont été introduites au [chapitre 1](#) et sont détaillées dans le chapitre relatif à la modélisation et à la simulation numérique de l'impact basse vitesse. La présente partie est consacrée aux essais réalisés pour le calcul du taux de restitution d'énergie, essentiellement en mode I et II des composites fibres de verre/Acrylique.

4.3.2.1. Préparation des échantillons

Les essais en mode I et mode II ont été réalisés sur des éprouvettes pré-fissurées. Les fissures sont générées lors du procédé d'infusion en insérant un film de polytétrafluoroéthylène (PTFE) d'épaisseur 0.1mm dans le plan médian des couches du stratifié tissé à 8 plis. Le

découpage de l'échantillon dans une zone située autour du film de PTFE permet d'obtenir les éprouvettes pré-fissurées (ou avec amorce de fissure) comme schématisé sur la [Figure 2-18](#).

Afin de déterminer le taux de restitution d'énergie en mode I, un essai de type DCB (Double Cantiver Beam) a été effectué, alors qu'en mode II, un essai de type ENF (End-Notched Flexure) a été retenu. Les essais ont été réalisés sur une machine de traction de type Instron avec une vitesse de déplacement de traverse mobile de 10 mm/min en utilisant une cellule de charge de 1 kN .



Figure 2-18 : Schéma illustratif du composite pour les essais en mode I et mode II

4.3.2.2. Essais délamination en mode I

L'essai DCB a été réalisé sur des éprouvettes de dimensions $L \times b \times 2h = 165 \text{ mm} \times 25 \text{ mm} \times 3.4 \text{ mm}$ selon la norme ASTM-D5528 [125]. Des charnières en acier inoxydable ont été utilisées pour permettre le montage des éprouvettes sur la machine de traction. Ces charnières sont maintenues alignées par rapport à l'éprouvette par un assemblage boulonné ([Figure 2-19](#)). Ensuite, elles sont collées à l'éprouvette comme le montre la [Figure 2-20](#) en utilisant une colle cyanoacrylate puis les boulons ont été retirés.

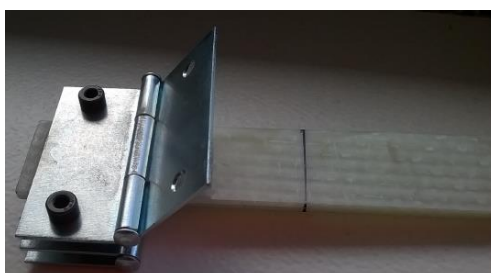
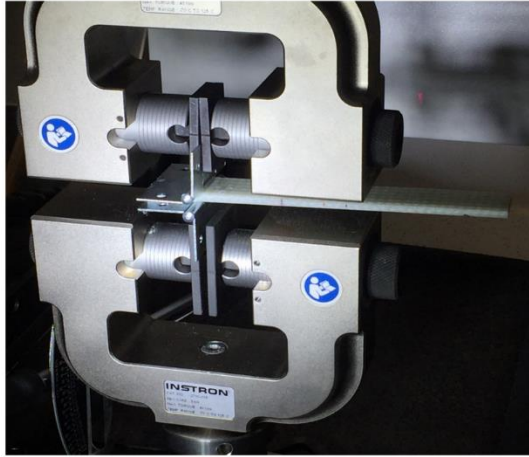


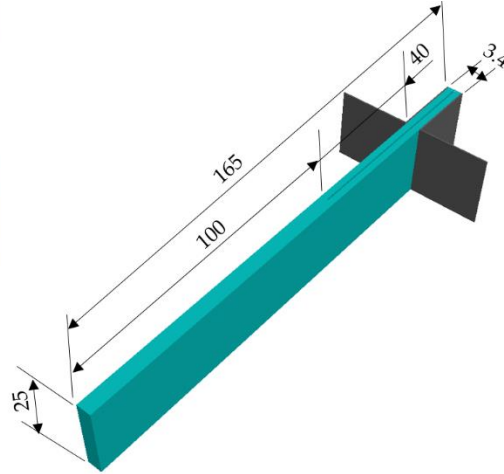
Figure 2-19 : Eprouvettes DCB

La longueur de la pré-fissure mesurée du fond d'entaille à la partie des charnières noyée dans les mors de la machine vaut $a_0 = 40 \text{ mm}$. L'essai permet ainsi d'ouvrir la pré-fissure tout en mesurant l'effort sur la cellule de charge et le déplacement de la traverse mobile correspondant. Une graduation réalisée sur l'éprouvette permet de suivre l'évolution de la

longueur de la fissure. Un enregistrement vidéo image par image de l'essai est mis en œuvre à cet effet. Ces vidéos sont exploitées minutieusement en utilisant un logiciel de pointage pour acquérir la longueur de la fissure.



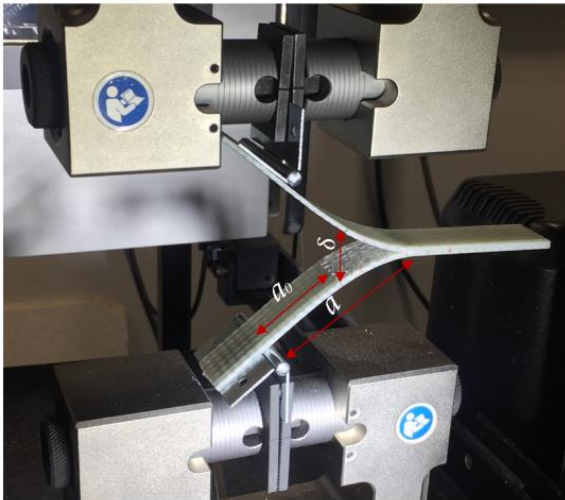
(a) Montage d'essai DCB



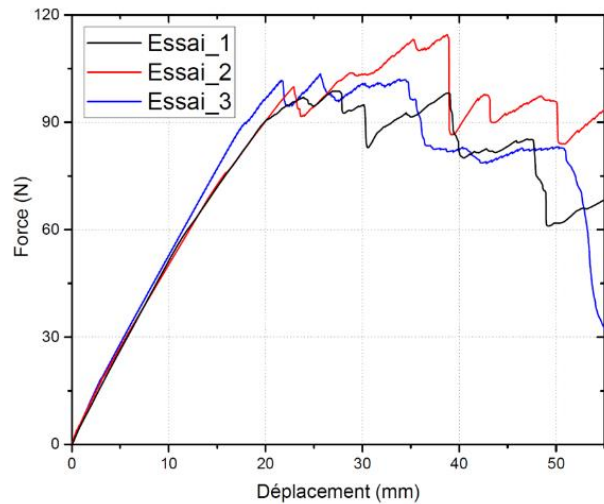
(b) Dimensions des éprouvettes

Figure 2-20 : Dispositif d'essai et dimensions (en mm) des éprouvettes DCB

Les essais ont été répétés trois fois comme montré sur la Figure 2-21 (b) de la force d'ouverture en fonction du déplacement. Le chargement est appliqué jusqu'à la chute très marquée de l'effort.



(a) Propagation de la fissure en mode I



(b) Courbes force - déplacement

Figure 2-21 : Résultats des essais DCB

En quasi-statique, le bilan énergétique lors de la propagation de la fissure en mode I conduit à :

$$G_I = \frac{\partial \Pi}{b \partial a} \quad (2-22)$$

avec b la largeur de l'éprouvette, a la longueur de la fissure propagée et Π la densité d'énergie potentielle du système (encore appelé l'énergie de propagation de la fissure).

$$\Pi = \Pi_0 - \Pi_d \quad (2-23)$$

où Π_0 est le travail des efforts extérieurs et Π_d l'énergie de déformation. Si on désigne par P , le chargement appliqué sur la charnière et u , le déplacement de la traverse correspondant, on peut déterminer le taux de restitution d'énergie par la relation :

$$G_I = \frac{1}{2b} \left(P \frac{\partial u}{\partial a} - u \frac{\partial P}{\partial a} \right) \quad (2-24)$$

On désigne par $C = u/P$ la complaisance de l'éprouvette. Le taux de restitution d'énergie critique en mode I se déduit de la relation (2-24) :

$$G_{IC} = \frac{P_c^2}{2b} \frac{dC}{da} \quad (2-25)$$

P_c désigne la force critique du chargement (au début de la propagation de la fissure) et dC/da le taux d'accroissement de la complaisance lorsque la fissure se propage. La formule (2-25) a été proposée par Irwin-Kies [126] et permet de calculer le taux de restitution d'énergie critique en mode I en fonction du chargement, des dimensions de l'éprouvette et de la complaisance C . La complaisance C peut être approchée comme étant égale $2a^3/3EI$; où E est le module élastique en flexion et I le moment quadratique de la section de l'éprouvette. Le taux de restitution d'énergie critique est par conséquent donné par la formule suivante :

$$G_{IC} = \frac{P_c^2 a^2}{EIb} \quad (2-26)$$

Deux principales méthodes de réduction des données basées sur la théorie des poutres ou la calibration de la complaisance ont été recensées [125] pour la détermination du taux de restitution d'énergie en mode I :

- La méthode classique de la théorie des poutres (CBT : Classical Beam Theory) considère l'éprouvette comme étant parfaitement encastree. Le taux de restitution d'énergie est alors égal au taux d'énergie de déformation libéré par la poutre encastree à la pointe de la fissure de longueur a (Figure 2-21 (a)) :

$$G_I = \frac{3P\delta}{2ab} \quad (2-27)$$

avec $\delta = CP$ la distance d'ouverture de la fissure. Cette méthode ne prend pas en compte la rotation de la charnière surestimant ainsi la valeur de G_I . Une correction de la longueur de fissure est alors nécessaire. La méthode modifiée de la théorie des poutres (MBT : Modified Beam Theory) utilise la méthode des moindres carrés de la racine cubique de la complaisance C en fonction de la longueur de fissure a , pour corriger la longueur de la fissure.

$$G_I = \frac{3P\delta}{2(a + \Delta)b} , \quad \Delta > 0 \quad (2-28)$$

- La méthode de calibration de la complaisance (CC : Compliance Calibration) quant à elle, utilise une régression linéaire de $\log(C)$ en fonction de $\log(a)$. Si on note n , la pente de cette droite, le taux de restitution d'énergie s'écrit alors :

$$G_I = \frac{nP\delta}{2ab} \quad (2-29)$$

Une forme modifiée de cette dernière théorie existe. En effet, il est également possible de linéariser la longueur de fissure normalisée par l'épaisseur de l'éprouvette (a/h) en fonction de la racine cubique de la complaisance C . Cette méthode est appelée la méthode modifiée de calibration de la complaisance (MCC : Modified Compliance Calibration). Le taux de restitution d'énergie s'obtient alors par :

$$G_I = \frac{3P^2 C^{2/3}}{2A_1 bh} \quad (2-30)$$

où A_1 est la pente de la droite de régression obtenue précédemment.

Il existe également pour le dépouillement des essais DCB la norme prEN6033 [127]. Cette norme permet de déterminer la valeur critique de la ténacité en mode I notée G_{IC} à partir de l'aire de la section hachurée S_1 (Figure 2-22), de la largeur d'éprouvette b et de la longueur de la fissure a .

$$G_{IC} = \frac{S_1}{ab} \quad (2-31)$$

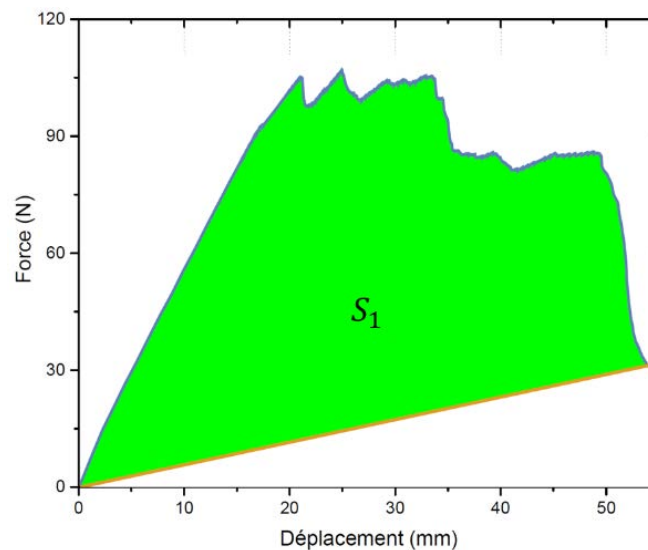


Figure 2-22 : Détermination de la ténacité par la méthode d'aire

La méthode d'aire est d'autant plus précise que la longueur de la fissure propagée est importante [128]. Les difficultés techniques rencontrées lors de la mesure de la distance d'ouverture de la fissure δ en même temps que la longueur de la fissure nous ont conduit à privilégier la norme prEN6033 pour le calcul de la ténacité en mode I. Ces difficultés sont en partie dues à l'instabilité de la propagation du délaminage des stratifiés tissés. Ce phénomène d'instabilité est souvent rencontré chez les stratifiés tissés notamment pour des indices de tissage élevés [128].

L'analyse de la série de données relevée lors des trois essais a permis d'estimer la valeur de la ténacité avant amorçage de fissure. Elle est de $G_{IC} = 1.88 \pm 0.01 \text{ N} \cdot \text{mm}^{-1}$.

4.3.2.3. Essais de délaminage en mode II

Pour déterminer la ténacité en mode II, l'essai ENF (End-Notched Flexure) a été conduit [126]. L'essai consiste à imposer une sollicitation de flexion sur une éprouvette pré-fissurée afin de permettre une propagation en cisaillement du délaminage initié (Figure 2-23). L'éprouvette est de forme parallélépipédique de dimensions $170\text{mm} \times 25\text{mm} \times 3.4\text{mm}$. L'entraxe des appuis vaut $2L = 100\text{mm}$ et la distance entre le fond d'entaille et l'appui le plus proche est de 20mm . Une caméra a également été utilisée pour filmer l'essai et suivre ainsi l'évolution de la taille de fissure (Figure 2-24 (a)).

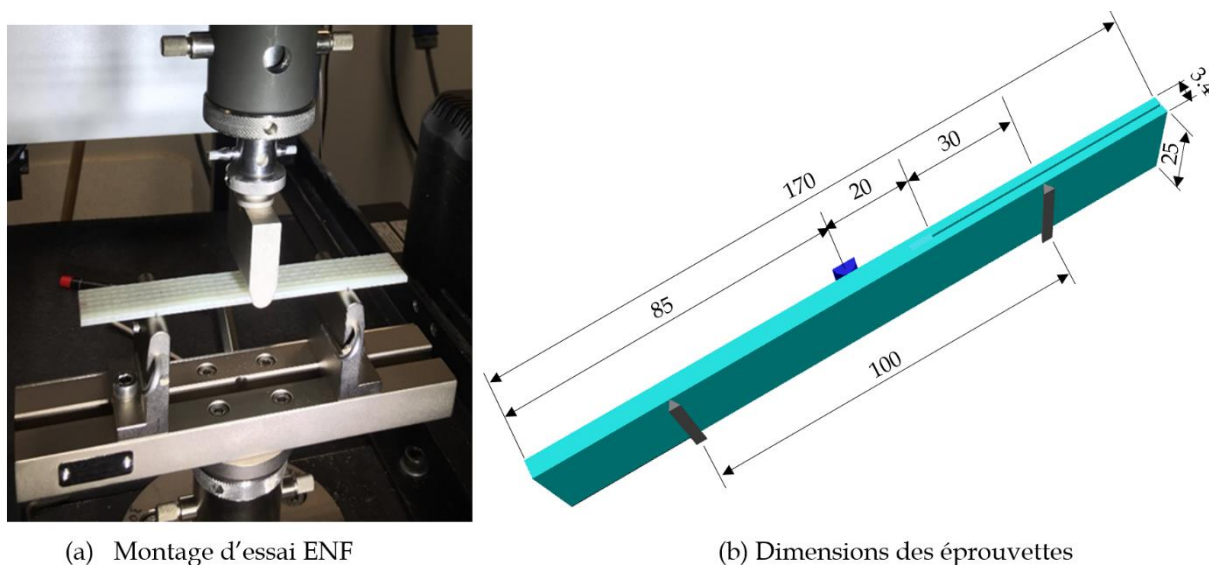


Figure 2-23 : Dispositif d'essai et dimensions (en mm) des éprouvettes ENF

Le taux de restitution d'énergie critique en mode II a été calculé grâce à la formule de la théorie des poutres [128] :

$$G_{IIC} = \frac{3 m P_c^2 a^2}{2b} \quad (2-32)$$

où P_c correspond à la charge critique (avant l'apparition de la première initiation de dommages), a la distance entre le fond de fissure et l'appui le plus proche, b la largeur de l'éprouvette et m son coefficient de complaisance.

La ténacité en mode II, calculée pour les trois 3 essais présentés sur la [Figure 2-24 \(b\)](#) donne $G_{IIC} = 3.48 \pm 0.32 N \cdot mm^{-1}$.

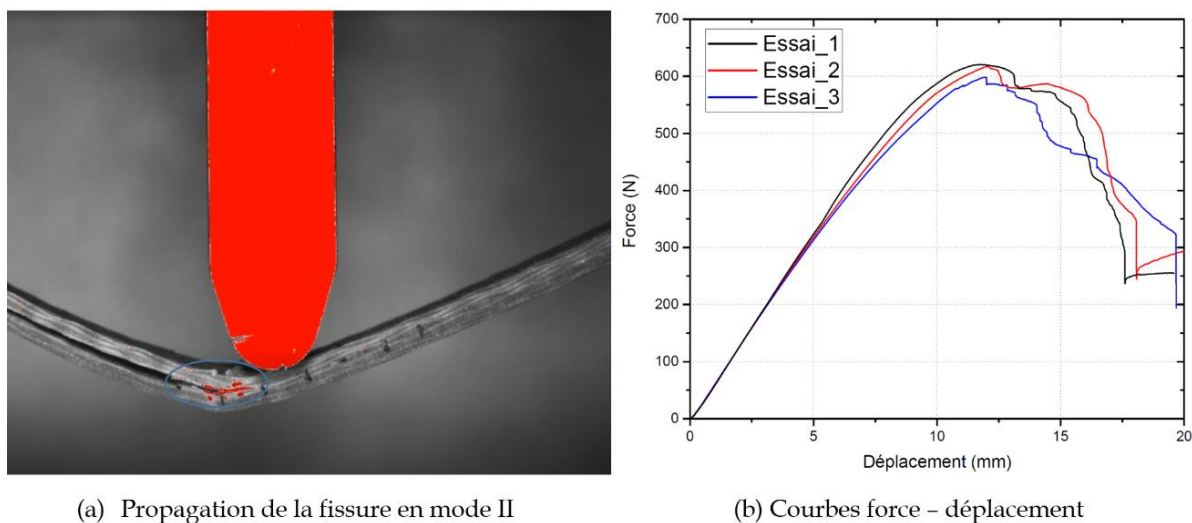


Figure 2-24 : Résultats des essais ENF

Conclusion

Les composites stratifiés étudiés dans cette thèse ont été mis en œuvre par infusion sous vide. Dans la première partie de ce chapitre, ce procédé a été présenté avec le rappel des précautions nécessaires pour garantir de bonnes propriétés mécaniques. Les composites fibres de verre/Acrylique chargés ou non par des copolymères à blocs ont été analysés du point de vue de la microstructure. Les images MEB ont montré la bonne dispersion des copolymères à blocs sous formes de micelles de tailles nanométriques dans la résine acrylique. Ensuite, des essais ont été effectués pour caractériser le comportement des composites stratifiés non chargés. Le matériau présente un comportement anisotrope et non linéaire, quelle que soit la direction du chargement. La non linéarité est induite par l'endommagement, le comportement élasto-viscoplastique de la matrice et la nature tissée du matériau. La notion de variable d'endommagement a été introduite pour ces matériaux.

Dans une seconde partie, les taux de restitution énergétique en mode I et II ont été déterminés respectivement à partir des données d'essais DCB et ENF. Notons que la norme ASTM-D5528 utilisée pour les essais DCB est dédiée au matériaux composites unidirectionnels mais s'adapte aisément à l'études des stratifiés tissés [128, 129]. La norme d'essai ENF (ASTM-D7905) est très récente et est également relative aux composites unidirectionnels. Les résultats de la ténacité en mode I et II sont validés, en comparaison avec les ordres de grandeurs de la littérature [128].

Les propriétés mécaniques obtenues dans ce chapitre permettront ainsi d'alimenter le modèle de prédiction de la tenue à l'impact basse vitesse des composites stratifiés fibres de verre/Acrylique. Les résultats des essais d'impact basse vitesse sont présentés au chapitre suivant.

Chapitre 3. Résistance à l'impact basse vitesse

Introduction

Dans le chapitre précédent, nous avons traité de la caractérisation mécanique du composite fibres de verre/Acrylique, en vue de l'élaboration d'une loi de comportement nécessaire à la simulation numérique de l'impact basse vitesse. Le procédé de fabrication des plaques composites a été détaillé étant donné qu'il fait partie des facteurs influant sur la réponse mécanique du matériau. L'objet du présent chapitre est d'évaluer la tenue à l'impact basse vitesse des différentes nuances de plaques composites conçues afin d'analyser tour à tour leur réponse semi-structurale. Dans un premier temps, la réponse mécanique à l'impact basse vitesse des composites fibres de verre/Acrylique a été comparée à celle des composites conventionnels (à base de résine époxy et polyester). L'influence de l'énergie d'impact sera analysée de même que les phénomènes d'endommagement observés sur les différents matériaux. Dans un second temps, l'effet de l'ajout des copolymères à blocs à la matrice acrylique sera étudié pour différentes températures. Ce chapitre fournit, en outre, une base de données expérimentales nécessaire à l'optimisation des modèles numériques développés.

1. Matériaux composites testés

Le [Tableau 3-1](#) présente les différents matériaux composites testés. Tous ces matériaux sont des composites stratifiés à quatre plis et à renfort tissé taffetas. Le matériau composite de référence Pure_Acry/GF a été modifié par ajout de copolymères à blocs pour obtenir des références hybrides (Acry_Nano5/GF, Acry_Nano10/GF, Acry_Nano15/GF, IEM150/GF, IEM150F/GF). Pour des raisons de concision nous ne présenterons pas ici les comparaisons entre le composite Pure_Acry/GF et les matériaux hybrides IEM150/GF et IEM150F/GF. Toutefois, les courbes traduisant leur réponse à l'impact sont disponibles en [Annexe 3](#). Les informations sur les copolymères à blocs et certains détails microstructuraux des matériaux composites ont été fournis dans la [section 3](#) du [chapitre 2](#).

Les composites Epoxy/GF et Polyester/GF sont des références thermodurcissables utilisées à titre de comparaison. La résine Epoxy utilisée est à faible viscosité et son précurseur est le « diglycidyl ether of bisphenol A » : DGEBA (EPOLAM2020) [2]. La résine Polyester utilisée est de la Synolite pré-accélérée ayant un bon niveau de polymérisation. Ces plaques ont été fournies par Arkema et leur choix est motivé par leur large utilisation.

Toutes les plaques composites ont été découpées au jet d'eau pour obtenir des échantillons rectangulaires de dimensions $150\text{mm} \times 100\text{mm}$, définies suivant la norme d'essai d'impact ASTM D 7136.

Tableau 3-1 : Différents composites stratifiés testés

Matrice	Nanocharge	Désignation du matériau composite
Epoxy (CeTePox)	-	Epoxy/GF
Polyester (Synolite)	-	Polyester/GF
	-	Pure_Acry/GF
	5% de NS	Acry_Nano5/GF
	10% de NS	Acry_Nano10/GF
Acrylique (Elium 150)	15% de NS	Acry_Nano15/GF
	NS modifié	EIM_150F/GF
	Modifiant choc thermoplastique	EIM_150/GF

2. Dispositif et essai d'impact basse vitesse

Les essais ont été effectués sur la tour de chute Instron ([Figure 3-1](#)). Elle offre la possibilité de faire varier l'énergie d'impact par réglage automatique de la hauteur de chute du système [impacteur + masse tombante]. La masse de l'ensemble chariot et impacteur est de 5.632 kg .

L'impacteur a un bout hémisphérique de diamètre 16 mm et loge un accéléromètre. La tour est instrumentée d'une cellule photoélectrique capable de mesurer la vitesse de l'impacteur juste avant l'impact et d'enclencher le système anti-rebond permettant d'éviter des chocs multiples. Une série d'opérations notamment une double intégration temporelle permet de remonter au déplacement du projectile en fonction du temps en partant des données de l'accélération et de la vitesse juste avant l'impact. Les plaques composites sont fixées sur un support ayant une ouverture rectangulaire de dimensions $75\text{ mm} \times 125\text{ mm}$ à l'aide de quatre sauterelles d'appui. La machine est également équipée d'une caméra rapide (Photron Ultima APX-RS) permettant de suivre le déplacement de l'impacteur.

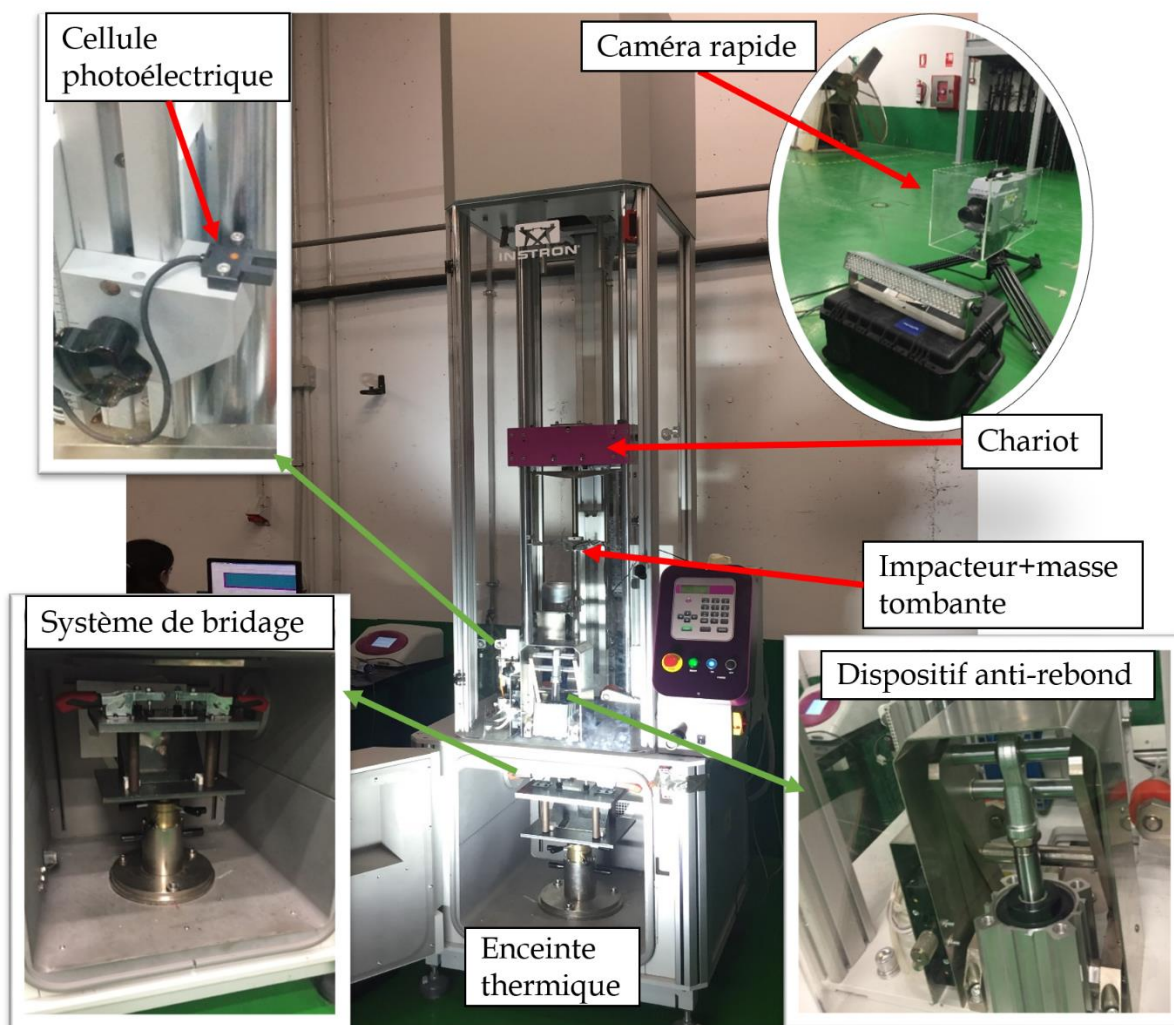


Figure 3-1 : Dispositif d'essai d'impact : puits de chute Instron CEAST 9350

En outre, un miroir incliné d'un angle de 45° et interposé entre les supports rigides de la plaque a permis de capturer l'évolution de l'endommagement. La caméra a été disposée perpendiculairement à la direction d'impact et est configurée pour obtenir 20000 images par seconde. Une lampe HMI de puissance 1200 W a permis d'éclairer l'enceinte thermique. Cette enceinte thermique, permet d'effectuer des essais en fonction de la température.

3. Résultats et influences de facteurs sur la réponse macroscopique

Les essais ont été répétés 3 à 4 fois par matériau et par énergie d'impact afin de s'assurer de la reproductibilité des résultats comme le montre les courbes de la force en fonction du déplacement ci-après. Ces courbes sont obtenues à la température ambiante (20°C) pour une énergie d'impact de 10 J.

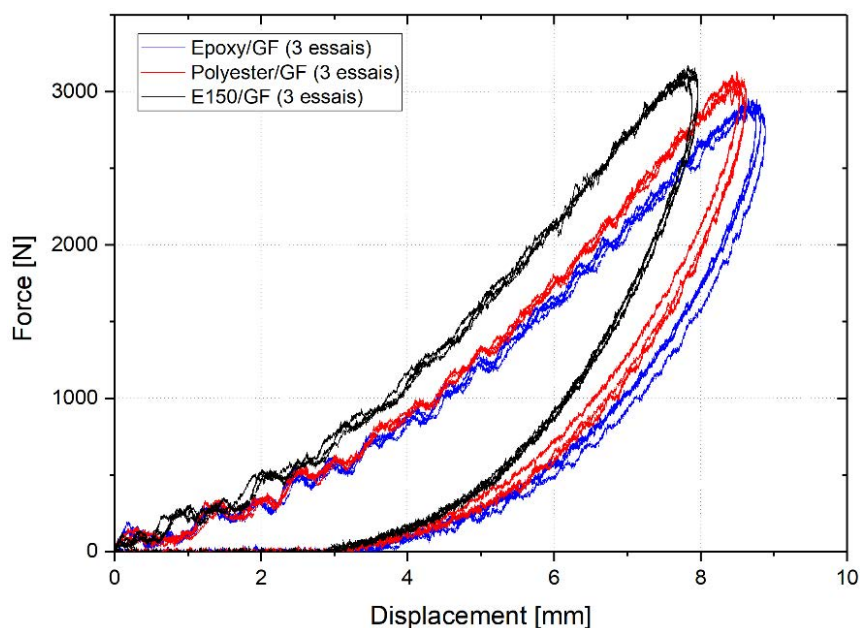


Figure 3-2 : Mise en évidence de la répétabilité des essais pour différentes formulations de composites impactées à 10 J

Pour faciliter la comparaison entre les matériaux, différents graphes (évolutions temporelles de la force, de la vitesse, du déplacement de l'impacteur et de l'énergie) ont été tracés. Parfois une combinaison des grandeurs peut être nécessaire comme par exemple la courbe de la force en fonction du déplacement (voir Figure 3-2). La section suivante propose une comparaison entre les composites stratifiés à base de résines acrylique, époxy et polyester.

3.1. Influence de la nature thermoplastique ou thermodurcissable de la résine pour différentes énergies

Les essais ont été effectués à une température de 20° C pour des énergies d'impact variant de 10 J à 60 J. Ces énergies correspondent à des vitesses d'impact comprises entre 1.9 et 4.6 m/s. La Figure 3-3 montre l'évolution de la vitesse et du déplacement en fonction du temps pour les énergies d'impact de 30 (a), 40 (b), 50 (c) et 60 J (d). On peut vérifier l'allure décroissante de la vitesse d'impact à partir de sa valeur initiale jusqu'au plateau correspondant à l'annulation de la force. La courbe du déplacement présente une forme concave avec une zone de montée jusqu'à la déflexion maximale puis un retour plus lent en cas de non perforation. La superposition de ces deux courbes permet de s'assurer que l'instant de la déflexion maximale correspond à une vitesse nulle quel que soit le matériau. A partir d'un instant dépendant de l'énergie d'impact, on remarque une bifurcation des courbes de vitesse des différents matériaux. La vitesse décroît plus vite dans le matériau Pure_Acry/GF que dans l'Epoxy/GF

le Polyester/GF. Les raisons expliquant ces différences seront évoquées dans les paragraphes suivants.

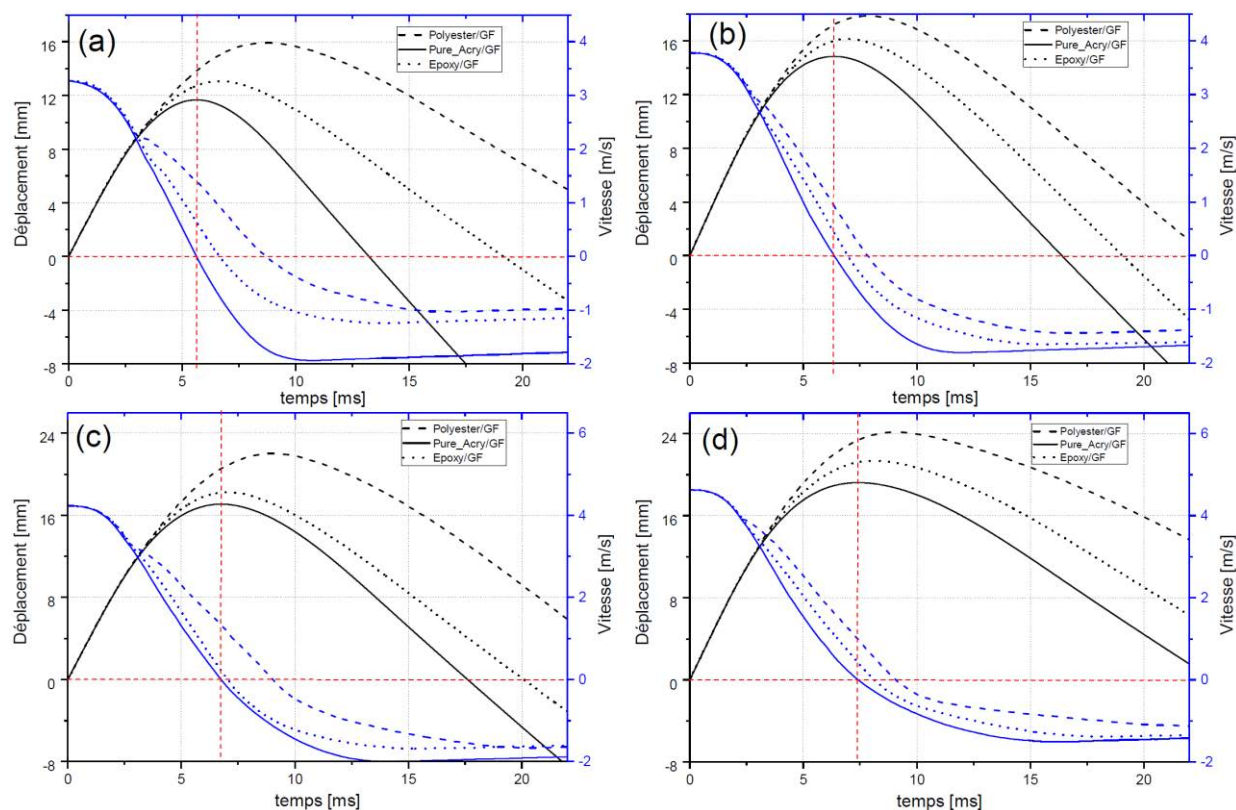


Figure 3-3 : Evolution de la vitesse et du déplacement de l'impacteur en fonction du temps. (a) 30 J ;
(b) 40 J ; (c) 50 J et (d) 60 J

La Figure 3-4 représente la force en fonction du déplacement pour les trois différents matériaux à 10 J et 20 J. A 10 J (Figure 3-4 (a)), on constate que la pente correspondant à la flexion élastique du composite Pure_Acry/GF est légèrement plus prononcée que celles de l'Epoxy/GF et du Polyester/GF, montrant ainsi que son module dynamique est légèrement plus important. Les pentes relatives aux matériaux à base de résines thermodurcissables, quant à elles, se révèlent proches. La force critique (F_{\max}) est plus importante dans le cas du composite Pure_Acry/GF avec un déplacement correspondant (D_{\max}) plus faible. A 20 J (Figure 3-4 (b)), le matériau Pure_Acry/GF résiste encore mieux si l'on compare les forces critiques et surtout à cause de la chute drastique de l'effort constatée pour l'Epoxy/GF et le Polyester/GF. Cette chute intervient en premier pour le Polyester/GF et se traduit par un délaminage important qui entraîne la perte de rigidité du matériau. Quant à l'Epoxy/GF, on remarque en plus du délaminage une rupture des plis.

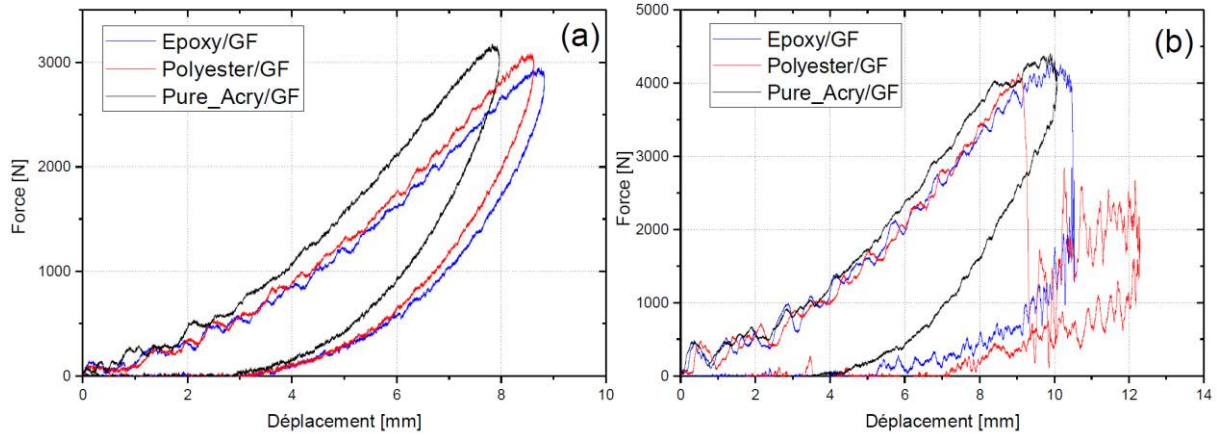


Figure 3-4 : Effet de la nature de la résine sur la réponse à l'impact. Force-déplacement à 10 J (a) et 20 J (b)

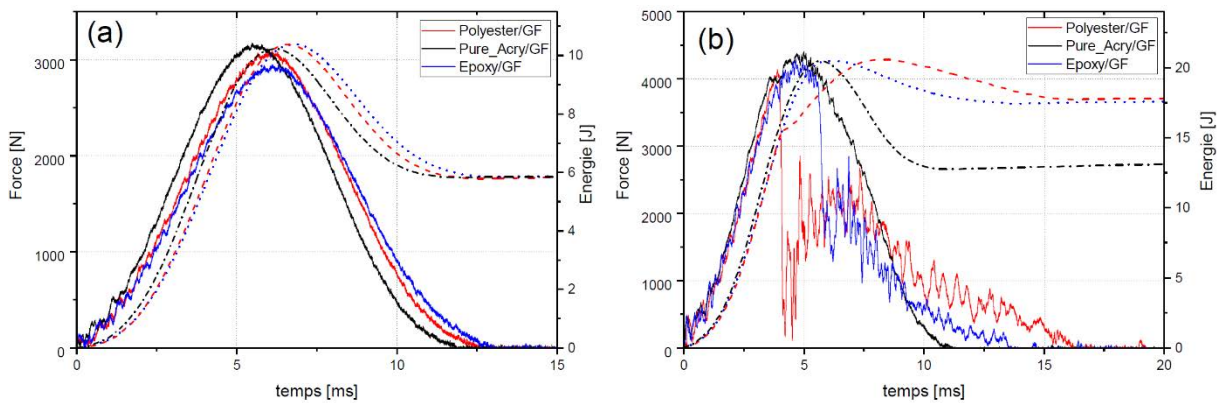


Figure 3-5 : Courbes énergie-temps (en pointillés) et force-temps (en trait continu) des différents matériaux. (a) 10 J ; (b) 20 J

La Figure 3-5 combine l'évolution de la force et de l'énergie sur un même graphe à 10 J et 20 J. En pointillés sont représentées les courbes d'énergie dont l'axe gradué est celui de droite et en trait continu sont représentées les courbes des efforts dont l'axe est à gauche. On peut remarquer que l'instant de chute de l'effort correspond bien à celui du changement de pente observé sur la courbe d'énergie du composite Polyester/GF à 20 J (Figure 3-5 (b)). Cette façon de superposer les courbes de force et d'énergie permet de vérifier également que le plateau de la courbe d'énergie commence dès que la force s'annule. A 10 J, il n'y a pas de différence notable en termes d'énergie absorbée. Contrairement à 10 J, l'énergie absorbée par le matériau Pure_Acry/GF à 20 J est nettement plus faible (environ 25%) lorsqu'on la compare à celle des références thermodurcissables.

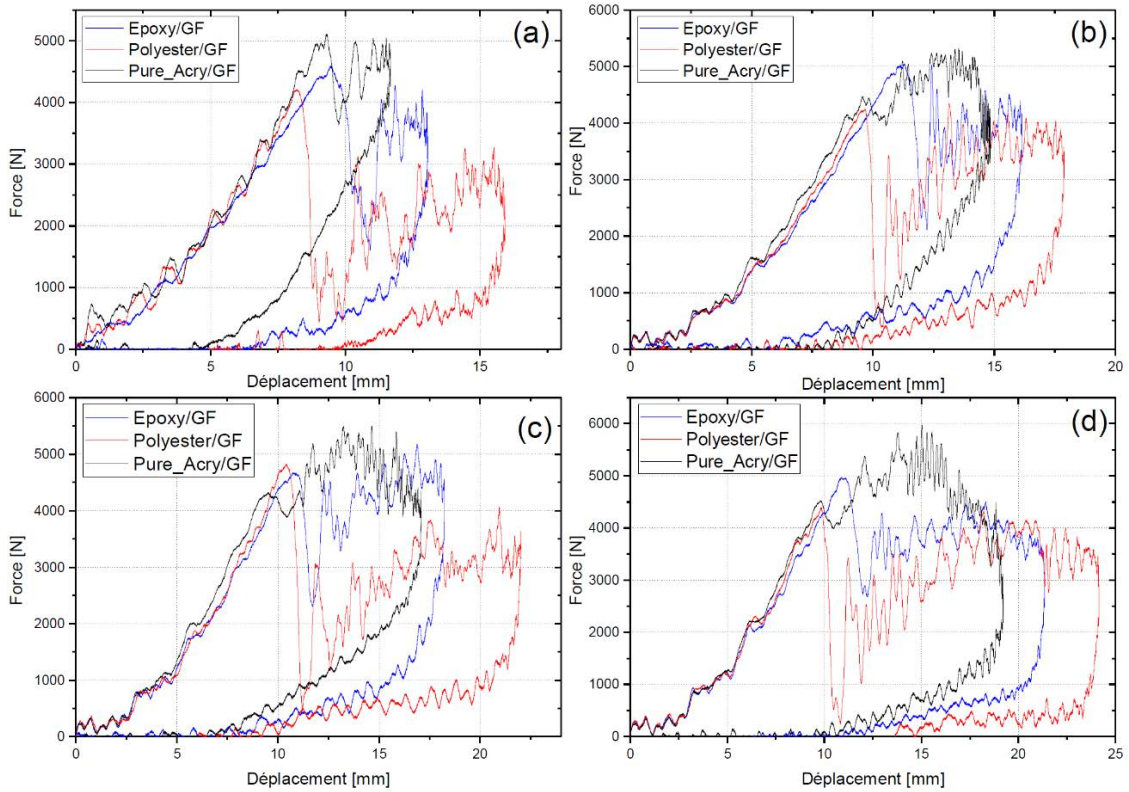


Figure 3-6 : Effet de la nature de la résine sur la réponse à l'impact. Force-déplacement à 30 J (a), 40 J (b), 50 J (c) et 60 J (d)

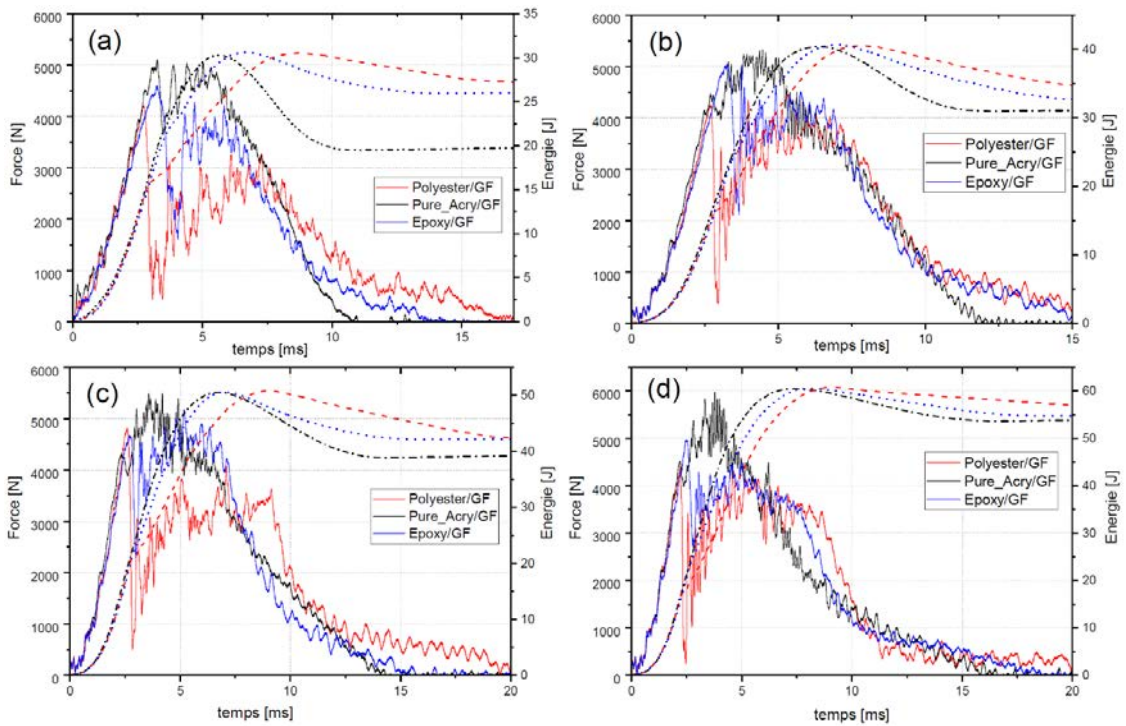


Figure 3-7 : Evolution de l'énergie (en pointillés) et de la force (en trait continu) en fonction du temps, pour les différents matériaux. (a) 30 J ; (b) 40 J ; (c) 50 J ; (d) 60 J

A 20 J une grande partie de l'énergie d'impact se dissipe sous forme d'endommagement dans les composites à matrice thermodurcissable. Ces dommages sont essentiellement le délaminage et la fissuration matricielle (Figure 3-8 (b), (c)).

