UNIVERSITÉ DE LORRAINE | BIBLIOTHÈQUES UNIVERSITAIRES

AVERTISSEMENT

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

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

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

Contact bibliothèque : ddoc-theses-contact@univ-lorraine.fr
(Cette adresse ne permet pas de contacter les auteurs)

LIENS

Code de la Propriété Intellectuelle. articles L 122. 4
Code de la Propriété Intellectuelle. articles L 335.2- L 335.10
http://www.cfcopies.com/V2/leg/leg_droi.php
http://www.culture.gouv.fr/culture/infos-pratiques/droits/protection.htm

THÈSE

Pour l'obtention du grade de :

Docteur de l'Université de Lorraine

Spécialité « Mécanique des Matériaux »

Présentée et soutenue publiquement par :

Nathaniel KOUMBA

le 16 Février 2024

ETUDE DU COMPORTEMENT MECANIQUE EN TRACTION ET EN IMPACT DES COMPOSITES STRATIFIÉS ACRYLIQUE/FIBRES DE VERRE APRÈS RÉPARATION : analyse de l'endommagement

Composition du jury

Président	**M. Raphaël BIKANGA**, Professeur Titulaire des Universités-CAMES, Université des Sciences et Techniques de Masuku, Franceville
Rapporteur	**Mme. Siham TOUCHAL**, Maître de conférences HDR, Université de Strasbourg, Strasbourg
Rapporteur	**M. Thiery-Blanchard EKOGO,** Professeur Titulaire des Universités-CAMES, Université des Sciences et Techniques de Masuku, Franceville
Examinateur	**M. Kui Wang,** Professeur, Central South University, Changsha, Hunan-Chine
Examinateur	**M. Roger ONDO NDONG,** Maître de conférences-CAMES, Ecole Normale Supérieure, Libreville
Invité	**M. Pierre GERARD,** Ingénieur R&D, ARKEMA, Lacq
Invitée	**Mme. Hermance MOUSSAMBI MEMBETSI,** Maître Assistant-CAMES, Ecole Normale Supérieure, Libreville
Directeur de thèse	**M. Rodrigue MATADI BOUMBIMBA,** Maître de conférences HDR, Université de Lorraine, Metz
Co-directeurs	**M. Hugues Martial OMANDA,** Maître de conférences-CAMES, Ecole Normale Supérieure, Libreville
	M. Napo BONFOH, Professeur des universités, Université de Lorraine, Metz

Remerciements

Mes remerciements vont à l'endroit de mes encadrants,

De prime abord, Monsieur. Rodrigue MATADI BOUMBIMBA, mon Directeur de thèse puis à mes co-directeurs Messieurs, Napo BONFOH et Hugues Martial OMANDA, je vous adresse à tous du plus profonde de mon cœur mes sincères remerciements pour vos précieuses orientations. Les deux premiers m'ayant accordé l'opportunité de réaliser une thèse au sein du Laboratoire d'Etude des Microstructures et de Mécanique des Matériaux (LEM3) de l'Université de Lorraine en collaboration avec le Laboratoire Pluridisciplinaire de Sciences de l'Ecole Normale Supérieure de Libreville. Quant au troisième, je lui témoigne ma gratitude par son engagement, il représente « le fer de lance » de ce projet de doctorat, je reste persuadé que sans lui, ledit projet ne serait pas aussi abouti.

Aux chercheurs, post doc, aux doctorants, aux ingénieurs et techniciens d'ARKEMA, IRT M2P, ENIM et LEM3, je vous remercie pour ces divers moments de partage et accompagnement. Je remercie énormément Matthieu BEHR, Djamel MEZIANI, Marc WARY, Daniel BOEHM et Tomazs LIBURA qui ont été partie prenante dans la réalisation des campagnes de mesures expérimentales.

Aux collègues de l'ENS de Libreville, à Ulrich MOUISSI et à sa femme Claire et aux compatriotes gabonais(e)s et ami(e)s de Metz, veuillez recevoir ma profonde gratitude. En plus, à tous ceux qui m'aiment et me considèrent, j'adresse mes sincères sentiments les plus chaleureux.

A ces femmes exceptionnelles, Constance MAMBOUNDOU et Yolande KOUMBA MOUKAGNY ép. NZEH, je vous exprime ma profonde gratitude pour avoir été nos modèles de réussite et de soutien. De même, j'adresse particulièrement un grand et chaleureux merci à ma tendre mère Constance MAMBOUNDOU qui a consenti à investir dans notre éducation et notre formation afin de faire de nous des hommes accomplis et avitaillés. Je remercie également mon oncle, Firmin MAMBOUNDOU et son épouse Odile et toute sa famille pour ses précieux conseils et d'avoir été mon modèle de résilience. Je n'oublie pas mes oncles Raphaël MFOUBOU qui a été cette figure d'autorité et qui m'a inculqué une rigueur du travail bien fait, Eloi

MOUGARA, Junior NZICKOU, Joé MAPANGOU et mes mères Nathalie ISTIEMBOU et Prisca BABIKA et toutes leurs familles respectives que je remercie pour leurs participations dans mon éducation.

En outre, je tiens à exprimer mes vifs remerciements à mon frère cadet Loïc Friedrich MOUGONGOU, à son épouse Prisca ainsi qu'à leurs enfants, Lorisca Laelle, Fiedrich Jedidia Chloé, Keren Yolande et Elijha Amir, pour leurs tendresses et leurs soutiens multiformes.

Enfin, un immense merci à toi Darlhia Lucrèce TSOUCKA MASSEMBO, à tes parents et à nos merveilleux enfants, Raphaëlle Lucia et Eliel Lucas, pour votre patience et vos encouragements. Je vous suis grandement reconnaissant pour votre implication dans la réalisation de cette thèse de doctorat.

A la mémoire de ma bien aimée grand-mère Angélique MOUSSOUNDE NZICKOU

BADOUMBI BA DIBURE TSUVE

Je me suis accompli comme tu l'as toujours désirée

Ce manuscrit en est le témoignage,

Pour tous ces moments où tu as toujours tant donné,

Pour ton immense amour et ton implication dans notre éducation ;

Tu aurais été fière de moi…

et

En hommage à ma tendre et extraordinaire Mère pour tant de sacrifices

Pour ta discipline inébranlable

Tu demeures notre modèle

Je t'aime maman…

« Les grandes choses reposent sur les infimes et un long voyage débute par un pas. Tels sont les concepts de la mécanique qui s'étendent des échelles microscopiques aux macroscopiques » Tao Te King-Microméca

Table des matières

Remerciements i

Liste des Figures v

Liste des Tableaux xi

Notation xiii

Résumé xiv

Abstract xv

Introduction générale. 1

Chapitre 1 : Généralités sur le comportement mécanique, l'endommagement et la réparation des stratifiés composites à matrice polymère. 7

Chapitre 2 : Etude expérimentale et numérique du comportement mécanique en traction des composites stratifiés tissés fibres de verre/Elium acrylique réparés. 65

Chapitre 3 : Approche expérimentale et numérique du comportement à l'impact basse vitesse des composites stratifiés fibres de verre/Elium acrylique réparés. 115

Conclusion générale et perspectives. 157

Références bibliographiques 161

Liste des Figures

Figure 1-1. les composites dans l'industrie [59] 9

Figure 1-2. Architectures des renforts [58] 11

Figure 1-3. Différents types de tissage 2D [58,67] 12

Figure 1-4. Matrices organiques (a) différentes familles de matrice, (b) diagramme d'état de changement de phase des polymères [69] 14

Figure 1-5. Pièces automobiles en matériaux composites TD [70] 15

Figure 1-6. Pyramide des polymères thermoplastiques [71] 16

Figure 1-7. Nomenclature d'un composite stratifié [68], [72] 17

Figure 1-8. Part des composites dans l'automobile en Europe [59] 18

Figure 1-9. Comportement en fatigue des matériaux CMO et métallique ,(a) facteurs influençant la fatigue des CMO [88,89], (b) comparaison entre évolution des endommagements des composites et des matériaux métalliques [90]. 24

Figure 1-10. Mécanismes d'endommagement durant une sollicitation de fatigue [91], (a) endommagement en fonction du nombre de cycle N, (b) processus d'endommagement 24

Figure 1-11. Type de réparations des structures composites dans l'aéronautique [92] 25

Figure 1-12. Principe du procédé de réparation par infusion de résine [99]. 28

Figure 1-13. Principe du procédé de réparation par infiltration de résine [92]. 29

Figure 1-14. Différentes phases associées à l'auto cicatrisation par sphère creuses [102]. 30

Figure 1-15.Réparations par rivetage/boulonnage dans l'aéronautique[92] : (a) les cinq types standard de rivets, (b) exemple de réparation dans SRM panneau de fuselage. 31

Figure 1-16. Réparation par collage patchs composites ou scarfing: (a) en pente, (b) en escalier [98]32

Figure 1-17. Réparation d'une fissure par collage d'un composite bore/époxy sur une plaque d'aluminium [50]. 34

Figure 1-18. Collage du joint collé: (a) sollicitations mécaniques, (b) modes de rupture [126]. 36

Figure 1-19. Différents types de joints collés[126]. 37

Figure 1-20 : Principe de la théorie d'homogénéisation 50

Figure 1-21 : Présentation des modèles d'homogénéisation micromécaniques. 53

Figure 1-22 : (a) Fissuration matricielle obtenue avec les critères d'initiation de dommages LaRC05, (b) corrélation entre données numérique et expérimentales [185]. 56

Figure 1-23 : Endommagements et échelles d'observation pour un composite stratifié [189]. 57

Figure 2-1. Panneaux composites stratifiés E190/GF : (a) Définition des axes d'un tissu taffetas , (b) stratifiés tissés sains et percés. 64

Figure 2-2. Pesée de la résine ELIUM Acrylique avant réparation: (a) Solution de résine E351 EOT, (b) Formule chimique du monomère [133]. 66

Figure 2-3. Procédé C-RTM de fabrication des composites stratifiés [197]. 67

Figure 2-4. Réparation et découpe du panneau composite E190/GF percé : (a) Procédure, (b) et (c) Dimensions des éprouvettes de traction percées et réparées. 69

Figure 2-5. Mise en œuvre du protocole de réparation par collage sous vide d'un panneau composite E190/GF. 69

Figure 2-6. Diagramme de processus collage externe sous vide avec la résine réparatrice E351 EOT. 70

Figure 2-7. Grandes étapes du processus de réparation par collage sous vide, (a) Perçage et découpage au jet d'eau haute pression, (b) Préparation de la résine réparatrice E351 EOT, (c) Réparation par collage sous vide. 71

Figure 2-8. Dispositif de mesure pour les essais de traction monotone : (a) Ecran de visualisation, (b) Machine de traction MTS et (c) Eprouvettes stratifiés tissées testées. 73

Figure 2-9. Courbes contrainte-déformation respectivement : (a) 0.001 s^{-1} , (b)0.01 s^{-1}et (c) 0.05 s^{-1} et (d) valeurs moyennes des contraintes ultimes. 76

Figure 2-10. Courbes force-déplacement à 9 mm/min (a) E190/GF_D10, (b) E190/GF_D20, (c) E190/GF_D30 et (d) Effet du diamètre d'entaille sur la force maximale. 77

Figure 2-11. Courbes force-déplacement à 90 mm/min (a) E190/GF_D10, (b) E190/GF_D20, (c) E190/GF_D30 et (d) Effet du diamètre d'entaille sur la force maximale. 78
Figure 2-12. Courbes force-déplacement à 450 mm/min (a) E190/GF_D10, (b) E190/GF_D20, (c) E190/GF_D30 et (d) Effet du diamètre d'entaille sur la force maximale. 79
Figure 2-13. Influence du facteur de forme D/W sur la force ultime et le module d'Young pour une vitesse de déplacement de 90 mm/min. 80
Figure 2-14. Courbes force-déplacement à 9 mm/min (a) E190/GF_D10R, (b) E190/GF_D20R, (c) E190/GF_D30R et (d) Effet du diamètre d'entaille sur la force maximale. 82
Figure 2-15. Courbes force-déplacement à 90 mm/min (a) E190/GF_D10R, (b) E190/GF_D20R, (c) E190/GF_D30R et (d) Effet du diamètre d'entaille sur la force maximale. 83
Figure 2-16. Courbes force-déplacement à 450 mm/min (a) E190/GF_D10R, (b) E190/GF_D20R, (c) E190/GF_D30R et (d) Effet du diamètre d'entaille sur la force maximale. 84
Figure 2-17. Courbes typiques de traction contrainte en fonction de la déformation des composites stratifiés et sens d'évolution des dommages éprouvettes saines. 85
Figure 2-18. Profils des endommagements des éprouvettes (a) E190/GF_D (10, 20 30) à vitesse de déplacement 90 mm/min et (b) E190/GF_D(10, 20, 30)R à vitesse de déplacement 9 mm/min. 87
Figure 2-19. (a) Performance de la réparation des éprouvettes E190/GF_D20 et E190/GF_D20R, (b) faciès des endommages des éprouvettes saines, percées et réparées à 90 et 450 mm/min. 89
Figure 2-20. Recouvrement de la rigidité des éprouvettes réparées E190/GF_D(10, 20, 30)R par rapport aux éprouvettes percées E190/GF_D(10, 20, 30) aux trois vitesses de déplacement de la traverse. 90
Figure 2-21. Comparaison des courbes force-déplacement des E190/GF, E190/GF_D (10, 20 30), E190/GF_D (10, 20, 30) R, (a), (b),(c) à 9mm/min et (d), (e), (f) à 90 mm/min. 92
Figure 2-22. Comparaison des courbes force-déplacement et des valeurs moyennes des forces maximales des E190/GF, E190/GF_D (10, 20 30), E190/GF_D (10, 20, 30) R respectivement (a), (b), (c) 450 mm/min et (d) 9 mm/min. (e) 90 mm/min, (f) 450 mm/min. 93

Figure 2-23. Exemple schématique de l'approche par coque empilée (SSA)..... 97
Figure 2-24. Géométries et conditions aux limites des modèles numériques : modélisation du 1/4 des structures. 98
Figure 2-25. Maillages des modèles numériques de traction, (a) E190/GF, (b) Drill_D30 et (c) Rep_D20. 99
Figure 2-26. Evolution du délaminage des modèles percés Drill_D(10,20,30) en fonction du temps de simulation pour les périodes (a) t = 0,08 ms, (b) t = 4,00 ms 105
Figure 2-27. Etats déformés: variables d'endommagement pour une période de temps de simulation de t = 4,00 ms des modèles percés(a), (d), (g) et (j) 10 mm, (b),(e), (h) et (k) 20 mm, (c), (f), (i) et (l) 30 mm. 106
Figure 2-28. Etats déformés des modèles réparés : critères d'initiation des endommagements des modèles réparés Rep_D(10, 20, 30) pour une période de temps de simulation de t = 4,00 ms 108
Figure 3-1. V.E.R du composite stratifié tissé E190/GF : (a) V.E.R tissé, (b) Vue géométrie dans l'épaisseur des fils de trame et de chaîne (c) maillage voxel. 117
Figure 3-2. Dispositif de mesures d'un essai d'impact basse vitesse, (a) Machine d'impact Zwick/Roell Amster HIT2000F (impacteur et charriot) , (b) Eprouvettes saines et réparées. 119
Figure 3-3. Courbes énergie en fonction du temps des éprouvettes saines (a) Impact à 30 J, (b) répétabilité des essais à 30 J, 60 J et 90 J 121
Figure 3-4. Courbes force en fonction du déplacement des éprouvettes saines impactées (a) 30 J, (b) 60 J, (c) 90 J et (d) apparition des endommagements avec les niveaux énergies. 122
Figure 3-5. Courbes force et énergie en fonction du temps pour échantillons sains et réparés (a) 30 J, (b) 60 J, (c) 90 J 123
Figure 3-6. Comparaisons des courbes à 30 et 60 J des échantillons sains et réparés (a) et (c) Energie en fonction du temps et (b) Force en fonction du déplacement 124
Figure 3-7. Comparaisons des courbes à 90 J des échantillons sains et réparés (a) Energie en fonction du temps et (b) Force en fonction du déplacement 126

Figure 3-8. Variation des courbes déplacements et des vitesses en fonction du temps pour différentes énergies d'impact pour les stratifiés tissés sains et réparés, (a) 30 J, (b) 60 J, et (c) 90 J. 128
Figure 3-9. Tenue à l'impact des composites stratifiés tissés après réparation par collage sous vide (a) Recouvrement de la rigidité des éprouvettes réparées pour 90 J (b) Recouvrement de la résistance des éprouvettes réparées par rapport aux saines sur la gamme d'énergie d'impact. 129
Figure 3-10. Diagrammes du profil d'énergie des éprouvettes saines et réparées : (a) Energie d'absorbée en fonction de l'énergie d'impact, (b) Energie élastique en fonction de l'énergie d'impact. 132
Figure 3-11. Facies post-mortem avant et arrière des éprouvettes saines et réparées après impact saines, (a) 30 J, (b) 60 J, (c) 90 J. 135
Figure 3-12. Géométries et conditions aux limites des modèles numériques(a) sain E_NUM, (b) 10R_N, (c) 30R_N 136
Figure 3-13. Maillages des modèles numériques , (a) E_GF, (b) NUM_20R. 138
Figure 3-14. Comparaisons expérimentales et numériques des courbes force et énergie en fonction du temps et force en fonction du déplacement du matériau sain : (a), (b) 30 J ; (c), (d) 60 J et (e), (f) 90 J. 144
Figure 3-15. Comparaisons expérimentales et numériques des courbes force et énergie en fonction du temps et force en fonction du déplacement du matériau E_10R : (a), (b) 30 J ; (c), (d) 60 J et (e), (f) 90 J. 145
Figure 3-16. Cartographie des faciès d'endommagements intra-laminaires des modèles ¼ sain E_NUM : (a), (b), (c) , (d), (e), (f) endommagement en traction/compression dans la direction trame (1),(g), (h), (i) , (j), (k), (l) endommagements en traction/compression dans la direction chaîne (2), (m), (n) et (o) endommagement en cisaillement dans le plan(1,2) respectivement aux énergies d'impact de 30 J , 60 Jet 90 J. 147
Figure 3-17. Indentations permanentes et délaminages du modèle ¼ sain aux énergies d'impact de : (a) 30J, (b) 60 J et (c) 90 J. 148

Figure 3-18. Cartographie des faciès d'endommagements intra-laminaires du modèle ¼ réparé 10R_N et endommagement en cisaillement dans le plan (1,2) respectivement aux énergies d'impact de 30 J , 60 J et 90 J. 149

Figure 3-19. Dimensions des patches et maillages : (a),(d) patch carré, (b), (e) patch circulaire et (c) , (f) patch octogonal. 151

Figure 3-20. Cartographie d'endommagement des modèles 10R_N pour des patches de formes et de taille différente à une énergie d'impact de 30 J..... 152

Figure 3-21. Courbes énergie-temps et force-déplacement des modèles 10R_N pour des patches à une énergie d'impact de 30 J (a), (c) Effet géométrique de la taille et la forme des patches (carrés, circulaires et octogonaux), (b), (d) Effet de l'épaisseur du joint de colle. 154

Liste des Tableaux

Tableau 1-1 : Caractéristiques des quelques renforts fibreux 11

Tableau 1-2 : Matrices organiques et quelques propriétés mécaniques des CMO [59] 14

Tableau 1-3 : Critères des choix des composites/aux métaux [59] 19

Tableau 1-4 : Dégradations dans le composite stratifié 21

Tableau 1-5 : Récapitulatif des réparations cosmétiques [92] 27

Tableau 1-6 : Récapitulatif des méthodes réparation différents et différents endommagements. 38

Tableau 1-7 : Propriétés mécaniques de la résine Elium [129] 39

Tableau 1-8 : Variables internes [147] 44

Tableau 1-9 : Ensemble des critères d'une loi élasto-plastique 45

Tableau 1.10 : Types de symétries matérielles des matériaux composites usuels [58] 49

Tableau 1-11 : Equations du comportement-homogénéisation périodique [154] 52

Tableau 1-12 : Modélisations de l'endommagement et rupture des composites stratifiés 54

Tableau 1-13 : Critères semi-interactifs de Hashin. [157] 55

Tableau 1-14 : Critères semi-interactifs 59

Tableau 2-1 : Mélange pour préparation de la résine E351 EOT et adjuvants. 70

Tableau 2-2 : Eprouvettes de l'étude, pour les essais de traction. 74

Tableau 2-3 : Valeurs moyennes en traction de quelques grandeurs physiques des éprouvettes saines. 75

Tableau 2-4 : Taux de recouvrement moyen à la charge des réparations par double recouvrement (DP) et simple recouvrement (SP) pour le comportement en traction. 95

Tableau 2-5 : Relations entre contraintes équivalentes et déplacements équivalents pour chaque mode d'endommagement [217] 102

Tableau 2-6 : Propriétés des matériaux et résistance du stratifié tissé fibres de verre/Elium®. [15]. 102

Tableau 2-7 : Paramètres de la zone cohésive pour le stratifié tissé à matrice Elium acrylique [13]. 104

Tableau 3-1 : Propriétés effectives du composite stratifié fibres de verre/Elium 190 obtenu avec Digimat FE..... 118

Tableau 3-2 : Eprouvettes vierges et réparées par collage sous vide double recouvrement pour test d'impact..... 120

Tableau 3-3 : Valeurs moyennes des efforts critiques des échantillons sains et réparés par double recouvrement (DP) des tests d'impact basse vitesse..... 130

Tableau 3-4 : Type et nombre d'éléments et de nœuds des modèles numériques EF..... 137

Table 3-5 : Variables d'endommagement et contraintes effectives des fibres dans les directions trame et chaîne..... 140

Table 3-6 : Paramètres du modèle d'endommagement continu pour le composite stratifié E190/GF 143

Notation

E_{ij}: Modules d'Young longitudinaux et transverses

t et W: Epaisseur et largeur des éprouvettes

G_{ij}, G_a : Modules de cisaillement ou de Coulomb et module de cisaillement de l'adhésif

τ_{ij} : Contraintes tangentielles

ν_{ij} : Coefficients de Poisson

λ, μ: Coefficients de Lamé

σ_{ij} , $\tilde{\sigma}_{ij}$: Contraintes nominales et effectives

σ_y : Contrainte d'écoulement plastique

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

t : Temps

δ_{ij} : Distances d'ouverture d'une fissure

G_{ic} : Taux de restitution d'énergie critique en mode i

G : Taux total de restitution d'énergie

F_{max} : Force critique

D_{max} : Déplacement correspondant à la force critique

$\boldsymbol{C_{ij}}$: Matrice de rigidité élastique

$\boldsymbol{S_{ij}}$: Matrice de souplesse élastique

$\boldsymbol{\varepsilon_{ij}}, \boldsymbol{E_{ij}}$: Tenseurs des déformations locales et macroscopiques

$\boldsymbol{\sigma_{ij}}, \boldsymbol{\Sigma_{ij}}$: Tenseurs de contraintes locales et macroscopiques

σ_e : Limite d'élasticité linéaire

X_t, X_c et Y_t, Y_c: Résistances en traction/compression longitudinales et transverses respectivement.

S_L, S_T : Résistance au cisaillement longitudinale et transverse

$X^+, Y^+, Z^+ et\ X^-, Y^-, Z^-$: Résistances en traction et en compression respectivement

d_f: Endommagement des fibres

d_m : Endommagement de la matrice

$d_{ft}\ et\ d_{fc}$: : Ruptures des fibres en traction et en compression

$d_{mt}\ et\ d_{mt}$: Ruptures de la matrice en traction et en compression

d_s: Rupture en cisaillement

Résumé

Les composites stratifiés tissés fibres de verre/Elium acryliques sont des matériaux hétérogènes à forte anisotropie susceptibles de développer des endommagements sous chargements monotones et accidentels. Ces dégradations prennent naissance à l'échelle microscopique et se propagent aux échelles supérieures. Elles sont considérées comme un processus détérioration progressif de la matière impliquant des phénomènes physiques complexes responsables de la réduction des propriétés mécaniques du matériau. La problématique de l'endommagement constitue un souci majeur au regard de leur dangerosité pour la sécurité des structures et des usagers. Sachant que les coûts de remplacement des composants endommagés peuvent s'avérer très onéreux, la réparation par collage de patches représente une opportunité mécanique et économique rentable pour restaurer l'intégrité structurelle en plus de rallonger la durée de vie des structures entaillées ou fissurées à faible coût. En effet, le joint collé permet une répartition plus homogène des contraintes et assure le transfert des efforts entre la plaque endommagée et le patch composite afin de stopper et ralentir la croissance des fissurations. Ainsi, le présent travail de thèse propose par des investigations expérimentales et numériques d'évaluer le comportement mécanique en traction et en impact basse vitesse des composites stratifiés fibres de verre/Elium acrylique réparés par collage externe sous vide avec une résine réparatrice Elium acrylique E351 EOT. Des essais de traction et d'impact basse vitesse ont permis de mettre en exergue une performance significative de la réparation par collage de patches symétriques sur des panneaux composites fibres de verre/Elium acrylique percés d'entailles circulaires. Une étude numérique par simulations éléments finis utilisant des critères de ruine de Hashin et une loi de comportement comme sous-programme utilisateur VUMAT intégrés dans le code de calcul ABAQUS combinés à un modèle de zone cohésive a permis de prédire les mécanismes de défaillance intra et inter-laminaires observés expérimentalement. La comparaison entre les résultats expérimentaux et numériques ont permis de juger de la pertinence et de la validation des prédictions numériques. Les modèles numériques de traction et impact basse vitesse élaborés ont en outre contribué à rendre compte de l'apport des outils numériques dans la résolution des problèmes physiques. Bien que la solution éléments finis soit approximative, il n'en demeure pas moins qu'elle a permis des prédictions réalistes des délaminages, des ruptures en cisaillement plan et de fibres en traction/compression des composites stratifiés tissés sains, troués et réparés.

Abstract

Woven glass fiber/acrylic laminates composites are heterogeneous, highly anisotropic materials that are susceptible to damage under monotonic and accidental loading. Damage originates at the microscopic scale and propagates to higher scales. They are seen as a progressive deterioration process involving complex physical phenomena responsible for reducing the mechanical properties of the material. The problem of damage is a major concern, given the danger it poses to the safety of structures and users. Given that the cost of replacing damaged components can be very high, bonded patch repair represents a cost-effective mechanical and economic opportunity for restoring structural integrity, as well as extending the service life of notched or cracked structures at low cost. The bonded joint provides a more homogeneous distribution of stresses and ensures the transfer of forces between the damaged plate and the composite patch in order to halt and slow the growth of cracks. Thus, the present thesis proposes, through experimental and numerical investigations, to evaluate the tensile and low velocity impact mechanical behavior of glass fiber/Elium acrylic laminate composites repaired by external vacuum bonding with Elium acrylic E351 EOT repair resin. Tensile and low velocity impact tests revealed significant repair performance by bonding symmetrical patches to glass fiber/Elium acrylic composite panels with circular notches. A numerical study by finite element simulations using Hashin failure criteria and a behavior law as a VUMAT user subroutine integrated into the ABAQUS calculation code, combined with a cohesive zone model, predicted the intra- and inter-laminar failure mechanisms observed experimentally. Comparisons between experimental and numerical results were used to assess the relevance and validation of numerical predictions. The numerical models developed for traction and low velocity impact also helped to demonstrate the contribution of numerical tools to the resolution of physical problems. Although the finite element solution was approximate, it nevertheless enabled realistic predictions to be made of delaminations, planar shear failures and tensile/compression fiber failures of healthy, punctured and repaired woven laminated composites.

Introduction générale.

Depuis l'approbation par UE de la directive européenne 2000/53/CE [1] en matière de recyclage des véhicules hors d'usage, les constructeurs automobiles réadaptent au fur et à mesure leur cahier de charge pour se conformer au strict respect des seuils d'émissions polluantes dès l'horizon 2035. Actuellement, les matériaux composites sont omniprésents dans de nombreux secteurs industriels tels que l'aéronautique, le naval, le spatial, le bâtiment, l'éolien et l'automobile pour ne citer que ceux_là. Ces secteurs industriels optent de plus en plus pour l'utilisation des composites à matrice organique (CMO) pour leurs excellentes performances et légèretés qui permettent une baisse de la consommation des carburants fossiles, en plus d'une diminution des émissions de CO_2 ou gaz à effet de serre [2]. Au niveau de l'automobile, ces matériaux ont vu leur utilisation en nette augmentation de 17,3% depuis 2015 contre 8,4% en 1980 [3]. Excepté la réduction de la masse des structures, les composites favorisent la diminution du nombre de pièce dans un assemblage par l'incorporation de plusieurs fonctions en une seule. Dans l'industrie du transport automobile (grande série et véhicule sportif), ils sont fortement employés pour des pièces d'aspect que de structure par exemple pour la fabrication de pièces de carrosserie ; par chocs, ailes des portes latérales, hayons ou les pièces sous capot. Parmi les composites, nous distinguons les composites grandes diffusions (GD) et ceux à hautes performances (HP). Les composites GD sont en général des plastiques armés ou renforcés de fibres de verre continues à base de résines thermodurcissables polyester (95% de résines). Ils nécessitent la mise en œuvre des procédés de transformation fortement automatisés. Quant aux composites hautes performances (HP), ils ont pour renforts des fibres longues avec des taux supérieurs à 50%. Les propriétés de résistance mécanique et rigidité sont supérieures à celles des métaux contrairement au GD. Ces composites sont élaborés par les procédures de drapage autoclave, enroulement filamentaire et RTM (Resin Transfer Molding).

Pour leurs excellentes propriétés mécaniques, les matériaux composites stratifiés à matrice polymère renforcés de fibres continues (CFRPs) sont largement utilisés dans les industries pour la conception des structures vitales. Hormis, le monopole des composites thermodurcissables (TDs) dans l'aéronautique comme pièces structurales [4], [5], ceux à matrice thermoplastiques (TPs) beaucoup plus écologiques et recyclables [6] connaissent un essor fulgurant dans de nombreux secteurs industriels et vont être davantage valorisés dans le secteur du transport [7]. Kilimstzidis et *al*. [8] ont montré à travers une étude la nécessité d'incorporer les composites pour l'optimisation des ailes des aéronefs. Kroll et *al*. [9] ont

présenté les TPs comme des structures aux grandes potentialités désormais impliqués dans la conception des pièces primaires ou secondaires dans l'automobile. Sachant que le développement des composites est bien à l'origine d'immenses challenges dans de nombreuses réalisations de hautes technologies [10]. Les constructeurs automobiles axent ainsi le progrès à long terme sur l'intégration du composite dans toutes les structures du véhicule et l'utilisation des bio-composites [11].

Généralement les thermoplastiques ont des propriétés mécaniques moins élevées que leurs homologues thermodurcissables. Cependant, depuis 2012, le Groupe ARKEMA a mis au point une matrice thermoplastique liquide : Elium® acrylique utilisant les mêmes procédés de mise en forme que les TDs [8] et polymérisant à température ambiante. Les composites renforcés de fibres de verre ou de carbone à base de ces résines Elium® acryliques ont récemment été mis en évidence dans la littérature par certains auteurs [12], [13], [14], [15], [16], [17], [18], [19], [20], [21], [22], [23], [24], [25], [26], [27], [28], [29], [30], [31], [32], [33]. La caractérisation mécanique de leurs propriétés a permis de constater que ces matériaux innovants sont aussi performants que leurs homologues thermodurcissables (à base de résine Epoxy et Polyesters). En effet, à l'image des stratifiés à matrices Epoxy, les stratifiés à matrice Elium acrylique devraient connaitre un essor dans des structures nécessitant une forte résistance et une rigidité spécifique. L'amélioration des propriétés mécaniques de ces matériaux en plus de leur caractère recyclable en accord avec les exigences européennes et la réglementation REACH [7] sont autant d'atouts recherchés par le secteur de l'automobile. Dans leur utilisation, ces TPs à matrice Elium® sont susceptibles de développer des endommagements dus principalement aux chargements de nature accidentelles ou monotones plutôt néfastes pour la bonne tenue mécanique des pièces vitales ou secondaires. Les dégradations qui en découlent détériorent irrémédiablement la rigidité et la résistance du composite stratifié. Par ailleurs, de nombreuses études ont montré que l'apparition des dégradations (microfissurations, micro délaminages, ruptures de fibres) dans les composites à des faibles niveaux de chargement constituent l'une des causes principales de la détérioration progressive des propriétés mécaniques [34], [35]. En effet, l'hétérogénéité et la forte anisotropie des propriétés mécaniques des CFRPs les rendent très sensibles à la présence d'endommagements. Pour améliorer leur comportement aux sollicitations de type accidentelles ou monotones, Matadi Boumbimba et *al*. [36], Bhudolia et *al*. [12] par exemple renforcent la rigidité et la résistance à la fatigue pour la matrice Elium® acrylique par l'ajout des nanocharges. Compte tenu des impératifs de sécurité, en cas d'endommagement prématuré d'une structure, les réparations

mécaniques ou physico-chimiques demeurent un moyen pratique pour stopper la propagation d'endommagement. De plus, elles tiennent compte des aspects économiques et participent à prolonger l'utilisation d'une structure.

Sachant que les coûts de remplacement des composants endommagés peuvent s'avérer très onéreux, la réparation représente alors une alternative mécanique et une opportunité économique rentable efficace. En plus, de contribuer à freiner la propagation des dégradations, elle restaure l'intégrité structurelle du matériau en cours d'endommagement. La réparation est avant tout un procédé d'assemblage par lequel une structure endommagée est renforcée par un dispositif (patch, boulons, rivets) dont la mission est de répartir les efforts de manière homogène dans la celle-ci tout en continuant d'assurer un fonctionnement optimal. Parmi les réparations pratiquées au niveau industriel, celles de type structural s'intéressent particulièrement à restaurer les propriétés mécaniques d'une structure en fonction de la gravité de l'endommagement. Pour ce faire, souvent la zone endommagée est alors extraite et remplacer par un matériau de même constitution généralement. La revue de littérature faite par Reis et *al*. [37] sur les méthodes de réparation des matériaux à matrice polymère met en exergue la nécessité d'utiliser les réparations physico-chimiques pour les composites thermoplastiques. De nombreux travaux dans la littérature abondent comme ceux Rose [38], de Soutis et *al*. [39], qui ont permis de traiter analytiquement la problématique de la réparation par patches et ouvert la voie à l'utilisation des patches à deux dimensions. Rentable économiquement, la réparation permet le renforcement d'une structure entaillée ou fissurée en réduisant significativement les facteurs d'intensité de contraintes et de concentrations de contraintes comme le montrent les contributions des auteurs tels que Ouinas et *al*. [40], Bachir Bouiadjra et *al*. [41]. Parmi les techniques de réparation utilisées dans l'aéronautique comme secteur pionnier dans les composites, on peut citer l'infiltration ou l'injection de résine employée respectivement par des auteurs comme Omairey et *al*. [42], Poudadesh et *al*. [43] pour réparer les délaminages avec des résines de faibles viscosités, le boulonnage/rivetage dont l'inconvénient majeur est la répartition non uniforme des champs de contraintes et l'alourdissement de la structure. Ce type de réparation engendre de nombreuses zones de concentrations de contraintes. Papuga et *al*. [44] dans leur étude présente l'effet du rivetage et du processus de cisaillement sur la résistance à la fatigue des joints doubles recouvrement. En conséquence, pour réduire suffisamment ces concentrations de contraintes et l'effet de cisaillement, les industriels optent majoritairement pour une réparation par collage de patches composites internes (scarfing) ou externes (asymétriques ou symétriques).

Le collage de patches composites prend de l'ampleur car il permet le transfert des efforts mécaniques via le joint collé et réduit considérablement les concentrations de contraintes.
Le scarfing très souvent préféré pour la conservation de la forme de la pièce, peut être fait en biseau ou en escalier mais, il exige une procédure de réparation laborieuse. Tandis que, le procédé de collage externe permet une mise en forme rapide comme ont pu le constater Campilho et *al*. [45] qui ont travaillé sur le simple et double recouvrement (SP, DP) en considérant l'influence des paramètres du patch et la distribution des contraintes dans l'adhésif. Nezhad et *al*. [46] ont utilisé dans leur étude, des techniques de réparation par collage de patch composites pour des applications aérospatiales. Les travaux d'Andrew et *al*. [47], [48] ont permis de montrer que la réparation par collage de patches hybrides (Glass-kevlar) externes sur un composite Glass/Epoxy améliore son comportement en traction. Bien que, la performance de la réparation par collage de patch composite dépende des paramètres du patch, et du comportement mécanique de l'adhésif [49], [50], [51], pour optimiser le collage, des patches hybrides associant des fibres d'aramide et de carbone ou même de verre, [16], [52], [53] sont souvent utilisés afin d'améliorer la résistance à la rupture en traction et en cisaillement. En ce qui concerne le joint collé, il a pour mission de réduire au maximum les concentrations de contrainte et d'assurer une distribution uniforme de la charge. Ce joint doit se caractériser par de bonnes propriétés en résistance (faible module de cisaillement de l'adhésif) et en fatigue pour éviter toute rupture prématurée (adhésive, cohésive ou mixte) entre les substrats [54]. La forme, les séquences d'empilement et l'épaisseur du patch jouent également un rôle primordial dans l'efficacité de la réparation comme l'ont démontrés les travaux des auteurs suivants [53], [55], [56], [57].

Les ambitions de l'industrie du transport sont essentiellement la conception des véhicules plus légers donc moins consommatrices d'énergie ayant d'excellentes performances mécaniques et respectueuses de l'environnement. Les matériaux composites stratifiés correspondent à ces caractéristiques et des projets en cours les intègrent d'ores et déjà dans la fabrication de pièces de structures primaires ou secondaires. Néanmoins, les composites stratifiés posent toutefois quelques problèmes quant à leur comportement mécanique sous certaines sollicitations sévères ou inappropriées. Il est aujourd'hui bien connu que ces matériaux sous chargements d'impact basse vitesse (foudre, chocs avec des outils de maintenance, grêle,) et quasi-statiques développent des endommagements pouvant ruiner prématurément toute une structure et engager indubitablement la sécurité des vies humaines. En outre, le remplacement de ce type de structure pourrait aussi s'avérer très couteux. Aussi,

face à cet état de fait, pour proposer un produit de qualité concurrentiel, les constructeurs devront prévoir des modes de réparation adaptés à des coûts satisfaisants leurs clientèles. A moins que la criticité du dommage ne l'exige, la réparation demeure à fortiori, le moyen par excellence pouvant renforcer une structure composite endommagée et stopper l'évolution des fissurations. Entre autres, une possibilité déjà en cours est d'améliorer davantage en amont, la tenue mécanique des structures composites par ajout de nanorenforts (Copolymères en Block, MWCNTs, Nanostrenghts…). Les composites stratifiés à matrice Elium présentent des caractéristiques de forte résistance et de rigidité spécifique intéressantes par rapport aux matériaux conventionnels. Toutefois, l'état actuel des connaissances sur le comportement mécanique de ces composites stratifiés à matrice Elium acrylique ne permet pas de prévoir précisément leur comportement ou tenue mécanique suite à des sollicitations de type monotone et d'impact basse vitesse après une réparation.

C'est au regard de ce qui précède, que ce travail de recherche s'inscrit dans une démarche de contribution en menant une investigation sur le comportement mécanique sous sollicitations monotones et accidentelles des composites stratifiés fibres de verre/Elium acrylique après réparation par collage externe. Il constitue une suite logique des travaux entamés par Kinvi-Dossou [58] au niveau du Laboratoire d'Etude des Microstructures et de Mécanique des Matériaux (LEM3) qui ont permis d'établir une meilleure résistance et tolérance à l'impact basse vitesse des composites stratifiés tissés fibres de verre/Elium acrylique par rapport aux fibres de verre/Polyester et fibres de verre/Epoxy. Après avoir proposé des pistes d'amélioration de la tenue à l'impact basse vitesse pour améliorer la ténacité de ces matériaux, nous proposons en cas de détérioration un procédé de réparation par collage externe afin de restaurer l'intégrité structurelle des composites à base de résine Elium. Les résultats de ce projet de recherche vont ainsi permettre de répondre à la problématique de la tenue mécanique et des modes de réparation adaptés aux structures composites thermoplastiques amorphes.

Le présent travail de thèse a pour objectif l'étude du comportement mécanique des composites stratifiés fibres de verre/Elium acrylique (E190/GF) réparés par collage symétrique externe sous vide par des patchs de fibres de verre utilisant une résine réparatrice Elium® E351 EOT sous sollicitations de traction et d'impact basse vitesse. Le reste de ce document est organisé comme suit :

Le chapitre 1 est consacré à une revue bibliographique non exhaustive des composites stratifiés et leurs potentiels rôles dans l'industrie du transport. Nous présenterons quelques méthodes de réparation adaptées aux composites à matrice organique (CMO) et bien

particulièrement aux thermoplastiques. La dernière section de ce chapitre expose brièvement la théorie de l'homogénéisation numérique pour la détermination des propriétés effectives des matériaux composites de structure microscopique complexe comme les composites stratifiés tissés.

Ensuite, le chapitre 2 quant à lui, est dédié en première partie, à la description de la procédure ou méthode de réparation par collage externe qui a été appliquée sur les panneaux composites stratifiés tissés préalablement endommagés de trois diamètres d'entailles circulaires. Puis, une seconde partie, est vouée à l'analyse des résultats des mesures effectués pour les campagnes expérimentales en traction uni-axiale. La performance de cette réparation par collage est par ailleurs évaluée à travers une analyse comparative des courbes des essais de traction entre matériaux sains, percés et réparés. D'autre part, pour reproduire numériquement les mécanismes de dégradations qui se déroulent dans les différents matériaux testés en traction, un modèle de réparation par éléments finis a été élaboré. Le code de calcul éléments finis ABAQUS 6.14-5 a été choisi pour simuler l'endommagement intra- et inter-laminaires observés lors des essais de traction.

Enfin, le chapitre 3 est consacré à une étude expérimentale et aux simulations numériques par éléments finis du comportement à l'impact basse vitesse des structures réparées par patches double recouvrement. La performance de la réparation a été mesurée en termes de seuil de pénétration, de force critique, d'énergie absorbée et d'étendu de la zone endommagée. De plus, les résultats expérimentaux ont été confrontés aux résultats numériques pour la validation du modèle de réparation.

Tous les modèles numériques de traction et d'impact ont été réalisés en se basant sur l'approche par empilement de coquille ou Stack Shell Approach (SSA). Une combinaison entre la Mécanique de l'Endommagement Continu (MEC) et un modèle de zone cohésive de la Mécanique Elastique Linéaire de la Rupture (MELR) a permis de prédire numériquement les mécanismes de défaillances observés expérimentalement.

Chapitre 1 : Généralités sur le comportement mécanique, l'endommagement et la réparation des composites stratifiés à matrice polymère.

Sommaire

Introduction 10

I. Matériaux composites et secteurs d'application 10

1. Définition 10

2. Constituants des matériaux composites. 11

2.1. Renforts fibreux. 11

2.1.1. Type de renfort. 11

2.1.2. Architecture des renforts : les plis composites. 13

2.2. Matrices 14

2.2.1. Résines thermodurcissables 16

2.2.2. Résines thermoplastiques 17

3. Composites stratifiés 18

3.1. Composites dans l'automobile 19

3.2. Contraintes et avantages de d'utilisation des matériaux composites 20

II. Endommagements majeurs des composites stratifiés. 22

1. Rappel des endommagements générés par sollicitations statiques, impact et indentation. 22

1.1. Fissuration matricielle. 23

1.2. Délaminage. 23

1.3. Rupture des fibres. 24

2. Endommagements d'impact faible vitesse (ou faible énergie) et indentation. 24

3. Mécanisme d'endommagement en fatigue. 25

III. Méthodes et techniques de réparations des endommagements des composites stratifiés..... 26

1. Réparations cosmétiques. 28

1.1. Par infusion/ injection de résine. 29

1.1.1. La réparation par infusion. 29

1.1.2. La réparation par injection..... 30

1.1.3. Par saignement. 31

2. Réparations structurales. 31

2.1. Réparations mécaniques : réparations par rivetage/boulonnage..... 31

2.2. Réparations physico-chimiques..... 32

2.2.1. Réparation par collage de patchs internes (scarfing) : pente ou escalier. 33

2.2.2. Collage externe simple ou double recouvrement (asymétrique ou symétrique)..... 35

3. Mode de défaillance dans la réparation des structures composites collées. 37

IV. Matériaux composites à base de la résine innovante : Elium® acrylique. 41

1. Caractéristique de la résine ELium®..... 41

2. Quelques études sur les matériaux composites à matrice Elium® acrylique. 42

V. Modélisation du comportement mécanique des composites stratifiés : approches micromécaniques..... 45

1. Cadre thermodynamique et lois de comportement. 45

2. Elasticité linéaire. 48

2.1. Loi de comportement élastique linéaire : loi de Hooke..... 48

2.2. Elasticité linéaire anisotrope 49

3. Rappel de la théorie d'homogénéisation numérique. 52

3.1. Théorie de l'homogénéisation : propriétés effectives..... 52

3.2. Propriétés effectives des matériaux composites stratifiés. 53

4. Lois et critères de l'endommagement des composites stratifiés : comportement élasto-viscoplastique couplé à l'endommagement..... 55

4.1. Loi de comportement unifiée pour les stratifiés composites. 58

4.2. Critères d'initiation des dommages. 61

4.3. Critères de propagation de l'endommagement. 62

4.3.1. Approches basées sur la mécanique de la rupture. 62

4.3.2. Approches basées sur la plasticité. 63

Conclusion..... 64

Introduction

	Aéronautique	Automobile	Ferroviaire	Bâtiment	Construction industrielle	Industrie nautique	Médical	Electricité	Sports& loisirs
Durée de vie									
Rigidité				x		x	x	x	x
Résistance mécanique				x	x	x	x		x
Tenue à la fatigue	x					x			
Résistance à la corrosion	x	x		x		x	x	x	
Etanchéité				x	x				
Sécurité									
Tenue aux chocs		x				x	x		x
Tenue au feu	x		x	x	x			x	
Isolation thermique				x	x			x	
Isolation électrique								x	
Amortissement, vibrations					x				x
Conception									
Intégration de fonctions	x	x						x	
Formes complexes	x	x	x	x					x
Transparence ondes électromagnétiques								x	
Allègement de structures	x	x					x		x

Figure 1-1. les composites dans l'industrie [59]

Le concept de matériau composite qui consiste en l'association de matériaux aux propriétés différentes pour obtenir un matériau hétérogène de performances globales supérieures à celles des composants n'est pas si récent. L'intérêt sans cesse grandissant de l'utilisation de ces matériaux composites alternativement aux matériaux traditionnels est en effet, lié aux excellentes propriétés mécaniques qu'ils offrent en rigidité et en allègement des structures. Par conséquent, les matériaux composites ou « multi-matériaux » sont largement utilisés dans de nombreux secteurs de l'industrie du sport à l'industrie aéronautique (**Figure 1-1**). Ces matériaux « sur mesure » ont des modes de conception et de fabrication qui diffèrent des matériaux conventionnels. La diversification de leur emploi dans les biens produits à des échelles larges et sur des marchés industriels fait du matériau composite un matériau innovant. Sans faire une revue exhaustive sur toutes les familles des matériaux composites, celles des composites à matrices organiques (CMO) retiendra davantage notre attention.

I. Matériaux composites et secteurs d'application

1. Définition

Le matériau composite ou composite est un assemblage de deux ou plusieurs matériaux non miscibles dont les performances globales sont améliorées au regard des matériaux de base pris séparément [3], [60]. Un composite est constitué de différentes phases dont une ossature nommé renforts et un liant appelé matrice. Les renforts se présentent sous forme de particules,

de fibres continues ou discontinues alors que la matrice est sous forme de résine polymère. Devenu l'apanage de nombreux secteurs industriels pour les excellentes caractéristiques spécifiques qu'ils offrent, notamment des performances mécaniques élevées ; l'absorption optimale des chocs ; meilleures résistances à la rayure et à la fatigue, pour ne citer que ceux-là. Les composites sont impliqués dans la fabrication des structures pour leur légèreté et pour l'amélioration des propriétés physiques [10]. Ces matériaux composites occupent de plus en plus, une place prépondérante dans les différents domaines que sont : la santé, l'électricité, l'électronique, les transports, les bâtiments [59], [61].

2. Constituants des matériaux composites.

Les constituants principaux d'un matériau composite sont généralement : le renfort ; la matrice, les charges et les additifs. Une bonne combinaison fibre/matrice permet d'orienter le matériau suivant les sollicitations qu'il devra supporter en plus des charges et additifs qui contribueront à l'obtention de meilleures performances mécaniques.

2.1. Renforts fibreux.

Les renforts assurent la fonction de résistance mécanique aux efforts. Ils améliorent de manière significative les caractéristiques mécaniques de la matrice : la résistance au fluage, la résistance à la rupture aussi bien à température ambiante qu'à haute température et assure la tenue mécanique.

2.1.1. Type de renfort.

Les renforts sont constitués de fibres minérales, organiques ou naturelles [62], [63]. Généralement les renforts les plus couramment utilisés sont les fibres de verre, de carbone ou d'aramide. Ces fibres sont suivant leurs géométries courtes, longues, tissées ou unidirectionnelles (UD) comme indiquées sur le diagramme de la **Figure 1-2**.

Les renforts fibreux existant en grande variété sur le marché ont donc une fonction purement structurelle en rapport avec leurs performances et les coûts de revient recherchés pour la réalisation de la structure composite. Le **Tableau 1-1** présente quelques renforts fibreux et leurs caractéristiques.

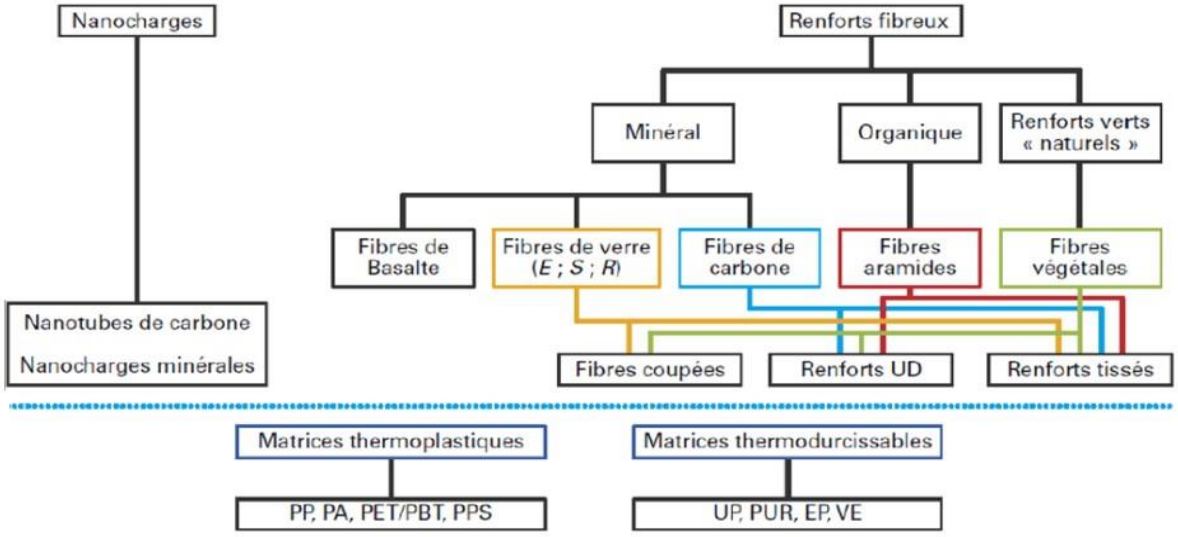


Figure 1-2. Architectures des renforts [58]

Tableau 1-1 : Caractéristiques des quelques renforts fibreux

Nature de la fibre	Caractéristiques
Carbone	Très bonnes propriétés mécaniques, élaborées à partir d'un précurseur à base des fibres acryliques élaborées à partir du polyacrylonitrile (PAN). Le PAN est traité thermiquement sans fusion des fibres pour aboutir à une graphitisation.
Aramides (kevlar)	Excellentes propriétés mécaniques en traction, et une faible résistance à la compression due à une mauvaise adhérence des fibres à la matrice dans le matériau composite.
Verre	Un rapport performance/prix qui les placent au premier rang des renforts les plus utilisés actuellement dans les composites. Elles procurent au composite sa légèreté, sa résistance en traction et corrosion, une liberté de mise en forme, sa qualité d'isolant électrique en plus de sa rigidité **[64], [65]**. Constituants essentiels des composites de grande diffusion, on distingue trois types de fibres de verre : E (pour composites de GD et applications courantes) ; R (pour les composites HP) et S (pour la fabrication des circuits imprimés).

Céramiques

Les matériaux composites sont souvent constitués de renforts et matrice en céramique. On trouve ces fibres dans des applications soumises à des température très élevées entre 500° et 2000°C, notamment dans les parties chaudes des moteurs (exemples les fibres de Carbure de Silicium, les fibres de Bore).

Basalte

La fibre de basalte est légère et plus résistante que la fibre une fibre. Trois fois plus chères que les fibres de verre, la fibre de basalte est obtenue à partir de la roche volcanique. Elle est utilisée dans l'automobile pour ses bonnes propriétés mécaniques et thermiques, puis. De plus, elle possède un réel avantage en matière d'isolation thermique (-260° à +1200° C).

A côté des fibres synthétiques, les fibres végétales sont également utilisées comme renforts de matériaux composites. Elles sont extraites de la biomasse (chanvre, lin, sisal, coton et kapok ou rhectophyllum camerounaise, etc.). Les fibres végétales présentent des masses volumiques beaucoup plus faibles que les fibres de verre et de carbone. La carrosserie de la voiture Est-allemande « Trabant » produite entre 1950 et 1996 a été réalisée avec des matériaux contenant des fibres naturelles. A cet effet, depuis 1991 Daimler-Benz utilise les fibres naturelles dans les composants automobiles [66].

2.1.2. Architecture des renforts : les plis composites.

Suivant l'application visée, une attention particulière doit être portée au choix judicieux de la nature du renfort et de sa géométrie. Les matériaux composites sont ainsi distingués en fonction de la nature et de la configuration géométrique des renforts.

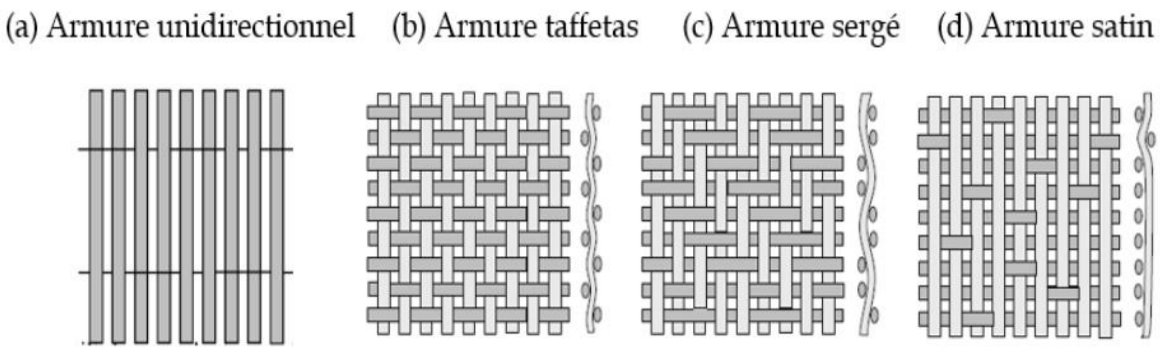


Figure 1-3. Différents types de tissage 2D [58], [67]

Entre autres, certaines applications peuvent nécessiter de superposer différentes architectures formant ainsi des renforts dits hybrides. Ainsi, nous distinguons telles que schématisées sur la **Figure 1-3**, différentes géométries et textures de renforts. D'une part, (a) les plis unidirectionnels (UD) où toutes les fibres sont alignées dans la même direction et maintenues dans leur position par de légères trames. Les composites stratifiés correspondants ont des propriétés mécaniques plus importantes dans la direction des fibres.