Sur la Figure 3-6, sont représentées les courbes force-déplacement des différents matériaux pour les énergies d'impact de 30 J à 60 J. Quand l'énergie d'impact augmente, le premier décrochage intervient toujours dans le cas du Polyester/GF. Ensuite la force remonte progressivement avec beaucoup plus d'oscillations. En effet, ce matériau est très sensible au délaminage (voir Figure 3-8 (c)). Le même comportement est observé plus loin dans la phase de montée des courbes du composite Epoxy/GF. Pour ce dernier, la chute de l'effort est moins importante comparée à celle du Polyester/GF. En effet, la résine polyester a une résistance au cisaillement plus faible qu'un époxy [26]. Or c'est le cisaillement hors plan qui est à l'origine du délaminage des matériaux composites soumis à l'impact basse vitesse. Comme l'ont révélé plusieurs auteurs, la chute brutale de l'effort pourrait correspondre à une perte de contact entre la plaque et l'impacteur [7, 130]. En d'autres termes, lorsque l'impacteur rentre en contact avec la plaque, certaines couches peuvent être soudainement soumises à de très grandes déformations entraînant la perte de contact entre la plaque et l'impacteur [131]. Une fois que l'impacteur traverse l'espace laissée par la séparation des couches, il rentre à nouveau en contact avec les couches restantes provoquant ainsi la montée de la force avant le retour élastique. Ce comportement est particulièrement rencontré pour les structures sandwiches soumises à l'impact basse vitesse. Dans ce dernier cas, la chute de l'effort est due à la perte de liaison entre la peau et l'âme d'une part et à la faible rigidité de l'âme d'autre part. Ce comportement se produit pour les composites stratifiés à base d'Epoxy et de Polyester en raison de la faible ténacité de ces matrices, qui facilite l'apparition de fissurations matricielles et de sévères délaminages.

Les mécanismes d'endommagement prépondérant des composites Epoxy/GF testés sont la fissuration matricielle et la rupture des fibres (Figure 3-8 (b)). La rupture des premiers plis entraîne la chute de l'effort. Les plis non rompus confèrent au matériau une rigidité lui permettant de reprendre la phase de montée. Cette chute brutale de l'effort dans le cas des stratifiés à base d'époxy ou de polyester, conséquence d'une perte de contact entre l'impacteur et la plaque, explique la déflexion plus importante notée pour ces matériaux (voir Figure 3-3).

En ce qui concerne les courbes énergie-temps à partir de 30 J (Figure 3-7), on note une augmentation de l'énergie absorbée avec l'énergie d'impact. L'augmentation est beaucoup

plus nette dans le cas des composites Polyester/GF et Epoxy/GF. Néanmoins, la notion de pénétration de la plaque ne peut pas être évoquée, étant donné que l'énergie absorbée reste en dessous de l'énergie incidente. Dans tous les cas, le composite Pure_Acry/GF est plus résistant, car l'augmentation de l'énergie d'impact n'a pas provoqué de chute drastique de l'effort. On note seulement quelques oscillations dues à l'endommagement par fissuration de la matrice (voir [Figure 3-8 \(a\)](#)). Ces résultats sont confirmés par la faible énergie absorbée du matériau Pure_Acry/GF comparée aux composites Polyester/GF et Epoxy/GF. C'est ce même matériau qui présente la force critique la plus importante. On constate également que la force critique augmente avec l'énergie d'impact confirmant la sensibilité de ces matériaux à la vitesse de déformation.

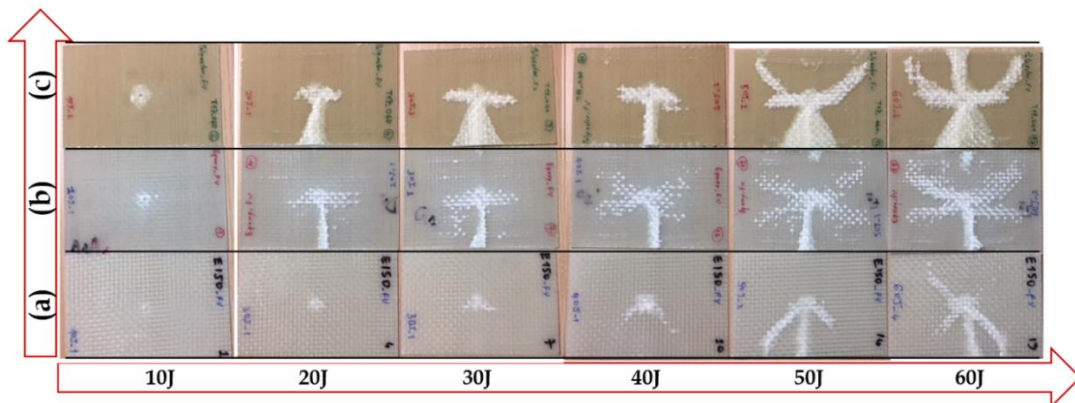


Figure 3-8 : Images des plaques composites endommagées. (a) Pure_Acry/GF ; (b) Epoxy/GF ; (c) Polyester/GF

La photographie des plaques endommagées ci-dessus montre qu'à 10 J, la surface délaminée et la fissuration matricielle sont atténuées si on remplace la matrice polyester par de l'époxy et encore plus par l'acrylique. L'étendue de l'endommagement augmente avec l'énergie d'impact pour tous les matériaux, sauf à 40 J, pour le composite Polyester/GF où une rupture des plis accompagne le délaminage. L'endommagement est plus important dans le cas des matrices thermodurcissables à cause de leur faible ténacité. Pour confirmer ces observations, des essais de résilience ont été conduits sur des éprouvettes (en résines pures) entaillées Charpy. Les résultats obtenus sont présentés dans l'[Annexe 1](#).

[Reis et al. \[69\]](#) ont utilisé une technique de comparaison de la résistance à l'impact en construisant le graphe caractéristique d'énergie absorbée en fonction de l'énergie d'impact ([Figure 3-9](#)). A partir de 20 J, le composite Pure_Acry/GF présente la plus faible énergie absorbée suivi de l'époxy et du polyester même si l'écart se resserre quand on tend vers les

énergies d'impact plus élevées. Cette réduction d'écart est due au fait qu'on tend vers le seuil de pénétration des plaques.

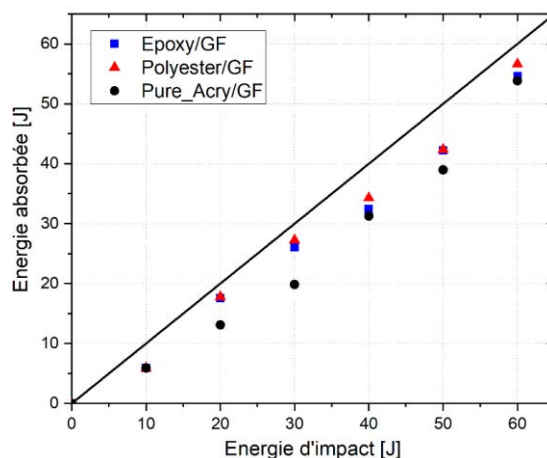


Figure 3-9 : Comparaison de l'énergie absorbée pour différents matériaux

Bilan

Le composite Pure_Acry/GF montre une meilleure résistance à l'impact comparé à l'Epoxy/GF et au Polyester/GF. La force critique, l'énergie absorbée et l'instant correspondant au premier décrochage sont, entre autres, les critères retenus pour la comparaison. Les résultats sont confirmés par la comparaison des observations post-mortem des phénomènes d'endommagement. Un suivi de l'endommagement a été réalisé grâce à des captures d'images des vidéos d'essai (voir [Annexe 2](#)). La meilleure résistance à l'impact du composite Pure_Acry/GF est inhérente à son comportement mécanique. La ténacité accrue de la matrice acrylique joue un rôle important dans les mécanismes de propagation de l'endommagement dans le composite Pure_Acry/GF. En effet, la matrice acrylique a l'avantage de dissiper d'avantage d'énergie par déformation plastique. Cette flexibilité du composite Pure_Acry/GF est liée au fait que ses molécules sont longues mais chimiquement séparées les unes des autres contrairement à l'Epoxy/GF et au Polyester/GF. Dans ces derniers cas, la matrice est une macromolécule constituée d'un seul réseau continu d'atomes liés par des liaisons covalentes fortes. Ce qui leur confère une dureté et une grande sensibilité à la fissuration. Lorsque l'énergie d'impact augmente, les fissurations matricielles apparaissent comme un mode de rupture en cisaillement dans la direction $\pm 45^\circ$ pour tous les matériaux. Comme l'a démontré [Bhudolia et al. \[132\]](#), l'amélioration de la tenue à l'impact des composites à base de résine acrylique peut être également attribuée à une bonne adhésion à l'interface fibre/matrice. Afin d'améliorer d'avantage la résistance à l'impact basse vitesse des composites stratifiés à matrice

acrylique, une démarche analogue à celle des composites à matrice époxy peut être adoptée [2, 67]. Des copolymères à blocs sont, dans ce cas, utilisés dans le but d'accroître la ténacité de la matrice et l'interface fibre/matrice.

3.2. Influence de la température et de l'énergie pour différents taux de copolymères

Dans cette partie, l'effet du taux de copolymères à blocs (Nanostrength) sur le seuil de pénétration est étudié à différentes températures (-80°C , 20°C et 80°C) et pour des énergies d'impact de 30, 40 et 50 J. Pour ce faire, l'enceinte thermiquement réglable (Figure 3-1) dans laquelle l'on fixe la plaque a été utilisée pour effectuer les essais en température. Pour les essais à 80°C , l'enceinte a d'abord été préchauffée jusqu'à la température de consigne. Toutes les plaques à tester avaient été au préalable introduites dans l'enceinte pendant une durée de 2h. Cette durée est nécessaire pour permettre l'homogénéisation de la température dans toutes les plaques. Dans le cas des essais effectués à température négative, une bouteille d'azote liquide dont le débit est réglable (à l'aide d'une électrovanne) a été utilisée pour le refroidissement l'enceinte. Une attente d'au moins 2h a été également nécessaire pour atteindre la température homogène de -80°C .

Afin d'éviter le soulèvement des bords latéraux de la plaque lors de l'impact et de pouvoir concentrer l'endommagement au centre de celle-ci, deux lames en acier ont permis d'améliorer le système de bridage de la plaque (voir Figure 3-10). Ceci est nécessaire compte tenu de la faible épaisseur de plaque et surtout si l'on souhaite obtenir et comparer la sensibilité de la réponse macroscopique au taux de charge (5%, 10% et 15%).

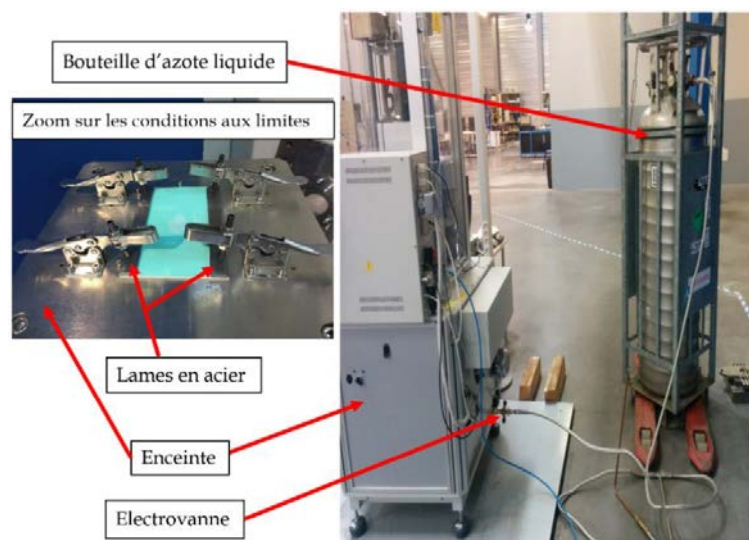


Figure 3-10 : Bouteille d'azote liquide et conditions d'encastrement des bords latéraux

3.2.1. Comparaison des courbes force-déplacement et énergie-temps

La Figure 3-11 présente l'évolution de la force en fonction du déplacement et de l'énergie en fonction du temps pour les différents matériaux testés à 30 J. Ces courbes ont été obtenues à 20°C. La réponse pendant la phase de montée est similaire pour toutes courbes ; ce qui signifie que l'addition des Nanostrengths (NS) n'entraîne pas de modification dans la réponse élastique en flexion des composites stratifiés à cette température (Figure 3-11 (a)). Cependant, l'ajout des NS contribue à l'augmentation de F_{\max} surtout pour les concentrations de 10 et 15%. Le déplacement correspondant à cette force (noté D_{\max}) suit la même tendance. L'énergie absorbée, quant à elle, diminue pour le composite contenant 10% de NS, indiquant qu'une plus grande partie de l'énergie d'impact est restituée à l'impacteur (Figure 3-11 (b)). A 40 J, l'effet des NS sur F_{\max} et D_{\max} n'est pas significatif comme le montre la Figure 3-12 (a). Néanmoins, l'énergie absorbée augmente en présence des NS (Figure 3-12 (b)).

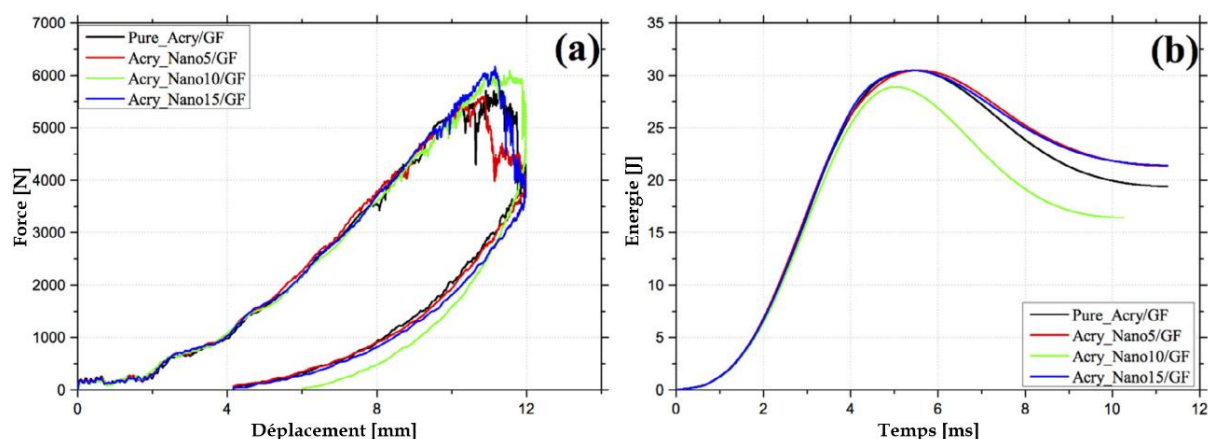


Figure 3-11 : Effet de la fraction massique des Nanostrengths à 20°C. (a) Force-déplacement, (b) Énergie-temps pour une énergie d'impact de 30 J

Quand l'énergie d'impact passe de 40 J à 50 J (Figure 3-12 (c), (d)), F_{\max} et D_{\max} augmentent avec l'ajout des NS. La légère diminution de F_{\max} constatée pour cette dernière énergie peut être attribuée à la présence d'agrégats de particules créant des zones de concentrations de contraintes [133]. En effet, les images de microscopie électronique à balayage (MEB) des échantillons du composite Acry_Nano15/GF ont révélé la présence de fissurations et de porosités dans la matrice renforcée (Figure 3-13). Ces défauts peuvent constituer des zones propices à l'initiation de l'endommagement. Cela justifie également la baisse de F_{\max} , notamment pour de grandes énergies d'impact. Une partie de l'énergie d'impact est dissipée pour la fermeture de ces défauts locaux.

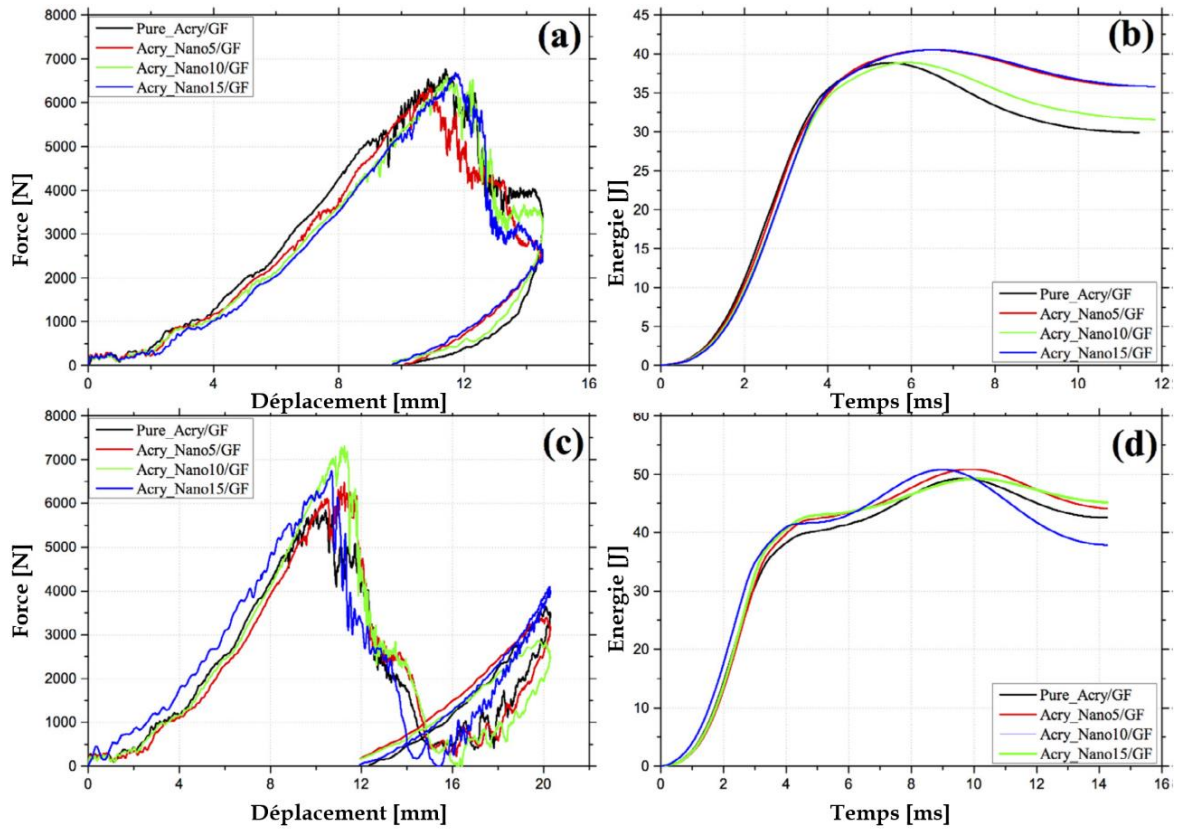


Figure 3-12 : Effet de la fraction massique des Nanostrengths à 20°C. Force-déplacement (a) et Energie-temps (b) à 40 J; Force-déplacement (c) et Energie-temps (d) à 50 J

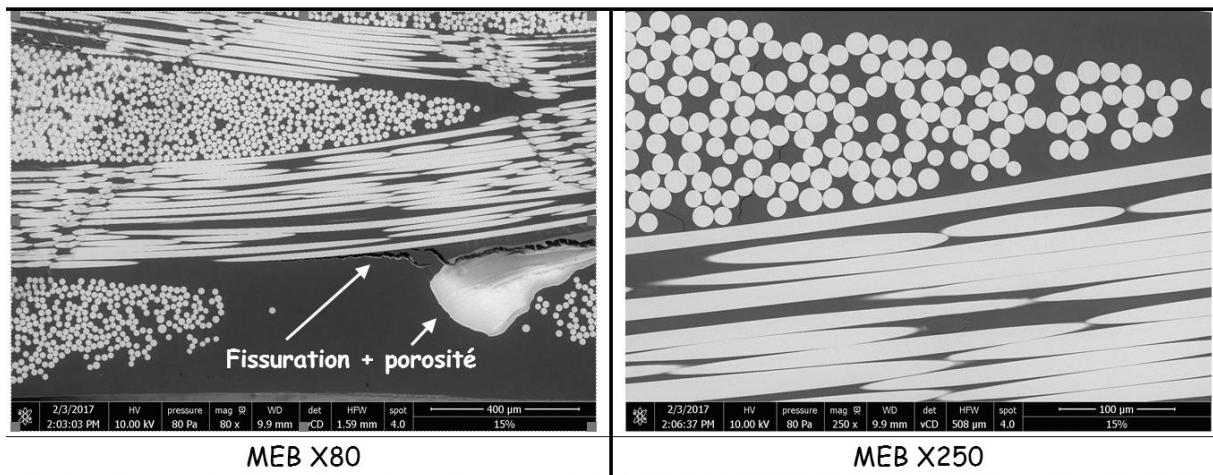


Figure 3-13 : Défauts identifiés dans un échantillon d'Acry_Nano15/GF avant impact

A 80°C, les résultats montrent que la présence des NS contribue à la modification de la pente de la courbe force - déplacement (module dynamique). Ce phénomène pourrait être attribué à la mobilité des chaînes dans la résine acrylique, facilitée par la présence des nodules d'élastomères dans le copolymère à trois blocs (Nanostrength). On note à 30 J (Figure 3-14), en

contraste avec les résultats à 20 J, une diminution de F_{\max} en présence des NS et une très légère augmentation de D_{\max} . Les courbes d'énergie sont en accord avec ces derniers résultats. En effet, l'énergie absorbée diminue avec l'ajout des copolymères à blocs montrant que dans ces conditions, les NS jouent le rôle de dissipateur d'énergie.

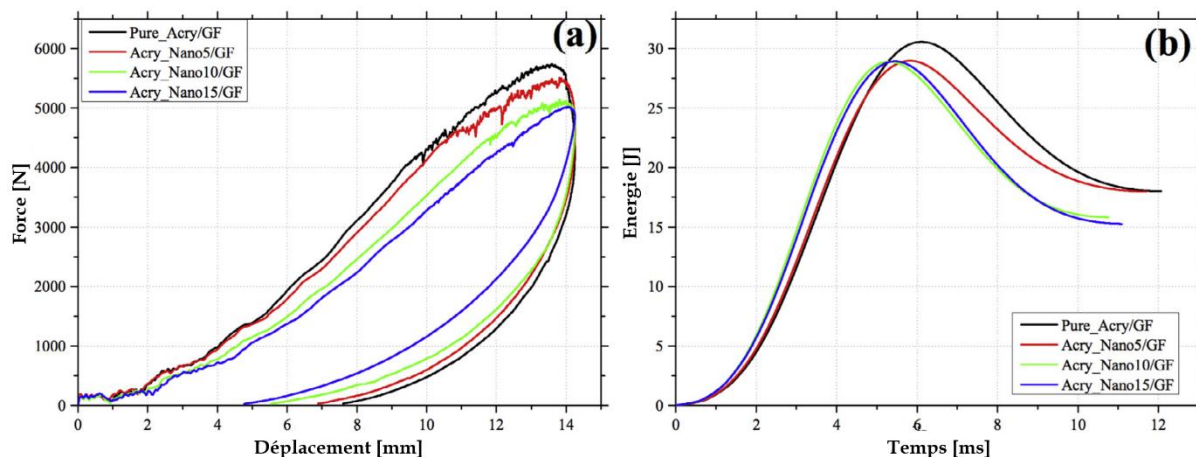


Figure 3-14 : Effet de la fraction massique des NS à 80°C. (a) Force-déplacement, (b) Energie-temps pour une énergie d'impact de 30 J

Sur la Figure 3-15, les essais effectués à 80°C pour une énergie d'impact de 40 J et 50 J montrent une augmentation de F_{\max} et D_{\max} en présence des NS. Par exemple à 40 J (Figure 3-15 (a), (b)), F_{\max} passe de 5698.7 N pour le composite Pure_Acry/GF à 6101.7 N pour le composite Acry_Nano10/GF. Ce qui représente une augmentation d'environ 7%. A cette même énergie, D_{\max} augmente jusqu'à 18.1% pour le composite Acry_Nano10/GF avec une faible énergie absorbée. La même tendance est obtenue à 50 J (voir Figure 3-15 (c), (d)) confirmant l'idée selon laquelle l'amélioration de la résistance à l'impact est beaucoup plus prononcée pour les énergies d'impact élevées. Cette amélioration est en accord avec les mécanismes qui conduisent à l'amélioration de la ténacité de la matrice. Un de ces mécanismes peut être attribué à la solubilisation et la nanostructuration des NS dans la matrice acrylique. Cette solubilisation permet à la phase élastomère (PABu) des NS de se disperser de façon homogène à l'échelle nanométrique et d'augmenter l'interaction avec la matrice acrylique [2, 7]. Les NS peuvent également contribuer à l'amélioration de la ténacité en facilitant la localisation du cisaillement ou en dissipant d'avantage l'énergie de déformation. Du fait de leur sensibilité à la vitesse de déformation, la phase élastomère des NS peut connaître au-delà d'un certain seuil, une expansion plus importante que la résine pure. Les cavitations créées par l'expansion des nodules peuvent constituer un frein à la propagation des dommages.

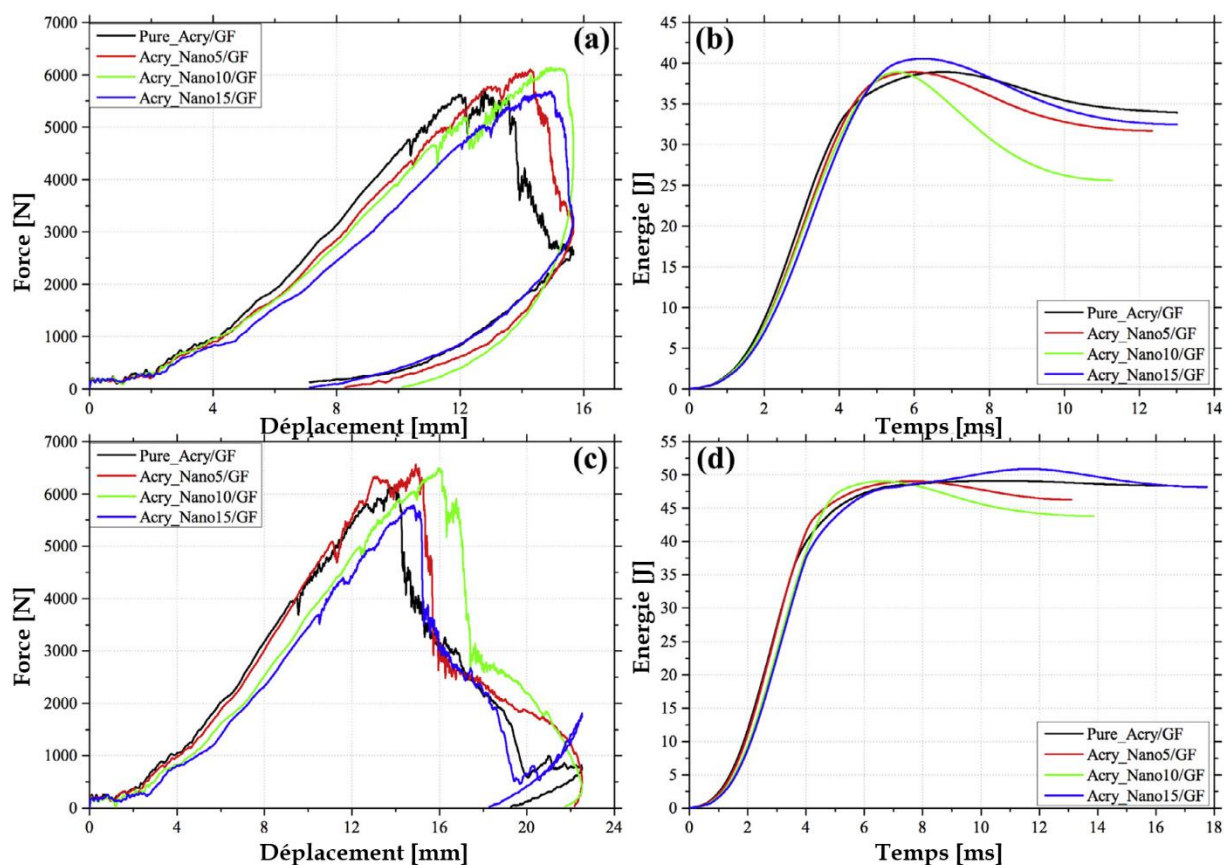


Figure 3-15 : Effet de la fraction massique des NS à 80°C. Force-déplacement (a) et Energie-temps (b) à 40 J; Force-déplacement (c) et Energie-temps (d) à 50 J

Les Figure 3-16 et Figure 3-17 montrent l'allure de la courbe force-déplacement et celle de l'énergie en fonction du temps pour une température d'essai de -80°C . Les courbes force-déplacement obtenues à 30 J (Figure 3-16 (a)) sont quasiment superposées pour les différents matériaux testés. Il n'y a pas de différence notable en comparant les valeurs de F_{\max} . Ces résultats sont confirmés en comparant les courbes d'énergie (Figure 3-16 (b)). L'énergie d'impact s'est en grande partie transformée en énergie élastique pour le rebond de l'impacteur. Les NS ne semblent pas avoir un effet sur la résistance à l'impact à cette température et pour cette énergie. A 40 J et 50 J, une partie plus importante de l'énergie d'impact est dissipée dans le matériau contrairement à 30 J. La plus faible énergie absorbée apparaît pour les composites Acry_Nano10/GF et Acry_Nano15/GF (Figure 3-17 (b), (d)). Les résultats à 50 J semblent confirmer le renforcement de la tenue à l'impact. La bonne résistance à l'impact du composite Acry_Nano15/GF est probablement liée à la structure des NS. La température de transition vitreuse du bloc de PABu se situe autour de -40°C . A la température de -80°C , ces blocs apparaissent complètement figés et n'ont, par conséquent, aucun effet sur F_{\max} et D_{\max} (Figure

3-17 (c)). De plus, à cette température, l'interface fibre/matrice est très améliorée en raison de la différence de coefficient d'expansion thermique entre la fibre et la matrice acrylique.

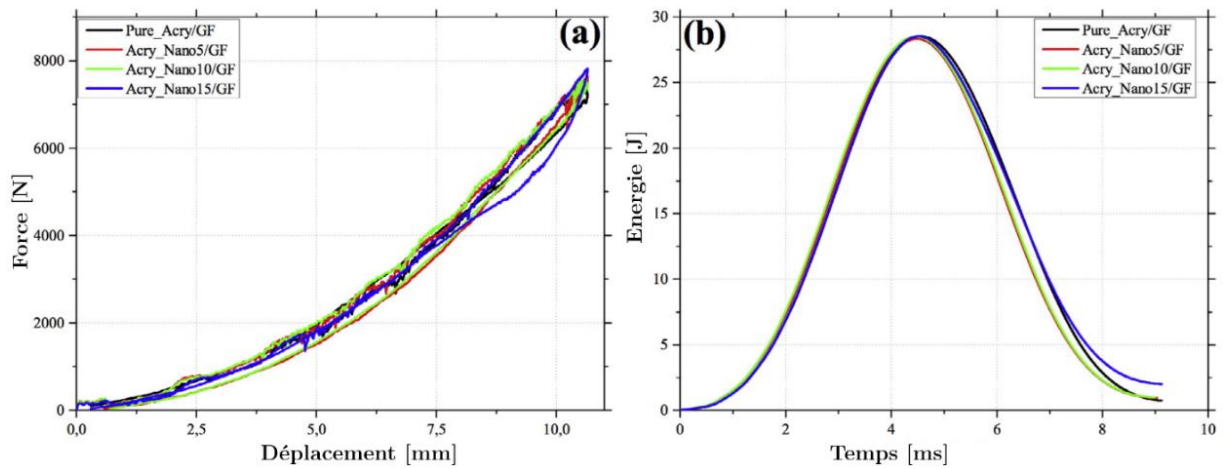


Figure 3-16 : Effet de la fraction massique des NS à -80°C . (a) Force-déplacement, (b) Energie-temps pour une énergie d'impact de 30 J

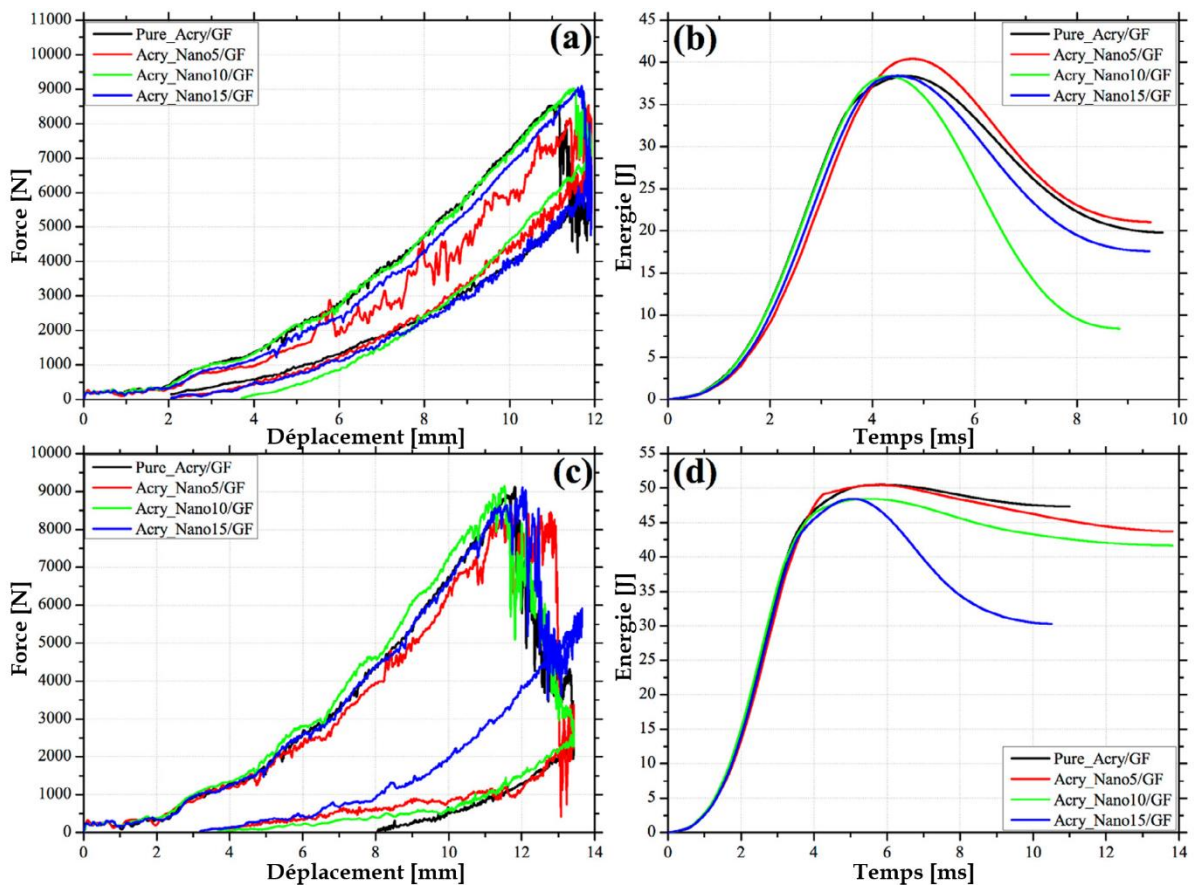


Figure 3-17 : Effet de la fraction massique des NS à -80°C . Force-déplacement (a) et Energie-temps (b) à 40 J; Force-déplacement (c) et Energie-temps (d) à 50 J

Cette différence peut conduire à l'amélioration de cette interface donc à un meilleur transfert de charges de la matrice vers les fibres. Dans ces conditions, une grande partie de la force peut être transférée aux fibres qui ont une résistance mécanique plus grande que la matrice. Cela confirme également le rebond de l'impacteur à 30 J. D'autre part, l'amélioration obtenue à 50 J peut être due au phénomène d'auto-échauffement adiabatique. L'auto-échauffement, à la température de -80°C peut avoir lieu à l'interface entre la résine acrylique et les fibres ou entre les blocs de PABu et la résine acrylique. Dans ce dernier cas, il pourrait modifier localement la température des blocs de PABu, les faisant passer au-dessus de la température de transition vitreuse, permettant ainsi aux blocs élastomères de contribuer à l'amélioration de la résistance à l'impact.

3.2.2. Comparaison des seuils de pénétration

A part le graphe caractéristique d'énergie absorbée en fonction de l'énergie d'impact, [Reis et al. \[69\]](#) considèrent un autre critère pour la comparaison de la résistance à l'impact des matériaux composites. Celui-ci est basé sur la détermination des seuils de pénétration des différents matériaux à différentes températures d'essai. Le seuil de pénétration correspond à l'énergie minimale nécessaire pour atteindre la pénétration. A ce seuil, l'énergie absorbée correspond à l'énergie d'impact. Autrement dit, ce point se situe sur la ligne d'égale énergie ([Figure 3-18 \(a\)](#)). Ainsi un matériau plus performant à l'impact aura un seuil de pénétration plus élevé. Pour déterminer le seuil de pénétration, on utilise un modèle théorique basé sur une approximation polynomiale d'ordre 2 de l'énergie élastique comme fonction de l'énergie d'impact ([Figure 3-18 \(b\)](#)). La racine non nulle de ce polynôme correspond au seuil de pénétration recherché.

Les [Figure 3-18](#) à [Figure 3-20](#) représentent les courbes caractéristiques d'énergie des composites (renforcés ou non par des NS) respectivement à 80°C , 20°C et -80°C . A 80°C , la [Figure 3-18](#) montre qu'entre 30 J et 40 J, les points se situent en dessous de la ligne d'égale énergie signifiant qu'il n'y a pas de pénétration dans cette plage d'énergie. L'énergie restituée à l'impacteur (énergie élastique) apparaît plus élevée qu'à 50 J. Quand l'énergie d'impact est de 50 J, le point du composite Acry_Nano10/GF se trouve éloigné de la ligne d'égale énergie suivi du composite Acry_Nano5/GF. Cela signifie que les matériaux Acry_Nano10/GF et Acry_Nano5/GF n'ont pas atteint leur seuil de pénétration à 50 J, alors que les composites Pure_Acry/GF et Acry_Nano15/GF en sont proches. A 20°C ([Figure 3-19](#)), la même tendance (points en dessous de la ligne d'égale énergie) est observée pour des énergies comprises entre

30 J et 40 J. Les courbes de seuils de pénétration montrent que ces derniers se situent entre 40 J et 50 J.

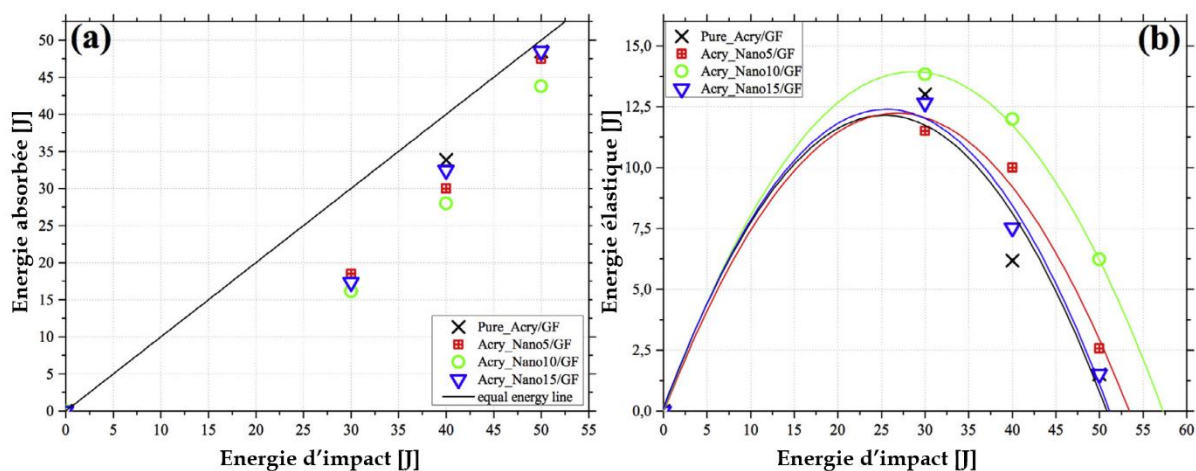


Figure 3-18 : Influence du taux de NS sur le seuil de pénétration à 80°C. Energie absorbée (a) et énergie élastique (b) en fonction de l'énergie d'impact

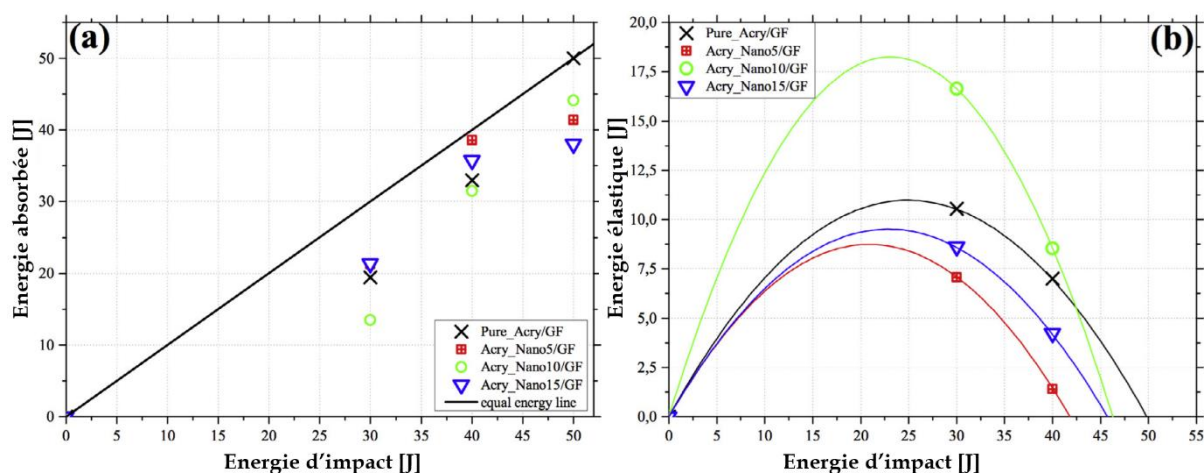


Figure 3-19 : Influence du taux de NS sur le seuil de pénétration à 20°C. Energie absorbée (a) et énergie élastique (b) en fonction de l'énergie d'impact

Quand la température diminue (-80°C), tous les points se situent bien en dessous de la ligne d'égalité montrant que le seuil de pénétration n'est atteint pour aucun matériau à cette température. Il semble donc que le seuil de pénétration dépend donc de la température d'essai. A 80°C , ces seuils sont évalués à 51.1 J, 51.21 J, 53.2 J et 57.4 J respectivement pour les matériaux Pure_Acry/GF, Acry_Nano15/GF, Acry_Nano5/GF et Acry_Nano10/GF (Figure 3-18 (b)). Par ajout de copolymères à blocs à la résine acrylique, on augmente le seuil de pénétration du composite stratifié. La même tendance a été observée à -80°C (Figure 3-20 (b)). Les seuils sont

de 51.2 J pour le matériau Pure_Acry/GF et de 51.3 J, 54.9 J, 61.9 J respectivement pour les matériaux Acry_Nano5/GF, Acry_Nano10/GF et Acry_Nano15/GF. Contrairement aux résultats à -80°C et 80°C , le seuil de pénétration semble diminuer avec l'ajout des NS à 20°C (Figure 3-19 (b)).

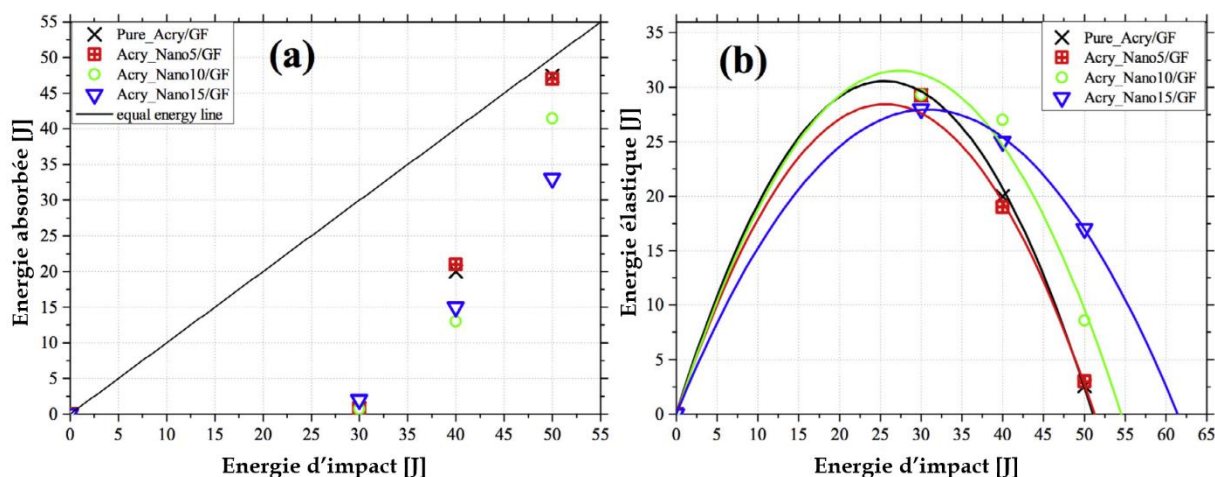


Figure 3-20 : Influence du taux de NS sur le seuil de pénétration à -80°C . Energie absorbée (a) et énergie élastique (b) en fonction de l'énergie d'impact

3.2.3. Analyse par la méthode expérimentale de Taguchi

Finalement, pour avoir une vue globale de l'influence de chaque facteur (température d'essai, énergie d'impact et concentration des NS) sur la réponse à l'impact du composite stratifié fibres de verre/Acrylique, la méthode expérimentale de Taguchi [134, 135] a été mise en œuvre. Cette méthode permet d'obtenir des tendances sur l'influence de paramètres multiples. Elle permet également de limiter le nombre d'essais au cas où un plan d'expériences est établi en amont. Outre la possibilité de réduire le nombre total d'essais par combinaison optimale des facteurs et la facilité de lecture des résultats, la table de Taguchi permet de prendre en compte les interactions entre les facteurs si elles existent. Dans cette étude, nous avons choisi trois niveaux pour chaque facteur : température (-80°C , 20°C , 80°C), énergie d'impact (30 J, 40 J, 50 J), concentration (5%, 10%, 15%). Une table orthogonale $L_9(3^3)$ a été alors choisie pour capturer les conditions optimales d'essai (Tableau 3-2).

Tableau 3-2 : Table de Taguchi $L_9(3^3)$

Numéro d'essai	Facteurs		
	Température (°C) T-80, T20, T80	Energie (J) E30, E40, E50	Concentration (%) C5, C10, C15
1	-80	30	5
2	-80	40	10
3	-80	50	15
4	20	30	10
5	20	40	15
6	20	50	5
7	80	30	15
8	80	40	5
9	80	50	10

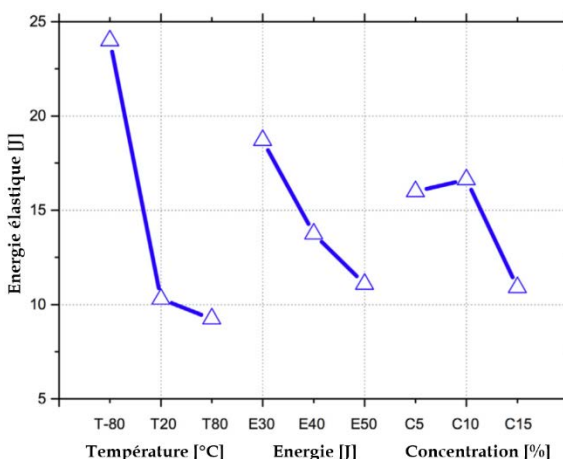


Figure 3-21 : Graphe d'effets des différents facteurs

L'évaluation de l'influence de chaque facteur sur une réponse donnée (ici l'énergie élastique) se fait par le biais du graphe d'effets (Figure 3-21). Ce graphe s'obtient en calculant la moyenne des effets (moyenne de toutes les réponses obtenues lorsqu'on prend un facteur à un niveau donné). Les changements de pente prouvent que l'influence des facteurs sur l'énergie élastique existe, est non linéaire et pas forcément monotone. Si l'on considère par exemple l'influence de l'énergie d'impact, le graphe d'effets montre une décroissance de l'énergie élastique avec l'énergie d'impact quand on se situe en dessous du seuil de pénétration. Cette décroissance est rapide entre 30 J et 40 J et moindre quand on tend vers 50 J. En ce qui concerne l'effet de la température, la courbe montre également une décroissance de l'énergie élastique de -80°C à 80°C . La décroissance est très significative pour des températures négatives et moins importante entre 20°C et 80°C . Quant à la concentration en NS, les résultats montrent une augmentation de l'énergie élastique lorsque la concentration passe de 5 à 10% et une diminution de l'énergie élastique de 10 à 15% de NS. Par conséquent, l'énergie dissipée augmente lorsqu'on passe de 10 à 15% de NS, expliquant l'importance des dommages sur le composite Acry_Nano15/GF. Les trois points maximums des graphes traduisent les facteurs qui minimisent l'énergie absorbée et donc l'endommagement du composite. Ainsi on peut confirmer qu'à 10% de NS, le composite s'endommage moins qu'à 5 et 15% et que les matériaux présentent une bonne résistance à -80°C .

3.2.4. Analyse de l'endommagement à l'issue d'un impact basse vitesse

Des photographies de la zone endommagée ont été prises et comparées à une même échelle sur des composites Pure_Acry/GF et Acry_Nano10/GF impactés à 30 et 40 J (Figure 3-22 et Figure 3-23). Ces images permettent de vérifier que l'étendue de la zone indentée est réduite avec l'ajout de 10% de NS. A -80°C , on remarque une réduction de la taille de la zone endommagée comparé à 80°C .

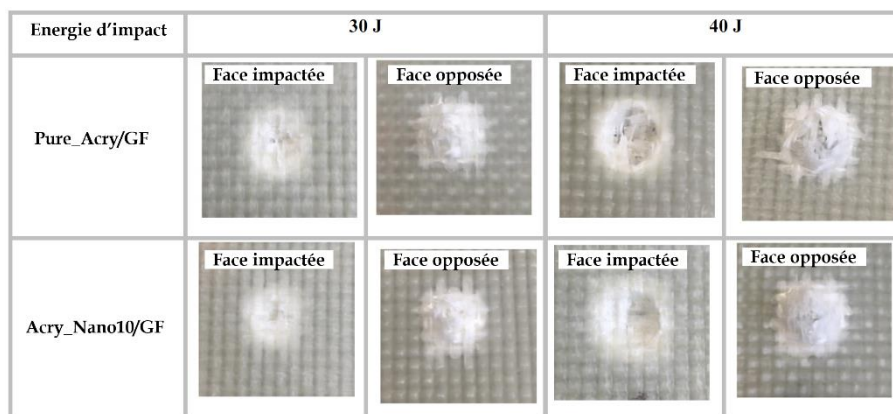


Figure 3-22 : Photographie de dommages d'impact sur des composites Pure_Acry/GF et Acry_Nano10/GF à la température de 80°C

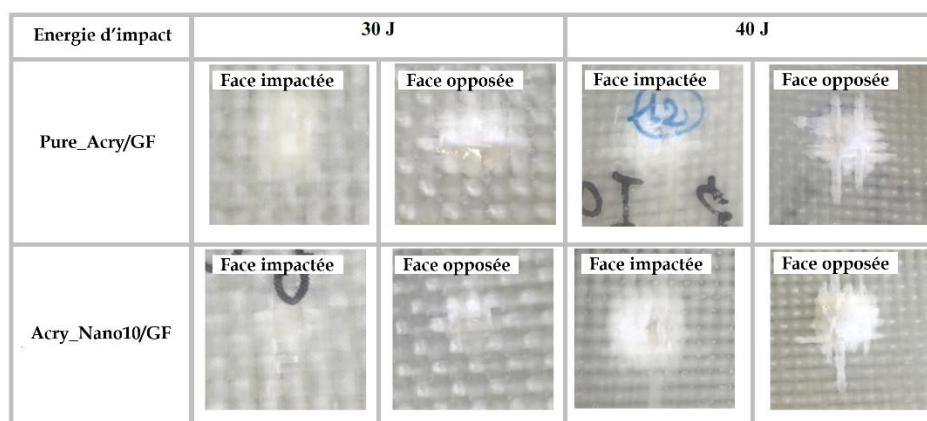


Figure 3-23 : Photographie de dommages d'impact sur des composites Pure_Acry/GF et Acry_Nano10/GF à la température de -80°C

Des échantillons de composites Pure_Acry/GF et Acry_Nano10/GF endommagés à 40 J ont été observés au microtomographe afin de visualiser le type et l'étendue des dommages (Figure 3-24 et Figure 3-25). Les acquisitions ont été faites par micrographie aux rayons X (EasyTom Nano, Rx SOLUTIONS) à une puissance de faisceau maximale de 160 kW. Ce qui permet une

résolution spatiale de 0.5 μm . Le faisceau de rayons X est généré par un tube fonctionnant avec un filament en tungstène. L'essai sur des échantillons de dimensions 25mm \times 25mm a duré plus de 5h par échantillon. La reconstitution est faite grâce aux logiciels AVISO et X-Act 2.0.

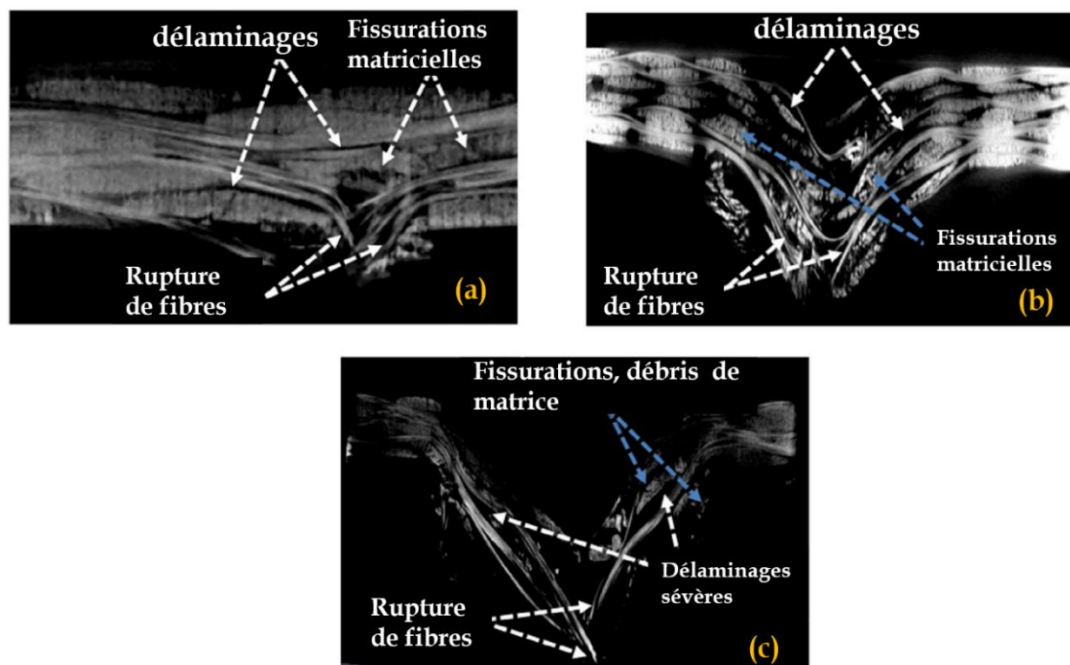


Figure 3-24 : Microtomographie des plaques composites Pure_Acry/GF endommagées à 40 J. (a) - 80°C, (b) 20°C et (c) 80°C

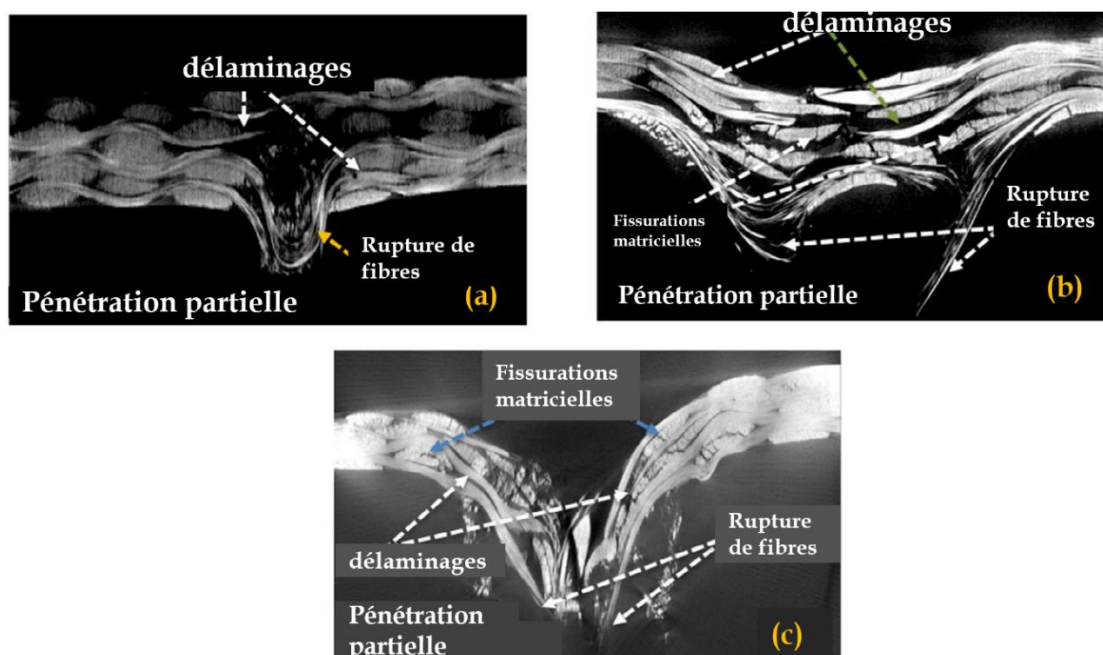


Figure 3-25 : Microtomographie des plaques composites Acry_Nano10/GF endommagées à 40 J. (a) - 80°C, (b) 20°C et (c) 80°C

Ces observations montrent que les matériaux présentent des zones d'endommagement qui s'étendent avec la température. Les phénomènes d'endommagement rencontrés pour les stratifiés analysés sont : le délaminage survenant à l'interface des plis tissés [0/90] dû à la différence de rigidité entre les couches adjacentes [136], la fissuration matricielle due à la rupture par cisaillement et la rupture des fibres causée par l'élévation des contraintes locales et les effets d'indentation [136, 137].

Le matériau Pure_Acry/GF présente plus de dommages que le matériau Acry_Nano10/GF sauf à -80°C (Figure 3-24 (a) et Figure 3-25 (a)). A 80°C , le délaminage et la rupture des fibres sont plus sévères pour le composite Pure_Acry/GF (Figure 3-24 (c)) que pour le composite Acry_Nano10/GF (Figure 3-25 (c)). La présence des NS semble atténuer l'endommagement des composites par diminution de l'énergie absorbée. Ces résultats sont en accord avec ceux discutés dans les sections précédentes. L'augmentation de la température conduit à la fragilisation de l'interface fibre/matrice et à des délaminages sévères. Comme dans le cas d'une matrice époxy [2], l'utilisation des copolymères à blocs permettrait de rendre la matrice acrylique plus ductile. Or, dans les matériaux ductiles, l'endommagement a lieu par cavitation. De ce fait, une partie de l'énergie d'impact serait dissipée par cavitation. L'amélioration de la résistance à l'impact avec les NS peut s'expliquer par formation de micelles qui renforcent la ténacité de la matrice [138]. Sous un chargement d'impact, les micelles peuvent induire des bandes de cisaillement dans la matrice [139] et prévenir le délaminage [140].

Conclusion

Des essais d'impact basse vitesse ont été conduits sur des composites stratifiés fibres de verre/Acrylique, fibres de verre/Epoxy et fibres de verre/Polyester à différentes énergies. Les réponses force-déplacement et énergie-temps sont comparées pour les différents matériaux. Il en ressort que le composite à base de résine acrylique résiste le mieux à l'impact si on compare les instants du premier décrochage, la force critique et l'énergie absorbée. Ces résultats sont en accord avec les analyses faites des phénomènes d'endommagement. La matrice acrylique permet de dissiper de l'énergie par déformation plastique. La flexibilité du composite à base de résine acrylique est liée au fait que ses molécules sont longues mais chimiquement séparées contrairement aux résines thermodurcissables. Les matrices des composites fibres de verre/Epoxy et fibres de verre/Polyester sont des macromolécules constituées d'un seul réseau continu d'atomes liés par des liaisons covalentes fortes. Ce qui leur confère une grande dureté et une forte sensibilité à la fissuration.

Ensuite, l'effet des copolymères à blocs sur la résistance à l'impact des stratifiés fibres de verre/Acrylique a été étudié. En particulier, les influences de la concentration de Nanostrength (NS), de l'énergie d'impact et de la température d'essai ont été analysées. L'ajout des copolymères à blocs NS à la matrice acrylique permet d'accroître la résistance à l'impact du stratifiés à 20°C et 80°C. L'amélioration représente environ 24% (en termes de seuil de pénétration) à 80°C. Le composite renforcé avec 10% de NS conduit à la meilleure résistance à 20°C et 80°C. Ces résultats sont confirmés par la photographie des plaques endommagées et les observations faites au microtomographe. A -80°C, l'ajout de NS n'a pas d'effet sur la force critique à 30 J. Néanmoins, quand l'énergie d'impact augmente, on remarque une diminution de l'énergie absorbée expliquant l'augmentation du seuil de pénétration des stratifiés chargés de NS. La meilleure résistance à la température de -80°C a été observée pour le composite renforcé à 15% de NS. Le seuil de pénétration correspondant à ce dernier s'améliore de 20% par rapport au composite Pure_Acry/GF. Pour tous les matériaux, l'augmentation de l'énergie d'impact conduit à l'augmentation de la force critique, de l'énergie absorbée et de la zone endommagée quelles que soient la température et la concentration de NS. L'endommagement est moins important pour les matériaux testés à la température négative (-80°C) et plus visible quand la température augmente.

Chapitre 4. Modélisation et simulation numérique de l'impact basse vitesse sur des composites stratifiés

Introduction

Nous proposons, dans ce chapitre, une démarche multi-échelle pour la simulation numérique de l'impact basse vitesse des composites stratifiés fibres de verre/Acrylique. Une représentation de la microstructure d'un composite stratifié tissé pour une analyse à l'échelle de la structure macroscopique serait fastidieuse et nécessiterait beaucoup de ressources informatiques pour les calculs. En effet, les torons sont constitués de milliers de fibres de verre noyées dans une phase polymère. L'une des méthodes les plus courantes consiste à remplacer ce milieu hétérogène par un milieu homogène équivalent ayant les mêmes propriétés, ce qui permet ainsi une réduction du nombre d'éléments du modèle. Dans ce chapitre, l'investigation portera en premier lieu sur le comportement mécanique des phases du matériau composite fibres de verre/Acrylique, puis sur les modèles pour l'étude de la sensibilité à la température et à la vitesse de déformation.

La démarche micromécanique adoptée est ensuite présentée sous ses différentes approches classiques. Un accent a été mis sur l'approche variationnelle asymptotique pour l'homogénéisation des cellules unitaires (VAMUCH) [10]. Cette approche initialement proposée pour la micromécanique a été ensuite généralisée au calcul de structure en matériaux composites. L'extension est connue sous l'appellation de Mécanique du Génome de Structure (MSG) [141] et un exemple d'application aux composites textiles a été traité dans [11].

La dernière partie du chapitre est consacrée à la simulation numérique de l'impact basse vitesse des composites stratifiés. Une modélisation multi-échelle a été adoptée. Les deux modèles ont été réalisés à l'échelle du pli. Le premier considère le pli comme étant homogène (modélisation macroscopique) et le second y distingue les torons noyés dans une résine acrylique (modélisation mésoscopique). Les résultats des simulations ont été confrontés aux données expérimentales.

1. Lois de comportement des phases

Afin de prédire le comportement à l'impact basse vitesse des matériaux composites, il est nécessaire de préciser le comportement des phases constitutives du matériau hétérogène. La

température et la vitesse de déformation sont autant de facteurs qui influencent les propriétés mécaniques des phases.

1.1. Fibre de verre

La fibre de verre présente un comportement élastique isotrope. Son comportement est supposé isotherme pour la plage de température considérée dans notre étude. Ses propriétés mécaniques sont résumées dans le tableau ci-dessous [142].

Tableau 4-1 : Caractéristiques mécaniques de la fibre de verre

Module de Young (GPa)	Coefficient de poisson (-)	Contrainte à la rupture (MPa)	Allongement à la rupture (%)
73	0.22	2400	4,5

1.2. Comportement thermomécanique de la matrice

Très peu de travaux sont consacrés à l'étude du comportement mécanique de la résine acrylique. Les plus remarquables sont ceux de Pini [143] en 2017. Ses études portent sur la rupture fragile de ce matériau. Des analyses DMA ont été conduites afin de caractériser le comportement viscoélastique et les différentes températures de transition de la résine acrylique en présence ou non des NS. Ensuite, des essais ont été effectués en quasi-statique sur des éprouvettes de traction afin de déterminer les propriétés mécaniques et de rupture des matériaux. Les courbes d'essai de traction sont présentées sur la Figure 4-1 à différentes températures, pour la résine acrylique pure et une autre renforcée avec 10% de NS.

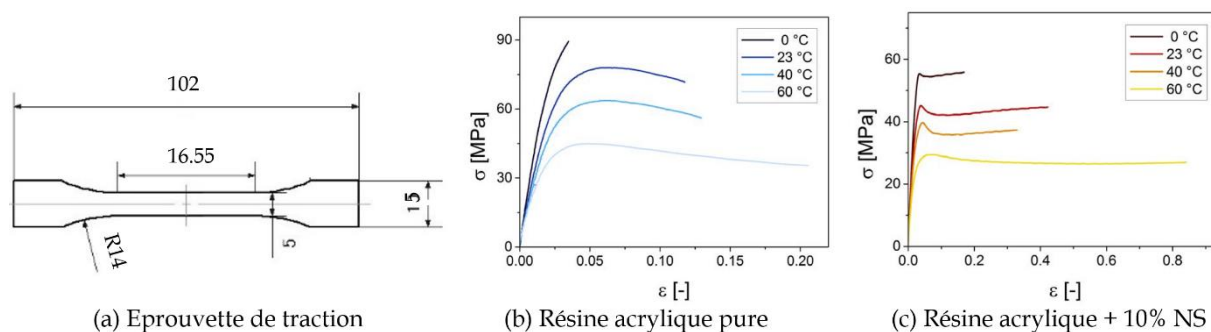


Figure 4-1 : Essais quasi-statiques pour une vitesse de sollicitation de 1 mm/min [143]

Les résultats proposés par cet auteur ne couvrent pas une large plage de température et de vitesse de déformation. Du point de vue physico-chimique, la résine acrylique se révèle très

proche du PMMA [33]. De plus, un nombre important de modèles est disponible dans la littérature pour décrire le comportement thermomécanique du PMMA. Ces raisons nous ont conduit à substituer le comportement mécanique de la résine acrylique par celui du PMMA, sans que cette hypothèse n'altère la précision des résultats.

1.2.1. Dépendance du comportement élastique de la résine à la température et à la vitesse de déformation

Le comportement mécanique de la résine acrylique dépend de la vitesse de déformation et de la température. En effet, comme établi par Richeton et al. [144], les propriétés élastiques des polymères sont fortement influencées par la température et la vitesse de déformation. Ces auteurs ont développé un modèle statistique pour prédire cette dépendance sur le module d'Young des polymères. L'idée est de représenter, à partir du modèle statistique de Weibull, la rupture des liaisons secondaires ayant lieu au cours des mécanismes de relaxation. Ces mécanismes de relaxation conduisent à la modification de la rigidité du matériau. Par rupture, les auteurs désignent par exemple la fin des interactions existant entre les groupes d'atomes impliqués dans les différentes transitions. La module d'Young est ainsi prédit grâce à la relation :

$$E(\theta, \dot{\varepsilon}) = [E_1(\dot{\varepsilon}) - E_2(\dot{\varepsilon})] \exp\left[-\left(\frac{\theta}{T_\beta(\dot{\varepsilon})}\right)^{m_1}\right] + [E_2(\dot{\varepsilon}) - E_3(\dot{\varepsilon})] \exp\left[-\left(\frac{\theta}{T_g(\dot{\varepsilon})}\right)^{m_2}\right] + E_3(\dot{\varepsilon}) \exp\left[-\left(\frac{\theta}{T_f(\dot{\varepsilon})}\right)^{m_3}\right], \quad (4-1)$$

où T_β est la température de transition secondaire, T_g la température de transition vitreuse et T_f la température marquant le début de la zone d'écoulement (début du plateau caoutchoutique) [144]. Les modules E_i représentent les modules d'Young instantanés du matériau au début de chaque zone de transition. Les paramètres m_i sont les modules de Weibull, correspondant aux statistiques de la rupture des liaisons. Les expressions des E_i , T_β , T_g , et T_f sont données respectivement par les équations :

$$\left\{ \begin{array}{l} E_i = E_i^{ref} [1 + s \log(\frac{\dot{\epsilon}}{\dot{\epsilon}^{ref}})] \\ \frac{1}{T_\beta} = \frac{1}{T_\beta^{ref}} + \frac{k}{\Delta H_\beta} \ln(\frac{\dot{\epsilon}^{ref}}{\dot{\epsilon}}) \\ T_g = T_g^{ref} + \frac{-c_2^g \log(\frac{\dot{\epsilon}^{ref}}{\dot{\epsilon}})}{c_1^g + \log(\frac{\dot{\epsilon}^{ref}}{\dot{\epsilon}})} \\ T_f = T_f^{ref} [1 + 0.01 \log(\frac{\dot{\epsilon}}{\dot{\epsilon}^{ref}})] \end{array} \right. \quad (4-2)$$

Le paramètre $\dot{\epsilon}^{ref}$ désigne la vitesse de déformation de référence ; c_1^g et c_2^g sont des paramètres de WLF⁴ relatifs à la température de transition vitreuse. T_β^{ref} , T_g^{ref} et T_f^{ref} sont respectivement les températures de transition secondaire, vitreuse et celle au début du plateau caoutchoutique correspondant à la vitesse de déformation de référence $\dot{\epsilon}^{ref}$. ΔH_β est l'énergie d'activation, E_i^{ref} les modules de stockage instantanés relatifs à la vitesse de déformation de référence et s représente la sensibilité du module d'Young à la vitesse de déformation.

1.2.2. Comportement inélastique de la résine

Il existe deux principales approches pour modéliser le comportement élasto-viscoplastique des matrices polymères. La première est une approche physique basée sur des considérations thermodynamiques tandis que la seconde approche utilise des lois phénoménologiques par fittage avec des données expérimentales. La première approche semble plus intéressante car elle est directement liée aux mouvements des chaînes macromoléculaires. Elle considère la contrainte d'écoulement comme étant un processus thermiquement activé par lequel une chaîne ou un groupe de chaînes macromoléculaires passent d'un état d'équilibre à un autre. Parmi ces lois, nous pouvons citer celle d'Eyring [145] étendue plus tard au modèle coopératif par Richeton et al. [146]. L'implémentation sous forme de routines de la loi de Richeton est relativement lourde surtout quand il faut considérer un couplage avec d'autres types de comportement. Ce qui est généralement le cas pour la modélisation du comportement mécanique des matériaux composites. Quelques exemples de modèles phénoménologiques sont le modèle de G'Sell-Jonas [147], le modèle de Billon [148], le modèle de Matsuoka [149] et le modèle DSGZ [150].

⁴ WLF : Williams-Landell-Ferry.

Les approches phénoménologiques sont les plus classiques. Leurs modèles sont constitués d'assemblage de composants mécaniques élémentaires comme les ressorts (élastiques), les patins (plastiques) et les amortisseurs visqueux [151]. Ces approches sont limitées quand il s'agit de décrire des comportements complexes et nécessitent l'usage de plusieurs paramètres. Nasraoui [152] a proposé un modèle pour décrire le comportement inélastique du PMMA en prenant en compte la température, la vitesse de déformation et la pression hydrostatique. Son modèle est basé sur les travaux de G'Sell-Jonas [147] et utilise une combinaison de la formulation additive et multiplicative de lois. Dans son modèle, la contrainte d'écoulement est décrite par l'équation suivante :

$$\sigma_y(\theta, \varepsilon, \dot{\varepsilon}) = \left[1 - \frac{\theta}{T_g} \right] [1 - \exp(-w\varepsilon)] \left[\sigma_1 \exp(-b\varepsilon) \left(\frac{\dot{\varepsilon}}{\dot{\varepsilon}_0} \right)^{m_1} + \sigma_2 \exp \left[\left(h_0 + h_1 \frac{\theta - T_{ref}}{T_{ref}} \right) \varepsilon^2 \right] \left[1 + \left(\frac{\dot{\varepsilon}}{\dot{\varepsilon}_0} \right)^{-1} \right]^{-m_2} \right] \quad (4-3)$$

où T_{ref} est la température de référence (298 K) et $\dot{\varepsilon}_0$ la vitesse de déformation de référence. Les paramètres $\sigma_1, \sigma_2, h_0, h_1, w, b$ sont intrinsèques au matériau. Ils ont été identifiés par Nasraoui [152] pour le PMMA grâce à des essais de compression en quasi-statique et en dynamique en utilisant des barres de Hopkinson. L'intérêt de ce dernier modèle par rapport à celui de Richeton [146] réside dans sa capacité à décrire la zone d'adoucissement comprise entre la partie viscoélastique et la zone de durcissement. La Figure 4-2 montre quelques résultats expérimentaux obtenus par Nasraoui [152] et les prédictions de son modèle.

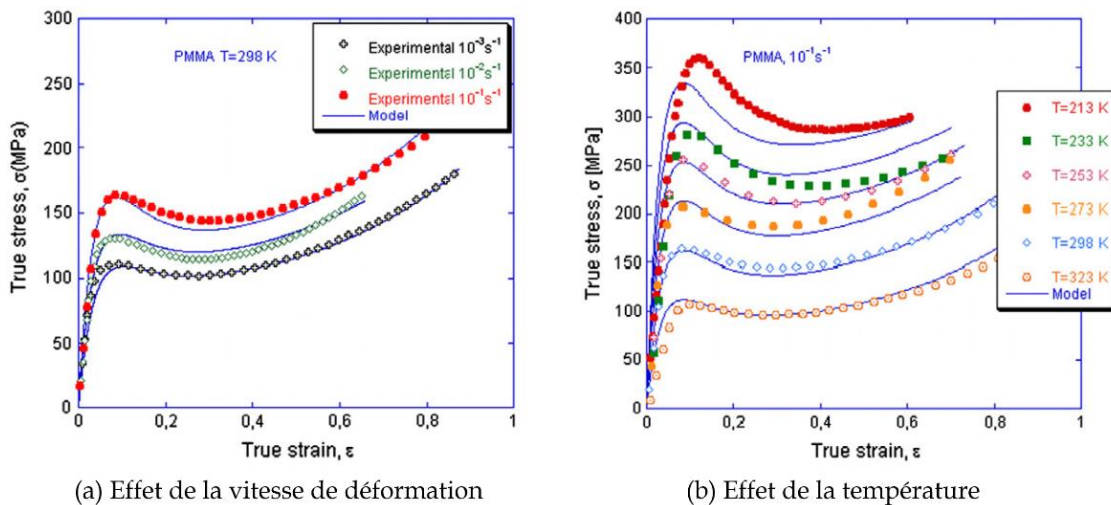


Figure 4-2 : Courbes de la contrainte vraie en fonction de la déformation vraie [152]

Le modèle de Nasraoui [152] offre un bon accord entre les résultats expérimentaux et les prédictions. Il permet en outre de simuler la transition entre la zone élastique et de durcissement représentée par une diminution de la contrainte. Il offre une bonne flexibilité pour la description du comportement inélastique du PMMA sur une large gamme de vitesse de déformation et de température. De plus, l'auteur a fourni suffisamment de résultats expérimentaux. Les paramètres identifiés sont résumés dans le [Tableau 4-2](#).

Tableau 4-2 : Paramètres du modèle de Nasraoui identifiés en compression pour le PMMA [152]

T_g (K)	σ_1 (MPa)	σ_2 (MPa)	h_0 (-)	h_1 (-)	m_1 (-)	m_2 (-)	w (-)	b (-)	$\dot{\epsilon}_0$ (s^{-1})
378	1550	605	0.9	1.655	0.125	0.071	14.079	12.09	0.1

2. Micromécanique des matériaux composites

Connaissant le comportement mécanique des phases en présence dans la structure du matériau composite, la micromécanique permet dans certaines conditions et grâce à des transitions d'échelles, de prédire le comportement du milieu homogène équivalent. Deux approches sont les plus courantes pour la modélisation du comportement effectif des matériaux hétérogènes : les approches à champs moyens et celles à champs complets.

2.1. Approches à champs moyens

Ces approches sont essentiellement analytiques et permettent de modéliser le comportement effectif ou macroscopique d'un matériau hétérogène en partant de la description du comportement local à l'échelle des hétérogénéités structurales et de leur répartition. Elles permettent ainsi une représentation plus riche du comportement du matériau. L'utilisation des approches en champs moyens nécessite la définition d'un volume élémentaire représentatif (VER). Le VER doit représenter statistiquement le matériau réel tout ou en restant suffisamment petit. Ainsi, le VER définit l'échelle caractéristique des hétérogénéités et les paramètres physico-mécaniques correspondants. La faiblesse de sa taille est importante pour que l'on puisse considérer qu'il subit une sollicitation macroscopiquement homogène.

Ensuite, il s'agit de décrire au mieux le VER par l'établissement des équations de champs du problème hétérogène. Parmi ces dernières équations sont formulées les lois de comportement des différentes phases, l'équation d'équilibre statique ou dynamique, l'équation de

compatibilité cinématique et les conditions aux limites. Lors de l'étape de localisation, il faut établir une relation entre les quantités à l'échelle microscopique (σ^i, ε^i) et celles à l'échelle macroscopique ($\Sigma = \sum_i f_i \sigma^i, E = \sum_i f_i \varepsilon^i$) par la résolution du système d'équations de champs du problème ; f_i représente la fraction volumique de la phase i . $\varepsilon^i = A^i : E$ où A^i représente le tenseur de localisation de la déformation. Ce tenseur dépend de la microstructure (morphologie, taille, concentrations, répartition...) et des propriétés des phases en présence.

Enfin, une opération de moyenne permet de déterminer le comportement effectif du matériau en utilisant le concept du milieu homogène équivalent (MHE). Les premières tentatives d'homogénéisation sont les méthodes de bornes de [Reuss](#) et [Voigt](#). Leur méthode est basée sur le théorème de l'énergie potentielle (en l'absence des forces de volume et d'inertie) et de l'énergie complémentaire. Néanmoins, il est possible de resserrer ces bornes en prenant en compte des informations supplémentaires sur la distribution des phases. C'est l'exemple des bornes de [Hashin et Shtrikman](#) [153]. Pour ce faire, il est nécessaire de résoudre le problème d'[Eshelby](#) en milieu infini [154]. Plus tard, le modèle auto-cohérent fut proposé en considérant chaque phase du matériau comme étant une inclusion noyée dans une matrice dont les propriétés sont celles du MHE. Ce modèle a été généralisé par [Christensen et Lo](#) [155] en prenant en compte l'interaction entre la matrice environnant l'inclusion et le MHE. Un modèle incrémental a été proposé par [Hill](#) [156]. Notons que tous ces modèles se basent sur le concept d'inclusion d'[Eshelby](#) [154].

Les approches en champs moyens sont plus adaptées aux composites à microstructure simple comme les composites à fibres longues unidirectionnelles. Dès qu'il s'agit de décrire des microstructures complexes comme celles des tissés ou des microstructures à fort taux de renfort, les approches micromécaniques à champs complets semblent appropriés. Elles ont l'avantage de prédire la distribution des champs locaux même en présence de l'endommagement et de permettre des calculs sous des conditions aux limites diverses et complexes.

2.2. Approches à champs complets

Ces approches se basent pour la plupart sur la méthode de calcul par éléments finis (EF). Elles se sont développées au fil des années grâce à l'évolution de la puissance des ordinateurs et du calcul numérique. Parmi les approches micromécaniques à champs complets, on peut citer la méthode d'homogénéisation numérique d'un VER (en lui appliquant des conditions aux

limites périodiques ou des conditions aux limites homogènes en déformations -KUBC- ou en contraintes -SUBC-) [157, 158] et la méthode d'homogénéisation asymptotique (MHA) [159]. Récemment, la Mécanique du Génome de Structure (MSG) a été proposée par Wenbin [141] pour unifier la micromécanique et le calcul de structure des matériaux composites. Elle est capable de traiter l'anisotropie caractéristique des microstructures tissées. La modélisation des composites textiles au moyen de la MSG est traitée par Liu *et al.* [11]. Les effets d'épaisseur et de décalage entre les couches des composites textiles ont été prédits avec précision, puisque la MSG est capable de traiter les conditions aux limites apériodiques dans la direction de l'épaisseur.

2.1.1. Comparaison des approches à champs complets

La méthode d'homogénéisation numérique d'un VER et la méthode d'homogénéisation asymptotique (MHA) fournissent exactement les mêmes résultats (propriétés effectives et champs locaux) que la MSG pour un matériau hétérogène comportant un VER 3D auquel on applique des conditions aux limites périodiques. Néanmoins, pour des raisons d'efficacité, le calcul de la matrice de rigidité globale à partir de l'homogénéisation numérique d'un VER 3D nécessite de résoudre les six problèmes statiques liés aux conditions aux limites périodiques. En théorie, la MSG et la MHA sont plus efficaces que l'homogénéisation numérique d'un VER. Néanmoins, cette équivalence n'existe pas pour les situations où les conditions aux limites périodiques ne peuvent pas être appliquées. La MHA n'est pas applicable aux matériaux n'ayant pas une structure périodique. L'homogénéisation numérique d'un VER et la MSG sont toujours appropriées pour les conditions aux limites apériodiques, mais les résultats peuvent être différents.

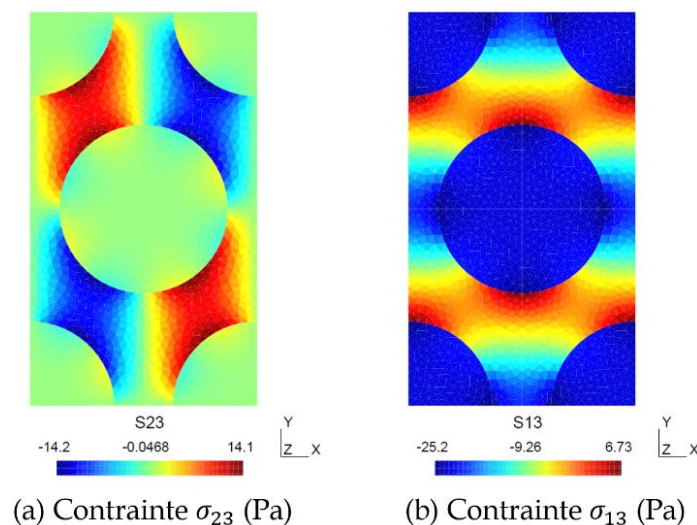


Figure 4-3 : Répartition des champs locaux dans le SG d'un composite $BaTiO_3/CoFe_2O_4$ [160]

Pour des matériaux présentant de faibles anisotropies telles que les composites UD, l'homogénéisation numérique d'un VER et la MHA ne peuvent fournir que des propriétés effectives et des champs locaux de même dimension que celle du VER. La MSG, quant à elle, peut fournir l'ensemble des propriétés 3D et des champs locaux à partir d'une analyse en 1D ou 2D. La [Figure 4-3](#) montre en exemple, la répartition des contraintes σ_{13} et σ_{23} dans un SG (2D) d'un composite unidirectionnel BaTiO₃/CoFe₂O₄ en utilisant la MSG. La raison principale est que l'implémentation numérique de la MHA et celle d'un VER sont basées sur une formulation faible obtenue à partir de la formulation forte d'un problème avec des conditions aux limites alors que la MSG résout directement une forme variationnelle basée sur des considérations énergétiques. Enfin, la MSG a la capacité de construire directement des modèles de poutre / plaque / coque en se basant sur le même principe de minimisation des pertes d'information. Ce principe n'est pas le même en cas d'homogénéisation numérique d'un VER et de la MHA bien qu'il soit possible de modifier ces dernières pour construire des modèles de poutre / plaque / coque. Par exemple, la MSG peut être utilisée pour construire des modèles de poutre avec une précision comparable à celle de la méthode des éléments finis 3D pour les structures minces [161]. En raison de sa versatilité, l'approche MSG est utilisée dans la présente étude pour la prédiction des propriétés effectives d'un composite stratifié fibres de verre/ Acrylique.

2.1.2. *Théorie de la Mécanique du Génome de Structure*

Dans le jargon de la MSG, le Génome de la structure (SG) peut être défini comme le plus petit bloc de construction mathématique d'une structure et sert de domaine d'analyse. Il sert de lien entre la structure réelle avec des détails microscopiques et la structure macroscopique homogène. L'information microstructurale peut être rigoureusement transmise à la structure pour prédire son comportement, et réciproquement, la réponse structurelle peut être renvoyée au SG pour la prédiction des champs locaux et l'analyse des zones critiques. Le SG peut être un domaine à une dimension (1D), 2D ou 3D en fonction de l'hétérogénéité de la structure composite. A travers la MSG, un modèle homogénéisé peut être formulé en minimisant la perte d'information entre le corps hétérogène d'origine et le corps homogénéisé. L'information peut être la densité d'énergie de déformation dans le cas de l'élasticité linéaire. Ainsi, la théorie générale de la MSG peut être spécifiée pour l'analyse micromécanique d'un modèle 3D (par exemple le modèle continuum de Cauchy) par la minimisation de l'énergie potentielle :

$$\Pi = \frac{1}{2} \langle C_{ijkl} (\bar{\varepsilon}_{ij} + \chi_{i,j}) (\bar{\varepsilon}_{kl} + \chi_{k,l}) \rangle, \quad (4-4)$$

$\chi_i(\mathbf{x}; \mathbf{y})$ sont les fonctions de fluctuations, $\chi_{i,j} = \partial \chi_i / \partial y_j$, y_i les coordonnées cartésiennes décrivant le SG avec y_1, y_2 et y_3 ayant pour origine le centre de la structure, et d_1, d_2 et d_3 la longueur du SG suivant les directions y_1, y_2 and y_3 . Pour assurer la continuité des champs, la fonctionnelle Π est soumise aux contraintes suivantes :

$$\chi_i \left(\mathbf{x}; y_1 = -\frac{d_1}{2}, y_2, y_3 \right) = \chi_i \left(\mathbf{x}; y_1 = +\frac{d_1}{2}, y_2, y_3 \right), \quad (4-5)$$

$$\chi_i \left(\mathbf{x}; y_1, y_2 = -\frac{d_2}{2}, y_3 \right) = \chi_i \left(\mathbf{x}; y_1, y_2 = +\frac{d_2}{2}, y_3 \right), \quad (4-6)$$

$$\chi_i \left(\mathbf{x}; y_1, y_2, y_3 = -\frac{d_3}{2} \right) = \chi_i \left(\mathbf{x}; y_1, y_2, y_3 = +\frac{d_3}{2} \right), \quad (4-7)$$

$$\langle \chi_i \rangle = 0. \quad (4-8)$$

Π est minimisé par rapport aux χ_i . Ici $\langle \rangle$ désigne une moyenne sur le SG, C_{ijkl} les composantes du tenseur d'élasticité d'ordre quatre, dépendant de la position, $\bar{\varepsilon}_{ij}$ contient le champ de déformation macroscopique 3D. La formulation actuelle de la MSG utilise trois systèmes de coordonnées : deux systèmes de coordonnées $\mathbf{x} = (x_1, x_2, x_3)$, $\mathbf{y} = (y_1, y_2, y_3)$ et une coordonnée à valeur entière $\mathbf{n} = (n_1, n_2, n_3)$. Les x_i ont été utilisés comme des coordonnées globales pour décrire la structure macroscopique 3D et les y_i parallèles aux x_i comme des coordonnées locales permettant de décrire le SG. Afin de localiser de manière unique un SG dans le matériau hétérogène, les coordonnées entières n_i ont été introduites. Les coordonnées entières sont liées aux coordonnées globales de telle sorte que $n_i = x_i / d_i$. Notons par $v_i(\mathbf{x})$ les déplacements macroscopiques et $u_i(\mathbf{x}; \mathbf{y})$ le champ de déplacements dans le SG. Les fonctions de fluctuations $\chi_i(\mathbf{x}; \mathbf{y})$ sont alors définies comme suit :

$$u_i(\mathbf{x}; \mathbf{y}) = v_i(\mathbf{x}) + y_j \frac{\partial v_i(\mathbf{x})}{\partial x_j} + \chi_i(\mathbf{x}; \mathbf{y}), \quad (4-9)$$

Les équations (4-5)-(4-7) correspondent aux conditions aux limites périodiques conventionnelles appliquées à $(y_1 = -d_1/2, y_1 = +d_1/2)$, $(y_2 = -d_2/2, y_2 = +d_2/2)$ et $(y_3 = -d_3/2, y_3 = +d_3/2)$ respectivement. L'équation (4-8) n'affecte pas la valeur minimale de la fonctionnelle dans l'équation (4-4) mais sert uniquement à déterminer les fonctions de fluctuation, χ_i . Il est important de noter que $\bar{\varepsilon}_{ij}(\mathbf{x}) = (v_{ij} + v_{ji})/2$. La fonctionnelle (4-4) peut être réécrite sous forme matricielle comme minimisant les fonctions suivantes :

$$\Pi = \frac{1}{2\Omega} \int_{\Omega} \{\bar{\varepsilon}(\mathbf{x}) + \boldsymbol{\varepsilon}(\mathbf{x}; \mathbf{y})\}^T \cdot [\mathbf{D}] \cdot \{\bar{\varepsilon}(\mathbf{x}) + \boldsymbol{\varepsilon}(\mathbf{x}; \mathbf{y})\} d\Omega, \quad (4-10)$$

où :

$$\boldsymbol{\varepsilon}(\mathbf{x}; \mathbf{y}) = \begin{bmatrix} \frac{\partial}{\partial y_1} & 0 & 0 \\ 0 & \frac{\partial}{\partial y_2} & 0 \\ 0 & 0 & \frac{\partial}{\partial y_3} \\ 0 & \frac{\partial}{\partial y_3} & \frac{\partial}{\partial y_2} \\ \frac{\partial}{\partial y_3} & 0 & \frac{\partial}{\partial y_1} \\ \frac{\partial}{\partial y_2} & \frac{\partial}{\partial y_1} & 0 \end{bmatrix} \begin{Bmatrix} \chi_1 \\ \chi_2 \\ \chi_3 \end{Bmatrix} = \mathcal{H} \cdot \boldsymbol{\chi}(\mathbf{x}; \mathbf{y}), \quad (4-11)$$

$[\mathbf{D}]$ est la matrice matériau 6×6 condensée à partir du tenseur d'élasticité d'ordre quatre C_{ijkl} , Ω est le domaine du SG. Si on passe à la discrétisation de $\boldsymbol{\chi}$ en utilisant les éléments finis :

$$\boldsymbol{\chi}(\mathbf{x}; \mathbf{y}) = \mathbf{S}(y_2, y_3) \cdot \boldsymbol{\Gamma}(\mathbf{x}), \quad (4-12)$$

où $\mathbf{S}(y_2, y_3)$ représentent les fonctions de forme (en termes d'assemblage) et $\boldsymbol{\Gamma}(\mathbf{x})$ une matrice colonne des variables de champs nodaux des fonctions de fluctuation (compte tenu des contraintes (4-5)-(4-7)), alors on obtient une version discrète de la fonctionnelle comme suit :

$$\Pi = \frac{1}{2\Omega} (\Gamma^\top \mathbf{D}_{\chi\chi} \Gamma + 2\Gamma^\top \mathbf{D}_{\chi\varepsilon} \bar{\varepsilon} + \bar{\varepsilon}^\top \mathbf{D}_{\varepsilon\varepsilon} \bar{\varepsilon}), \quad (4-13)$$

où :

$$\mathbf{D}_{\chi\chi} = \int_{\Omega} [\mathcal{H}S]^\top [\mathbf{D}] [\mathcal{H}S] d\Omega, \quad (4-14)$$

$$\mathbf{D}_{\chi\varepsilon} = \int_{\Omega} [\mathcal{H}S]^\top [\mathbf{D}] d\Omega, \quad (4-15)$$

$$\mathbf{D}_{\varepsilon\varepsilon} = \int_{\Omega} [\mathbf{D}] d\Omega. \quad (4-16)$$

Pour simplifier, $\Gamma(\mathbf{x})$ a été remplacé par Γ . La minimisation de l'équation (4-13) par rapport à Γ conduit au système linéaire suivant :

$$\mathbf{D}_{\chi\chi} \Gamma = -\mathbf{D}_{\chi\varepsilon} \bar{\varepsilon}. \quad (4-17)$$

La solution de l'équation (4-17) peut s'écrire sous la forme :

$$\Gamma(\mathbf{x}) = \Gamma_0 \bar{\varepsilon}(\mathbf{x}), \quad (4-18)$$

où Γ_0 est la solution du système linéaire :

$$\mathbf{D}_{\chi\chi} \Gamma_0 = -\mathbf{D}_{\chi\varepsilon}. \quad (4-19)$$

En remplaçant (4-19) dans (4-13), on déduit l'énergie de déformation du SG par :

$$\Pi = \frac{1}{2\Omega} \bar{\varepsilon}^\top (\Gamma_0^\top \mathbf{D}_{\chi\varepsilon} + \mathbf{D}_{\varepsilon\varepsilon}) \bar{\varepsilon} \equiv \frac{1}{2} \bar{\varepsilon}^\top \cdot \bar{\mathbf{D}} \cdot \bar{\varepsilon}, \quad (4-20)$$

où $\bar{\mathbf{D}}$ est le tenseur d'élasticité effective du matériau qui, représenté sous la forme d'une matrice 6×6 . Les propriétés élastiques effectives ainsi obtenues permettent ensuite d'effectuer l'analyse macroscopique de la structure complète afin de prédire le comportement élastique global du composite. Si l'on a besoin de la distribution ponctuelle des champs élastiques (déplacements, déformations, contraintes, etc.) au sein du SG, il faut déterminer de façon unique les fonctions de fluctuation χ_i , en utilisant les contraintes dans l'équation (4-8). Dans le paragraphe suivant, la MSG est appliquée pour l'estimation des propriétés effectives du composite tissé fibres de verre/Acrylique.