D'autre part, les plis tissés équilibrés donnant lieu aux tissus 2D plans et 3D multidirectionnels. Ils sont obtenus par entrecroisement de fils de chaîne et trame. Ces composites stratifiés présentent un faible risque d'usure et sont très malléables. On peut citer :

- (b) toile ou taffetas : chaque fil de chaîne passe au-dessus puis, au-dessous chaque fil de trame et réciproquement. Les tissus résultants présentent une bonne planéité et une relative rigidité peu déformable pour la mise en œuvre ;
- (c) sergé : chaque fil de chaîne flotte au-dessus de plusieurs fils de trame et chacun des fils de trame flotte au-dessus de fils de chaîne. L'armure est alors de plus grande souplesse que le type taffetas, tout en ayant une bonne densité de fils ;
- (d) satin : chaque fil de chaîne flotte au-dessus de fils de trame et réciproquement. Le tissu est assez souple et adapté à la mise en forme de pièce à surface complexe. Ce tissu présente également une forte masse spécifique.

2.2. Matrices

On désigne par matrice ou résine, un liant organique ou minéral ayant pour rôle principal d'assurer la cohésion entre les renforts de manière à transférer les charges mécaniques dans la structure [68]. Celle-ci apporte au matériau composite ses propriétés physico-chimiques et protège les renforts fibreux de l'environnement extérieur (**Figure 1-4**).

La diversité et la nature des résines permettent de les classer en familles : les composites à matrice organique (CMO) et les composites à matrice minérale (métallique ou céramique) qui seront utilisés pour des applications spécifiques quand les contraintes de température ou d'hydrométrie sont sévères.

Les matrices organiques qui nous intéressent particulièrement, regroupent les thermodurcissables et les thermoplastiques qui sont les plus employées dans les matériaux composites. Les CMO ont un comportement fortement influencé par la température. On distingue ainsi trois états : l'état vitreux délimité par une température de transition vitreuse (Tg)

qui correspond à des déformations comprises entre 1 et 10%, les états caoutchouteux et visqueux (fluide) caractérisés par des températures supérieures à la Tg (**Figure 1-4b**).

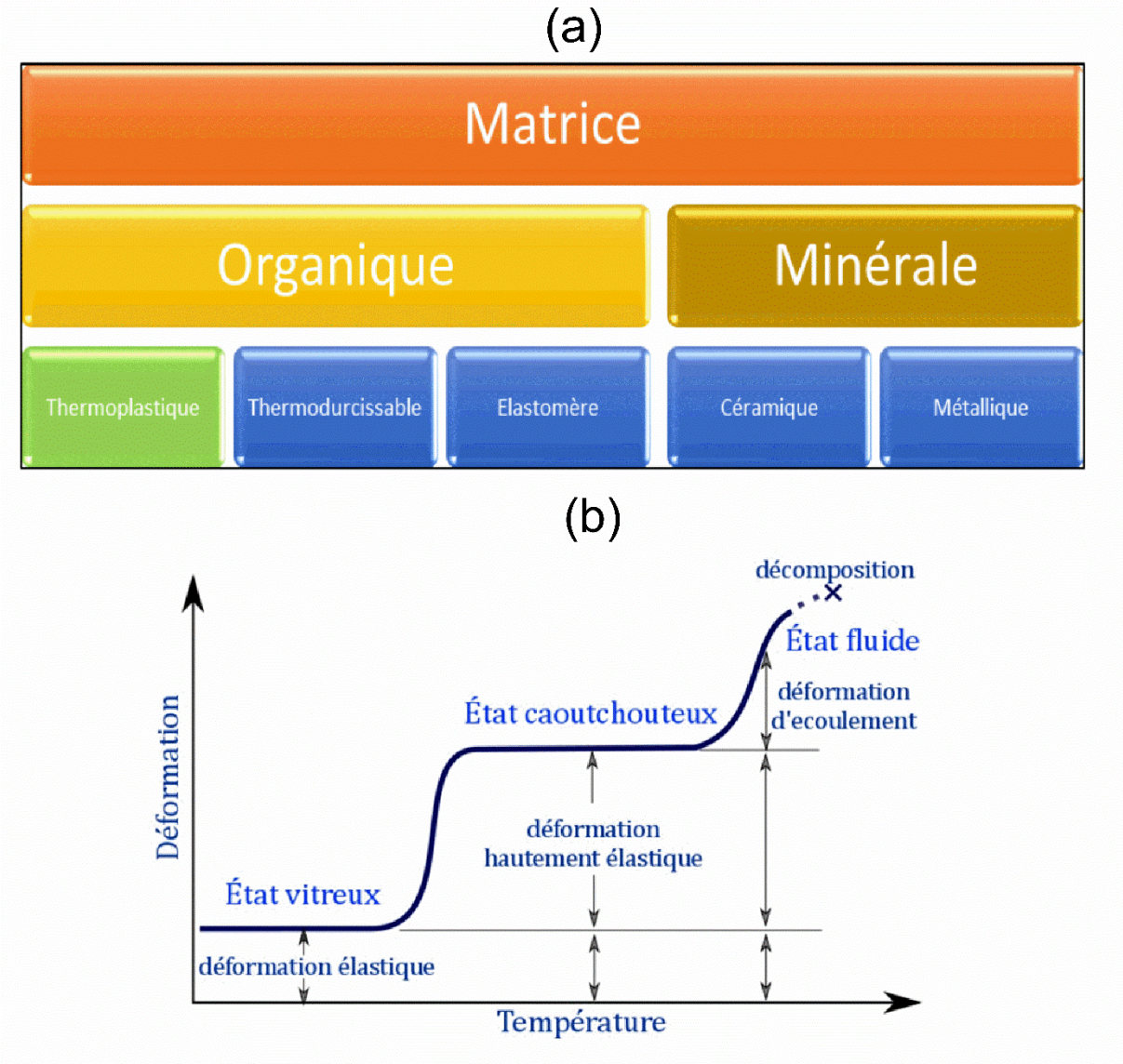


Figure 1-4. Matrices organiques (a) différentes familles de matrice, (b) diagramme d'état de changement de phase des polymères [69]

Tableau 1-2 : Matrices organiques et quelques propriétés mécaniques des CMO [59]

Résines	Matériaux	Masse Volumique ρ $[g/cm^3]$	Module élastique longitudinal E [GPa]	Module de flexion [GPa]	T_g [C°]
Thermodurcissables (TD)	*Polyester*	1,2	1,5 – 2,8	0,05 - 0,08	60 -100
	Epoxy	1,1 - 1,5	3,5	0,1 - 0,15	290
Thermoplastiques (TP)	*Polypropylène*	0,9	11 - 1,4	0,02 - 0,035	50 - 60
	Polyamide	1,14	1,2 - 2,5	0,06 - 0,08	65 - 100
Thermostables	*Bismaléimide*	1,23	2,7 - 3,5	0,045	230
	Polyimide	1,43	3,2	0,069 - 0,089	360

Le **Tableau 1-2** présente les propriétés mécaniques des résines organiques couramment utilisées dans les matériaux composites. Le choix d'assembler une matrice avec des renforts fibreux passe indubitablement par une bonne adhésion ou compatibilité avec les fibres, une bonne déformabilité en plus d'une faible densité pour optimiser la tenue mécanique de la structure composite [10].

2.2.1. Résines thermodurcissables

Les polymères thermodurcissables composés de chaînes réticulées ou tridimensionnelles se présentent sous la forme de liquide visqueux appelé résine ou de poudre. Les résines thermodurcissables ont des propriétés mécaniques élevées. Par polymérisation sous l'action d'un durcisseur et de la chaleur, le réseau macromoléculaire tridimensionnel de ces résines se renforce puis se rigidifie. La transformation est exothermique et irréversible. Les composites réalisés à partir de ces matrices ont pour renforts le plus souvent les fibres de verre, de carbone ou d'aramide. Les résines polyesters insaturées (usage courant), de condensation phénolique (résistance au feu) et époxydes (tenue mécanique et chimique) sont les plus utilisées dans la fabrication des matériaux composites (**Figure 1-5**). Les résines thermodurcissables nécessitent un écoulement au travers de renfort fibreux pour leur mise en œuvre. En effet, la faible viscosité des résines thermodurcissables les rend plus compatibles avec des procédés tels que RTM. Pour des raisons écologiques, dans l'automobile les matériaux composites à matrice

thermodurcissables sont de moins en moins utilisés. Sauf dans la Formule 1 pour leur rigidité et leur légèreté qu'offrent les éléments en carbone, kevlar, avec une résine époxy.



Figure 1-5. Pièces automobiles en matériaux composites TD [70]

2.2.2. Résines thermoplastiques

Les résines thermoplastiques sont constituées de macromolécules linéaires, ramifiées ou bidimensionnelles qui peuvent se ramollir sous l'effet de la chaleur ou de fortes contraintes. Elles connaissent de nos jours un intérêt croissant, particulièrement motivé par leur caractère recyclable. Sous forme granulée, de poudre ou de plaque, économiques et moins polluantes lors de leur transformation, elles offrent une bonne résistance à l'impact et une malléabilité à chaud. Facilement recyclable que les matrices thermodurcissables, leurs propriétés mécaniques en général restent plus faibles, excepté pour quelques polymères très techniques et donc plus onéreux comme les poly acétals (POM). Ainsi, suivant leur structure moléculaire, les thermoplastiques sont amorphes ou semi-cristallins.

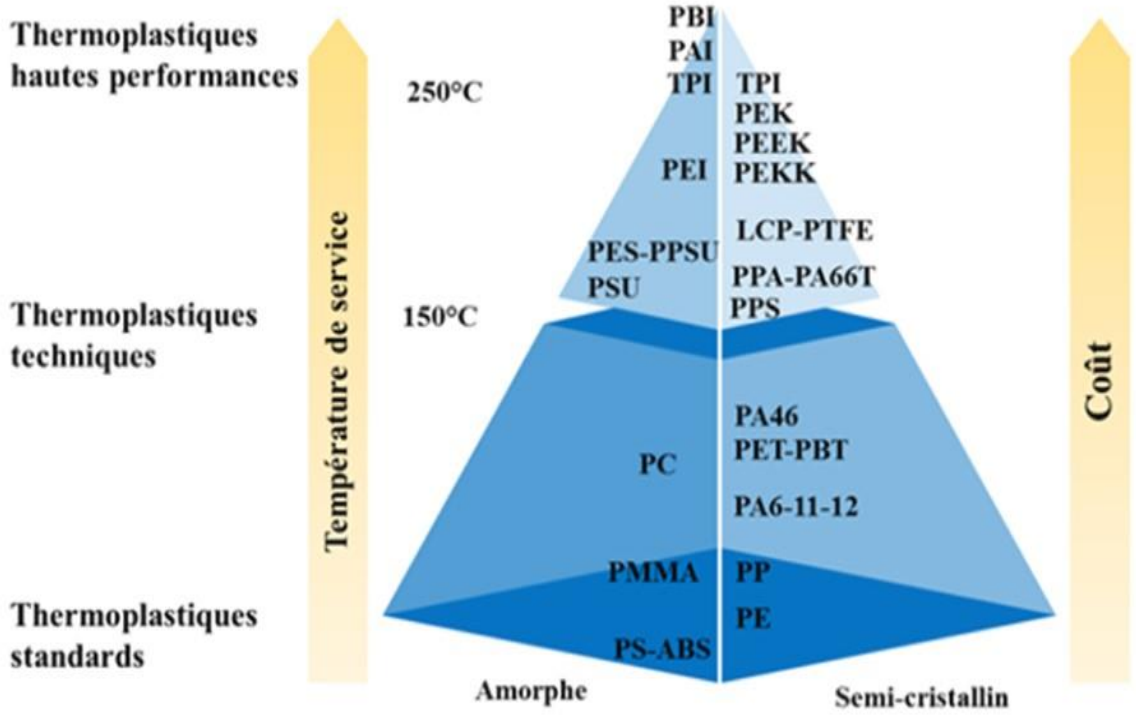


Figure 1-6. Pyramide des polymères thermoplastiques [71]

Les résines thermoplastiques sont classées suivant la stabilité de leurs performances mécaniques (**Figure 1-6**). Nous distinguons les thermoplastiques standards, techniques et de hautes performances. Les polymères thermoplastiques hautes performances sont aussi appelés thermoplastiques thermostables. Dans le cadre de notre thèse, nous porterons notre attention sur la matrice thermoplastique acrylique liquide ayant un comportement proche du Poly (méthacrylate de méthyle) ou PMMA et capable de polymériser à température ambiante [58].

3. Composites stratifiés

Les composites stratifiés sont constitués d'un ensemble de couches successives de renforts noyés dans de la résine. Ces couches appelées strates ou plis forment des nappes empilées sous forme unidirectionnelle ou bidirectionnelle (**Figure 1-7**). Les empilements des nappes des matériaux composites sont réalisés en optimisant les directions des renforts en fonction des charges qu'ils devront supporter. Le type de stratifié est défini généralement par sa séquence d'empilement qui fournit l'orientation de diverses couches. Les différentes séquences d'empilement des plis sont codifiées par une nomenclature décrivant l'orientation de chaque pli, la direction de l'épaisseur, et la position. L'épaisseur d'une couche dépend de son

grammage qui est généralement très faible, de l'ordre de 0,125 mm pour un matériau carbone époxy de type aéronautique, et de 0,3 mm pour l'industrie nautique. L'énorme avantage que présente les composites stratifiés est de se prêter à la conception des matériaux aux propriétés mécaniques optimales pour répondre aux sollicitations des structures [72].

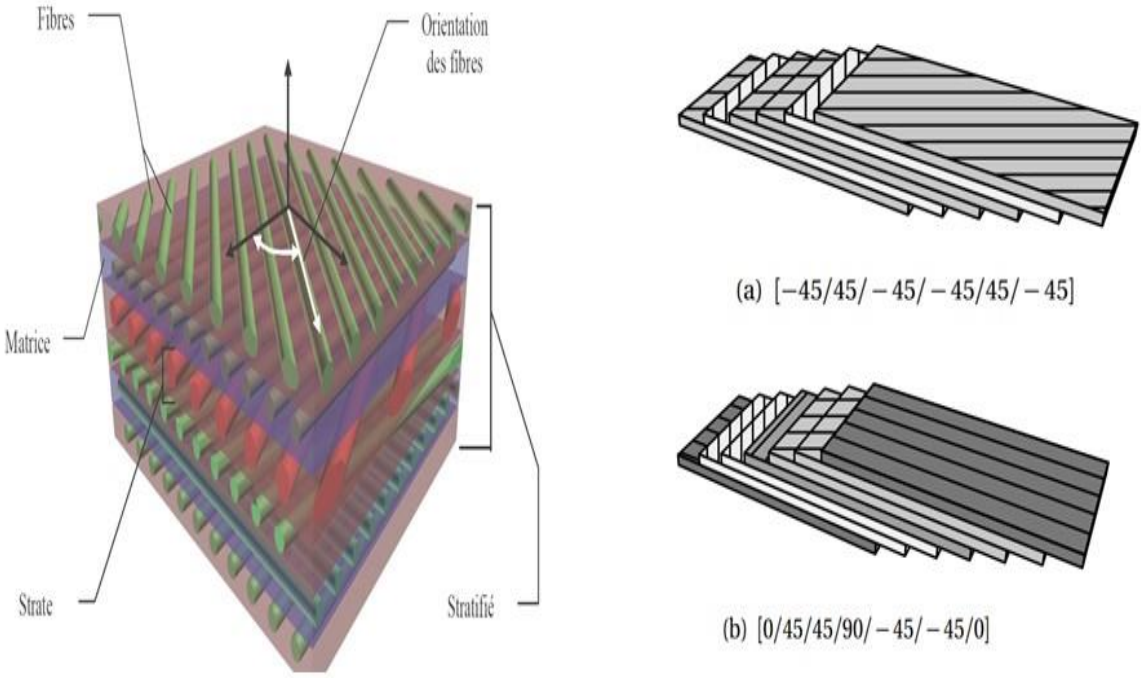


Figure 1-7. Nomenclature d'un composite stratifié [68], [72]

3.1. Composites dans l'automobile

L'évolution des offres a conduit les constructeurs automobiles à tenir compte des contraintes économiques, concurrentielles et règlementaires en optant pour une utilisation importante des matériaux composites.

Nous observons une nette augmentation de la quantité de matière plastique depuis 2005 dans les véhicules où celle-ci a dépassé les 13 % en masse soit sensiblement 200 kg pour une voiture de 1500 kg [70] (**Figure 1-8**). Cette étude de la Digitip (Direction générale de l'industrie, des technologies de l'information et des postes) confiée à la société Nodal Consultants, montre qu'en France, le secteur automobile consomme plus du tiers de la production en volume des matériaux composites contre un quart au niveau mondial. Les constructeurs utilisent massivement les composites grandes diffusions (GD) à résine polyester

renforcée de fibres de verre principalement les SMC (Sheet Molding Compound) et le BMC (Bulk Molding Compound) [73]. Les thermoplastiques utilisés dans l'automobile de moyenne et grande série sont le TRE (Thermoplastique renforcé estampable) et les LFT (Long Fiber thermoplastic). Leurs applications se résument généralement à la fabrication des pièces sous capot (rampes d'injection, couvre culasses, collecteur d'admission, …). Les matériaux composites sont très bien adaptés aux contraintes de l'automobile. Ils allient remarquablement la résistance à la corrosion, la flexibilité et la légèreté des plastiques avec la rigidité et la résistance des métaux.

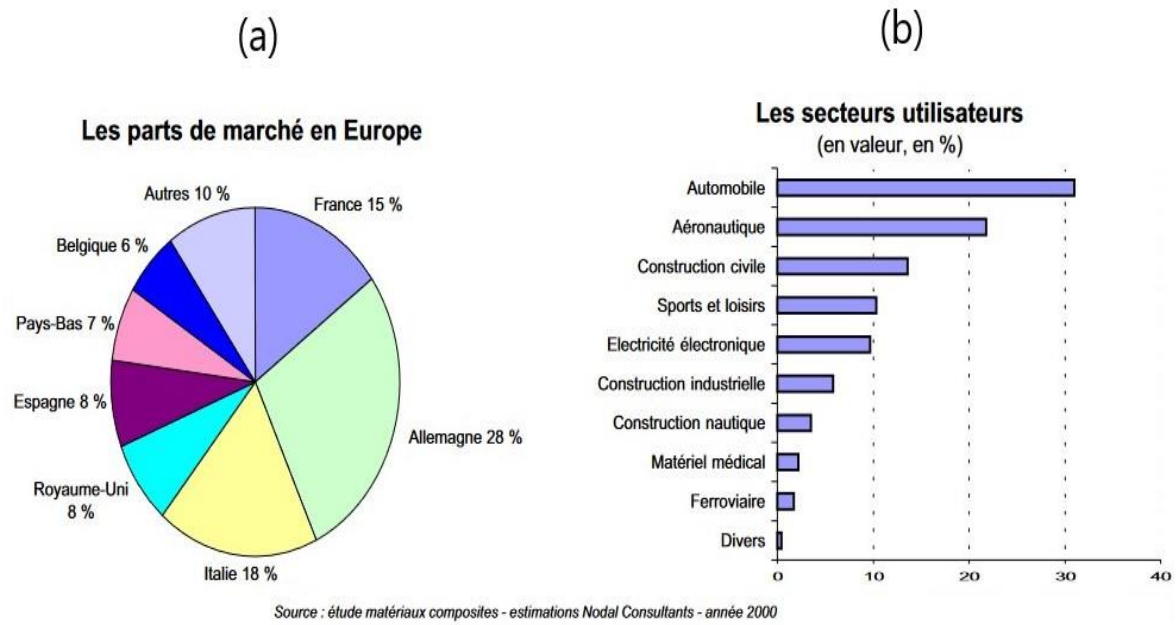


Figure 1-8. Part des composites dans l'automobile en Europe [59]

3.2. Contraintes et avantages de d'utilisation des matériaux composites

Dans le contexte mondial de la réduction des émissions de CO_2, les directives européennes imposent la réduction des déchets à la source lors de production et le recyclage des véhicules hors d'usage et contraignent dès lors les constructeurs automobiles à opter pour un nouveau cahier de charge en fournissant des produits de plus en plus innovants et respectueux de l'environnement. Le **Tableau 1-3** nous présente quelques critères de choix des composites par rapport aux métaux.

Tableau 1-3 : Critères des choix des composites/aux métaux [59]

	Avantages
Caractéristiques mécaniques faibles	Résistance à la corrosion.
Tenue au feu et résistance en température (plus faible que les métaux)	Gain de poids. Bilan énergétique, réduction des émissions Réduction des émissions sonores.
Peinture type automobiles plus difficile	Optimisation des coûts de production.
Coût plus élevé	Complexité et diversité des formes possibles : ▪ Souplesse d'utilisation, ▪ Meilleur rendu esthétique, ▪ Facilité de mise en forme favorisant l'amélioration de l'aérodynamisme.
Complexité et difficulté de recyclage des thermodurcissables.	Nombreuses techniques de fabrication possible. Confort accru (insonorisation et anti-vibration). Isolation électrique. Faible coefficient de friction. Meilleure indentation aux petits chocs. Anti gravillonnage. Absorption d'énergie lors des chocs

Les caractéristiques mécaniques des composites comparativement aux métaux permettent d'améliorer la sécurité par l'absorption progressive d'énergie en cas de choc, d'alléger les véhicules en conservant les mêmes performances, de réduire de manière significative les nuisances sonores en tant qu'écran acoustique. Ils permettront aussi, pour certains d'entre eux d'offrir une meilleure isolation thermique ou électrique. Les matériaux composites offrent en effet la possibilité de réaliser un produit spécifiquement adapté aux performances demandées d'une part, et la capacité d'optimiser le couple prix/performance d'autre part [59].

Avec un coût de fabrication supérieur aux matériaux traditionnels (acier, bois ou aluminium), ces matériaux composites disposent néanmoins de nombreux atouts. En plus de la

légèreté, la résistance mécanique et chimique, une maintenance réduite et une liberté de formes, ils augmentent fortement la durée de vie de certains équipements (résistance à la corrosion).

II. Endommagements majeurs des composites stratifiés.

Renard [74] définit l'endommagement d'un matériau comme l'ensemble des évolutions occasionnant des détériorations microstructurales irréversibles. La ruine d'un matériau est dès lors, la conséquence de l'accumulation et de la combinaison de plusieurs modes de dégradations [75]. Les travaux réalisés par Garrett et Bailey [76], ont permis de caractériser six mécanismes de dégradation et les interactions conduisant à une ruine complète de la structure. Les matériaux composites soumis à des sollicitations externes sont le siège de dégradations au niveau des fibres, de la matrice ou des interfaces se manifestant par une diminution de la rigidité.

1. Rappel des endommagements générés par sollicitations statiques, impact et indentation.

D'après Violeau et *al*. [77] et Ladeveze [78] , le matériau composite étant multi-échelle, ses mécanismes de dégradation sont aussi multi-échelle. Une telle structure stratifiée lorsqu'elle est soumise à des sollicitations mécaniques, subit des dégradations de ses propriétés avant sa rupture [79]. Ainsi, la ruine d'un matériau composite stratifié est un phénomène complexe où interviennent plusieurs mécanismes d'endommagement qui se révèlent à plusieurs échelles d'observation. En effet, les matériaux composites à matrice polymère peuvent adopter un comportement mixte dit viscoélastique (solide élastique et liquide visqueux). Sous sollicitations mécaniques, la réponse en déformation se compose de deux parties : une déformation élastique linéaire ou non qui est réversible et, une déformation non élastique qui se subdivise en partie anélastique (viscoélastique) confondue avec le fluage et d'une partie en déformation plastique et viscoplastique (permanente) [80].

Tableau 1-4 : Dégradations dans le composite stratifié

Plis		**Interfaces**	
Fibre ($\cong \mathbf{10}\ \boldsymbol{\mu m}$)	Matrice	Inter-pli	Fibre/matrice
Rupture de fibre	Microfissuration Micro-vide Macro-fissuration	Délaminages	Décohésion fibre-matrice

Le **Tableau 1-4** dresse un synoptique des différents mécanismes d'endommagement qui peuvent être groupés en fonction de l'échelle à laquelle ils se produisent (au niveau des fibres, de la matrice ou de l'interface fibre/matrice). Ces mécanismes de dégradations prennent leur origine à l'échelle microscopique avec l'apparition des microfissurations matricielles qui induisent des mécanismes macroscopiques tels que le délaminage, la décohésion fibre/matrice, la fissuration matricielle ou la rupture de fibres [75].

Des nombreux modèles analogiques décrivant les aspects phénoménologiques ont été proposés dans le domaine rhéologique pour exprimer la déformation viscoélastique des composites à matrice polymère. La description faite par ces modèles ne tient nullement compte de la microstructure mais, elle permet toutefois, d'avoir une description simplifiée (uni axiale) des équations générales qui gouvernent le comportement du composite à matrice polymère [81].

1.1. Fissuration matricielle.

La fissuration transverse ou intra-laminaire est un mode de dégradation fréquemment lié à la proportion des renforts et aux faibles orientations (80°, 90°) pris entre des orientations fortes (0°, 10°). Leur amorçage et leur propagation sont souvent considérés comme simultanés. Ces fissures sont dites transverses, car apparaissant dans les plis d'orientation transversale par rapport à la direction de sollicitation. Dans un matériau composite, pour un certain niveau de contrainte, il peut exister de multi-fissurations [76] avec une propagation des fissures à d'autres plis voisins. Aussi, pour détecter la fissuration transverse, il faut avoir recours aux rayons X, à l'émission acoustique ou encore à la microscopie optique in situ ou ex situ. Le phénomène de fissuration transverse sous un chargement cyclique peut apparaître à un niveau de contrainte inférieur et la propagation n'est pas instantanée comme dans un chargement statique.

1.2. Délaminage.

Les structures stratifiées de par leur nature hétérogène font l'objet de l'apparition des délaminages multiples dans les zones où règnent de fortes concentrations de contraintes et près des bords libres. Le délaminage débute ainsi en général au voisinage des bords des fibres d'une éprouvette, comme mis en évidence par Hallett et *al*. [82]. Ce mode de dégradation est inter-laminaire, très néfaste pouvant conduire subitement à une ruine du matériau composite. Parmi les méthodes de détection du délaminage, on peut citer la radiographie X, la microscopie (méthodes directes) ou la thermographie infrarouge, l'ultrason et l'interférométrie (méthodes indirectes).

1.3. Rupture des fibres.

Ce mode d'endommagement est très dangereux pour la structure, car il résulte d'une forte sollicitation dans l'axe de la fibre. La rupture de fibre ne devrait intervenir normalement qu'en fin de vie du matériau composite. L'évolution de la probabilité de rupture de la fibre en fonction des contraintes appliquées est souvent décrite par une loi statistique de type Weibull. [83].

Ce critère de Weibull noté $P_F(\sigma)$ avec F comme « Failure » c'est-à-dire rupture porte sur la probabilité qu'un matériau sous l'effet d'une contrainte donnée rompt. En adoptant la loi de Poisson avec un volume V, on peut l'écrire sous forme de la relation (1.1) :

$$P_F = 1 - e^{\left[\frac{V}{V_0}-\left(\frac{\sigma}{\sigma_0}\right)^m\right]} \qquad (1.1)$$

m est le module de Weibull (paramètre matériau caractéristique de la dispersion des défauts)

$m \begin{cases} faible \rightarrow répartion\ de\ défauts\ très\ hétérogène \\ fort \rightarrow\ répartition\ des\ défauts\ relativement\ homogène \end{cases}$

V_0 est le volume sans défaut et V le volume avec défaut

σ est la contrainte d'activation des défauts

Le suivi de cet endommagement peut se faire par émission acoustique (AE) couplé à de la microcopie optique.

2. Endommagements d'impact faible vitesse (ou faible énergie) et indentation.

L'impact basse vitesse cause des dommages irréversibles à l'intérieur du matériau occasionnant de facto une perte de résistance de celui-ci [58], [84]. Ces phénomènes d'endommagement se produisent à toutes les échelles du matériau composite du fait de l'anisotropie et du caractère hétérogène de la microstructure. En fonction du type de sollicitation (traction, flexion, compression, cisaillement plan ou transverse), la propagation de l'endommagement peut être influencée par la température (lors de la fabrication) et la géométrie des renforts [52]. Des études d'Abrate [85], Kwon et Sankar [86], de Boulet et *al*. [87] ont établi que les endommagements qui découlent d'un essai d'indentation statique sont les mêmes que ceux induits par l'impact basse vitesse. Il convient donc de retenir qu'à la suite d'une charge de type impact basse vitesse (ou charge quasi-statique) les composites stratifiés à matrice organique, vont avoir des dommages de trois types essentiellement, à savoir :

- La fissuration transverse (avec ou sans décohésion de fibres correspond à la création de fissures dans le pli),

- Les délaminages (entrainent une perte des propriétés mécaniques notamment en compression),
- La rupture de fibres (conduit généralement à la ruine complète du matériau).

3. Mécanisme d'endommagement en fatigue.

La tenue en fatigue peut se définir comme le nombre de chargements répétés ou cycle conduisant à la rupture d'un matériau. Elle est fonction de plusieurs facteurs liés au matériau, au chargement et à l'environnement.

Parmi ces facteurs de la **Figure 1-9a** il y a l'amplitude du chargement (qui peut être constant ou aléatoire), le rapport de charge (minimal/maximal), le type de chargement (torsion, cisaillement, traction ou compression). A cause du trop grand nombre de paramètres qui affectent la microstructure en plus de la complexité des endommagements mises en jeu - les matériaux composites et métalliques (**Figure 1-9b**) présentent des comportements différents sous des sollicitations de fatigue. Pour les matériaux métalliques la détérioration est progressive et invisibles et la perte de rigidité n'est pas significative durant la fatigue.

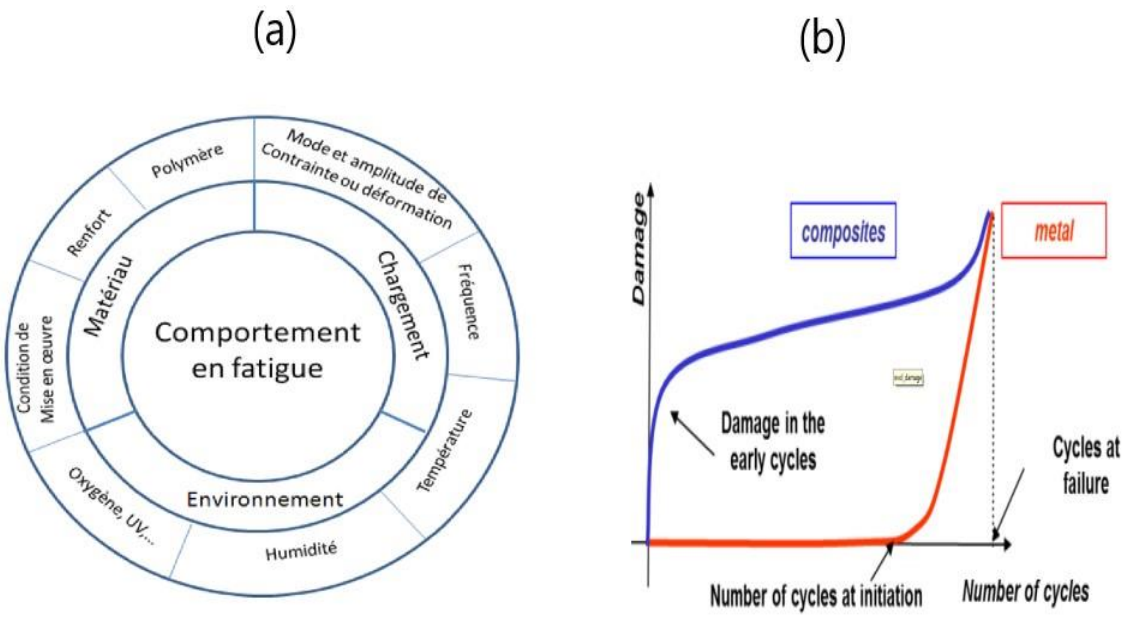


Figure 1-9. Comportement en fatigue des matériaux CMO et métallique ,(a) facteurs influençant la fatigue des CMO [88], [89], (b) comparaison entre évolution des endommagements des composites et des matériaux métalliques [90].

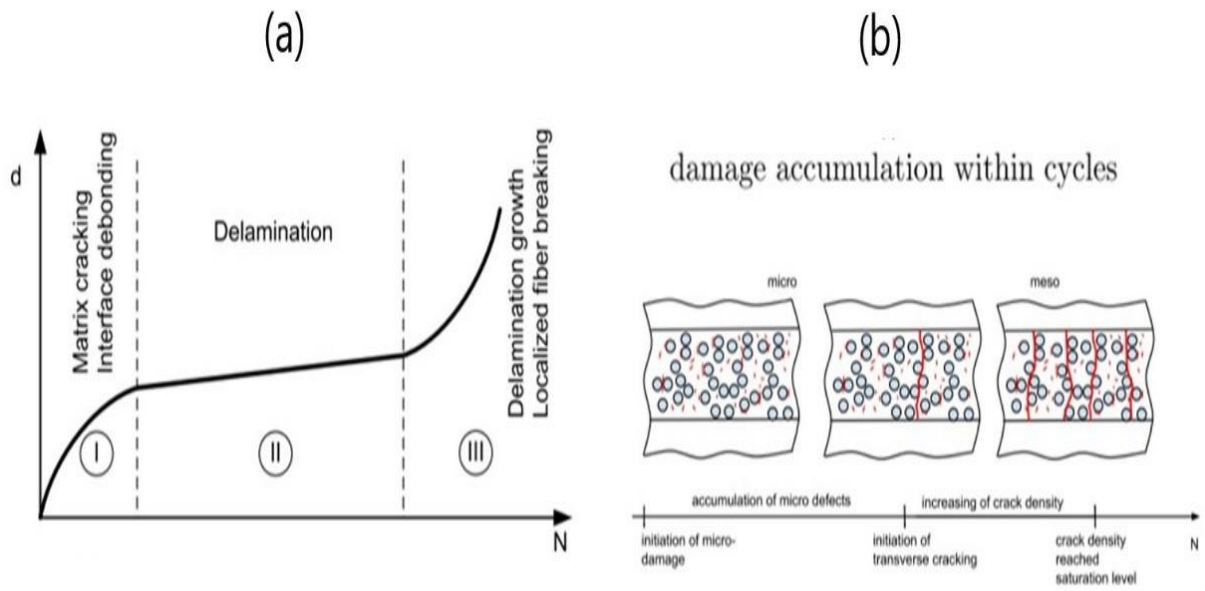


Figure 1-10. Mécanismes d'endommagement durant une sollicitation de fatigue [91], (a) endommagement en fonction du nombre de cycle N, (b) processus d'endommagement

Le constat est que l'endommagement des matériaux composites se produit très rapidement sous une sollicitation de fatigue. Cet endommagement précoce est suivi d'une dégradation progressive du matériau qui se traduit par une diminution progressive de sa rigidité. Plus tard, des endommagements sévères affectent la structure comme les ruptures de fibres, le délaminage qui conduisent à une ruine catastrophique (**Figure 1-10**). Ce comportement qui est appelé fluage ou écoulement qui est la capacité des matériaux à se déformer sous chargement au cours du temps. Les zones I, II et III décrivent la déformation en plusieurs parties distinctes. Nous retiendrons que les mécanismes d'endommagement sont identiques sous sollicitation statique et de fatigue. Comme sous sollicitation d'impact basse vitesse, l'accumulation de l'endommagement en fatigue est considérée comme une des causes de défaillance des structures composites.

III. Méthodes et techniques de réparations des endommagements des composites stratifiés.

D'abord destiné à l'usage militaire, les composites ont envahi notre quotidien et sont aussi désormais des matériaux utilisés dans les véhicules. Qu'ils soient thermodurcissables ou thermoplastiques ces matériaux en cas de détérioration ont besoin de maintenance efficace afin d'augmenter leur durée de vie et rentabiliser leur coût de production [37]. Il existe plusieurs méthodes de réparation propres aux composites thermodurcissables qui peuvent s'appliquer aux composites thermoplastiques suivant leur efficacité.

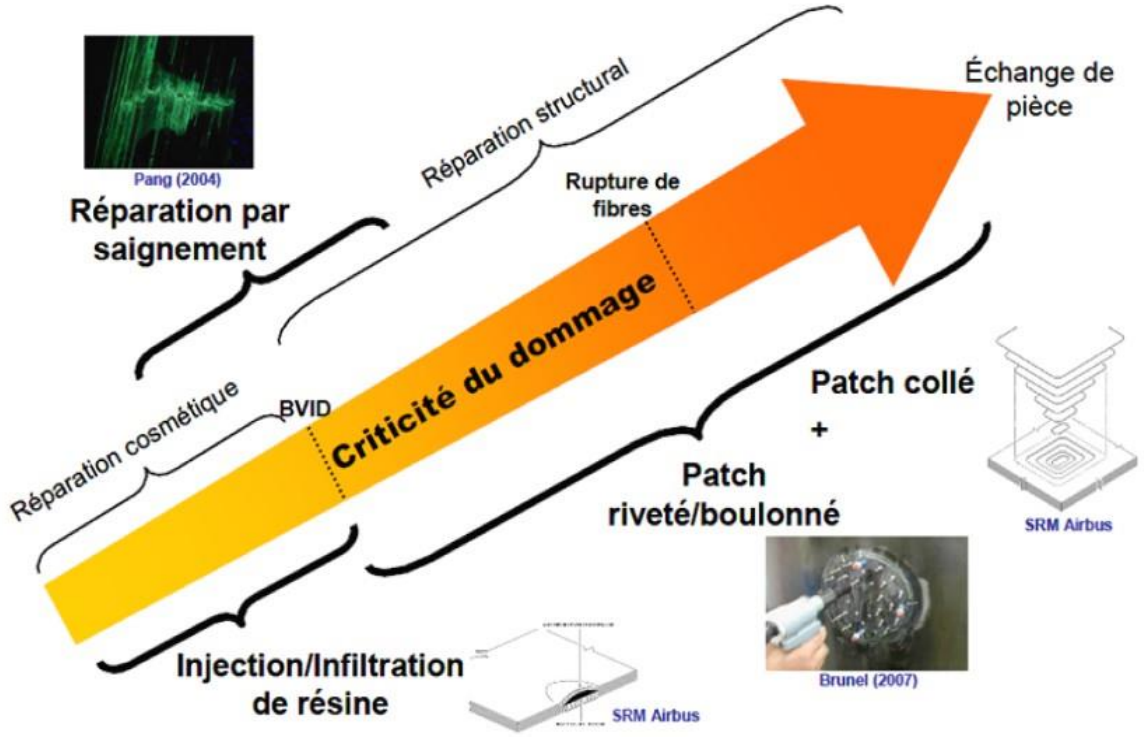


Figure 1-11. Type de réparations des structures composites dans l'aéronautique [92]

Les matériaux composites sont sensibles aux impacts qui engendrent des délaminages, des fissures matricielles ou des ruptures de fibres. C'est le cas d'une structure sollicitée en fatigue et sous des conditions sévères. Wang et *al*. [93] ont établi que ces dommages réduisent les propriétés mécaniques de la structure comme la résistance et les modules d'élasticité. Toutefois, la résistance mécanique résiduelle d'un composite stratifié endommagé peut-être améliorée soit par une réparation soit par remplacement du composite stratifié [94].

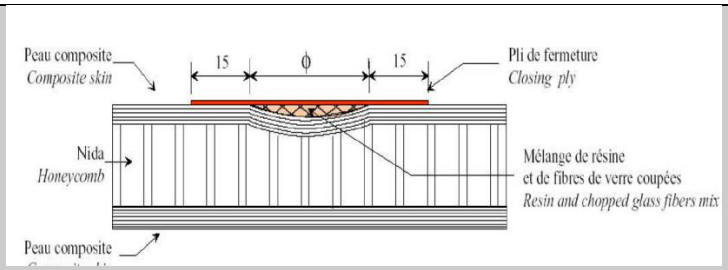
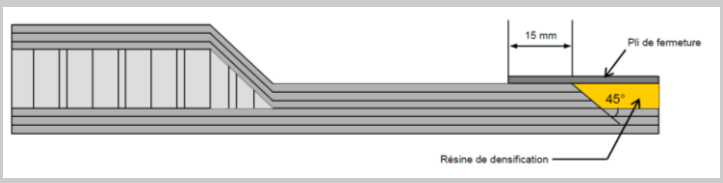
Le coût des matériaux composites étant encore élevé sur le marché, comparativement aux matériaux métalliques, les besoins de rentabilité et de sécurité ont conduit grâce à une maintenance adaptée à rallonger la durée de vie des structures. Le secteur aéronautique à spécialement investit depuis les années 1980 dans l'établissement des techniques de réparation. Parmi les pionniers sur les travaux de réparation on peut citer ceux de Jones et *al*. [95] proposant déjà une réparation par collage de patch composite sur des structures métalliques fissurées, et ceux de Baker et *al*. [96] qui très tôt, soulèvent les questions relatives à la forme du patch, la qualité et l'épaisseur de la colle, le collage et la préparation des surfaces. Au niveau de l'automobile, des techniques similaires de réparation sont aussi appliquées aux pièces endommagées. Balakrishnan et Seidlitz [97] dans un article de synthèse consacré aux réparations sur les automobiles ont répertorié le collage interne (scarfing) et la réparation par injection comme potentiellement adaptées à la réparation dans l'automobile.

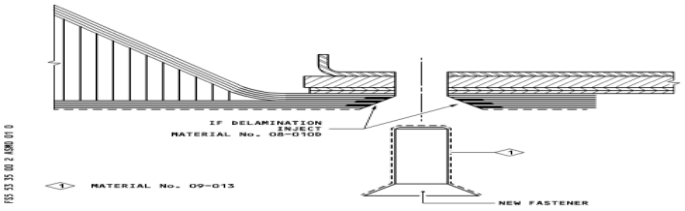
La réparation est privilégiée lorsque la structure n'a pas atteint un niveau important d'endommagement car le remplacement complet d'une structure composite stratifiée est onéreux et laborieux. On est alors amené à choisir suivant l'ampleur du dommage une réparation cosmétique si le dommage est superficiel ou une réparation structurale (**Figure 1-11**).

1. Réparations cosmétiques.

Les réparations cosmétiques des composites à matrices polymères sont utilisées pour des endommagements qui n'affectent pas significativement la performance mécanique de la structure. Ce type de réparation contribue à réhabiliter l'aérodynamique et la cosmétique des pièces pour des endommagements mineurs. Dans le **Tableau 1-5** ci-dessous, nous avons présenté quelques réparations cosmétiques impliquant l'ajout de résine.

Tableau 1-5 : Récapitulatif des réparations cosmétiques [92]

Type de dommage	Réparations &Illustrations
Porosités surfaciques ou rayures	 Ponçage par application de résine dans les porosités des zones endommagées et ajout d'une nouvelle couche de peinture.
Indentation légères (survenant lors d'un impact sur une structure sandwich)	Application d'un mélange de fibres coupées et de résines sur lequel on dépose une couche de composite. 
Délaminage en bord de stratifié	Enlever la partie endommagée et la remplacer par de la résine ou injection de résine. 

Délaminage en bord de trous (apparait lors de l'usinage ou suite à une sollicitation)	Injection de résine dans le but de limiter le dommage. 

1.1. Par infusion/ injection de résine.

Les réparations par infusion ou injection de résine sont utilisées non seulement pour des fissures et les délaminages mais aussi, pour des endommagements mineurs tels que les rayures, les écailles ou les entailles.

1.1.1. La réparation par infusion.

La réparation par infusion de résine n'est possible que si la pièce n'est pas endommagée totalement. Elle nécessite un chauffage pour la cuisson de la résine [98] .

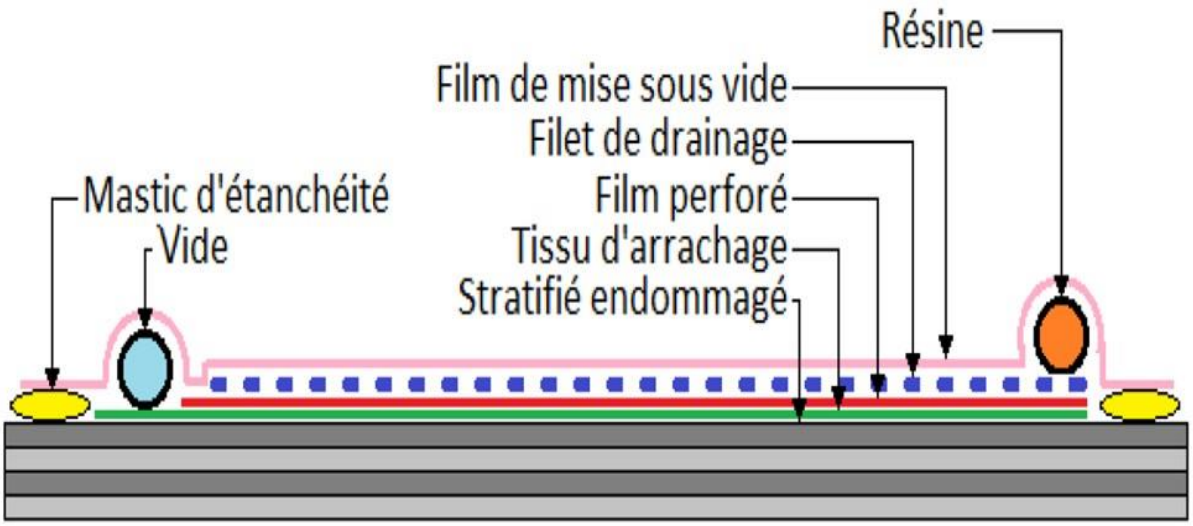


Figure 1-12. Principe du procédé de réparation par infusion de résine [99].

Cette réparation consiste à mettre sous vide la zone endommagée et infuser à travers l'épaisseur du composite de la résine dans les fissures. Le montage pour la réparation par infusion suit le même principe que celui pour la fabrication des composites (**Figure 1-12**). Dans le cas où l'endommagement concerne toute la totalité de la pièce, la formation du vide est difficile à réaliser et la réparation par infusion s'avèrerait inefficace. C'est alors qu'une réparation par injection s'imposerait.

1.1.2. La réparation par injection.

La réparation par injection ou infiltration consiste à faire pénétrer une résine dans un réseau de fissures étroites. S'inspirant du principe de réparation de Russel [98], Hautier [100] dans ses travaux de thèse a proposé une méthode de réparation par infiltration dont l'efficacité est fonction de nombreux paramètres physiques (mouillabilité, viscosité, pression d'injection, …). La technique de réparation est assez bien adaptée aux endommagements de type fissuration transverse et délaminage. Cet auteur est arrivé à la conclusion que pour une bonne infiltration, il faut des résines de faible viscosité typiquement des résines de procédé d'infusion et RTM [100].

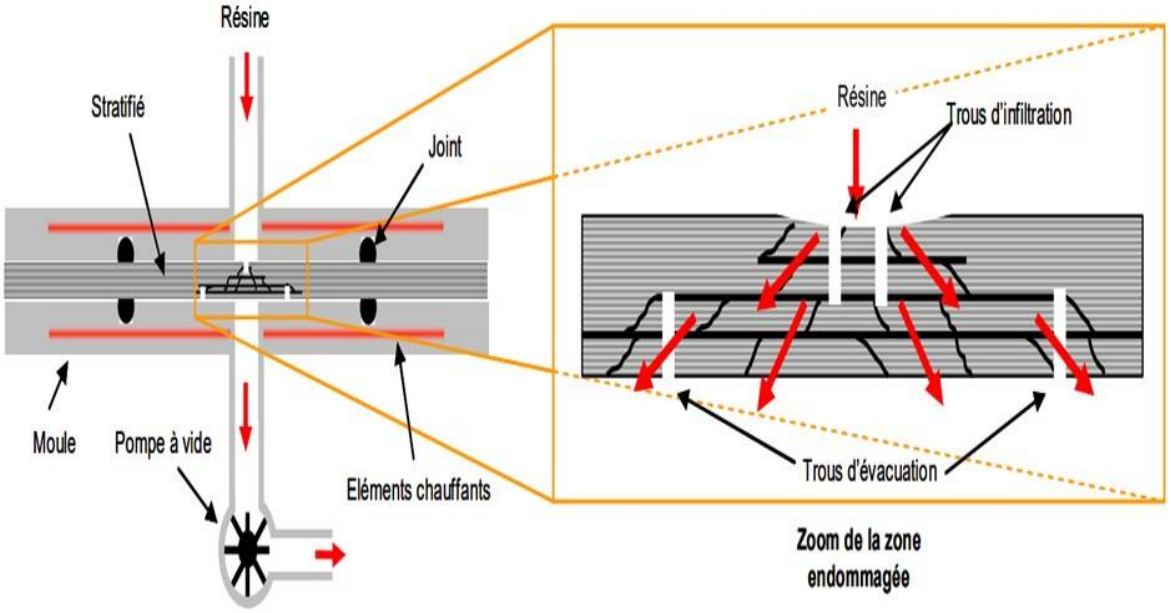


Figure 1-13. Principe du procédé de réparation par infiltration de résine [92].

De plus, le montage expérimental (**Figure 1-13**) révèle que les réparations par injection de résine permettent en mode I et II d'obtenir une résistance au délaminage supérieure ou égale au matériau d'origine. Des travaux similaires ont été effectués par Bauer [101] en utilisant la réparation par injection avec une résine d'ester cyanate à haute température. Cette technique de réparation pourrait évidemment bien convenir aux composites à matrice thermoplastique acrylique à la condition qu'il y ait une bonne compatibilité entre la résine de réparation et la matrice du composite endommagé.

1.1.3. Par saignement.

La réparation par saignement utilise des fibres creuses généralement en fibres de verre remplies d'un agent adhésif de réparation (**Figure 1-14**). La réparation par saignement ne permet pas de réparer la rupture des fibres qui sont responsables de la reprise des efforts.

Cette réparation a pour objectif d'inhiber la propagation d'un endommagement. Ce type de réparation selon White et *al*. [102] permet de retrouver 75% de résistance à la rupture. A ce propos, l'étude de Dry [103] a montré que la résine peut migrer le long de la matrice pour arrêter la propagation des fissures voire les réparer. De plus, Pang [104] dans ses travaux en utilisant un agent fluorescent sensible aux ondes UV, a mis en évidence la restauration des propriétés mécaniques par propagation de résine.

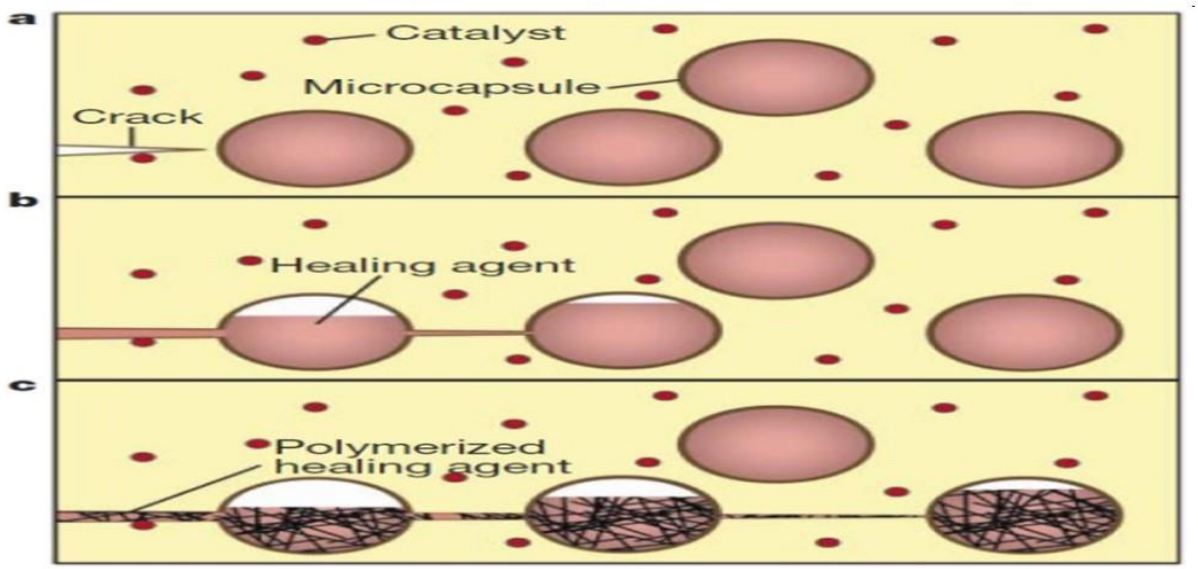


Figure 1-14. Différentes phases associées à l'auto cicatrisation par sphère creuses [104].

2. Réparations structurales.

La distinction entre pièces structurales et non structurales est importante. Nous observons à partir de la **Figure 1-15** que les réparations structurales diffèrent des réparations cosmétiques par la gravité et l'importance des dommages. Nous distinguons dans les réparations structurales celles dites mécaniques de celles qui sont physico-chimiques.

2.1. Réparations mécaniques : réparations par rivetage/boulonnage.

Le rivetage et le boulonnage sont des techniques d'assemblage les plus courantes. Pour la mise en état de toute partie de la structure métallique ou composite ayant subi un dommage

sans traitement de surface, une des solutions est le patch riveté ou boulonné. Un rivet consiste en une tige unie et droite coiffée d'une tête aux formes variées (**Figure 1-15**). Ils peuvent être en aluminium ou en alliage d'aluminium pour l'aéronautique (il faut plus de 150000 rivets pour construire un bombardier).

Cette technique de réparation encore d'actualité est certifiée sur une structure primaire. Elle permet de réduire une partie des contraintes dans la zone endommagée sur le composite stratifié. Toutefois, la présence des trous sur les structures pour le passage des rivets pénalisent leur ténue mécanique. Ces trous induisent de forts gradients de contraintes dans la zone endommagée [105] et l'utilisation de nombreux rivets entrainent un surpoids important. Cette méthode de réparation est également fastidieuse et le perçage de trous peut induire des endommagements comme la dégradation thermique ou la rupture de fibres. De plus, les réparations par rivetage ou boulonnage causent des discontinuités de surface et des délaminages en bord de trou [106]. Pour pallier les problèmes relatifs au perçage qui affectent l'intégrité des structures, des solutions alternatives comme le soudage ou le collage ont été développées pour les composites à matrice thermoplastique spécifiquement.

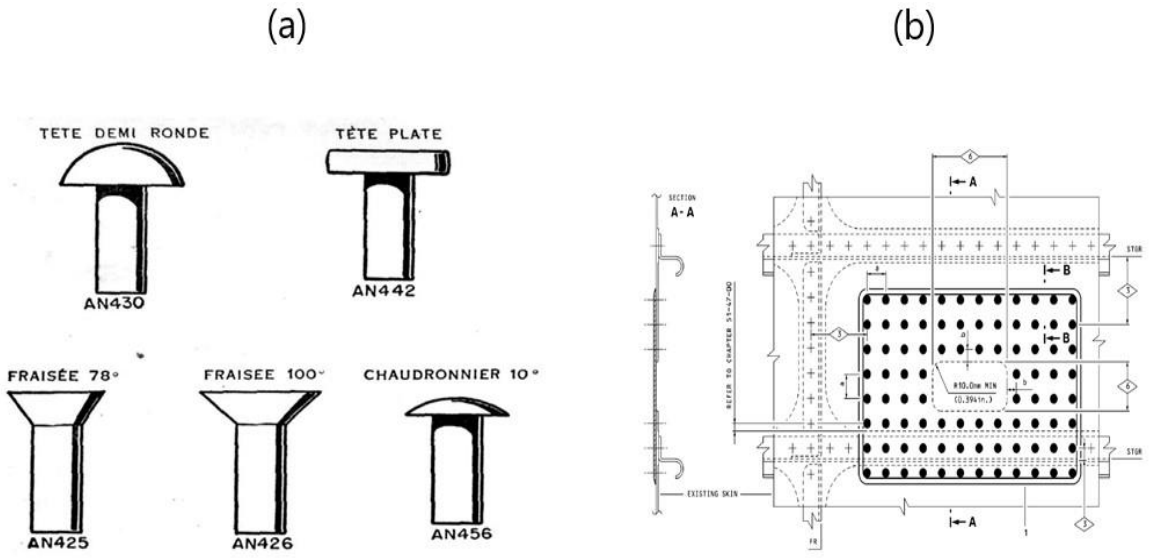


Figure 1-15.Réparations par rivetage/boulonnage dans l'aéronautique[92] : (a) les cinq types standard de rivets, (b) exemple de réparation dans SRM panneau de fuselage.

2.2. Réparations physico-chimiques

Le collage et le soudage constitue l'essentiel des réparations physico-chimiques. Dans une revue Ageorges [106], présente les différentes méthodes de soudage pour les composites thermoplastiques PEEK (Poly-éther-éther-cétone) renforcés de fibres de carbone. L'auteur met

en avant les techniques de soudage en deux étapes, beaucoup plus adaptées aux réparations sur les composites thermoplastiques en plus d'un gain de temps appréciable [107]. De même, Reis et *al*. [108] ont récemment recensé les méthodes d'assemblage et de réparation applicables aux composites thermoplastiques hautes performances. Leur intérêt s'est porté particulièrement sur trois techniques de soudage (par ultrason (UW), par résistance (RW), et par induction (IW)). Ces techniques peuvent être utilisées comme procédure de réparation dans les pièces structurelles pour obtenir une diminution des concentrations des contraintes et une meilleure restitution de la ténacité de la pièce réparée. Cependant, ces méthodes ont comme seul inconvénient la production de quantité de chaleur importante. Pour réduire la dégradation thermique dans le cas d'une matrice thermoplastique amorphe [109], certaines études préconisent entre autres l'utilisation des méthodes de réparation par collage de patchs [57, 80] en remplacement aussi du boulonnage et du rivetage.

2.2.1. Réparation par collage de patchs internes (scarfing) : pente ou escalier.

La méthode de réparation par collage interne ou scarfing (**Figure 1-16**) est pour les structures épaisses. Elle est avantageuse et implique l'élimination de la zone endommagée suivie de l'application et de l'assemblage à l'aide d'adhésif d'un composite stratifié durci fabriqué sous forme d'écharpe avec une pente progressive. Orsatelli et *al*. [110] présente une revue de ces techniques couramment employées dans le secteur aérospatial. De plus, les joints collés peuvent résister à une charge élevée car la concentration des contraintes est minimale dans la partie collée [111]. De surcroît cette technique retarde le début de la fissure au bord de l'écharpe et protège la pièce des dommages extérieurs. Cette réparation est caractérisée par son angle d'entaille. Il est conseillé que l'angle d'entaille requis soit de 3° car offrant un compromis entre taille d'écharpe et tenue mécanique. En effet, la charge de rupture diminue à mesure que la taille de l'écharpe augmente car une augmentation de l'angle d'entaille correspond à une diminution de la surface de collage qui conduit à une augmentation des contraintes.

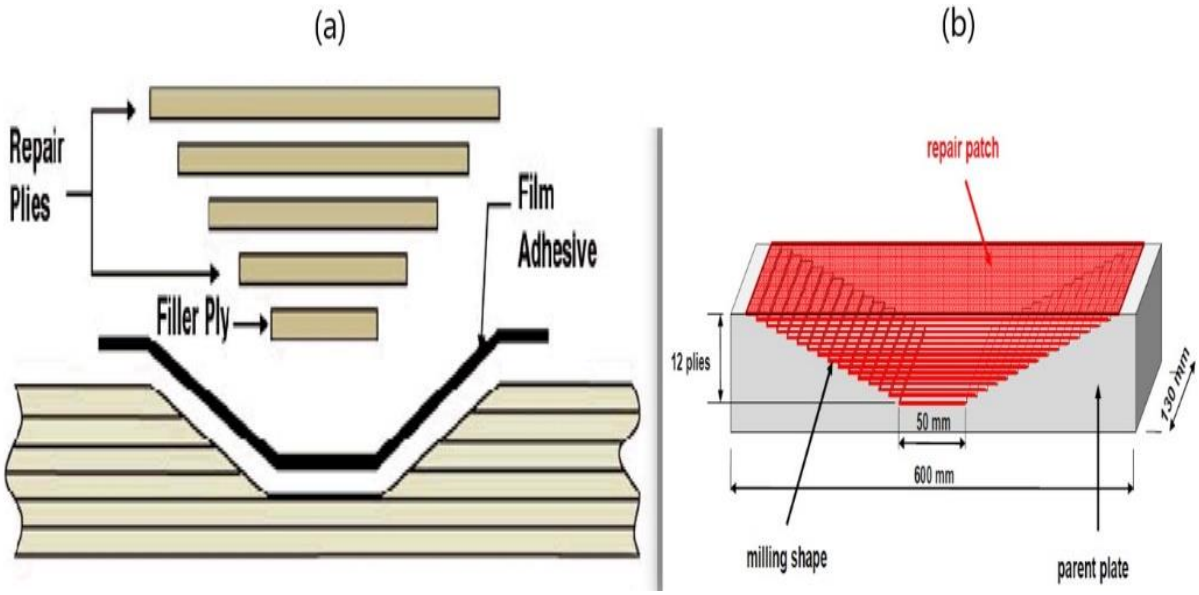


Figure 1-16. Réparation par collage patchs composites ou scarfing: (a) en pente, (b) en escalier [98]

Yoo et *al*. [112] se sont intéressés au collage en escalier d'un stratifié carbone/époxy. Ils ont constaté, après réparation des dommages, que le taux de récupération en fonction de la résistance statique et la fatigue, était significatif. Ces auteurs ont en outre, observé que pour des échantillons ayant des larges zones de collage typiquement de 1/20 et 1/30, on obtenait des taux de récupération de résistance élevés respectivement de 79,5% et 83,6% par rapport aux échantillons sans défaut. Dans la même étude, les résultats d'un essai en fatigue ont montré que le taux de résistance est plus important que celui de la résistance statique après réparation. Ces résultats sont en accord avec les travaux de Wahab [113] sur la fatigue des joints collés. Une éprouvette réparée est plus vulnérable à la fatigue à cause des défaillances mixtes adhésive-inter-laminaire et intra laminaire se produisant dans les couches composites.

Les travaux Xiong et *al*. [114] ont permis d'évaluer l'influence de la forme des bords libres du patch composite sur la diminution des pics de contrainte de cisaillement dans la colle. Ils ont optimisé l'angle d'écharpe et la longueur de la diminution de la forme du patch puis montré que les patchs ayant une épaisseur dégressive diminuaient considérablement les contraintes dans la colle. De plus, ces études ont mis en évidence que les patchs composites en forme d'étoile stoppent au mieux la propagation des fissures [115]. Les réparations par patchs collé en pentes ont été abondamment étudiées dans la littérature contrairement aux patchs externes. Cette réparation s'affranchit de l'épaisseur du matériau composite. Notons que l'angle de pente est primordial dans ce type de réparation mais, constitue un facteur limitant sur la taille de la réparation.

2.2.2. Collage externe simple ou double recouvrement (asymétrique ou symétrique).

Deux types de patchs collés sont généralement utilisés dans la réparation des composites : simple face (asymétrique) et double face ou symétrique (pour une réduction plus élevée du facteur d'intensité des contraintes). Aussi, les avantages de l'utilisation des patchs collés peuvent-être regroupés en cinq points : diminution de la concentration de contraintes, (contrairement aux patchs rivetés) ; propagation des fissures moins importante près des bords ; absence de risque de corrosion, efficacité du renforcement crée et contrôle plus aisé des progressions de fissures avec un patch collé. Ces différences notables font que l'utilisation de patchs collés est de plus en plus préférée à celle des patchs rivetés. Dans leurs études théoriques, Hollaway et *al*. [116], Tsai et *al*. [117], Adams et *al*. [118] montrent que la défaillance dans une réparation par collage est occasionnée par les contraintes dans le patch et dans la colle.

Les composites thermoplastiques à cause de leurs applications prometteuses et leur recyclabilité font l'objet d'un grand intérêt pour l'industrie automobile (conception de pièces de structure). Les techniques de réparation utilisées sont essentiellement celles appliquées sur les thermodurcissables [92], [101]. Bien que l'utilisation de la technique du double patch augmente la masse, elle conduit à une réduction significative de l'intensité des contraintes à la pointe de la fissure comme l'ont observé Albedah et *al*. [50], [119]. En effet, en utilisant l'analyse des éléments finis tridimensionnels dans les réparations simples et doubles avec des plaques de réparation circulaire bore/époxy (**Figure 1-17**), les auteurs ont pu mettre en évidence une réduction du facteur de contrainte au dommage qui a amélioré la durée de vie en fatigue de la structure.

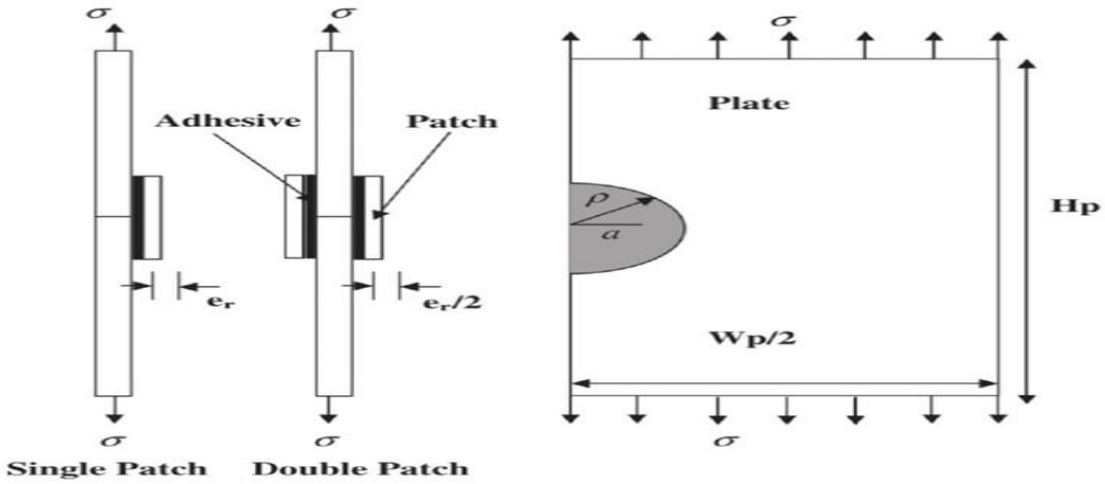


Figure 1-17. Réparation d'une fissure par collage d'un composite bore/époxy sur une plaque d'aluminium [50].

Andrew, Arumugam et *al*. [47], [48], [120] en utilisant des patches externes hybrides ou super hybrides en faisant varier des fractions volumiques verre/kevlar ont obtenu une réponse favorable à la traction résiduelle en diminuant efficacement la concentration de contrainte dans la zone endommagée pour une faction volumique 50/50. De plus, l'hybridation des patchs a permis d'améliorer le comportement en traction des stratifiés verre/époxy réparés. Pour ce faire, une combinaison de l'excellente résistance en traction des fibres de kevlar avec les propriétés supérieures d'adhérence des fibres de verre a été mise à contribution. Par ailleurs, ils ont également, avec leurs études sur les effets de réparation par collage des patches externes super hybrides des composites stratifiés, soumis à des multiples charges traction/compression après d'impact (TAI et CAI) réussi à obtenir une amélioration avérée du comportement mécanique des matériaux réparés (bonne efficacité et la ténacité). Des patches mixtes composés de kevlar et de verre de forme circulaire au composite stratifié verre/époxy ont amélioré la capacité de résister à un plus grand nombre d'impacts. Cette méthode de réparation a été avantageuse et le suivi de l'endommagement par émission acoustique (AE) tout au long du processus de réparation pendant le chargement a permis de constater une réduction du délaminage. A contrario, le décollement devenant ainsi le mode de dommage le plus diffus dans le cas des composites stratifiés réparés.

Quoiqu'une réparation par patch composite externe offre souvent un moyen de réparation rapide et efficace [121], les conclusions des travaux de Baker et *al*. [85, 86] optent pour que l'on ne privilégie pas uniquement cette voie de réparation pour la structure de sécurité des aéronefs. Liu et Wang [87] et Baker et *al*. [51], [122] ont effectué des travaux sur la défaillance progressive des réparations des composites collés. Le modèle en 3D développé et corroboré par des études expérimentales a permis de prévoir des paramètres comme la résistance au déclenchement de la rupture et la résistance ultime de ces structures stratifiées. Ils concluent que pour un chargement non conforme et une distribution normale de contraintes, le patch composite lié par adhésif permet d'augmenter la résistance résiduelle des plaques stratifiées réparées contrairement au mode de réparation par rivetage ou boulonnage.

Toutefois, un des inconvénients dans la réparation par collage est le perçage. Shao et Yue [123] ont réalisé des expériences de traction et de simulation des composites stratifiés réparés avec découpe rectangulaire par la méthode des éléments fini (MEF). Ils ont montré que l'intégrité de la structure est détruite en raison de l'existence d'une découpe. La réparation par patch collé en pratique implique des découpes pouvant détruire l'intégrité de la structure entière et induire une concentration élevée de contraintes. Une réparation n'est pas un procédé à l'abri

d'une défaillance. Aussi, convient-il de distinguer la rupture cohésive qui va démontrer la défaillance dans la conception de la réparation, d'une rupture adhésive impliquant un problème de procédé selon Davis [124]. Ces deux modes de rupture du joint collé ou de l'adhésif sont considérés comme un décollement qui est un mécanisme microscopique alors que le délaminage est un mécanisme macroscopique. Il n'en demeure pas moins que, l'endommagement d'un stratifié réparé ou non, demeure un phénomène multi-échelle.

3. Mode de défaillance dans la réparation des structures composites collées.

Bien que la réparation par collage soit continue et permet une répartition uniforme des efforts, elle peut s'avérer défectueuse. En effet, suivant le type de chargement mécanique, (**Figure 1-18a**) le joint collé peut être sujet à des ruptures adhésives (à l'interface adhésif/colle-substrat), cohésives (dans le film de colle ou l'adhésif) ou mixtes (mélange des deux). Dans certains cas, un traitement de surface permettant de nettoyer la présence de contaminants pour améliorer la mouillabilité des surfaces [125] peut être appliqué. Ce traitement va non seulement, modifier chimiquement la surface de collage mais aussi, permettre d'augmenter sa rugosité entrainant un meilleur contact mécanique avec le patch. Au niveau microscopique, le principal mécanisme d'adhésion mis en jeu est l'adsorption (associé à la mouillabilité liée aux énergies de surfaces) qui peut se combiner à l'inter diffusion (création d'enchevêtrement de molécule entre deux polymères), à l'attraction électrostatique et à l'accrochage mécanique (associé à la rugosité de la fibre).

$$\tau_i^{max} = \tau^D \tag{1.2}$$

$$F^{max} = 2\pi R H \tau^D \tag{1.3}$$

$$\left\| \begin{array}{c} F^{max} : force\ critique\ d'arrachement \\ H : profondeur\ d'enchassement \\ R : rayon\ de\ la\ fibre \\ \tau^D : valeur\ limite\ du\ cisaillment\ interfacial \end{array} \right\|$$

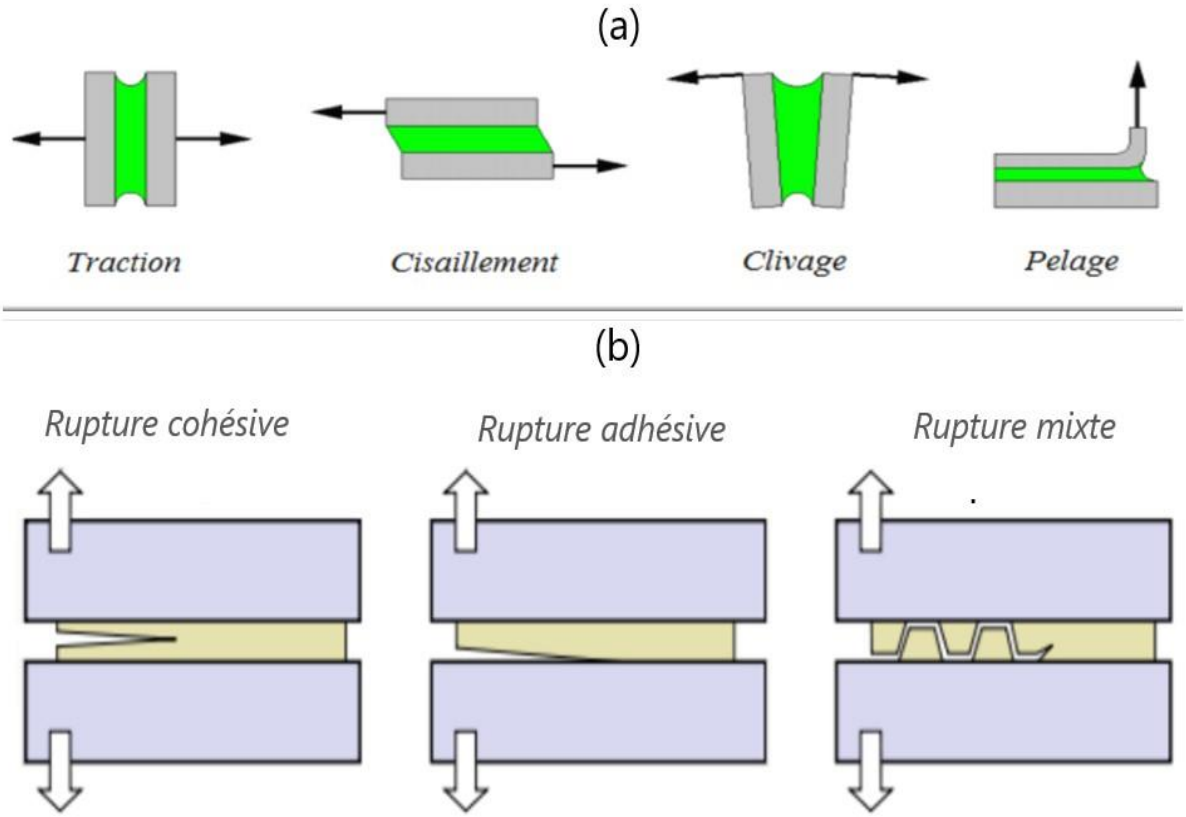


Figure 1-18. Collage du joint collé: (a) sollicitations mécaniques, (b) modes de rupture [126].

La rupture dans une réparation par collage correspond à la séparation de deux substrats en rapport avec la détérioration du joint d'interface. Cette rupture d'interface se produit systématiquement dans la zone où la résistance à la rupture est la plus faible. En d'autres termes, lorsque la contrainte de cisaillement maximale à l'interface (joint collé) τ_i^{max} atteint une valeur limite τ^D (1.2). Cette valeur limite de cisaillement peut être reliée en première approximation à la force critique d'arrachement de la fibre selon, la relation (1.3). La rupture est souvent amorcée par la présence d'un défaut et sa propagation est fonction des propriétés du matériau. La **Figure 1-19** présente les différents types de joints collés couramment utilisés lors des réparations des matériaux fissurés.

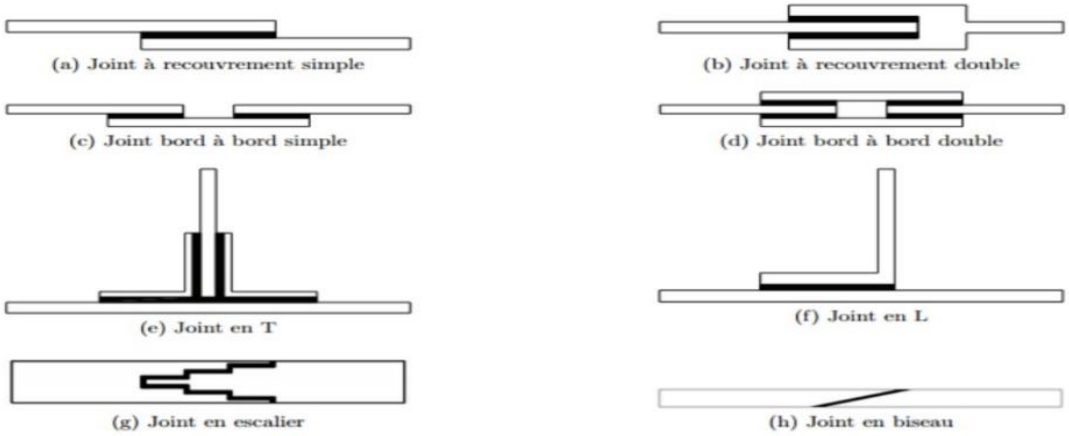


Figure 1-19. Différents types de joints collés [126].

Une importance sera accordée au choix judicieux de l'adhésif faisant office de joint pour l'obtention d'un assemblage collé durable et de qualité. Une bonne adhésion suppose avant tout une bonne mouillabilité des surfaces à assembler et une optimisation de la forme du patch en zone d'ancrage. Ainsi, la réparation par patch adhésif permettra de récupérer autant que possible l'intégrité structurelle d'une pièce endommagée (rigidification des zones endommagées), restauration de la résistance dans l'objectif en plus d'obtenir une réduction du facteur d'intensité des contraintes. Le **Tableau 1-6** présente un résumé des méthodes de réparation pouvant être appliquées aux TPs amorphes comme les fibres de verre/Elium® acrylique en fonction de la criticité des dommages. Récemment, de nouvelles colles à base d'acrylique ont été développées pour répondre au besoin de réparation des composites à matrices thermoplastiques. Ces colles améliorent considérablement l'adhérence dans les surfaces à faible énergie [127].

Dans notre étude, l'adhésif utilisé est la résine réparatrice Elium® EOT 351 déjà employée dans l'éolien et le naval. Sachant que les polymères thermoplastiques ont des énergies de surface inférieures aux thermodurcissables, le collage est rendu difficile à cause du phénomène de mouillabilité des surfaces inférieures qui occasionnent un manque d'adhérence. Il est donc primordial de bien choisir le type de colle [128].

Tableau 1-6 : Récapitulatif des méthodes réparation différents et différents endommagements.

Description	Endommagements		Conséquences	Niveau de criticité	Type de réparation : Cosmétique (*) / Structurale (**)	
					Infiltration de résine	Patchs collés/soudage par fusion
Défauts de fabrication	Porosités Rayures Indentation légère		Point de départ des fissures transverses et délaminage	+	Ponçage par application de résine Application d'un mélange de fibre plus résine (*)	
Défauts de services	Délaminages	en bord de stratifié	Perte de propriétés mécanique en compression	++	Saignement Injection ou infiltration de résines (*)	
		en bord de trou				
	Fissurations matricielles	Rupture longitudinale de la matrice	Perte de la ténacité occasionnant l'avance rapide des fissures	+++	Patches externes (**) Patches internes (**) Soudage par fusion (**)	
		Rupture transverse de la matrice				
		Rupture de l'interface fibre-matrice				
	Décohésion de fibre-matrice		Perte de raideur apparente en cisaillement	+++	Patchs externes (**) Patch interne (**) Soudage par fusion (**)	
	Rupture de fibres (Stade ultime de l'endommagement)		Diminution exponentielle de la résistance au fluage, à la rupture et à la tenue mécanique	++++	Patchs composites externes (**) Patchs composites internes (**) Soudage par fusion (induction, résistance, ultrason) (**) En cas d'impossibilité de réparer on procède au changement de la pièce	

$$\begin{Vmatrix} Légende \\ + : Niveau\ peu\ inquiétant \quad ++ : Niveau\ inquiétant \\ +++ : Niveau\ très\ inquiétant \quad ++++ : Niveau\ catastrophique \end{Vmatrix}$$

IV. Matériaux composites à base de la résine innovante : Elium® acrylique.

Les enjeux environnementaux et le défi de remplacer les TDs par des composites plus écologiques ont conduit dès 2012 le Groupe ARKEMA à développer une matrice thermoplastique acrylique nommée Elium® pour répondre aux besoins dans les secteurs de la construction, de l'éolien, du naval, et l'automobile. Les composites stratifiés à base de résine acrylique (encore peu étudiée) sont obtenus par des procédés d'infusion, RTM, Flex-molding, Pultrusion réservés jadis aux thermodurcissables.

1. Caractéristique de la résine ELium®.

La résine Elium® est liquide, polymérise à température ambiante en présence de peroxyde [58], [129]. Le **Tableau 1-7** répertorie quelques propriétés en traction de la résine Elium déterminées par Monti [129]. La résine Elium® se décline en une gamme variée de formulation afin de correspondre aux applications dans les différents secteurs industriels suscités [130]. Cette résine acrylique présente l'avantages de s'adapter à des formes de moules complexes, de se souder facilement, d'assurer une bonne comptabilité avec divers renforts naturels ou synthétiques (carbone, verre, lin, …).

Tableau 1-7 : Propriétés mécaniques de la résine Elium [129]

Grandeurs	$\boldsymbol{\rho}$	$\boldsymbol{E}$	$\boldsymbol{\nu}$	$\boldsymbol{G}$	$\boldsymbol{\sigma_R}$	$\boldsymbol{\varepsilon_R}$
Unité	kg/m^3	GPa	--	MPa	MPa	%
Moyenne	1180	3,30	0,40	1,17	44	2,03
Ecart type	30	0,32	0,03	0,13	4	0,38

Comme leurs homologues thermodurcissables, les thermoplastiques à matrice Elium® acrylique sont susceptibles de développer des endommagements dus principalement aux chargements accidentels ou cycliques plutôt néfastes pour la bonne tenue mécanique des pièces vitales. Les dégradations occasionnées détériorent irrémédiablement la rigidité et la résistance du composite stratifié. Par ailleurs, de nombreuses études ont montré que l'apparition des dégradations (microfissurations, micro délaminages, ruptures de fibres) dans les composites à des faibles niveaux de chargement constitue l'une des causes principales de la détérioration progressive des propriétés mécaniques [34, 35]. En effet, l'hétérogénéité et la forte anisotropie des propriétés mécaniques des composites renforcés de fibres à matrices polymères les rendent

très sensibles à la présence d'endommagements. Pour améliorer leur comportement aux sollicitations accidentelles ou cycliques, Matadi et *al*. [36], Bhudolia et *al*. [12], Kouassi et *al*. [131] par exemple, renforcent la rigidité et la résistance à l'impact et à la fatigue dans le cas de la matrice Elium® acrylique par l'ajout des nanocharges (Copolymères à blocs, Nanostrength®M53, Graphistrength® CW2-L A1). Ce renforcement par des nanocharges de la résine Elium® contribue à améliorer significativement le comportement de celle-ci face aux sollicitations mécaniques.

2. Quelques études sur les matériaux composites à matrice Elium® acrylique.

A ce jour, dans la littérature, nous comptons au moins une trentaine d'études aussi bien en traction, qu'en impact basse vitesse et fatigue, déjà réalisées sur la résine Elium® et ses composites correspondants. Arwood et *al*. [132] présentent les matériaux à base de résine thermoplastique acrylique infusible comme des alternatives viables pour remplacer les époxydes dans les pales d'éoliennes renforcées de verre E. De même, Barbosa et *al*. [16] dans leur travail mettent en exergue pour les composites thermoplastiques Elium® 150 une résistance à la rupture inter-laminaire supérieure à 40% à celle des composites époxy. Ces auteurs justifient de telles performances supérieures en matière de résistance à la propagation des fissures par le comportement de la matrice Elium® qui stocke l'énergie absorbée associée à la propagation des fissures sous la forme d'une déformation plastique. Concernant le comportement à la fatigue Chebil et *al*. [133] ont investigué sur le vieillissement thermique et oxydatif des résines Elium®. Ils ont observé que la rupture des extrémités des chaînes était le principal mécanisme de dégradation sous azote, tandis qu'un mécanisme d'oxydation avec scissions aléatoires des chaînes prédominait en présence d'oxygène. Davies et *al*. [134] se sont intéressés au composite à renforts fibres de lin et ont pu établir que les échantillons saturés d'eau de mer présentaient une chute importante de la rigidité supérieure à 50% due à la plastification des fibres, avec des chutes plus faibles de la résistance inférieure à 30%. Devine et *al*. [135] ont travaillé aussi sur vieillissement accéléré avec l'eau de mer en comparant Elium® et Epoxy (EP) tout en mettant en évidence de bonnes propriétés en traction et en flexion pour les composites à base d'Elium®. En outre, Libura et *al*. [136] avec leur étude expérimentale se sont intéressés à la résine acrylique thermoplastique Elium® entièrement recyclable renforcée par un tissu de verre taffetas. Ils ont évalué l'effet des dommages dus au vieillissement en fatigue cyclique en dessous et au-dessus de la limite élastique pour deux groupes d'éprouvettes. Les auteurs ont observé une réduction de la résistance à l'impact, en particulier aux niveaux des énergies d'impact élevés pour les éprouvettes vieillies par fatigue et constatent que la zone

endommagée s'agrandissait avec l'augmentation de l'amplitude de la déformation et de l'énergie d'impact. Obande et *al*. [30, 26] ont montré que les composites renforcés de fibres de verre GF/Elium® ont un comportement viscoélastique aux chocs plus élevé avec un paramètre d'amortissement de 9% par rapport aux GF/Epoxy. Ces auteurs ont établi que l'Elium® à une tolérance aux dommages d'impact plus améliorées que l'Epoxy aux grandes énergies.

Qu'il s'agisse de fatigue ou d'impact, les travaux de Bhudolia et *al*. [21], [28], [17], [137], [24], [18], [12] ont permis d'obtenir des résultats montrant une durée de vie en fatigue supérieure des joints composites soudés par ultrasons de 10 à 12% à 105 et 106 cycles de fatigue du nouveau thermoplastique acrylique liquide Elium® par rapport aux joints collés. Une autre étude des mêmes auteurs a montré que le composite NCCF/Elium® à une meilleure performance d'indentation statique avec une augmentation de la vitesse. Ils ont observé une augmentation de 19,6% et de 13,5% de la charge maximale sans renforcement par des particules. Leurs travaux sur l'étude expérimentale des propriétés à l'impact et en flexion des composites tubulaires en carbone tissé (WC) avec un système de matrice Elium® (EL) et époxy (EP) ont mis en évidence une augmentation maximale de 12,5% de l'effort maximal et de 55% de l'énergie absorbée par rapport au composite WC/EP. Gohel et *al*. [19], [27], [31], [138] ont aussi effectué des études comparatives sur le comportement à l'impact des composites à matrice Elium® dont celle sur les nouveaux casques composites thermoplastiques en carbone tissé/Elium® (WEL) suivant les critères de certification de sécurité industrielle (CPSC 1203 helmet certification) sur les enclumes plates, en bordure de trottoir et hémisphériques. Les auteurs ont établi que les TPs Carbone/Elium® après rupture avaient des dommages plus ductiles et moins catastrophiques que TDs Carbone/Epoxy. Ils ont constaté que les mécanismes d'endommagement sont dominés par la déformation plastique pour TPs fabriquées avec de la résine Elium® et de la résine Elium® durcie. Tandis que les TDs carbone/époxy ont absorbé moins d'énergie, occasionnant davantage de fissures sur la face interne de la mousse, (directement attachée à la tête humaine). De même, une autre étude des mêmes auteurs a révélé des performances à l'impact à faible vitesse pour cinq niveaux d'énergie (10 J - 50 J) plus améliorée pour les composites thermoplastiques PP/ELC, PE/ELC et PES/ELC comparativement aux composites époxy (PP/EPC, PE/EPC et PES/EPC). Ils ont obtenu une capacité de charge supérieure de 34,68%, 24,46%, 15,35% et une énergie absorbée inférieure de 27%, 11,21%, 8,43% respectivement pour PP/ELC, PE/ELC et PES/ELC, en raison des dommages moindres et de la ténacité élevée de la matrice (déformation plus élastiques et plastiques avant l'apparition de l'endommagement). Les travaux de Kinvi-Dossou et *al*. [13], [23], [139] sur l'impact basse vitesse et impact Charpy ont montré que les composites stratifiés

tissés fibres de verre/Elium acryliques en termes de charge maximale, de déflexion, d'énergie absorbée et d'évolution des dommages associé aux chocs ont un meilleur comportement mécanique que les composites conventionnels fabriqués avec des résines époxy et polyester. Shah et *al*. [140] ont comparé les performances de traction hors axe pour des éprouvettes de composites renforcés de fibres (FRC) à base de la nouvelle résine Elium® et Epoxy. Les résultats qu'ils ont obtenus montrent que les 3D-FRC TPs sont insensibles aux entailles et possèdent des déformations de rupture d'environ 30% et une absorption d'énergie d'environ 33% plus élevées que les TDs 3D-FRC qui semblent être sensibles aux entailles. Les auteurs concluent que dans les configurations hors plan les TPs infusés de résine (Elium®) sont efficaces dans l'absorption d'énergie pour les applications de joints composites nécessitant des contraintes de rupture plus élevées.

Kazemi, et *al*. [141], [142] en utilisant des essais standard ASTM de traction, de compression et de cisaillement ont déterminé les propriétés mécaniques des composites UHMWPE/ Elium® 188 pour fibres de polyéthylène à très haut poids moléculaire et de la résine thermoplastique liquide à base de méthacrylate de méthyle (MMA). Des auteurs comme Frej et *al*. [33] ont utilisé la distillation pour purifier le monomère des impuretés du composite à base de résine Elium recyclée qui a été réutilisée comme matrice avec un renfort de fibres de carbone recyclées. Han et *al*. [20] ont travaillé sur la polymérisation de l'Elium® et un modèle de processus thermochimique couplé pour prédire l'évolution de la température et du degré de polymérisation. Khalili et *al*. [22], [143] se sont intéressés à la tenue au feu avec leur étude sur les nattes intumescentes thermorésistantes pour fournir une protection de surface à l'intégrité structurelle du noyau du composite Elium® renforcé par des fibres naturelles. Muthuraj et *al*. [25] utilisent la résine recyclable Elium® pour recouvrir par immersion un aérogel de nanofibres de cellulose (CNF) lyophilisées afin de produire des matériaux à fort potentiel d'isolation dans le secteur du bâtiment. Ils obtiennent des résultats confirmant que la résine Elium® améliore considérablement les propriétés de flexion du nouveau matériau qui est moins hydrophile que les aérogels purs. Concernant les propriétés thermiques, la température de dégradation des matériaux composites Elium/CNF est d'environ 90◦ C supérieure à celle des aérogels CNF purs. Pantelelis et *al*. [144] utilisent un dispositif de chauffage par micro-ondes pour améliorer les performances de la résine Elium® en garantissant le potentiel élevé pour les CFRPs thermoplastiques de haute qualité. Ce préchauffage de la résine liquide permet de diminuer la viscosité de la résine et améliorer l'imprégnation ainsi que d'accélérer la réaction. Pini et *al*. [145] se sont intéressés au comportement à la rupture de matériaux composites thermoplastiques en fibre de carbone à matrices acryliques unidirectionnels en fonction de la

température et du taux de déplacement. Les auteurs constatent des contributions à la ténacité des composites apportées par la matrice Elium®. Monti et *al.* [11] se sont intéressés au comportement vibratoire en flexion et aux propriétés d'amortissement des structures sandwich biosourcées à base de résine Elium®.

Les composites renforcés de fibres de verre ou de carbone à base de résines Elium® acryliques (GFRA ou CFRA) ont récemment été mis en évidence dans la littérature. La caractérisation mécanique de leurs propriétés a permis de constater que ces matériaux sont autant performants sinon meilleurs que leurs homologues thermodurcissables (à base d'époxy et de polyesters) pour le même type de renforts. En effet, à l'image des stratifiés à matrices époxy, les stratifiés à base de résine Elium® acrylique devraient connaitre un essor dans des structures nécessitant une forte résistance et une rigidité spécifique. L'amélioration des propriétés mécaniques de ces matériaux en plus de leur caractère recyclable en accord avec les exigences européennes et la réglementation REACH [7] sont autant d'atouts recherchés par le secteur automobile.

V. Modélisation du comportement mécanique des composites stratifiés : approches micromécaniques.

1. Cadre thermodynamique et lois de comportement.

Sous l'hypothèse des petites perturbations (HPP) c'est-à-dire pour des déformations inférieures à 0,2% le comportement thermomécanique des matériaux composites, s'appuie sur les lois élasto-plastiques et se basent sur la décomposition additive de la déformation totale $\boldsymbol{\varepsilon}$ en partie réversible $\boldsymbol{\varepsilon}^e$ (comprenant la dilatation thermique) et en une partie irréversible $\boldsymbol{\varepsilon}^p$ associée à la configuration relâchée. A la précédente, s'associe une deuxième hypothèse considérant l'existence d'un potentiel thermodynamique défini par l'énergie libre de Helmholtz ϕ (ou $\rho\phi$) en rapport avec les processus thermodynamiques irréversibles [146] qui ont lieu dans le matériau soumis sous sollicitation au niveau local.

Ces transformations irréversibles sont fortement dépendantes d'une famille de variables d'état internes (**Tableau 1-8**) : la variable de déformation plastique $\boldsymbol{\varepsilon}^p = \boldsymbol{\varepsilon}^\pi$ pour traduire la plasticité et la viscoplasticité ; les variables d'écrouissage $\boldsymbol{\alpha}$, q et la variable d'endommagement D. Les variables internes représentent l'état interne de la matière (microstructure, microfissurations, cavités), elles sont respectivement associées aux forces

thermodynamiques de déformation anélastique interne $-\boldsymbol{\sigma}^{\pi}$, $\boldsymbol{x}$, Q et le taux de restitution d'énergie $-Y$.

Tableau 1-8 : Variables internes [147]

Mécanisme	Type	Variables d'état		Variables associées
		Observables	Internes	
Elasticité	Tensorielle	$\boldsymbol{\varepsilon}$		$\boldsymbol{\sigma}$
Frottement interne	Tensorielle Tensorielle		$\boldsymbol{\varepsilon}^{p}=\boldsymbol{\varepsilon}^{\pi}$ $\boldsymbol{\alpha}=\boldsymbol{a}$	$-\boldsymbol{\sigma}^{\pi}$ $\boldsymbol{x}$
	Scalaire		$r=q$	Q
Endommagement	Scalaire		D	$-Y$

La relation mathématique qui relie les champs de contraintes σ_{ij} aux déformations ε_{ij} est appelée loi de comportement thermo élasto-viscoplastique. Un modèle numérique ou loi de comportement est un algorithme de calcul de la contrainte en fonction de l'histoire des déformations (pour chaque instant et réciproquement). Dans le **Tableau 1-9**, nous présentons l'ensemble des critères impliqués dans la définition d'une loi élasto-plastique.

La relation (a) exprime l'énergie libre sous la forme générale avec w_1, w_2 et w_s renvoyant respectivement à l'énergie de déformation du matériau non endommagé et à la densité d'énergie stockée fonction du scalaire q et d'une variable tensorielle $\boldsymbol{\alpha}$. La relation (b) traduit la première hypothèse des modèles élasto-plastiques. La relation (c) représente le potentiel de dissipation constitué respectivement d'une fonction critère définissant le domaine de réversibilité, le symbole $\|\cdot\|$ renvoie à une norme dans l'espace des contraintes (la norme de Von Mises par exemple), quant à la fonction F_x, elle modélise la non-linéarité du frottement interne. Par ailleurs, F_D exprime le potentiel d'endommagement. Les lois d'état qui relient les variables associées au variables internes sont exprimées par la relation (d).

Les relations (e) et (f) expriment la loi d'évolution plastique et des variables internes. Le multiplicateur $\dot{\lambda}$ est déterminé par la condition de cohérence $f=0$ et $\dot{f}=0$ pour les matériaux non visqueux. Quand le matériau est visqueux, la loi de Norton permet de déterminer ce multiplicateur qui est relié à la norme du taux de déformation anélastique

$\frac{\dot{\lambda}}{1-D} = \frac{\dot{q}}{1-D} = \|\dot{\boldsymbol{\varepsilon}}^{\boldsymbol{\pi}}\|$. La mesure du glissement interne cumulé π est représentée par la déformation plastique cumulé $p = \int_0^t \sqrt{\frac{2}{3}}\dot{\varepsilon}^p : \dot{\varepsilon}^p dt$.

Tableau 1-9 : Ensemble des critères d'une loi élasto-plastique

Potentiel thermodynamique	$\boldsymbol{\rho\phi} = (\mathbf{1}-\boldsymbol{D})[\boldsymbol{w_1}(\boldsymbol{\varepsilon}) + \boldsymbol{w_2}(\boldsymbol{\varepsilon}-\boldsymbol{\varepsilon^{\pi}})] + \boldsymbol{w_s}(\boldsymbol{q},\boldsymbol{\alpha})$		(a)
Décomposition de la déformation	$\boldsymbol{\varepsilon} = \boldsymbol{\varepsilon^e} + \boldsymbol{\varepsilon^p}$	$\boldsymbol{\varepsilon^e} = \boldsymbol{\varepsilon} - \boldsymbol{\varepsilon^p}$	(b)
Fonction seuil	$F(\boldsymbol{\sigma}, \boldsymbol{\alpha})$	$F = f + F_x + F_D$ $f = \|\tilde{\boldsymbol{\sigma}}^{\pi} - \boldsymbol{x}\| - Q - \sigma_s < 0$ $F_x = \frac{\gamma}{2C_x}\boldsymbol{x} : \boldsymbol{x}\ et\ Q = Q(q)$ $F_D = f = Y - \kappa(D)$	(c)
Lois d'état Loi élastique	$\boldsymbol{\sigma} = \boldsymbol{H}: \boldsymbol{\varepsilon^e}$	$\boldsymbol{\sigma} = \rho\frac{\partial\psi}{\partial\boldsymbol{\varepsilon}} = (\mathbf{1}-D)\frac{\partial(w_1+w_2)}{\partial\boldsymbol{\varepsilon}}$ $\boldsymbol{\sigma^{\pi}} = -\rho\frac{\partial\psi}{\partial\boldsymbol{\varepsilon^{\pi}}} = (\mathbf{1}-D)\frac{\partial w_2}{\partial\boldsymbol{\varepsilon}}$ $\boldsymbol{x} = \rho\frac{\partial\psi}{\partial\boldsymbol{a}} = \frac{\partial w_s}{\partial\boldsymbol{a}}$ $Q = \rho\frac{\partial\psi}{\partial q} = \frac{\partial w_s}{\partial q}$ $Y = -\rho\frac{\partial\psi}{\partial D} = w_1 + w_2$	(d)
Loi d'évolution plastique	$\dot{\boldsymbol{\varepsilon}}^p = \lambda\boldsymbol{h}(\boldsymbol{\sigma}, \boldsymbol{\alpha})$	$\dot{\boldsymbol{\varepsilon}}^p = \dot{\boldsymbol{\varepsilon}}^{\pi} = \dot{\lambda}\frac{\partial F}{\partial\boldsymbol{\sigma}^{\pi}}$	(e)
Loi d'évolution des variable interne	$\dot{\boldsymbol{\alpha}} = \lambda l(\boldsymbol{\sigma}, \boldsymbol{\alpha})$	$\dot{\boldsymbol{\alpha}} = \dot{\boldsymbol{a}} = -\dot{\lambda}\frac{\partial F}{\partial\boldsymbol{x}}$ $\dot{q} = -\dot{\lambda}\frac{\partial F}{\partial Q}$ $\dot{D} = \dot{\lambda}\frac{\partial F}{\partial Q}$	(f)

La littérature regorge de nombreux modèles qui ont été développés pour les deux grands types de matériaux à savoir les matériaux fragiles et ductiles. Dans cette sous-section, nous nous limiterons aux approches phénoménologiques où les variables internes sont de nature tensorielles ou scalaires. Ces différents modèles de comportement sont présentés dans le cadre unifié de la thermodynamique des milieux continus.

2. Elasticité linéaire.

2.1. Loi de comportement élastique linéaire : loi de Hooke.

Le cas du comportement élastique linéaire régi par la loi de Hooke suppose que les déplacements et les gradients de déplacements sont suffisamment petits pour ne pas permettre une distinction des descriptions de Lagrange et d'Euler. Dans le cas d'un milieu homogène et isotrope, les composantes du tenseur des contraintes sont indépendantes des coordonnées du point considéré et s'expriment en fonction des coefficients de Lamé (λ, μ) selon les relations (1.4) et (1.5) :

$$\sigma_{ij} = \lambda \varepsilon_{kk} \delta_{ij} + 2\,\mu \varepsilon_{ij}\,; \qquad 2\,\mu \varepsilon_{ij} = \sigma_{ij} - \frac{\lambda}{3\,\lambda + 2\,\mu} \sigma_{kk} \delta_{ij} \tag{1.4}$$

$$\begin{bmatrix} \sigma_{11} \\ \sigma_{22} \\ \sigma_{33} \\ \sigma_{12} \\ \sigma_{31} \\ \sigma_{23} \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} \lambda+2\mu & \lambda & \lambda & 0 & 0 & 0 \\ & \lambda+2\mu & \lambda & 0 & 0 & 0 \\ & & \lambda+2\mu & 0 & 0 & 0 \\ & sym. & & \mu & 0 & 0 \\ & & & & \mu & 0 \\ & & & & & \mu \end{bmatrix} \begin{bmatrix} \varepsilon_{11} \\ \varepsilon_{22} \\ \varepsilon_{33} \\ \varepsilon_{12} \\ \varepsilon_{31} \\ \varepsilon_{23} \end{bmatrix} \tag{1.5}$$

$$\varepsilon_{ij} = \frac{1+\nu}{E} \sigma_{ij} - \frac{\nu}{E} \sigma_{kk} \delta_{ij}$$

$$\begin{bmatrix} \varepsilon_{11} \\ \varepsilon_{22} \\ \varepsilon_{33} \\ \varepsilon_{12} \\ \varepsilon_{31} \\ \varepsilon_{23} \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} 1/E & -\nu/E & -\nu/E & 0 & 0 & 0 \\ & 1/E & -\nu/E & 0 & 0 & 0 \\ & & 1/E & 0 & 0 & 0 \\ & sym. & & 1/G & 0 & 0 \\ & & & & 1/G & 0 \\ & & & & & 1/G \end{bmatrix} \begin{bmatrix} \sigma_{11} \\ \sigma_{22} \\ \sigma_{33} \\ \sigma_{12} \\ \sigma_{31} \\ \sigma_{23} \end{bmatrix} \tag{1.6}$$

Dans le cas où $\lambda = 0$, la loi de Hooke est à une dimension avec $E = 2\mu$. Le paramètre δ_{ij} est appelé symbole de Kronocker et E le module d'Young ou constante de raideur caractérise la rigidité du matériau. Ce module est la pente de la courbe de traction qui est quasi rectiligne dans le domaine élastique. L'inversion de la loi de comportement exprimant le tenseur des déformations en fonction des contraintes est donnée par l'équation (1.6) où $G = E/2(1+\nu)$ est le module de cisaillement plan et ν le coefficient de Poisson qui caractérise la contraction transversale de la section d'une éprouvette lors d'un essai de traction. Sachant que les tenseurs peuvent se décomposer en une partie sphérique et déviatorique, la loi élastique peut tout aussi bien s'exprimer sous forme de deux lois scalaires (1.7) et (1.8). Cela revient à décomposer dès

lors, l'essai de traction en une contraction isotrope (contraintes normales) et un glissement simple (contraintes de cisaillement).

$$\sigma_{ij} = \frac{1}{3}\sigma_I \delta_{ij} + s_{ij} \tag{1.7}$$

$$\varepsilon_{ij} = \frac{1}{3}\varepsilon_I \delta_{ij} + e_{ij} \tag{1.8}$$

$$\sigma_I = 3\mathrm{K}\,\varepsilon_I \rightarrow 3\mathrm{K} = 3\lambda + 2\mu \tag{1.9}$$

$$s_{ij} = 2\,G e_{ij} \rightarrow 2\,G = 2\mu \tag{1.10}$$

Lorsque le module de compressibilité $3\mathrm{K} = 3\lambda + 2\mu = 2G$ (1.9) et $\lambda = 0$, on obtient (1.10). La loi de comportement en cisaillement pur ou glissement simple est donnée, en fonction de la distorsion angulaire γ qui vaut 2 fois la déformation transverse par (1.11)(

$$\tau = G\gamma = \mu\gamma \tag{1.11}$$

$$\varepsilon = \begin{bmatrix} 0 & \gamma/2 & 0 \\ \gamma/2 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 \end{bmatrix}, \sigma = \begin{bmatrix} 0 & \tau & 0 \\ \tau & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 \end{bmatrix} \tag{1.12}$$

L'hypothèse d'isotropie impose que le tenseur d'élasticité doit être invariant pour tout changement de base. Cela implique que la loi élastique fait intervenir deux constantes indépendantes le module d'Young E homogène et le coefficient de Poisson ν. De plus, on peut constater que dans le cas d'une sollicitation en cisaillement pur (1.11) la contrainte de cisaillement est une fonction du module de Coulomb et de la distorsion angulaire γ lié au glissement (1.12).

2.2. Elasticité linéaire anisotrope

L'extension des relations de comportement élastique linéaire isotrope à anisotrope pour un matériau exige que celles-ci soient formulées sous forme de notation vectorielle, une règle de conversion à notation matricielle à deux indices est alors utilisée.

$$\begin{gathered} C_{IJ} \Leftrightarrow C_{ijkl} \\ (i, j) \longrightarrow I = (1, 1) \rightarrow 1, (2, 2) \rightarrow 2, (3, 3) \rightarrow 3 \\ (2, 3) \rightarrow 4, (1, 3) \rightarrow 5, (1, 2) \rightarrow 6 \end{gathered} \tag{1.13}$$

$$[C] = \begin{bmatrix} c_{11} & c_{12} & c_{13} & c_{14} & c_{15} & c_{16} \\ & c_{22} & c_{23} & c_{24} & c_{25} & c_{26} \\ & & c_{33} & c_{34} & c_{35} & c_{36} \\ & sym. & & c_{44} & c_{45} & c_{46} \\ & & & & c_{55} & c_{56} \\ & & & & & c_{66} \end{bmatrix} \tag{1.14}$$

Dans l'équation (1.14) $[C]$ est la matrice de rigidité, et les coefficients c_{ij} les modules ou constantes d'élasticité techniques. Dans le cas général, la loi de comportement linéaire anisotrope met en évidence que : (i) la rigidité du matériau dépend de la direction des sollicitations, (ii) les raideurs sont indépendantes en traction/compression et en cisaillement et (iii) une déformation en cisaillement peut être induite par une contrainte de traction/compression (la réciproque n'étant pas nécessairement vraie).

Ainsi, les matériaux composites peuvent être selon leur symétrie matérielle classés en 5 catégories correspondant aux lois de comportement du **Tableau 1.10**. Il est tout à fait possible d'exprimer la matrice des souplesses en fonction de la matrice de rigidité. L'origine de l'anisotropie peut être liée à des facteurs tels que la structure du matériau ou bien à son mode de fabrication. Des essais de traction dans les directions d'orthotropie permettent de déterminer les composantes de la matrice de rigidité c_{11}, c_{22} et c_{33}. Expérimentalement, on peut avoir accès aux coefficients c_{12}, c_{13} et c_{23} ce qui n'est pas le cas pour les composantes c_{44}, c_{55} et c_{66}.

Le matériau composite stratifié de cette étude fibres de verre/Elium® acrylique 190 (E190/GF) est de type quasi isotrope traverse caractérisé par six modules élastiques indépendants [58]. Les propriétés effectives de ce composite stratifié thermoplastique pour un empilement de 8 couches seront déterminées dans le chapitre 3 par une méthode d'homogénéisation numérique à champ complet utilisant le code de calcul Digimat FE.

Tableau 1.10 : Types de symétries matérielles des matériaux composites usuels [58]

Matériaux Composites	**Matrice des rigidités $[C_{IJ}]$**	**Modules d'élasticité techniques & Nombre de modules indépendants**	
Orthotrope (3 plans de symétries perpendiculaires)	$\begin{bmatrix} c_{11} & c_{12} & c_{13} & 0 & 0 & 0 \\ & c_{22} & c_{23} & 0 & 0 & 0 \\ & & c_{33} & 0 & 0 & 0 \\ & & & c_{44} & 0 & 0 \\ & & \text{sym} & & c_{55} & 0 \\ & & & & & c_{66} \end{bmatrix}$	E_{11}, E_{22}, E_{33} $\nu_{12}, \nu_{13}, \nu_{23}$ $G_{23} = c_{44}, G_{13} = c_{55}$ $G_{12} = c_{66}$	**9**
Quasi isotrope transverse (axes 1 et 2 équivalents)	$\begin{bmatrix} c_{11} & c_{12} & c_{13} & 0 & 0 & 0 \\ & c_{11} & c_{13} & 0 & 0 & 0 \\ & & c_{33} & 0 & 0 & 0 \\ & & & c_{44} & 0 & 0 \\ & & \text{sym} & & c_{55} & 0 \\ & & & & & c_{55} \end{bmatrix}$	$E_1, = E_2, E_3$ $\nu_{12} = \nu_{21}, \nu_{23} = \nu_{23}$ $G_{23} = G_{13} = c_{44}$ $G_{12} = c_{66}$	**6**
Isotrope transverse (axe d'isotropie 3)	$\begin{bmatrix} c_{11} & c_{12} & c_{13} & 0 & 0 & 0 \\ & c_{11} & c_{13} & 0 & 0 & 0 \\ & & c_{33} & 0 & 0 & 0 \\ & & & \frac{c_{11}-c_{12}}{2} & 0 & 0 \\ & & \text{sym} & & c_{55} & 0 \\ & & & & & c_{55} \end{bmatrix}$	$E_1, = E_2, E_3$ $\nu_{12} = \nu_{21}, \nu_{13} = \nu_{23}$ $G_{23} = G_{13} = c_{44}$ $G_{12} = c_{66} = \frac{E_1}{2(1+\nu_{21})}$	**5**
Quasi isotrope (système Cubique)	$\begin{bmatrix} c_{11} & c_{12} & c_{12} & 0 & 0 & 0 \\ & c_{11} & c_{12} & 0 & 0 & 0 \\ & & c_{11} & 0 & 0 & 0 \\ & & & c_{44} & 0 & 0 \\ & & \text{sym} & & c_{44} & 0 \\ & & & & & c_{44} \end{bmatrix}$	$E_1 = E_2 = E_3 = E$ $\nu_{12} = \nu_{13} = \nu_{23} = \nu$ $G_{23} = G_{13} = G_{12} = G$	**3**
Isotrope	$\begin{bmatrix} \lambda+2\mu & \lambda & \lambda & 0 & 0 & 0 \\ & \lambda+2\mu & \lambda & 0 & 0 & 0 \\ & & \lambda+2\mu & 0 & 0 & 0 \\ & & & \mu & 0 & 0 \\ & & \text{sym} & & \mu & 0 \\ & & & & & \mu \end{bmatrix}$	E ν $G = \mu = \frac{E}{2(1+\nu)}$	**2**

3. Rappel de la théorie d'homogénéisation numérique.

3.1. Théorie de l'homogénéisation : propriétés effectives.

L'homogénéisation micromécanique permet de prédire le comportement mécanique du matériau hétérogène à partir des informations microstructurales. Elle utilise les principes de la Mécanique des Milieux Continus en remplaçant un milieu hétérogène par un milieu homogène équivalent (MHE).