2.1.3. Application à l'homogénéisation multi-échelle des stratifiés fibres de verre/Acrylique

Une approche multi-échelle semble appropriée pour la simulation de structures complexes telles que les matériaux composites textiles. En effet, cette approche permet de coupler des représentations aux différentes échelles (Figure 4-4) afin de capturer des phénomènes complexes et de les modéliser. En outre, le dialogue existant entre les différentes échelles facilite l'étude de l'influence d'un paramètre matériau (nature de la fibre ou de la matrice) sur le comportement effectif [76].

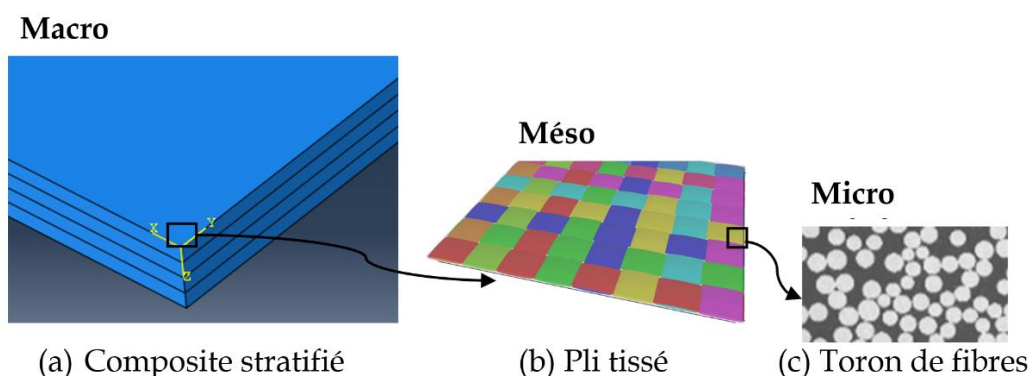


Figure 4-4 : Analyse de structures hétérogènes 3D par l'approche multi-échelle

La procédure multi-échelle utilisée pour l'évaluation des propriétés effectives des torons et du composite tissé est explicitée par l'organigramme ci-après.

Deux étapes entièrement séparées et correspondant à des analyses microscopique et macroscopique ont été établies : les propriétés des torons obtenues à l'issue de la première homogénéisation (microscopique) sont réinjectées dans l'analyse macroscopique pour le calcul des propriétés effectives du composite textile. Pour ce faire, un SG est identifié à chaque

échelle. Notons que le code MSG développé offre la possibilité d'activer ou non la périodicité dans n'importe quelle direction principale (x, y ou z).

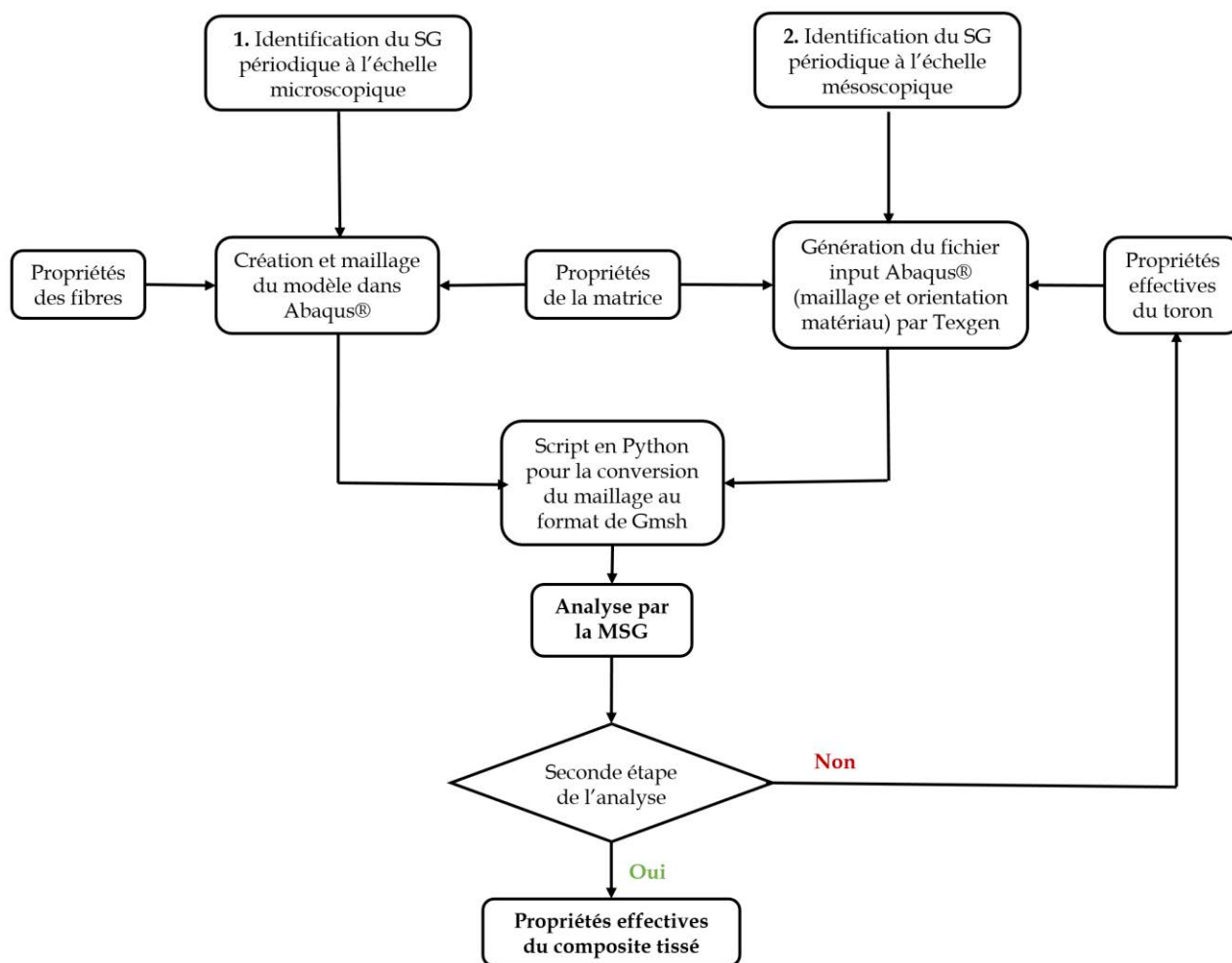


Figure 4-5 : Procédure d'homogénéisation numérique

2.1.3.1. Analyse microscopique et interprétation des résultats

A l'échelle microscopique, les torons sont considérés comme des composites unidirectionnels ayant une fraction volumique de fibres moyenne d'environ 70%. En utilisant la MSG, les cellules unitaires (UCs) 2D sont suffisantes pour estimer les propriétés effectives des torons isotropes transverses pour les raisons évoquées dans la [section 2.1.1](#). Deux types de SG sont considérés comme le montre la [Figure 4-6](#) : la structure hexagonale à 8 fibres et celle à 2 fibres. Celle à 2 fibres est la plus couramment adoptée [11].

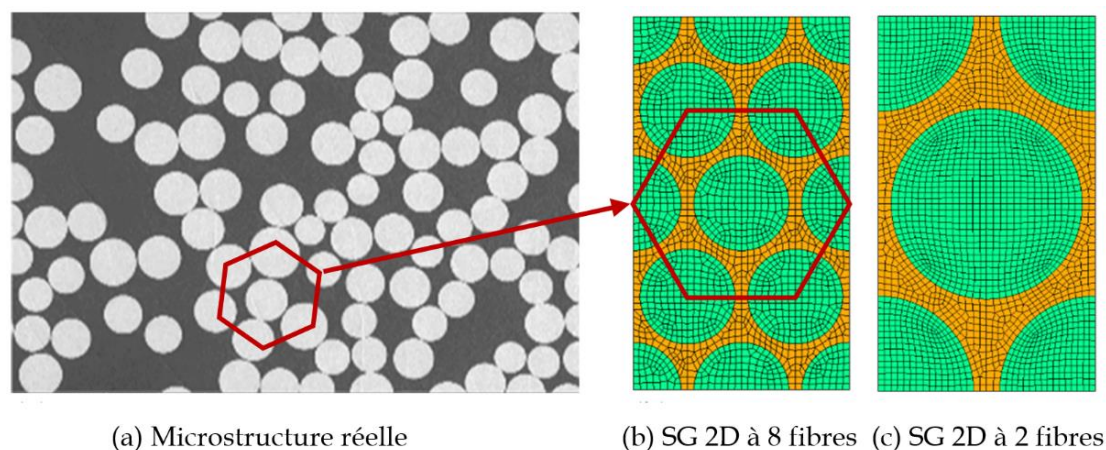


Figure 4-6 : Microstructure réelle et SG à arrangement hexagonal adopté

Les deux phases constitutives du toron sont supposées isotropes. Le module d'Young et le coefficient de Poisson de la fibre de verre sont respectivement $E_f = 73.0$ GPa et $\nu_f = 0.22$ (voir [Tableau 4-1](#)). Pour la résine acrylique, ses propriétés sont assimilées à celles du PMMA. Comme suggéré par [Boisse et al. \[162\]](#), nous avons adopté pour la résine un module d'Young $E_m = 3.60$ GPa et un coefficient de Poisson de $\nu_m = 0.37$. Les résultats de l'homogénéisation microscopique en utilisant la MSG sont présentés dans le [Tableau 4-3](#). Nous y présentons également des résultats issus de deux modèles d'homogénéisation ([Reddy \[163\]](#) et [Chamis \[164\]](#)). Ces derniers ont proposé des formules micromécaniques unifiées pour l'évaluation des propriétés effectives des composites géométriquement unidirectionnels. Les équations de [Reddy \[163\]](#) sont basées sur la loi des mélanges. Ainsi, elles supposent une répartition uniforme des contraintes dans les directions longitudinale, transversale et de cisaillement. [Chamis \[164\]](#) a proposé une amélioration de l'approche de [Reddy \[163\]](#) en admettant une répartition uniforme des contraintes uniquement dans la direction longitudinale. Le but, ici, n'est pas de proposer une description détaillée de ces modèles (voir références précitées ou la thèse de [Boufaïda \[33\]](#) pour des informations complémentaires).

Le comportement effectif obtenu en utilisant des éléments quadratiques SC8 sur le SG à 2 fibres n'est pas parfaitement isotrope transverse. La solution adoptée pour corriger cela est de passer d'un SG à 2 fibres à celui à 8 fibres tout en conservant approximativement le nombre d'éléments du modèle. Ainsi, le comportement effectif apparaît isotrope transverse avec un minimum de gain en temps de calcul ([Tableau 4-3](#)).

Tableau 4-3 : Propriétés effectives des torons (fraction volumique des fibres $V_f = 70\%$)

	Homogénéisation avec MSG		Modèles de référence			
	2 fibres (2D)	8 fibres (2D)	Reddy [163]		Chamis [164]	
Nombre d'éléments du modèle	2397	2186				
Temps de calcul (s)	1.381	1.249				
Module de Young suivant la direction des fibres E_1 (GPa)	52.362	52.362	52.200	0.3%	52.200	0.3%
Module de Young transversal E_2 (GPa)	17.702	17.695	10.760	64%	17.600	0.5%
Module de Young transversal E_3 (GPa)	17.768	17.695	10.760		17.600	
Module de cisaillement plan G_{23} (GPa)	6.452	6.377	-		-	
Module de cisaillement hors plan G_{13} (GPa)	6.179	6.155	3.970	55%	6.570	6.3%
Module de cisaillement hors plan G_{12} (GPa)	6.205	6.155	3.970		6.570	
Coefficient de poisson ν_{23}	0.388	0.387	-		-	
Coefficient de poisson ν_{13}	0.258	0.258	0.265	2.6%	0.265	2.6%
Coefficient de poisson ν_{12}	0.258	0.258	0.265		0.265	

Les formules proposées par Chamis [164] sont discutées par Boisse [162] en comparant les résultats avec ceux obtenus en utilisant la méthode spectrale CRAFT (Composite Response And Fourier Transforms). L'avantage principal de la MSG réside dans son aptitude à prédire simultanément les 5 constantes en un temps de calcul relativement faible et avec une précision satisfaisante. Les modules d'Young prédits par la MSG sont légèrement supérieurs à ceux obtenus par Chamis [164] avec un écart relatif inférieur à 0.3%. Le module de cisaillement et le coefficient de Poisson sont également supérieurs aux résultats analytiques dans une marge de moins 7%. Comparées aux résultats de la MSG, les solutions classiques de Reddy [163] sous-estiment les valeurs de E_2 et G_{12} . La déviation entre la valeur estimée par la loi des mélanges et les données expérimentales peut envisager 40% pour une fraction volumique d'environ 50% [33].

Les résultats issus de l'analyse microscopique d'un SG à 8 fibres sont ensuite utilisés à une seconde étape de l'analyse (macroscopique) pour l'estimation des propriétés effectives du composite.

2.1.3.2. Analyse macroscopique et interprétation des résultats

Modélisation géométrique et systèmes de coordonnées locaux

L'analyse macroscopique est rendue réaliste grâce au logiciel Texgen. Il s'agit d'un logiciel libre développé à l'Université de Nottingham par Sherburn [165]. L'auteur a utilisé des positions discrètes pour décrire le chemin d'ondulation des torons. Des fonctions splines permettent d'interpoler ces points afin de générer l'ondulation. La section de toron est générée par la forme analytique d'une ellipse. Une suite d'opérations booléennes permet de construire

la matrice autour du réseau de torons sans interpénétration entre les entités. Le comportement des torons étant anisotrope, il est nécessaire de définir des systèmes de coordonnées locaux tout au long du chemin d'ondulation (Figure 4-7). Pour cela, un système de coordonnées est défini en chaque élément du toron après la discrétisation du domaine. La Figure 4-7 montre une image tomographique du composite fibres de verre/Acrylique obtenue avec une résolution spatiale de $0.5 \mu m$ (Figure 4-7 (a)) et sa reproduction en utilisant le logiciel Texgen (Figure 4-7 (b)). L'échantillon est un stratifié à 12 plis, constitué de 3 torons dans chaque direction. Il a été visualisé sous une tension de 90 kV.

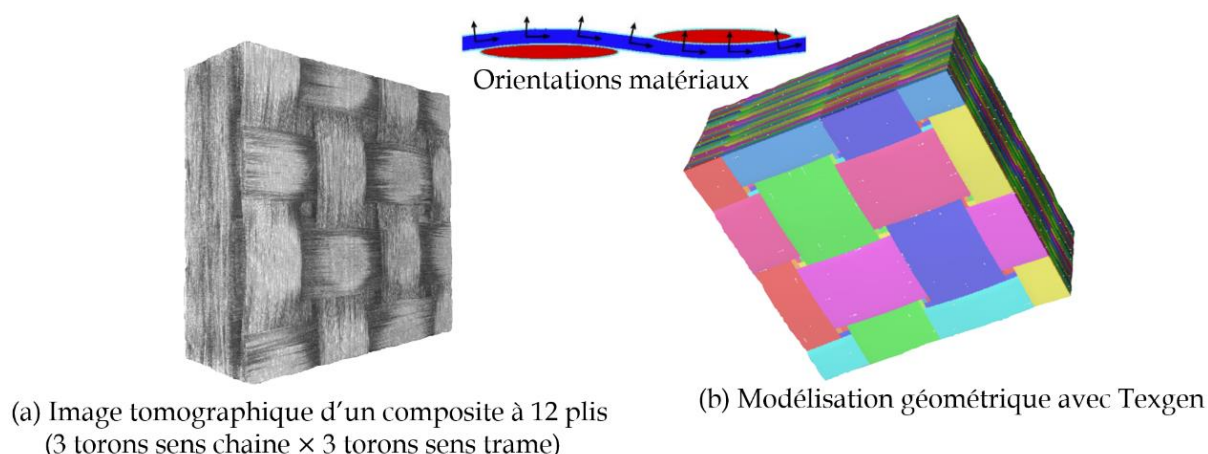


Figure 4-7 : Reproduction de microstructure avec Texgen et orientations matériaux

Résultats d'homogénéisation macroscopique

La CU considérée pour la simulation, à ce stade, est constituée de 2 torons sens chaîne et de 2 torons sens trame ; l'ensemble est noyé dans une matrice en résine acrylique. Texgen permet de générer un maillage voxel dans la CU et d'affecter chaque petit volume à la matrice ou à un toron. La voxélisation d'une CU présente un intérêt particulier dans le cas des stratifiés tissés. Elle permet d'obtenir une interface conforme entre les torons en contact, ce qui favorise une meilleure représentation des observations expérimentales. Néanmoins, ce maillage ne permet pas de réaliser la section elliptique des torons. Pour s'y rapprocher, il est nécessaire de prendre un nombre d'éléments conséquent dans l'épaisseur. $50 \times 50 \times 20$ éléments hexaédriques quadratiques (C3D8) ont été générés au format input d'Abaqus (voir Figure 4-8 (b)). Ensuite, le fichier est converti au format de Gmsh en utilisant un script python créé à cet effet.

Liu *et al.* [11] ont montré que la désactivation des conditions de périodicité suivant l'épaisseur de la plaque affecte significativement les constantes élastiques sauf le module de cisaillement

plan. Les propriétés obtenues par cet auteur en utilisant des conditions de non périodicité dans l'épaisseur sont faibles comparées à celles issues des conditions de périodicité dans les trois directions (x , y et z) de la CU, sauf G_{12} et ν_{12} .

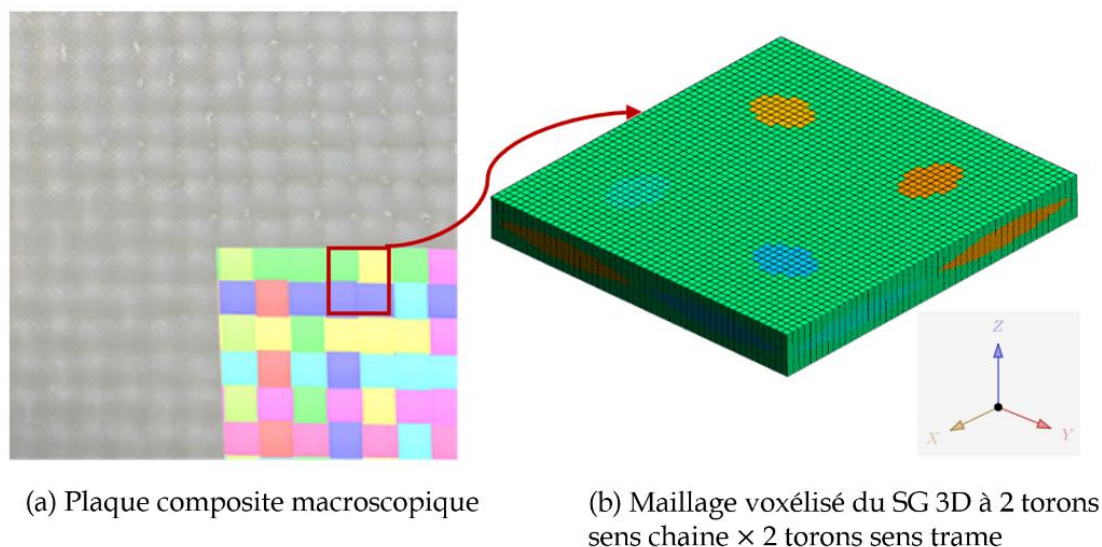


Figure 4-8 : Composite stratifié et SG identifié à l'échelle mésoscopique

Les propriétés élastiques calculées par la MSG sont résumées dans le [Tableau 4-4](#). Ces résultats sont comparés à ceux obtenus grâce aux essais mécaniques sur des éprouvettes macroscopiques. L'analyse macroscopique conduit à six constantes indépendantes. Le comportement effectif du stratifié apparaît donc quasi-isotrope transverse. Cette anisotropie est liée à la géométrie du matériau comme le montre la [Figure 4-8 \(a\)](#).

Tableau 4-4 : Propriétés effectives du pli tissé

	Numérique	Expérimental	Ecart (%)
Nombre d'éléments du modèle	50000	-	
Temps de calcul (s)	457.3	-	
$E_1 = E_2$ (GPa)	22.73	22.9	0.74
E_3 (GPa)	10.70	-	
$G_{23} = G_{13}$ (GPa)	2.92	3.6	18.8
G_{12} (GPa)	3.89	3.8	2.3
$\nu_{23} = \nu_{13}$	0.38	-	
ν_{12}	0.15	0.2	25

Le module d'Young prédit numériquement $E_1 = E_2 = 22.73 \text{ GPa}$ est proche de la valeur expérimentale obtenue dans les conditions décrites au [chapitre 2](#). De même, la MSG fournit

un coefficient de Poisson ν_{12} et module de cisaillement G_{12} respectivement égaux à 0.15, et 3.89 GPa. Ces propriétés sont similaires aux données expérimentales (respectivement 0.20 and 3.8 GPa). Les tendances sont différentes en ce qui concerne le module de cisaillement interlaminaire G_{13} . La prédiction numérique ($G_{13} = 2.921 \text{ GPa}$) et le module issus des essais expérimentaux ($G_{13} = 3.6 \text{ GPa}$) semblent s'écarter. Rappelons que le module de cisaillement interlaminaire est une estimation basée sur la théorie des poutres sur un composite à 8 plis. L'effet du nombre de plis n'a pas été étudié numériquement. De plus, le résultat numérique suppose une périodicité dans l'épaisseur de la plaque.

Malgré ces faibles déviations constatées, les propriétés effectives déterminées par la MSG sont pertinentes et, de ce fait, peuvent être utilisées pour la modélisation de l'impact basse vitesse. Les constantes de l'ingénieur sont en bon accord avec les données expérimentales, particulièrement dans le plan du stratifié. L'effet de la température et de la vitesse de déformation sur le comportement macroscopique sera étudié dans la section suivante.

Sensibilité à la vitesse de déformation et à la température

Dans cette section, on se propose de mener une étude paramétrique. Les effets de la vitesse de déformation et de la température sur le comportement élastique du pli composite ont été étudiés. En combinant la MSG et le modèle établi par Richeton [144] pour décrire le comportement élastique des polymères, il est possible de suivre l'évolution des propriétés élastiques du composite macroscopique en fonction de la vitesse de déformation et de la température. Le comportement mécanique de la résine acrylique Elium est supposé similaire à celui du Poly méthacrylate de méthyle (PMMA) décrit à la section 1.2.1. Tous les paramètres proviennent de l'étude de Richeton [144]. Pour l'analyse, nous considérons quatre vitesses de déformation (0.0001 s^{-1} , 0.001 s^{-1} , 0.01 s^{-1} , 1 s^{-1}) et cinq températures (-80°C , -20°C , 0°C , 20°C , 80°C). En utilisant les paramètres fournis par Richeton pour le PMMA, les modules d'Young estimés pour la matrice sont consignés dans le Tableau 4-5.

A partir de la MSG et en utilisant des données du Tableau 4-5 et les propriétés de la fibre de verre, nous avons déterminé les propriétés effectives du composite tissé. Sur les Figure 4-9 et Figure 4-10, nous représentons l'évolution des propriétés élastiques en fonction de la température pour différentes vitesses de déformation.

Tableau 4-5 : Module d'Young de la résine pour différentes températures et vitesses de déformation

Température (°C)	Vitesse de déformation (s ⁻¹)	Module de Young (GPa)
-80	0.0001	2.815
	0.001	3.300
	0.01	3.800
	1	4.805
-20	0.0001	2.100
	0.001	2.540
	0.01	3.030
	1	4.145
0	0.0001	1.928
	0.001	2.308
	0.01	2.756
	1	3.843
20	0.0001	1.825
	0.001	2.145
	0.01	2.530
	1	3.535
80	0.0001	1.690
	0.001	1.927
	0.01	2.175
	1	2.796

Malgré le fait que l'étude ait été conduite pour des valeurs discrètes de la température et de la vitesse de déformation, nous notons une évolution quasi linéaire des propriétés en fonction de la température, en particulier entre -80 et 20°C. Comme attendu, les modules effectifs augmentent avec la vitesse de déformation et diminuent avec la température. L'augmentation de la vitesse de déformation affaiblit la mobilité des chaînes moléculaires de la matrice et empêche les mécanismes de relaxation dans le matériau. Le coefficient de Poisson ν_{13} ne subit pas de variation significative. Par exemple, ν_{13} varie entre 0.383 et 0.396 quand la température varie de -80 à 80°C. Pour la même plage de température, ν_{12} varie entre 0.134 et 0.108.

Cette étude a permis de décrire le comportement élastique des torons isotropes transverses et du pli tissé. Le comportement du pli apparaît quasi-isotrope transverse (6 constantes indépendantes). Afin de prédire la réponse à l'impact basse vitesse du matériau de l'étude, une modélisation de l'endommagement des matériaux composites fibres de verre/Acrylique est ensuite proposée.

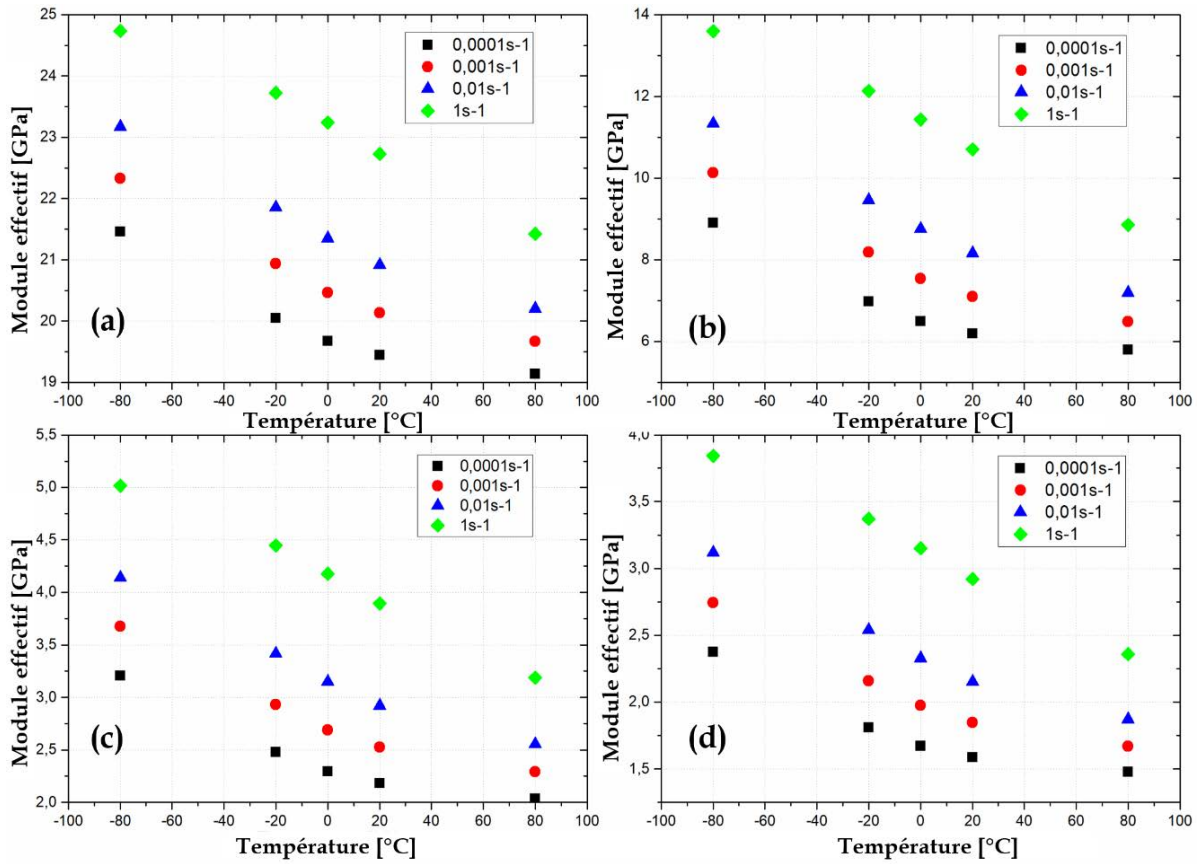


Figure 4-9 : Modules effectifs du pli. Module d'Young suivant la direction chaîne : E_1 (a) et suivant l'épaisseur : E_3 (b) ; module de cisaillement plan : G_{12} (c) et hors plan G_{13} (d)

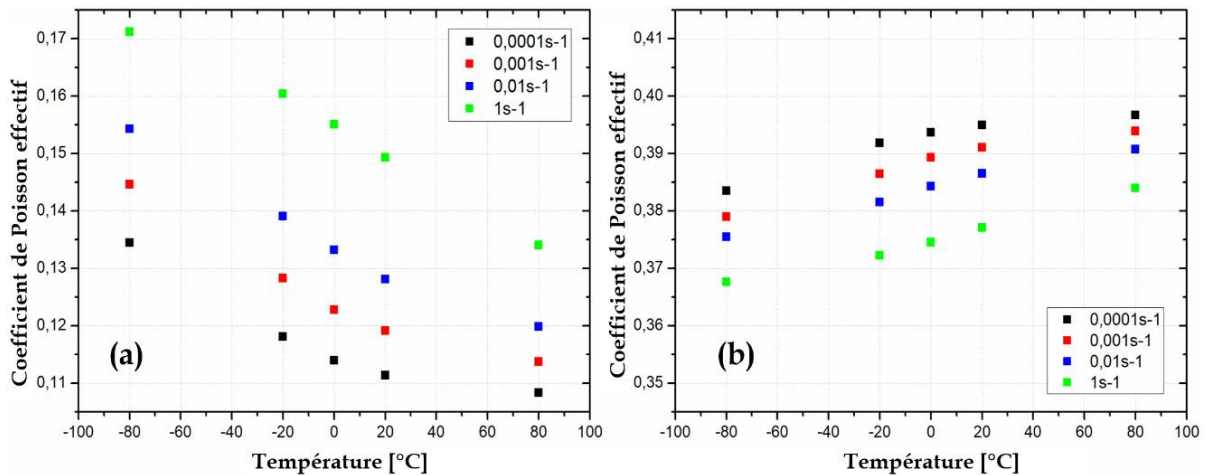


Figure 4-10 : Coefficients de Poisson effectifs du pli. (a) ν_{12} ; (b) ν_{13}

3. Modélisation du délaminage des composites stratifiés

Pour simuler le délaminage interlaminaire des composites stratifiés soumis à l'impact basse vitesse, un modèle de zones cohésives a été choisi. Ces modèles nécessitent de définir outre la

raideur de l'interface, un critère d'initiation permettant de prédire l'amorçage d'une fissure et un critère de propagation en se basant sur des considérations énergétiques. Le critère d'initiation de l'endommagement par délaminage interlaminaire adopté est de type traction séparation et est donné par la fonction quadratique :

$$\left(\frac{\sigma_n}{N}\right)^2 + \left(\frac{\sigma_t}{T}\right)^2 + \left(\frac{\sigma_s}{S}\right)^2 = 1 \quad (4-21)$$

où σ_n , σ_t , σ_s sont respectivement les contraintes en traction dans la direction normale n et de cisaillement s et t ; N , T et S représentent leur valeurs critiques. La propagation du délaminage est prédite sous un chargement en mode mixte en utilisant le critère énergétique de Benzeggagh-Kenane (B-K) [42] :

$$G = G_{IC} + (G_{IIC} - G_{IC}) \cdot \left(\frac{G_{II} + G_{III}}{G}\right)^\eta \quad (4-22)$$

Dans l'équation (4-22), $G = G_I + G_{II} + G_{III}$ désigne le taux total de restitution d'énergie. η est le paramètre B-K déterminé à partir des données expérimentales d'un essai de délaminage en mode mixte. Une reproduction numérique de l'essai DCB a permis d'estimer la valeur de η à 1.45 et de calibrer les valeurs des résistances interlaminaires. Le modèle numérique est constitué par un assemblage de deux demi-poutres de mêmes dimensions que l'éprouvette décrit dans la section 4.3.2 du chapitre 2. Les deux poutres sont séparées par une distance très faible (0.001 mm). La loi cohésive est introduite sous forme d'interaction entre les nœuds des deux surfaces opposées tout en garantissant la longueur de préfissure $a_0 = 40 \text{ mm}$.

Les propriétés mécaniques du pli sont celles obtenues par homogénéisation macroscopique (Tableau 4-4). Les valeurs des ténacités évaluées au moyen des essais DCB et ENF sont rappelées dans le Tableau 4-6 ainsi que les valeurs adoptées pour les résistances interlaminaires et la raideur de l'interface.

Tableau 4-6 : Propriétés de la zone cohésive

Paramètres	Raideur initiale (MPa/m)			Résistance interlaminaire (MPa)			Valeurs des ténacités (N/mm)		
	Mode I	Mode II	Mode III	Mode I	Mode II	Mode III	Mode I	Mode II	Mode III
	Kn	Kt	Ks	N	T	S	G _{IC}	G _{IIC}	G _{IIIc}
	175	175	175	70	80	80	1.88	3.84	3.84

La raideur de l'interface est choisie assez grande de sorte à garantir une connexion quasi-rigide entre les plis. Les valeurs utilisées sont celles rapportées dans les travaux de [Lachaud et al. \[166\]](#). La comparaison avec les résultats expérimentaux permet de valider la raideur interfaciale qui reproduit correctement la pente initiale de la courbe de la force en fonction du déplacement ([Figure 4-11](#)). Les résistances interfaciales ont été déterminées par une méthode inverse et sont comparées à celles disponibles dans la littérature pour des composites à matrice époxy. Les valeurs adoptées sont proches de celles des composites à matrice époxy avec une légère augmentation pour la résine acrylique (voir [Tableau 4-7](#)). Cette augmentation par rapport aux valeurs de l'époxy semble cohérente si on se réfère à l'étude comparée des résultats d'impact présentée dans la [section 3.1](#) du [chapitre 3](#). En effet, la résine acrylique possède une ténacité et une résistance interfaciale bien meilleures à l'époxy. Ces résultats ont été confirmés par l'étude de [Pini \[131\]](#) sur des composites unidirectionnels fibres de verre / résine acrylique.

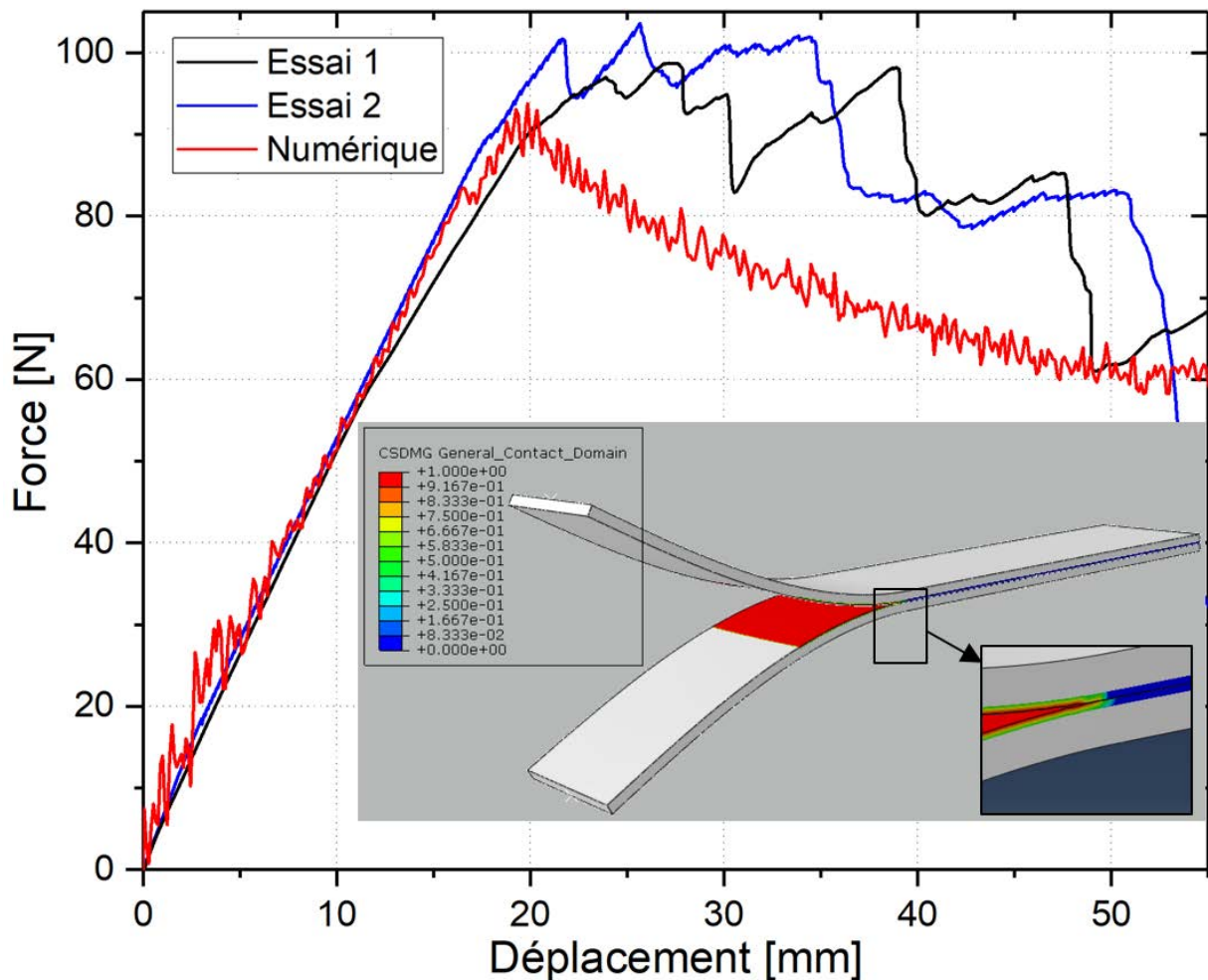


Figure 4-11 : Courbes d'Essais DCB (Expérimental/Numérique)

Tableau 4-7 : Résistances interfaciales de composites à matrice époxy

Résistances interfaciales (MPa)	UD fibre de carbone / Epoxy F. Lachaud [166]			Tissé fibre de carbone / Epoxy Schwab et al. [167]			UD fibre de verre / Epoxy M. Ait [103]		
	N	T	S	N	T	S	N	T	S
	60	60	60	60	79.28	79.28	65	72	52

On remarque, malgré tout, une force critique légèrement sous-estimée par rapport aux résultats expérimentaux. Comme l'ont souligné les travaux de Ait [103], les paramètres des modèles de zones cohésives sont difficiles à identifier. Des incertitudes de mesure peuvent provenir des essais DCB, ENF utilisés pour la détermination de la ténacité interlaminaire. De plus, les erreurs sur les valeurs des paramètres d'initiation à la rupture peuvent s'avérer importantes. Pour cela, une étude de sensibilité aux propriétés d'interface a été effectuée.

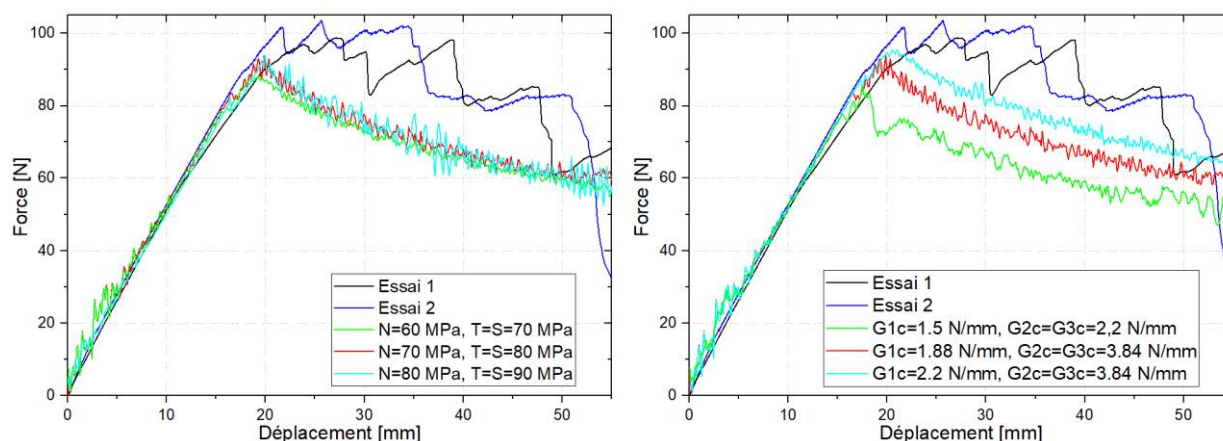


Figure 4-12 : Influence des propriétés de la zone cohésive. (a) Effet des contraintes d'initiation pour $G_{1c} = 1.88 \text{ N/mm}$, $G_{IIc} = G_{IIIc} = 3.84 \text{ N/mm}$; (b) Effet de la ténacité pour $N=70 \text{ MPa}$, $T=S=80 \text{ MPa}$

Les résultats sont présentés sur la Figure 4-12. Tous sont obtenus pour la même raideur de l'interface. On note une superposition des pentes jusqu'à l'initiation du premier endommagement. Sur la Figure 4-12 (a), les valeurs des contraintes utilisées précédemment ($N=70 \text{ MPa}$, $T=S=80 \text{ MPa}$) ont été modifiées sans changer les ténacités. Une diminution de chaque composante de la contrainte de 10 MPa entraîne une légère baisse de la force critique (moins de 6.5%). Par contre, une augmentation de la même valeur ne modifie pratiquement pas la force critique. La Figure 4-12 (b) montre que les valeurs des ténacités interlaminaires ont

une influence sur la réponse macroscopique. Les valeurs de ténacités ont été diminuées (en référence aux valeurs données par la courbe en rouge) comme montrées sur la figure. Cette modification n'a aucun impact sur la pente de la courbe. Néanmoins, le premier décrochage intervient plus tôt (à un déplacement 18.34 mm au lieu de 20 mm). L'augmentation de G_{IC} de 17% entraîne une légère hausse de la force maximale (moins de 2%).