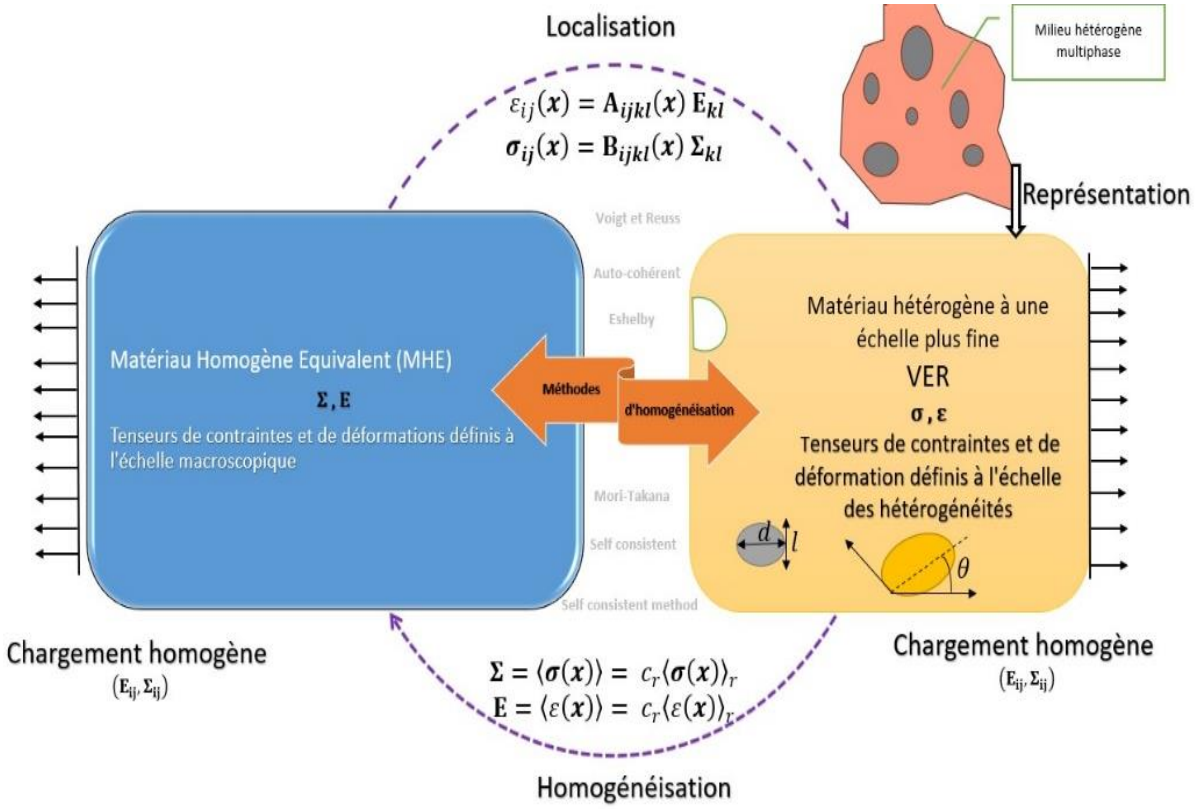


Figure 1-20 : Principe de la théorie d'homogénéisation

Ce processus d'homogénéisation caractéristique du changement d'échelle se découpe en trois étapes : la représentation (consiste à préciser les propriétés mécaniques, la géométrie, la disposition spatiale des constituants hétérogènes,) ; la localisation (établit une relation entre les champs locaux et macroscopiques) et l'homogénéisation (détermine le comportement global effectif à travers des calculs de moyennes des contraintes et déformation). Chaque modèle d'homogénéisation vise la définition de deux tenseurs $\mathbf{A}_{ijkl}$.et $\mathbf{B}_{ijkl}$. L'approche multi-échelle d'homogénéisation est l'identification du MHE qui tient compte de toutes les hétérogénéités dans le matériau sous l'hypothèse de séparation d'échelle $(\bar{x} \gg x)$ octroi au toron le même comportement que le point matériel macroscopique.

Les premiers modèles d'homogénéisation développés sont ceux de Voigt et Reuss (modèles de la loi de mélanges). Le modèle de Voigt fait l'hypothèse de la déformation constante conduisant à une limite supérieure pour le tenseur des modules du milieu effectif. Le modèle de Reuss quant à lui fait l'hypothèse d'une contrainte constante et correspond à la borne inférieure des modules du milieu effectif. Hashin et Shtrikman [148] ont utilisé les principes variationnels, pour affiner les bornes des propriétés élastiques d'un composite isotrope à deux phases en rétrécissant les bornes de Voigt et Reuss.

Eshelby [149] a donné une approximation des propriétés élastiques du milieu effective dans le cas d'une inclusion isolée dans une matrice élastique infinie . Ces travaux pionniers ont permis le développement d'autres modèles comme ceux de Mori-Takana [150] qui se sont basés sur les propriétés du tenseur d'Eshelby. Dans la littérature, d'autres type de modèles d'homogénéisation tels que le « self consistent » et le « self consistent method » ont été respectivement développés par Christensen et Lo [151] et Hill [152] et utilisé par Huang et *al*. [153] pour la prédiction des propriétés effectives d'un composite ayant trois ou plusieurs phases.

3.2. Propriétés effectives des matériaux composites stratifiés.

Les propriétés mécaniques majoritairement sont conditionnées par le taux de renfort dans la matrice, la nature de la matrice et la qualité de l'interface renfort/matrice. Ces propriétés sont modélisées par une loi de comportement élastique orthotrope qui représente les propriétés mécaniques élastique dans trois directions principales orthogonales (UDs et tissés). Dans le cas des composites épais les modèles doivent tenir compte de la déformation en cisaillement transverse (causée par les champs de déplacement non linéaire). Il s'agit de modéliser chaque couche d'un stratifié par la théorie de l'élasticité linéaire. La **Tableau 1-11** présente un ensemble d'équation gouvernant le comportement aux échelles macroscopique et microscopique d'un point matériel.

Les principales théories traitant du comportement des stratifiés se basent sur une approche d'homogénéisation qui calculent un ensemble de paramètres de rigidités équivalentes pour des efforts donnés. Ces modèles se fondent sur les méthodes numériques ou analytiques et ont recours au concept de Volume Elémentaire Représentatif (V.E.R). Le V.E.R (fibre entourée par une matrice), est considérée comme la cellule élémentaire du matériau d'étude qui est à la fois grand pour contenir les informations de la microstructure et suffisamment petit pour être homogène lors des chargements mécaniques. Cette approche permet de construire un modèle

prenant en compte le comportement macroscopique du composite qui est déterminé par la simulation d'une cellule unitaire représentant la microstructure avec le comportement de la matrice et des torons. Ainsi, la description du mécanisme d'initiation et de dégradation par ces critères permet d'avoir la réponse de la structure.

Tableau 1-11 : Equations du comportement-homogénéisation périodique [154]

Equations	**Echelle**	
	Macroscopique	Microscopique
	$\forall\, \overline{\boldsymbol{x}} \in \bar{V}$	$\forall\, \overline{\boldsymbol{x}} \in \bar{V}, \forall\, \boldsymbol{x} \in V$
Equilibre	$\boldsymbol{div}_{\overline{x}}(\overline{\boldsymbol{\sigma}}) + f_v = 0$	$div_{\boldsymbol{x}}(\boldsymbol{\sigma}) = 0$
Déformation	$\overline{\boldsymbol{\varepsilon}} = \frac{1}{2}\left(\boldsymbol{\nabla}_{\overline{x}}(\overline{\boldsymbol{u}}) + \boldsymbol{\nabla}_{\overline{x}}^{\boldsymbol{T}}(\overline{\boldsymbol{u}})\right)$	$\boldsymbol{\varepsilon} = \frac{1}{2}\left(\boldsymbol{\nabla}_{\boldsymbol{x}}(\boldsymbol{u}) + \boldsymbol{\nabla}_{\boldsymbol{x}}^{\boldsymbol{T}}(\boldsymbol{u})\right)$
Loi constitutive	$\overline{\boldsymbol{\sigma}} = \overline{\boldsymbol{F}}(\overline{\boldsymbol{\varepsilon}})$	$\boldsymbol{\sigma} = \boldsymbol{F}(\boldsymbol{x}, \boldsymbol{\varepsilon})$
Energie de déformation	$\overline{\dot{w}_{\varepsilon}} = \overline{\boldsymbol{\sigma}} : \dot{\overline{\boldsymbol{\varepsilon}}}$	$w_{\varepsilon} = \boldsymbol{\sigma} : \dot{\boldsymbol{\varepsilon}}$

Deux approches sont couramment utilisées à savoir celle à champs moyens et à champs complets (**Figure 1-21**) :

- Les approches à champs moyens utilisent le V.E.R pour modéliser le comportement macroscopique ou effectif à partir de l'échelle locale. Elles introduisent les moyennes volumiques des champs mécaniques pour chacune des phases locales. La description du V.E.R passe par l'établissement des équations de compatibilité cinématique, d'équilibre statique, dynamique et des conditions aux limites (modèle auto-cohérent). Ces approches prédisent efficacement le comportement des microstructures périodiques (composites UDs).

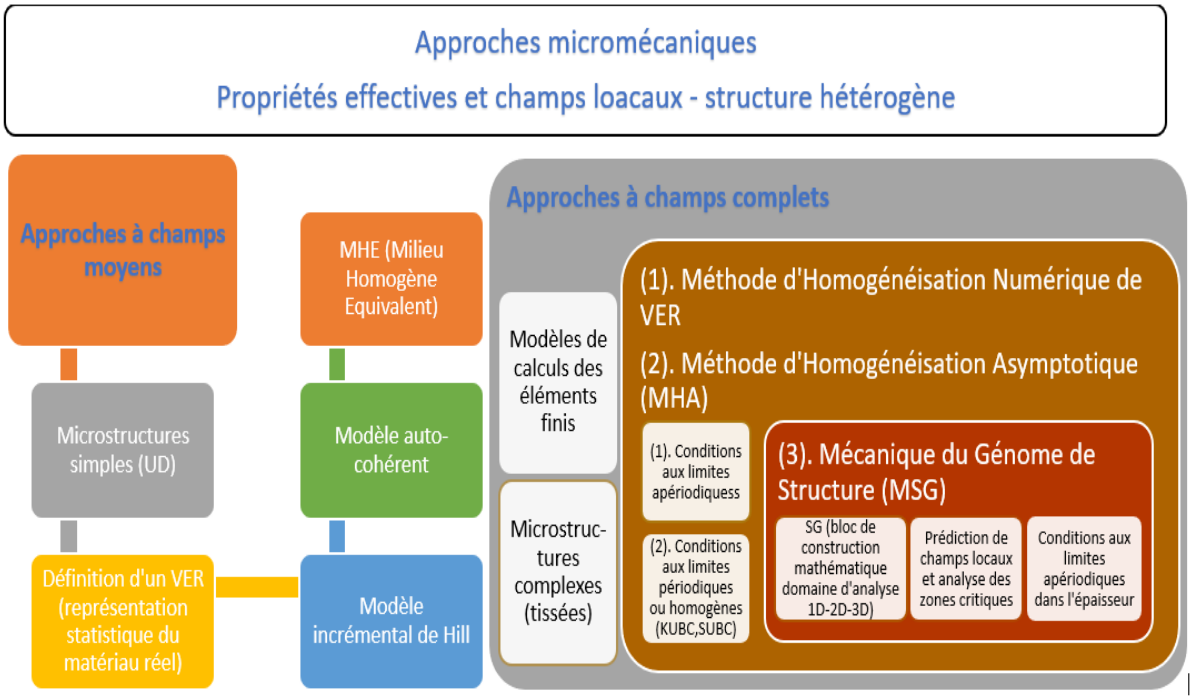


Figure 1-21 : Présentation des modèles d'homogénéisation micromécaniques.

- Lorsque la microstructure devient complexe ou tissée, les modèles micromécaniques les plus appropriés sont ceux à champs complets tels que la Mécanique du Génome de Structure (MSG) [13], [155], la méthode d'homogénéisation numérique de V.E.R, la méthode d'homogénéisation asymptotique (MHA). Ces approches sont basées sur la méthode des éléments finis (**Figure 1-21**).

La modélisation du comportement multi-échelles des mécanismes et de l'endommagement des composites stratifiés tissés va se structurer autour des formulations théoriques impliquant le concept de « Milieu Homogène Equivalent » MHE.

4. Lois et critères de l'endommagement des composites stratifiés : comportement élasto-viscoplastique couplé à l'endommagement

Les modèles ne s'appuyant pas sur la physique des mécanismes de dégradation, ne permettent pas de prédire avec une grande précision le comportement et les effets d'endommagement sur l'état local du matériau. En outre, les théories ESL (Equivalent Single Layer « théorie équivalent à une seule couche ») d'un système modélisé par des plaques ou coques basée sur le choix des champs de déplacement, la précision de la réponse globale (limite de flambage, modes propres, rigidité, …) sont à priori excellentes pour des stratifiés non épais.

Tableau 1-12 : Modélisations de l'endommagement et rupture des composites stratifiés

Approches théoriques	Références
Critères d'initiation des dommages	Tsai-Hill, Tsai-Wu [156], Hashin et Rotem [157], Chang-Chang [158], Christensen [159], [160], Puck et Schürmann [161],
Critères de propagation progressive de l'endommagement :	Kachanov [162] , Ladevèze et Le Dantec [163], Maire et Lesne [164], Krajcinovic [165], Talreja [166] ; Frantziskonis [167], Randles et Nemes [168], Williams et Vaziri [169], Matzenmiller et *al*. [170], Hufner et Accorsi [171]
Approches basées sur la mécanique de la rupture :	Griffith [172], Irwin [173], Alfano [174], Dàvila [175], Turon [176], Dugdale [177]
Approches basées sur la plasticité	Sun [178], Barbero [179], Nie [180], Ryou et *al*. [181], Odegard et *al*. [182]

Toutefois, ces modèles ne prennent pas précisément en compte les contraintes inter-laminaires au voisinage de l'interface entre les couches. L'utilisation de critères de rupture des champs de contraintes pour prédire l'apparition ou l'évolution des endommagements ont permis de développer d'autres approches (**Tableau 1-12**) pour étudier le délaminage ou la rupture des composites stratifiés épais.

Orifici et *al.* [183] regroupent en trois familles les critères de rupture : les critères de déformations ou contraintes maximales, de contraintes en interactions avec les modes de rupture et les critères considérant différemment la rupture des fibres et de la matrice. Dans la deuxième famille de critères, on prend en compte l'interaction entre les modes de rupture. Elle correspond globalement au critère de Tsai-Wu et l'extrapolation du critère de Tsai-Hill qui envisage la dissymétrie du comportement en traction et en compression.

$$\left(\frac{\sigma_{11}}{X}\right)^2 + \left(\frac{\sigma_{22}}{Y}\right)^2 - \frac{\sigma_{11}\sigma_{22}}{X^2} \leq 1 \quad (1.15)$$

Les paramètres de l'équation (1.15) σ_{11} et σ_{22} sont les contraintes normales longitudinales et transverses et X, Y renvoient respectivement aux résistances en traction/compression longitudinales et transverses.

Quant à la troisième famille, elle repose essentiellement sur la décomposition de la rupture du composite de la matrice en traction/compression sur des plans parallèles à l'axe des fibres. Le critère de Hashin correspond à cette famille [156], [184]. Les critères de Hashin décrivent quatre modes d'endommagement et traitent de la dégradation des propriétés élastiques des stratifiés (**Tableau 1-13**) à travers une approche variationnelle [148], [157], [184] qui définit des critères de ruine avec un modèle prédictif de l'initiation du dommage pré intégré dans le code de calcul éléments finis Abaqus. Ils sont utilisés pour décrire l'endommagement intra-laminaire.

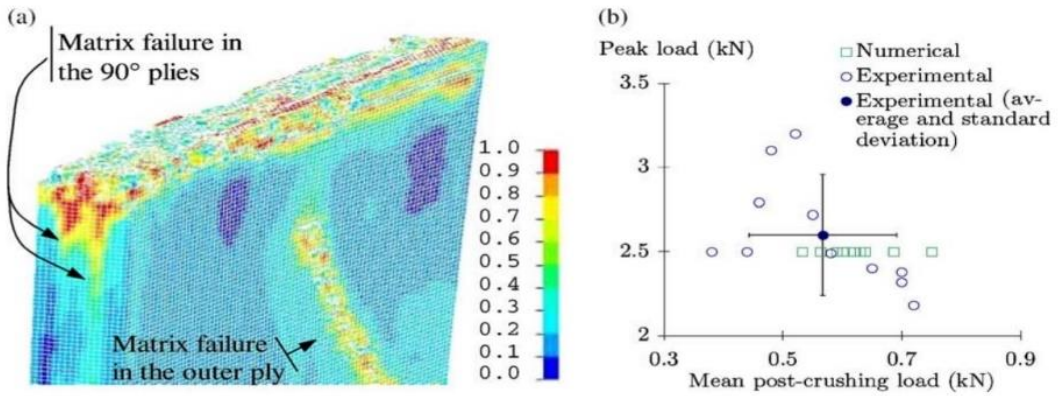
Tableau 1-13 : Critères semi-interactifs de Hashin. [157]

Rupture des fibres	Traction	$\left(\frac{\boldsymbol{\sigma_{11}}}{\boldsymbol{X^+}}\right)^2 + \left(\frac{\boldsymbol{\tau_{12}}}{\boldsymbol{S}}\right)^2 \leq \mathbf{1}$
	Compression	$\left(\frac{\sigma_{11}}{X^-}\right)^2 \leq 1$
Fissuration matricielle	Traction	$\left(\frac{\sigma_{22}}{Y^+}\right)^2 + \left(\frac{\tau_{12}}{S}\right)^2 \leq 1$
	Compression	$\left(\frac{\sigma_{22}}{2S}\right)^2 + \left(\frac{\tau_{12}}{S}\right)^2 + \left[\left(\frac{Y^-}{2S}\right)^2 - 1\right]\frac{\sigma_{22}}{Y^-} \leq 1$

Ces critères d'initiation de l'endommagement sont formulés pour un état de contraintes planes. Les paramètres X^+, X^-, Y^-, X^+ et S renvoient respectivement aux résistances en traction/compression longitudinales, transverses et en cisaillement.

D'autres critères de défaillance LaRC05 similaires à ceux de Hashin ont été développés et sont inspirés de la théorie de Pinho [185], [186]. Ils sont intégrés à Abaqus/CAE sur les versions au-delà de 2017 plus précisément celle de 2020. Ils peuvent être appliqués de manière globale aux composites renforcés par une matrice polymère [187]. Ces critères s'appliquent aux éléments 3D solides, coques épaisses ou shell et aussi avec XFEM (Méthode des éléments finis étendus). La **Figure 1-22** présente un résultat de simulation obtenu avec les critères LARC05. Dans la littérature, les modèles micromécaniques en général s'appuient sur les critères

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



(a) Numerical model of the column being crushed; (b) experimental and numerical results.

Figure 1-22 : (a) Fissuration matricielle obtenue avec les critères d'initiation de dommages LaRC05, (b) corrélation entre données numérique et expérimentales [185].

4.1. Loi de comportement unifiée pour les stratifiés composites.

Le comportement fortement non linéaire et anisotrope des stratifiés sous chargement mécanique, et la difficulté à l'intégrer dans une simulation par éléments finis ont conduit au développement d'approches numériques alternatives pour prédire la ruine d'un composite stratifié. Ces approches prennent en compte l'échelle (**Figure 1-23**) de représentation du matériau. Pour les composites à fibres longues, on utilise couramment les critères à l'échelle du pli et du stratifié. Ils s'expriment respectivement en fonction des contraintes ou déformation au sein d'un pli donnés que l'on modélise comme milieu homogène et en fonction des efforts sur une section complète du stratifié ou des contraintes moyennes.

Les endommagements premierement rencontrées sont les micro-défauts présents dans la matériau ou lors de la mise en œuvre. Ils peuvent aussi être initiés lors de la fatigue. Cependant, sous des sollicitations, ils peuvent se propager donnant lieu aux macro-défauts. Sandhu [188] a étudié l'endommagement d'un stratifié graphite/époxy sous différentes sollicitations de type longitudinale, transversale et cisaillement. Il constate que le cisaillement contribue à la dégradation pour des orientations de $\pm 45°$. Tandis que pour les orientations faibles (70 - 90°) et fortes (entre 0 et 10°) respectivement ce sont les contraintes transversales et longitudinales qui participent aux dommages. Le processus d'endommagement de la **Figure 1-23** peut se résumer comme suit :

- A l'échelle microscopique apparaissent des ruptures d'adhérence entre les fibres et la matrice (décohésion fibre/matrice) ou de porosité ;
- A l'échelle mésoscopique ou échelle du pli (millimétrique), apparaissent des fissures intra-laminaires transverses (perpendiculaires à la direction de sollicitation) ou longitudinales (dans la direction de l'application de l'effort) et des ruptures de fibres au stade ultime de la ruine du matériau ;
- A l'échelle macroscopique, on observe le phénomène de décollement inter-pli néfaste pour le composite : c'est le délaminage qui se produit à cause de l'accumulation de fissurations matricielles [87].

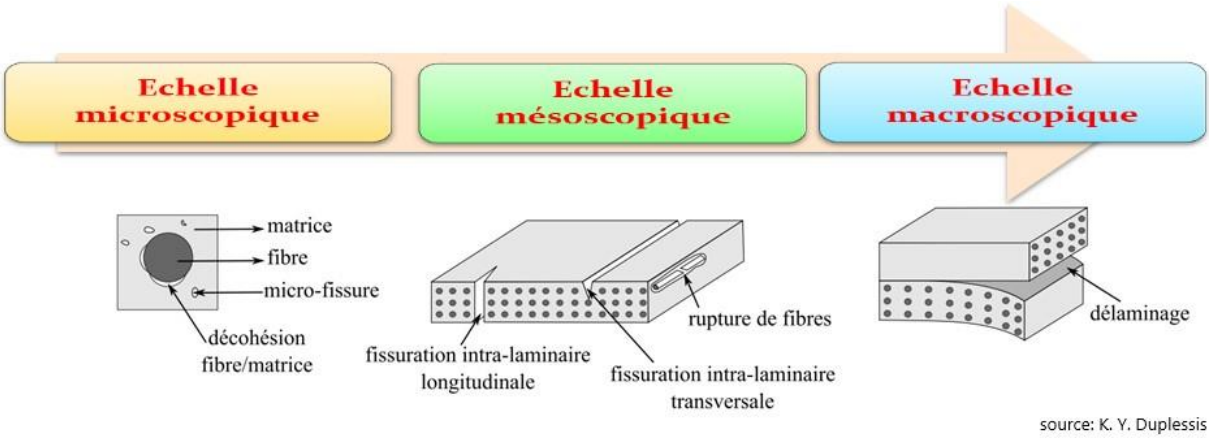


Figure 1-23 : Endommagements et échelles d'observation pour un composite stratifié [189].

La composante multi-échelle est ainsi cruciale pour la compréhension des dégradations et du modèle numérique du stratifié [189], [190], [191]. Dans la littérature certains auteurs à la place du potentiel de Gibbs [192] utilise un potentiel basé sur le tenseur des déformations qui permet d'exprimer les forces thermodynamiques en fonction de la déformation et ce indépendamment de l'endommagement. La notion de contraintes effectives $\tilde{\sigma}_{ij}$ associée au principe d'équivalence en déformation permet d'introduire des variables scalaires d'endommagement d_{ij} qui s'appliquent sur les coefficients diagonaux de la matrice de rigidité (1.16) et (1.17). Il existe à cet effet, 3 types d'équivalences ; une équivalence en déformation, en contrainte et en énergie.

$$\tilde{\sigma}_{ij} = \frac{\sigma_{ij}}{1 - d_{ij}} \tag{1.16}$$

$$C_{ij} = C_{ij}^{0}\left(1 - d_{ij}\right) \; pour \; i,j \in [1,3] \; sauf \; i = j = 3 \tag{1.17}$$

$$w_e = \frac{1}{2}[(C_{11}^0(1-d_{11})(\varepsilon_{11}^e)^2 + C_{22}^0(1-d_{22})(\varepsilon_{22}^e)^2 + 2\nu_{21}^0 C_{11}^0 \varepsilon_{11}^e \varepsilon_{22}^e + C_{12}^0(1-d_{12})(2\varepsilon_{12}^e)^2 + C_{13}^0(1-d_{13})(2\varepsilon_{13}^e)^2 + C_{23}^0(1-d_{23})(2\varepsilon_{23}^e)^2] \quad (1.18)$$

$$\begin{Bmatrix}\sigma_{11}\\ \sigma_{22}\end{Bmatrix} = \begin{bmatrix} C_{11} & \nu_{21}^0 C_{11}^0 \\ \nu_{12}^0 C_{22}^0 & C_{22}\end{bmatrix}\begin{Bmatrix}\varepsilon_{11}^e\\ \varepsilon_{22}^e\end{Bmatrix} \; et \; \sigma_{ij} = C_{ij} 2\varepsilon_{ij}^e \; pour \; i \neq j \quad (1.19)$$

$$Y_{11} = \frac{1}{2}C_{11}^0(\varepsilon_{11}^e)^2;\; Y_{22} = \frac{1}{2}C_{22}^0(\varepsilon_{22}^e)^2;\; Y_{ij} = \frac{1}{2}C_{ij}^0\left(2\varepsilon_{ij}^e\right)^2 \; pour \; i \neq j \quad (1.20)$$

$$\bar{Y}_{12}^2 = Y_{12} + \frac{G_{13}^0}{G_{12}^0}Y_{13} + \frac{G_{23}^0}{G_{12}^0}Y_{23} + \frac{E_{22}^0}{G_{12}^0}Y_{22} + \frac{E_{11}^0}{G_{12}^0}Y_{11} \quad (1.21)$$

$$d_{ii} = \frac{E_{ii}^0}{G_{12}^0}f_D(\bar{Y}_{12}) = b_{ii}f_D(\bar{Y}_{12});\; d_{ij} = \frac{G_{ij}^0}{G_{12}^0}f_D(\bar{Y}_{12}) = b_{ij}f_D(\bar{Y}_{12}) \; avec \; \bar{Y}_{12}(t) = sup_{\tau \leq t}\left(\bar{Y}_{12}(\tau)\right) \quad (1.22)$$

$$d_{ij} = \sum_{k=1}^{n} \alpha_{ij}^k \left(\bar{Y}_{ij} - Y_{ij}^0\right) \quad (1.23)$$

Les relations (1.18), (1.19) et (1.20) représentent respectivement l'expression de l'énergie de déformation élastique du matériau endommagé, la loi de comportement et l'expression des 5 variables d'endommagement scalaires. Les paramètres C_{ij}^0, ν_{ij}^0, renvoient respectivement aux constantes élastiques, et coefficients de Poisson du composite stratifié non endommagé, ε_{ij}^e, Y_{ij} correspondent à la déformation dans le domaine élastique et au taux de restitution de l'énergie de dommage dans un mode de défaillance particulier (traction/compression ou cisaillement). La relation (1.21) traduit une norme qui prend en compte le comportement en cisaillement dans le plan (1,2) dû à l'épaisseur du pli élémentaire qui provoque des déformations plus importantes que dans le cas longitudinaux et transversaux. L'évolution des endommagements est représentée par (1.22) et (1.23) où E_{ii}^0, G_{12}^0 sont respectivement les modules de Young dans les directions normales et le module de cisaillement plan du matériau non endommagé. Ces relations renvoient à la fonction soit linéaire, logarithmique, puissance ou polynomiale dont les constantes de ces lois sont des paramètres matériels pour traduire l'évolution de variables d'endommagement afin de satisfaire aux observations expérimentales.

4.2. Critères d'initiation des dommages.

Ces critères prennent en compte le caractère anisotrope du composite stratifié à partir des critères d'amorçage des modes d'endommagement (rupture des fibres en traction ou compression, fissuration transverse de la matrice, délaminage, …).

Tableau 1-14 : Critères semi-interactifs

Traction	Longitudinale	$\left(\frac{\boldsymbol{\sigma_{11}}}{\boldsymbol{X^+}}\right)^2 + \left(\frac{\boldsymbol{\sigma_{12}}}{\boldsymbol{S_{12}}}\right)^2 + \left(\frac{\boldsymbol{\sigma_{13}}}{\boldsymbol{S_{13}}}\right)^2 \leq \mathbf{1}$
	Transverse	$\left(\frac{\sigma_{22}}{Y^+}\right)^2 + \left(\frac{\sigma_{12}}{S_{12}}\right)^2 + \left(\frac{\sigma_{23}}{S_{13}}\right)^2 \leq 1$
Cisaillement	Plan	$\left(\frac{\sigma_{11}}{X^+}\right)^2 + \left(\frac{\sigma_{13}}{S_{13}}\right)^2 \leq 1$
	Hors plan	$\left(\frac{\sigma_{22}}{Y^+}\right)^2 + \left(\frac{\sigma_{23}}{S_{13}}\right)^2 \leq 1$
Compression	Longitudinale	$\left(\frac{\sigma_{11}}{X^-}\right)^2 \leq 1$
	Transversale	$\left(\frac{\sigma_{22}}{S_{12}+S_{23}}\right)^2 + \frac{\sigma_{22}Y^-}{\left(\frac{Y^-}{S_{12}+S_{23}}\right)^2 - 1} + \left(\frac{\sigma_{12}}{S_{12}}\right)^2 + \left(\frac{\sigma_{23}}{S_{23}}\right)^2 \leq 1$
	Hors plan	$\left(\frac{\sigma_{22}}{S_{13}+S_{23}}\right)^2 + \frac{\sigma_{33}Z^-}{\left(\frac{Z^-}{S_{12}+S_{23}}\right)^2 - 1} + \left(\frac{\sigma_{13}}{S_{13}}\right)^2 + \left(\frac{\sigma_{23}}{S_{23}}\right)^2 \leq 1$
Délaminage		$\left(\frac{\sigma_{33}}{Z^+}\right)^2 + \left(\frac{\sigma_{23}}{S_{23}}\right)^2 + \left(\frac{\sigma_{13}}{S_{13}}\right)^2 \leq 1$

$\sigma_{11}, \sigma_{22}, \sigma_{33}$: *les contraintes normales suivant les axes d'orthotropie du pli élémentaire*
X^+, Y^+, Z^+ *résistance en traction*, X^-, Y^-, Z^- *résistance en compression*
$\sigma_{12}, \sigma_{23}, \sigma_{13}$ *contraintes de cisaillement dans les plans* 12, 23 *et* 13
S_{12}, S_{23}, S_{13} *résistance en cisaillement dans les plans* 12, 23 *et* 13

Les critères classiques de ruine ont été développées pour les composites UD puis adaptés aux composites tissés par des auteurs tels que Juhasz et *al*. [193] pour prédire le comportement anisotrope et non linéaire à toutes les échelles des stratifiés tissés. Ce critère semi-interactif

permet de traduire huit mécanismes d'endommagements comme présenté dans le **Tableau 1-14**.

4.3. Critères de propagation de l'endommagement.

Selon Kachanov [162] qui pose les bases de la mécanique de l'endommagement, une microfissure est une zone endommagée sur un volume fini associé à un mode de rupture. Les microfissures modifient progressivement la rigidité du matériau en induisant le déclenchement de la ruine. De nombreux travaux ont permis de développer des modèles d'endommagement progressif anisotrope pour prédire le comportement élastique : Matzenmiller et *al*. [170]. Afin de prendre en compte cette ruine progressive, des variables d'endommagement scalaires ou tensorielles suivant les modes de rupture associés du composite stratifié ou de l'orientation du chargement vont être introduites par Ladevèze et Le Dantec ou Maire, Lesne, et Frantziskonis [163], [164], [167]. D'autres travaux introduisent des variables d'endommagement pour décrire le délaminage. Le modèle Williams et Vaziri [169] propose également une bonne prédiction des dommages d'impact sur les structures composites. La mécanique de l'endommagement est ainsi fortement mise en œuvre pour prédire le comportement dès la première ruine des composites stratifiés.

4.3.1. Approches basées sur la mécanique de la rupture.

Les approches issues de la mécanique de la rupture permettent d'étudier le comportement des structures fissurées. Les trois modes de fissuration connues sont : mode I d'ouverture (la fissuration en mode I), le mode II cisaillement plan (la fissuration en mode II) et le mode II cisaillement hors plan (la fissuration en mode III). Griffith [172] propose dans une approche locale et globale la Mécanique Elastique linéaire de la Rupture (MELR). L'approche locale traite des paramètres mécaniques de la rupture à l'aide des champs locaux de contraintes et de déformations. Quant à l'approche globale, elle considère la propagation d'une fissure comme un phénomène dissipatif d'énergie. Deux méthodes ont été développées pour la propagation des dommages dans les composites stratifiés :

- La méthode Virtual Crack Closure Technique (VCCT) se base sur l'hypothèse d'Irwin selon laquelle l'énergie nécessaire à la propagation d'une fissure de longueur a à $a + \Delta a$ est la même que pour la refermer (hypothèse de Irwin). Elle nécessite la présence de fissure dans la structure et dépend du maillage.

- Le modèle de zones cohésives MZC ou CZM (Cohesive Zone Model) : permet la prédiction du processus de fissuration interfaciale en utilisant soit la loi bilinéaire de Alfano [174], la loi parabolique de Allix [194], soit la loi trapézoïdale et exponentielle.

4.3.2. Approches basées sur la plasticité.

Ces approches utilisent les lois d'écoulement pseudo-plastique; de normalité et d'écrouissage (lois phénoménologiques ou physiques) des composites stratifiés. Ces matériaux lorsqu'ils sont soumis à des sollicitations se déforment de manière élastique et viscoélastique. Les critères de plasticité sont très considérés dans les cas des composites à matrice ductile thermoplastique. Au niveau macroscopique la déformation plastique se traduit par l'apparition de bandes de cisaillement ou de craquelure. Ces critères peuvent être considérés individuellement ou couplés pour la simulation de ces composites stratifiés.

Le développement des moyens de calculs numériques et des simulations ne cesse d'évoluer. De plus, les résultats des modèles numériques sont confrontés aux données expérimentales pour des prédictions de plus en plus fiables. Les approches micromécaniques ont pour objectif de proposer une meilleure description des champs de contraintes au sein du matériau pour prévoir l'influence de l'endommagement sur les propriétés mécaniques du composite stratifié. In fine, les composites stratifiés présentent un comportement différent suivant les directions de sollicitations ce qui augmente le nombre de paramètres caractérisant leur comportement thermomécanique.

Conclusion

De nombreuses études expérimentales et numériques de la littérature sont consacrées aux CMO et ont mis en évidence leurs excellentes propriétés mécaniques comparativement aux matériaux conventionnels. Cette étude bibliographique a permis d'analyser différents aspects des composites stratifiés. Des généralités sur les matériaux composites, aux méthodes de réparation appliquées aux composites à matrice organique endommagés ; des critères et lois de comportement pour prédire les propriétés mécaniques aux différentes échelles ont été abordés. L'endommagement demeure un problème majeur pour les matériaux composites qu'ils soient thermodurcissables ou thermoplastiques. Les stratifiés composites à base de résine thermoplastique sont désormais très présents dans l'industrie automobile. Leurs excellentes propriétés thermomécaniques (résistance aux sollicitations hors plan remarquables) et leur recyclabilité en plus de leur faible densité par rapport aux matériaux métalliques, les placent dans la course aux matériaux performants et innovants. Toutefois, sensibles aux sollicitations accidentelles et cycliques, le développement des procédés de réparation éprouvés et inspirés des méthodes d'assemblage contribuera à l'allongement de la durée de vie des structures et à rentabiliser le coût de fabrication sur la durée d'utilisation. La réparation va donc jouer un rôle primordial dans la remise en état d'une structure en cours de dégradations afin d'assurer une capacité de fonctionnement optimale en toute sécurité. En vue de simuler numériquement le comportement mécanique d'une structure composite stratifié réparée sous chargement monotone et accidentel, on se propose dans les chapitres qui vont suivre de procéder à une modélisation par la méthode des éléments finis en couplant les concepts de la Mécanique de l'Endommagement Continu (MEC) et la Mécanique Elastique Linéaire de la Rupture (MELR). La première permettra respectivement la prédiction des endommagements intra-laminaires à partir des critères prédictifs de Hashin dans le cas de la traction uni-axiale et d'une loi de comportement de Johnson ou sous-programme utilisateur (VUMAT) en ce qui est du chargement dynamique pré intégrés dans le code Abaqus. Concernant la simulation de la décohésion inter-plis observée expérimentalement, notre choix a été porté sur un modèle de zone cohésive (MZC) de la Mécanique Elastique Linéaire de la Rupture associé à une loi de traction séparation bilinéaire. Ce modèle de zone cohésive correspond à l'approche numérique qui convient au mieux à la prédiction de l'amorçage et de la propagation du délaminage dans les composites stratifiés.

Chapitre 2 : Etude expérimentale et numérique du comportement mécanique en traction des composites stratifiés tissés fibres de verre/Elium acrylique réparés.

Sommairel

Introduction. 67

I. Mise en œuvre expérimentale de la réparation par collage de patch externe. 68

1. Matériaux d'étude et protocole de réparation 68

1.1. Matériaux composites tissés. 68

1.2. La feutrine : un matériau non tissé absorbant. 69

1.3. La résine thermoplastique liquide : Elium® acrylique. 69

1.4. Procédé de fabrication CRTM des panneaux composites à matrice Elium. 71

2. Mise en œuvre du protocole de réparation par collage de patches double recouvrement (DP) d'un panneau composite thermoplastique percé. 72

2.1. Réparation par collage de patches externes. 72

2.2. Procédure de réparation par collage sous vide d'un panneau composite percé. 72

II. Etude expérimentale en traction uni-axiale des stratifiés tissés réparés fibres de verre/Elium acrylique. 76

1. Caractérisation des propriétés en traction des composites stratifiés E190/GF. 76

1.1. Analyse des résultats expérimentaux des essais de traction. 77

1.2. Analyse des courbes contrainte-déformation des éprouvettes saines E190/GF. 79

1.3. Analyse des courbes force-déplacement des éprouvettes percées E190/GF_D(10,20,30). 81

1.4. Analyse des courbes force-déplacement des éprouvettes réparées..... 86

2. Scénario d'endommagement des stratifiés tissés fibres de verre/Elium ® acrylique. 89

- Scénario d'endommagement des éprouvettes percées E190/GF_D(10, 20, 30). 90

2.1. Dégradations du collage de patches externes sous vide et scénario d'endommagement des éprouvettes E190/GF_D(10, 20, 30)R. 92

3. Performance en traction de la réparation par collage sous vide de patche double. 95

III. Simulations numériques des modes de défaillance des stratifiés tissés fibres de verre/Elium acrylique sous sollicitation de traction. 100

1. Approche par coquilles empilées ou Stacked Shell Approach (SSA). 100

2. Modèles EF de traction pour les simulations du comportement des stratifiés tissés E190/GF. 101

2.1. Géométrie et conditions aux limites. 101

2.2. Maillages des modèles éléments finis. 102

3. Modélisation des endommagements intra- et inter-laminaire. 103

3.1. Endommagements intra-laminaires des modèles de traction. 103

3.2. Modèles de zones cohésives (MZC)..... 107

4. Simulations numériques en traction uni-axiale des stratifiés tissés fibres de verre/Elium® acrylique 190. 109

Conclusion..... 114

Introduction.

L'enjeu majeur de la conception des matériaux composites est leurs potentielles applications dans des secteurs tels que l'aéronautique, l'aérospatial, l'automobile, le naval, l'éolien, le bâtiment. Ces secteurs d'activité sont intéressés par la réduction de la masse des pièces de structures primaires ou secondaires et des propriétés mécaniques optimales ayant un bon rapport poids/performance. Une campagne expérimentale est l'occasion de faire de la mesure afin d'avoir accès à des grandeurs physiques caractéristiques du comportement mécanique d'un matériau. A ce jour, dans la littérature, des travaux ont été consacrés aux composites stratifiés à base de résine Elium® acrylique qui mettent en évidence leurs excellentes propriétés mécaniques [12], [13], [14], [15], [16], [17], [18], [19], [20], [21], [22], [23], [24], [25], [26], [27], [28], [29], [30], [31], [32]. Toutefois, en service ils sont susceptibles de développer des endommagements responsables de la chute de leur ténacité ou de leur rigidité.

Selon le type d'endommagement du composite stratifié, des réparations telles que l'injection de résine ou le collage de patches composites [96] [101], [195] sont utilisées pour redonner une seconde vie au matériau. Le collage interne ou externe est de plus en plus prisé parce qu'il freine l'évolution des dégradations et réduit considérablement les concentrations des contraintes. La performance d'une réparation passe nécessairement par un ensemble de vérifications de la fiabilité de la structure réparée au moyen des tests expérimentaux. Le protocole de réparation que nous avons adopté s'inspire aussi bien des techniques développées dans la littérature que des pratiques industrielles. La réparation par collage externe de patche double recouvrement (DP) sous vide a été ainsi retenue au regard de sa facilité de mise en œuvre.

Dans ce chapitre nous décrivons le procédé par collage appliqué au panneau composite percé d'entaille circulaire. Ce collage est réalisé dans le but d'étudier ultérieurement le comportement des structures saines, endommagées et réparées sous chargement de traction monotone et d'impact. La réparation a été effectuée sur des panneaux composites stratifiés fibres de verre/Elium acrylique (E190/GF).

I. Mise en œuvre expérimentale de la réparation par collage de patch externe.

1. Matériaux d'étude et protocole de réparation

1.1. Matériaux composites tissés.

Le matériau d'étude est un composite stratifié tissé à matrice acrylique renforcé par des tissus de fibres de verre taffetas [0°/90°] (**Figure 2-1**). Le panneau composite est constitué de 8 couches ou plis de dimensions 840 mm × 340 mm × 4 mm, pour un taux volumique des fibres (TVF) de 50% d'après la fiche du fabriquant. Le tissu de fibres utilisé est un tissé bidirectionnel à armure toile (ou taffetas) équilibré en chaine et en trame d'une épaisseur de 0,15 mm et d'une densité de surfacique de 600 g/m^2 ayant une unité de longueur répétitive de T = 7,8 mm.

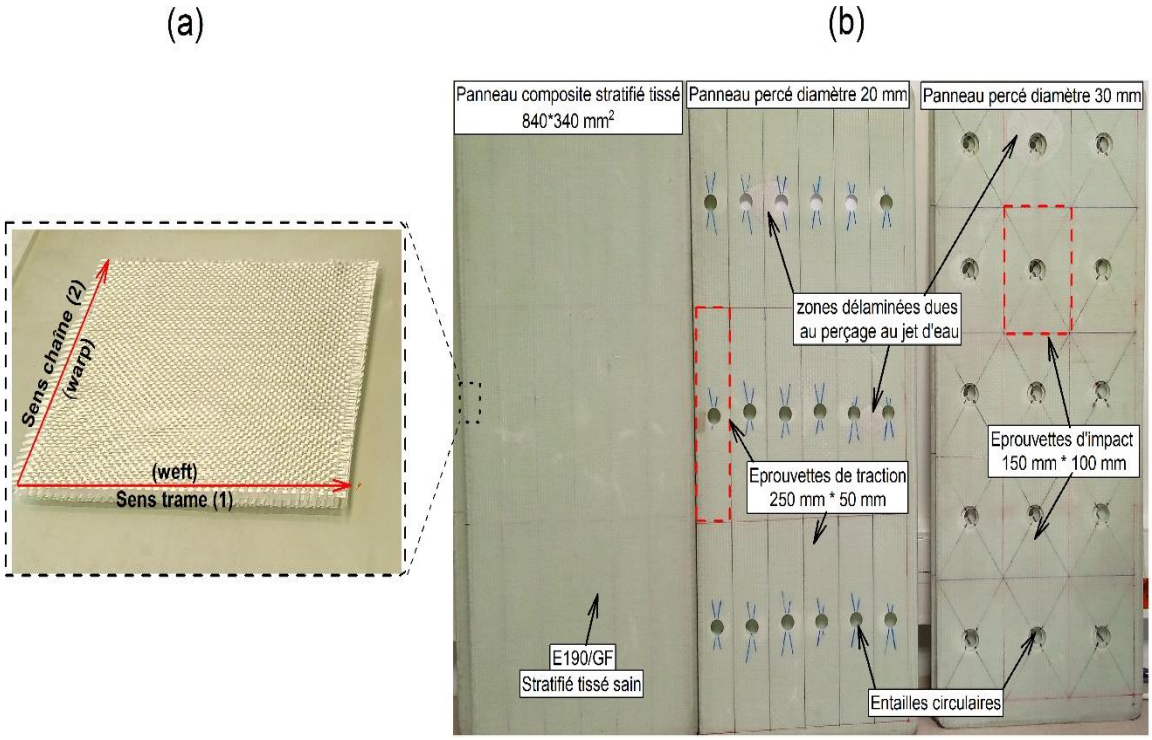


Figure 2-1. Panneaux composites stratifiés E190/GF : (a) Définition des axes d'un tissu taffetas , (b) stratifiés tissés sains et percés.

Ce tissu a été fourni par l'entreprise Chomarat^{TM} qui développe des renforts hautes performances (renforts multiaxiaux, multicouches) réalisés avec des matériaux tels que les fibres de verre, d'aramide et de carbone, pour les secteurs d'activités variés comme le transport, l'énergie, la marine, les équipements sportifs et l'aérospatiale. La fibre de verre a été choisie comme renfort d'une part pour ses bonnes propriétés en résistance mécanique (3400-4400 MPa), et d'autre part pour son coût peu onéreux (2 €/kg). De plus, les fibres de verre sont moins

sensibles au vieillissement que les fibres naturelles aussi utilisées pour renforcer les composites à matrice organique.

1.2. La feutrine : un matériau non tissé absorbant.

La feutrine est un textile non-tissé c'est-à-dire n'ayant pas de fils de trame ni de chaîne et qui est fabriqué industriellement par compression et feutrage des fibres synthétiques ou acryliques (le polyester, le polyamide et le polyacrylique). La feutrine a été utilisée premièrement par la société italienne Lenci pour rembourrer les poupées en céramique. Elle est très appréciée pour les créations et motifs textiles à cause de sa particularité à ne pas s'effilocher lors d'une découpe. Fréquemment, deux types de feutrine sont rencontrés : la feutrine viscose et la feutrine polyester. Les propriétés reconnues à la feutrine sont essentiellement : l'inflammabilité, la souplesse, la légèreté, la malléabilité et la porosité. C'est cette dernière propriété qui nous sera utile lors du collage de patchs mous externes. Le tissu feutrine est souvent confondu à juste titre avec le feutre (tissu non tissé de production artisanale) plus ancien qui est plutôt un produit naturel, issu des fibres de laine. La feutrine dans le cas d'espèce va jouer un rôle primordial dans l'uniformité de l'épaisseur du joint collé entre la plaque à réparer et les patches. De plus, elle va adsorber l'excès de résine réparatrice pour éviter toutes ruptures mixtes ou décollement des substrats. Elle a permis en outre, de ne pas concevoir un dispositif complexe pour contrôler l'épaisseur de l'adhésif et obtenir une fine couche du joint de colle.

1.3. La résine thermoplastique liquide : Elium® acrylique.

L'Elium® acrylique est une résine organique thermoplastique développée par le groupe ARKEMA (GRL, France) pour répondre aux enjeux et défis environnementaux dans plusieurs secteurs industriels tels que le transport, l'éolien, le naval [7] ou la construction. Les résines Elium® sont disponibles dans une gamme de viscosités comprises entre 100 et 500 cPs à 25°C. Les formulations des résines Elium utilisées dans ce travail sont le Elium 190 (E190) et Elium 351 EOT (E351 EOT) fournies par cette même société. La résine E190, d'une faible viscosité de 100 cPs et de densité 1,01 g/cm^3est utilisée pour fabriquer des composites renforcés de fibres de verre. Outre le monomère acrylique (**Figure 2-2**), cette résine contient un catalyseur (le peroxyde) pour initier la polymérisation et un agent accélérateur destiné à activer le catalyseur (peroxyde). Le durcisseur, fourni par Axson Technologies, est mélangé dans un rapport de 0,345 w/w (correspondant à 34,5 g de durcisseur pour 100 g de résine).

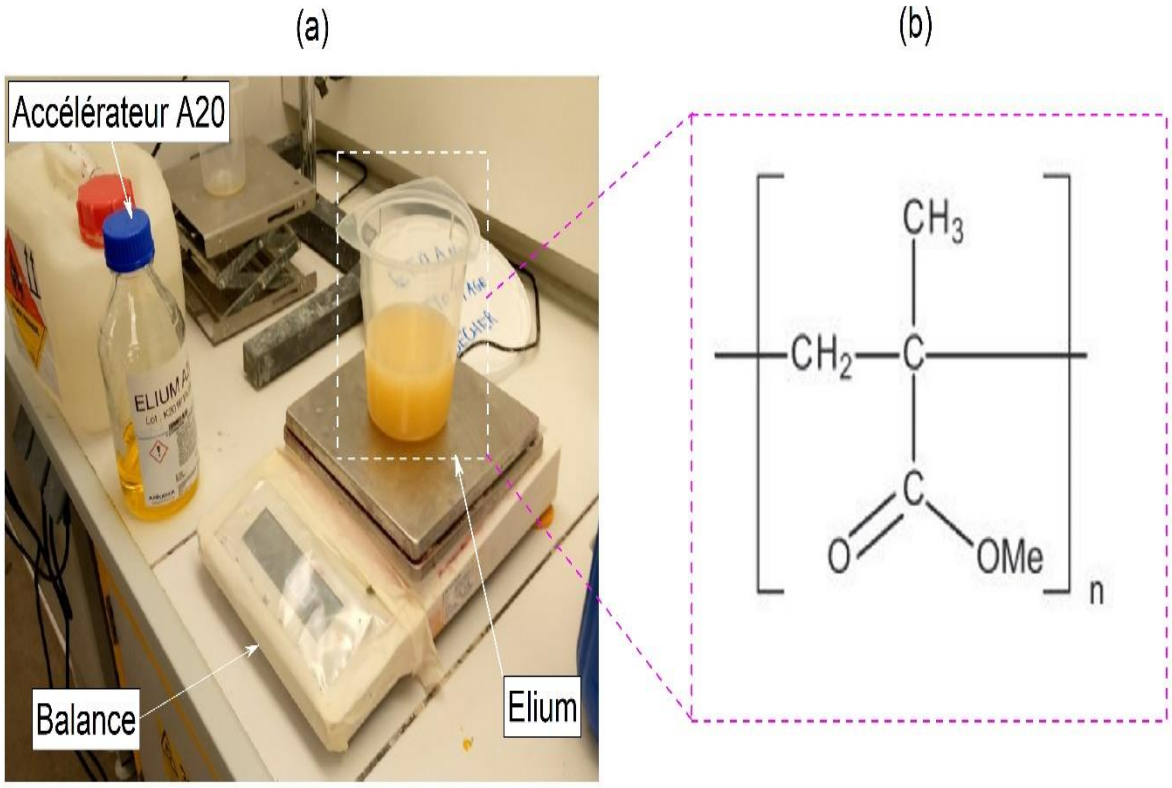


Figure 2-2. Pesée de la résine ELIUM Acrylique avant réparation: (a) Solution de résine E351 EOT, (b) Formule chimique du monomère [133].

Quant à la résine réparatrice l'Elium E351 EOT, elle a été élaborée pour les réparations par collage des structures composites endommagées dans l'industrie éolienne et marine. Cette résine de réparation a une viscosité de 300 cPs et une densité de 1,01 g/cm^3ce qui correspond à une fluidité adéquate pour le choix de la méthode de réparation sous vide des panneaux composites E190/GF. Elle a une excellente mouillabilité avec les composites de fabrication C-RTM (Compressive Resin Transfer Molding). Cette résine réparatrice permet en plus, une bonne adhésion entre les surfaces des substrats, se produisant par un mécanisme d'adsorption qui est associé à la mouillabilité. Hormis le fait qu'elle adhère parfaitement sur les tissus de fibres de verre (patches mous) pendant l'étape d'imprégnation, une fine couche de résine est déposée avec un pinceau sur la plaque à réparer pour éliminer toute contamination et favoriser une forte adhésion entre les points de contact des substrats. De plus, ces résines Elium ont une température de transition vitreuse (Tg) avoisinant 105 °C. Lors de la réparation qui est effectuée à une température inférieure à la Tg, l'activation par le peroxyde, génère un polymère entièrement thermoplastique par polymérisation radicalaire in-situ similaire à la fabrication des panneaux stratifiés tissés E190/GF.

1.4. Procédé de fabrication C-RTM des panneaux composites à matrice Elium.

Les résines acryliques Elium® sont adaptées aux procédés d'injection de résine en moule fermé tels que le RTM (Moulage par Transfert de Résine), le moulage par flexion, l'infusion sous vide ou VARI (Vaccum Resin Infusion) et le C-RTM (Moulage par transfert de résine par compression) [144]. Le procédé C-RTM (Compression Resin Transfer Molding) est utilisé pour la fabrication des composites à fibres longues continues. Les panneaux composites de notre étude ont été fabriqués par C-RTM. En effet ; ce procédé de fabrication prend de plus en plus de l'ampleur dans l'industrie automobile. Dans cette technique, une préforme de fibres (verre, carbone, …) est placée dans un moule partiellement ouvert dans lequel on injecte une résine à faible viscosité pour une bonne mouillabilité des renforts (**Figure 2-3**). Forcellese et *al.* [196] ont utilisé cette technique pour fabriquer des plaques composites MWCNT/Epoxy. Le procédé de fabrication C-RTM permet aussi d'amoindrir considérablement les défauts d'imprégnation responsables de la réduction des résistances maximales inter-laminaires à la compression et au cisaillement, mais aussi sur la résistance à l'abrasion. La C-RTM concerne essentiellement les composites de hautes performances avec des temps de cycle record de production de deux minutes.

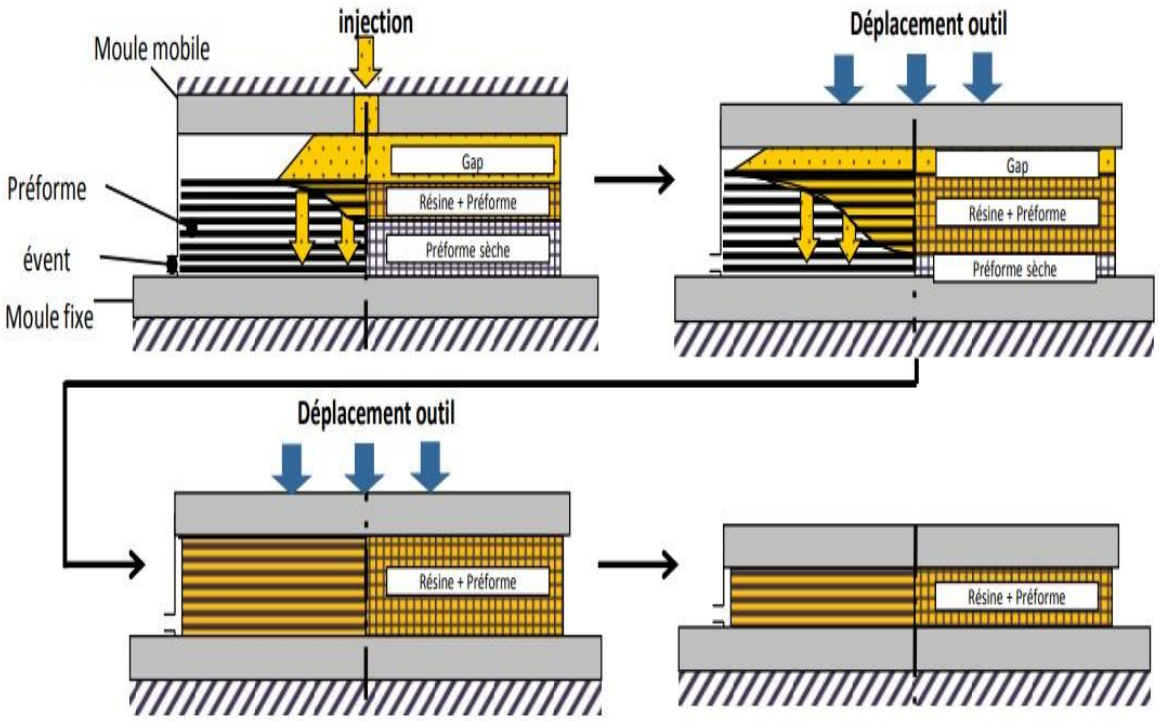


Figure 2-3. Procédé C-RTM de fabrication des composites stratifiés [197].