Dans cette section, le modèle des zones cohésives a été utilisé pour calibrer les valeurs des propriétés de l'interface interlaminaire. Les endommagements interplis et intrapli seront pris en compte de façon découplée dans le modèle d'impact. Ce qui justifie la reproduction d'un essai DCB pour le recalage. En effet, contrairement à un essai d'impact, l'influence de l'endommagement intrapli peut être négligée dans les conditions de chargement en mode I ou II. L'influence des valeurs de contraintes d'initiation s'est révélée moindre par rapport aux valeurs des ténacités interlaminaires. Même si les propriétés d'interface de la [Figure 4-12 \(a\)](#) ne sont pas celles qui offrent la meilleure corrélation avec les données expérimentales, elles sont utilisées pour décrire la simulation de l'impact basse vitesse. Ces propriétés semblent cohérentes avec les valeurs de la littérature [45, 167].

Dans la section suivante, des éléments finis 3D sont utilisés pour la simulation de l'impact basse vitesse des composites fibres de verre/Acrylique. La réponse de la structure et les différents mécanismes d'endommagement sont étudiés à différentes énergies d'impact et pour les conditions aux limites expérimentales considérées dans le chapitre précédent.

4. Simulations numériques de l'impact basse vitesse

Deux modèles correspondant à deux différentes échelles du matériau sont proposés : un modèle macroscopique où nous représentons le pli comme un matériau homogène et un modèle mésoscopique où l'architecture tissée du pli est géométriquement reproduite. La géométrie du modèle macroscopique a été réalisée en utilisant l'environnement interactif d'Abaqus® (Abaqus/CAE) alors que celui du modèle mésoscopique l'a été grâce au logiciel Texgen. Le point commun de ces modèles est la présence des zones cohésives utilisées pour décrire le comportement interlaminaire. Toutes les simulations ont été réalisées pour une température de 20°C.

4.1. Modélisation macroscopique

L'approche de modélisation macroscopique se base sur la mécanique de l'endommagement continu pour décrire la dégradation intralaminare des plis. Le modèle utilisé a été proposé par Johnson [168] pour l'étude de l'endommagement des composites tissés et est intégré dans Abaqus via la routine VUMAT. L'endommagement des fibres et ceux de la matrice sont pris en compte dans son modèle. Néanmoins ce modèle se base sur des hypothèses qu'il convient de préciser :

- les fibres sont supposées parfaitement alignées de telles sortes qu'on néglige l'intercalage entre les torons de la chaîne et ceux de la trame et leur ondulation ;
- la réponse de la fibre est supposée linéaire et découplée de celle de la matrice. L'endommagement des fibres s'opère en traction et en compression alors que la celle de la matrice s'opère en cisaillement plan ;
- le comportement pseudo-plastique du composite stratifié ne prend en compte que le cisaillement plan.

4.1.1. Modélisation de l'endommagement

Le comportement initial du pli est élastique et se déduit de l'homogénéisation multi-échelle présentée plus haut (Tableau 4-4). Le modèle d'endommagement des fibres se base sur la dégradation des propriétés élastiques jusqu'à ce qu'un critère de rupture en contrainte maximale soit vérifié. L'endommagement de la matrice est modélisé par la réponse non linéaire (élastoplastique) en cisaillement plan du stratifié.

Si on note par 1 et 2 les indices respectifs des directions chaîne et trame, la loi de comportement du pli peut s'écrire sous la forme matricielle suivante :

$$\begin{pmatrix} \varepsilon_{11} \\ \varepsilon_{22} \\ \varepsilon_{12}^e \end{pmatrix} = \begin{bmatrix} \frac{1}{(1-d_1)E_1} & \frac{-\nu_{12}}{E_1} & 0 \\ \frac{-\nu_{21}}{E_2} & \frac{1}{(1-d_2)E_2} & 0 \\ 0 & 0 & \frac{1}{(1-d_{12})2G_{12}} \end{bmatrix} \begin{pmatrix} \sigma_{11} \\ \sigma_{22} \\ \sigma_{12} \end{pmatrix} \quad (4-23)$$

où $d_i, i = 1,2$ est la variable d'endommagement suivant la direction 1, 2 et d_{12} celle correspondant au cisaillement dans le plan (x,y) du stratifié.

Dans cette loi, l'évolution de l'endommagement est découplée pour la fibre et la matrice. Dans le sens des torons, compte tenu des observations faites lors des essais mécaniques, on admet que l'endommagement des fibres est prédominant en traction et en compression. De même, la fissuration matricielle prédomine lors d'un essai de cisaillement plan.

Un critère de rupture en contrainte longitudinale maximale suivant la direction des fibres est utilisé. La contrainte effective $\tilde{\sigma}_i$ est telle que $X_{i-} < \tilde{\sigma}_i < X_{i+}$, avec X_{i+} et X_{i-} les résistances ultimes respectivement en traction et en compression suivant la direction i .

La fonction $F_i = \phi_i - r_i \leq 0$ définit le domaine élastique. $\phi_i = \left| \tilde{\sigma}_i / X_i \right|$ définit le critère de rupture en traction (+) ou en compression (-) et r_i est le seuil d'initiation de l'endommagement. Initialement, r_i vaut 1. Son évolution respecte la condition de consistance ($\dot{r}_i \dot{F}_i = 0$) et les conditions complémentaires de [Kuhn-Tucker](#) ($\dot{r}_i \geq 0$ et $\dot{r}_i F_i = 0$). La variable d_i dans un élément à un instant t est liée à l'énergie de rupture par unité de surface lors d'un chargement uniaxial (traction ou compression). L'énergie de rupture critique en traction (G^{i+}) et en compression (G^{i-}) se déterminent par une méthode expérimentale proposée par [Pinho et al.](#) [4] mais compte tenu de la complexité de la procédure, nous avons adopté des valeurs suggérées par [Schwab et al.](#) [167].

La réponse non linéaire du matériau induit par l'endommagement intralaminare des composites tissés peut être modélisée par une loi pseudo-plastique. La fonction de plasticité correspondante s'écrit, si on considère que seule la contrainte en cisaillement plan conduit à la déformation plastique, par : $F_{12} = |\tilde{\sigma}_{12}| - \tilde{\sigma}_0(\bar{\varepsilon}^{pl}) \leq 0$. Les paramètres du comportement pseudo-plastique sont identifiés par la réponse en cisaillement cyclique du stratifié orienté à 45° (voir [chapitre 2, section 4.3.1](#)) à l'aide d'une loi puissance :

$$\tilde{\sigma}_0(\bar{\varepsilon}^{pl}) = \tilde{\sigma}_{y0} + C(\bar{\varepsilon}^{pl})^p \quad (4-24)$$

où $\tilde{\sigma}_{y0}$ est la contrainte d'écoulement effective initiale, C et p respectivement le coefficient et le terme en puissance dans le loi d'écrouissage. Les paramètres identifiés pour la loi de [Johnson](#) sont consignés dans le tableau ci-dessous.

Tableau 4-8 : Paramètres caractérisant l'endommagement intralaminare

Paramètres	X_{1+} (MPa)	X_{1-} (MPa)	S (MPa)	G^{1+} (N/mm)	G^{1-} (N/mm)	α_{12}	d_{12}^{max}	$\tilde{\sigma}_{y0}$ (MPa)	C (MPa)	P
	441	441	40	44.9	39.15	0.145	0.61	68	1650	0.5

4.1.2. Modélisation géométrique, maillage et conditions aux limites

Dans cette modélisation, nous nous proposons de réaliser l'encastrement utilisé pour les essais expérimentaux de la section 3.2 du chapitre 3 (voir Figure 3-10). Le composite stratifié est modélisé comme un empilement de quatre plis. Les plis de dimensions 150mm×100mm×2mm sont placés perpendiculairement à l'axe de l'impacteur. Entre chaque pli, on introduit une zone cohésive de même dimensions latérales et d'épaisseur faible (0.001 mm). Afin de maintenir les zones cohésives dans leur position avant l'impact, une contrainte de type « tie » est introduite au contact entre les surfaces des plis et celle des zones cohésives. Ainsi, l'endommagement ne peut se produire que par délaminage (suppression d'un élément de la zone cohésive) ou par suppression d'un élément du pli.

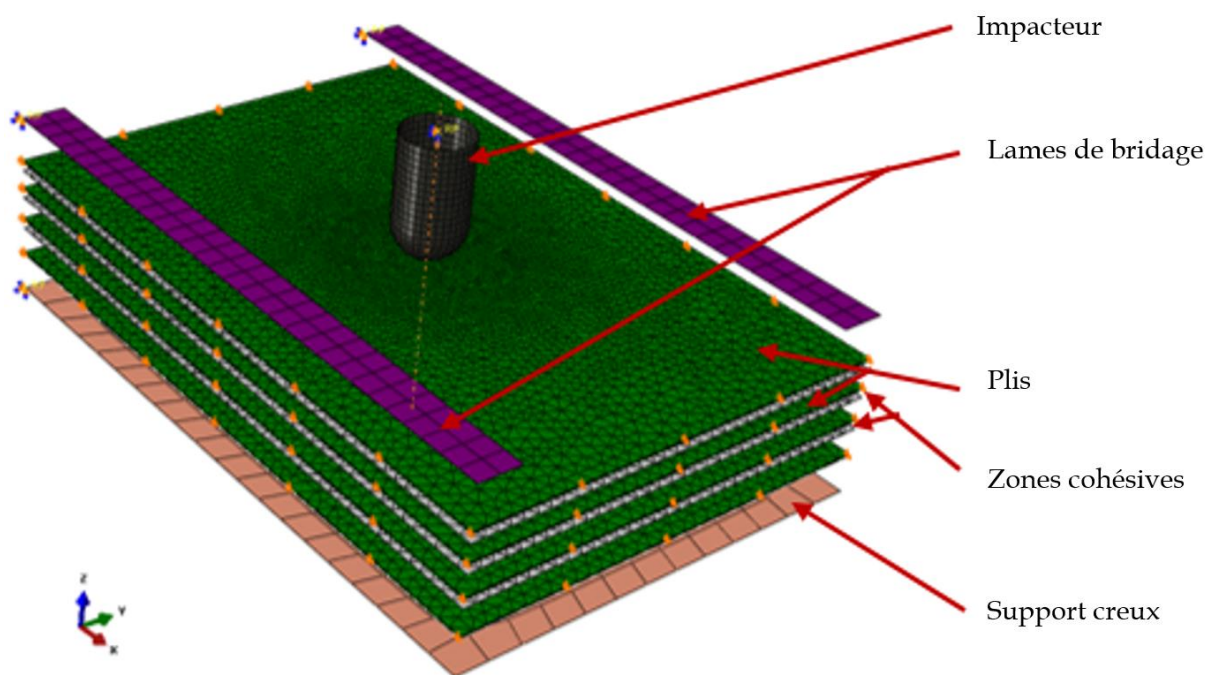


Figure 4-13 : Vue éclatée du modèle macroscopique : maillage et conditions aux limites [169]

L'impacteur de masse $m = 5.632 \text{ kg}$ est un corps rigide de même que le support bas et les lames d'appui. Outre l'encastrement du support creux et des lames, le déplacement des bords suivant les directions principales n'est pas autorisé. Une taille globale d'éléments de 2 mm a

été affectée à la plaque entière. La zone centrale a été raffinée sur un diamètre de 50 mm avec des éléments de taille 0.5 mm au vu des résultats expérimentaux. Ceux-ci ont révélé des endommagements localisés au centre de la plaque. Des éléments triangulaires de type coque 3D et à intégration réduite (SC6R) sont utilisés pour le maillage des plis. Les zones cohésives sont maillées avec des éléments cohésifs COH3D8. Deux éléments ont été choisis par épaisseur de pli. Le solveur dynamique ABAQUS/Explicit est utilisé pour résoudre le problème d'impact. Des énergies d'impact de 30 J, 40 J et 50 J ont été considérées par modification de la vitesse de l'impacteur. Les calculs effectués sur 18 cœurs en parallèle sur des stations de travail Intel(R) Xeon(R) CPU E5-2640 v4, 2 x 2.40 GHz et 64 Go de mémoire RAM ont duré en moyenne 13h 8 min.

4.1.3. Résultats et discussions

Sur la [Figure 4-14](#), nous comparons les courbes d'énergie obtenues numériquement aux résultats expérimentaux présentés dans la [section 3.2](#).

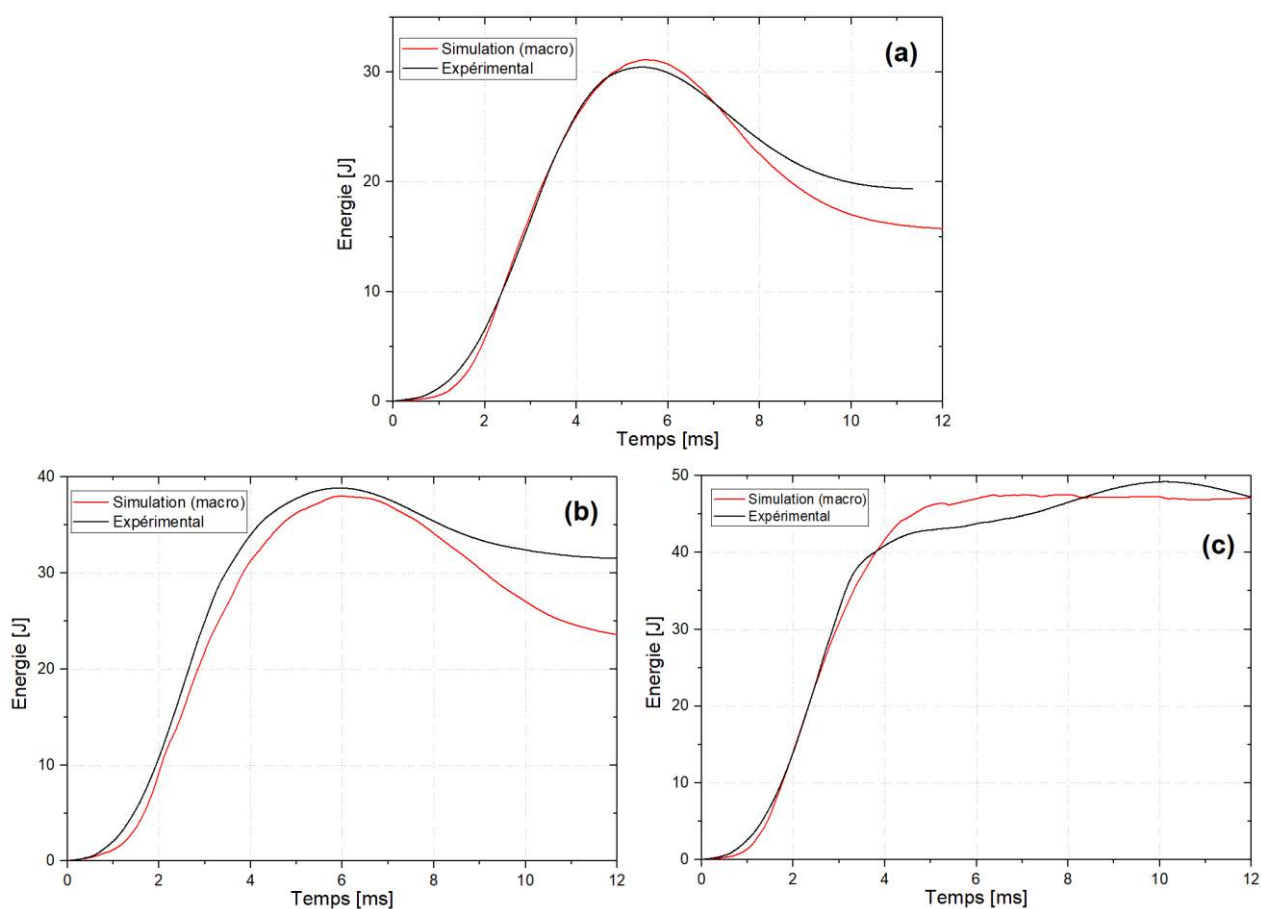


Figure 4-14 : Confrontation des courbes énergie-temps

On peut remarquer la même tendance pour les courbes expérimentales et numériques. La zone de montée est bien simulée notamment à 30 J et 50 J. A 40 J, un écart de moins de 4% est observé. L'erreur relative de l'énergie d'impact (correspondant au maximum) entre la courbe expérimentale et numérique reste inférieure à 7%. A 30 J et 40 J, on note que l'instant correspondant au maximum d'énergie est très proche de celui expérimental (Figure 4-14 (a) et (b)). A 50 J, on prédit, comme expérimentalement, une pénétration de la plaque se traduisant par un plateau au maximum d'énergie (Figure 4-14 (c)). S'agissant de l'énergie absorbée, on note une différence de 3.9 J et 7.1 J respectivement à 30 J et 40 J.

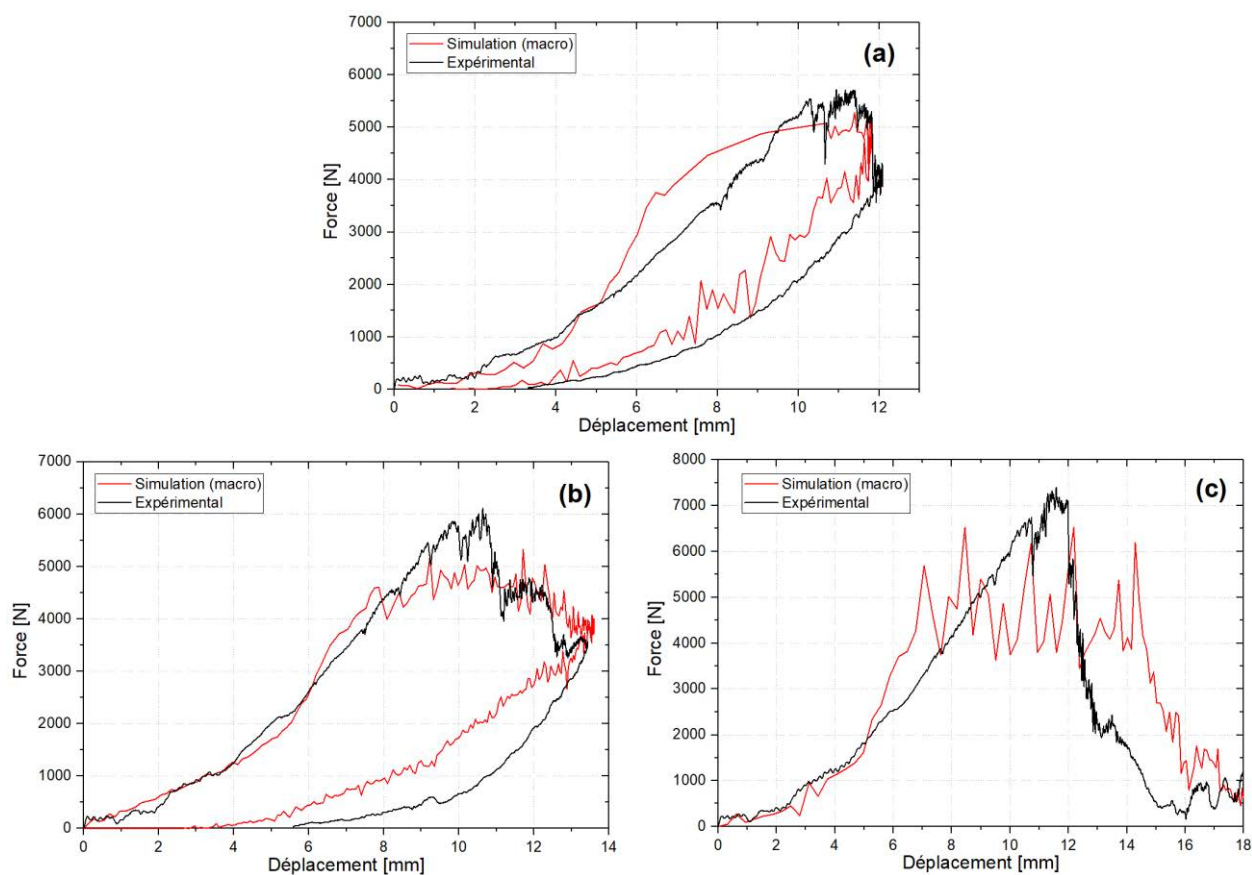


Figure 4-15 : Confrontation des courbes force-déplacement

Globalement, les courbes force-déplacement prédites par les simulations numériques présentent un bon accord avec les résultats expérimentaux surtout en dessous du seuil de pénétration (Figure 4-15). Ces courbes montrent que le module dynamique des matériaux est bien simulé. Des déviations apparaissent à partir d'un instant dépendant de l'énergie d'impact. Les propriétés élastiques calculées au moyen de la MSG semblent prédire correctement la rigidité dynamique du matériau. Les oscillations qui apparaissent plus tard sur la courbe de la force sont dues à l'initiation et à la propagation de l'endommagement.

Malgré les instabilités causées par l'endommagement dans le modèle numérique, la chute de l'effort synchronise bien avec les résultats expérimentaux.

Néanmoins, la force critique prédite numériquement est légèrement faible par rapport à celle issue des données expérimentales. Cela proviendrait du fait qu'un contact projectile-plaque sans frottement a été modélisé. En réalité lorsque l'endommagement survient, le frottement joue un rôle important dans les mécanismes de dissipation d'énergie. Une prise en compte des propriétés de contact est nécessaire pour des énergies d'impact plus élevées.

Afin de suivre l'évolution de l'endommagement, quatre instants correspondant aux différentes phases lors de l'essai à 40 J ont été considérés. La Figure 4-16 montre les historiques (expérimentale et numérique) de la force et les différents champs de variables d'endommagement aux instants considérés. Les variables sont celles liées à la rupture des fibres en traction dans les directions principales du plan du stratifié.

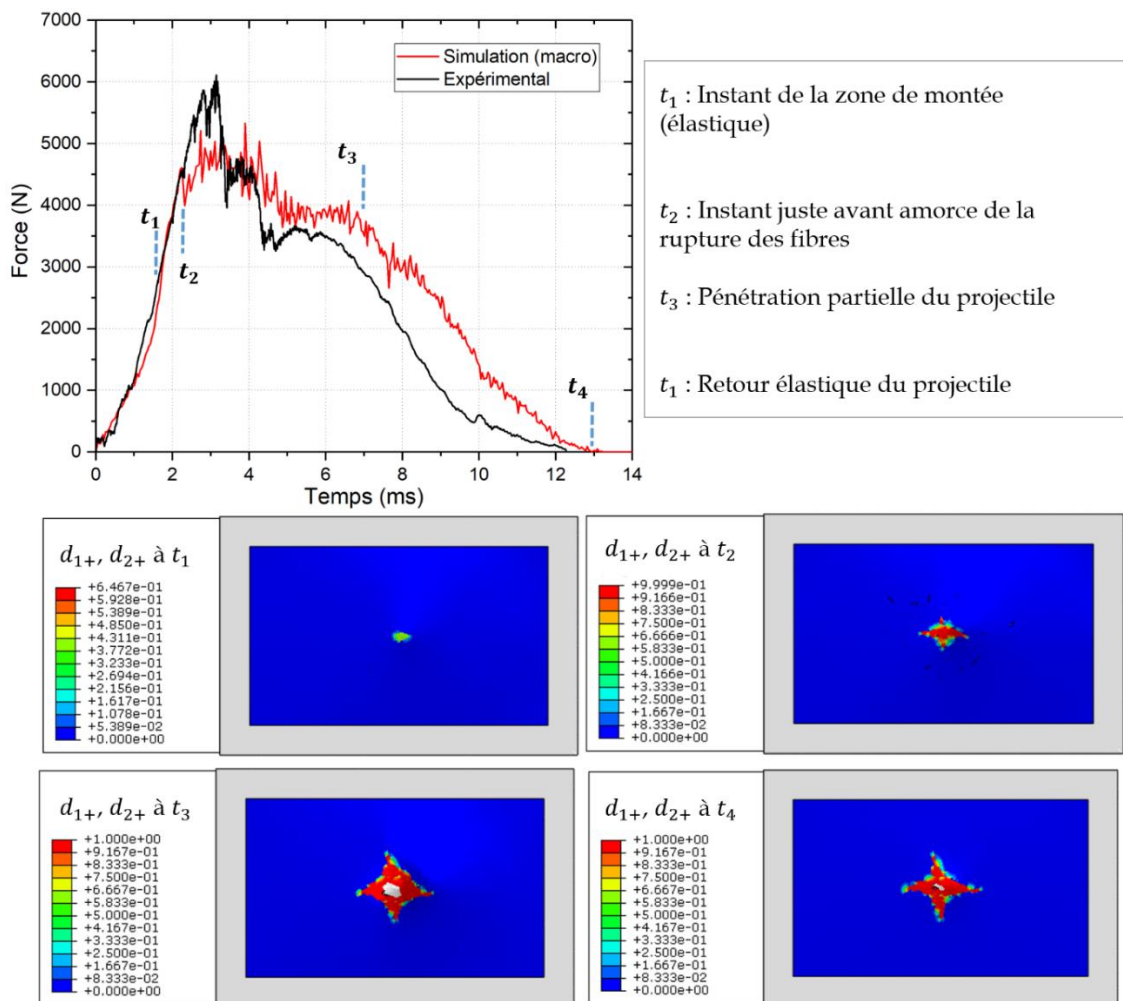


Figure 4-16 : Evolution des variables d'endommagement d_{1+} et d_{2+} à 40 J

- A $t_1 = 1.5 \text{ ms}$, on ne note pas de rupture de fibres du fait qu'aucune des variables d_{1+} ou d_{2+} n'a encore atteint sa valeur critique qui est 1. Ce profil est compatible avec la courbe force-temps. En effet, on n'observe pas de chute d'effort dans la phase de montée de la courbe force-temps avant 1.5 ms .
- A $t_2 = 2.5 \text{ ms}$, une rupture de fibres en traction est sur le point de se produire. Ceci se notifie, d'une part par la valeur de la variable d'endommagement qui atteint presque 1 ($d_{1+} = 0.9999$ ou $d_{2+} = 0.9999$) ; et d'autre part, par la chute brutale de l'effort constatée proche de cet instant. L'initiation de l'endommagement prend la forme de pétales en croix.
- A $t_3 = 7 \text{ ms}$, on note une pénétration partielle de l'impacteur suite à la propagation de l'endommagement des fibres (en traction et compression) et à d'autres mécanismes de rupture (délaminage, fissuration de la matrice).
- Enfin à $t_3 = 13 \text{ ms}$, on assiste à une sorte de refermeture des plis endommagés à cause du retour élastique de l'impacteur. Les plis en contact avec l'impacteur ont tendance à retourner dans leur position initiale. Une indentation permanente est observée à la fin de l'essai à cause de la déformation plastique.

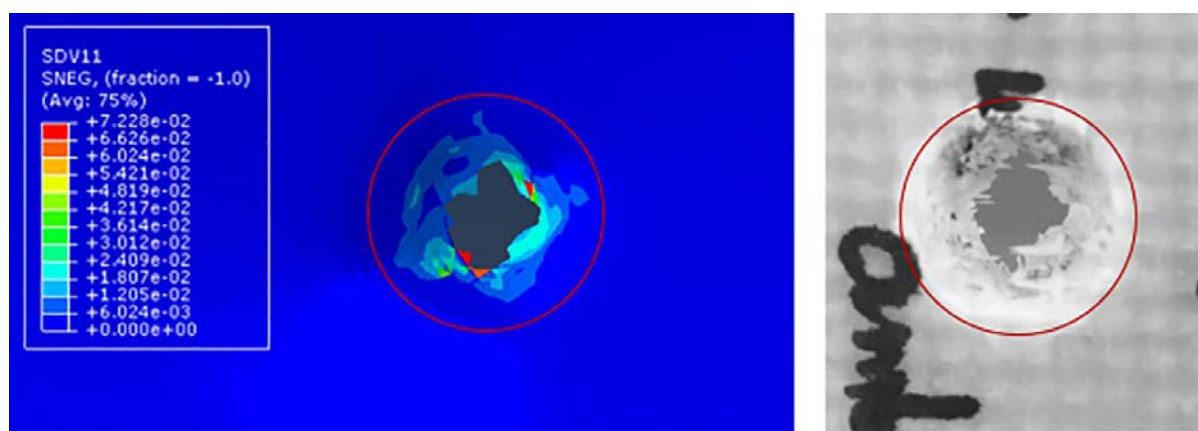


Figure 4-17 : Face opposée à celle impactée à 50 J : répartition de la déformation plastique équivalente en fin d'essai (à gauche) ; faciès d'endommagement expérimental (à droite) [169]

D'autre part, nous comparons à une même échelle, la face opposée à celle impactée après l'indentation marquée par l'impacteur à la fin du calcul aux faciès de rupture observés expérimentalement en cas de pénétration totale (Figure 4-17). Les champs de déformation plastique équivalente montrent que les zones critiques sont concentrées autour de la zone d'impact. Ces résultats sont très proches et permettent de confirmer la rupture en quatre pétales des composites tissés [0/90].

Bilan

L'approche de modélisation macroscopique du composite acrylique en utilisant la mécanique de l'endommagement continu du pli a permis de simuler l'impact basse vitesse des stratifiés fibres de verre/Acrylique. Les réponses macroscopiques sont confrontées à celles issues de l'expérience. Un écart marginal est constaté entre la pente de la courbe numérique et expérimentale et les énergies absorbées. Néanmoins, l'allure reste discutable quand on compare les oscillations des deux courbes de force-déplacement. Outre l'absence du frottement au contact plaque-impacteur dans le modèle numérique, la différence notée peut être également attribuée à deux principales hypothèses du modèle :

- Les fibres sont considérées comme parfaitement alignées. On néglige l'ondulation des torons et leur entrecroisement dans les deux sens (chaine et trame). Ainsi, les propriétés mécaniques sont basées sur des détails microstructuraux mais affectées à des plis homogènes. En d'autres termes, la topologie et la morphologie des phases n'a pas été prise en compte.
- La déformation plastique de la matrice est liée uniquement au cisaillement plan du matériau composite macroscopique.

Pour décrire au mieux l'endommagement des composites tissés, l'alternative proposée dans la section suivante est d'établir un modèle capable de prédire l'endommagement et la rupture sur une géométrie plus réaliste. Cette géométrie est capable de ressortir l'architecture des torons noyés dans la matrice acrylique. En plus, ce modèle qu'on appellera modèle mésoscopique prend en compte la loi de comportement élasto-viscoplastique de la résine acrylique (uniquement pour la phase matricielle en dehors des torons).

5. Modélisation mésoscopique

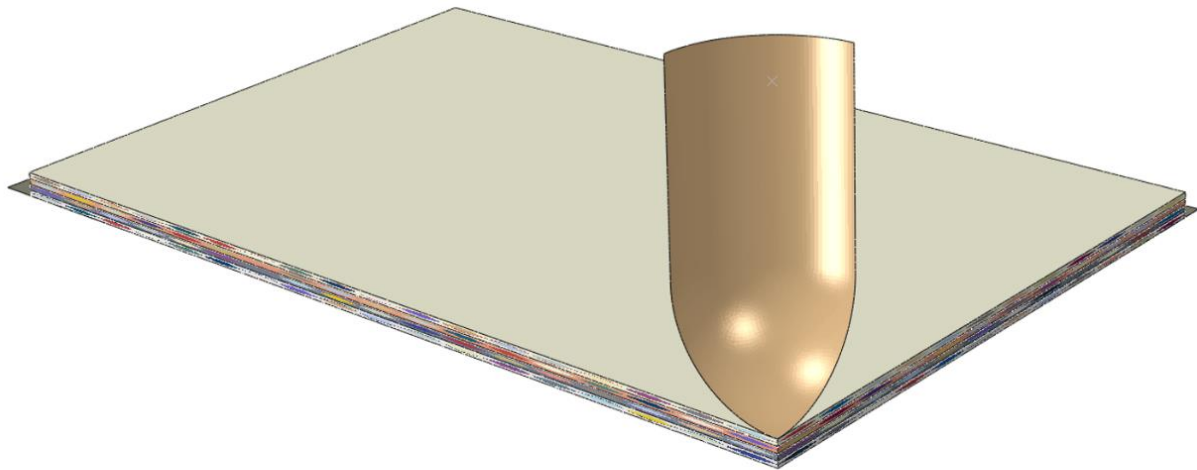
Pour des simulations en dynamique telles que l'impact basse vitesse, un modèle à l'échelle mésoscopique apparaît plus précis et offre plus de flexibilité [116]. Un tel modèle offre la possibilité de prédire, la taille la forme et la localisation des zones critiques car celles-ci sont directement liées à la microstructure, à la géométrie et à la topologie du matériau représenté (Figure 4-18). Des techniques de submodélisation permettent de localiser à des échelles inférieures les champs mécaniques (par exemple dans un toron constitué de fibres unidirectionnelles et présentant des zones de confinement). Néanmoins cette approche est rarement utilisée dans la bibliographie à cause de sa mise en œuvre relativement complexe.

En effet, elle nécessite de décrire différentes phases avec des lois d'endommagement et des critères de rupture appropriés.

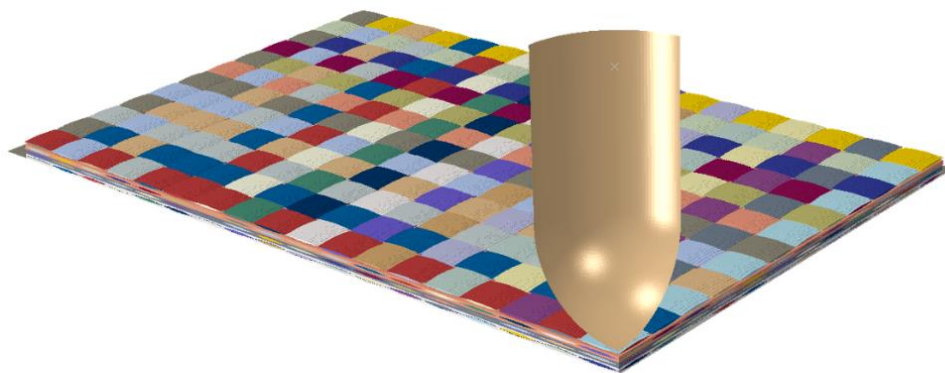
5.1. Technique de modélisation à l'échelle mésoscopique

Contrairement à l'approche macroscopique où le pli a été modélisé avec des éléments coques volumiques, nous avons utilisé des éléments solides 3D pour simuler l'endommagement sous impact du composite stratifié fibres de verre/Acrylique à l'échelle mésoscopique. Ceci afin d'éviter les problèmes d'échec prématuré de calcul survenus lors de la simulation macroscopique (avec des éléments coques) à grandes énergies d'impact (50 J). Une autre raison nous ayant amené à privilégier les éléments solides est que les éléments coques ne peuvent pas supporter au-delà de 10% de rétrécissement de leur épaisseur initiale lors d'une traction par exemple. Un algorithme robuste doit être construit pour prendre en compte ceci. Même si les éléments coques offrent un bon incrément de temps pour la stabilité des calculs, les éléments solides sont nécessaires pour la simulation des composites à l'échelle mésoscopique [116]. Les éléments utilisés pour mailler la matrice tout comme les torons sont de type C3D8R. L'intégration réduite permet de faciliter la suppression des éléments. Le nombre total d'éléments du modèle est de 151568 dont 150000 pour la plaque composite.

La [Figure 4-19](#) montre partiellement le modèle géométrique de la plaque vue dans l'épaisseur et les dimensions des torons. Afin de réduire considérablement le nombre d'éléments du modèle, seul le quart de plaque a été modélisé. Chaque pli est maillé avec 37500 voxels ([Figure 4-20](#)). Les conditions de fixation (avec quatre sauterelles d'appui) décrites dans la [section 3.1](#) du [chapitre 3](#) ont été réalisées. La pointe de sauterelle est en caoutchouc et peut subir des vibrations lors de l'impact. Ce qui fait que l'effort de contact à ce niveau est mal maîtrisé lors des sollicitations. Ainsi, un blocage des déplacements de 5 nœuds \times 5 nœuds situés autour du point de contact entre la sauterelle et la plaque remplace l'appui.



(a) Modèle géométrique du stratifié tissé à 4 plis



(b) Mise en évidence des torons



(c) Zone matricielle du pli en contact avec l'impacteur

Figure 4-18 : Modélisation au quart du composite stratifié à quatre plis

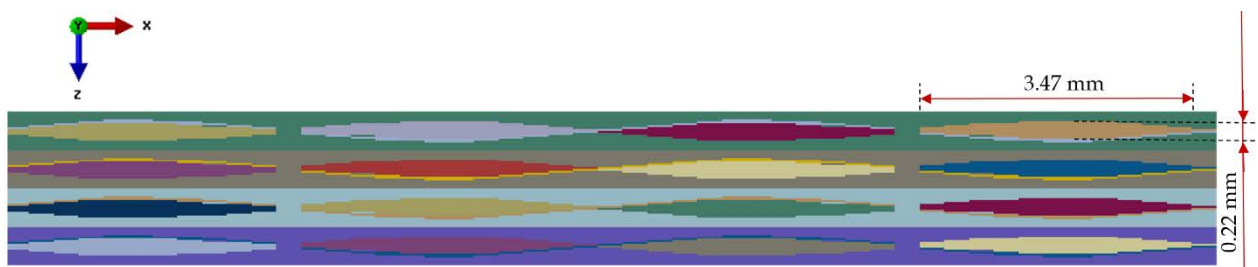


Figure 4-19 : Modèle géométrique vue dans l'épaisseur

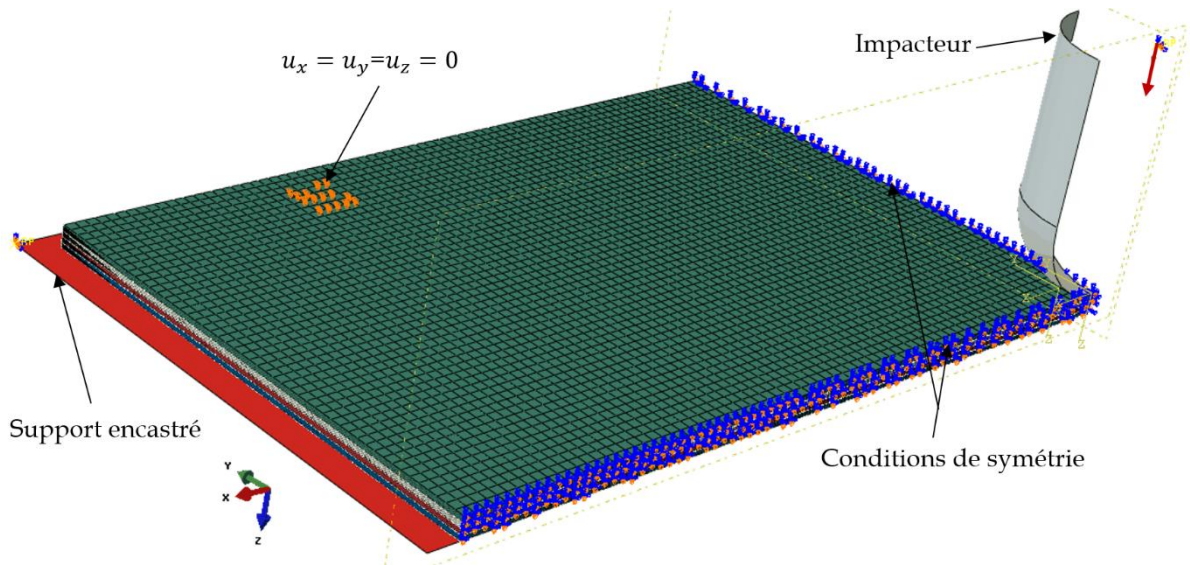


Figure 4-20 : Maillage et conditions aux limites

5.2. Modélisation de l'endommagement des torons et du comportement mécanique de la matrice acrylique

Le comportement élastique isotrope transverse des torons avant l'initiation de l'endommagement est pris en compte à travers la matrice de rigidité orthotrope suivante :

$$\begin{pmatrix} \sigma_{11} \\ \sigma_{22} \\ \sigma_{33} \\ \sigma_{12} \\ \sigma_{31} \\ \sigma_{23} \end{pmatrix} = \begin{bmatrix} C_{11}^0 & C_{12}^0 & C_{13}^0 & & & \\ C_{12}^0 & C_{22}^0 & C_{23}^0 & & & \\ C_{13}^0 & C_{23}^0 & C_{33}^0 & & & \\ & & & 2G_{12} & & \\ & & & & 2G_{31} & \\ & & & & & 2G_{23} \end{bmatrix} \begin{pmatrix} \varepsilon_{11} \\ \varepsilon_{22} \\ \varepsilon_{33} \\ \varepsilon_{12} \\ \varepsilon_{31} \\ \varepsilon_{23} \end{pmatrix} \quad (4-25)$$

avec :

$$\begin{aligned} C_{11}^0 &= E_{11}^0(1 - \nu_{23}\nu_{32})\Gamma \\ C_{22}^0 &= E_{22}^0(1 - \nu_{13}\nu_{31})\Gamma \\ C_{33}^0 &= E_{33}^0(1 - \nu_{12}\nu_{21})\Gamma \\ C_{12}^0 &= E_{11}^0(\nu_{21} + \nu_{31}\nu_{23})\Gamma \\ C_{13}^0 &= E_{11}^0(\nu_{31} + \nu_{21}\nu_{32})\Gamma \\ C_{23}^0 &= E_{22}^0(\nu_{32} + \nu_{12}\nu_{31})\Gamma \\ \Gamma &= 1/(1 - \nu_{12}\nu_{21} - \nu_{31}\nu_{13} - \nu_{23}\nu_{32} - 2\nu_{21}\nu_{32}\nu_{13}) \end{aligned} \quad (4-26)$$

Les E_{ij}^0 sont les constantes de l'ingénieur initiales évaluées grâce à l'analyse microscopique du SG.

Afin de prédire l'endommagement des torons unidirectionnels, le critère de rupture de Hashin [79] modifié par Puck [82] (pour la matrice) a été choisi. Seule une formulation 2D du critère de Hashin est disponible dans Abaqus. Son extension en 3D s'impose à cause des éléments finis utilisés et a été codé sous forme de sous-programme utilisateur VUMAT. Ce critère considère quatre modes de rupture dont deux pour la rupture des fibres (traction et compression) et les deux autres pour la matrice (traction et compression) comme suit :

$$\text{Fibre en traction } (\sigma_{11} \geq 0) : d_{f+} = \left(\frac{\sigma_{11}}{X_+}\right)^2 + \alpha \left(\frac{\sigma_{12}}{S_{12}}\right)^2 + \beta \left(\frac{\sigma_{13}}{S_{13}}\right)^2 = 1 \quad (4-27)$$

$$\text{Fibre en compression } (\sigma_{11} < 0) : d_{f-} = \left(\frac{\sigma_{11}}{X_-}\right)^2 = 1 \quad (4-28)$$

$$\text{Matrice} : d_m = \left(\frac{\sigma_{11}}{2X_+}\right)^2 + \frac{(\sigma_{22} + \sigma_{33})^2}{Y_+ Y_-} + \left(\frac{\sigma_{12}}{S_{12}}\right)^2 + (\sigma_{22} + \sigma_{33}) \left(\frac{1}{Y_+} + \frac{1}{Y_-}\right) = 1 \quad (4-29)$$

avec $d_m = d_{m+}$ en traction ($\sigma_{22} + \sigma_{33} \geq 0$) et $d_m = d_{m-}$ en compression ($\sigma_{22} + \sigma_{33} < 0$).

$X_{(+/-)}$, $Y_{(+/-)}$, S_{12} et S_{13} sont les contraintes ultimes à la rupture suivant les directions longitudinale, transversale et de cisaillement ; $d_{f(+/-)}$ et $d_{m(+/-)}$ sont les variables d'endommagement associées aux quatre modes de ruptures. Les coefficients α et β permettent de prendre en compte la contribution du cisaillement (respectivement dans les plans (x, y) et (x, z)) à l'initiation de l'endommagement de la fibre par traction. On considère comme dans la section 2.1.3.1 que la direction x correspond à celle des fibres. Dès qu'un endommagement survient c'est-à-dire quand l'une des variables d'endommagement atteint 1, la réponse du matériau endommagé devient :

$$\begin{pmatrix} \sigma_{11} \\ \sigma_{22} \\ \sigma_{33} \\ \sigma_{12} \\ \sigma_{31} \\ \sigma_{23} \end{pmatrix} = \begin{bmatrix} C_{11}^d & C_{12}^d & C_{13}^d & & & \\ C_{12}^d & C_{22}^d & C_{23}^d & & & \\ C_{13}^d & C_{11}^d & C_{33}^d & & & \\ & & & C_{44}^d & & \\ & & & & C_{55}^d & \\ & & & & & C_{66}^d \end{bmatrix} \begin{pmatrix} \varepsilon_{11} \\ \varepsilon_{22} \\ \varepsilon_{33} \\ \varepsilon_{12} \\ \varepsilon_{31} \\ \varepsilon_{23} \end{pmatrix} \quad (4-30)$$

avec :

$$\begin{aligned} C_{11}^d &= (1 - d_f)C_{11}^0 \\ C_{22}^d &= (1 - d_f)(1 - d_m)C_{22}^0 \\ C_{33}^d &= (1 - d_f)(1 - d_m)C_{33}^0 \\ C_{12}^d &= (1 - d_f)(1 - d_m)C_{12}^0 \\ C_{13}^d &= (1 - d_f)(1 - d_m)C_{13}^0 \\ C_{23}^d &= (1 - d_f)(1 - d_m)C_{23}^0 \\ C_{44}^d &= 2(1 - d_f)(1 - S_{m+}d_{m+})(1 - S_{m-}d_{m-})G_{12} \\ C_{55}^d &= 2(1 - d_f)(1 - S_{m+}d_{m+})(1 - S_{m-}d_{m-})G_{13} \\ C_{66}^d &= 2(1 - d_f)(1 - S_{m+}d_{m+})(1 - S_{m-}d_{m-})G_{23} \end{aligned} \quad (4-31)$$

d_m et d_f sont les variables d'endommagement globales relatives respectivement à la matrice et à la fibre. Elles combinent la traction et la compression pour une phase considérée (matrice ou fibre).

$$\begin{aligned} d_m &= 1 - (1 - d_{m+})(1 - d_{m-}) \\ d_f &= 1 - (1 - d_{f+})(1 - d_{f-}) \end{aligned} \quad (4-32)$$

Les $S_{m(+/-)}$ permettent de contrôler la perte des modules de cisaillement causée par la ruine de la matrice en traction ou en compression. Empiriquement, ces paramètres sont calibrés à $S_{m+} = 0.8$ et $S_{m-} = 0.5$ [116].