2. Mise en œuvre du protocole de réparation par collage de patches double recouvrement (DP) d'un panneau composite thermoplastique percé.

2.1. Réparation par collage de patches externes.

Une réparation par collage de patches composite est une technique d'assemblage complexe qui exige non seulement un savoir-faire mais aussi de faire le choix d'un adhésif ayant d'excellentes propriétés mécaniques en plus de la forme, la taille, l'épaisseur, et les séquences d'empilement des patches. Soutis et Hu [39] ont établi que plus les propriétés en cisaillement de l'adhésif sont élevées plus les joints collés sont résistants. Néanmoins, lorsqu'elle est correctement exécuté, le collage contribue efficacement à répartir les efforts dans la structure, stoppe la propagation des fissures et diminue significativement les facteurs d'intensité de contrainte et de concentrations de contrainte dans les zones endommagées [50], [51], [122]. En dehors, d'une diversité de formes de patches composites (circulaires, carrés, elliptiques,…), les patches peuvent être hybridés [48], [53], [96] pour améliorer la résistance du matériau. Ainsi, la réparation physico-chimique par collage de patches composites, offre d'énormes avantages et une grande efficacité par rapport aux réparations mécaniques (boulonnage/rivetage).

2.2. Procédure de réparation par collage sous vide d'un panneau composite percé.

La **Figure 2-4** présente la procédure élaborée et le type d'éprouvettes obtenues dans le cas de l'essai de traction.

A la différence du scarfing (collage interne) qui conserve la section transversale du matériau, celle en externe modifie non seulement cette section mais aussi la forme et l'esthétique par l'ajout de masse supplémentaire. Le procédé de réparation réalisé est en accord avec les recommandations de Soutis [39], [198] où les patches ont été confectionnés avec une épaisseur deux fois plus fine que l'éprouvette à réparer selon la relation (2.1) :

$$E_{ep}t_{ep}=2\,E_{p}t_{p} \qquad (2.1)$$

$$\left\| \begin{array}{c} E_{ep}: Module\ d'Young\ de\ l'éprouvette \\ t_{ep}, t_{p}: \ épaisseurs\ respectives\ de\ l'éprouvette\ à\ réparer\ et\ du\ patch \\ E_{p}: Module\ d'Young\ des\ patches \end{array} \right\|$$

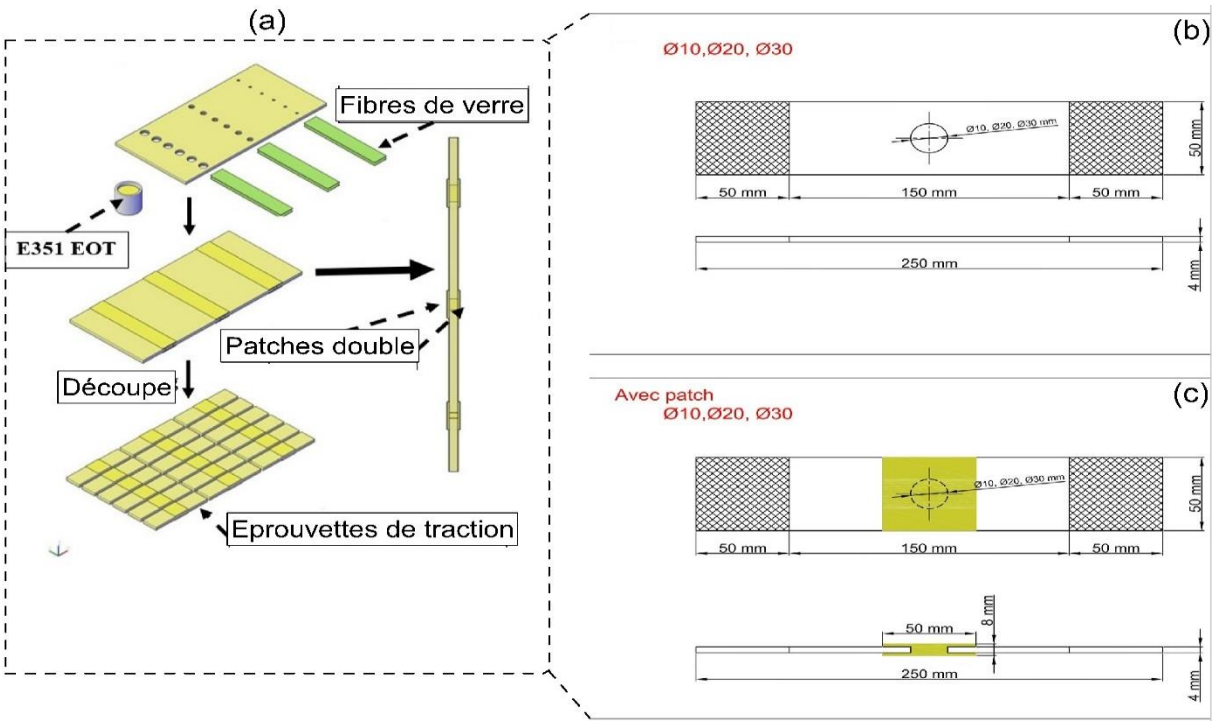


Figure 2-4. Réparation et découpe du panneau composite E190/GF percé : (a) Procédure, (b) et (c) Dimensions des éprouvettes de traction percées et réparées.

Pour des raisons pratiques et de rapidité, nous avons opté pour un collage externe double recouvrement sous vide. Ce choix a été principalement motivé par la nature de la résine réparatrice E351 EOT plus performante en l'absence de bulles d'air.

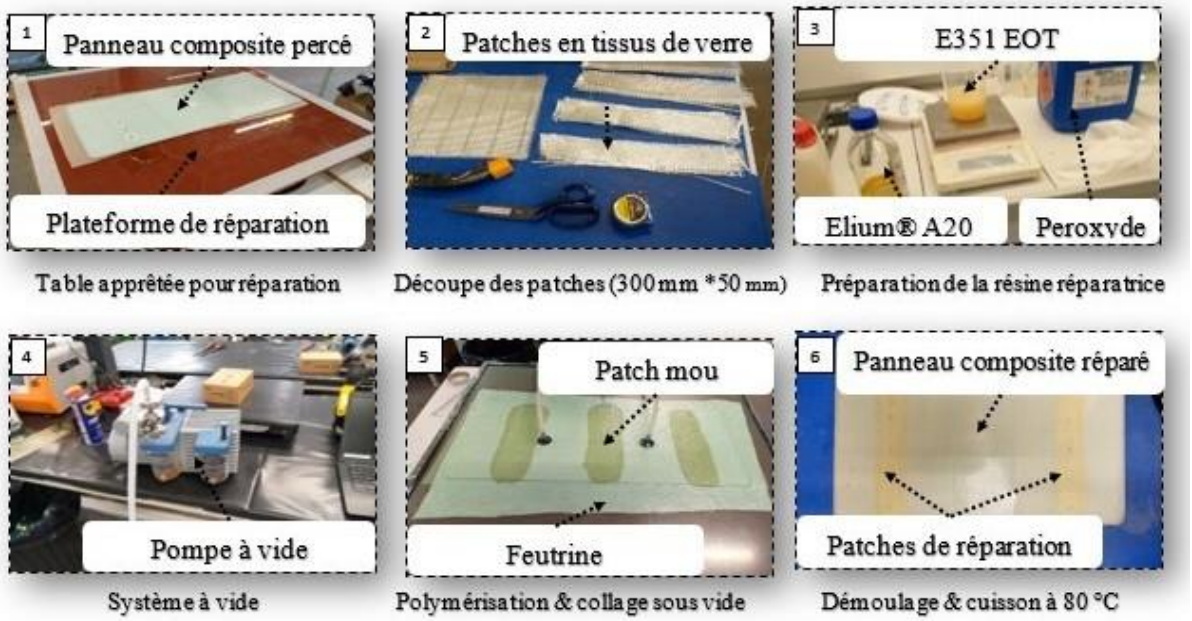


Figure 2-5. Mise en œuvre du protocole de réparation par collage sous vide d'un panneau composite E190/GF.

Tableau 2-1 : Mélange pour préparation de la résine E351 EOT et adjuvants.

Produits	Résine E351 EOT	Accélérateur A20	Peroxyde Méthyle-éthyle-cétone
Paramètres	m	3% de (m)	1,5 -3% de (m)
Quantités	400 g 300 g	8 g 6 g	8 g 6 g

La **Figure 2-5** présente les différentes étapes mises en place au laboratoire pour la réparation par collage externe des panneaux composites percés de diamètres 10 mm, 20 mm et 30 mm. Pour garantir une bonne répétabilité de la réparation et s'affranchir de la manipulation des éprouvettes individuelles, les zones du panneau percées ont été soumises aux mêmes conditions lors de la réparation. Les quantités nécessaires pour la préparation du mélange de la résine réparatrice E351 EOT avec ses adjuvants sont consignées dans le **Tableau 2-1**. En fait, pour une masse m de résine réparatrice (adhésif), il faut associer 3% de la masse d'un accélérateur Elium A20 et entre 1,5 et 3% de la masse du Peroxyde Méthyle-Ethyle-Cétone pour la réaction de polymérisation.

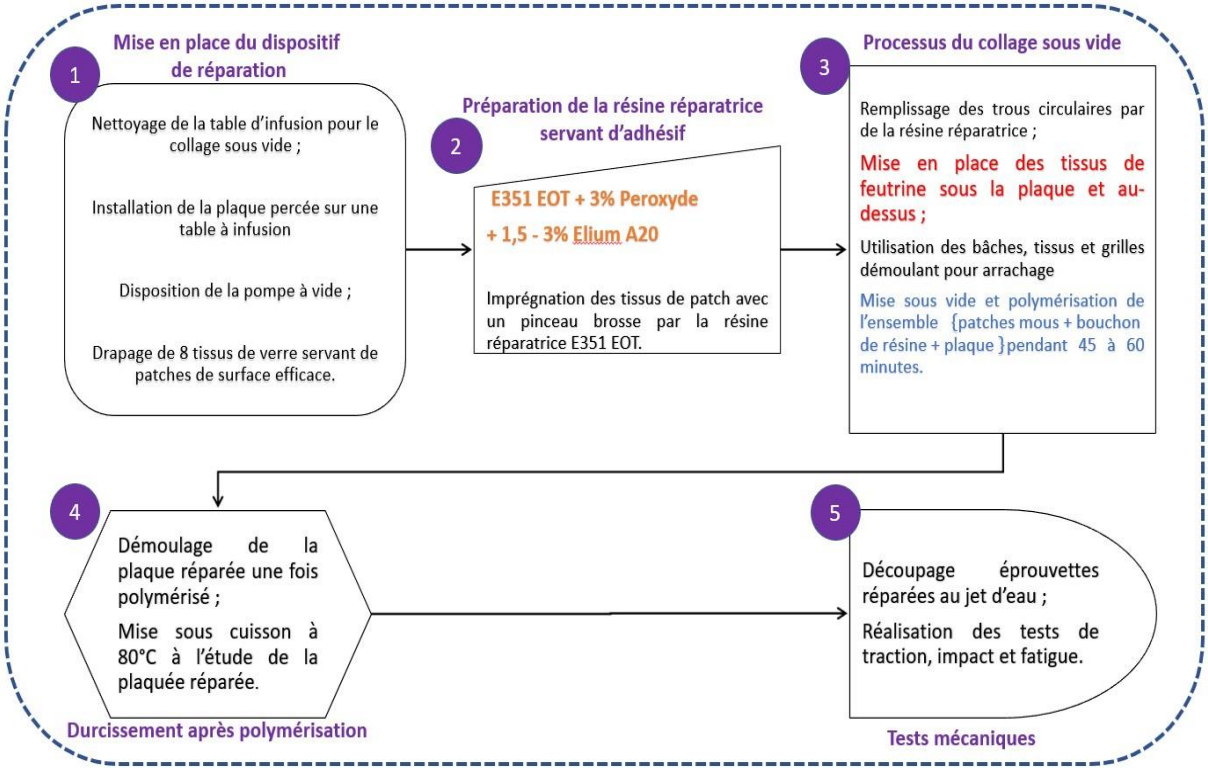


Figure 2-6. Diagramme de processus collage externe sous vide avec la résine réparatrice E351 EOT.

La forme carrée pour les patches a été privilégiée à cause de l'armature toile des renforts. Les étapes de la réparation de la **Figure 2-5** ont été reformulées sous forme d'un diagramme de processus tel que présenté par la **Figure 2-6**. La **Figure2-7** présente succinctement l'ensemble du matériel mis à contribution lors de la réparation des panneaux percés d'entailles circulaires. L'utilisation des tissus feutrines s'est avérée nécessaire et indispensable afin d'obtenir une fine épaisseur du joint de colle en plus de laisser l'air circuler pour atteindre un niveau de vide avoisinant les 100 mbar. En effet, comme l'ont remarqué Taruga et *al*. [199], plus le joint de colle est fin plus la réduction du facteur d'intensité de contraintes est optimale. L'entaille circulaire a été remplie de résine réparatrice E351 EOT pour permettre un meilleur ancrage des patches en plus de combler la partie de la section manquante.

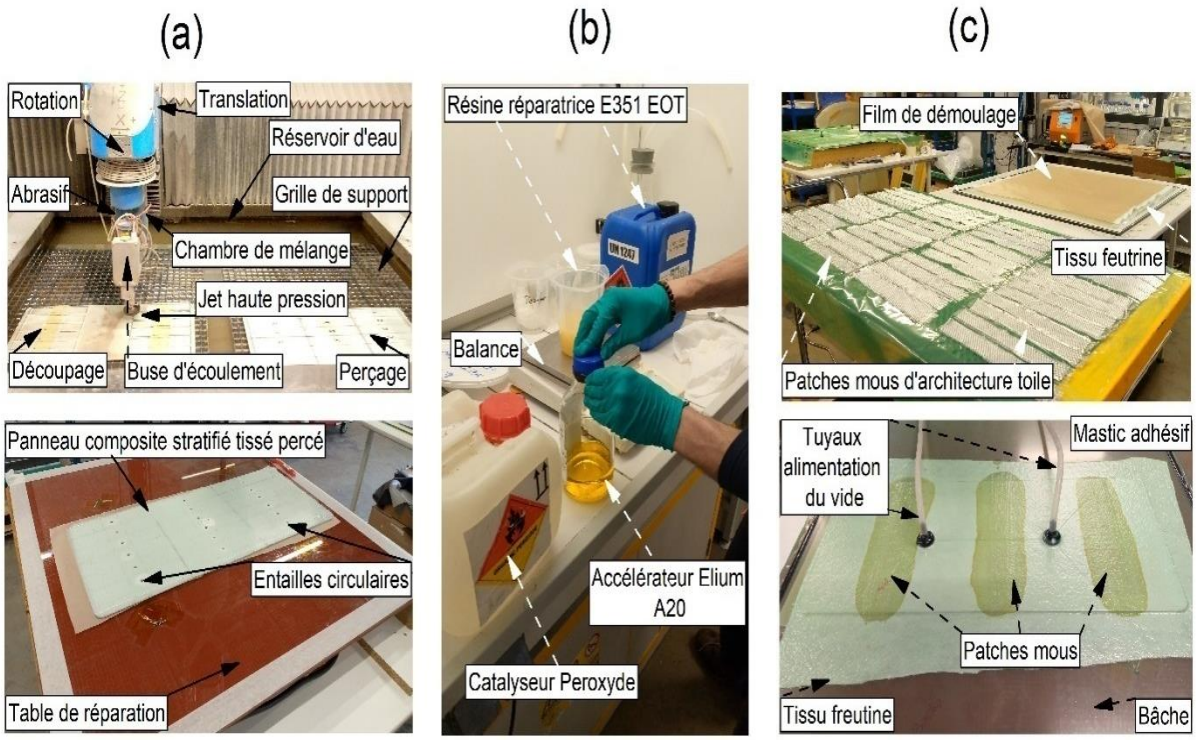


Figure 2-7. Grandes étapes du processus de réparation par collage sous vide, (a) Perçage et découpage au jet d'eau haute pression, (b) Préparation de la résine réparatrice E351 EOT, (c) Réparation par collage sous vide.

La découpe des plaques réparées a permis d'obtenir jusqu'à 18 échantillons de forme rectangulaire pour des essais de traction et 15 échantillons rectangulaires pour les essais d'impact basse vitesse. Le découpage au jet d'eau n'a certes pas généré des zones affectées thermiquement mais a néanmoins occasionné pour certaines éprouvettes des zones délaminées. En effet, durant une découpe (**Figure 2-7a**), l'eau sous très haute pression (4135 bars et 6150

bars) sort de la buse de découpe avec une vitesse de 900 m/s à 1200 m/s. Cette eau passe avant par une buse dans laquelle le sable est ajouté, puis elle se dirige dans un canon de focalisation qui assure une cylindricité du mélange dans une buse de focalisation de 0,20 mm à 0,40 mm (sertie d'un saphir ou d'un diamant industriel) avant d'atteindre sa cible. Par conséquent, que la découpe soit à l'eau pure ou à eau chargée abrasive, il y a de forte chance de provoquer quelques endommagements sur des matériaux tels que des composites stratifiés.

II. Etude expérimentale en traction uni-axiale des stratifiés tissés réparés fibres de verre/Elium acrylique.

Des essais mécaniques (monotones ou cycliques) ont été mis en place pour caractériser le comportement mécanique des matériaux de notre étude. Il s'agit globalement d'avoir accès aux propriétés mécaniques relatives à la déformation d'un matériau soumis à une force. L'objectif de ce chapitre est d'analyser les résultats expérimentaux obtenus pour les différentes campagnes d'essais de traction sur les matériaux composites stratifiés tissés E190/GF sains, percés et réparés.

1. Caractérisation des propriétés en traction des composites stratifiés E190/GF.

Un essai de traction est une expérience mécanique qui consiste à placer une éprouvette normalisée entre les mors d'une machine de traction où un déplacement de la traverse est imposé longitudinalement. On enregistre l'allongement et la force. Ensuite, on calcule la contrainte σ et la déformation nominale ε à partir respectivement de la force et du déplacement de la traverse selon les relations (2.2) et (2.3). Selon le type de machine, on peut piloter l'essai pour une vitesse de déformation constante ou une vitesse de déplacement constante.

$$\sigma = F/S_0 \qquad (2.2)$$

$$\varepsilon = (L-L_0)/L_0 \qquad (2.3)$$

$$\left\| \begin{array}{c} \sigma : \text{contrainte nominale} \\ \varepsilon : \text{déformation nominale} \\ L : \text{longueur finale de l'éprouvette} \\ L_0 : \text{longueur initiale de l'éprouvette} \\ S_0 : \text{section initiale} \end{array} \right\|$$

1.1. Analyse des résultats expérimentaux des essais de traction.

Les tests de traction ont été réalisés sur des éprouvettes saines, percées et réparées jusqu'à la rupture pour trois niveaux constants de vitesses de déplacement. Les éprouvettes plates testées sont issues des panneaux composites stratifiés tissés (E190/GF) constitués de 8 couches de tissus de verre, obtenus au moyen du procédé C-RTM.

Chaque panneau composite a été percé d'un trou circulaire dont le diamètre vaut 10, 20 ou 30 mm. Le trou circulaire est assimilé à la zone endommagée extraite et la taille du diamètre de perçage à l'étendu de l'endommagement. Ces éprouvettes ont été ensuite réparées par collage de patches composites sous vide avec la résine réparatrice E351 EOT. Les tests de traction ont été effectués à température ambiante sur une machine universelle ADAMEL LHORMARGY de la série M (MTS), équipée d'une cellule de force de 100 kN (**Figure 2-8**), associé à un système de mesure GOM.

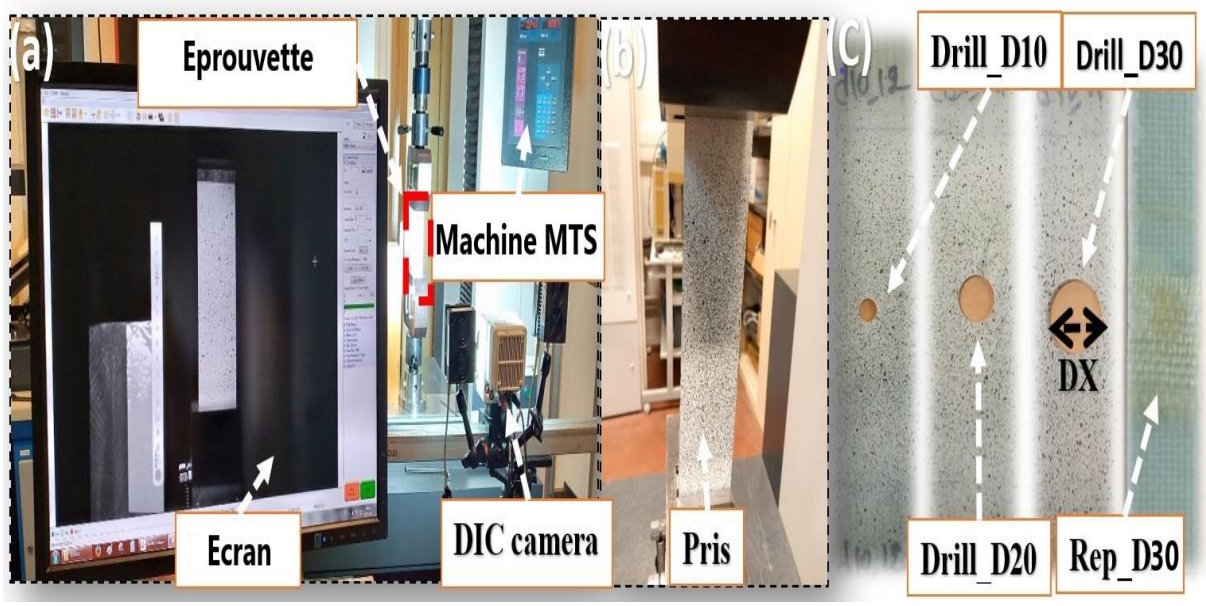


Figure 2-8. Dispositif de mesure pour les essais de traction monotone : (a) Ecran de visualisation, (b) Machine de traction MTS et (c) Eprouvettes stratifiés tissées testées.

Cette machine permet par sa précision de 0,5 % des mesures parfaitement reproductibles conformément aux normes NF EN 10002-2, DIN 51221, ASTM E4, BS 1610. Les fréquences d'acquisition des mesures ont été fixées à 50 Hz et 100 Hz selon la vitesse de déplacement de la traverse qui a été fixée à 9, 90 ou 450 mm/min avec une précision de $\pm$ 0,1% correspondant respectivement aux vitesses de déformation de 0,001 s^{-1}, 0,01 s^{-1} et 0,05 s^{-1}.

La technique GOM est une mesure basée sur la corrélation d'images numériques [200], [201]. Cette méthode de mesure permet de suivre grâce aux images caméras les déplacements et les déformations d'un matériau lors de son mouvement. Dans notre étude, elle a été utilisée pour mesurer les grandeurs physiques comme la tension électrique et le champ des déplacements. Puis par calculs successifs, nous avons déterminé les champs de déformations et de contraintes. Sachant que les efforts et les contraintes ont été obtenus par conversion d'un courant de tension continu tel que 10V équivaut à 100 kN. Pour une mesure beaucoup plus précise, des mouchetis de texture aléatoire ont été utilisés sur toutes les éprouvettes. De plus, les logiciels ARAMIS et LabView ont été mis à contribution pour le traitement des données de mesure. Le **Tableau 2-2** présente les caractéristiques des éprouvettes de traction. Ces éprouvettes sont regroupées en trois groupes : E190/GF, E190/GF_D (10, 20,30) et E190/GF_D (10, 20, 30) R désignant respectivement les échantillons de composites stratifiés fibres de verre/Elium acrylique sains, percés et réparés pour les trois diamètres de trou circulaire.

Tableau 2-2 : Eprouvettes de l'étude, pour les essais de traction.

Procédés	Désignation Echantillons	Longueur H (mm)	Largeur W (mm)	Epaisseur t (mm)	Diamètre du trou D (mm)
Stratifiés sains	E190/GF	250	50	4	--
Stratifiés percés	E190/GF__D10	250	50	4	10
	E190/GF__D20	250	50	4	20
	E190/GF__D30	250	50	4	30
Stratifiés réparés avec E351 EOT par infusion sous vide	E190/GF__D10R	250	50	7,6	10
	E190/GF__D20R	250	50	7,6	20
	E190/GF__D30R	250	50	7,6	30

Tous les échantillons de traction de dimensions de 250 mm × 50 mm × 4 mm ont été préparés conformément à la norme ISO 527 [202]. Les éprouvettes sont de type 2 avec une forme rectangulaire et une section transversale constante. Cette forme est adaptée pour tester

les matériaux composites à matrices organiques (CMO) à renforts de fibres continues. Après réparation l'épaisseur moyenne de la zone renforcée était d'environ 7,6 mm.

1.2. Analyse des courbes contrainte-déformation des éprouvettes saines E190/GF.

Les essais de traction monotone à une vitesse de déplacement constante ont été effectués sur des éprouvettes non endommagées c'est-à-dire saines (absence de perçage). Les données du **Tableau 2-3** ont été obtenues à partir de ces essais qui ont permis de dresser le tableau des valeurs moyennes de quelques grandeurs physiques longitudinales telles que la force maximale ou ultime (Fmax) que peut supporter le matériau avant sa rupture, la contrainte maximale (σ_{11}^{max}), la déformation maximale (ε_{11}^{max}), le module d'Young longitudinal (E_{11}) et le coefficient de Poisson ν_{12}.

Nous constatons dans le **Tableau 2-3** que le module d'élasticité longitudinal augmente avec la vitesse de sollicitation, comme prévu dans la littérature ;il en est de même pour l'effort maximal. Pour le calcul du module d'Young longitudinal, la norme NF EN 527-1 qui a été mise à contribution stipule que la partie linéaire (**Figure 2-9**) est déterminée en déformation dans un intervalle de déformation compris entre 0,0005 et 0,0025. Ces modules varient ainsi de 22,30 GPa, 27,36 GPa et 33,27 GPa respectivement pour des vitesses de déformation de 0,001, 0,01, et 0,05 s^{-1}pour le stratifié sains E190/GF.

Tableau 2-3 : Valeurs moyennes en traction de quelques grandeurs physiques des éprouvettes saines.

E190/GF	Force maximale	Contrainte maximale	Déformation maximale	Module d'Young	Coefficient de Poisson	Allongement maximale
Vitesse de sollicitation	F^{max}	σ_{11}^{max}	ε_{11}^{max}	E_{11}	ν_{12}	A
(mm/min)	(kN)	(MPa)	(%)	(GPa)	(--)	(%)
9	75,59 ± 3,02	377,93 ± 15,08	2,46 ± 0.05	22,30 ± 0,09	0,22 ± 0,05	3,40 ± 0,09
90	88,85 ± 0,81	444,30 ± 4,07	3,08 ± 0,92	27,36 ± 0,91	0,24 ± 0,02	4,2 ± 1,74
450	90,18 ± 4,65	460,28 ± 16,85	2,83 ± 0,10	30,27 ± 2,16	0,19 ± 0,03	3,85 ± 0,07

L'analyse des courbes de la **Figure 2-9** et du **Tableau 2-3** permet de constater que la résistance ultime est comprise entre 400 et 500 MPa. En effet, l'augmentation de l'effort entraine une augmentation de la contrainte dans la section des éprouvettes E190/GF, occasionnant une rupture prématurée de celles-ci (**Figure 2-9d**). Les coefficients de Poisson traduisant le rétrécissement de la section transversale ont des valeurs comprises entre 0,19 et 0,23 avec un allongement maximal de 4% pour ce matériau.

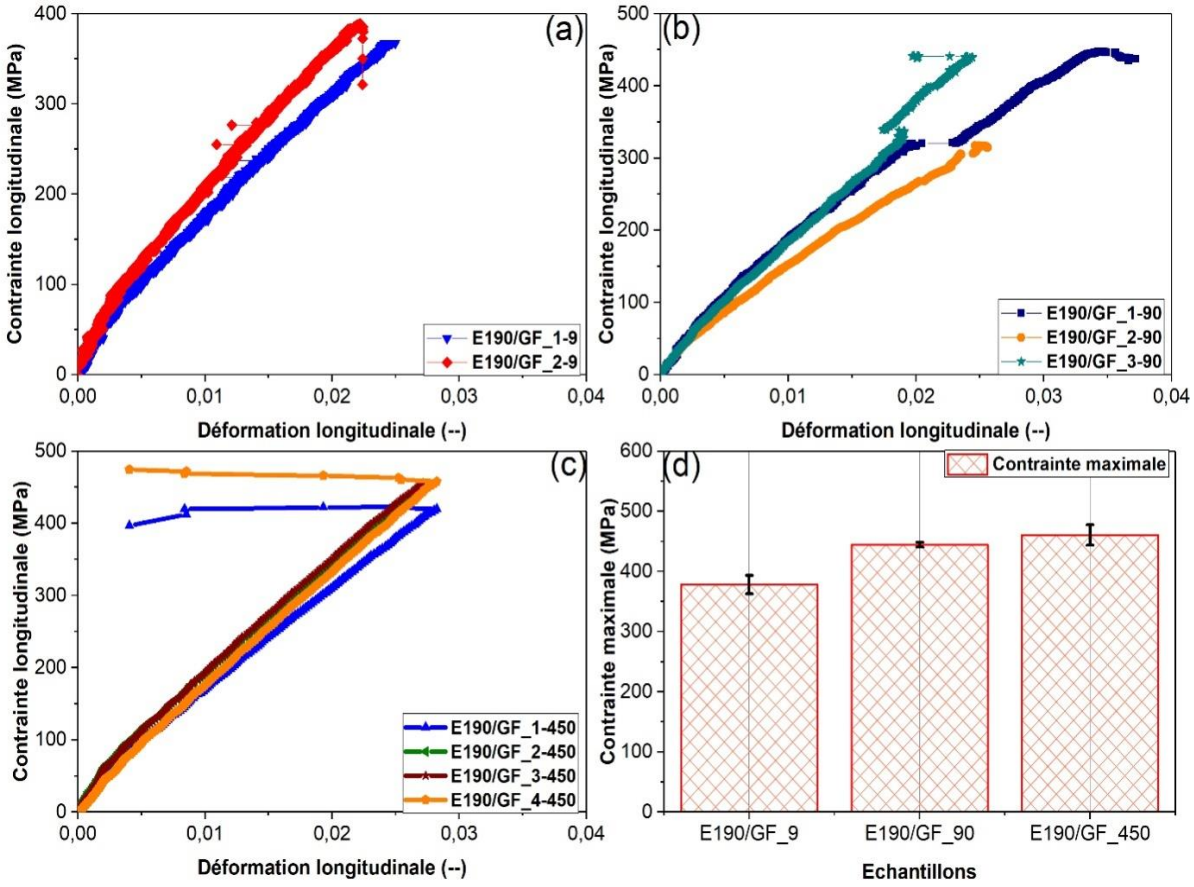


Figure 2-9. Courbes contrainte-déformation respectivement : (a) 0,001 s^{-1} , (b) 0,01 s^{-1}et (c) 0,05 s^{-1} et (d) valeurs moyennes des contraintes ultimes.

Cependant, nous constatons que les courbes expérimentales présentent des allures typiques qui traduisent essentiellement l'ensemble des phénomènes physiques complexes qui se déroulent au sein du matériau pendant l'essai de traction. Tous les essais ont été réalisés à température ambiante. Les courbes contrainte-déformation peuvent être découpées en deux parties constituées d'une zone linéaire élastique (réversible) et d'une zone non linéaire (zone de déformation irréversible). Dans la partie non linéaire, les déformations produites sont irréversibles en rapport avec l'apparition de dégradations et suivent un processus en trois étapes : l'initiation, la propagation et la ruine complète du matériau. Une telle ruine a été

possible à cause d'une répartition inhomogène des champs de contraintes et de déformations entre la partie centrale de l'éprouvette et les extrémités du matériau où règnent de fortes concentrations de contraintes responsables de la rupture observée au niveau des mors de la machine de traction.

L'allure des courbes contrainte en fonction de la déformation indiquerait entre autres, un comportement mécanique élastique endommageable typique des composites stratifiés . D'une éprouvette à une autre, les mêmes phénomènes physiques complexes sont mis en jeu : les fissurations matricielles, les décohésions torons/matrice, fibres/matrice, des délaminages et les ruptures de fibres.

1.3. Analyse des courbes force-déplacement des éprouvettes percées E190/GF_D(10,20,30).

Pour s'affranchir des différences de sections transversales et une meilleure comparaison entre éprouvettes, nous avons plutôt analysé les courbes force en fonction du déplacement telles que présentées par les **Figures 2-10** à **2-12** pour les éprouvettes percées.

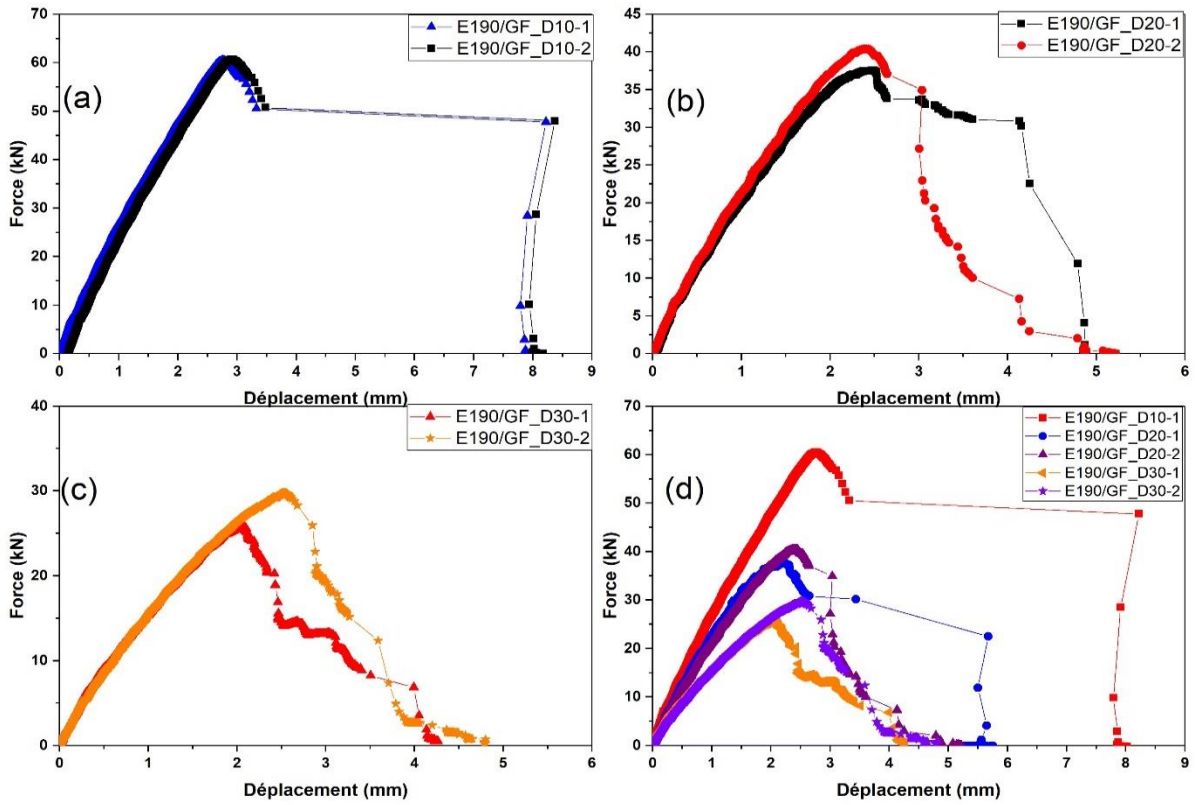


Figure 2-10. Courbes force-déplacement à 9 mm/min (a) E190/GF_D10, (b) E190/GF_D20, (c) E190/GF_D30 et (d) Effet du diamètre d'entaille sur la force maximale.

Les courbes force en fonction du déplacement des éprouvettes percées E190/GF_D(10, 20, 30) pour les trois gammes de vitesses présentent des profils typiques des matériaux composites. Les valeurs maximales en effort 35 kN, 45 kN et 65 kN mesurées diminuent en fonction de l'augmentation de la taille du diamètre d'entaille circulaire pour respectivement 30, 20 et 10 mm.

Nous constatons aussi un effet de répétabilité des courbes pour les différentes vitesses de déplacement. L'effet de la taille du diamètre de perçage par rapport à la largeur des éprouvettes peut être formulé en termes de rapport de facteur forme D/W pour traduire l'étendu de la zone endommagée. Ce facteur de forme est observable sur les courbes force-déplacement avec une diminution de la force maximale quand le diamètre augmente comme le montrent les **Figures 2-10d** à **2-12d** et **2-13**.

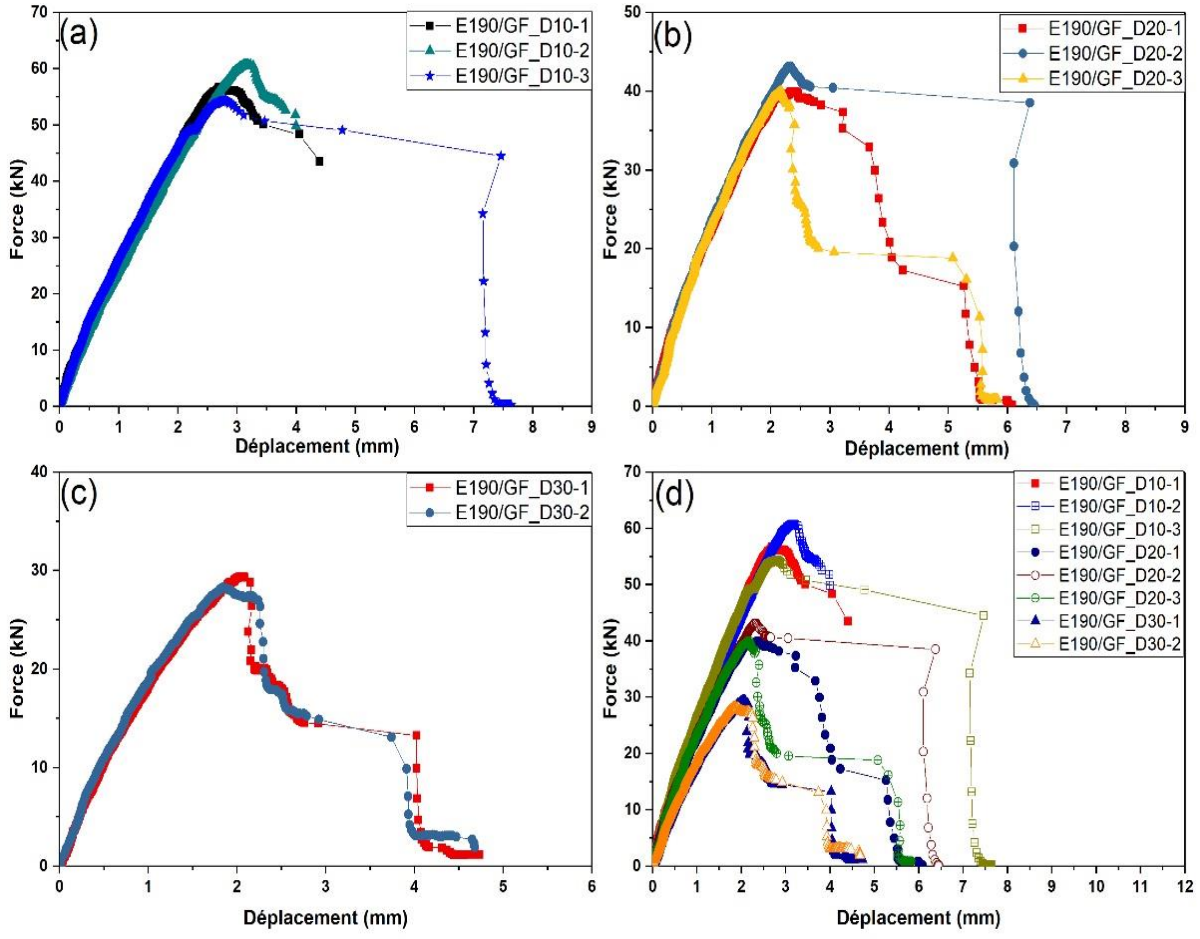


Figure 2-11. Courbes force-déplacement à 90 mm/min (a) E190/GF_D10, (b) E190/GF_D20, (c) E190/GF_D30 et (d) Effet du diamètre d'entaille sur la force maximale.

En d'autres termes, plus la zone endommagée est large, plus l'effort nécessaire à la rupture diminue avec le rapport du facteur de forme D/W. Autrement dit, la rigidité et la

résistance des éprouvettes percées diminuent avec l'augmentation du facteur de forme D/W (**Figure 2-13**). En dehors des forts gradients de concentrations de contraintes liés à une distribution inhomogène des champs de contraintes et de déformations, l'élargissement de la taille du diamètre de perçage affaiblit le matériau à cause de la réduction de la section. Ainsi, la contrainte de propagation d'un défaut existant est plus faible que la contrainte d'initiation (présence de bords libres). Analytiquement, nous notons que le niveau théorique des concentrations de contraintes est déterminé par les facteurs de concentrations de contraintes K_t, K_{ts} normales et en cisaillement d'après les relations (2.4) et (2.5) :

$$K_t = \sigma_{max}/\sigma_0 \tag{2.4}$$

$$K_{ts} = \tau_{max}/\tau_0 \tag{2.5}$$

Où K_t est relatif aux chargements statiques ne dépend que de la géométrie et du mode de chargement (i.e traction, flexion, cisaillement). En première approximation en traction $K_t = 3$ pour une entaille circulaire de petite taille. Cette valeur du facteur de concentration de contraintes signifie que dans le fond de l'entaille circulaire, la contrainte maximale est 3 fois supérieure à la contrainte nominale appliquée à l'extrémité de l'éprouvette percée.

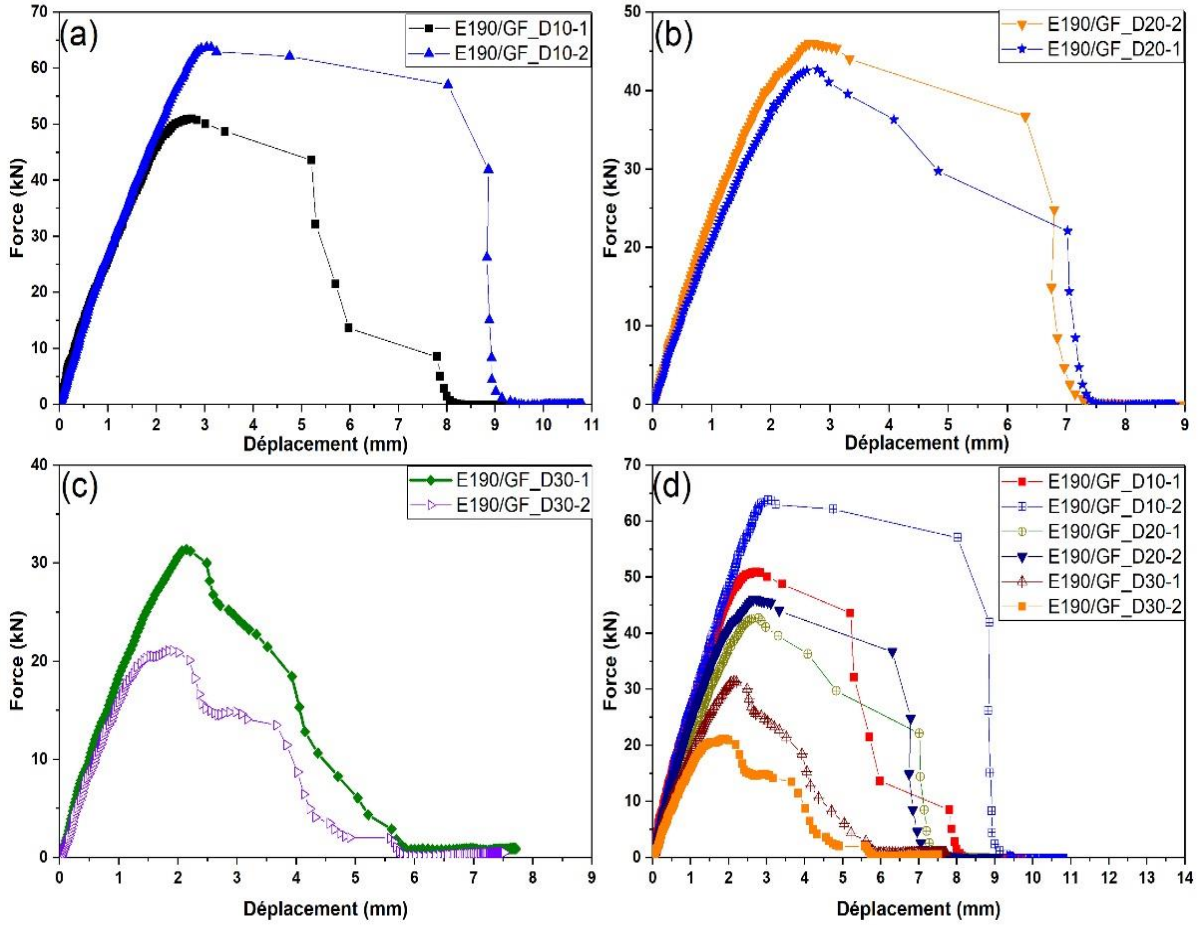


Figure 2-12. Courbes force-déplacement à 450 mm/min (a) E190/GF_D10, (b) E190/GF_D20, (c) E190/GF_D30 et (d) Effet du diamètre d'entaille sur la force maximale.

Les résultats de la **Figure 2-13** confirment l'inconvénient de la présence d'un trou circulaire (ou elliptique) comme zone propice à l'initiation et la propagation des endommagements dans une structure. Une entaille occasionne indubitablement des sur-contraintes locales qui entrainent la réduction de la rigidité et de la résistance du matériau. Ce constat a été établi dans le cas des matériaux fissurés réparés et non réparés par Rose [38] qui a permis de modéliser la valeur asymptotique du facteur d'intensité de contraites K_∞ par les expressions (2.6) à (2.9) [119].

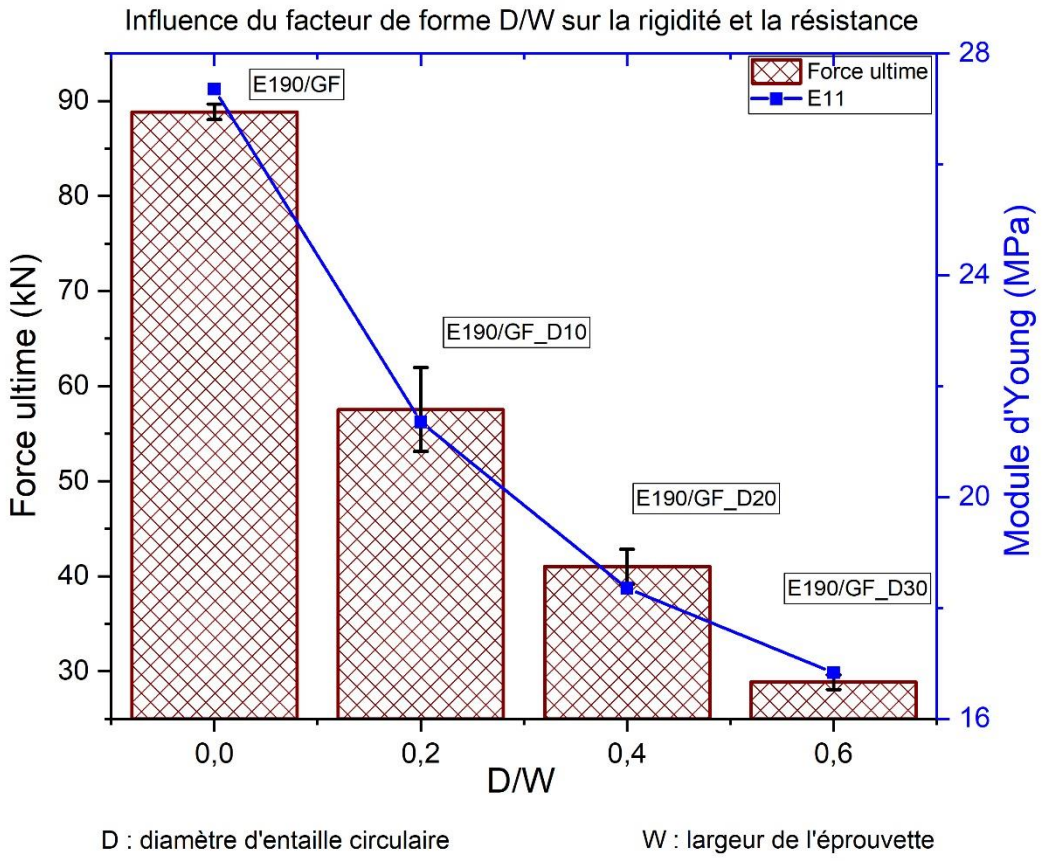


Figure 2-13. Influence du facteur de forme D/W sur la force ultime et le module d'Young pour une vitesse de déplacement de 90 mm/min.

Dans ces équations t_a, G_a, G_{ep}et G_p sont respectivement l'épaisseur, le module de cisaillement de l'adhésif et les modules de cisaillement de l'éproutte et du patch.

$$K_\infty = \sigma_0\sqrt{\pi\,\lambda} \qquad (2.6)$$

$$\pi\lambda = \sqrt{\frac{E_p t_p}{\beta\left(1+\frac{E_p t_p}{E_{ep} t_{ep}}\right)}} \tag{2.7}$$

$$\sigma_0 = \frac{\sigma E_2 t_2}{\beta(E_1 t_1 + E_2 t_2)}, \tag{2.8}$$

$$\beta = \frac{\left(\frac{t_a}{G_a}+\frac{t_{ep}}{3G_{ep}}+\frac{t_p}{3G_p}\right)}{\left(\frac{t_a}{G_a}+\frac{3t_{ep}}{8G_{ep}}+\frac{3t_p}{8G_p}\right)}$$

$$K_I = \sigma_0\sqrt{\pi\, a}\,\mathrm{F}\left(\frac{a}{W}\right)$$
$$\mathrm{F}\left(\frac{a}{W}\right) = \left[\sec\frac{\pi a}{2W}\right]^2\left[1-0{,}025\left(\frac{a}{W}\right)^2+0{,}06\left(\frac{a}{W}\right)^4\right] \tag{2.9}$$

Ces équations mettent en évidence la dépendance du facteur d'intensité de contraintes par rapport aux propriétés mécaniques de la plaque, du patch et de l'adhésive. En conséquence, les colles les plus efficaces seraient celles ayant de faibles modules de cisaillement, leur permettant de résister aux contraintes de pelage (l'amortissement des contraintes transmises au joint de colle est étroitement en rapport avec les faibles modules de cisaillement).

Le facteur d'intensité de contrainte (FIC ou SIF) en mode I caractérise en fait la répartition des contraintes située au fond de l'entaille dans un matériau élastique linéaire. Il peut aussi s'exprimer pour une plaque fissurée en son centre sous la forme de la relation (2.9) [203] où W est largeur de la plaque et $\mathrm{F}\left(\frac{a}{W}\right)$ un terme sans dimension fonction de la géométrie avec « a » la longueur de la fissure ou le diamètre d'un trou. Cette approche analytique dérivée des travaux de Kujawski [204] a été utilisée par Albedha et *al*. [119] pour la réparation dans le domaine de la technologie aéronautique. Les auteurs ont obtenu des résultats montrant une différence de valeur du facteur d'intensité de contrainte pour les petites et les longues fissures. Ils constatent en outre, que cette méthode donne une bonne approximation de l'intensité des contraintes pour les fissures réparées émanant de trous centraux elliptiques et circulaires.

En définitive, la ruine prématurée des stratifiés tissés testés aurait eu pour origine une combinaison de plusieurs phénomènes physiques parmi lesquels une augmentation des concentrations de contraintes liée à la présence de bords libres, une distribution inhomogène

des champs de contraintes et de déformations, en plus d'une succession et un cumul d'endommagements survenus au niveau microscopique et qui se sont étendus aux échelles mésoscopique et macroscopique. Les délaminages ont favorisé la baisse de la raideur des plaques trouées ainsi que la rupture des fibres due à l'augmentation de l'effort de traction. Il est admis que ces modes de dégradations réduisent drastiquement la rigidité en affectant les interfaces torons/matrice, fibres/matrice et entre couches sous-adjacentes du composite stratifié [205].

1.4. Analyse des courbes force-déplacement des éprouvettes réparées.

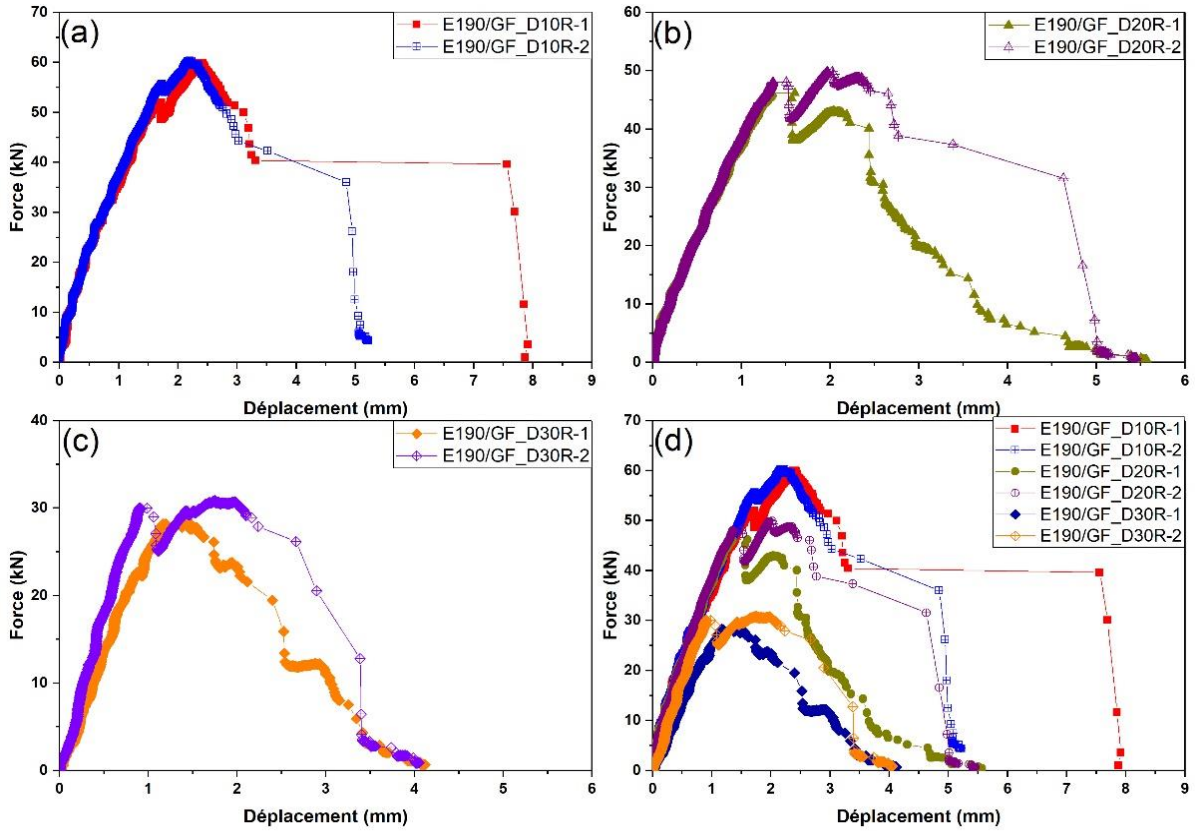


Figure 2-14. Courbes force-déplacement à 9 mm/min (a) E190/GF_D10R, (b) E190/GF_D20R, (c) E190/GF_D30R et (d) Effet du diamètre d'entaille sur la force maximale.

Les observations des courbes expérimentales force en fonction du déplacement des **Figures 2-14** à **2-16** des éprouvettes réparées, nous conduisent à faire les constatations suivantes : les éprouvettes réparées E190/GF_D(10, 20, 30)R ont des valeurs de forces maximales qui avoisinent les 65 kN, 52 ;5kN et 35 kN respectivement pour le diamètre réparé de 10, 20 et 30 mm. Bien que les diamètres d'entaillés aient été remplis de résine réparatrice E351 EOT, il n'en demeure pas moins que les efforts que peuvent supporter les éprouvettes réparées diminuent

quand le diamètre augmente. Cette observation peut trouver une explication dans la faible rigidité de la résine réparatrice comparativement à celle des renforts de fibres de verre.

Pour une vitesse de déplacement de 9 mm/min, il y a une quasi-superposition des courbes force déplacement, témoignant d'une bonne répétabilité des tests en traction (**Figure 2-14**). Les **Figures 2-15** et **2-16**, représentent respectivement les graphes pour des vitesses de déplacement de 90 mm/min et 450 mm/min.

Pour une vitesse de traverse de 90 mm/min excepté la **Figure 2-15c** où nous avons une superposition des courbes des deux échantillons, nous notons néanmoins un décalage des courbes pour les échantillons des **Figures 2-15a** et **2-15b**.

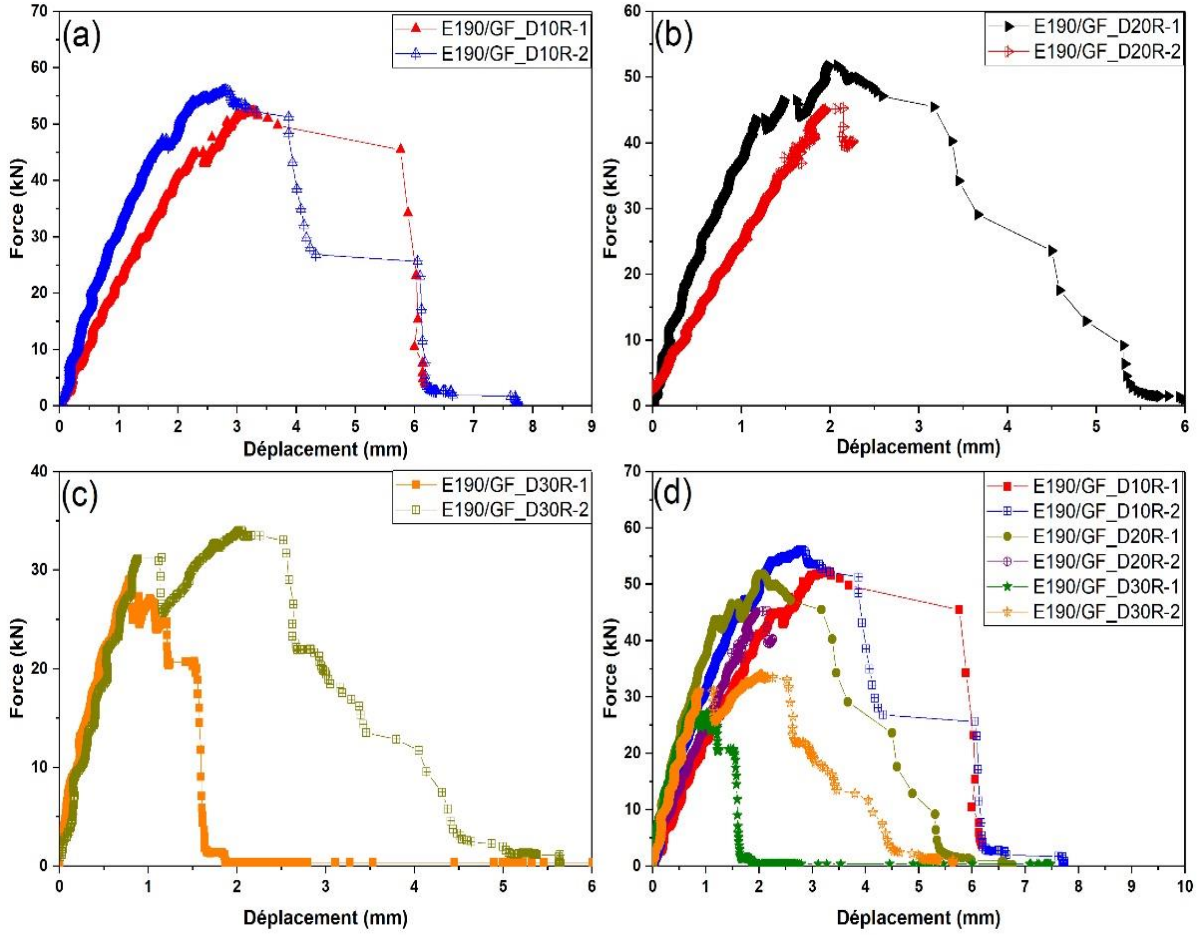


Figure 2-15. Courbes force-déplacement à 90 mm/min (a) E190/GF_D10R, (b) E190/GF_D20R, (c) E190/GF_D30R et (d) Effet du diamètre d'entaille sur la force maximale.

Ce décalage pourrait s'expliquer par le fait que certains échantillons avaient des trous non centrés. Parmi les plaques rectangulaires percées, certaines n'étaient pas des rectangles parfaits. Du coup, le programme de perçage automatique a produit sur quelques éprouvettes des entailles circulaires pas complètement centrées. De plus, l'observation visuelle des plaques avant les

découpes à laisser entrevoir des zones riches en résine au détriment des éprouvettes extraites dans les bords des panneaux.

Lorsque la vitesse de la sollicitation de la traverse passe à 450 mm/min (**Figure 2-16**), une nette différence peut être observée pour les échantillons réparés E190/GF_D10R. Pour le reste des éprouvettes réparées, les courbes se recouvrent quasiment avec des forces maximales très proches.

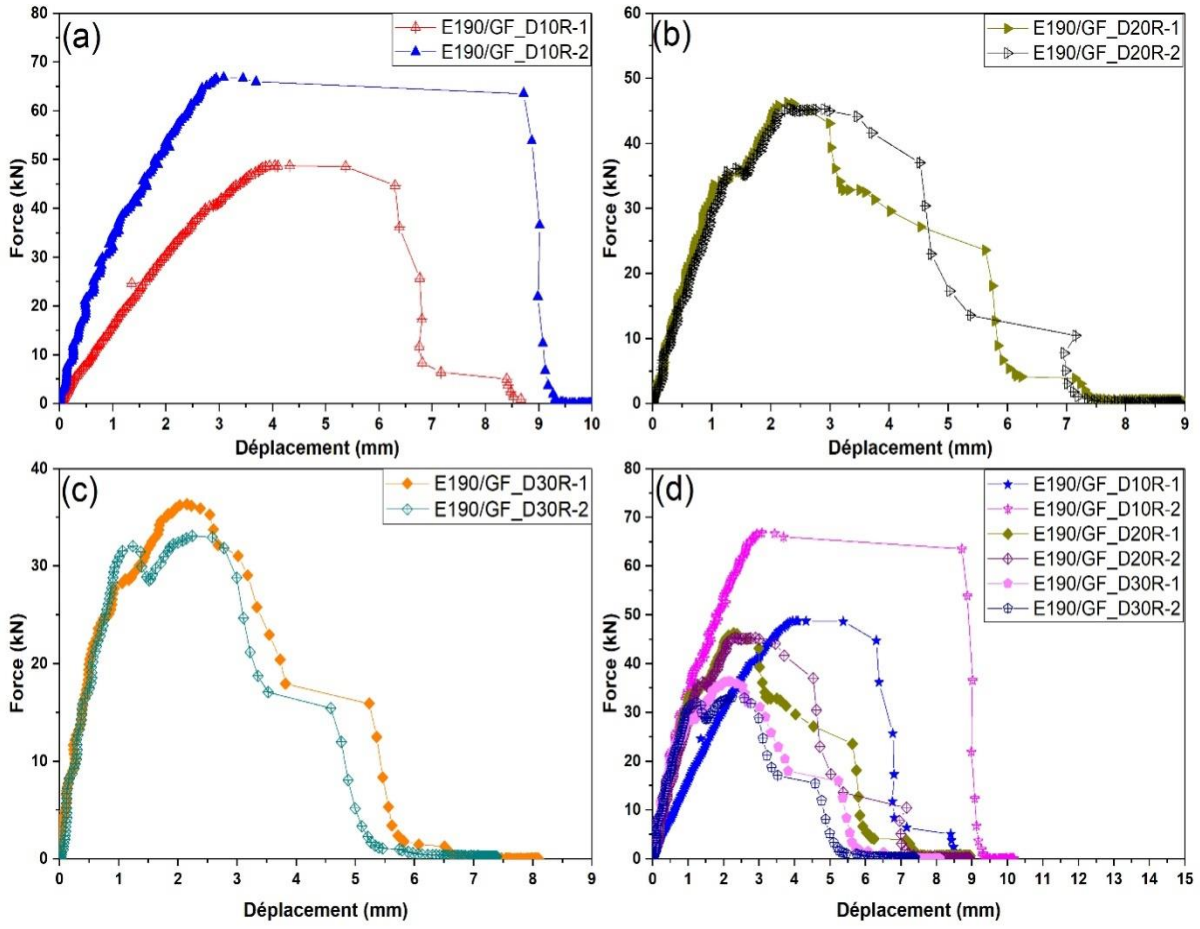


Figure 2-16. Courbes force-déplacement à 450 mm/min (a) E190/GF_D10R, (b) E190/GF_D20R, (c) E190/GF_D30R et (d) Effet du diamètre d'entaille sur la force maximale.

Les échantillons réparés présentent des efforts ultimes qui sont de 70 kN, 48 kN et 37 kN respectivement pour les composites réparés de diamètres de 10, 20 et 30 mm. Ces résultats expérimentaux permettent de nous rendre compte que l'étendu de la zone endommagée aurait une influence sur la performance de la réparation. Les courbes force-déplacement des éprouvettes réparées pour les trois gammes de vitesse traduisent explicitement l'effet de la vitesse ou cinétique d'endommagement sur les matériaux sollicités en traction. Le plateau observé sur une grande partie des courbes pourrait être attribué à la contribution du cisaillement

induit par la sollicitation de traction, tout aussi néfaste pour les composites stratifiés. Après analyse des images vidéo des tests de traction, nous proposons dans la suite, un scénario possible des mécanismes d'endommagement des échantillons testées en traction uni-axiale.

2. Scénario d'endommagement des stratifiés tissés fibres de verre/Elium ® acrylique.

L'endommagement d'un matériau est un processus de détérioration mécanique progressif se produisant au niveau local et global. Il engendre au sein du matériau des discontinuités ou fissures qui suivent généralement un processus en trois grandes étapes : l'initiation, la propagation et la rupture. L'analyse des courbes de la **Figure 2-17** fait apparaître deux zones caractéristiques : **Zone 1** et **2**. Ces courbes de la contrainte en fonction de la déformation d'un matériau sain pourraient être interprétées de manière générale comme une combinaison des différents mécanismes mis en jeu lors d'une déformation irréversible quand le matériau est soumis à un effort croissant de traction par le scénario possible suivant :

- **Zone 1** : la déformation est élastique linéaire $\sigma < \sigma_e$et correspond à l'état du matériau où la contrainte demeure inférieure au seuil de la limite élastique (σ_e). La réversibilité de la réponse du matériau se traduit par une relation de proportionnalité entre la contrainte et la déformation. On parle alors de déformations réversibles (il n'y a pas d'endommagement), ce qui se caractérise par le comportement linéaire élastique du matériau.

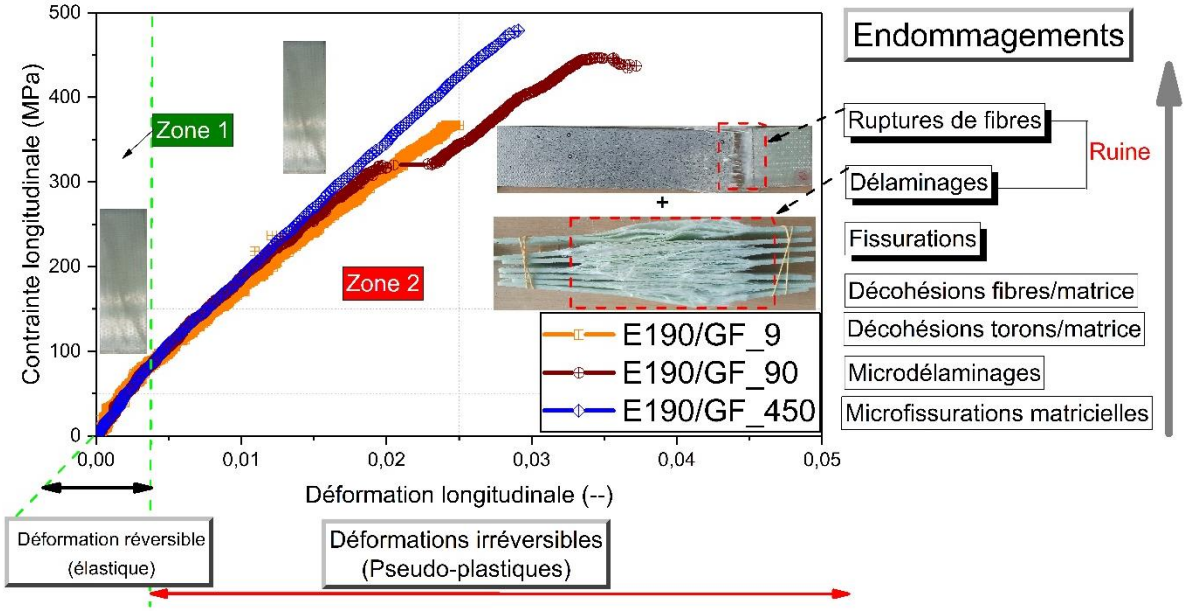


Figure 2-17. Courbes typiques de traction contrainte en fonction de la déformation des composites stratifiés et sens d'évolution des dommages éprouvettes saines.

Zone 2 : déformation irréversible de la réponse du matériau $\sigma > \sigma_e$ qui s'exprime quand l'effort augmente au-delà du seuil d'élasticité linéaire. Les endommagements croissent, se regroupent et se propagent dans le matériau stratifié à partir de l'échelle microscopique, à l'échelle du pli pour atteindre finalement l'échelle du matériau. L'amorçage des fissurations, la propagation et la rupture ou ruine complète survient dans le composite stratifié par instabilité consécutive due au cumul des endommagements.

- Scénario d'endommagement des éprouvettes percées E190/GF_D(10, 20, 30).

Pour les éprouvettes percées E190/GF_D(10, 20, 30), nous distinguons les **Zones I** et **II** (Figure 2-18a). Tandis que dans la Figure 2-18b, l'effet du facteur de forme diamètre/largeur de l'éprouvette (D/W) est toujours visible aussi sur les éprouvettes réparées E190/GF_D10R, E190/GF_D20R et E190/GF_D30R avec des charges maximales avoisinant des niveaux respectifs de 60 kN, 52,5k N et 32,5 kN. La **Zone II** se compose d'un plateau mettant en évidence une combinaison des endommagements en cisaillement ($\pm 45°$), des délaminages et des ruptures de fibres. La décroissante de l'effort serait à mettre en rapport avec la réduction de la résistance des plis sous-adjacents. Cette **Zone II** est l'émanation d'un comportement pseudo-plastique du composite stratifié tissé à matrice Elium®.

Toutefois, une superposition des courbes des éprouvettes réparées dans le domaine élastique et au-delà est constatée, traduisant une récupération de la rigidité de celles-ci. L'analyse visuelle des faciès d'endommagement post-mortem (Figure 2-18) permet d'envisager un scénario possible d'endommagement en deux phases comme suit :

- Dans la **zone I**, il y a la formation des microfissurations et des micro-délaminages. C'est l'amorçage déclenché par l'augmentation du facteur de concentration de contraintes dans le fond de l'entaille circulaire. La croissance de l'effort de traction provoque la propagation des fissures. A ce niveau, les endommagements sont encore à l'échelle microscopique. Puis, ces premières fissurations actives se regroupent et bien avant d'atteindre la force critique (Fmax) que peut supporter le matériau, il se produit les premiers délaminages qui ont lieu aux interfaces entre certains plis du composite stratifié. Lorsque la force maximale est atteinte, il y a un accroissement de la dislocation due aux contraintes locales qui entrainent une baisse de la rigidité et de la résistance des éprouvettes.

- Dans la **zone II**, la décroissance de l'effort de traction diminue progressivement les propriétés mécaniques du matériau. L'effort chute brutalement, indiquant une rupture des échantillons par instabilité due au cumul de l'endommagement et des fortes concentrations de contraintes en présence. L'initiation et la propagation des dégradations en plus des combinaisons des différents modes d'endommagement auraient conduit à l'issue des essais de traction à la ruine complète des éprouvettes percées E190/GF_D(10, 20, 30). La rupture s'est principalement localisée autour de l'entaille circulaire qui est une zone affaiblie des échantillons percés. Zhang et *al*. [187] ont montré que ces ruptures se produisent premièrement en traction sur la matrice dans les couches orientées à 90°, ce qui déclenche la rupture des fibres des couches orientées à 0° dans le sens de sollicitation quand l'effort augmente

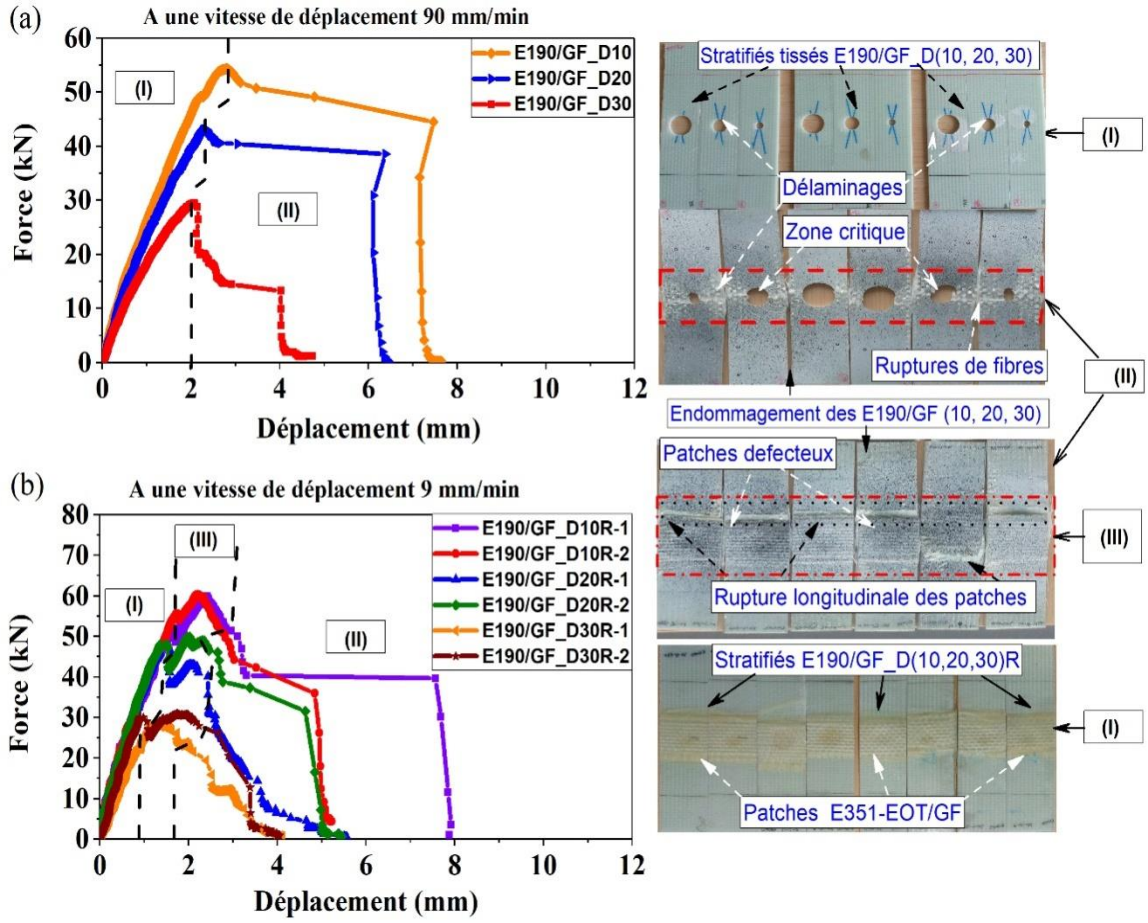


Figure 2-18. Profils des endommagements des éprouvettes (a) E190/GF_D (10, 20 30) à vitesse de déplacement 90 mm/min et (b) E190/GF_D(10, 20, 30)R à vitesse de déplacement 9 mm/min.

Pour les éprouvettes réparées E190/GF_D(10, 20, 30)R, une troisième zone est apparue : la **zone III** entre les **zones I** et **II** indiquant l'apport des patches collés sur la résistance et la rigidité des éprouvettes réparées. Une telle contribution serait essentiellement liée à la présence des doubles patches et des joints de colle qui ont renforcé les éprouvettes testées. Cette partie

de la courbe oscille entre croissance et décroissance pour rendre compte du rôle joué par les patches et les joints collés pour ralentir la propagation des fissurations. En fait, lorsque l'effort croit, les joints collés se dégradent progressivement puis rompent à cause de l'augmentation des forces de cisaillement et de pelage dans la colle. Une fois le joint collé rompu, les endommagements s'étendent rapidement en direction du fond de l'entaille circulaire. La résine réparatrice E351 EOT remplissant le trou se fissure sous le niveau élevé de sollicitation. C'est avant tout une rupture transversale des patches collés qui atteint le bouchon de résine puis au niveau des bords du trou, des délaminages se propagent dans l'éprouvette. Ce scénario est davantage détaillé dans la section ci-après.

2.1. Dégradations du collage de patches externes sous vide et scénario d'endommagement des éprouvettes E190/GF_D(10, 20, 30)R.

La réparation a conduit à la modification des courbes force-déplacement comme en témoigne les graphes de la **Figure 2-19a**. L'exploitation des courbes expérimentales force-déplacement ainsi que l'analyse vidéo des essais de traction des éprouvettes percées et réparées ont permis de reconstruire les étapes du processus d'endommagement des éprouvettes réparées. La superposition des courbes a permis une division en trois zones : **A**, **B**, **C**, traduisant séquentiellement le processus d'endommagement et une zone **D** qui exprime le gain de recouvrement à la charge ultime entre les échantillons réparés et percés.

- Dans la **zone A**, l'endommagement commence par le décollement et la rupture successive des premières couches des patches. Les oscillations dans cette partie de la courbe indiqueraient des défaillances intra-laminaires et inter-laminaires qui se produisent dans le patch de réparation. La charge augmente pour atteindre un premier pic à 45 kN. Ce niveau de charge est suffisant pour permettre à la première couche de se détacher. La charge diminue ensuite jusqu'à 42,5 kN, puis atteint un second pic à 47,5 kN, car la résistance des couches du patch est toujours liée à l'échantillon réparé. À ce stade, le décollement de la première couche n'a pas affecté le joint collé qui continue à jouer un rôle de transfert de charge dans la structure.

- Dans la **région B**, le niveau de la charge de traction augmente et un troisième pic est atteint à 53 kN. Ce pic correspond à la charge maximale à la rupture que l'échantillon réparé pouvait supporter. Il semblerait que cette charge soit suffisante pour augmenter la contrainte de cisaillement dans le joint collé. La courbe diminue de 53 kN à pratiquement 48 kN, ce qui correspondrait à l'endommagement du joint collé. Une augmentation des contraintes de cisaillement ou de pelage dans le joint collé jusqu'à un niveau critique est due à la charge de

traction élevée. Lorsque le joint collé est endommagé, il ne répartit plus correctement les contraintes dans la zone réparée. De fortes concentrations de contraintes apparaissent dans la zone affaiblie par le perçage, provoquant la propagation des dommages qui atteignent les bords libres et déclenchent le délaminage et la rupture des fibres.

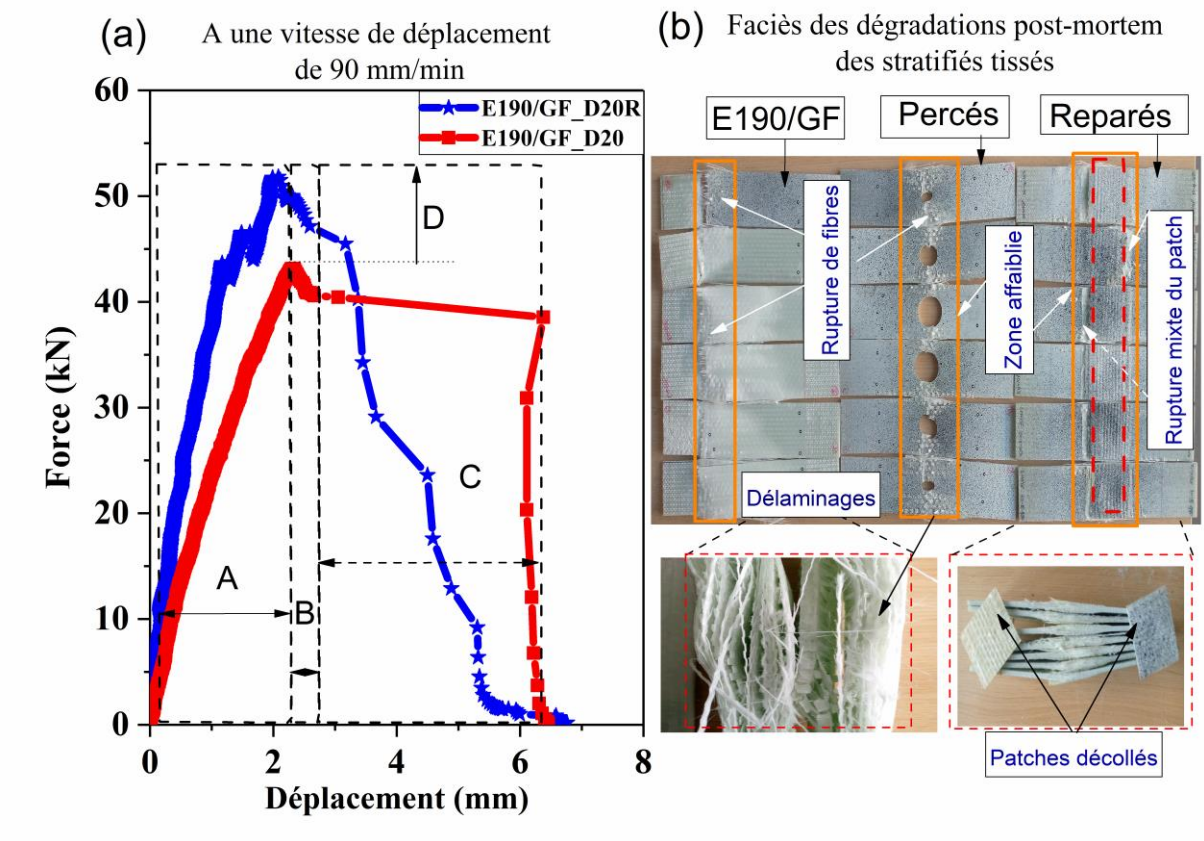


Figure 2-19. (a) Performance de la réparation des éprouvettes E190/GF_D20 et E190/GF_D20R, (b) faciès des endommages des éprouvettes saines, percées et réparées à 90 et 450 mm/min.

- Dans la **zone C**, les dommages qui ont commencé aux extrémités longitudinales des patchs auraient atteint le joint collé provoquant des ruptures mixtes (cohésives et adhésives). Puis, les dégradations ont progressé jusqu'au trou rempli de résine Elium® E351 EOT. Cette résine de réparation aurait subi des microfissures qui auraient conduit à des délaminages sur les bords du trou et provoqué la rupture des premières fibres. La décroissance de la courbe force-déplacement exprimerait ces dégradations progressives (délaminage extensif et rupture des fibres) qui atteignent chaque couche de l'éprouvette composite réparée. Une ruine complète du stratifié réparé se produirait en raison de l'instabilité structurelle liée à l'accumulation des dommages et aux forts gradients de concentration de contraintes à proximité de la zone affaiblie par le trou.

- La **zone D**, représente le gain de performance générée par la réparation (**Figure 2-19a**).

Dans le cas d'espèce on note un gap de 10 kN entre le composite stratifié réparé et percé. En effet, on constate que la charge de rupture de l'éprouvette réparée a augmenté par rapport à celle du composite percé. L'endommagement en traction des échantillons réparés conduisant à la rupture (**Figure 2-19b**) pourrait être décrit comme suit : dès que la première couche de l'un des patchs se détache, les concentrations de contraintes augmentent dans la zone réparée. Le joint collé rompt sous l'effet des contraintes élevées de cisaillement, les fissures, les délaminages et les ruptures de fibres se propagent dans la zone affaiblie par le trou. La charge est transférée aux autres couches, qui rompent à leur tour jusqu'à ce que la rigidité dans la direction du chargement soit perdue très rapidement.

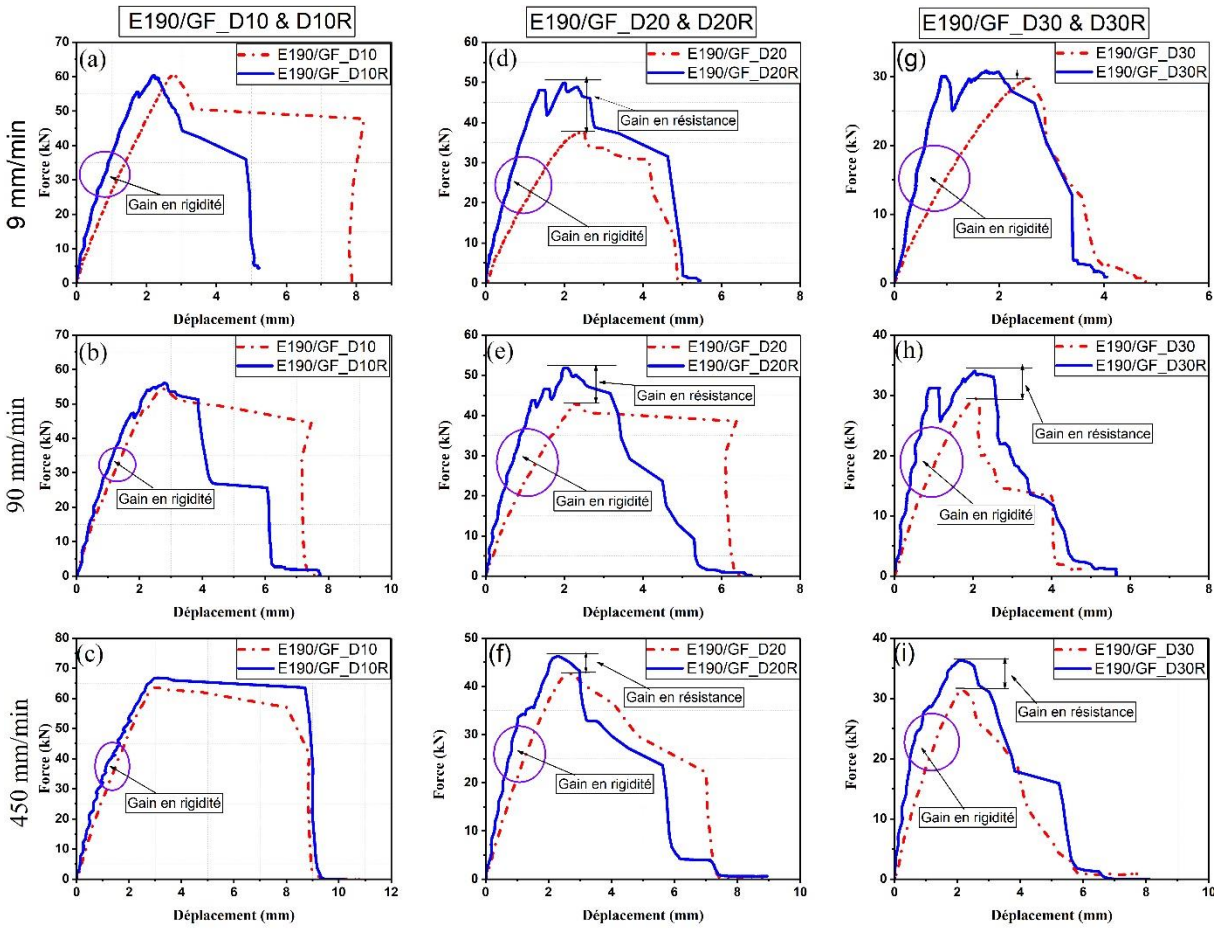


Figure 2-20. Recouvrement de la rigidité des éprouvettes réparées E190/GF_D(10, 20, 30)R par rapport aux éprouvettes percées E190/GF_D(10, 20, 30) aux trois vitesses de déplacement de la traverse.

La **Figure 2-20** comparant les courbes forces en fonction du déplacement des éprouvettes réparées et percées, nous permet de confirmer l'augmentation de la rigidité pour les trois

diamètres des éprouvettes réparées E190/GF_D(10R, 20R et 30R) comparativement aux éprouvettes percées. Cette augmentation de rigidité pourrait être attribuée à l'augmentation du taux de fibre de verre apporté par les patches de réparation. En revanche, on observe un recouvrement marginal de la résistance ultime. Bien qu'une augmentation de celle-ci soit observable quand le diamètre réparé devient supérieur à 10 mm. Enfin, les différentes allures des courbes force en fonction du déplacement pourraient être dues à l'influence de la cinétique d'endommagement.

Ces constatations nous indiqueraient que la réparation par patch composite double recouvrement aurait permis de réduire les forts gradients de concentration de contraintes en fond d'entaille circulaire. Malgré une augmentation de l'intensité du chargement avant rupture, les patches et les joints de colle à base de résine Elium (E351 EOT) sembleraient avoir transféré et répartit les efforts dans le matériau comme on a pu l'observer avec la modification des courbes forces en fonction du déplacement des échantillons testés (**Figure 2-19 et 2-20**).

3. Performance en traction de la réparation par collage sous vide de patche double.

La réparation par double recouvrement apporte à la structure de la masse supplémentaire avec comme conséquence une augmentation de l'épaisseur. En effet, la section transversale se trouve modifiée et il devient délicat de procéder rigoureusement à une comparaison des courbes contrainte en fonction de la déformation entre les différentes éprouvettes testées. Une autre méthode consiste à utiliser les champs de force et de déplacement qui ont été directement mesurés durant l'essai de traction. La performance de la réparation a ainsi été évaluée par la comparaison des courbes de la force en fonction du déplacement entre les éprouvettes saines E190/GF, percées E190/GF_D(10, 20, 30) et réparées E190/GF_D(10, 20, 30)R. Il ressort des observations minutieuses et analyses des courbes force en fonction du déplacement des **Figures 2-21** et **2-22** que la réparation par collage de patches sous vide aurait permis une amélioration de la rigidité des éprouvettes réparées par rapport aux éprouvettes saines et trouées. Cette augmentation de la rigidité serait à mettre au compte de l'ajout de patches stratifiés tissés d'une part. En effet, les patches à double recouvrement augmentent le taux de fibres des éprouvettes réparées E190/GF_D(10, 20, 30)R comparativement aux échantillons sains et percés. D'autre part, il y a une augmentation de la résistance des éprouvettes réparées par rapport à celle qui sont percées (**Figures 2-17, 18** et **19**). Le **Tableau 2-4** qui répertorie les taux de reprise de la charge ultime des éprouvettes réparées E190/GF_D(10, 20, 30)R calculés par rapport aux

percées E190/GF_D(10, 20, 30) confirme ces conclusions. De plus, ces résultats sont en accord avec ceux d'autres études de la littérature sur la traction des assemblages composites réparés par collage [47], [53], [206].

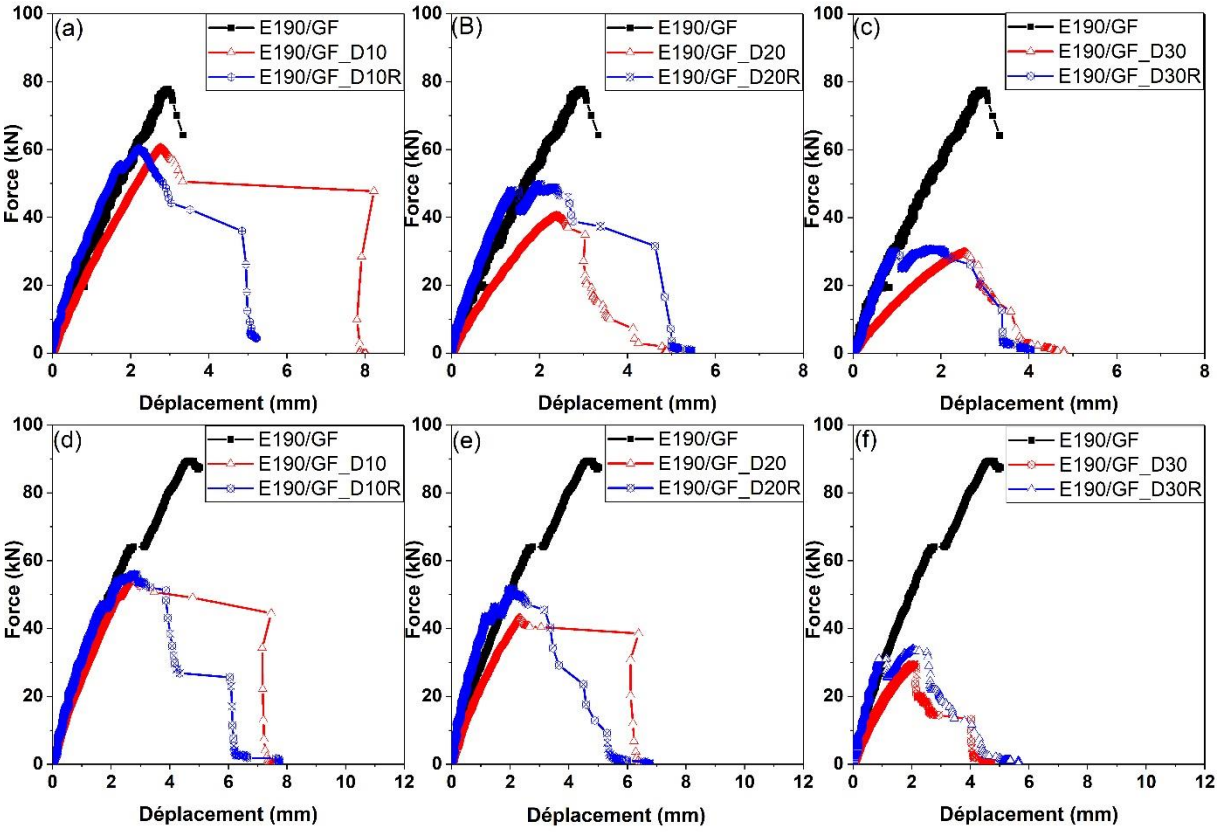


Figure 2-21. Comparaison des courbes force-déplacement des E190/GF, E190/GF_D (10, 20 30), E190/GF_D (10, 20, 30) R, (a), (b),(c) à 9mm/min et (d), (e), (f) à 90 mm/min.

Le **Tableau 2-4**, indique aussi que le choix judicieux de certains facteurs comme la nature des fibres, le type de colle, les séquences d'empilement, l'épaisseur et la forme des patchs influencent significativement la performance de la réparation par collage de patches externes symétriques ou asymétrique. Hormis le fait que la résine réparatrice E351 EOT n'a pas encore complètement été caractérisée mécaniquement à notre niveau pour une comparaison avec la fiche fournisseur, les résultats obtenus à ce stade sont probants. Les taux de recouvrement à la charge le plus élevé est celui pour lequel le bouchon de résine E351 EOT est le plus large (E190/GF_D30) pour la vitesse de déplacement de 450 mm/min soit 32,37%. Ce résultat indiquerait que la résine réparatrice thermoplastique Elium E351 EOT aurait permis d'augmenter la tolérance aux dommages de traction des éprouvettes réparées comme remarqué par Kazemi et *al*. [207]. La résine réparatrice Elium comme joint de colle et bouchon aurait

contribué aux transferts des efforts et à réduire significativement les concentrations de contraintes dans la zone jadis affaiblie (celle du trou).

Bien que des nombreuses études dans la littérature utilisent comme adhésif une résine thermodurcissable à base d'Epoxy pour leurs excellentes propriétés mécaniques. Les composites stratifiés E190/GF_D(10, 20, 30) percés ont été réparés avec un adhésif à base de la nouvelle résine innovante Elium® acrylique E351 EOT. Les résultats obtenus pour les différents essais de traction des échantillons sains, percés et réparés sont encourageants au vu de la performance des éprouvettes réparées par rapport aux éprouvettes percées.

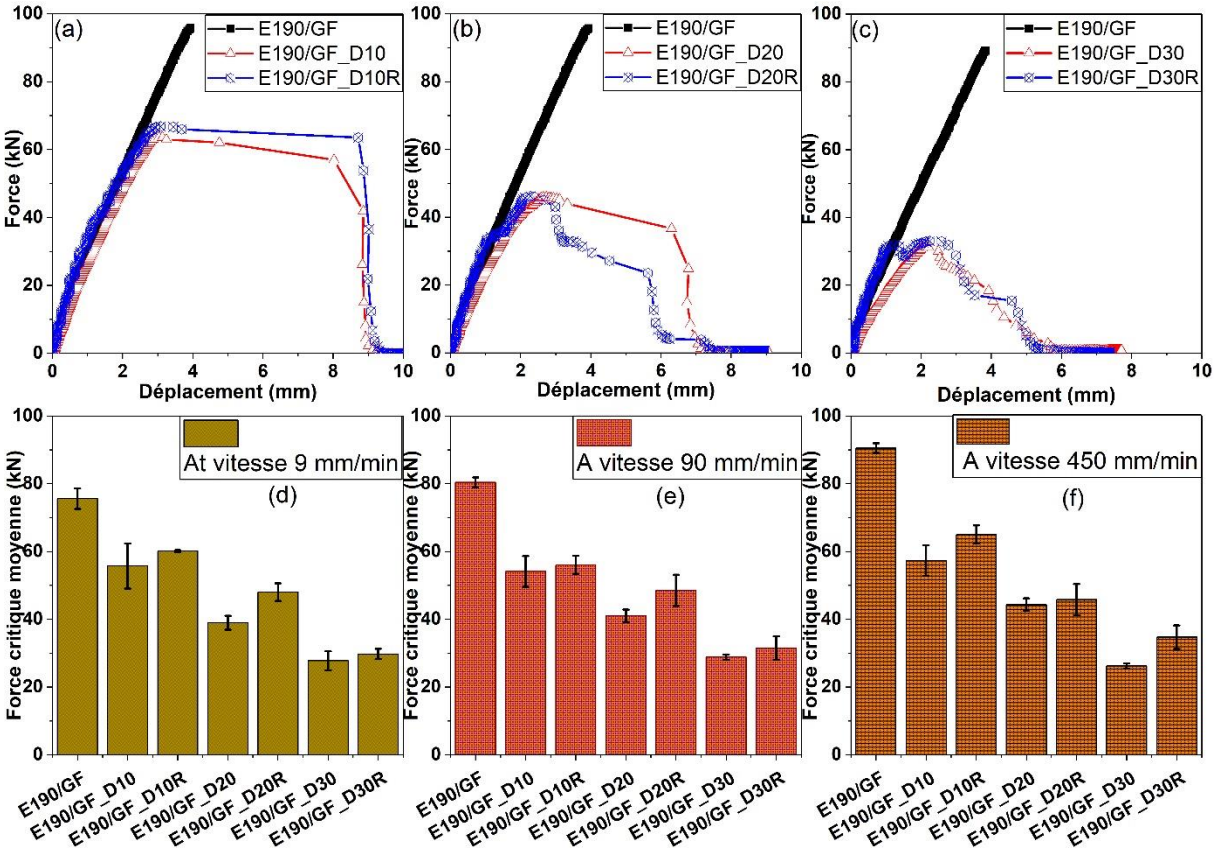


Figure 2-22. Comparaison des courbes force-déplacement et des valeurs moyennes des forces maximales des E190/GF, E190/GF_D (10, 20 30), E190/GF_D (10, 20, 30) R respectivement (a), (b), (c) 450 mm/min et (d) 9 mm/min. (e) 90 mm/min, (f) 450 mm/min.

Ces résultats mettent en exergue des taux de recouvrement moyen à la force ultime compris entre 3,55% et 32,37%. Cette amélioration pourrait être attribuée aux capacités de la résine réparatrice thermoplastique Elium® E351 EOT et des patches de fibres de verre à restaurer la rigidité et la résistance des stratifiés tissés percés de différents diamètres. En dehors de la colle, nous remarquons que le type des fibres constituant les patches (verre, de carbone, aramide, hybrides) permet d'augmenter considérablement la rigidité et la résistance des

structures réparées par collage. En définitive, la réparation par collage effectuée avec des patches stratifiés tissés de fibres de verre aurait permis de contribuer au renforcement des échantillons percés (ou endommagés). Au regard des résultats expérimentaux de la **Figure 2-22b** et du **Tableau 2-4**, nous pouvons conclure à une amélioration de la tenue à la traction pour les différents éprouvettes de composites stratifiés tissés E190/GF_D(10,20,30)R réparées par la technique physico-chimique du collage de patch externe sous vide. Toutefois, il n'en demeure pas moins que le comportement des éprouvettes réparées reste relativement éloigné des éprouvettes saines. Certes, la rigidité des éprouvettes percées est améliorée par le collage de patch, certainement par l'augmentation de l'épaisseur et du comblement du trou, en revanche la charge ultime ou force maximale n'est pas sensiblement augmentée comme cela est illustré dans les **Figures 2-21** et **2-22.**

Tableau 2-4 : Taux de recouvrement moyen à la charge des réparations par double recouvrement (DP) et simple recouvrement (SP) pour le comportement en traction.

	Stratifiés tissés E190/GF			**Sahoo et *al*. [53]**	**Bhatia et *al*. [206]**		**Jefferson Andrew et *al*. [47]**		
Patches & adhésif	Tissus de fibre de verre Elium® E351 EOT (E351 EOT/GF) Accélérateur Elium® A20			Tissus hybride carbone-fibre de verre/ Araldite GY 257 Aradur 2963	Carbone/ Araldite LY556 Aradur HY 951		Tissus fibres de verre-kevlar/ Epoxy Araldite LY556 Aradur HY 951		
Echantillons	**E190/GF_D10R**	**E190/GF_D20R**	**E190/GF_D30R**		**TH and LH**		**Type I and II**	**Type III**	**Type IV and V**
Vitesse de déplacement (mm/min)	DP	DP	DP	SP	DP	SP	DP	DP	DP
9	7,9%	23,22%	7,2%	24,4%	34,62% 4,10%	32,75% 6,11%	67,17% 73,66%	84,73%	80,53% 79,77%
90	3,55%	18,36%	9,36%						
450	13,45%	3,32%	32,37%						

Note. DP: Patch double; SP: Patch simple, E190/GF_D(10, 20, 30)R composites stratifiés réparés de diamètre 10, 20 et 30 mm, TH: Trou transverse à la direction de sollicitation, LH: Trou longitudinal à la direction de sollicitation, Type I: Échantillon réparé à l'aide de plaques de verre homogènes, Type II: Échantillon réparé à l'aide de patchs hybrides intra-pli avec 75 % de verre et 25 % de Kevlar dans les directions chaîne et trame., Type III: Échantillon réparé à l'aide de patchs hybrides intra-pli avec 50 % de verre et 50 % de Kevlar dans les directions chaîne et trame. Type IV: Échantillon réparé à l'aide de patchs hybrides intra-pli avec 25 % de verre et 75 % de Kevlar dans les directions chaîne et trame., Type V: Échantillon réparé à l'aide de pièces homogènes en Kevlar.

III. Simulations numériques des modes de défaillance des composites stratifiés tissés fibres de verre/Elium acrylique sous sollicitation de traction.

La simulation numérique constitue un outil essentiel pour l'analyse et la caractérisation du comportement mécaniques des matériaux. Elle se substitue à l'expérimentation quand celle-ci requiert un dispositif de montage lourd ou couteux pour prédire les réponses des systèmes mécaniques complexes [208]. Pour l'analyse du comportement mécanique des solides déformables, la méthode des éléments finis (MEF) utilise des approximations simples des variables inconnues dans chaque élément pour transformer les équations aux dérivées partielles en équations algébriques. La MEF traite aussi bien les milieux hétérogènes que homogènes en tenant compte des lois de comportement (l'élasticité, la plasticité ou l'élasto-viscoplastique).

L'objectif de ce section est de présenter les modèles numériques pour les calculs par éléments finis élaborés sous la version ABAQUS/CAE (6.14-5) [209] pour la simulation du comportement mécanique dans le domaine quasi-statique . Une analyse par éléments finis a été développée à l'échelle du pli élémentaire [163], [210]. La majorité des calculs ont été effectués sur un serveur informatique composé de "48" cœurs par nœud, "192 GB RAM/nœud" sur un ordinateur Intel Xeon Gold 5220R ("2.2 GHz », "35.75 MB cache ») du cluster de calculs HPCASSIOPEE du Centre d'Innovation et de Recherche Franco-Allemand Associé de Metz (CIRAM).

1. Approche par coquilles empilées ou Stacked Shell Approach (SSA).

A l'échelle macroscopique, une couche ou pli est considérée comme un matériau homogène doté des propriétés effectives du composite stratifié déterminées par homogénéisation. Les modèles de mécanique des dommages continu (MEC) et de mécanique de la rupture (Zones Cohésives (MZC)) ont été utilisés pour décrire la fissuration de la matrice, le décollement des interfaces fibres/matrice, la rupture des fibres et les délaminages inter-laminaires. Les modèles numériques des stratifiés sains, percés et réparés aussi bien pour les essais de traction que pour les tests d'impact basse vitesse ont été construits en utilisant l'approche par coquilles empilées ou SSA (Stacked Shell Approach). Des auteurs comme Schwab et *al*. [211], [212], Yu et *al*. [205] ont utilisé cette approche, de plus le SSA permet d'obtenir une prédiction fiable du délaminage. Le principal avantage de cette technique de modélisation SSA est la réduction des coûts de calcul par rapport aux méthodes conventionnelles [213], [214].

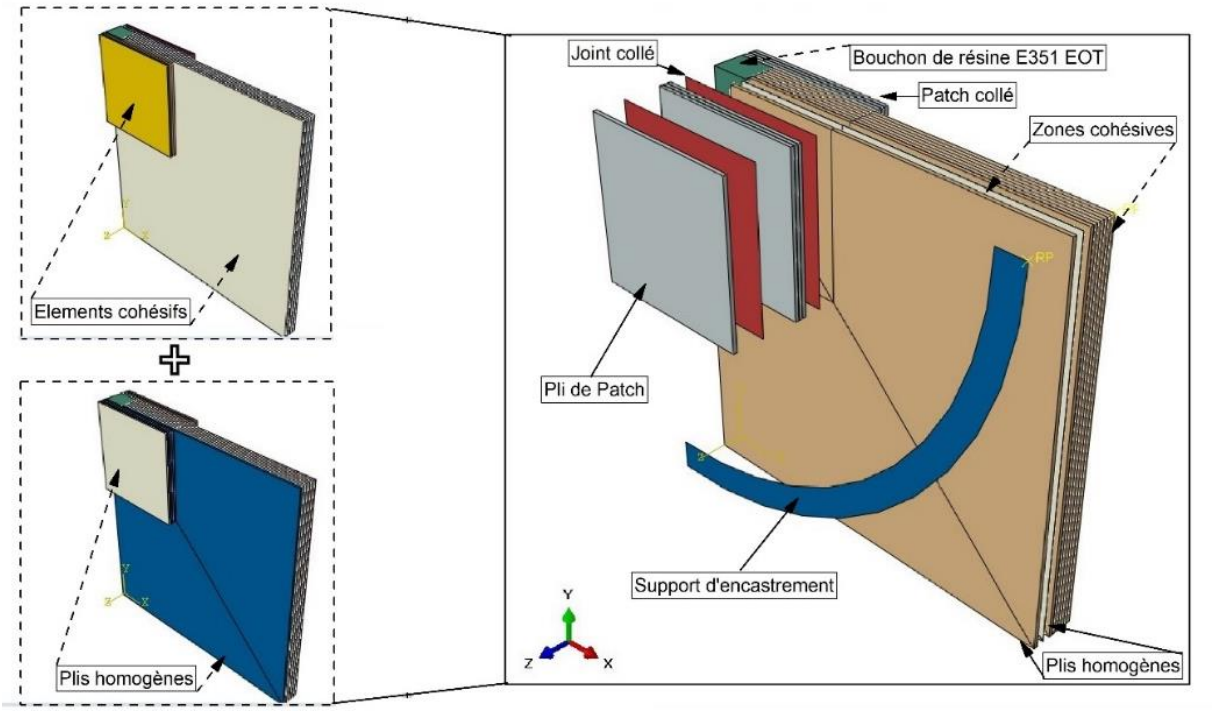


Figure 2-23. Exemple schématique de l'approche par coque empilée (SSA).

Nous avons eu recours à cette approche de modélisation par coques empilées afin de prendre en compte les dégradations inter-laminaires dans le cadre d'une méthode d'éléments finis explicites pour la prédiction de la réponse en traction du stratifié composite tissé. Une illustration de l'approche des coques empilées est présentée à la **Figure 2-23**. La continuité du déplacement entre les plis de la structure composite est assurée par l'introduction d'interfaces de contact (éléments cohésifs) retenues entre les plis par des contraintes d'attache (Tie). De cette manière, les forces sont transférées entre les plis sous adjacents, des segments esclaves aux segments maîtres.