Une variable est introduite dans le code pour faciliter la suppression des éléments dont la matrice de rigidité endommagée se réduit à 0. Nous n'avons pas pris en compte l'endommagement progressif (adoucissement) à cause de la rupture fragile des torons de fibres.

Les organigrammes d'implémentation des routines liées au toron et à la matrice sont donnés respectivement par les [Figure 4-21](#) et [Figure 4-22](#).

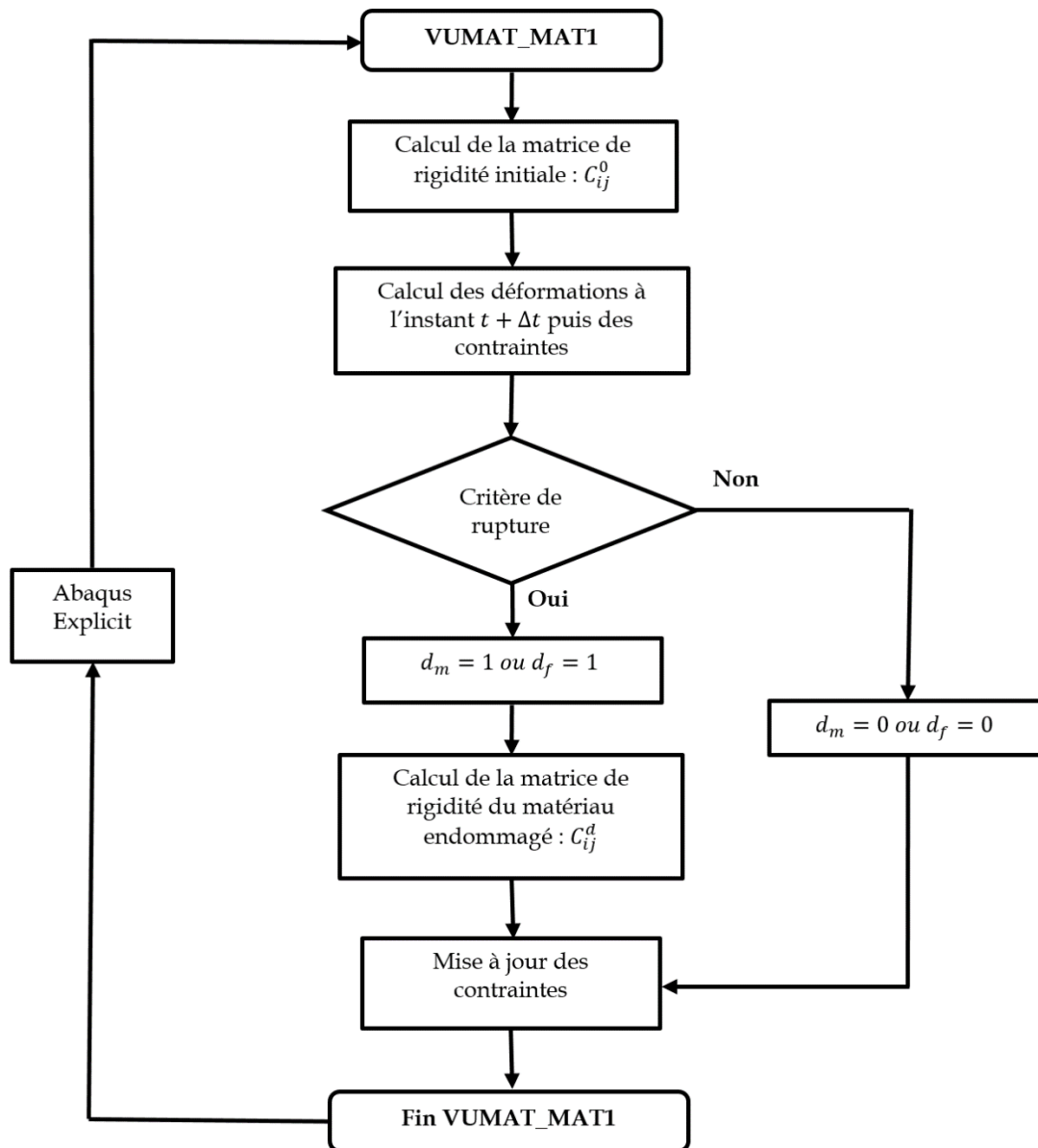


Figure 4-21 : Algorithme d'implémentation du comportement élastique endommageable des torons

Les limites à la rupture des torons suivant les différentes directions de sollicitations et les plans de cisaillements ne sont pas simples à déterminer. Certains auteurs proposent la méthode d'homogénéisation numérique d'un VER pour estimer ces valeurs. Celles choisies, ici, sont des estimations en se basant sur des valeurs de la bibliographie [116]. La validation de ces paramètres a été effectuée pour une énergie d'impact de 30 J. En ce qui concerne la loi de comportement matricielle, tous les paramètres ont été identifiés par Nasraoui [152] et résumés dans le [Tableau 4-2](#).

Tableau 4-9 : Résistances ultimes des torons de fibres (70% en volume)

Paramètres	X ₊ (GPa)	X ₋ (GPa)	Y ₊ (GPa)	Y ₋ (GPa)	S ₁₂ = S ₁₃ (GPa)
	3.95	3.45	0.485	0.49	0.298

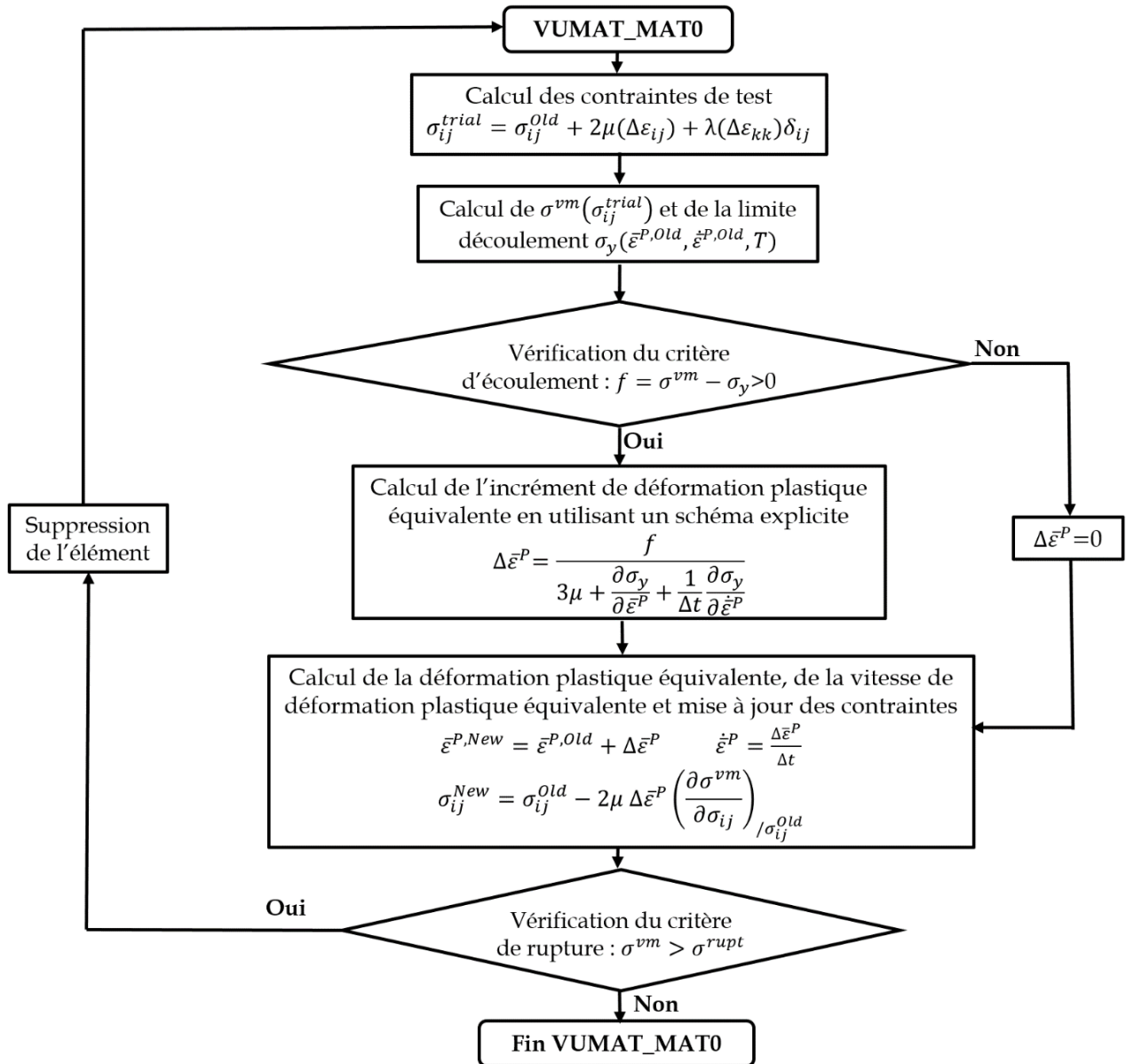


Figure 4-22 : Algorithme explicite d'implémentation de la loi de comportement élasto-viscoplastique de la matrice

Les simulations ont été effectuées pour une période de temps de 15 ms sur 36 cœurs (en parallèle sur des stations de travail Intel(R) Xeon(R) CPU E5-2640 v4, 2 × 2.40 GHz et 64 Go de mémoire RAM). Un essai dure environ 12h 20 min. Des énergies d'impact de 10 J à 60 J ont été

testées. La faible épaisseur des éléments du modèle due à la complexité de la géométrie engendre un incrément de temps stable relativement faible (10^{-9} s). Après une étude de convergence, un incrément de temps de l'ordre de 10^{-8} s est utilisé. En cas, de difficulté de convergence pouvant être causée par une forte non linéarité, cet incrément est automatiquement réduit à 10^{-9} s.

5.3. Réponse macroscopique et confrontation avec la base de données expérimentales

Dans cette partie, nous présentons les résultats de la simulation à l'échelle mésoscopique et leur confrontation avec ceux issus des essais présentés dans la [section 3.1](#) du [chapitre 3](#). Cette comparaison est faite aussi bien pour la réponse globale (force-temps, déplacement-temps et énergie-temps) que pour les contours d'endommagement.

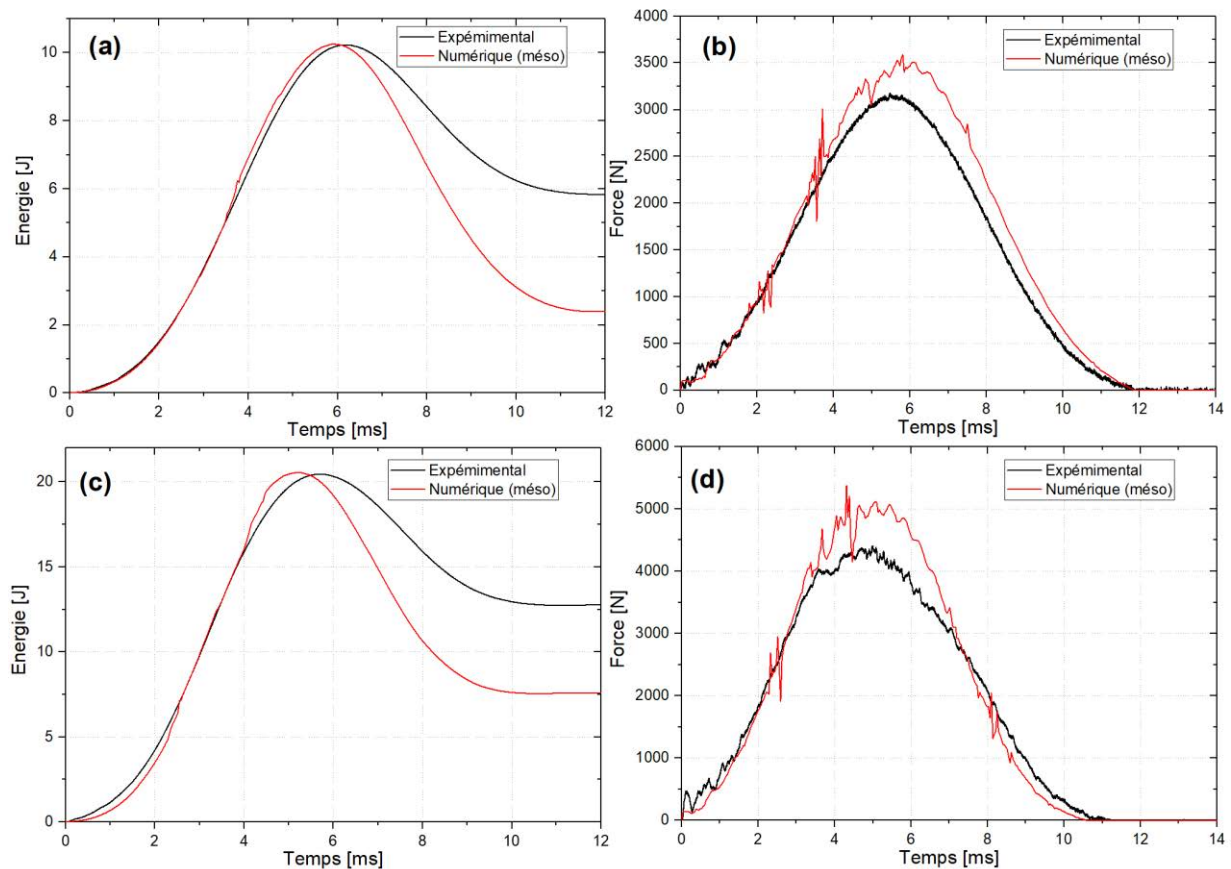


Figure 4-23 : Confrontations essai / simulation numérique. (a) Energie-temps et (b) Force-temps à 10 J ; (c) Energie-temps et (d) Force-temps à 20 J

Les [Figure 4-23 \(a\)](#) et [Figure 4-23 \(b\)](#) présentent respectivement les évolutions en fonction du temps de l'énergie et de la force, pour une énergie d'impact de 10 J. De même, les [Figure 4-23 \(c\)](#) et [Figure 4-23 \(d\)](#) correspondent respectivement aux évolutions en fonction du temps de

l'énergie et de la force pour une énergie d'impact de 20 J. L'énergie d'impact ainsi que la pente de la courbe force-déplacement sont bien simulées à 10 J et 20 J. Cependant, une surestimation de la force critique (F_{max}) est à noter. A 10 J, l'écart entre la force critique simulée et celle expérimentale est d'environ 9.37%. Cette différence avoisine 19% à 20 J. La surestimation de la force critique est confirmée par la comparaison des énergies absorbées. En effet, l'énergie absorbée prédite par la simulation numérique apparaît faible et peut être attribuée à l'imprécision des valeurs critiques de contraintes suivant les différents modes de sollicitations.

Les résultats à 10 J (ci-dessus) sont en accord avec la courbe du déplacement de l'impacteur en fonction du temps (Figure 4-24 (a)). Nous remarquons que la déflexion maximale et l'instant correspondant à son apparition sont faibles numériquement en raison de la difficulté à initier l'endommagement des plis. A $t = 6 \text{ ms}$, le déplacement de l'impacteur du modèle numérique est maximal et sa valeur est de 7.73 mm ; soit une différence d'environ 0.27 mm par rapport aux données expérimentales (Figure 4-24 (b)).

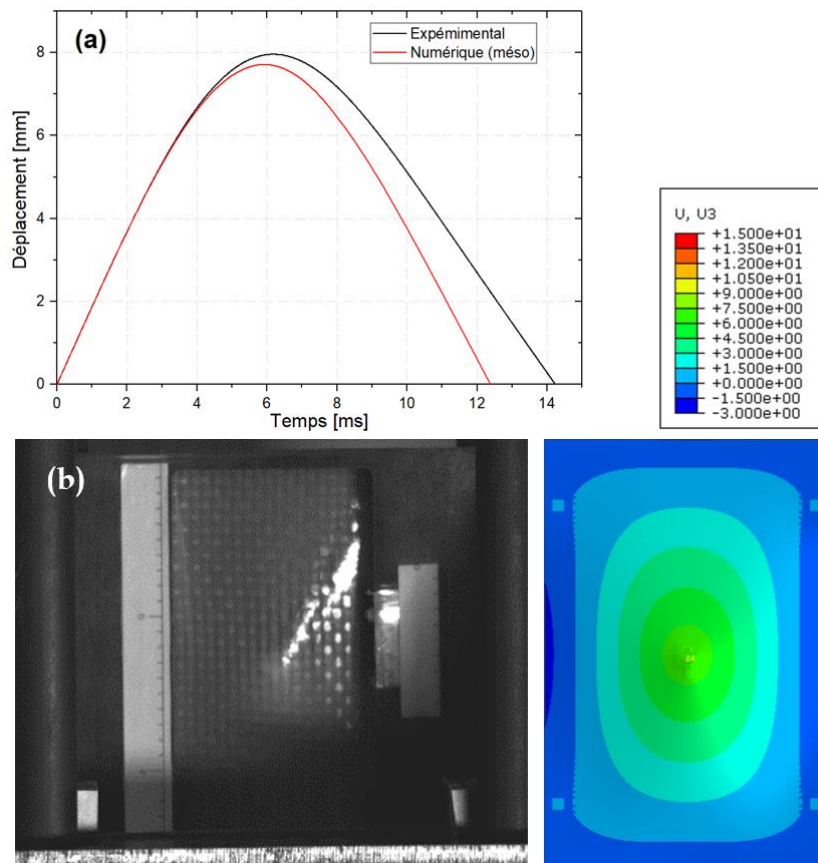


Figure 4-24 : Confrontation expérimentation / simulation numérique à 10 J. (a) Historique du déplacement ; (b) Champs de déplacement de l'impacteur (à droite) et essai expérimental (à gauche) à

$t = 6 \text{ ms}$

Lorsque l'énergie d'impact augmente à 30 J (Figure 4-25 (a)), la tendance est renversée. A $t = 6$ ms, le déplacement de l'impacteur est de 12.25 mm et se trouve en légère hausse par rapport à l'essai. Ce résultat est confirmé lors de la confrontation des contours d'endommagement à cet instant (Figure 4-25 (b)). La rupture de fibres du modèle numérique semble plus marquée que ce que révèlent les observations expérimentales. Ce contraste par rapport à 10 J et 20 J, peut être dû à la sensibilité à la vitesse de déformation des limites à la rupture. En effet, toutes les simulations ont été effectuées en considérant les mêmes valeurs de limites à la rupture. Ce qui pourrait être discutable puisque la vitesse de déformation n'est pas la même à ces différents énergies d'impact.

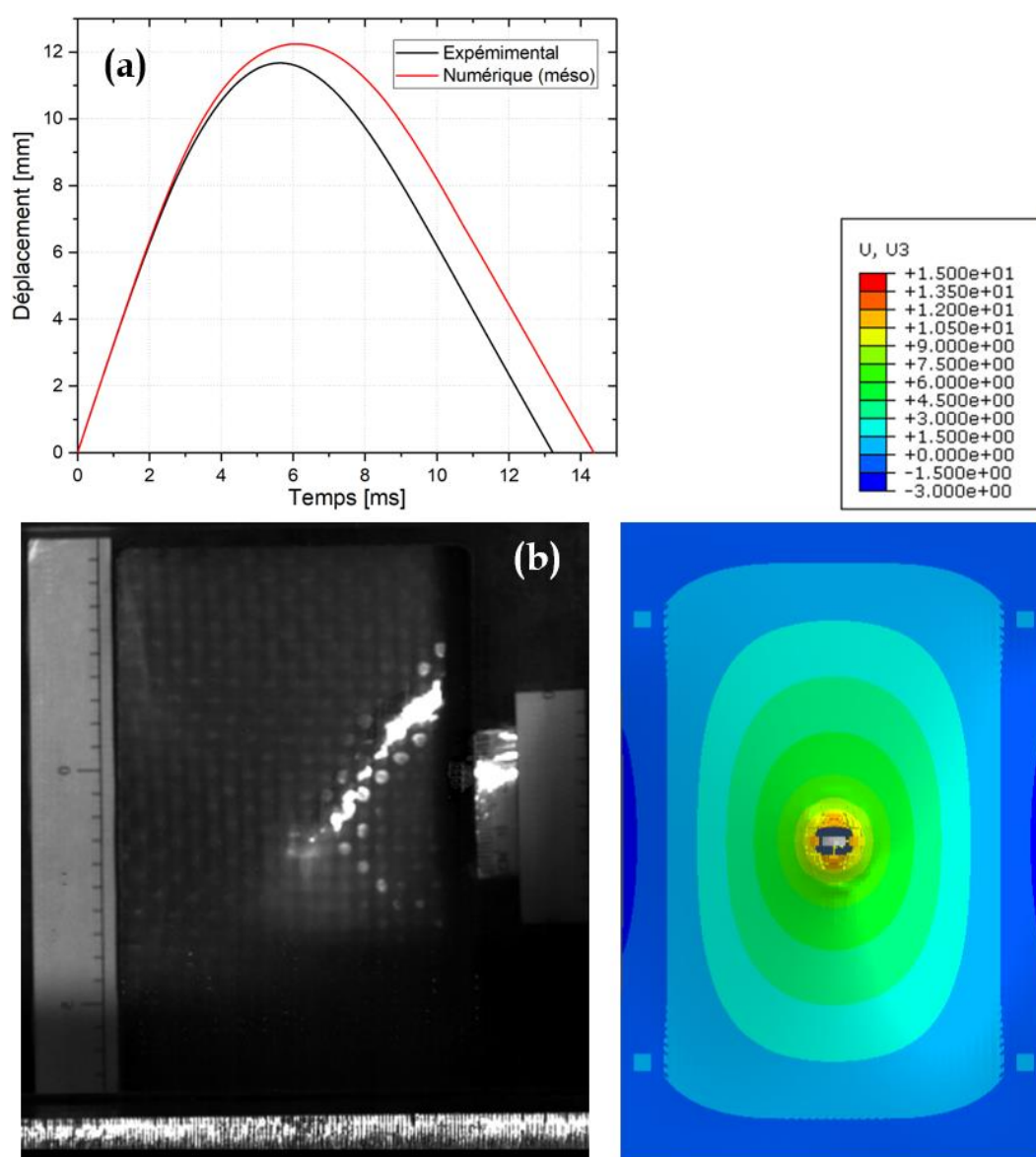


Figure 4-25 : Confrontation essai / simulation numérique à 30 J. (a) Historique du déplacement ; (b) Champs de déplacement de l'impacteur (à droite) et essai expérimental (à gauche) à $t = 6$ ms

De manière générale, les valeurs prédites par le modèle numérique sont relativement correctes et notamment à une énergie d'impact de 30 J et 40 J (Figure 4-26 et Figure 4-27). La pente de la courbe force-temps et l'énergie d'impact sont correctement reproduites. Les forces critiques et les énergies absorbées sont très proches des résultats d'essai. La différence entre les valeurs d'énergie absorbée prédites par le modèle numérique et les données expérimentales reste inférieure à 7%. Malgré la similitude entre les courbes, l'effort chute plus brutalement dans le modèle numérique. Cela pourrait s'expliquer par la perte de raideur qu'engendre la suppression des éléments du modèle numérique. Par ailleurs, les oscillations sont moins importantes que dans le cas du modèle macroscopique et synchronise mieux avec les résultats expérimentaux. L'aire sous la courbe de la force en fonction du déplacement correspond à l'énergie absorbée par le matériau et dissipée sous forme d'endommagement (Figure 4-27 (a), (b)).

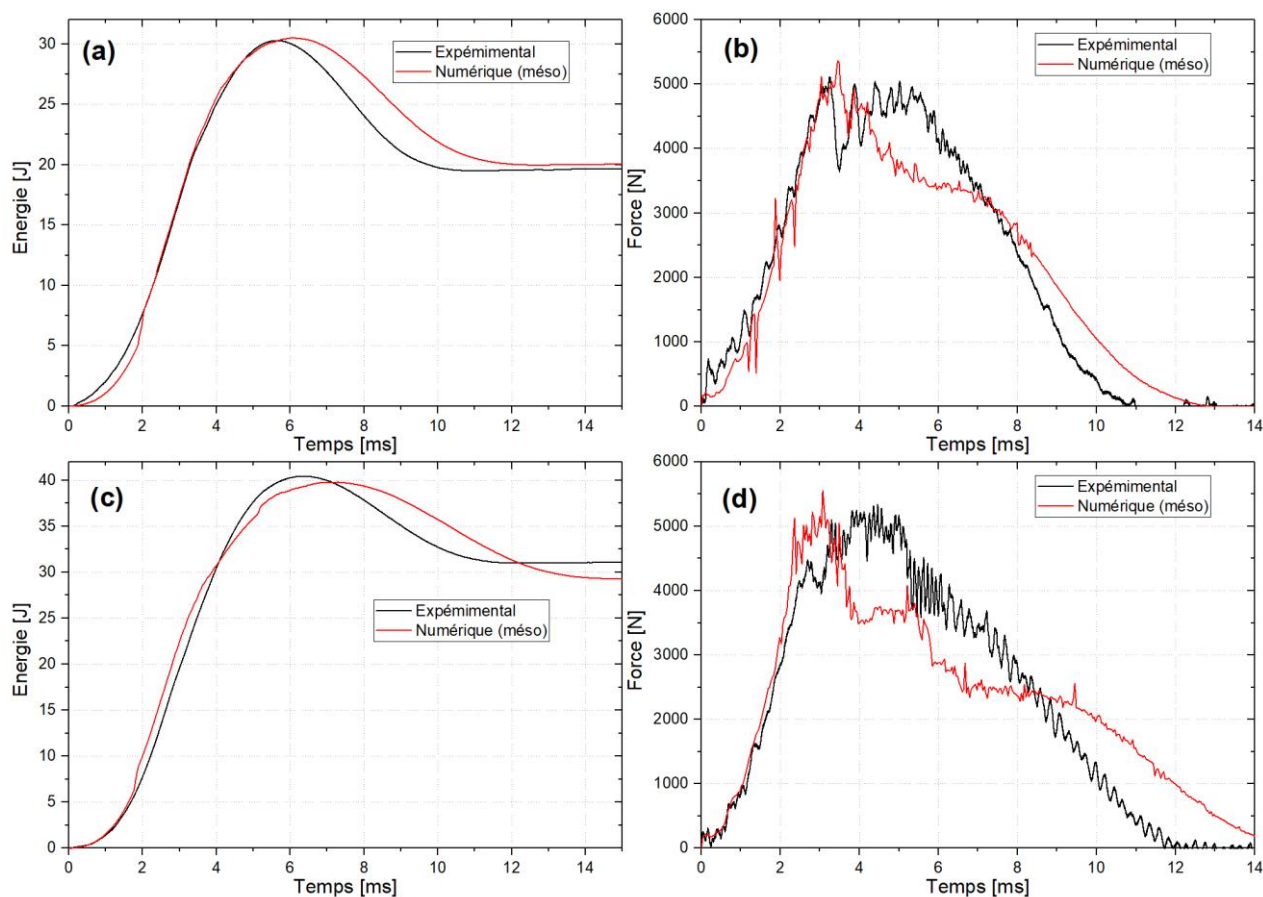


Figure 4-26 : Confrontations expérimentation / simulation numérique. (a) Energie-temps et (b) Force-temps à 30 J ; (c) Energie-temps et (d) Force-temps à 40 J

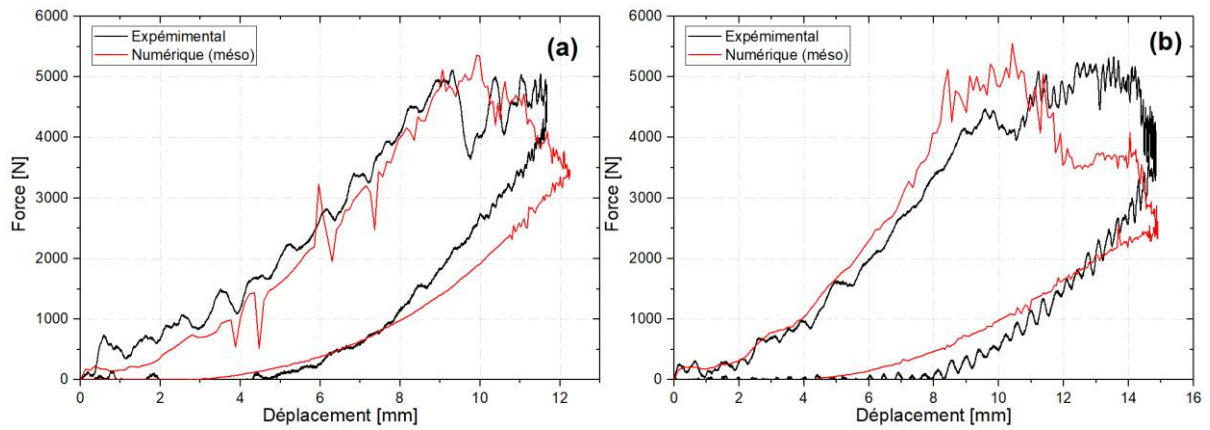


Figure 4-27 : Confrontations expérimentation / simulation numérique. (a) Force déplacement à 30 J ;
(b) Force-déplacement à 40 J

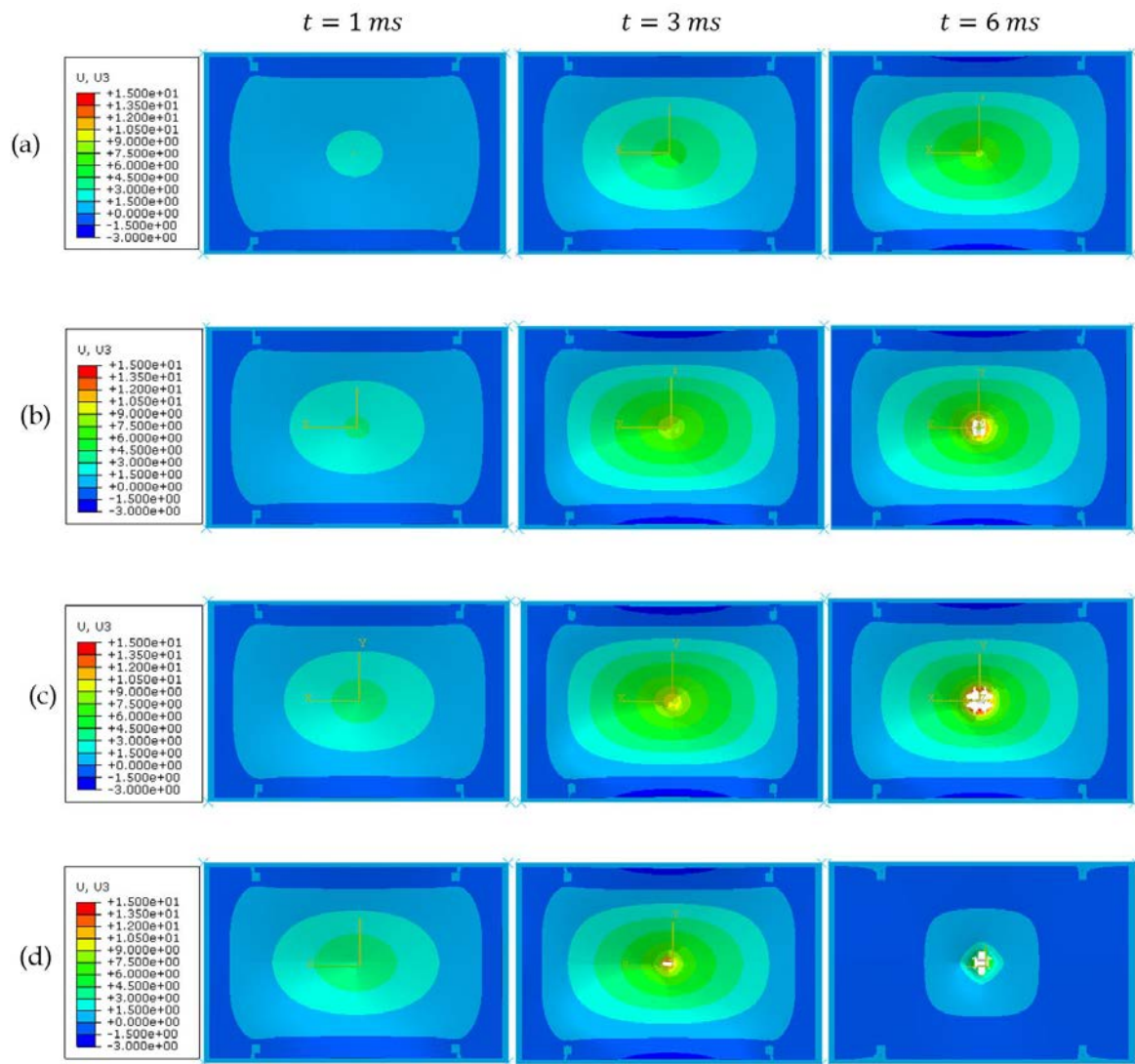


Figure 4-28 : Champs de déplacement suivant la direction de l'impacteur et cinétique d'endommagement à différentes énergies. (a) 10 J, (b) 30 J, (c) 40 J et (d) 50 J

En analysant la distribution des champs de déplacement suivant la direction de l'impacteur (Figure 4-28), nous remarquons que le déplacement est nul aux nœuds fixés du problème. Le déplacement de l'impacteur augmente avec l'énergie quand on se situe dans la zone de montée de la courbe force-déplacement. Quand le temps augmente ou quand l'énergie augmente, nous assistons à un soulèvement des bords latéraux de la plaque comme ce fut le cas expérimentalement en utilisant ces conditions de fixation. A 50 J et à $t = 6 \text{ ms}$, la pénétration de la plaque est totale (voir Figure 4-29). Ce qui explique le retour élastique de la plaque (Figure 4-28 (d)). La pénétration obtenue est en partie due au fait qu'à cette vitesse d'impact, l'interaction entre la plaque et l'impacteur est difficile à gérer à partir d'un instant donné de la simulation numérique ($t = 5.2 \text{ ms}$).

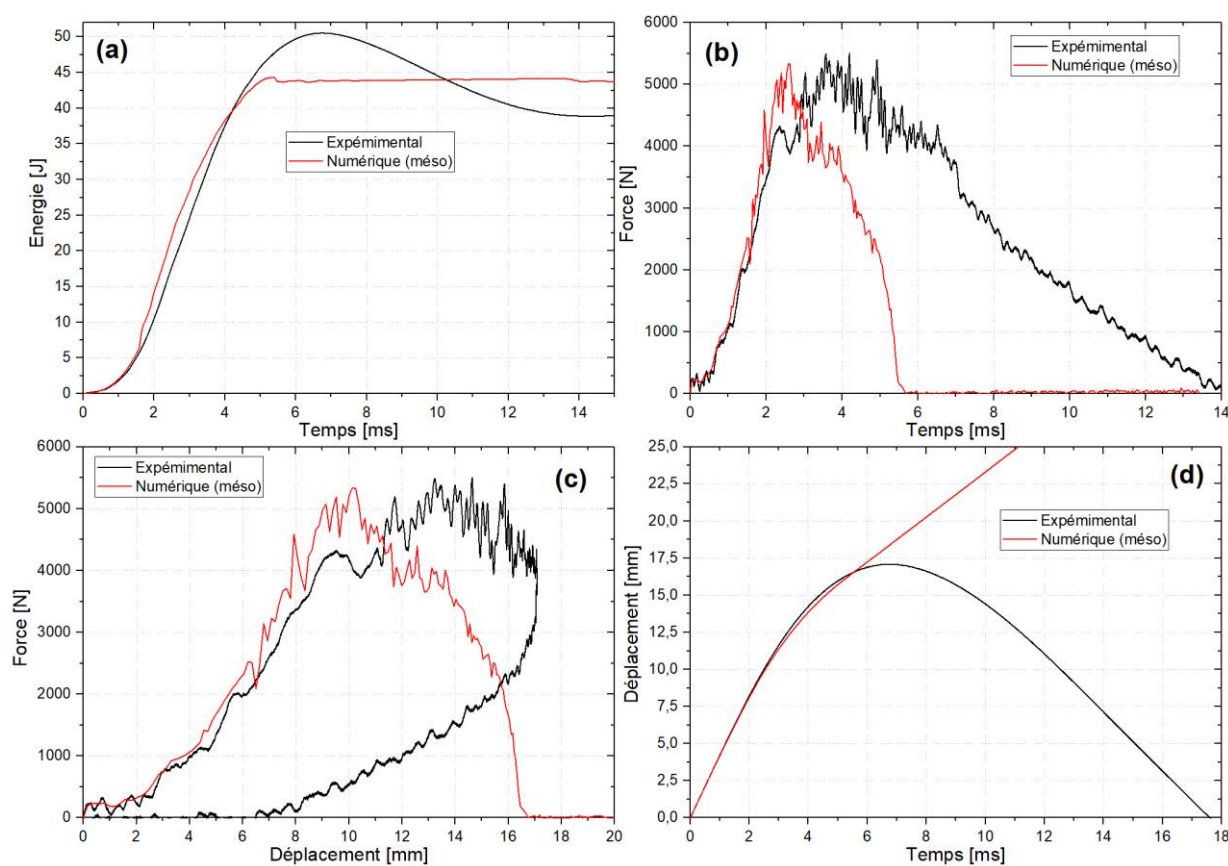


Figure 4-29 : Confrontations expérimentation / simulation numérique à 50 J. (a) Energie-temps, (b) Force-temps, (c) Force-déplacement et (d) Déplacement-temps

La Figure 4-30 présente un zoom du contour de déplacement à $t = 6 \text{ ms}$ pour les énergies d'impact de 30 et 40 J. A une même échelle de déplacement de l'impacteur, la section de base du matériau se trouvant dans la marge [5mm, 13mm] est moindre à 30 J qu'à 40 J. Par contre, le déplacement subi par la plaque dans la direction de l'impacteur est plus important à 40 J.

Sous l'impacteur, on note d'une part un faciès de rupture en croix et d'autre part que les fibres du pli opposé à celui impacté sont beaucoup plus sollicitées en traction. Une confrontation a été faite entre la coupe transversale de la zone centrale du modèle numérique et une image tomographique de la plaque endommagée à 60 J (Figure 4-31). Les contours sont similaires notamment pour la rupture des fibres. L'indentation laissée après impact est de 10.34 mm expérimentalement et environ 9 mm lors de la simulation.

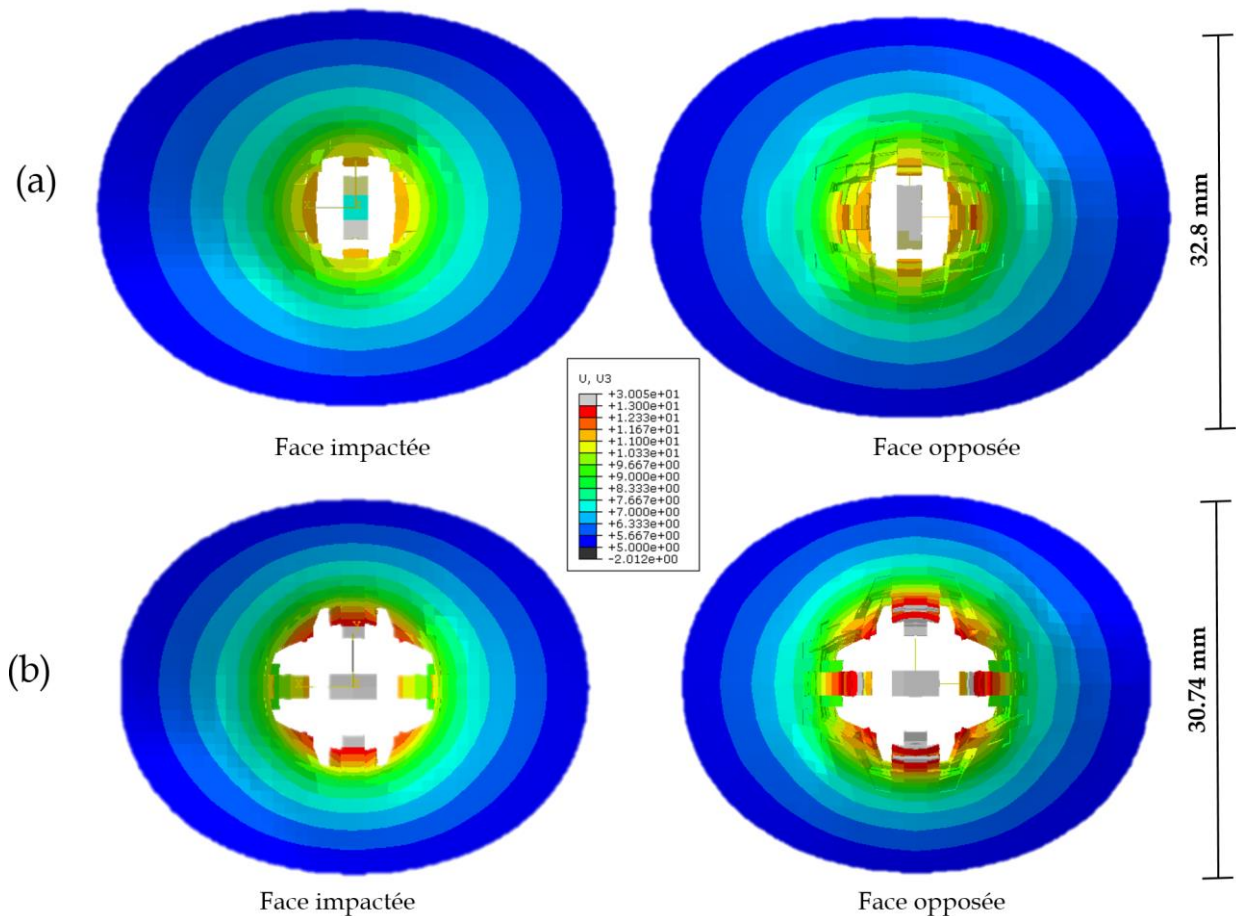
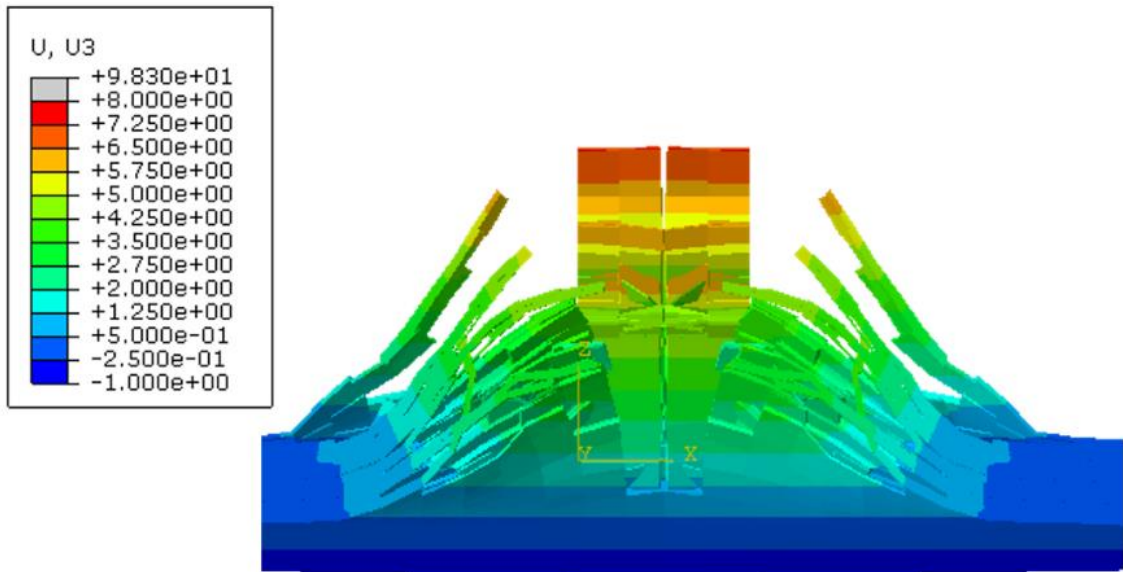
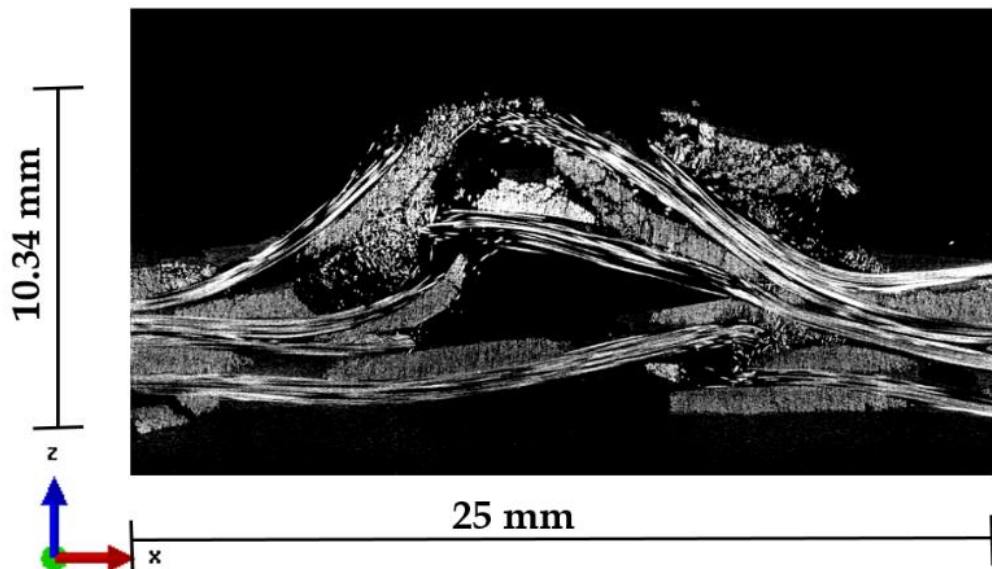


Figure 4-30 : Champs de déplacement suivant la direction de l'impacteur à $t = 6$ ms. (a) 30 J, (b) 40 J



(a) Faciès de rupture à la fin de la simulation



(b) Image tomographique de la plaque impactée

Figure 4-31 : Confrontations expérimentation / simulation numérique à 60 J

L'endommagement de la matrice intra-toron en utilisant le critère de Puck est illustré sur par Figure 4-32. Cette figure montre que la fissuration matricielle s'initie au niveau du pli opposé à celui en contact avec l'impacteur. Lorsque le temps augmente, elle se propage progressivement dans la direction $\pm 45^\circ$. Les points de bridage de la plaque sont des zones sujettes à de la fissuration matricielle comme on peut le constater à l'instant $t = 6 \text{ ms}$.

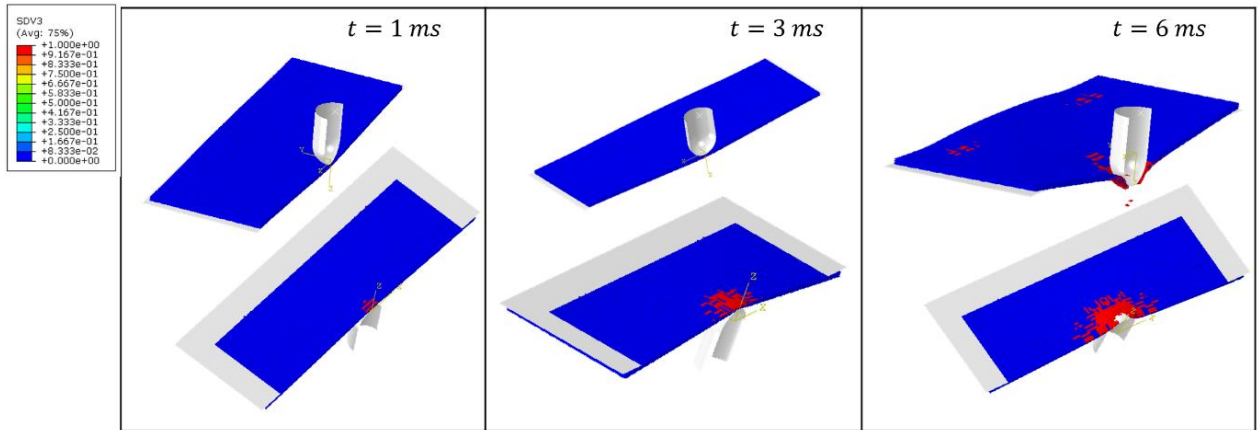
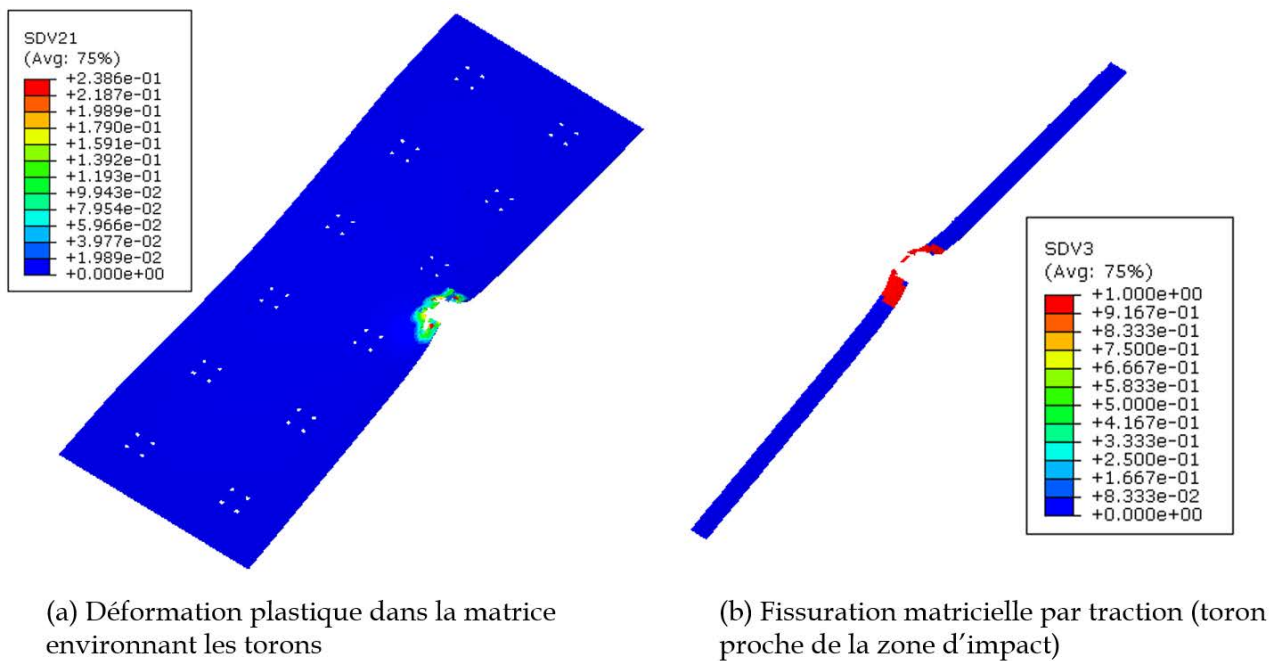


Figure 4-32 : Cinétique d'endommagement des torons par fissuration matricielle (Critère de Puck) à

30 J



(a) Déformation plastique dans la matrice environnant les torons

(b) Fissuration matricielle par traction (toron proche de la zone d'impact)

Figure 4-33 : Isolement du pli en contact avec l'impacteur à 30 J pour $t = 6$ ms

L'intérêt de l'approche mésoscopique réside également dans sa capacité à permettre d'explorer les différentes hétérogénéités du matériau. Un isolement de la matrice du pli en contact avec l'impacteur permet de visualiser la déformation plastique équivalente à cet endroit (Figure 4-33 (a)). Ce champ présente une zone de concentration de contraintes autour de la zone d'impact. Plus loin, l'isolement d'un toron proche de la zone est possible (Figure 4-33 (b)).

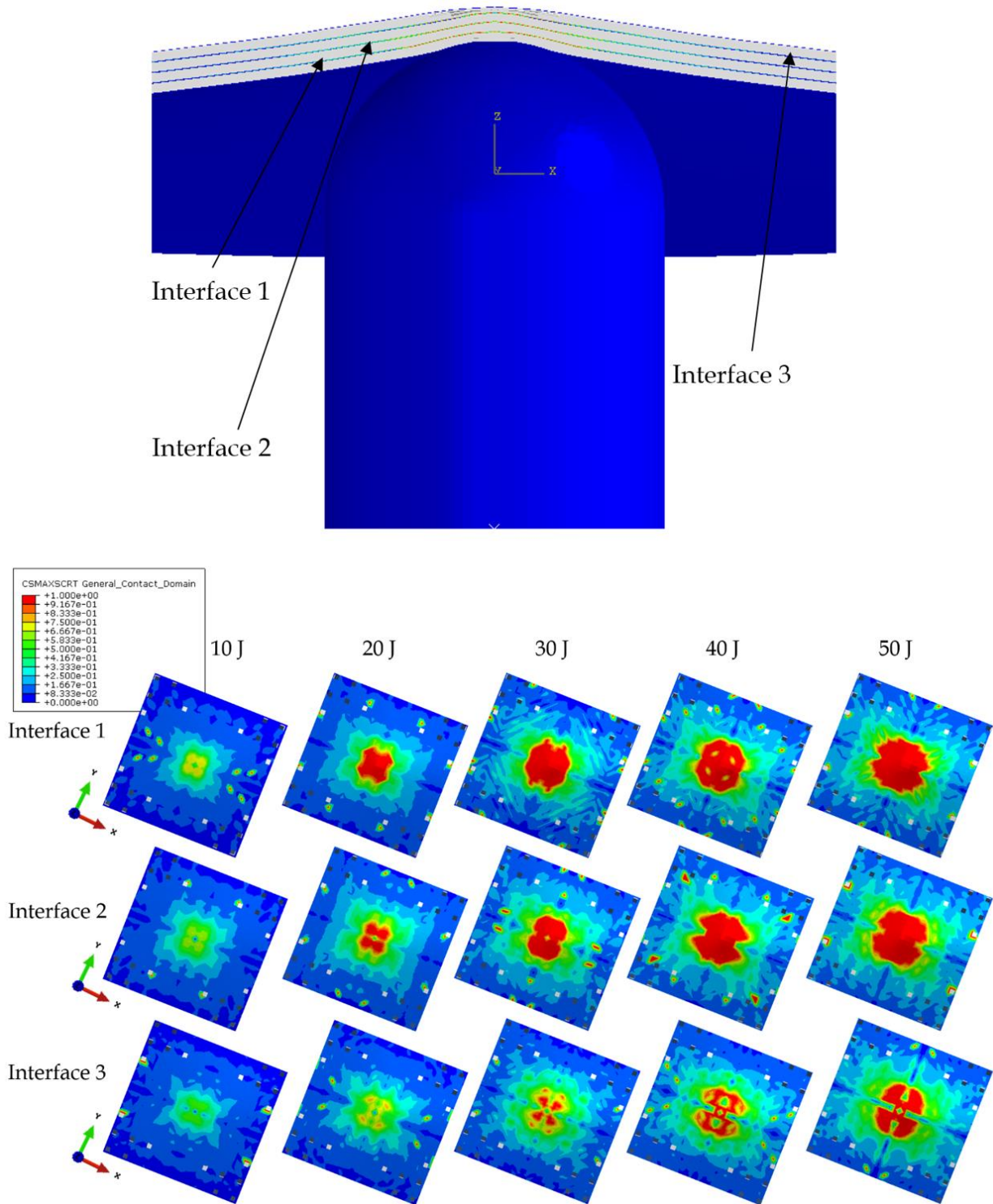


Figure 4-34 : Visualisation de l'étendue du délaminage aux différentes interfaces à $t = 2 \text{ ms}$ (modèle de zones cohésives)

Le délaminage à l'interface des plis a été simulé en utilisant des propriétés de contact cohésif entre les surfaces des plis adjacents. Toutes les interfaces ont été considérées par paire comme le montre la Figure 4-34. On peut remarquer que la surface délaminée diminue

progressivement suivant le sens de l'impact et augmente avec l'énergie d'impact. La différence apparaît nettement entre l'interface 1 proche du pli impactée et l'interface 3 (qui se situe proche du pli opposé). Aussi, nous remarquons que la direction de propagation est la même à toutes les interfaces. Le délaminage se propage suivant les sens chaîne et trame du stratifié.

Conclusion

Nous avons proposé dans ce chapitre la simulation numérique de l'impact basse vitesse sur des matériaux composites fibres de verre/Acrylique. Deux modèles correspondant à deux différentes représentations du matériau ont été proposés pour la simulation numérique, en se plaçant à l'échelle du pli élémentaire. Des analyses d'images MEB et microtomographique ont permis d'identifier la morphologie et la répartition des phases respectivement aux échelles sub-microscopique et mésoscopique. La reproduction de la microstructure à l'échelle mésoscopique a été possible grâce au logiciel Texgen. Afin de déterminer les propriétés élastiques effectives ayant alimenté les modèles numériques, une approche variationnelle d'homogénéisation numérique multi-échelle des matériaux hétérogènes (Mécanique du Génome de Structure - MSG -) a été utilisée. Cette approche définit, pour chaque transition, un Génome de structure qui correspond au plus petit bloc de construction mathématique de la structure. La définition du SG simplifie le problème, car ce dernier peut être en 1D ou 2D pour une structure réelle 3D contrairement à un VER. Les résultats d'homogénéisation sont en accord avec ceux issus d'autres approches micromécaniques et avec les données expérimentales, tout en offrant une meilleure précision. Le comportement de l'interface interplis a été décrit en utilisant le modèle des zones cohésives. Un essai DCB a été reproduit numériquement afin de calibrer la raideur et la résistance interfaciale des composites stratifiés. Les valeurs de résistances interfaciales adoptées apparaissent légèrement supérieures à ceux des composites à matrice époxy, justifiant la meilleure résistance au délaminage constatée pour les stratifiés lors des essais d'impact.

Les simulations numériques de l'impact basse vitesse ont été effectuées en utilisant le solveur dynamique explicite d'Abaqus. Le premier modèle dit macroscopique représente le pli comme un matériau homogène. En conséquence, les propriétés homogénéisées sont basées sur l'aspect tissé des plis mais sont affectées à une géométrie homogène. Ce modèle a l'avantage d'être plus simple à mettre en place et ne nécessite qu'un essai de cisaillement plan pour l'identification des propriétés d'endommagement intrapli. Les énergies absorbées et les forces critiques prédites sont acceptables. Néanmoins, il se révèle moins précis quant à sa capacité à

lier les phénomènes d'endommagement à la topologie et à la géométrie du matériau. De même, les courbes de la force en fonction du déplacement ne synchronisent pas assez avec les données expérimentales à partir de l'instant où l'endommagement intrapli s'est initié.

Le second modèle dit mésoscopique supprime certaines hypothèses du précédent 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 tissé. En outre, il a permis de prendre en compte le comportement élasto-viscoplastique de la matrice entourant le réseau des torons de fibres. La fissuration de la matrice des torons suivant la direction $\pm 45^\circ$ a été prédite en utilisant le critère de Puck [82]. Le critère de Hashin [79] généralisé en 3D a été utilisé pour prédire la rupture des fibres en traction et en compression. Les résultats se révèlent très précis notamment à 30 J et 40 J. Un temps de calcul élevé est requis par ce dernier modèle et constitue la contrepartie à sa bonne capacité de prédiction. Pour à peu près le même temps de calcul que le modèle macroscopique, le modèle mésoscopique exige que le nombre de cœurs à mettre en parallèle soit porté au double. Lorsque les énergies d'impact sont inférieures à 30 J, la force critique prédite a été légèrement surestimée pour les mêmes propriétés à la rupture qu'à 30 J. Cela nous conduit à la nécessité de prendre en compte l'influence de la vitesse de déformation sur les résistances à la rupture des torons et de la matrice qui les entoure. A partir d'une énergie d'impact de 50 J, l'impacteur pénètre totalement la plaque contrairement aux observations expérimentales. Ceci témoigne de la nécessité de prendre en compte en plus de la vitesse de déformation, le frottement entre l'impacteur et la plaque d'une part, et celui entre les différentes phases représentées d'autre part. Ceci devient une nécessité lorsqu'on tend vers le seuil de pénétration. En raison de sa géométrie, le modèle mésoscopique semble plus intéressant pour la prédiction de l'impact basse vitesse sur les composites stratifiés tissés que le modèle macroscopique même si en contrepartie le temps de calcul est plus important et l'identification des propriétés à la rupture s'avère plus délicate. Il n'en demeure pas moins que le modèle macroscopique, en dépit sa représentation géométrique simplifiée, a conduit à des résultats acceptables.

Synthèse générale et perspectives

Synthèse générale

L'industrie automobile est actuellement confrontée entre autres à la problématique de l'allègement des structures à travers le recours aux matériaux composites. Par ailleurs, les contraintes environnementales actuelles suggèrent aux constructeurs automobiles de substituer les résines thermodurcissables par les résines recyclables ou réutilisables. Le projet COACH auquel est rattaché la présente thèse vise à contribuer au développement des résines thermoplastiques grâce à l'amélioration de leurs propriétés physico-chimiques et thermomécaniques d'une part et à la maîtrise des procédés de fabrication des composites d'autre part. Notre étude propose une contribution à l'optimisation de la tenue à l'impact des composites stratifiés à base de résine acrylique thermoplastique.

Des matériaux composites fibres de verre/Acrylique ont été fabriqués par infusion sous vide puis testés à l'impact basse vitesse à différentes énergies. Les réponses mécaniques ont été comparées à celles des composites à base de résines thermodurcissables (époxy et polyester). L'utilisation de la matrice acrylique permet d'améliorer la tenue à l'impact et la tolérance aux dommages des composites stratifiés. L'instant correspondant au premier décrochage sur la courbe force-temps, la force critique et l'énergie absorbée sont autant de grandeurs comparées pour les différents matériaux. L'amélioration de la tenue à l'impact dans le cas des composites à matrice acrylique peut être reliée à la bonne ténacité de cette résine et à sa bonne compatibilisation avec la fibre de verre. Des essais de résistance au choc Charpy sur des éprouvettes en résine pure ont permis de confirmer la bonne résilience de la résine acrylique. L'augmentation de la résistance à l'interface fibre/matrice, lorsque la résine acrylique est renforcée par du tissu de fibres de verre a été également mise en évidence. Nous avons aussi remarqué que sur tous les matériaux, la fissuration matricielle apparaît comme un mode de rupture en cisaillement dans la direction $\pm 45^\circ$.

Dans le but d'améliorer d'avantage la tenue à l'impact des composites stratifiés, des copolymères à blocs ont été utilisés pour renforcer la ténacité de la matrice acrylique. Ces nanocharges sont en particulier des particules d'ABS et de Nanostrengths (NS). Les particules d'ABS contiennent un bloc élastomère acrylique capable d'absorber l'énergie en cas de choc. Les NS présentent en leurs extrémités un bloc thermoplastique qui assure la compatibilisation avec la résine acrylique et au centre un bloc en caoutchouc souple qui permet d'améliorer la

ductilité. Ces copolymères permettent de repousser le seuil de pénétration des composites stratifiés. Les effets de la concentration massique de renfort en NS, de la température et de l'énergie d'impact ont été analysés par la suite. A -80°C et à 30 J, les NS n'ont pas d'effet sur la résistance à l'impact, quelle que soit la concentration massique de NS (5%, 10% et 15%). Mais lorsque l'énergie augmente, on remarque une baisse de l'énergie absorbée notamment à 15% de NS. Le seuil de pénétration, dans ce dernier cas, est amélioré d'environ 20%. A 20°C et 80°C , le composite renforcée à 10% de NS présente la meilleure performance. Le seuil de pénétration est repoussé jusqu'à environ 24% à la température de 80°C . A ces deux températures, les performances à l'impact du composite renforcé à 15% de NS se sont dégradées, probablement à cause de la formation d'agrégats de particules. Ces résultats sont en accord avec les observations post-mortem de la zone endommagée.

Des modèles numériques ont ensuite été développés pour la simulation de l'impact basse vitesse sur les composites à matrice acrylique. Des échantillons de matériaux composites fibres de verre/Acrylique ont été caractérisés expérimentalement dans le but d'alimenter les modèles numériques proposés. Ces caractérisations sont d'ordre microstructural et du point de vue comportement mécanique macroscopique. L'anisotropie du comportement mécanique ainsi que les effets de la vitesse de déformation ont été mis en évidence sur les matériaux en effectuant des essais en quasi-statique pour différentes vitesses de sollicitation. Une forte non linéarité a été constatée dans la direction du cisaillement ($\pm 45^{\circ}$) et peut être attribuée à la viscosité, à la plasticité et à l'endommagement de la matrice. Les constantes de l'ingénieur dépouillées à ce stade ont été confrontées à celles issues d'une homogénéisation numérique multi-échelle. Il s'agit de la Mécanique du Génome de Structure, une approche variationnelle d'homogénéisation proposée par Wenbin [141] pour unifier la micromécanique et le calcul de structure. Les propriétés élastiques effectives obtenues par la MSG sont en accord avec les résultats expérimentaux notamment dans le plan du stratifié. Celles des torons unidirectionnels obtenues à l'étape intermédiaire de l'homogénéisation multi-échelle sont également confrontées aux résultats d'autres approches micromécaniques.

Nous avons proposé deux différentes approches pour la simulation numérique de l'impact à l'échelle du pli. La première approche considère le pli tissé comme un matériau homogène et la seconde utilise une représentation géométrique de l'ondulation et de l'entrecroisement des torons noyés dans la matrice acrylique. Cette dernière permet de prendre en compte l'influence de l'architecture du pli et l'interaction entre les phases en présence. Ces deux

approches considèrent des zones cohésives capables de simuler le délaminage à l'interface entre les différents plis. Dans le modèle macroscopique, ces zones sont introduites sous forme d'éléments cohésifs alors que dans le modèle mésoscopique, les lois de contacts cohésifs sont affectées à la surface des plis en interaction. Ces zones utilisent, pour leur description numérique, une loi d'amorçage et de propagation des fissures. Ainsi, des essais de délaminage en mode I et en mode II ont été conduits afin de déterminer les taux de restitution d'énergie. Les autres paramètres à savoir la raideur initiale de l'interface et la résistance interfaciale ont été calibrés par une méthode inverse en reproduisant en simulation numérique un essai DCB. Les valeurs de ténacité en mode I et II sont supérieures à celles des composites à matrice époxy.

La loi de comportement du pli homogène combine le comportement élastique fragile en traction sens chaîne avec celle élastique pseudo-plastique en cisaillement. Des essais de cisaillement plan cyclique ont permis l'identification des paramètres de ce modèle.

La loi de comportement du pli homogène combine le comportement élastique fragile en traction sens chaîne avec celle élastique pseudo-plastique en cisaillement. Des essais de cisaillement plan cyclique ont permis l'identification des paramètres de ce modèle.

Dans le modèle mésoscopique, le comportement mécanique des torons est supposé isotrope transverse compte tenu de leur forte teneur en fibres (70% en volume). La rupture des fibres et la fissuration matricielle ont été décrites respectivement, suivant le critère tridimensionnel de Hashin [79] et celle de Puck [82]. Cette approche permet de prendre en compte les effets de viscosité et de plasticité de la matrice environnant les torons.

Dans le but de valider les modèles numériques proposés, les résultats de la simulation de l'impact ont été confrontés aux données expérimentales. Les écarts constatés sont faibles notamment pour le modèle mésoscopique à 30 J et 40 J. Pour le modèle numérique à l'échelle mésoscopique, une perforation totale de la plaque a été obtenue à 50 J contrairement aux observations expérimentales. Ceci témoigne de la nécessité de prendre en compte le frottement lorsque l'énergie d'impact augmente.

Dans la section suivante, nous proposons des pistes d'amélioration notamment pour le développement et l'extension des modèles numériques.

Perspectives

Notre étude a porté sur l'impact basse vitesse des composites à base de la résine acrylique. La connaissance du comportement de ces matériaux et de leurs phénomènes d'endommagement suite à une sollicitation en fatigue est également d'une importance capitale. En complément de ce travail, une thèse en cours permettrait de comprendre l'effet du vieillissement en fatigue sur la tenue à l'impact de ces matériaux. Des essais de compression après impact (CAI) peuvent aussi être effectués afin d'évaluer la tenue résiduelle des plaques endommagées.

Expérimentalement, les plaques composites impactées sous la fixation réalisée au moyen des sauterelles d'appui présentent des endommagements asymétriques lorsque l'énergie d'impact augmente. Cela pourrait être attribué à une instabilité lors de la propagation des dommages dans la plaque de faible épaisseur et aux défauts présents dans le matériau (porosité, torons non parfaitement parallèles aux bords, etc.). Le problème d'instabilité est d'actualité pour l'étude de la déformation des tôles minces soumises à un chargement parfaitement symétrique. Il est connu que la solution d'un problème symétrique n'est pas forcément symétrique (exemple de la déformation d'une boîte de conserve soumise à une compression uniaxiale). Une bifurcation pourrait survenir en cas de perte de stabilité matérielle. Nous avons observé que la flexion des plaques, lorsqu'elle devient grande, induit un délaminage qui s'initie sur un bord libre (dans le sens de la longueur) et qui se propage vers le centre de la plaque. Une étude complémentaire pourrait être envisagée pour comprendre d'avantage la cause de la non symétrie des dommages des stratifiés impactés dans ces conditions de bridage.

L'étude numérique de l'impact basse vitesse a été consacrée au matériau à base de la résine acrylique pure. Néanmoins, il est possible de prendre en compte l'influence des copolymères à blocs. Ceci devrait passer par la réalisation d'essais de caractérisation mécanique sur des résines chargées et sur des éprouvettes composites à base de ces résines. Il faut souligner qu'une modélisation numérique des charges de tailles nanométriques est particulièrement délicate à cause de la difficulté à définir la géométrie et la répartition des copolymères à blocs. L'intégration de ces charges dans le modèle d'homogénéisation multi-échelle serait intéressante.

Un enrichissement des modèles numériques pourrait être également envisagé. Certaines pistes d'amélioration peuvent être proposées comme :

- la réalisation d'essais de caractérisation en dynamique sur des barres de Hopkinson afin de prendre en compte la sensibilité du matériau composite à la vitesse de déformation ;
- la prise en compte d'une interface imparfaite entre les torons d'une part et entre les torons et la matrice d'autre part ;
- la prise en compte du comportement non linéaire de la résine dans la procédure d'homogénéisation et l'utilisation d'une loi de comportement matricielle plus physique.

Par ailleurs, la procédure numérique adoptée pour la simulation de l'impact du matériau composite à renfort tissé taffetas est bien adaptée à d'autres types de tissus (sergé, satin). Une adaptation du présent modèle est possible si l'on considère des matériaux renforcés par ces types de tissus.

Afin de réduire le nombre d'éléments du modèle mésoscopique, une approche simplifiée consisterait à remplacer la région hors de la zone centrale par un modèle à l'échelle macroscopique. Cela permettrait de raffiner le maillage de la zone centrale et d'optimiser le temps de calcul. Dans ce cas, le problème restant à résoudre est de savoir comment ces deux régions de différents détails géométriques ou même d'approches différentes peuvent être combinées pour coexister harmoniquement et efficacement dans le même modèle. Ainsi, développer une approche hybride pour combiner les deux régions et/ou approches de manière appropriée serait plus économique et plus précise.

Annexes

Annexe 1 : Comparaison de la résistance au choc Charpy des éprouvettes en résine pure

Les essais au choc Charpy ont été conduits sur des éprouvettes entaillées. Les dimensions des éprouvettes en résine pure sont de $60\text{ mm} \times 12\text{ mm} \times 2\text{ mm}$ avec une profondeur d'entaille de 2 mm . La résilience a été mesurée sur des résines pures (Epoxy, Polyester et Acrylique) et sur la résine acrylique modifiée par de copolymères à blocs (EIM150 et EIM150F). La résilience des matériaux composites ayant subi un choc multiaxial se calcule par le rapport entre l'énergie absorbée et la surface endommagée.

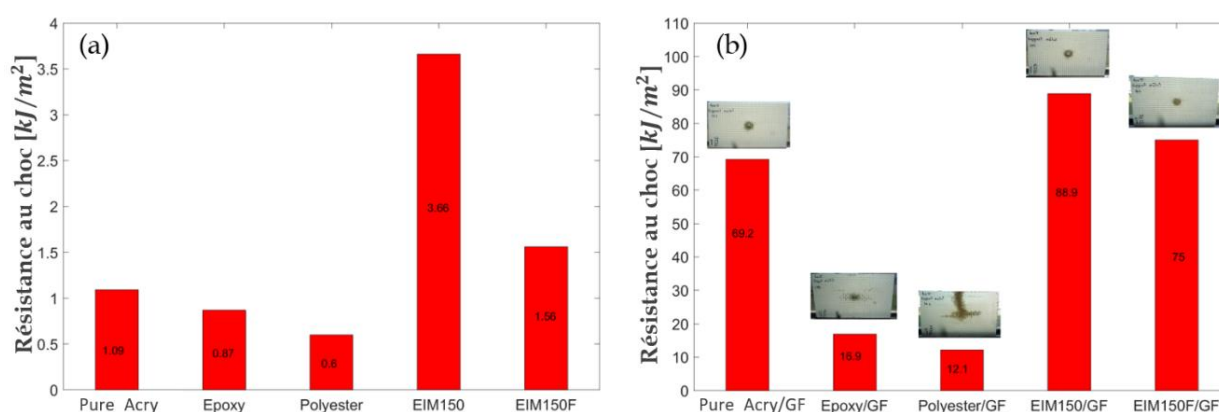


Figure A-1 : Résultats d'essai au choc Charpy (a) et résilience des composites impactés à 40 J (b)

La résistance au choc des 5 matrices polymères et celle des composites stratifiés correspondant sont présentées sur la Figure A-1. La valeur de la résistance au choc de la résine polyester est de 0.6 kJ/m^2 . Si l'on compare la résistance au choc des autres résines à celle du polyester (Figure A-1 (a)), on remarque que les matrices époxy, Pure_Acry, EIM150F et EIM150 présentent une amélioration de la résistance au choc de 45%, 81.7%, 160% et 510%, respectivement. En raison de leur comportement ductile, les résines Elium et Elium modifiées ont une meilleure performance au choc. Quand ces dernières sont utilisées pour l'imprégnation de tissus en fibre de verre, les composites stratifiés obtenus présentent des performances à l'impact accrues comparativement aux composites Epoxy/GF et Polyester/GF. Les résultats de la Figure A-1 (b) montrent une amélioration de la résistance au choc par rapport au matériau Polyester/GF de 40%, 472%, 520% et 635% respectivement pour les composites Epoxy/GF, Pure_Acry/GF, EIM150F/GF et EIM150/GF. La bonne résistance constatée pour les composites dont les matrices sont à base de résine acrylique pourrait s'expliquer par l'amélioration de l'adhésion entre la fibre de verre et ces matrices.

Annexe 2 : Comparaison de la cinétique d'endommagement des composites stratifiés à matrice acrylique et thermodurcissable

L'évolution de l'endommagement durant l'essai a été analysée pour les différentes énergies d'impact (Figure A-2 à Figure A-4). La Figure A-2 montre les différentes étapes de l'endommagement des composites stratifiés impactés à 10 J. Un endommagement progressif a été observé sur tous les matériaux jusqu'à la valeur maximale de la force critique ($t = 6.05 \text{ ms}$). Sur les trois matériaux, l'endommagement est localisé au centre de la plaque et se traduit par la fissuration matricielle. Le matériau Pure_Acry/GF présente la plus faible zone d'endommagement.

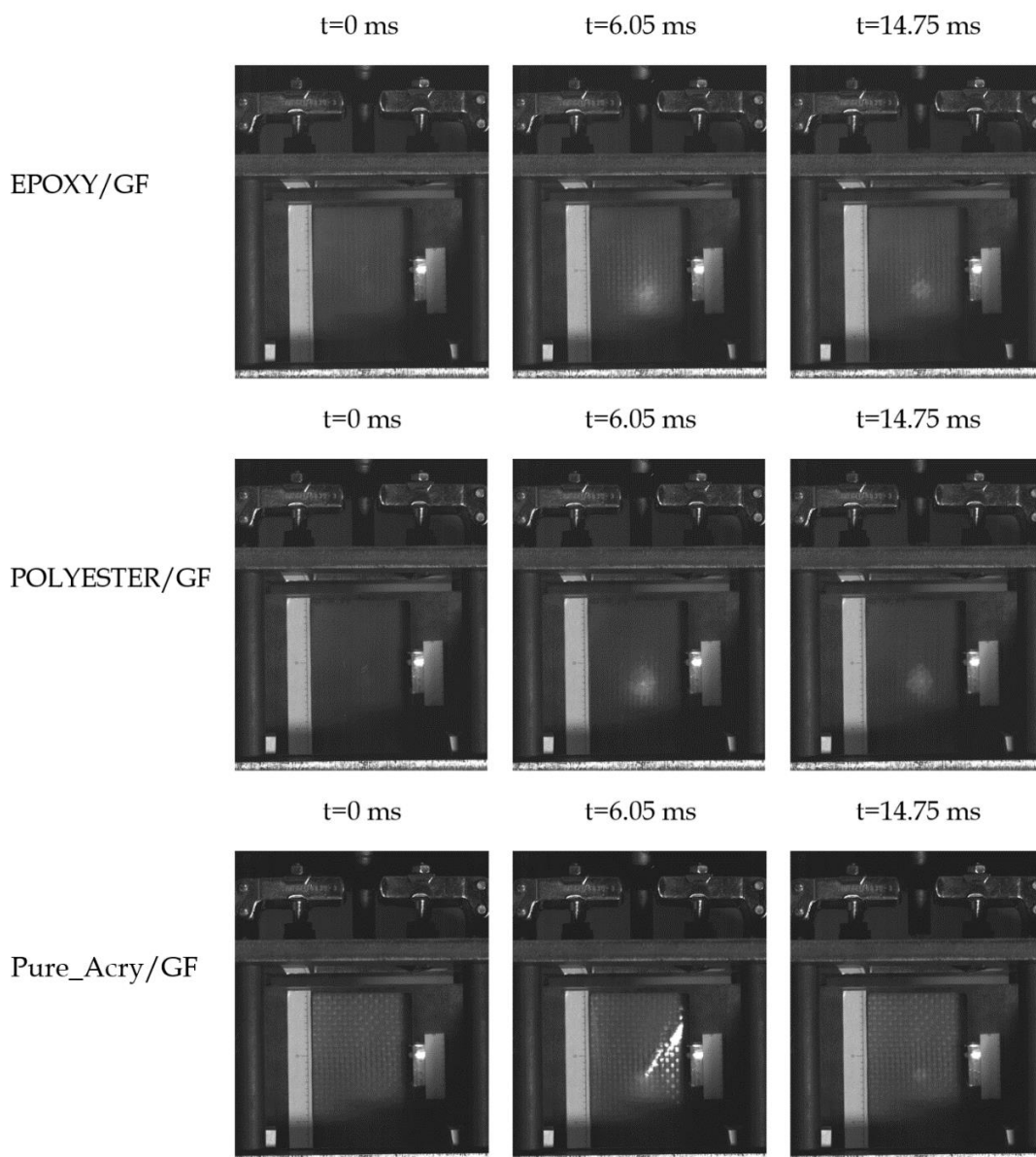


Figure A-2 : Suivi de l'endommagement pendant l'essai à 10 J pour une température de 20°C

A une énergie d'impact de 20 J, on observe à la fin des essais du délaminage sur les composites à base d'époxy et de polyester. Le délaminage se propage du bord vers le centre de la plaque et est lié aux conditions aux limites utilisées pour ces essais. Alors que le délaminage s'initie dans le composite Polyester/GF avant l'instant correspondant à F_{\max} ($t = 5 \text{ ms}$), il n'apparaît sur le composite Epoxy/GF qu'après le passage par F_{\max} (Figure A-3). Ces observations sont en accord avec les courbes forces-temps des différents matériaux (voir Figure 3-5 (b)).

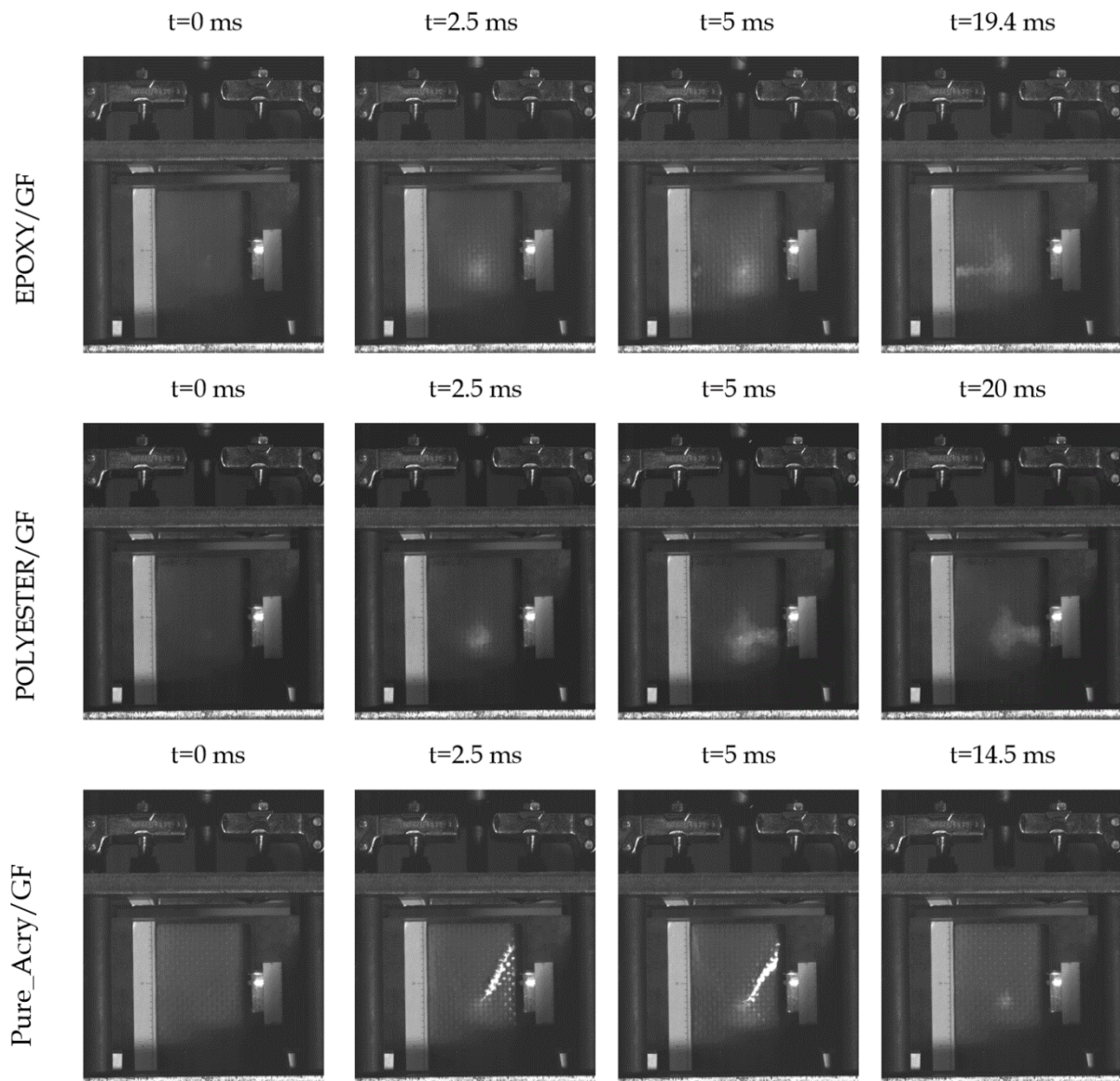


Figure A-3 : Suivi de l'endommagement pendant l'essai à 20 J pour une température de 20°C

Quand l'énergie d'impact augmente, les fissurations matricielles deviennent de plus en plus importantes et se propagent dans la direction $\pm 45^\circ$. Même dans ces cas, on note une différence

en termes d'endommagement entre le composite Pure_Acry/GF et ceux à base de résines thermodurcissables.

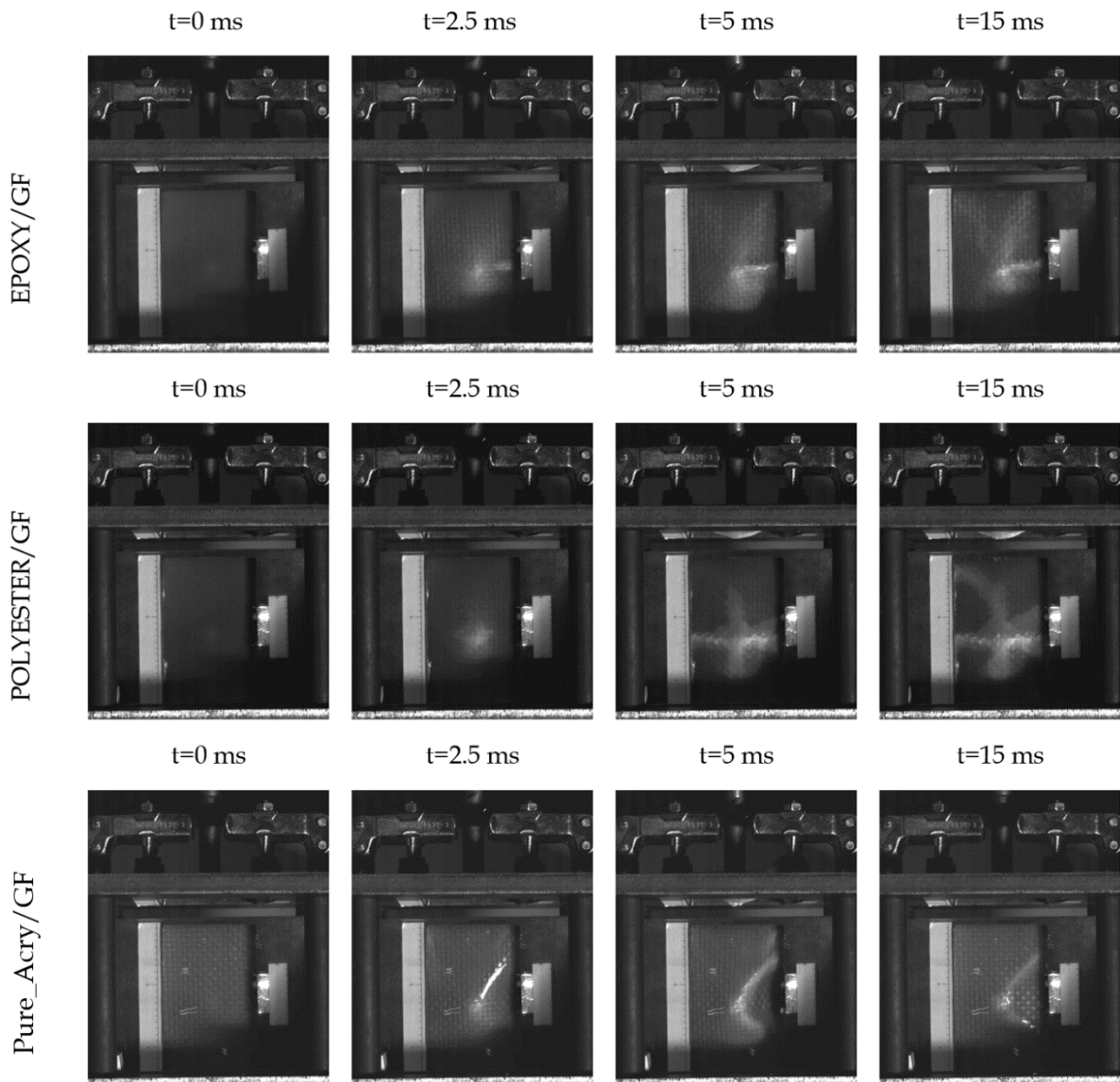


Figure A-4 : Suivi de l'endommagement pendant l'essai à 60 J pour une température de 20°C

Annexe 3 : Influence des copolymères à température constante (20°C)

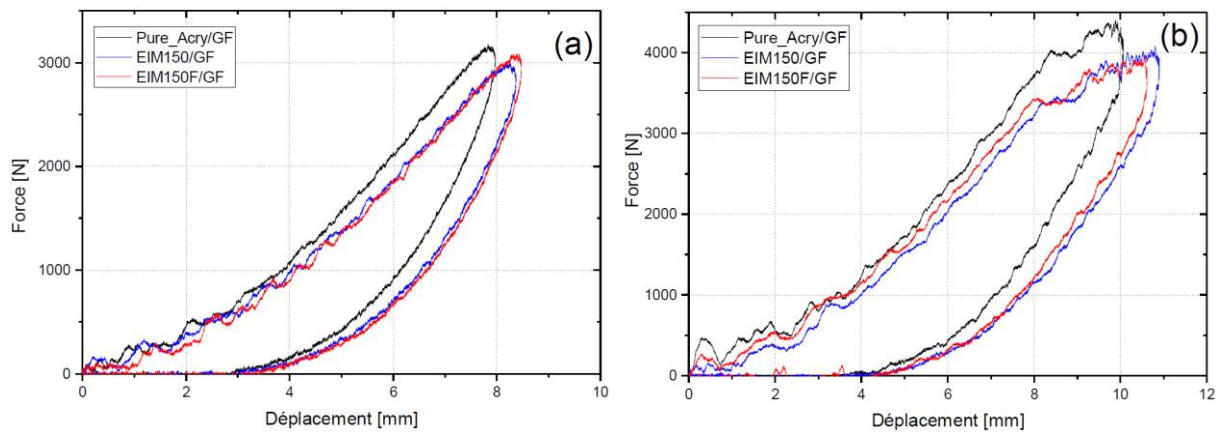


Figure A-5 : Effet des copolymères sur la réponse à l'impact. Force-déplacement à 10 J (a) et 20 J (b)