2. Modèles EF de traction pour les simulations du comportement des composites stratifiés tissés E190/GF.

2.1. Géométrie et conditions aux limites.

En raison de l'existence de deux plans de symétries, seul un quart de l'éprouvette a été modélisé pour réduire le nombre d'éléments du modèle numérique et donc diminuer le temps de calcul associé (**Figures. 2-24**). Les dimensions des éprouvettes de traction sont : 75 mm × 25 mm × 4 mm. La structure a été modélisée en faisant l'hypothèse d'un état de contraintes planes à l'aide d'un code éléments finis. Cette hypothèse simplificatrice a été choisie pour réduire le nombre de paramètres à déterminer de 6 à 3 et viser une solution efficace. En

d'autres termes, la loi de comportement en 3D a été ramenée en 2D. De plus, les critères de Hashin et le sous-programme utilisateur qui vont être utilisés pour la prédiction de l'endommagement intra-laminaire respectivement en traction et en impact sont implémentés dans le code éléments finis Abaqus sous forme 2D. Enfin, les essais de traction et d'impact peuvent être ramenés à des problèmes plans.

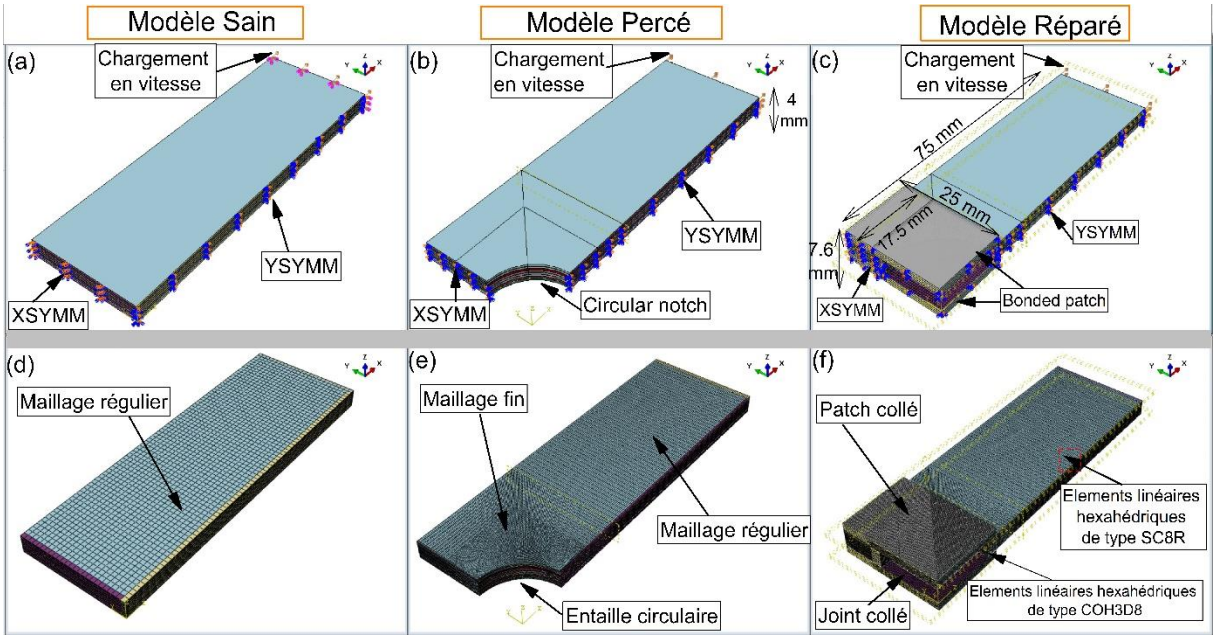


Figure 2-24. Géométries et conditions aux limites des modèles numériques : modélisation du 1/4 des structures.

Des conditions de symétrie ont été appliquées sur les faces (XOZ) et (YOZ) et un chargement en vitesse de déplacement a été imposé au sommet des éprouvettes de traction (**Figure 2-24**). Bien que le test de traction soit considéré comme une expérience statique, la modélisation de l'endommagement progressif avec la solution implicite d'Abaqus/Standard a conduit à des difficultés de convergence. Aussi, une vitesse de chargement de 1 m/s a été imposée afin d'effectuer une analyse explicite Réf. **[205]**, au détriment des vitesses expérimentales de déplacement de la traverse de 9, 90, et 450 mm/min. Cette solution permet d'équilibrer le temps de calcul et la précision tout en évitant la distorsion excessive des éléments couramment rencontrée avec l'algorithme explicite.

2.2. Maillages des modèles éléments finis.

Les critères 2D de Hashin [157] ont été utilisés pour la prédiction de l'endommagement intra-laminaire. Les couches du composite stratifié ont été discrétisées à l'aide d'éléments coques continues de type SC8R à 8 nœuds, quadrilatères dans le plan, avec une intégration

réduite, un contrôle du sablier pour des déformations finies de la membrane. Un maillage structuré a été effectué pour tous les modèles numériques de traction.

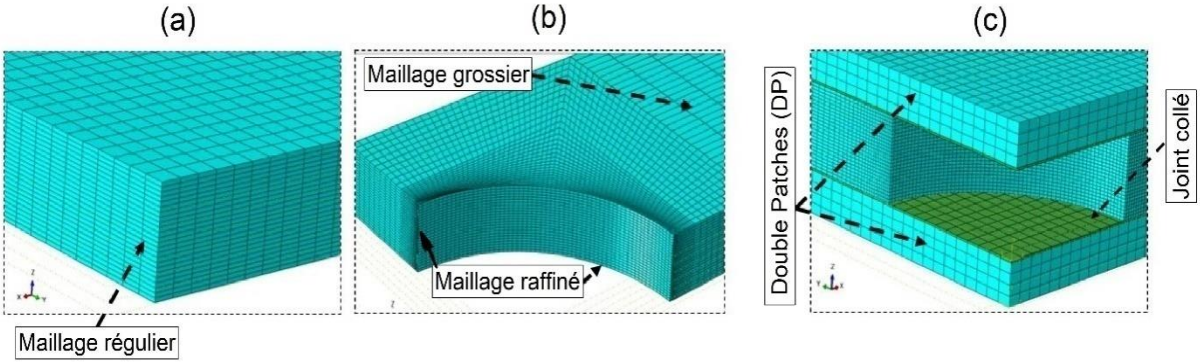


Figure 2-25. Maillages des modèles numériques de traction, (a) E190/GF, (b) Drill_D30 et (c) Rep_D20.

Les éléments coques ont été utilisés dans la présente étude pour suivre l'initiation et la propagation des dommages intra-laminaires dans le matériau selon le critère de dommage de Hashin. Pour tenir compte de la zone de l'entaille circulaire où le dommage varie rapidement pour les modèles percés et réparés, le maillage a été raffiné localement dans la zone de l'entaille circulaire respectivement pour les diamètres 10 mm, 20 mm, et 30 mm (**Figure 2-25**). Les tailles des éléments des modèles percés varient de 0,19 mm à 0,99 mm pour Drill_D10, 0,15 mm à 0,75 mm pour Drill_D20 et 0,09 mm à 0,49 mm pour Drill_D30.

3. Modélisation des endommagements intra- et inter-laminaire.

3.1. Endommagements intra-laminaires des modèles de traction.

Les critères 2D de Hashin implémentés dans le logiciel de calculs par éléments finis ABAQUS pour prédire l'endommagement anisotrope des matériaux élastiques fragiles [157], [184] ont été utilisés pour modéliser les dégradations intra-laminaires. Ces critères considèrent quatre modes de défaillance F_{ft}, F_{fc} ,F_{mt} et F_{mc} correspondant respectivement à la rupture des fibres en traction, au flambage des fibres en compression, à la fissuration de la matrice en traction et à l'écrasement de la matrice en compression [215]. Ils sont formulés sous la forme ci-après :

Fibre en traction $[\tilde{\sigma}_{11} \geq 0]$ (2.5)

$$F_{\text{ft}}=\left(\frac{\tilde{\sigma}_{11}}{X_T}\right)^2+\alpha\left(\frac{\tilde{\tau}_{12}}{\text{S}_\text{L}}\right)^2=1$$

Fibre en compression $[\tilde{\sigma}_{11} < 0]$ (2.6)

$$F_{\text{fc}}=\left(\frac{\tilde{\sigma}_{11}}{X_C}\right)^2=1$$

Matrice en traction$[\tilde{\sigma}_{22}\geq 0]$

$$F_{\text{mt}}=\left(\frac{\tilde{\sigma}_{22}}{\text{Y}_\text{T}}\right)^2+\left(\frac{\tilde{\tau}_{12}}{\text{S}_\text{L}}\right)^2=1 \tag{2.7}$$

Matrice en compression $[\tilde{\sigma}_{22}<0]$

$$F_{\text{mc}}=\frac{\tilde{\sigma}_{22}^2}{\text{Y}_\text{C}}\left[\frac{\text{Y}_C^2}{4S_L^2}-1\right]+\left(\frac{\tilde{\sigma}_{22}}{2\text{S}_\text{T}}\right)^2+\left(\frac{\tilde{\tau}_{12}}{\text{S}_\text{L}}\right)^2=1 \tag{2.8}$$

Lorsque l'une des équations (2.5) à (2.8) est vérifiée, l'endommagement se produit et la rigidité du matériau décroît. La contrainte dans de la direction longitudinale de la fibre, les directions transversales et de cisaillement dans le plan sont respectivement désignées par les composantes $\tilde{\sigma}_{11}$, $\tilde{\sigma}_{22}$ et $\tilde{\tau}_{12}$ du tenseur effectif des contraintes $\tilde{\boldsymbol{\sigma}}$. La relation entre le tenseur $\tilde{\boldsymbol{\sigma}}$ des contraintes effectives et celui **σ** des contraintes nominales est donnée par l'équation (2.9). L'équation (2.10) exprime le tenseur de souplesse élastique **S** du matériau endommagé. **M** est l'opérateur endommagement ou la matrice de passage entre deux configurations.

$$\hat{\boldsymbol{\sigma}}=\mathbf{M}:\boldsymbol{\sigma}=\begin{bmatrix}\frac{1}{1\text{-}\text{d}_\text{f}} & 0 & 0\\ 0 & \frac{1}{1\text{-}\text{d}_\text{m}} & 0\\ 0 & 0 & \frac{1}{1\text{-}\text{d}_\text{s}}\end{bmatrix}\begin{bmatrix}\sigma_{11}\\ \sigma_{22}\\ \tau_{12}\end{bmatrix} \tag{2.9}$$

$$\mathbf{S}=\begin{bmatrix}\frac{1}{(1-d_f)E_{11}} & \frac{-\nu_{21}}{E_{22}} & 0\\ \frac{-\nu_{12}}{E_{11}} & \frac{1}{(1-d_m)E_{22}} & 0\\ 0 & 0 & \frac{1}{(1-d_s)G_{12}}\end{bmatrix} \tag{2.10}$$

$$C = \frac{1}{\mathcal{D}}\begin{bmatrix} (1-d_f)E_{11} & (1-d_f)(1-d_m)\nu_{21}E_{11} & 0 \\ (1-d_f)(1-d_m)\nu_{12}E_{22} & (1-d_m)E_{22} & 0 \\ 0 & 0 & D(1-d_s)G_{12} \end{bmatrix} \quad (2.11)$$

$$\mathcal{D} = 1-(1-d_f)(1-d_m)\nu_{12}\nu_{21}\ , \quad (2.12)$$

$$d_f = \begin{cases} d_{f,}^t & \text{if } \tilde{\sigma}_{11} \geq 0 \\ d_{f,}^c & \text{if } \tilde{\sigma}_{11} < 0 \end{cases}, d_m = \begin{cases} d_{m,}^t & \text{if } \tilde{\sigma}_{22} \geq 0 \\ d_{m,}^c & \text{if } \tilde{\sigma}_{22} < 0 \end{cases} \quad (2.13)$$

$$d_s = 1-\left(1-d_{f,}^t\right)\left(1-d_{f,}^c\right)\left(1-d_{m,}^t\right)\left(1-d_{m,}^c\right) \quad (2.14)$$

L'état courant des endommagements est représenté par le paramètre $\mathcal{D}$. Les paramètres d_f^t, d_f^c, d_m^t, $d_{m,}^c$ sont des variables internes d'endommagement qui indiquent le niveau d'endommagement, respectivement des fibres en traction, en compression, de la matrice en traction et en compression. Leurs valeurs sont fournies par le code Abaqus en fonction de l'état de contraintes (**Tableau 2-5**). Ils sont initialement nuls et croissent progressivement avec le niveau d'endommagement jusqu'à la ruine complète du matériau. L'endommagement par cisaillement correspond à d_s qui est exprimé en fonction des variables précédentes pour tenir compte du couplage entre la traction et le cisaillement. Les propriétés élastiques du matériau non endommagés sous l'hypothèse des contraintes planes sont les modules d'Young longitudinal E_{11}et transversal, E_{22}, le module de cisaillement plan G_{12} et les coefficients de Poisson ν_{21}, et ν_{12}. La croissance de l'endommagement selon chaque mode est pilotée par les énergies de rupture (G_{ft} ,G_{fc} , G_{mt} , G_{mc}). Pour prendre en compte la propagation de l'endommagement dans le matériau, une loi d'évolution de l'endommagement a été associée aux critères d'initiation Hashin dans Abaqus [216]. Le **Tableau 2-6** présente les paramètres expérimentaux requis pour simuler la détérioration progressive du composite à matrice Elium acrylique/fibre de verre [13], [15]. Pour les membranes et les coques, L^c est une longueur caractéristique dans la surface de référence, calculée comme la racine carrée de l'aire. Ce paramètre fait référence à la géométrie et la formulation de l'élément (longueur typique d'une ligne traversant un élément pour un élément de premier ordre et la moitié de la même longueur typique pour un élément de second ordre).

Tableau 2-5 : Relations entre contraintes équivalentes et déplacements équivalents pour chaque mode d'endommagement [217]

Sollicitations	Conditions	Contrainte équivalente	Déplacement équivalent
Traction	$\tilde{\sigma}_{11} \geq 0$	$\sigma_{eq}^{ft} = \frac{\langle\sigma_{11}\rangle\langle\varepsilon_{11}\rangle + \alpha\tau_{12}\varepsilon_{12}}{\delta_{eq}^{ft}/L^c}$	$\delta_{eq}^{ft} = L^c\sqrt{\langle\varepsilon_{11}\rangle^2 + \alpha\varepsilon_{12}^2}$
Compression	$\tilde{\sigma}_{11} < 0$	$\sigma_{eq}^{fc} = \frac{\langle-\sigma_{11}\rangle\langle-\varepsilon_{11}\rangle}{\delta_{eq}^{fc}/L^c}$	$\delta_{eq}^{fc} = L^c\langle-\varepsilon_{11}\rangle$
Traction	$\tilde{\sigma}_{22} \geq 0$	$\sigma_{eq}^{mt} = \frac{\langle\sigma_{22}\rangle\langle\varepsilon_{22}\rangle + \tau_{12}\varepsilon_{12}}{\delta_{eq}^{mt}/L^c}$	$\delta_{eq}^{mt} = L^c\sqrt{\langle\varepsilon_{22}\rangle^2 + \varepsilon_{12}^2}$
Compression	$\tilde{\sigma}_{22} < 0$	$\sigma_{eq}^{mc} = \frac{\langle-\sigma_{22}\rangle\langle-\varepsilon_{22}\rangle + \tau_{12}\varepsilon_{12}}{\delta_{eq}^{mc}/L^c}$	$\delta_{eq}^{mc} = L^c\sqrt{\langle\varepsilon_{11}\rangle^2 + \alpha\varepsilon_{11}^2}$

Tableau 2-6 : Propriétés des matériaux et résistance du stratifié tissé fibres de verre/Elium®. [15].

Propriétés élastiques des composites stratifiés sains							
ρ (kg/m^3)	$E_{11} = E_{22}$ (MPa)	E_{33} (MPa)	$\nu_{12} = \nu_{21}$ (−−)	$\nu_{13} = \nu_{23}$ (−−)	ν_{32} (−−)	$G_{12} = G_{13}$ (MPa)	G_{23} (MPa)
1940	28671	14	0,169	0,377	0,190	6229	3202
Paramètres de résistance de la matrice et des fibres							
X_T (MPa)		X_C (MPa)		Y_T (MPa)		Y_C (MPa)	$S_L = S_T$ (MPa)
471		471		58		58	40
Ténacités							
G_{ft} (N/mm)		G_{fc} (N/mm)		G_{mt} (N/mm)		G_{mc} (N/mm)	α (−−)
44,9		39,15		44,9		39,15	1

ρ: Masse volumique E_{ii}: Modules d'Young dans la direction ii (i, j = 1,2,3).
ν_{ij}: Coefficient de Poisson dans les plans ij (i ≠ j) G_{ij}: Module de cisaillement plan et hors plan (i ≠ j).

X_T: Résistance des fibres en traction X_C: Résistance des fibres en compression
Y_T : Résistance de la matrice en traction Y_C : Résistance de la matrice en compression.
$S_L = S_T$: Résistance en cisaillement longitudinal et transverse

G_{ft} : Energie de rupture des fibres en traction; G_{fc} : Energie de rupture des fibres en compression

G_{mt} : Energie de rupture de la matrice en traction G_{mc} : Energie de rupture de la matrice en compression

α: Coefficient de contribution de la contrainte de cisaillement à l'initiation de la traction de la fibre.

Une fois l'endommagement initié dans le matériau, l'évaluation des variables d'endommagement pour chaque mode est réalisée en fonction du déplacement équivalent initial δ_{eq}^0 pour lequel le critère d'initiation pour ce mode a été satisfait et le déplacement pour lequel

le matériau est complètement endommagé dans ce même mode de défaillance δ_{eq}^{f} suivant la relation (2.15).

$$d = \frac{\delta_{eq}^{f}\left(\delta_{eq} - \delta_{eq}^{0}\right)}{\delta_{eq}\left(\delta_{eq}^{f} - \delta_{eq}^{0}\right)} \qquad (2.15)$$
$$0 \leq d \leq 1$$

3.2. Modèles de zones cohésives (MZC).

Pour prendre en compte l'hétérogénéité des composites stratifiés lié aux nombreuses interfaces (fibres/matrice, torons/matrice, et les plis entre eux) à l'origine de l'amorçage des délaminages [174], [218], un modèle de zones cohésives (MZC) a été utilisé pour traduire le principe de la zone de décohésion interfaciale entre deux couches différentes. Initialement, deux plis voisins sont liés par une interface cohésive et maintenus par des contraintes d'attaches (Tie). Le comportement mécanique de l'interface cohésive prend en compte les déplacements normaux et tangentiels relatifs (mode I, mode II et III). Par conséquent, pour considérer le comportement non linéaire et l'hétérogénéité du composite stratifié tissé à matrice acrylique, des contacts cohésifs d'une épaisseur de 0,001 mm ont été introduits entre deux couches consécutives. La réponse constitutive de la zone cohésive est définie en termes de loi traction-séparation (TSLC) bilinéaire selon la relation (2.16).

$$\begin{Bmatrix} t_n \\ t_s \\ t_t \end{Bmatrix} = \begin{bmatrix} K_n & 0 & 0 \\ 0 & K_s & 0 \\ 0 & 0 & K_t \end{bmatrix} \begin{Bmatrix} \delta_n \\ \delta_s \\ \delta_t \end{Bmatrix} \qquad (2.16)$$

$$\left(\frac{\langle t_n \rangle}{t_n^0}\right)^2 + \left(\frac{t_s}{t_s^0}\right)^2 + \left(\frac{t_t}{t_t^0}\right)^2 = 1 \qquad (2.17)$$

$$G_n^C + \left(G_s^C - G_n^C\right)\left(\frac{G_s + G_t}{G_n + G_s + G_t}\right)^{\eta} = G^C \qquad (2.18)$$

La traction normale et les composantes tangentielles de la contrainte nominale à l'interface sont respectivement t_n, t_s, t_t (2.17). Le long des trois directions, K_n, K_s, K_t font référence aux composants de matrice de rigidité des interactions et les δ_n, δ_s, δ_t aux déplacements équivalents (2.18).

Tableau 2-7 : Paramètres de la zone cohésive pour le composite stratifié tissé à matrice Elium acrylique [13].

Masse volumique	Raideur interfaciale initiale	Résistance inter-laminaire	
ρ (kg/m^3)	$K_n = K_s = K_t$ (N/mm^3)	t_n^0 (MPa)	$t_s^0 = t_t^0$ (MPa)
1940	24×10^6	80	90
Ténacité ou Taux de restitution d'énergie critique			Exposant
G_n^C(N/mm)	G_s^C(N/mm)	G_s^C(N/mm)	η
1,88	3,84	3,84	1,45

Notons entre autres que la réponse mécanique de l'interface cohésive est modélisée avec la même loi bilinéaire de traction-séparation qui relie le champ de traction (t) au saut de déplacement (δ). La rupture mixte de l'interface entre la plaque percée et le patch va occasionner la défaillance de l'assemblage collé. Cette interface patch-éprouvette est chargée de fournir la résistance requise au patch. Les énergies critiques utilisées pour la séparation en mode I et II ou mixte (2.18) sont résumées dans le **Tableau 2-7**. La combinaison des contraintes interfaciales normales et tangentielles, t_n et t_t, provoque la dégradation du joint collé qui constitue l'interface entre le patch et l'éprouvette réparée.

La propagation du délaminage est contrôlée par la ténacité à la rupture de l'interface G^Cselon la relation (2.18) pour le mode d'ouverture (I) et le mode de cisaillement (II et III) qui correspond à l'aire sous la courbe de la loi de traction séparation [219]. Les valeurs de la résistance utilisées pour les simulations des essais de traction sont contenues dans le **Tableau 2-7**. Ces valeurs critiques non pas été déterminées expérimentalement pour le composite stratifié tissé à huit plis mais, sont issues d'une étude antérieure [13] sur un composite stratifié tissé quatre plis de même type de renforts et de résine E150 (Elium 150) dont la formulation est proche du E190. Aussi, une comparaison n'a pas pu être effectuée entre les données expérimentales et les prédictions en termes de courbes force en fonction du déplacement. Nous nous sommes donc principalement focalisés sur une analyse qualitative des résultats numériques et des endommagements observés expérimentalement.

4. Simulations numériques en traction uni-axiale des composites stratifiés tissés fibres de verre/Elium® acrylique 190.

L'observation et l'analyse des prévisions d'initiation et les variables d'endommagement des modèles percés Drill_D(10, 20, 30) montrent un amorçage et une propagation des endommagements intra-laminaires au voisinage des trous. Des délaminages sont aussi présents entre certaines couches (**Figure 2-26**). Ces endommagements s'étendent progressivement sur l'ensemble de la structure jusqu'à sa rupture complète. De par la nature des critères de Hashin utilisés, nous constatons la prédominance de deux modes d'endommagement qui affectent principalement la matrice en compression et les fibres en traction (**Figure 2-27**). Sous l'effet de l'augmentation des efforts de traction, il se produit des ruptures pour les fibres orientées dans la direction de sollicitation.

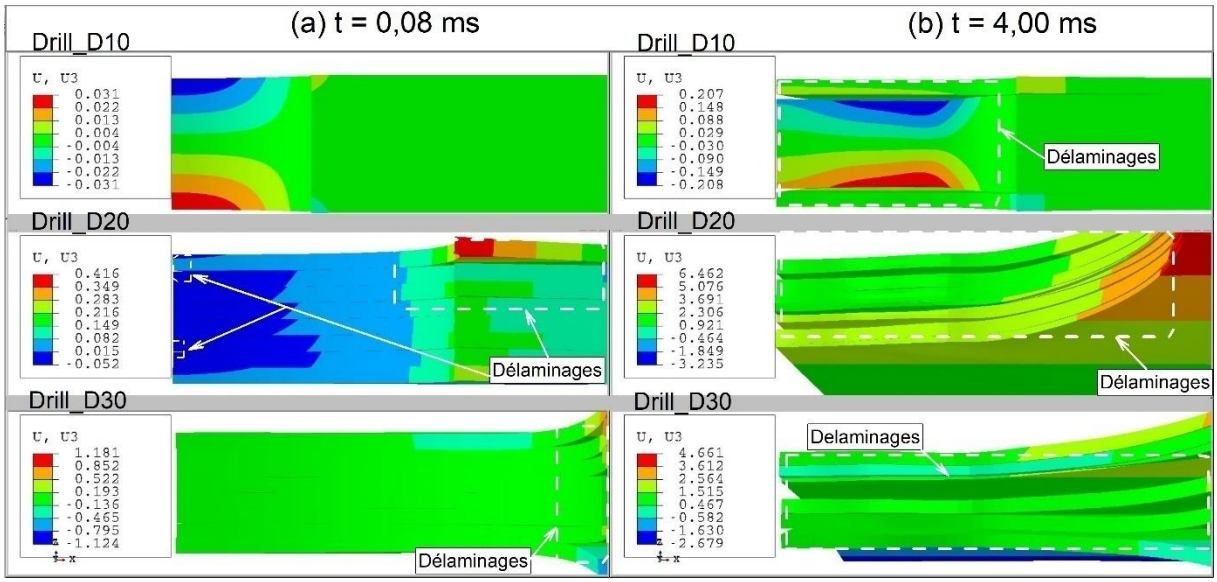


Figure 2-26. Evolution du délaminage des modèles percés Drill_D(10,20,30) en fonction du temps de simulation pour les périodes (a) t = 0,08 ms, (b) t = 4,00 ms

Ces résultats sont en accord avec les observations expérimentales et s'expliquent par l'apparition de forts gradients de concentrations de contraintes aux alentours du trou des éprouvettes percées. La variable d'endommagement des fibres en traction d'une valeur de 0,999 indique bien que cette dégradation est importante et néfaste pour le matériau en plus du délaminage qui contribue irrémédiablement à la réduction de la résistance et la rigidité (**Figure 2-27**). L'observation de la **Figure 2-27** des modèles percés Drill_D(10, 20, 30), montre que les critères d'initiation de Hashin sont satisfaits pour 3 modes d'endommagement (fissurations de la matrice en traction/compression et rupture des fibres en traction). Une valeur des variables d'endommagement de 0,9 indique une perte quasi-complète de la rigidité du matériau. En effet,

au-delà de la limite élastique, la déformation devient permanente et prononcée. Le matériau, subit des dommages néfastes qui détériorent ses propriétés mécaniques. De plus, l'accumulation et la combinaison de fissures matricielles, des délaminages et de ruptures de fibres finissent par réduire considérablement la résistance et la rigidité des composites stratifiés tissés percés, qui finissent par se rompre sous l'effet de la charge appliquée.

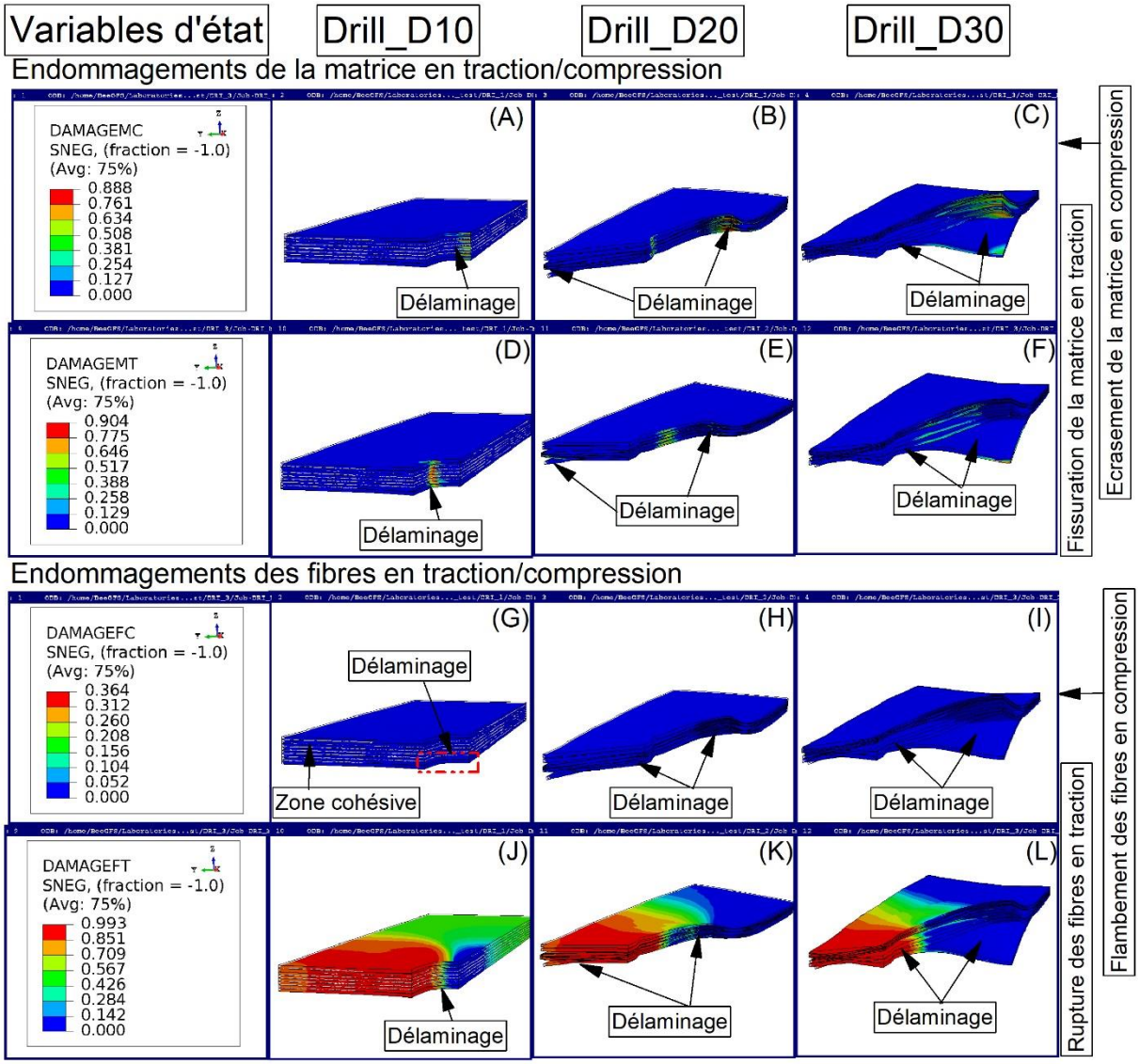


Figure 2-27. Etats déformés: variables d'endommagement pour une période de temps de simulation de t = 4,00 ms des modèles percés(A), (D), (G) et (J) 10 mm, (B),(E), (H) et (K) 20 mm, (C), (F), (I) et (L) 30 mm.

Les **Figures 2-26** et **2-27** montrent la distribution des endommagements tels que prédits par les simulations numériques effectuées sur les modèles percés. L'effet de la taille du trou ou du facteur de forme D/W (diamètre/largeur) est remarquable au vu de l'étendue des délaminages sur chaque échantillon testé. Les zones de délaminage sont plus importantes pour un facteur de

forme de 0,6 (diamètre de trou 30 mm). En effet, la présence de bords libres favorise l'initiation et l'évolution des endommagements intra-et-inter-laminaires essentilement dus aux fortes concentrations de contraintes locales dans le fond de l'entaille circulaire. Guo et *al*. [220] ont également souligné cette observation dans leur étude numérique et expérimentale, où ils ont mis en évidence l'effet critique de la taille du trou sur le gradient de concentrations de contraintes. Entre autres, sur la base d'analyses tomographiques et d'une micro-observation, ces auteurs ont mis en exergue les dommages affectant les torons dans les directions chaîne et trame du composite stratifié tissé.

L'augmentation de la concentration de contraintes conduit inévitablement à la dégradation progressive de l'interface cohésive qui se manifeste par une baisse des propriétés mécaniques selon les critères de Hashin. Le délaminage est évidemment un mode de ruine catastrophique pour un composite stratifié qu'il soit unidirectionnel (UD) ou tissé car ce mode d'endommagement affecte graduellement la résistance et la rigidté mécanique des matériaux composites. Ce dommage progressif à l'interface entre deux couches d'un composite stratifié a été modélisé par un modèle de zone cohésive (MZC) en mode mixte.

Tout au cours de la simulation, nous observons l'apparition du délaminage au fond de l'entaille circulaire en fonction du temps pour les modèles EF Drill_D(10, 20 ,30). Entre autres, des dommages par cisaillement ont été observés expérimentalement et pourrait être expliqués par la présence d'un écrouissage lié à la réorientation progressive des plans de glissement. Ces dommages ont été reproduits par les modèles numériques par éléments finis, mais n'ont pas été représentés. Dans le cadre de leur étude sur le comportement en traction du composite tissé hybride carbone/verre entaillé d'un trou circulaire, Yu et *al*. [205] ont également constaté l'apparition de cet endommagement en cisaillement similaire à celui observé lors d'un essai de traction réalisé dans la direction 45° sur une structure sandwich.

Expérimentalement le trou a été rempli de résine, bien que la réparation ait consisté à assembler sous vide via un adhésif (résine de réparation E351 EOT) un composite stratifié tissé percé avec des patches en fibres de verre double recouvrement. Au niveau numérique le remplissage du trou n'apporte pas un effet supplémentaire significatif sur la restauration des propriétés mécaniques [94], [198] si ce n'est d'augmenter le nombre d'éléments et de nœuds du modèle. Par conséquent, les modèles de réparation Rep_D(10, 20, 30) ne comportaient pas de bouchon de résine.

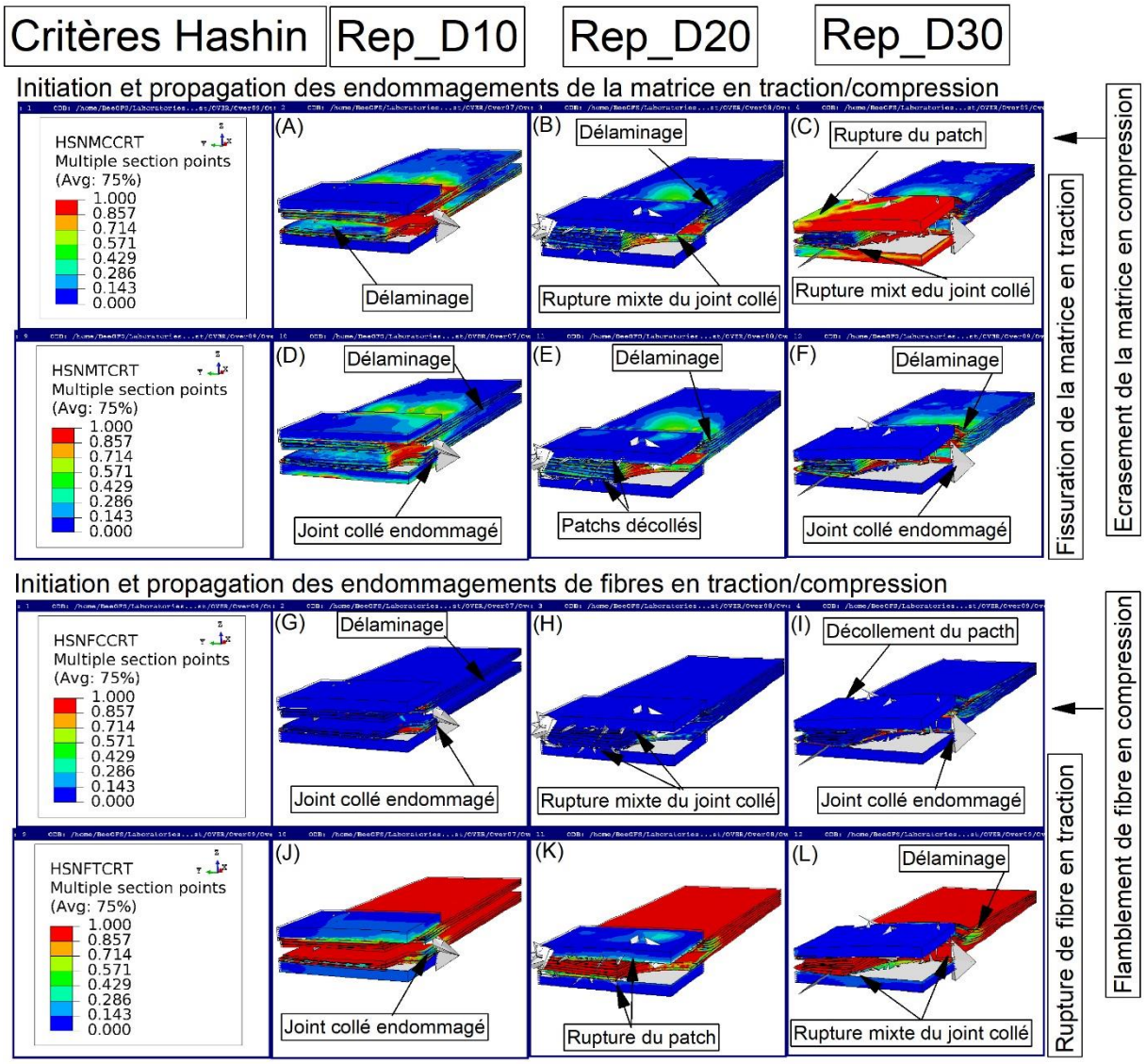


Figure 2-28. Etats déformés des modèles réparés : critères d'initiation des endommagements des modèles réparés Rep_D(10, 20, 30) pour une période de temps de simulation de t = 4,00 ms

La cartographie telle que représentée par la **Figure 2-28** indique que la contrainte de traction appliquée a conduit premièrement à une rupture mixte (adhésive et cohésive) des substrats pour les trois modèles étudiés. La propagation des fissures aurait été initiée dans le joint collé principalement à cause d'un niveau croissant de contrainte dans la colle. Il s'en est suivi une rupture longitudinale des patches se manifestant par un décollement des substrats (composite stratifié tissé et patches). Ainsi l'évolution de ces fissures ont conduit à la détérioration de l'interface cohésive (joint collé) entre les patches et l'échantillon réparé. La rupture mixte des plaques collées a été favorisée par l'augmentation des contraintes de cisaillement et de flexion dans les joints collés. L'interface collée a donc été endommagée dans les modèles réparés. Ainsi, pour le même type de chargement, l'endommagement semblerait

avoir été initié plus rapidement dans les échantillons ayant respectivement un facteur de forme plus grand 0,6 (30/50), 0,4 (20/50) et 0,2 (10/50) c'est-à-dire les modèles de diamètre d'entaille plus grand et donc ayant une surface de collage plus petite.

Les résultats des simulations numériques (**Figure 2-28**) sur les modèles réparés Rep_D(10, 20, 30) comparativement aux percés Drill_D(10, 20, 30) ont révélé un quatrième mode d'endommagement : le flambage de fibres conformément aux 4 modes de dégradation prévus par la théorie de Hashin. Cependant, les constatations suivantes sont faites : (i) l'influence du facteur de forme D/W ou encore du diamètre de l'entaille circulaire sur l'élargissement de la zone endommagée est persistante, (ii) la présence de fortes concentrations de contraintes locales dans le joint collé et dans le fond de l'entaille circulaire après rupture du joint collé favoriserait fortement l'initiation et la propagation de l'endommagement intra- et inter-laminaire, (iii) les ruptures adhésives et cohésives sont principalement dues à des contraintes de cisaillement et de pelage au-dessus de la résistance mécanique du joint collé. En effet, les dommages atteignent tout d'abord la matrice Elium® qui est moins rigide avec un module d'Young de l'ordre 3,3 GPa [11], [129] contre 73 GPa pour la fibre de verre [58], les fissurations longitudinales et transversales croissent sous l'effet de l'augmentation de la charge. Une fois que la matrice perd sa capacité à transférer les efforts aux renforts, la décohésion inter-plis se produit dans un second temps et entraîne une diminution de la rigidité et provoque la propagation des fissures aux plis environnants. Enfin, les flambages et les ruptures des premières fibres débutent et progressent sur le composite stratifié tissé au fur et à mesure que la force augmente, ce qui conduit à une ruine par instabilité de la structure due au cumul des dégradations.

L'analyse des modèles numériques de réparation (Rep_D10, Rep_D20 et Rep_D30) permet de se rendre compte des similitudes des modes d'endommagement avec les modèles non réparés (Drill_D10, Drill_D20 et Drill_D30). Les mécanismes d'endommagement observés à l'intérieur des modèles des composites stratifiés percés sont les mêmes que ceux observés pour les échantillons réparés. Dans le cas des composites stratifiés réparés, en plus des dommages déjà observés, il y a l'ajout des ruptures mixtes (cohésives et adhésives) des joints collés principalement liées aux contraintes de cisaillement et de flexion dans le joint collé en raison de l'augmentation des forces de traction appliquées à la structure. Dans le cas des échantillons réparés, la rupture commence d'abord dans le joint collé et se propage ensuite au niveau du bouchon de résine jusqu'à la ruine complète du matériau.

Conclusion.

Le collage est une technique de réparation qui connait un plein essor au niveau industriel. Quoique délicate à mettre en œuvre, la réparation par collage externe ou interne permet d'améliorer les performances mécaniques d'une structure en cours d'endommagement. En effet, le joint collé ou interface adhésive est davantage préféré pour son excellent rôle dans la transmission de charge et la réduction des concentrations des contraintes. La réalisation d'un bon collage est avant tout conditionnée par la maîtrise de nombreux paramètres tels que le contrôle de l'épaisseur du joint de colle. L'originalité du collage proposé dans notre étude repose entièrement sur l'utilisation d'une résine réparatrice thermoplastique à base d'Elium E351 EOT faisant office de colle et de l'emploi de la feutrine afin de contrôler et optimiser l'épaisseur du joint. La méthode de réparation par collage externe sous vide élaborée a ainsi permis d'obtenir de fines épaisseurs de joint pour l'ensemble des éprouvettes réparées. Les campagnes de mesures expérimentales de traction ont permis de montrer que cette sollicitation peut aussi bien endommager les matériaux sains que réparés. L'analyse des courbes expérimentales obtenues ont permis d'évaluer la performance à la traction du composite tissé à matrice Elium acrylique. Le protocole de réparation par collage sous vide de patch double a permis d'apporter plus de rigidité et relativement moins de résistance aux éprouvettes réparées par rapport au matériau sain. En outre, le collage via le joint collé à non seulement transmis les efforts aux patches mais aussi réduit considérablement les concentrations de contraintes dans la zone affaiblie (maintenant réparée). Bien que la réparation par collage soit une bonne alternative au rivetage/boulonnage, une de ses faiblesses réside néanmoins dans l'existence d'un champ singulier de contraintes en traction σ et cisaillement τ qui apparaît dans les joints. Aussi, est-il conseillé d'utiliser des adhésifs de faible module de cisaillement, il n'en demeure pas moins que la colle reste l'un des facteurs déterminants pour une réparation de qualité. L'efficacité du collage, et la robustesse de ces assemblages collés ont été mesurées à partir des essais mécaniques. De plus, la répétition de ces tests a permis entre autres, une estimation plus appropriée de la fiabilité. La simulation numérique par calculs éléments finis quant à elle a contribué à rendre compte des modes de dégradation intra-et-inter-laminaires observés expérimentalement. La présence d'une entaille circulaire a évidemment pour effet l'augmentation des surcontraintes en fond d'entaille avec comme conséquence directe l'initiation et la propagation des dommages préjudiciables à la tenue mécanique du matériau composite stratifié.

Chapitre 3 : Approche expérimentale et numérique du comportement à l'impact basse vitesse des composites stratifiés tissés fibres de verre/Elium acrylique réparés.

Sommaire

Introduction 117

I. Détermination des propriétés effectives des composites stratifiés E190/GF au moyen du logiciel Digimat FE. 118

1. Génération du V.E.R et maillage voxel 118

2. Propriétés effectives du composite stratifié fibres de verre/Elium® acrylique. 119

II. Effet de la réparation sur le comportement à l'impact basse vitesse d'un composite stratifié fibres de verre/Elium acrylique. 120

1. Décomposition de l'énergie incidente d'impact. 121

2. Analyse des résultats des tests d'impact basse vitesse. 122

2.1. Courbes énergie-temps et force-déplacement des composites stratifiés sains E_GF. 122

2.2. Courbes énergie-temps et force-déplacement des composites stratifiés réparés E_10R, E_20R et E_30R. 125

3. Tenue à l'impact basse des éprouvettes réparées par collage de patch symétrique sous vide avec la résine réparatrice Elium E351 EOT. 130

4. Faciès d'endommagements des composites stratifiés tissés Elium® acrylique/fibres de verres sous impact basse vitesse. 135

III. Simulation numérique du comportement à l'impact basse vitesse des composites stratifiés fibres de verre/Elium acrylique après réparation..... 137

1. Construction des modèles EF pour les simulations de la tenue à l'impact basse vitesse. 137

1.1. Géométrie et conditions aux limites. 137

1.2. Maillages des modèles éléments finis d'impact basse vitesse. 138

2. Modélisation des endommagements intra- et inter-laminaire du composite stratifié. 139

2.1. Réponses intra-laminaires des composites tissés sous sollicitation d'impact basse vitesse : modèle du pli homogène. 139

2.2. Endommagements dans les directions trame et chaîne du pli tissé. 140

2.3. Endommagement en cisaillement de la matrice. 143

3. Analyse éléments finis des résultats des simulations numériques des composite stratifiés fibres de verre/Elium® acrylique 190 et comparaison avec les résultats expérimentaux. 144

3.1. Comparaison des résultats des simulations aux données expérimentales. 144

3.2. Cartographie des endommagements d'impact obtenu par simulation. 147

4. Etude des facteurs géométriques influençant la réparation par collage de patches composite double recouvrement. 152

4.1. Analyse des courbes énergie-temps et force-déplacement. 154

Conclusion. 156

Introduction

L'essai d'impact est une expérience physique dont l'objectif consiste à reproduire un chargement susceptible de provoquer des défauts accidentels aux différentes échelles du composite stratifié. Deux types de chocs sont souvent mis en œuvre : ceux avec une tour de chute et une masse tombante et celui avec un pendule charpy. Wang et Xian [221] dans une revue de littérature liste cinq mécanismes d'endommagement intervenant lors de l'impact d'un composite polymère renforcé de fibres. En dehors des facteurs importants comme le type de fibres et de l'énergie d'impact contribuant à la diminution de la performance à l'impact des CFRPs, les auteurs établissent aussi les endommagements comme l'une des causes importantes de la baisse des propriétés mécaniques du matériau composite stratifié. Parmi ces dégradations, il y a les fissurations matricielles, les délaminages et les ruptures de fibres qui sont mises en évidence par des auteurs tels que Matadi Boumbimba et *al*. [34], et Bouvet [222].

Dans cette double étude expérimentale et numérique, nous investiguons sur le comportement à l'impact basse vitesse ou basse énergie des composites stratifiés tissés à matrice Elium réparés par collage sous vide. Des panneaux composites stratifiés ont été préalablement endommagés (percés d'entailles circulaires de diamètres variables) et réparés par collage de patches symétriques. La réparation constitue une alternative mécanique et une opportunité économique rentable pour restaurer l'intégrité structurelle d'un matériau en cours d'endommagement en lieu et place du remplacement d'une structure ou d'une partie de celle-ci. En renforçant le composite stratifié endommagé, les patches et les joints collés vont contribuer à freiner la propagation des dégradations et à rallonger sa durée de vie. Trois niveaux d'énergie d'impact 30, 60 et 90 J ont été mis à contribution pour la réalisation des essais d'impact. Ces niveaux d'énergie correspondent à des vitesses respectives de 2,449, 3,464 et 4,423 m/s associées aux vitesses des gravillons. Dans ce chapitre, nous avons évalué la performance de la réparation par collage symétrique des composites renforcés de fibres de verre percés. Les résultats expérimentaux ont été confrontés aux prédictions numériques d'un modèle de réparation par éléments finis. Les propriétés effectives du composite stratifié tissé sain E190/GF ont été déterminées par une approche d'homogénéisation multi-échelle à champ complet avec le code de calcul Digimat FE. Les propriétés mécaniques obtenues sont ensuite introduites dans le logiciel Abaqus pour la modélisation du comportement à l'impact basse vitesse des composites stratifiés à matrice Elium réparés par collage externe sous vide.

I. Détermination des propriétés effectives des composites stratifiés E190/GF au moyen du logiciel Digimat FE.

Le code de calcul Digimat [223] est un logiciel de modélisation micromécanique des matériaux composites qui compte parmi ses modules, deux modules (Digimat MF et Digimat FE) qui servent à la détermination des propriétés effectives des matériaux composites. Le module Digimat FE qui nous intéresse utilise l'homogénéisation par la méthode des champs complets au moyen des éléments finis (EF) pour homogénéiser le V.E.R d'une microstructure complexe (composite tissé).

1. Génération du V.E.R et maillage voxel

Le matériau de notre étude est un composite renforcé de fibres de verre tissés à matrice Elium 190 (E190/GF). C'est un thermoplastique à fibres longues ou continues dont l'homogénéisation permet de rendre compte de l'influence de la fraction volumique des fibres, de la nature tissée des renforts, du diamètre des fibres, des interfaces fibres/matrice, torons/matrice. Dans la suite, le module Digimat FE a permis de générer le V.E.R du composite stratifié E190/GF (**Figure 3-1**). Des chargements en traction uni-axiale ont été appliqués sur le V.E.R, pour déterminer les modules d'Young et les coefficients de Poisson longitudinaux et transverses.

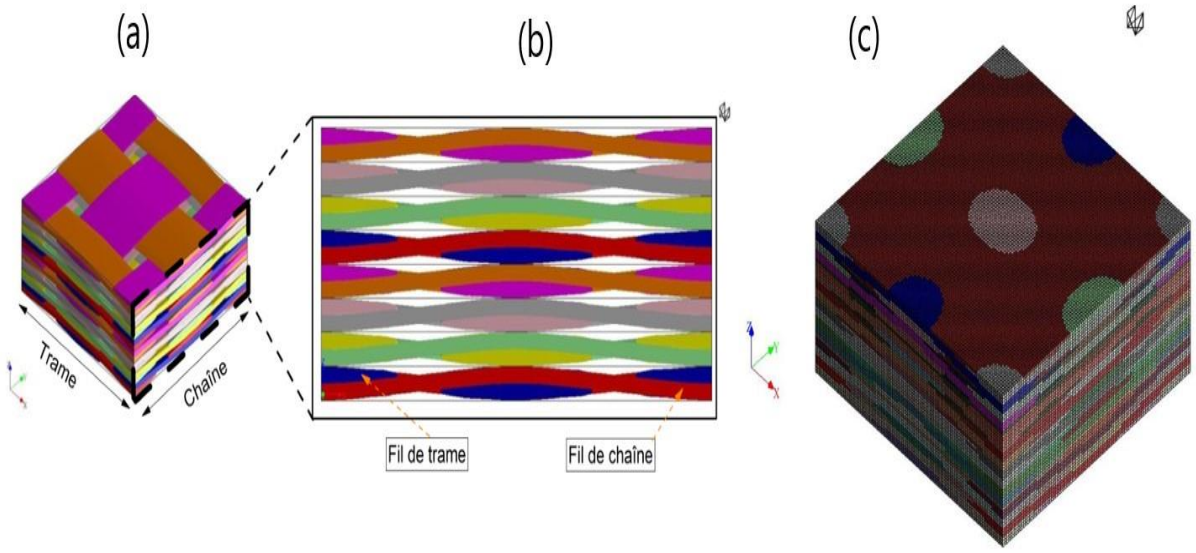


Figure 3-1. V.E.R du composite stratifié tissé E190/GF : (a) V.E.R tissé, (b) Vue géométrie dans l'épaisseur des fils de trame et de chaîne (c) maillage voxel.

Le V.E.R est constitué par huit plis de tissus de verre superposés d'architecture toile enrobés dans une résine Elium®. Les constantes élastiques nécessaires à la modélisation de la structure sont obtenues pour la résine Elium®, et pour les torons dans les Réfs. [58], [129], [224]. La microstructure des matériaux composites à renforts tissés est complexe à cause de nombreuses interfaces entre torons. La discrétisation du V.E.R a été effectuée par un maillage voxel qui attribue à chaque élément (toron, matrice) contenu dans une grille 3D des propriétés en fonction de leur position. Dans la littérature le maillage voxel est souvent mis à contribution pour prédire les propriétés élastiques dans le cadre de l'homogénéisation [225], [225], [226], [227].

2. Propriétés effectives du composite stratifié fibres de verre/Elium® acrylique.

La détermination des propriétés effectives du composite stratifié fibres de verre/E190 à architecture toile a été réalisée pour un taux volumique de fibres de 55%.

Tableau 3-1 : Propriétés effectives du composite stratifié fibres de verre/Elium 190 obtenu avec Digimat FE.

Constituants élémentaires						
Verre E **[10]**				Elium [129]		
E_f	ν_f	G_f		E_m	ν_m	G_m
(GPa)	(--)	(GPa)		(GPa)	(--)	(MPa)
73	0,22	29,9		3,30	0,37	1,14
Propriétés effectives : modules élastiques du stratifié tissé sain E190/GF						
$E_{11}=E_{22}$	E_{33}	G_{12}	$G_{13}=G_{23}$	$\nu_{12}=\nu_{21}$	ν_{31}	$\nu_{31}=\nu_{23}$
(GPa)	(GPa)	(GPa)	(GPa)	(--)	(--)	(--)
28,67±0,0001	14,44±0,0002	6,229±0,0001	3,202±0,0001	0,170	0,190	0,376

Les données listées dans le **Tableau 3-1** ont été calculées en établissant la réponse de la structure par transition d'échelle à partir d'une approche numérique micromécanique en se servant des propriétés physiques et morphologiques des constituants élémentaires (matrice Elium® et fibres de verre).

II. Effet de la réparation sur le comportement à l'impact basse vitesse d'un composite stratifié fibres de verre/Elium acrylique.

Les impacts basse vitesse sont susceptibles de provoquer des dégradations souvent pas visibles à l'œil nu ou BVID (Barely Visual Impact Damage) au sein du composite stratifié. Ces endommagements pour les composites stratifiés tissés sont généralement de trois types : fissurations matricielles, délaminages et ruptures de fibres.

La **Figure 3-2** présente le montage expérimental nécessaire aux essais d'impact basse vitesse. Il s'agit d'une tour de chute Zwick/Roell Amster HIT2000F [228] qui permet de réaliser des chocs à de vitesses d'impact comprises entre 1 m/s et 5,4 m/s pour des potentiels d'énergie allant de 5 à 442 J. Ce puits de chute est équipé d'un système antirebond, d'une cellule de force intégrée au bout de l'impacteur et d'un système d'acquisition des données. Ces équipements permettent entre autres d'empêcher à l'impacteur de rebondir sur la plaque, de détecter le début de l'essai et de mesurer la vitesse d'impact.