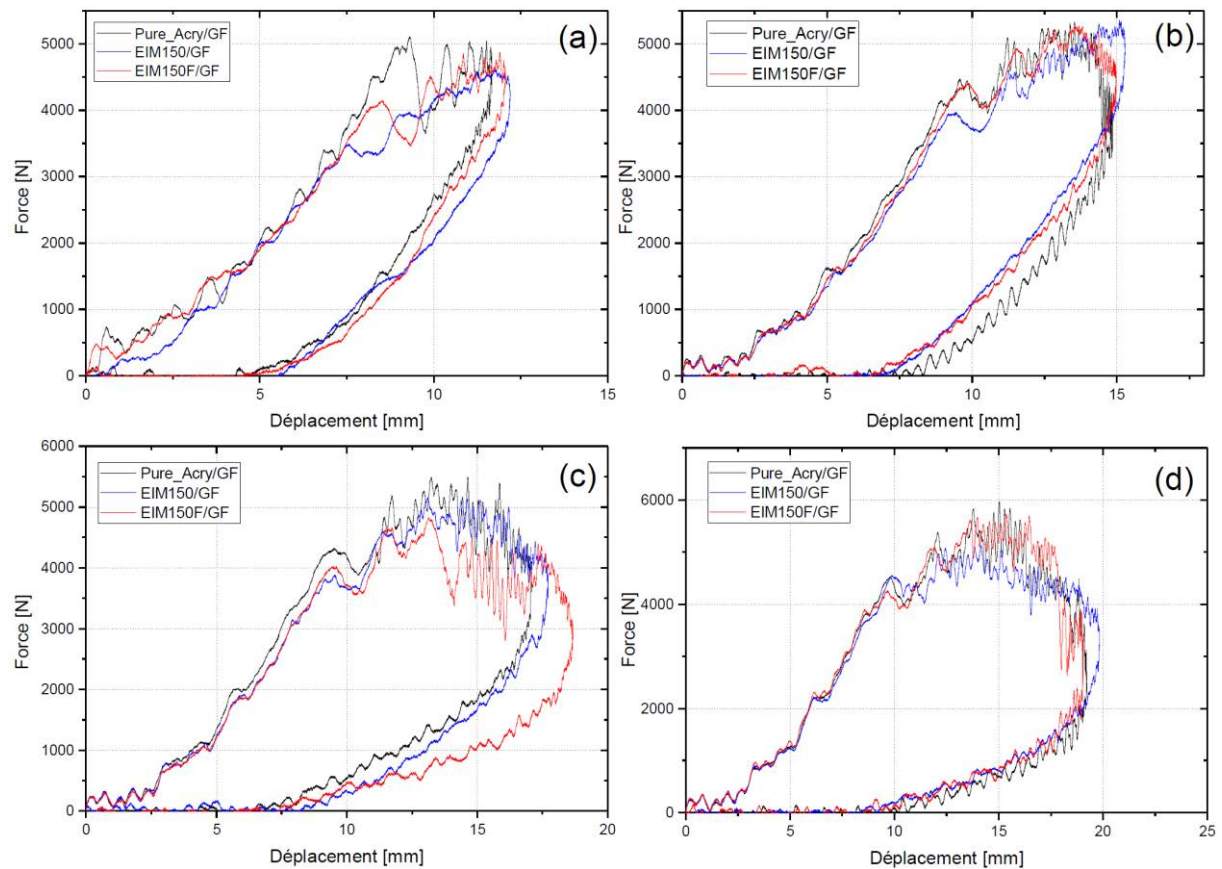


Figure A-6 : Effet des copolymères sur la réponse à l'impact. (a) Force-déplacement à 30 J (a), 40 J (b), 50 J (c) et 60 J (d)

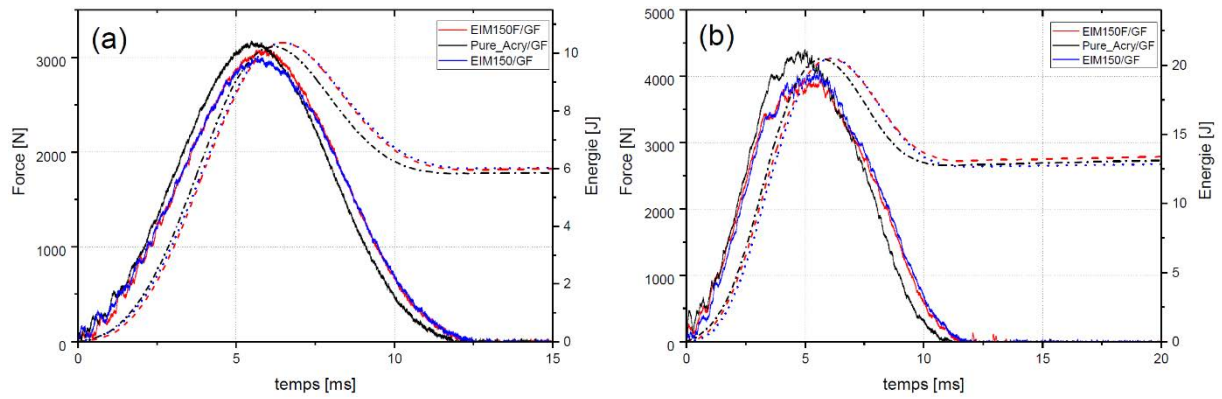


Figure A-7 : Effet des copolymères sur l'évolution de l'énergie (en pointillés) et de la force (en trait continu) en fonction du temps. (a) 10 J ; (b) 20 J

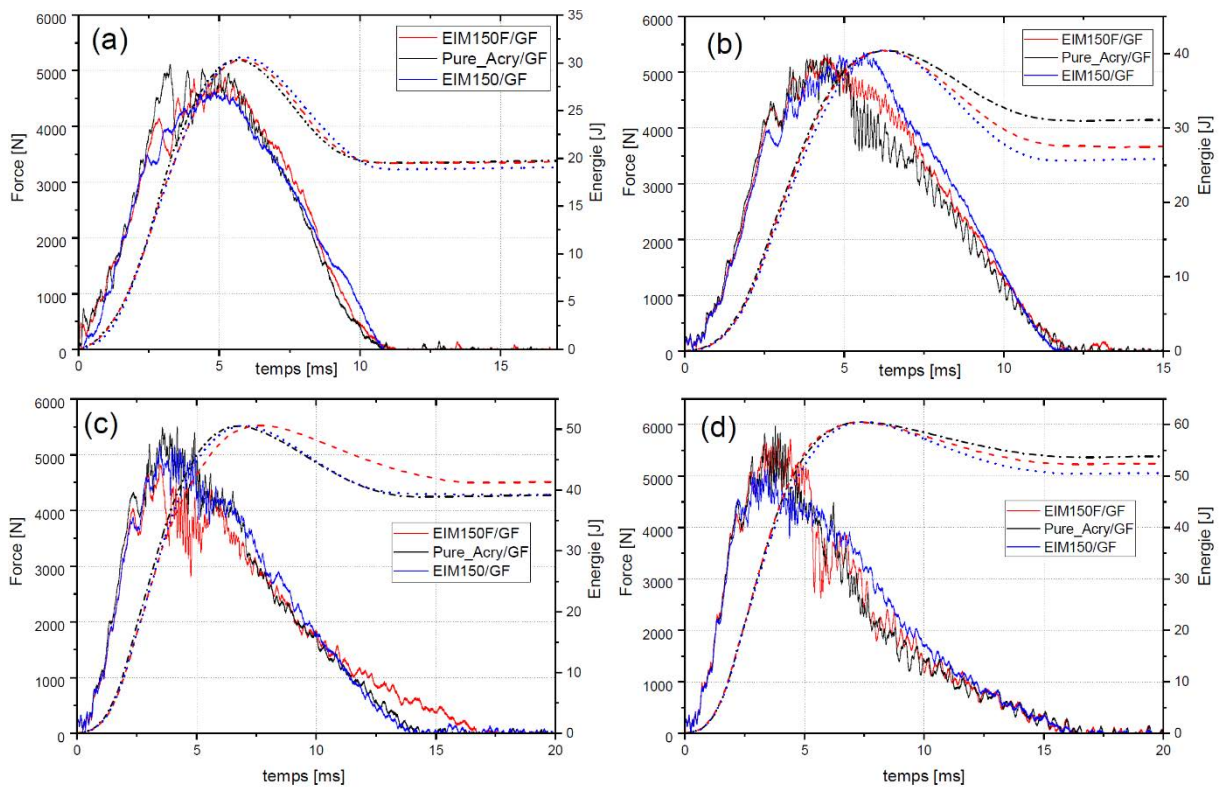


Figure A-8 : Effet des copolymères sur l'évolution de l'énergie (en pointillés) et de la force (en trait continu) en fonction du temps. (a) 30 J ; (b) 40 J ; (c) 50 J et (d) 60 J

Globalement, la présence des copolymères à blocs dans la résine acrylique ne modifie pas l'allure des courbes force-déplacement. L'addition de copolymères à blocs à la résine acrylique entraîne une diminution du module dynamique et de la force critique du matériau composite à 10 J et 20 J comme le montre la Figure A-5. A 20 J, on observe dans la phase de montée de la force une très légère baisse d'effort avant d'atteindre la valeur critique. Il n'y a pas de

différence d'énergie absorbée notable entre les matériaux à ces énergies. La même observation a été faite à 30 J. Quand l'énergie d'impact augmente, les composites nano-renforcés présentent une résistance à l'impact améliorée par rapport au composite Pure_Acry/GF.

La comparaison du seuil de pénétration des différents matériaux (Figure A-9) confirme les résultats précédents. Les matériaux renforcés avec des copolymères (contenant un bloc élastomère à l'échelle nanométrique) sont plus ductiles. Ce qui conduit à des déformations plastiques quand ces matériaux sont soumis à l'impact basse vitesse.

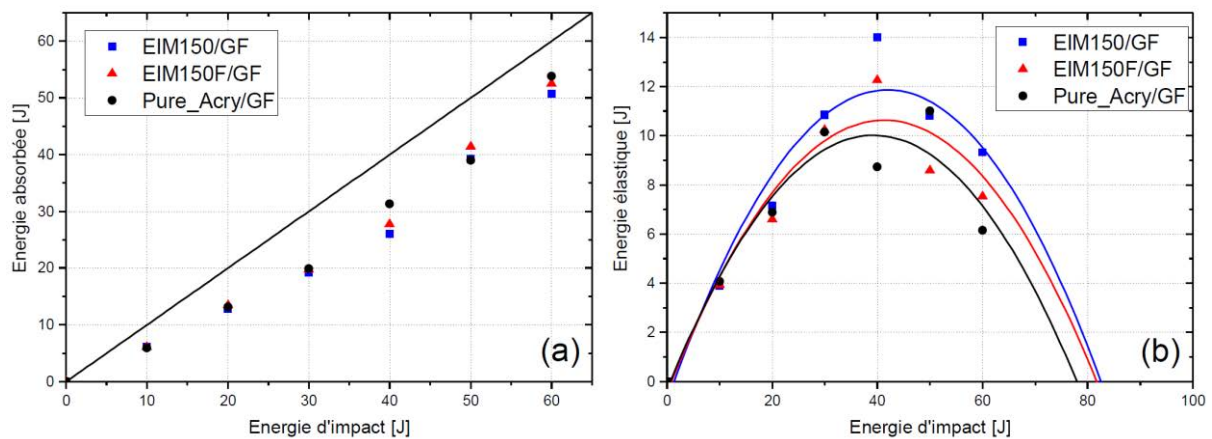


Figure A-9 : Influence de la présence des copolymères sur le seuil de pénétration. Energie absorbée (a) et énergie élastique (b) en fonction de l'énergie d'impact

Bibliographie

1. Matadi Boumbimba, R., et al., *Dispersion and morphology of polypropylene nanocomposites: Characterization based on a compact and flexible optical sensor*. Polymer Testing, 2012. **31**: p. 800-809.
2. Matadi Boumbimba R, F.C., Viot P, Gerard P., *Low velocity impact response and damage of laminate composite glass fibre/epoxy based tri-block copolymer*. Part B: Engineering, 2015: p. 76(0):332-42.
3. Phong, N.T., et al., *Improvement in the mechanical performances of carbon fiber/epoxy composite with addition of nano-(Polyvinyl alcohol) fibers*. Composite Structures, 2013. **99**: p. 380-387.
4. Pinho, S.T., P. Robinson, and L. Iannucci, *Fracture toughness of the tensile and compressive fibre failure modes in laminated composites*. Composites Science and Technology, 2006. **66**: p. 2069-2079.
5. Trovalet, M.P., Ladevèze; Gilles, Lubineau, *A micro model for analysis of laminated composites, improvement and illustrations*. Philippe OLIVIER et Jacques LAMON. JNC 16, Jun 2009, France. AMAC, 9 p.,, 2009.
6. Trovalet, M.P., Ladevèze; Gilles, Lubineau, *An enhanced computational micromodel for CFRP laminates*. <https://www.researchgate.net/publication/228397297>, 2010.
7. Matadi Boumbimba, R., et al., *Glass fibres reinforced acrylic thermoplastic resin-based tri-block copolymers composites: Low velocity impact response at various temperatures*. Composite Structures, 2017. **160**: p. 939-951.
8. Asaee, Z. and F. Taheri, *Experimental and numerical investigation into the influence of stacking sequence on the low-velocity impact response of new 3D FMLs*. Composite Structures, 2016. **140**: p. 136-146.
9. Udhayaraman, R. and S.S. Mulay, *Multi-scale approach based constitutive modelling of plain woven textile composites*. Mechanics of Materials, 2017. **112**: p. 172-192.
10. Yu, W. and T. Tang, *Variational asymptotic method for unit cell homogenization*. Solid Mechanics and its Applications, 2010. **168**: p. 117-130.
11. Liu, X., et al., *Two-step homogenization of textile composites using mechanics of structure genome*. Composite Structures, 2017. **171**: p. 252-262.
12. George, J.D. and L. Norman, *Analysis of Progressive Matrix Cracking In Composite Laminates II. First Ply Failure*. Journal of Composite Materials, 1987. **21**(4): p. 309-329.
13. Nairn, J.A., 2.12 - *Matrix Microcracking in Composites*, in *Comprehensive Composite Materials*, A. Kelly and C. Zweben, Editors. 2000, Pergamon: Oxford. p. 403-432.
14. Berthelot, J.M. and J.F. Le Corre, *A model for transverse cracking and delamination in cross-ply laminates*. Composites Science and Technology, 2000. **60**(7): p. 1055-1066.
15. Ladevèze, P., *A damage computational method for composite structures*. Computers & Structures, 1992. **44**(1): p. 79-87.
16. Lubineau, G. and P. Ladevèze, *Construction of a micromechanics-based intralaminar mesomodel, and illustrations in ABAQUS/Standard*. Computational Materials Science, 2008. **43**(1): p. 137-145.
17. Ladevèze, P., et al., *A computational damage micromodel for laminate composites*, in *IUTAM Symposium on Multiscale Modelling of Damage and Fracture Processes in Composite Materials: Proceedings of the IUTAM Symposium held in Kazimierz Dolny, Poland, 23–27 May 2005*, T. Sadowski, Editor. 2006, Springer Netherlands: Dordrecht. p. 1-12.
18. Pierre, L., *Multiscale Computational Damage Modelling of Laminate Composites*, in *Multiscale Modelling of Damage and Fracture Processes in Composite Materials*, T. Sadowski, Editor. 2005, Springer Vienna: Vienna. p. 171-212.
19. Lamon, J., *A micromechanics-based approach to the mechanical behavior of brittle-matrix composites*. Composites Science and Technology, 2001. **61**(15): p. 2259-2272.

20. Obert, E., et al., *Micro and meso modeling of woven composites: Transverse cracking kinetics and homogenization*. *Composite Structures*, 2014. **117**: p. 212-221.
21. Warren, K.C., et al., *Progressive failure analysis of three-dimensional woven carbon composites in single-bolt, double-shear bearing*. *Composites Part B: Engineering*, 2016. **84**: p. 266-276.
22. Bouvet, C., *Dommages d'impact sur stratifié composite / Impact damages on composite laminate*. Journées Nationales sur les Composites (JNC17), 2011: p. 1-10.
23. Nicola, P. and G. Alain, *Les composites dans l'industrie automobile*. Techniques de l'ingénieur Carburants, batteries et matériaux allégés pour véhicule propre, 2011. **base documentaire : TIB629DUO**(ref. article : am5600).
24. Nivon, M., *Techniques de l'Ingénieur Sécurité dans la transformation des plastiques*. 2014. **33**.
25. Goidescu, C., *Caractérisation et modélisation de l'endommagement par microfissuration des composites stratifiés - Apports des mesures de champs et de l'homogénéisation*. 2011.
26. Berthelot, J.M., *Matériaux composites. Comportement mécanique et analyse des structures*. Lavoisier, 2012.
27. Marcin, L., *Behaviour modelling up to rupture of woven fabric composite for a reliable design of structures*. 2010, Université Bordeaux 1.
28. Cox, B.N. and G. Flanagan, *Handbook of analytical methods for textile composites*. 1997: National Aeronautics and Space Administration.
29. Cox, B.N., M.S. Dadkhah, and W.L. Morris, *On the tensile failure of 3D woven composites*. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, 1996. **27**(6): p. 447-458.
30. Schieffer, A., *Modélisation multiéchelle du comportement thermo-mécanique des CMO et prise en compte des effets du vieillissement thermique*. 2002.
31. Berthe, J., *Comportement thermo-visco-élastique des composites CMO - De la statique à la dynamique grande vitesse*. 2013.
32. Fiedler, B., et al., *Failure behavior of an epoxy matrix under different kinds of static loading*. *Composites Science and Technology*, 2001. **61**(11): p. 1615-1624.
33. Boufaïda, Z., *Analyse des propriétés mécaniques de composites taffetas verre/matrice acrylique en relation avec les propriétés d'adhésion des fibres sur la matrice*. 2015.
34. Boufaïda, Z., et al., *Influence of the fiber/matrix strength on the mechanical properties of a glass fiber/thermoplastic-matrix plain weave fabric composite*. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, 2015. **75**: p. 28-38.
35. <http://www.arkema.fr/fr/produits/product-finder/range/Resines-Elium/>.
36. Jules, E.J., *Couplage entre propriétés thermiques, réactivité chimique et viscosité des matériaux composites thermodurcissables en relation avec les conditions de leur élaboration fondée sur l'hystérésis diélectrique*. , in *Ecole Nationale Supérieure d'Arts et Métiers*. 2001.
37. Dereims, A., *industrial simulation of composite part manufacturing processes by resin infusion : interaction between fluid and low permeability porous solid undergoing large deformations*. 2013, Ecole Nationale Supérieure des Mines de Saint-Etienne.
38. Celle, P., *Coupling fluid / porous material under finite strains for modeling the infusion based manufacturing processes*. 2006, Ecole Nationale Supérieure des Mines de Saint-Etienne.
39. Dubary, N., et al., *Influence of temperature on the impact behavior and damage tolerance of hybrid woven-ply thermoplastic laminates for aeronautical applications*. *Composite Structures*, 2017. **168**: p. 663-674.
40. Suresh Kumar, C., et al., *Effect of temperature and hybridisation on the low velocity impact behavior of hemp-basalt/epoxy composites*. *Composite Structures*, 2015. **125**: p. 407-416.
41. Zouggar, K., et al., *Numerical and experimental investigations of S-Glass/Polyester composite laminate plate under low energy impact*. *Composites Part B: Engineering*, 2016. **89**: p. 169-186.

42. Lou, X., et al., *Failure analysis of composite laminate under low-velocity impact based on micromechanics of failure*. *Composite Structures*, 2017. **163**: p. 238-247.
43. Long, S., X. Yao, and X. Zhang, *Delamination prediction in composite laminates under low-velocity impact*. *Composite Structures*, 2015. **132**: p. 290-298.
44. Johnson, H.E., et al., *Modelling impact damage in marine composite panels*. *International Journal of Impact Engineering*, 2009. **36**: p. 25-39.
45. Schwab, M., et al., *Simulation of the Intermediate Velocity Impact Behaviour of Woven Composite Laminates Applying*. 2015: p. 19-24.
46. Yang, B., et al., *Experimental and numerical investigation of interply hybrid composites based on woven fabrics and PCBT resin subjected to low-velocity impact*. *Composite Structures*, 2015. **132**: p. 464-476.
47. Espinosa, C., *Contribution à l'étude du comportement sous impact localisé basse vitesse de plaques stratifiées à base d'unidirectionnels composites à fibres longues*. 1991. p. 172 p.
48. Grimault, B., *Comparaison de l'essai de poinçonnement statique sur composite carbone/résine avec l'essai d'impact basse vitesse*, N.i.A. CCR, Editor. 1993.
49. Olivier, E., *Etude du comportement des structures composites endommagées par un impact basse vitesse-Application aux structures aéronautiques*. 1999.
50. Yu, G.-C., et al., *Low Velocity Impact of Carbon Fiber Aluminum Laminates*. *Composite Structures*, 2014. **119**: p. 757-766.
51. Xu, Z., et al., *An Experimental and Numerical Study on Scaling Effects in the Low Velocity Impact Response of CFRP Laminates*. *Composite Structures*, 2016. **154**: p. 69-78.
52. Dhakal, H.N., et al., *Low-velocity impact response of non-woven hemp fibre reinforced unsaturated polyester composites: Influence of impactor geometry and impact velocity*. *Composite Structures*, 2012. **94**(9): p. 2756-2763.
53. Dhakal, H.N., et al., *Influence of temperature and impact velocity on the impact response of jute/UP composites*. *Polymer Testing*, 2014. **35**: p. 10-19.
54. Shi, Y., C. Pinna, and C. Soutis, *Modelling impact damage in composite laminates: A simulation of intra- and inter-laminar cracking*. *Composite Structures*, 2014. **114**: p. 10-19.
55. Vieille, B., V.M. Casado, and C. Bouvet, *About the impact behavior of woven-ply carbon fiber-reinforced thermoplastic- and thermosetting-composites: A comparative study*. *Composite Structures*, 2013. **101**: p. 9-21.
56. Discipline, P.S., et al., *Contribution à l'analyse multi échelle du comportement mécanique non linéaire matériau des structures composites*. 2011.
57. Yurchenko, M.E., et al., *Synthesis, mechanical properties and chemical/solvent resistance of crosslinked poly(aryl-ether-ether-ketones) at high temperatures*. *Polymer*, 2010. **51**(9): p. 1914-1920.
58. Alcock, B., et al., *Low velocity impact performance of recyclable all-polypropylene composites*. *Composites Science and Technology*, 2006. **66**(11): p. 1724-1737.
59. Huang, Z.-M., et al., *A review on polymer nanofibers by electrospinning and their applications in nanocomposites*. *Composites Science and Technology*, 2003. **63**(15): p. 2223-2253.
60. Magniez, K., C. De Lavigne, and B.L. Fox, *The effects of molecular weight and polymorphism on the fracture and thermo-mechanical properties of a carbon-fibre composite modified by electrospun poly(vinylidene fluoride) membranes*. *Polymer*, 2010. **51**(12): p. 2585-2596.
61. Nisini, E., C. Santulli, and A. Liverani, *Mechanical and impact characterization of hybrid composite laminates with carbon, basalt and flax fibres*. *Composites Part B: Engineering*, 2017. **127**: p. 92-99.
62. Sayer, M., et al., *The effect of temperatures on hybrid composite laminates under impact loading*. *Composites Part B: Engineering*, 2012. **43**(5): p. 2152-2160.

63. Liu, H., B.G. Falzon, and W. Tan, *Experimental and numerical studies on the impact response of damage-tolerant hybrid unidirectional/woven carbon-fibre reinforced composite laminates*. *Composites Part B: Engineering*, 2018. **136**: p. 101-118.
64. Cartié, D.D.R., et al., *3D reinforcement of stiffener-to-skin T-joints by Z-pinning and tufting*. *Engineering Fracture Mechanics*, 2006. **73**(16): p. 2532-2540.
65. Lachaud, F., *Délamination de matériaux composites à fibres de carbone et à matrices organiques : Étude numérique et expérimentale, suivi par émission acoustique*. 1992. **1997**: p. 294.
66. Rahman, M.M., et al., *Low velocity impact properties of carbon nanofibers integrated carbon fiber/epoxy hybrid composites manufactured by OOA-VBO process*. *Composite Structures*, 2015. **120**: p. 32-40.
67. Denneulin, S., et al., *The influence of acrylate triblock copolymer embedded in matrix on composite structures' responses to low-velocity impacts*. *Composite Structures*, 2012. **94**(4): p. 1471-1481.
68. Anoukou, K., *Modélisation multi-échelle du comportement mécanique de nanocomposites polymères à renforts d'argile de type montmorillonite : approche micromécanique et simulation de dynamique moléculaire*. 2012.
69. Reis, P.N.B., et al., *Impact response of Kevlar composites with nanoclay enhanced epoxy matrix*. *Composites Part B: Engineering*, 2013. **46**: p. 7-14.
70. Ashrafi, B., et al., *Enhancement of mechanical performance of epoxy/carbon fiber laminate composites using single-walled carbon nanotubes*. *Composites Science and Technology*, 2011. **71**(13): p. 1569-1578.
71. Soliman, E.M., M.P. Sheyka, and M.R. Taha, *Low-velocity impact of thin woven carbon fabric composites incorporating multi-walled carbon nanotubes*. *International Journal of Impact Engineering*, 2012. **47**: p. 39-47.
72. Wang, Z.-X., J. Xu, and P. Qiao, *Nonlinear low-velocity impact analysis of temperature-dependent nanotube-reinforced composite plates*. *Composite Structures*, 2014. **108**: p. 423-434.
73. Shen, H.-S., Y. Xiang, and F. Lin, *Nonlinear bending of functionally graded graphene-reinforced composite laminated plates resting on elastic foundations in thermal environments*. *Composite Structures*, 2017. **170**: p. 80-90.
74. Taraghi, I., A. Fereidoon, and F. Taheri-Behrooz, *Low-velocity impact response of woven Kevlar/epoxy laminated composites reinforced with multi-walled carbon nanotubes at ambient and low temperatures*. *Materials & Design*, 2014. **53**: p. 152-158.
75. Alkhuder, A., *Structuration des mélanges ABS/PC en vue du recyclage des DEEE*. 2014.
76. Couégnat, G., *Approche multiéchelle du comportement mécanique de matériaux composites à renfort tissé*. 2008.
77. S. W. Tsai, E.M.A.W., *A General Theory of Strength for Anisotropic Materials*. *Journal of Composite Material*, 1971. **vol. 5**: p. pp. 58-80.
78. Z. Hashin, A.R., *A Fatigue Failure Criterion for Fiber Reinforced Materials*. *Journal of Composite Materials*, 1973. **vol. 7**: p. pp. 448-464.
79. Hashin, Z., *Failure Criteria for Unidirectional Fiber Composites*. *Journal of Applied Mechanics*, 1980. **vol. 74**: p. pp. 329-334.
80. F. K. Chang, K.Y.C., *A Progressive Damage Model for Laminated Composites Containing Stress Concentrations*. *Journal of Composite Material*, 1987. **vol. 21**: p. pp. 834-855.
81. Christensen, R.M., *Stress Based Yield : Failure Criteria for Fiber Composites*. *Journal of Solid and Structures*, 1997. **vol. 34**: p. pp. 529-543.
82. A. Puck, H.S., *Failure Analysis of FRP Laminates by means of Physical Based Phenomenological Models*. *Composites Science and Technology*, 1998. **vol. 58**: p. pp. 1045-1067.

83. Christensen, R.M.A., *A Survey of and Evaluation Methodology for Fiber Composite Material Failure Theories*. Dordrecht: Kluwer Academic Publishers, 2001.
84. Paris, F., *Study of Failure Criteria of Fibrous Composite Materials*, N.T. Report, Editor. 2001.
85. M. J. Hinton, A.S.K., P. D. Soden, *Failure Criteria in Fiber Reinforced Polymer Composites*. Oxford: Elsevier Science, 2004.
86. Xiao, J.R., B.A. Gama, and J.W. Gillespie, *Progressive damage and delamination in plain weave S-2 glass/SC-15 composites under quasi-static punch-shear loading*. *Composite Structures*, 2007. **78**(2): p. 182-196.
87. Juhasz, J., R. Rolfes, and K. Rohwer, *A new strength model for application of a physically based failure criterion to orthogonal 3D fiber reinforced plastics*. *Composites Science and Technology*, 2001. **61**(13): p. 1821-1832.
88. Ladeveze, P. and E. LeDantec, *Damage modelling of the elementary ply for laminated composites*. *Composites Science and Technology*, 1992. **43**(3): p. 257-267.
89. Maire, J.F. and P.M. Lesne, *An explicit damage model for the design of composites structures*. *Composites Science and Technology*, 1998. **58**(5): p. 773-778.
90. M., K.L., *On The Time to Failure Under Creep Conditions*. *Izv. AN SSSR, Otd. Tekhn. Nauk* 8, 1958: p. 26-31.
91. Krajcinovic, D., *Damage mechanics: accomplishments, trends and needs*. *International Journal of Solids and Structures*, 2000. **37**(1): p. 267-277.
92. Talreja, R., *A Continuum Mechanics Characterization of Damage in Composite Materials*. *Proceedings of the Royal Society of London. Series A, Mathematical and Physical Sciences*, 1985. **399**(1817): p. 195-216.
93. Frantziskonis, G., *Distributed damage in composites, theory and verification*. *Composite Structures*, 1988. **10**(2): p. 165-184.
94. Q. Yang, J.E., *Finite Element Based Sub-Laminate Damage Model for Intraply Cracking*. *Journal of Reinforced Plastics Composites*, 1995. **vol. 14**: p. pp. 233-254.
95. P. W. Randles, J.A.N., *Continuum Damage Model for Thick Composite Materials*. *Mechanics of Materials*, 1992. **vol. 13**: p. pp. 1-13.
96. Matzenmiller, A., J. Lubliner, and R.L. Taylor, *A constitutive model for anisotropic damage in fiber-composites*. *Mechanics of Materials*, 1995. **20**(2): p. 125-152.
97. Vaziri, K.V.W.a.R., *Application of Damage Mechanics Model for Predicting the Impact Response of Composite Materials*. *Computers and Structures*, 2001. **vol. 79**: p. pp. 997-1011.
98. Hufner, D.R. and M.L. Accorsi, *A progressive failure theory for woven polymer-based composites subjected to dynamic loading*. *Composite Structures*, 2009. **89**(2): p. 177-185.
99. Griffith, *The Phenomena of Rupture and Flow in Solids*. *Philosophical Transactions of the Royal Society of London*, 1921(A221): p. pp. 163-198.
100. Irwin, G.R., *Onset of Fast Crack Propagation in High Strength Steel and Aluminium Alloys*. *Proceedings of the second Sagamore Ordinance Materials Conference*, 1956: p. pp. 289-305.
101. Rice, J.R.A., *Path Independent Integral and the Approximation Analysis of Strain Concentrations*. *Journal of Applied Mechanics*, 1968. **vol. 35**: p. pp. 379-386.
102. Krueger, R., *1 - The virtual crack closure technique for modeling interlaminar failure and delamination in advanced composite materials*, in *Numerical Modelling of Failure in Advanced Composite Materials*, P.P. Camanho and S.R. Hallett, Editors. 2015, Woodhead Publishing. p. 3-53.
103. Ait Mohammed, M., *Etude des tuyères composites pour une conception optimale d'une hydrolienne à axe horizontal*. 2017.
104. Vandellos, T., *Développement d'une stratégie de modélisation du délaminage dans les structures composites stratifiées*. 2011.

105. S., D.D., *Yielding of steel sheets containing slits*. Journal of Mechanics and Physics of Solids, 1960. **vol.8**(p. 100-104).
106. Allix O., C.A., *Modeling and simulation of crack propagation in mixed-modes interlaminar fracture specimens*. Journal of Fracture, 1996. **vol. 77**: p. p. 111-140.
107. Allix O., L.P., Corigliano A., *Damage analysis of interlaminar fracture specimens*. Composite Structures, 1995(vol. 31): p. p. 61-74, 1995.
108. Dávila C. G., C.P.P., Turon A., , *Effective simulation of delamination in aeronautical structures using shells and cohesive elements*. Journal of Aircraft, 2008. **vol. 45**.
109. A., T., *Simulation of Delamination in Composites under QuasiStatic and Fatigue Loading using Cohesive Zone Models*, in Dept. d'Enginyeria Mecànica i de la Construcció Industrial, Universitat de Girona (Girona, Spain). 2006.
110. Alfano, G. and M.A. Crisfield, *Finite element interface models for the delamination analysis of laminated composites: mechanical and computational issues*. International Journal for Numerical Methods in Engineering, 2001. **50**(7): p. 1701-1736.
111. P., L., *Sur la mécanique de l'endommagement des composites*. Comptes-rendus des 5èmes Journées Nationales sur les Composites, 1986: p. pp. 667-683.
112. Sun, C.T. and J.L. Chen, *A micromechanical model for plastic behavior of fibrous composites*. Composites Science and Technology, 1991. **40**(2): p. 115-129.
113. Odegard, G., K. Searles, and M. Kumosa, *A continuum elastic-plastic model for woven-fabric/polymer-matrix composite materials under biaxial stresses*. Composites Science and Technology, 2001. **61**(16): p. 2501-2510.
114. Ryou, H., K. Chung, and W.-R. Yu, *Constitutive modeling of woven composites considering asymmetric/anisotropic, rate dependent, and nonlinear behavior*. Composites Part A: Applied Science and Manufacturing, 2007. **38**(12): p. 2500-2510.
115. Barbero, E.J., *Finite element analysis of composite materials*. 2008: Taylor & Francis.
116. Nie, Z., *Advanced Mesomechanical Modeling of Triaxially Braided Composites for Dynamic Impact Analysis With Failure*. 2014.
117. *Arkema launches Nanostrength for advanced composite materials*. Additives for Polymers, 2005. **2005**(6): p. 3.
118. Kpobie, W., *Modélisation 3D d'assemblages flip chip pour la fiabilisation des composants électroniques à haute valeur ajoutée de la famille "More than Moore"*. 2014.
119. Gilat, A., R.K. Goldberg, and G.D. Roberts, *Experimental study of strain-rate-dependent behavior of carbon/epoxy composite*. Composites Science and Technology, 2002. **62**(10): p. 1469-1476.
120. Taniguchi, N., T. Nishiwaki, and H. Kawada, *Tensile strength of unidirectional CFRP laminate under high strain rate*. Advanced Composite Materials, 2007. **16**(2): p. 167-180.
121. Mbacke, M.A., *Caractérisation et modélisation du comportement mécanique des composites tressés 3D : Application à la conception de réservoirs GNV*. 2013.
122. KRAWCZAK, P., *Essais des plastiques renforcés*. Techniques de l'ingénieur, Reference AM5405, 1997.
123. Rouby, D., *Propriétés mécaniques des composites dans la pratique des essais*. Introduction aux matériaux composites, 2005. **3**.
124. Daghia, F. and P. Ladevèze, *A micro-meso computational strategy for the prediction of the damage and failure of laminates*. Composite Structures, 2012. **94**(12): p. 3644-3653.
125. Yoshihara, H. and T. Kawamura, *Mode I fracture toughness estimation of wood by DCB test*. Composites Part A: Applied Science and Manufacturing, 2006. **37**: p. 2105-2113.

126. Benzeggagh, M.L. and M. Kenane, *Measurement of mixed-mode delamination fracture toughness of unidirectional glass/epoxy composites with mixed-mode bending apparatus*. Composites Science and Technology, 1996. **56**(4): p. 439-449.
127. ;, p., *Détermination de l'énergie de ténacité en rupture interlaminaire en mode I*. European Association of Aerospace Industries (AECMA), 1995.
128. Deconinck, P., *Étude du comportement à l'impact de matériaux composites renforcés par tufting*. 2014.
129. Beckelynck, B., *Étude de la délamination sur des matériaux composites tissés taffetas : Essais de caractérisation et simulations numériques*. 2016.
130. Matadi, R., et al., *High strain rate behaviour of renewable biocomposites based on dimer fatty acid polyamides and cellulose fibres*. Composites Science and Technology, 2011. **71**(5): p. 674-682.
131. Pini, T., et al., *Fracture initiation and propagation in unidirectional CF composites based on thermoplastic acrylic resins*. Engineering Fracture Mechanics, 2017. **184**: p. 51-58.
132. Bhudolia, S.K., P. Perrotey, and S.C. Joshi, *Mode I fracture toughness and fractographic investigation of carbon fibre composites with liquid Methylmethacrylate thermoplastic matrix*. Composites Part B: Engineering, 2018. **134**: p. 246-253.
133. Hablot, E., et al., *Renewable biocomposites of dimer fatty acid-based polyamides with cellulose fibres: Thermal, physical and mechanical properties*. Composites Science and Technology, 2010. **70**(3): p. 504-509.
134. Porras, A., A. Maranon, and I.A. Ashcroft, *Optimal tensile properties of a Manicaria-based biocomposite by the Taguchi method*. Composite Structures, 2016. **140**: p. 692-701.
135. Rosenau, M.D., *Engineering methods for robust product design: Using taguchi methods in technology and product development: by William Y. Fowlkes and Clyde M. Creveling*. Reading, MA: Addison-Wesley, 1995. 403 + xxiv pages. \$58.05. Journal of Product Innovation Management, 1996. **13**(3): p. 279.
136. Shyr, T.-W. and Y.-H. Pan, *Impact resistance and damage characteristics of composite laminates*. Composite Structures, 2003. **62**(2): p. 193-203.
137. Cantwell, W.J. and J. Morton, *Comparison of the low and high velocity impact response of cfrp*. Composites, 1989. **20**(6): p. 545-551.
138. Yang, X., et al., *Morphology and mechanical properties of nanostructured blends of epoxy resin with poly(ϵ -caprolactone)-block-poly(butadiene-co-acrylonitrile)-block-poly(ϵ -caprolactone) triblock copolymer*. Polymer, 2009. **50**(16): p. 4089-4100.
139. Bashar, M.T., U. Sundararaj, and P. Mertiny, *Mode-I interlaminar fracture behaviour of nanoparticle modified epoxy/basalt fibre-reinforced laminates*. Polymer Testing, 2013. **32**(2): p. 402-412.
140. Van Velthem, P., et al., *Influence of thermoplastic diffusion on morphology gradient and on delamination toughness of RTM-manufactured composites*. Composites Part A: Applied Science and Manufacturing, 2015. **72**: p. 175-183.
141. Yu, W., *A unified theory for constitutive modeling of composites*. Journal of Mechanics of Materials and Structures, 2016. **11**: p. 379-411.

142. Thomas, C., *Study of damages on carbon fibers / polyamide composite structures: application for the manufacturing of type IV high pressure gas storage vessels*. 2011, École Nationale Supérieure des Mines de Paris.
143. Pini, T., *Fracture behaviour of thermoplastic acrylic resins and their relevant unidirectional carbon fibre composites: rate and temperature effects*. 2017.
144. Richeton, J., et al., *A unified model for stiffness modulus of amorphous polymers across transition temperatures and strain rates*. *Polymer*, 2005. **46**: p. 8194-8201.
145. Eyring, H., *Viscosity, Plasticity, and Diffusion as Examples of Absolute Reaction Rates*. Vol. 4. 1936. 283-291.
146. Richeton, J., et al., *A formulation of the cooperative model for the yield stress of amorphous polymers for a wide range of strain rates and temperatures*. *Polymer*, 2005. **46**: p. 6035-6043.
147. G'Sell, C. and J. Jonas, *Determination of the plastic behaviour of solid polymers at constant true strain rate*. Vol. 14. 1979. 583-591.
148. Billon, N., *Effet de couplage thermomécanique dans la caractérisation du comportement de polymères solides*. *Mécanique et Industries*, 2003. **4**: p. 357-364.
149. Matsuoka, S., *Chapter 3 - Mechanical relaxation processes in polymers*, in *Handbook of Thermal Analysis and Calorimetry*, S.Z.D. Cheng, Editor. 2002, Elsevier Science B.V. p. 111-146.
150. Duan, Y., et al., *A uniform phenomenological constitutive model for glassy and semicrystalline polymers*. Vol. 41. 2001. 1322-1328.
151. Parenteau, T., *Modélisation micromécanique de composites thermoplastiques élastomères à matrice polypropylène*. 2009. p. 1 vol. (171 p.).
152. Nasraoui, M., et al., *Influence of strain rate, temperature and adiabatic heating on the mechanical behaviour of poly-methyl-methacrylate: Experimental and modelling analyses*. *Materials and Design*, 2012. **37**: p. 500-509.
153. Hashin, Z. and S. Shtrikman, *A variational approach to the theory of the elastic behaviour of multiphase materials*. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 1963. **11**(2): p. 127-140.
154. D. Eshelby, J., *The Determination of the Elastic Field Of An Ellipsoidal Inclusion and Related Problems*. Vol. 241. 1957.
155. Christensen, R.M. and K.H. Lo, *Solutions for effective shear properties in three phase sphere and cylinder models*. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 1979. **27**: p. 315-330.
156. Hill, R., *Continuum micro-mechanics of elastoplastic polycrystals*. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 1965. **13**(2): p. 89-101.
157. Sun, C.T. and R.S. Vaidya, *Prediction of composite properties from a representative volume element*. *Composites Science and Technology*, 1996. **56**(2): p. 171-179.
158. Llorca, J., C. Gonzalez, and J. Segurado, *Finite element and homogenization modelling of materials*. 2007. 121-147.
159. Hassani, B. and E. Hinton, *A review of homogenization and topology optimization I – homogenization theory for media with periodic structure*. *Computers & Structures*, 1998. **69**(6): p. 707-717.
160. Koutsawa, Y., *Overall thermo-magneto-electro-elastic properties of multiferroics composite materials with arbitrary heterogeneities spatial distributions*. *Composite Structures*, 2015. **133**: p. 764-773.
161. Liu, X. and W. Yu, *A novel approach to analyze beam-like composite structures using mechanics of structure genome*. *Advances in Engineering Software*, 2016. **100**: p. 238-251.
162. Boufaïda, Z., et al., *Mesoscopic strain field analysis in a woven composite using a spectral solver and 3D-DIC measurements*. *Composite Structures*, 2017. **160**: p. 604-612.
163. Reddy, J.N., *Mechanics of Laminated Composite Plates and Shells: Theory and Analysis, Second Edition*. 2004: Taylor & Francis.

164. Chamis, C.C., *Simplified Composite Micromechanics equations for hygral , thermal and mechanical properties*, in *Conference of the society of the plastics Industry Reinforced Plastics/Composite Inst.* 1983: United States;
165. Sherburn, M., *Geometric and Mechanical Modelling of Textiles*. 2007.
166. Ilyas, M., et al. *Modélisation en dynamique rapide du délaminage des composites à l'aide d'éléments finis cohésifs = Dynamic delamination modeling of unidirectional composites by cohesive finite elements*. in *JNC 16*. 2009. Toulouse, France: AMAC.
167. Schwab, M., et al., *Failure mechanism based modelling of impact on fabric reinforced composite laminates based on shell elements*. *Composites Science and Technology*, 2016. **128**: p. 131-137.
168. Johnson, A.F., *Modelling fabric reinforced composites under impact loads*. 2001. **32**: p. 1197-1206.
169. Kinvi-Dossou, G., et al., *A numerical homogenization of E-Glass/Acrylic woven composite laminates: application to low velocity impact*. *Composite Structures*, 2018.

Résumé

Face aux défis environnementaux actuels, les industriels ont mis en œuvre de nouveaux matériaux recyclables et permettant une réduction significative de la masse. Le développement de la résine thermoplastique Elium par ARKEMA s'inscrit dans cette problématique. L'utilisation de cette résine pour la fabrication de pièces composites qui peuvent être sujettes à des dommages d'impact, nécessite au préalable des études, dans le but de comprendre leurs mécanismes de ruine sous ce type de sollicitation. Ainsi, la présente thèse propose une contribution à l'analyse multi-échelle de la tenue à l'impact des composites stratifiés à base de la résine Elium.

Une étude expérimentale préliminaire a permis de confirmer la meilleure résistance à l'impact des composites à matrice Elium acrylique, comparativement à celles des composites thermodurcissables conventionnels. Ensuite, les performances à l'impact des composites stratifiés ont été améliorées par l'introduction de copolymères à blocs dans la matrice. Ces derniers sont capables de former des micelles de tailles nanométriques et ainsi d'améliorer la ténacité de la matrice acrylique. Les effets de l'énergie d'impact, de la température et de la composition en nanocharges sur la réponse du matériau composite ont été analysés.

Afin de proposer un outil d'aide à la prédiction de la réponse à l'impact des matériaux fibres de verre/Acrylique, deux stratégies de modélisation ont été retenues. La première modélisation (macroscopique) considère le pli tissé du stratifié comme un matériau homogène tandis que la seconde (mésoscopique) utilise une description géométrique de l'ondulation et de l'entrecroisement des torons noyés dans la résine Elium. Ces deux modèles considèrent des zones cohésives à l'interface entre les plis adjacents pour simuler le délaminage interlaminaire. Des essais de délaminage (expérimentaux et numériques) ont permis d'alimenter le modèle d'endommagement de l'interface interplis. D'autre part, des essais de caractérisation du comportement mécanique et de l'endommagement du matériau couplés à l'homogénéisation multi-échelle des matériaux par la Mécanique du Génome de Structure ont permis d'identifier les paramètres du modèle macroscopique. A l'échelle mésoscopique, le modèle géométrique a été réalisé grâce au logiciel Texgen. Ce logiciel permet d'obtenir une description approchée mais réaliste de l'ondulation des torons de fibres. La même description a servi à l'homogénéisation numérique multi-échelle des stratifiés étudiés. La simulation numérique de l'impact basse vitesse a été effectuée au moyen du logiciel d'éléments finis ABAQUS/Explicit. Les modèles de comportement du matériau ont été implémentés via la routine utilisateur VUMAT. Les résultats obtenus offrent une bonne corrélation avec les données expérimentales.

Abstract

In the race for light materials able of meeting modern environmental challenges, an acrylic resin (Elium) has been developed. Elium is a thermoplastic resin able to replace thermosetting matrices, which are widespread nowadays in the industrial world. The present study aims to evaluate the impact resistance and to understand the failure mechanisms of composite laminates based on acrylic matrix under impact loading. We provide a contribution to the multiscale analysis of the impact resistance of laminated composite.

First, the impact resistance and the damage tolerance of the acrylic resin based composites were compared with those of conventional composites. Then, the impact performance of the laminated composites has been enhanced by adding copolymer blocks to the liquid acrylic resin. These copolymers are able to form micelles of nanometer sizes, which lead to the improvement of both the acrylic matrix fracture toughness and the impact resistance. The effects of the impact energy, temperature, and composition in nano-copolymers have also been investigated.

In order to provide a numerical tool for the prediction of the impact response of the glass fiber/Acrylic laminates, two strategies have been analyzed. The first one, performed at the macroscopic scale, considers the woven ply of the laminate as homogeneous material, and the second one (at the mesoscopic scale), deals with a realistic geometrical description of the yarns undulation. Both models use cohesive zones at the interface between the adjacent plies, to simulate the delamination. For this purpose, experimental and numerical delamination tests were performed to feed the inter-ply damage model. Mechanical tests for material characterization were also performed on specimens in order to identify the ply-damage model parameters. The Mechanics of Structure Genome (MSG) and a finite element based micromechanics approaches were then conducted to evaluate the effective thermomechanical properties of the yarns and the plain woven composite laminate. The realistic topological and morphological textures of the composite were accounted through Texgen software. These numerical impact simulations were performed using the finite element software ABAQUS/Explicit. Both models were implemented through a user material subroutine VUMAT. The obtained results appear in a good agreement with the experimental data and confirm the relevance of the proposed approach.