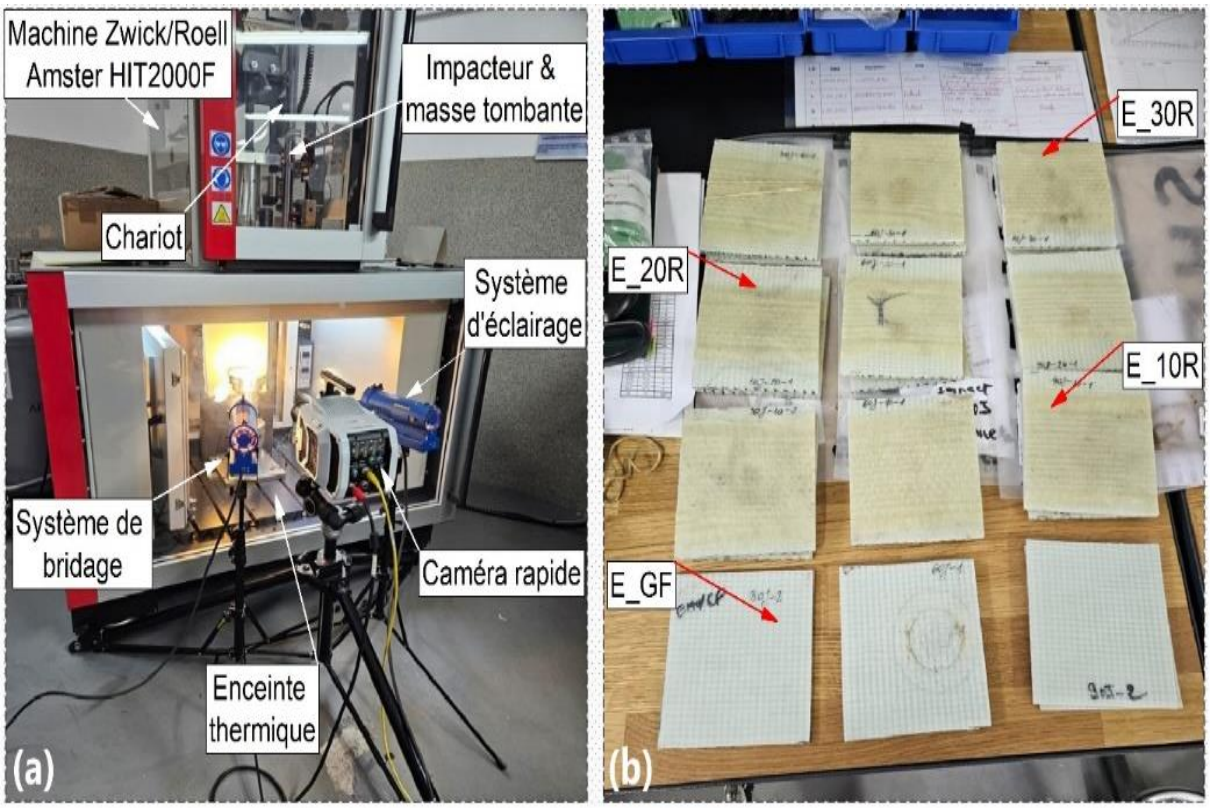


Figure 3-2. Dispositif de mesures d'un essai d'impact basse vitesse, (a) Machine d'impact Zwick/Roell Amster HIT2000F (impacteur et charriot) , (b) Eprouvettes saines et réparées.

En supplément, il y a aussi un système d'encastrement qui maintient fixe une éprouvette dans un support circulaire et l'impacteur est équipé d'un embout hémisphérique de diamètre 16

mm. La masse cumulée charriot + l'impacteur est de 10,1 kg. L'acquisition de la force et de la vitesse instantanée est déclenchée par le passage de l'impacteur devant la photodiode. Les essais d'impact, basse vitesse, ont été réalisés à température ambiante avec une fréquence d'acquisition avoisinant 50 Hz sur une durée totale de 20 ms. L'enregistrement de l'impact se fait avec une caméra rapide, elle est connectée à un ordinateur pour la gestion du logiciel d'acquisition.

Le **Tableau 3-2** liste les groupes d'échantillons et le procédé de fabrication des plaques d'impact qui ont été nécessaires pour la réalisation des essais d'impact. Cette campagne d'essais portait sur 4 séries d'éprouvettes (**Figure 3-2b**) composées d'échantillons sains (E_GF) et réparés (E_10R, E_20R, E_30R). Les éprouvettes du **Tableau 3-2** ont une dimension de 100 mm × 100 mm après usinage, en adéquation avec le système de bridage du banc d'essai d'impact utilisé.

Tableau 3-2 : Eprouvettes saines et réparées par collage sous vide double recouvrement pour test d'impact.

Procédés	Désignation Echantillons	Longueur H (mm)	Largeur W (mm)	Epaisseur zone centrale t (mm)	Diamètre réparé D (mm)
Stratifié tissé sain obtenu par C-RTM	E_GF	100	100	4	--
Stratifiés réparés avec E351 EOT par infusion sous vide	E_10R	100	100	7,6	10
	E_20R	100	100	7,6	20
	E_30R	100	100	7,6	30

1. Décomposition de l'énergie incidente d'impact.

Au cours d'un essai d'impact, la courbe donnant l'évolution de l'énergie d'impact en fonction du temps présente différentes parties. Le pic de cette énergie correspond à l'énergie d'impact, et le plateau correspond à l'énergie absorbée (celle qui sert à générer l'endommagement au sein du matériau). La différence entre l'énergie d'impact et l'énergie absorbée, constitue ce qu'il convient d'être appelé l'énergie élastique qui sert au rebond de l'impacteur. (**Figure 3-3**).

Les éprouvettes percées n'ont pas subi d'impact car considérées comme ayant été déjà endommagées. Les échantillons ont été correctement fixés et bridés sur le support d'encastrement. Les éprouvettes ont été éclairées en lumière pour permettre à la caméra rapide d'effectuer un enregistrement de bonne qualité.

$$E_A(t) = E_I(t) - E_E(t) \quad (3.1)$$

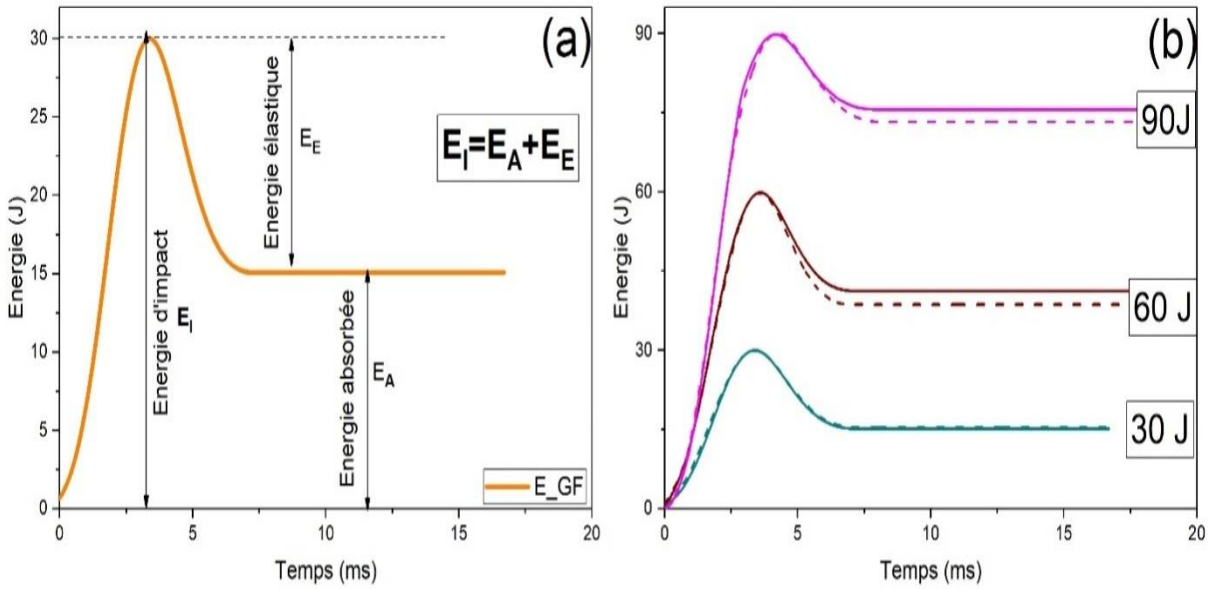


Figure 3-3. Courbes énergie en fonction du temps des éprouvettes saines (a) Impact à 30 J, (b) répétabilité des essais à 30 , 60 et 90 J

2. Analyse des résultats des tests d'impact basse vitesse.

Les courbes d'impact basse vitesse des matériaux sains et réparés sont typiques de celles obtenues pour les matériaux composites à matrices polymères. Ces courbes vont nous servir à comprendre l'influence de la réparation par collage et d'évaluer la performance à l'impact des composites stratifiés réparés à matrice Elium acrylique. L'exploitation de ces graphes permettra aussi de tirer les informations concernant la tenue à l'impact basse vitesse des échantillons E_GF et réparés E_(10R, 20R et 30R).

2.1. Courbes énergie-temps et force-déplacement des composites stratifiés sains E_GF.

L'analyse des courbes force en fonction du déplacement des éprouvettes saines de la **Figure 3-4** révélerait des phases traduisant les phénomènes physiques complexes qui ont lieu au cours de l'essai d'impact. Nous constatons de prime abord une augmentation importante des

oscillations sur les courbes force-déplacement aux grandes énergies (60 et 90 J). Ces oscillations ont pour effet d'accentuer la non linéarité qui s'expliquerait soit par l'accroissement des microfissurations dans le matériau sain ou par la qualité du filtre utilisé pour le traitement des données d'acquisition. En outre, cette forte non linéarité est en lien avec le niveau élevé de l'énergie absorbée. En découpant en plusieurs phases ces courbes force en fonction du déplacement, nous pouvons proposer un scénario probable des mécanismes de dégradation qui ont lieu au cours de l'essai d'impact. Les courbes ainsi découpées en cinq phases pourraient être interprétées de la manière suivante :

- La phase **1_- 2_** : elle traduit la flexion élastique de la plaque entre le début de l'impact et lorsque la force commence à atteindre une intensité suffisante (Fint) pour initier les premiers endommagements;
- Au point **2_** : l'effort est suffisant pour déclencher dans le matériau une DTL (Delamination Threshold Load) qui marque le seuil d'initiation du délaminage (voire un début des premières ruptures de fibres);

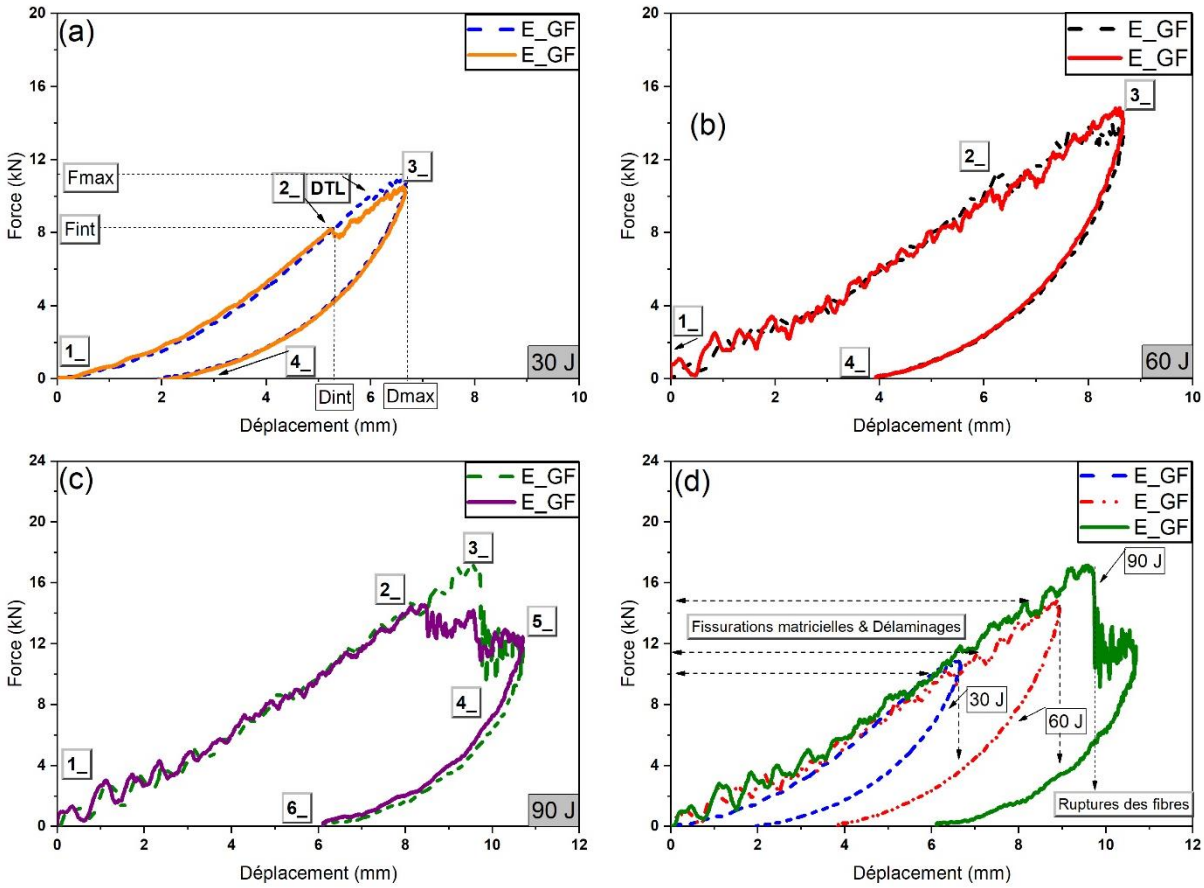


Figure 3-4. Courbes force en fonction du déplacement des éprouvettes saines impactées (a) 30 J, (b) 60 J, (c) 90 J et (d) apparition des endommagements avec les niveaux énergies.

- La phase **2_- 3_** : elle représente le début de la propagation des premiers endommagements aux plis sous-adjacents dans la plaque composite due au contact établit avec l'impacteur;
- Au point **3_** : le pic de force critique Fmax est atteint;
- La phase **3_- 4_** : correspond à la décroissance rapide de l'effort jusqu'au point **4_**. Cette chute brutale de la force est à mettre en rapport avec la baisse de la résistance à l'impact des premiers plis. La résine continue la transmission des efforts aux torons qui se chargent de résister à l'impact ;
- La phase **4_- 5_** : elle correspond à la croissance progressive de la force (oscillations successives) en rapport avec un regain de rigidité de la plaque due à la résistance des couches de plis sous-adjacentes au contact de l'impacteur.
- La phase **5_- 6_** : cette décroissance rapide de la courbe jusqu' à atteindre un effort nul est interprétée comme le retour de l'impacteur.

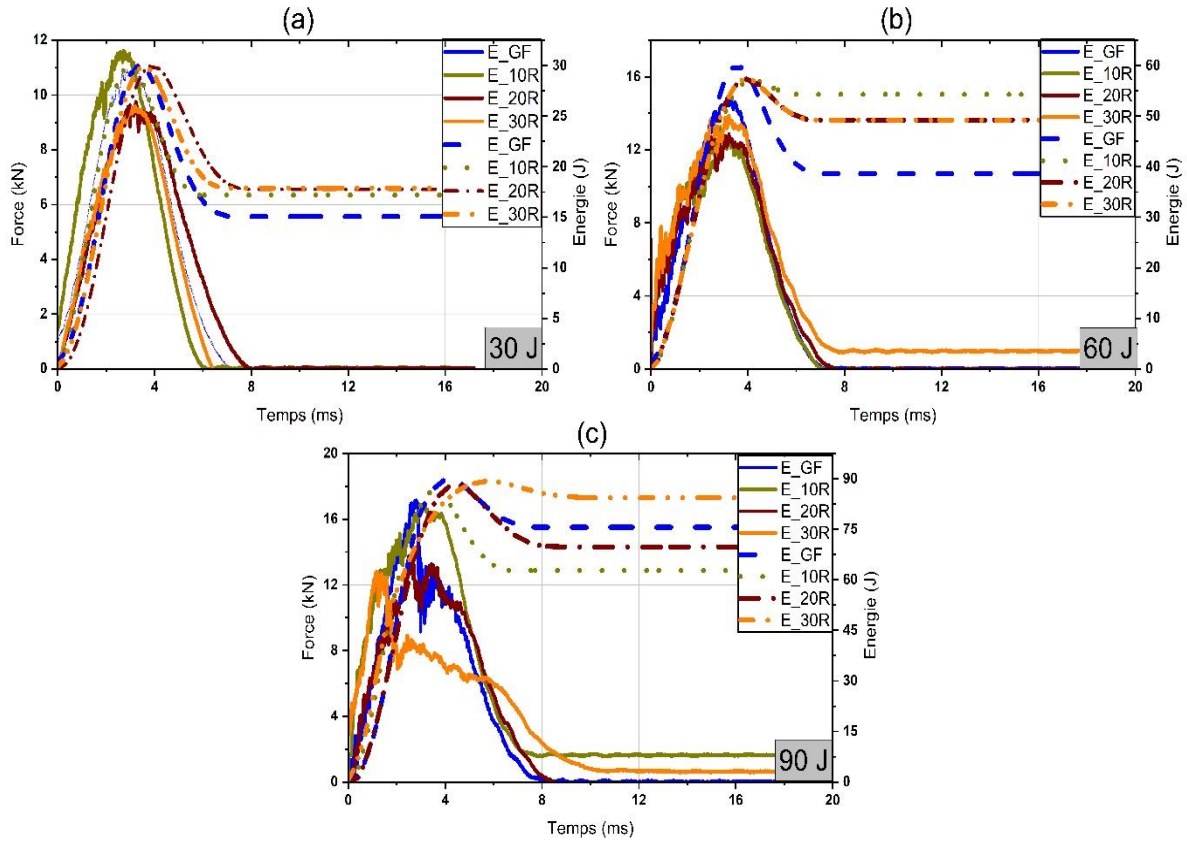


Figure 3-5. Courbes force et énergie en fonction du temps pour échantillons sains et réparés (a) 30 **J**, (b) 60 **J**, (c) 90 **J**

Les courbes force en fonction du temps de la **Figure 3-5** pour les échantillons sains (E_GF) ont pour les énergies d'impact de 30 J et 60 J des allures similaires avec des forces critiques respectives de 11 kN et 15 kN (**Figure 3-5a** et **3-5b**). A une énergie d'impact de 90 J (**Figure 3-5c**) la force critique atteint un pic de 18 kN suivie d'une chute brutale jusqu'à 9 kN correspondant à une baisse de rigidité des premiers plis du patch de la plaque réparée impactée. Puis, une phase de montée de la force jusqu'à 12 kN est observée correspondant à un regain de résistance des plis sous-adjacents. Enfin, une dernière phase de décroissance de l'effort qui atteint la valeur nulle correspondant une diminution de la rigidité et de la résistance.

2.2. Courbes énergie-temps et force-déplacement des composites stratifiés réparés E_10R, E_20R et E_30R.

Les éprouvettes réparées par collage de patches symétriques ont été soumises au même niveau d'énergie d'impact que celles des échantillons sains. L'analyse des **Figures 3-6** à **3-8** des courbes énergie-temps et force-déplacement permettent de faire les remarques suivantes :

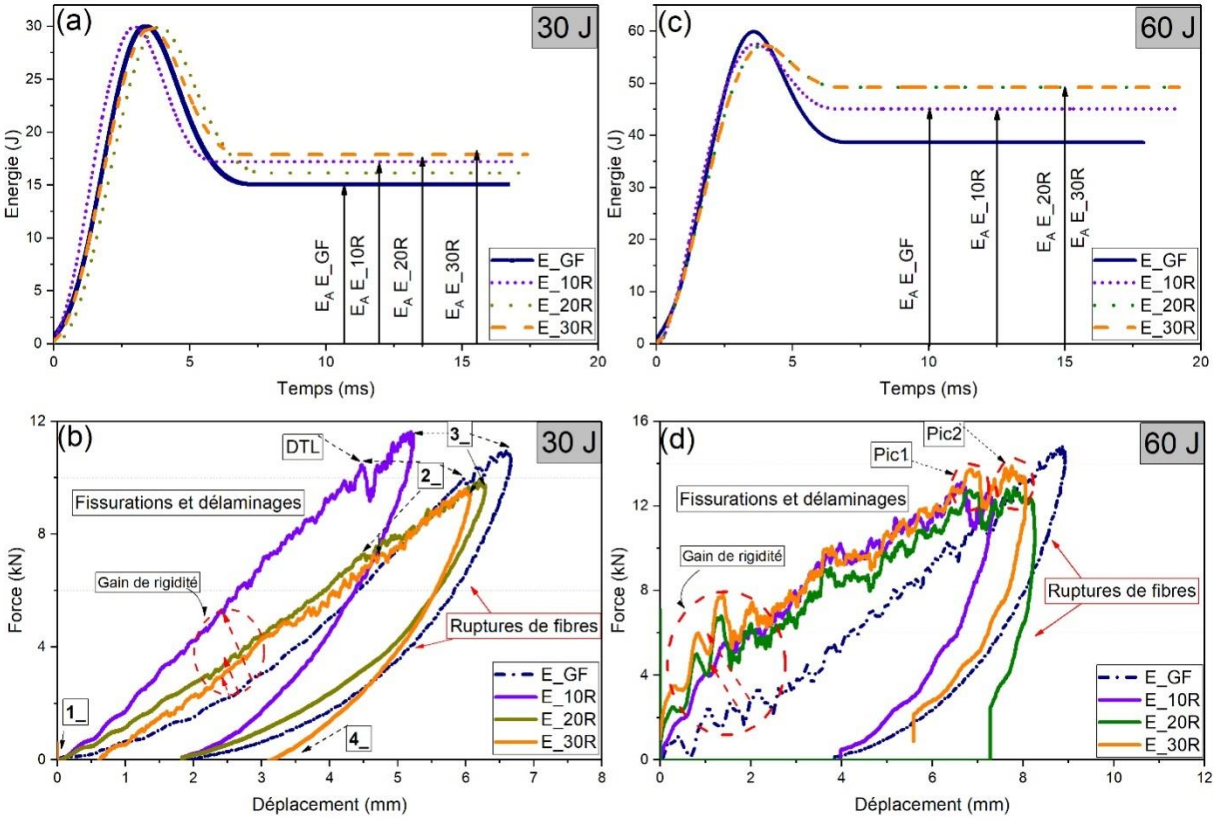


Figure 3-6. Comparaisons des courbes à 30 et 60 J des échantillons sains et réparés (a), (c) Energie en fonction du temps et (b), (d) Force en fonction du déplacement

Pour une énergie incidente de 30 J, les énergies absorbées des échantillons réparés E_10R, E_20R et E_30R sont supérieures à celles de l'éprouvette saine E_GF. L'éprouvette E_30R a

une énergie élastique inférieure à celles des autres éprouvettes réparés E_10R et E_20R traduisant une absorption importante de l'énergie d'impact. Pour le reste des échantillons réparés la tendance est quasi-similaire.

L'éprouvette E_30R de grande taille du bouchon de résine réparatrice et l'ensemble joint collé et patches sembleraient à priori avoir absorbé une grande partie de l'énergie d'impact comme on peut l'observer sur les courbes énergie-temps de la **Figure 3-6a**. En effet, l'énergie élastique de l'échantillon sain est plus élevée que celles des éprouvettes réparées. Ce constat nous indiquerait que le matériau sain E_GF présenterait une bonne résistance à l'impact comparativement aux échantillons réparés à 30 J.

Au niveau des courbes force-déplacement des éprouvettes réparées E_10R, E_20R, E_30R et E_GF présentent une allure typique avec des niveaux de forces critiques respectives de 11,61 kN, 9,81 kN, 8, 69 kN et 10, 76 kN. De plus, il y a une répétabilité des courbes pour les différents échantillons testés. L'échantillon réparée E_10R de plus petit bouchon de résine à un pic en effort critique au-dessus des réparés E_20R et E_30R. Globalement, ces éprouvettes réparées ont un comportement à l'impact basse vitesse assez similaire de celui de l'éprouvette saine. La courbe force en fonction du déplacement de l'éprouvette E_30R (**Figure 3-6b**) a une zone d'oscillation plus étendue sur la partie de la flexion élastique qui pourrait être mis en rapport avec le bruit de l'appareillage de la mesure. Entre autres, si l'on considère le facteur de forme D/W réparé, nous observons une amélioration de la ténue à l'impact qui se manifeste par une diminution de l'effort critique quand la taille du diamètre réparé augmente.

Lorsque l'énergie d'impact passe de 30 à 60 J, les éprouvettes réparées présentent aussi des énergies absorbées plus élevées que celles de l'échantillon sain. Cette observation, nous amène à penser que le bouchon de résine contribuerait aussi à absorber l'énergie incidente. Dans ce cas, c'est l'éprouvette E_10R qui a une énergie élastique plus faible quand pour le reste des éprouvettes réparées, la tendance est similaire. Les forces critiques pour ces échantillons réparés et sain sont en moyenne de 12,83 kN, 12,54 kN, 14,18 kN et 14, 38 kN respectivement pour E_10R, E_20R, E_30R et E_GF. Il y a comme une inversion de la tendance de départ entrainant à priori une influence mineure de la taille du diamètre réparé quand l'énergie d'impact vaut 60 J. Toutefois, nous remarquons une grande rigidité des éprouvettes réparées à 30 et 60 J comparativement à l'échantillon sain due principalement à l'apport des patches en composite stratifié tissé. Effectivement, deux pics d'effort sont remarquables sur les courbes force-déplacement pour les 3 échantillons réparés qui indiqueraient une augmentation de la

résistance apportée par les patches composites via le joint de colle E351 EOT avec une meilleure transmission des efforts à toute la structure. Ce joint participerait activement à la diminution des facteurs de concentrations et d'intensité de contrainte dans la zone renforcée en assurant une transmission optimale des efforts entre le patch et la plaque.

Quand on impacte à une énergie de 90 J, on remarque que tous les échantillons réparés E_30R de plus grand diamètre de bouchon présente la plus grande énergie absorbée L'éprouvette saine occupe la seconde place en ce concerne la quantité d'énergie absorbée puis suivent respectivement les éprouvettes réparées E_20R et E_10R.

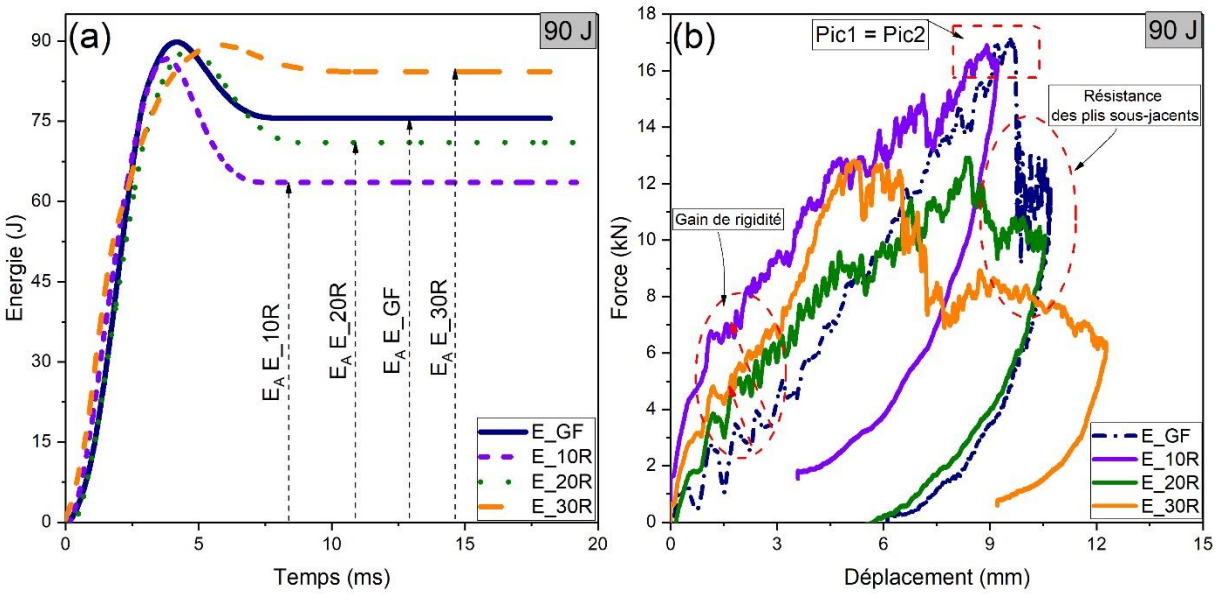


Figure 3-7. Comparaisons des courbes à 90 J des échantillons sains et réparés (a) Energie en fonction du temps et (b) Force en fonction du déplacement.

Ces observations nous indiquent que l'énergie absorbée par les échantillons réparés augmente proportionnellement à la taille du bouchon de résine. A cette gamme d'énergie d'impact les patchs symétriques, les joints de colle et le bouchon de résine réparatrice sont fortement sollicités. Les contraintes de pelage et de cisaillement dans la colle et de compression locale sont censées être encore plus élevées que dans les cas de 30 J et 60 J. Il en va de même des contraintes inter-laminaires qui occasionnent des décollements inter-plis.

Les courbes de la Figure 3-7b illustrent comme dans le cas des petites énergies un recouvrement important de la rigidité des éprouvettes réparées au-dessus par rapport à l'échantillon sain. On a une coïncidence des pics (Pic1≃Pic2) des forces critiques entre échantillon réparé E_10R et sain E_GF. Autrement dit, l'échantillon E_10R de plus petit

diamètre réparé présente un niveau de résistance à l'impact équivalent à la plaque saine. Ces forces critiques sont respectivement pour les échantillons E_10R, E_GF, E_20R et E_30R de 16,64 kN, 15,64 kN, 13,32 kN et 12,31 kN. Lorsque les efforts critiques sont élevés, cela signifie que les matériaux testés résistent mieux au choc. L'effet du facteur de forme D/W réparé est plus marqué. Ainsi, les éprouvettes E_30R de diamètre réparé plus grand ont tendance à subir des endommagements plus prononcés à cause de leur faible section renforcée comparativement aux composites réparés de plus petits diamètres (plus grande section renforcée). La **Figure 3-7b** montre aussi que la rigidité et la résistance des éprouvettes réparées ont été améliorées au regard de l'échantillon sain. Cette constatation permet de confirmer que plus la zone endommagée est étendue plus le matériau voit son intégrité structurelle réduite. On comprend à la lumière de ces observations qu'il serait préférable d'effectuer des réparations sur une zone endommagée moins étendue pour s'assurer de restaurer au mieux les propriétés mécaniques du matériau d'antan. Quoiqu'il en soit la réparation double recouvrement aurait bien permis de renforcer la structure endommagée.

Les nombreuses oscillations observées sur les courbes force en fonction du temps des matériaux testés en impact proviendraient sans doute du bruit de l'appareillage de mesure, ou bien du décollement des plis de patch ou alors de tout autre phénomène parasite lié à la mesure. La non-linéarité observée sur toutes les courbes traduirait visiblement l'apparition et la propagation des fissurations ou premiers endommagements. Cette non linéarité est plus prononcée avec les échantillons réparés en rapport sans doute avec l'évolution des dégradations dans les patches composites collés, les joints d'interface, le bouchon de résine et les plis de la plaque composite stratifié.

L'absorption d'une quantité d'énergie de plus en plus importante aurait eu comme conséquence l'initiation, la propagation des endommagements dans les échantillons testés. Parmi les endommagements, les fissurations matricielles, les délaminages responsables de la baisse de la raideur et les ruptures des fibres des composites stratifiés sont manifestes. Le renforcement de la zone affaiblie (zone percée) aurait contribué à retarder la propagation de la fissuration. L'utilisation d'un joint de colle E351 EOT aurait permis de transférer les efforts aux matériaux réparés tout en diminuant les surcontraintes locales. Cette résine réparatrice aurait permis ainsi de réaliser des joints étanches et résistants, ce qui a offert une grande rigidité mécanique aux plaques endommagées.

La **Figure 3-8** présente des courbes déplacement et vitesse de l'impacteur en fonction du temps. On remarque pour l'échantillon sain une vitesse de l'impacteur qui est plus importante pour les énergies d'impact de 30 et 60 J. Lorsque l'énergie d'impact est de 90 J, la vitesse de l'impacteur devient plus élevée pour le stratifié réparé E_30R. Cette tendance générale tant à montrer que l'impacteur aurait rebondit majoritairement sur les matériaux composites stratifiés testés.

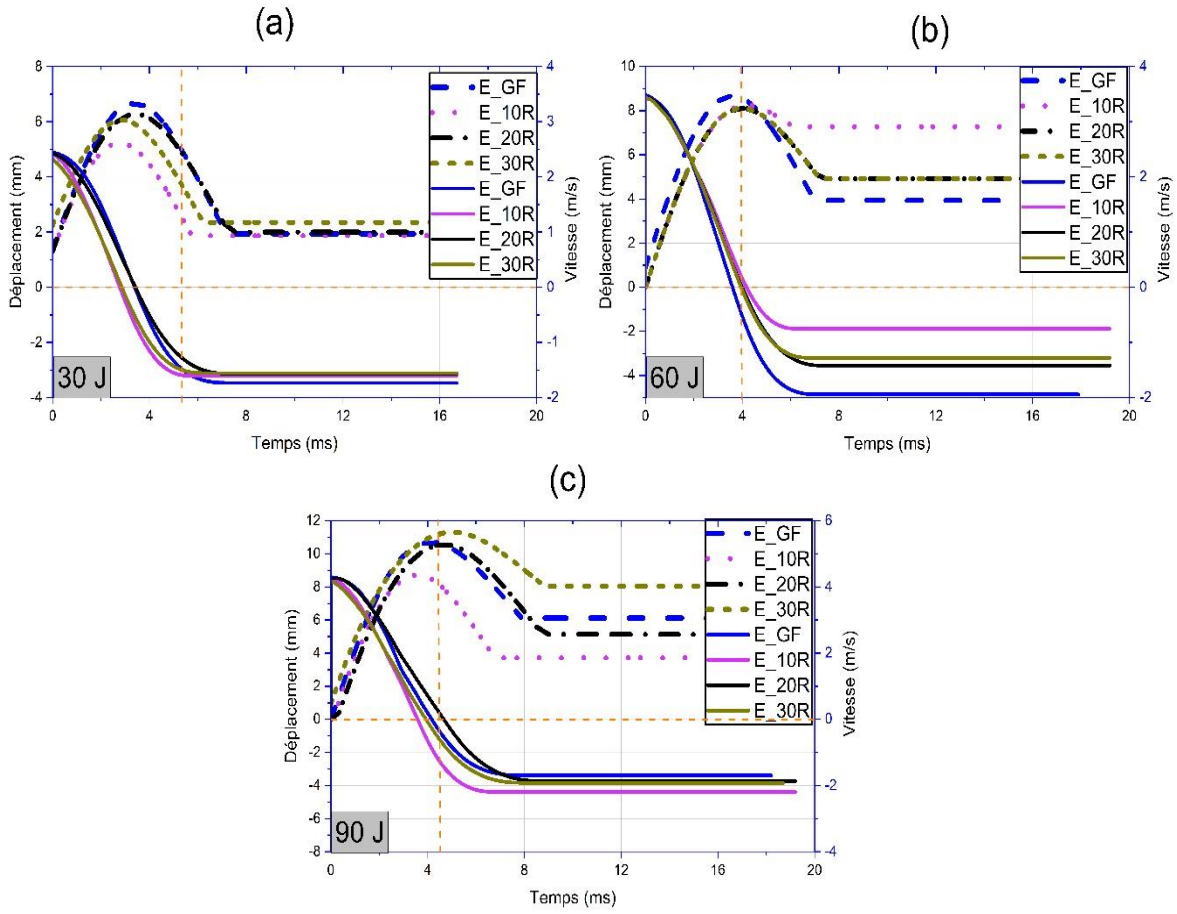


Figure 3-8. Variation des courbes déplacements et des vitesses en fonction du temps pour différentes énergies d'impact pour les stratifiés tissés sains et réparés, (a) 30 J, (b) 60 J, et (c) 90 J.

Bien que la taille des patches soient identiques pour les trois éprouvettes réparées, cela pourrait éventuellement être l'une des raisons du comportement de l'éprouvettes E_30R qui semble avoir subi le plus d'endommagement que les plaques réparées E_20R et E_10R. En utilisant un patch plus large (une zone de collage plus grande), on pourrait probablement améliorer les résultats obtenus dans le cas du composite réparé E_30R. Les différentes courbes énergie-temps analysées n'ont pas présenté de perforation des échantillons par l'impacteur, ce qui traduirait un bon comportement à l'impact pour les plaques testées. Nous rappelons

toutefois que des auteurs comme Kashfuddoja et *al.* [55] ont établi que les facteurs influençant une bonne réparation sont la forme du patch, son épaisseur, le choix de la colle et la taille de recouvrement. Cependant, il y a une nécessité à connaître l'étendu de l'endommagement avant d'effectuer une quelconque réparation afin de prévenir d'une ruine prématurée de la structure soit par rupture adhésive, cohésive ou mixte. A ce propos, les moyens de contrôle non destructif (CND) seraient d'une grande aide en plus d'être des outils d'aide à la décision. En définitif, une bonne réparation par collage nécessite un faible module de cisaillement du joint collé et le choix d'un l'adhésif structural pour permettre une transmission des contraintes et une distribution uniforme des efforts entre les substrats afin d'éviter toutes défaillances de l'assemblage collé.

3. Tenue à l'impact basse des éprouvettes réparées par collage de patch symétrique sous vide avec la résine réparatrice Elium E351 EOT.

La performance de la réparation a été évaluée en comparant les courbes des chargements en fonction du déplacement d'une part et d'autre part en tenant compte des charges moyennes critiques supportées par les éprouvettes saines et réparées pour les trois niveaux énergies d'impact (**Figure 3-9b**) ainsi que des seuils de pénétration.

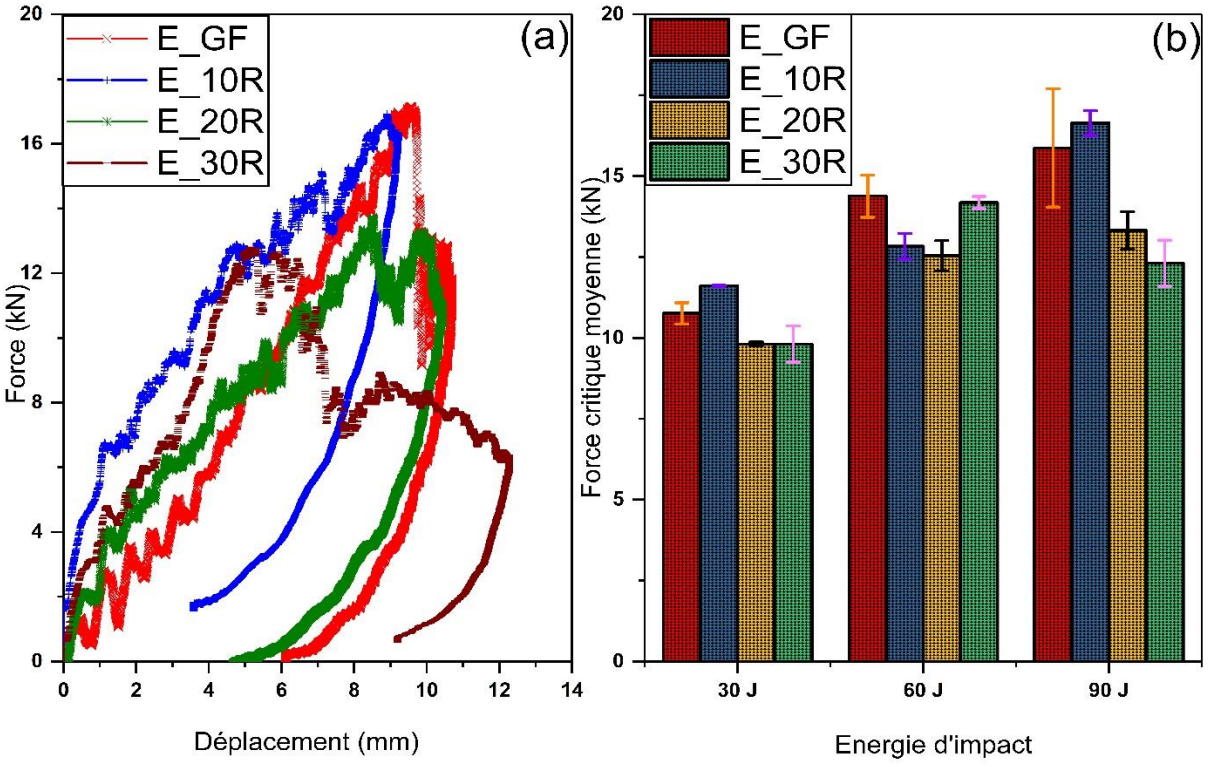


Figure 3-9. Tenue à l'impact des composites stratifiés tissés après réparation par collage sous vide (a) Recouvrement de la rigidité des éprouvettes réparées pour 90 J (b) Recouvrement de la résistance des éprouvettes réparées par rapport aux saines sur la gamme d'énergie d'impact.

Les effets de l'épaisseur, de la taille, de la forme et des propriétés mécaniques du patch, et de la résine réparatrice E351 EOT sur la distribution des contraintes n'ont pas été déterminés expérimentalement. En se référant à certains travaux comme ceux de Cheng et *al*. [56], [94], le choix a été porté sur la forme carré des patches. De même, l'étude faite par Mishnaevsky et *al*. [229] sur la comparaison des technologies de réparation dans l'éolien a conduit au choix de la réparation par collage (par imprégnation) sous vide. Les taux moyens d'évolution de la force critique du **Tableau 3-3**, montre un gain de résistance pour les éprouvettes E_10R aux énergies d'impact de 30 J et 90J. Tandis que les échantillons E_20R et E_30R présentent des résistantes ne dépassant pas celles des éprouvettes saines pour les trois énergies d'impact. Cependant, dans la littérature des auteurs comme Bouiadjra et *al*. [41] dans leur étude, expérimentale et numérique sur les performances des patchs composites et métalliques pour la réparation des structures aéronautique ont obtenu des résultats montrant l'utilisation avantageuse du patch composite pour la réduction du facteur d'intensité des contraintes.

Tableau 3-3 : Valeurs moyennes des efforts critiques des échantillons sains et réparés par double recouvrement (DP) des tests d'impact basse vitesse.

Echantillons	**Energies d'impact**		
	30 J	60 J	90 J
	Fmax	Fmax	Fmax
E_GF	10,76±0,33	14,38±0,65	15,87±0,06
E_10R	11,61±0,02	12,83±0,39	16,64±0,38
E_20R	9,81±0,06	12,54±0,47	13,32±0,58
E_30R	8,69±0,56	14,18±0,19	12,31±0,71
Echantillons évalués	**Taux d'évolution moyen de la force critique**		
E_10R	7,9%	−10,78%	4,85%
E_20R	−8,83%	−12,8%	−16,07%
E_30R	−19,24%	−1,39%	−22,43%

Dans la littérature, des approches décrites par Aktas et *al*. [230] et Reis et *al*. [231], et différents auteurs [15], [23], [36] permettent d'évaluer le niveau de résistance des composites stratifiés impactés. La **Figure 3-10** présente les diagrammes types d'énergie absorbée par les éprouvettes testées et l'énergie élastique restituée au projectile en fonction de l'énergie d'impact pour les composites stratifiés soumis à l'impact basse vitesse. Ces diagrammes peuvent s'interpréter en termes de seuil de pénétration qui est l'un des paramètres mis à contribution

pour déterminer la résistance à l'impact basse vitesse des composites stratifiés. Ce seuil de pénétration peut être évalué en traçant soit une courbe de l'énergie absorbée (E_A) en fonction de l'énergie d'impact (E_I). Dans ce cas, le seuil de pénétration est atteint quand l'énergie absorbée est égale à l'énergie d'impact. Sinon, on peut utiliser une approximation polynômiale du second degré en traçant l'énergie élastique (E_E) en fonction de l'énergie d'impact (E_I). Cette méthode permet de calculer la valeur approchée du seuil de pénétration qui correspond à la racine non nulle du polynôme de degré 2 [231], [232]. En outre, les deux méthodes peuvent être utilisées dans notre étude [34], pour la détermination des seuils de pénétration des composites stratifiés sains et réparés.

Le diagramme de la **Figure 3-10a** peut être compris à partir d'une interprétation qui a été proposée par Belingardi et Vadori [233] en termes de force de contact par rapport au déplacement en reliant l'historique de la force de contact à trois situations d'impact : rebond de l'impacteur, pénétration de l'impacteur dans la cible et perforation de la plaque par l'impacteur en parfaite accord avec les travaux Aktas et *al*. [230]. L'observation détaillée du diagramme de la **Figure 3-10a** permet de se rendre compte que les énergies absorbées de tous les échantillons (sains et réparés) sont situées en dessous de la ligne d'égalité des énergies ce qui traduit qu'il n'y a pas eu de perforation pour aucune des éprouvettes. Pour des énergies d'impact de 30 à 60 J, les éprouvettes de plus grand facteur de forme D/W réparé (E_30R, E_20R) présentent une quantité d'énergie absorbée plus importante, suivies respectivement par des éprouvettes E_10R avec des valeurs respectives de (21,56 J, 49 J), (17,5 J, 50 J) et (18,12 J, 47.5 J) comparativement à l'éprouvettes saine (15 J, 40 J). On constate toutefois un regroupement des énergies absorbées des échantillons réparés pour l'énergie d'impact de 60 J. On note des écarts globaux de 9, 10 et 7 J respectivement par rapport au groupe des éprouvettes réparées (E_30R, E_20R et E_10R). De plus ces échantillons réparés présentent des niveaux d'énergies absorbées très proches pour les E_20R, E_30 R et E_10R. Lorsque l'énergie d'impact atteint les 90 J, une différence significative apparaît sur le diagramme de la **Figure 3.10a** où l'énergie absorbée du matériau composite stratifié sain connaît une augmentation avec une valeur de 75 J contre 72,5 et 62,5 J respectivement pour les réparés E_20R et E_10R. Pour ce même niveau d'énergie d'impact, l'échantillon E_30R subit des dommages importants sur le patch avant.

Les composites stratifiés réparés E_10R et E_20R absorbent moins d'énergie que le composite sain E_GF à 90 J et cela est confirmé par le diagramme de la **Figure 3-10b**. Le seuil de pénétration du composite sain avoisine les 120 J et est compris entre les seuils de pénétration des composites réparés E_30R et E_20R qui se situeraient respectivement à 99 J et 150 J

(**Figure 3-10b**). Nous constatons entre autres, d'après cette même figure que le composite stratifié réparé E_10R possède un seuil de pénétration maximal d'environ 270 J.

Globalement, nous observons que quel que soit le niveau d'énergie, l'éprouvette E_10R absorbe moins d'énergie que les autres échantillons réparés et sains. Cette énergie absorbée est plus élevée pour l'éprouvette E_30R pour les trois énergies incidentes.

Le comportement de l'éprouvette E_30R ayant la plus faible section pourrait s'expliquer par la taille du bouchon de résine E351 EOT dont le diamètre est 3 fois supérieur à celui du composite stratifié réparé E_10R. Ainsi, plus grand est le bouchon de résine Elium plus l'échantillon absorbe l'énergie incidente. Cette remarque met en exergue le rôle primordial de la résine Elium dans l'absorption d'énergie lors d'un chargement de type impact.

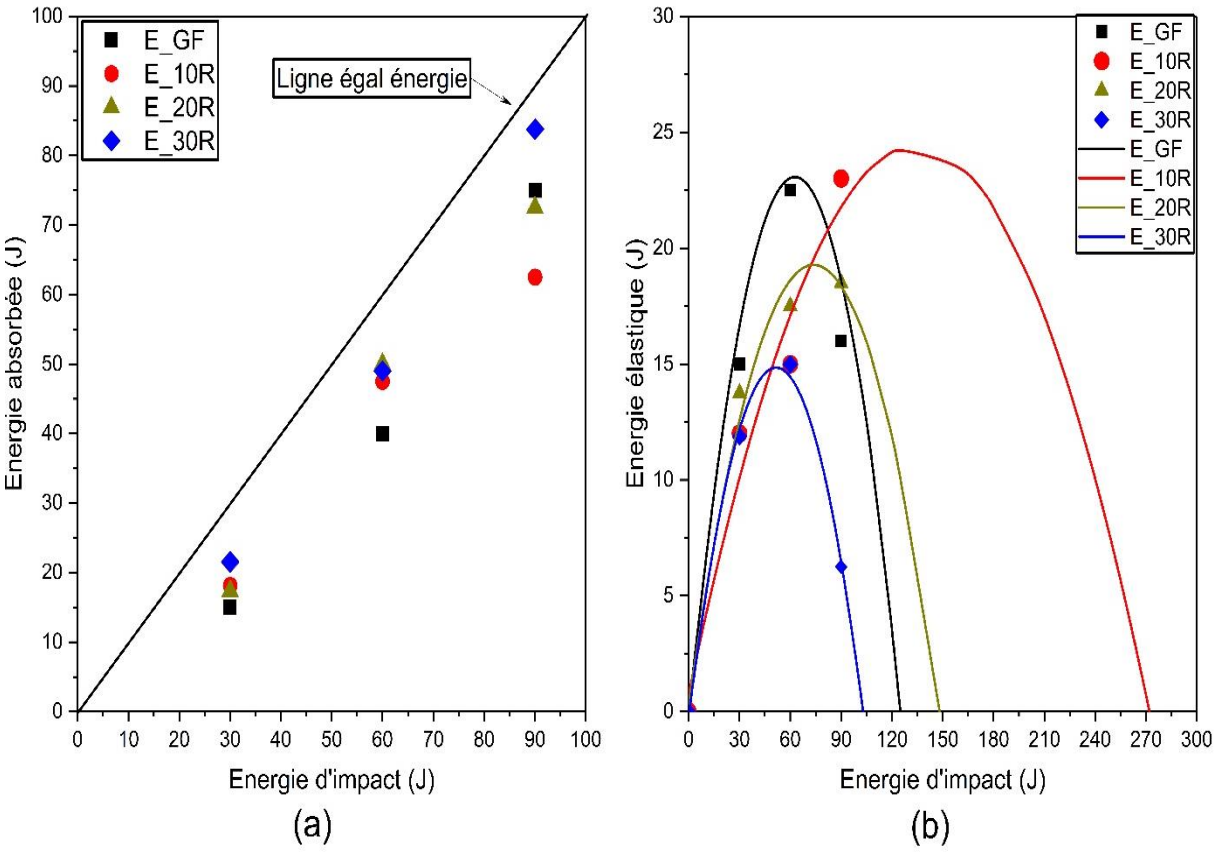


Figure 3-10. Diagrammes du profil d'énergie des éprouvettes saines et réparées : (a) Energie d'absorbée en fonction de l'énergie d'impact, (b) Energie élastique en fonction de l'énergie d'impact.

Ces observations sont en accord avec les résultats de la littérature concernant la matrice Elium tels que ceux de Obande et *al*. [32] sur le comportement viscoélastique de la résine Elium® et des matériaux correspondants face aux chocs. Un résultat similaire a été aussi obtenu

par Muthuraj et *al*. [25] qui est arrivé à la conclusion que la résine Elium absorbe une grande partie de l'énergie incidente sous forme de déformation élasto-plastique endommageable.

La **Figure 3-10b** confirme ces assertions avec une augmentation des taux d'évolution des seuils de pénétration par rapport à l'éprouvette saine E_GF de 18,56% et 117,66% respectivement pour les échantillons E_20R et E_10R. et une diminution de 17,6% pour l'éprouvette E_30R. Du point de vue mécanique, cela traduirait une amélioration du comportement à l'impact des plaques E_10R et E_20R par rapport à l'éprouvette saine. De tels résultats seraient à attribuer non seulement, au comportement viscoélastique de la résine innovante Elium acrylique mais aussi, aux plaques renforcées par collage qui auraient contribué à réduire significativement la propagation des fissures. Gohel et *al*. [19] ont obtenu avec des casques en composites stratifiés fibres de carbone /Elium acrylique, une meilleure tenue à l'impact à cause des mécanismes de détérioration qui sont dominés par la déformation plastique quand la résine est à base d'Elium comparative à la résine thermodurcissable Epoxy. Le **Tableau 3-3** qui liste aussi les taux d'évolution des efforts critiques moyens permet entre autres de comprendre l'influence de l'élargissement de la zone endommagée. Hormis les composites réparés E_10R qui ont une augmentation d'effort respectifs de 7,9% et 4,85% pour des énergies d'impact de 30 et 90 J, pour le reste des réparés E_ 20R et E_30R on obtient une diminution de la force maximale d'environ 19,24% et 22,45% par rapport à l'échantillon sain E_GF. Ces résultats indiquent qu'une augmentation du facteur de forme D/W réparé entraine une diminution l'effort maximal pour le même type de paramètre géométrique de patch.

Les renseignements tirés de la **Figure 3-10** sur les seuils de pénétration permet de se rendre compte que l'éprouvette absorbant le plus d'énergie est celle ayant le plus grand facteur forme D/W réparé E_30R. et de plus petite taille de collage. Par conséquent, lorsque les endommagements sont étendus dans un matériau même réparé, celui-ci aura tendance à se dégrader bien plus rapide sous une même sollicitation qu'un matériau réparé dont la zone endommagée est moins étendue.

L'analyse et l'interprétation des courbes de résultats obtenus avec les essais d'impact ont permis de faire les constatations globales suivantes :

(i) Les éprouvettes réparées ont une grande rigidité comparativement aux éprouvettes saines pour les trois niveaux d'énergie d'impact due à une augmentation de l'épaisseur de la plaque réparée et du taux de fibres;

(ii) Les composites stratifiés tissés ont un comportement élastique endommageable aussi bien pour les plaques réparées que saines;

(iii) Les plaques réparées de petit diamètre d'entaille présentent une bonne résistance relativement aux composites stratifiés sains;

(iv) Les énergies absorbées par les échantillons augmentent avec les énergies d'impact;

(v) Les dommages d'impact sont identiques pour toutes les éprouvettes, il s'agirait des fissurations matricielles, des délaminages et des ruptures de fibres ;

(vi) Les endommagements sont progressifs dans le matériau et provoqueraient la réduction des propriétés mécaniques par des baisses de rigidité et de résistance comme en témoignent les nombreuses parties croissantes et décroissantes sur les courbes force-déplacement;

(vii) Le joint collé ou adhésif aurait permis de répartir les efforts dans la structure réparée;

(viii) Les patches et le joint collé auraient participé à réduire le facteur de concentrations des contraintes et ralentir la propagation des fissurations;

(ix) Les seuils de pénétration obtenus sont significatifs et plus élevés pour des éprouvettes réparées E_10R et E_20R que ceux de l'éprouvette saine et de la plaque réparée E_30R.

4. Faciès d'endommagements des composites stratifiés tissés Elium® acrylique/fibres de verres sous impact basse vitesse.

L'examen post-mortem des faciès de rupture de la **Figures 3-11** des éprouvettes impactées nous permet de constater que les faces impactées subissent des dégradations plus ou moins importantes lorsque l'énergie incidente augmente.

Nous constatons en outre que l'étendu des endommagements croît avec l'augmentation de l'énergie d'impact pour toutes les éprouvettes testées. Les observations des faces arrière de la **Figure 3-11** permet entre autres de se rendre compte que les patches arrière ne semblent pas avoir subi d'énorme endommagement si ce n'est essentiellement que l'on distingue des zones dans lesquelles les patches sont plus ou moins délaminées. L'impact a systématiquement occasionné des détériorations plus importantes dans les patches avant et dans le bouchon de résine pour les grandes énergies d'impact. Cette observation pourrait trouver une justification dans la combinaison de l'augmentation de l'épaisseur du stratifié réparé due aux patchs externes

et au comportement viscoélastique de la résine Elium qui a participé à améliorer le comportement à l'impact des matériaux réparés. En effet, la résine Elium® comme l'ont remarqué des auteurs tels que Gohel et *al*. [19], Shah et *al*. [140], Obande et *al*. [32] a une tolérance à l'impact plus améliorée que la résine Epoxy qui lui permet d'absorber l'énergie sous forme de déformation plastique. Ce constat est aussi fait sur le matériau sain E_GF dont les dégradations sont très localisées au tour du point d'impact. Cette zone endommagée pour les éprouvettes testées est circonscrite et réduite autour du point d'impact. Quand l'énergie d'impact augmente les endommagements deviennent plus sévères pour les éprouvettes saines et réparées. La tolérance aux dommages d'impact des éprouvettes réparées diminue avec l'augmentation de la taille du bouchon de résine de la zone renforcée (jadis la zone critique).

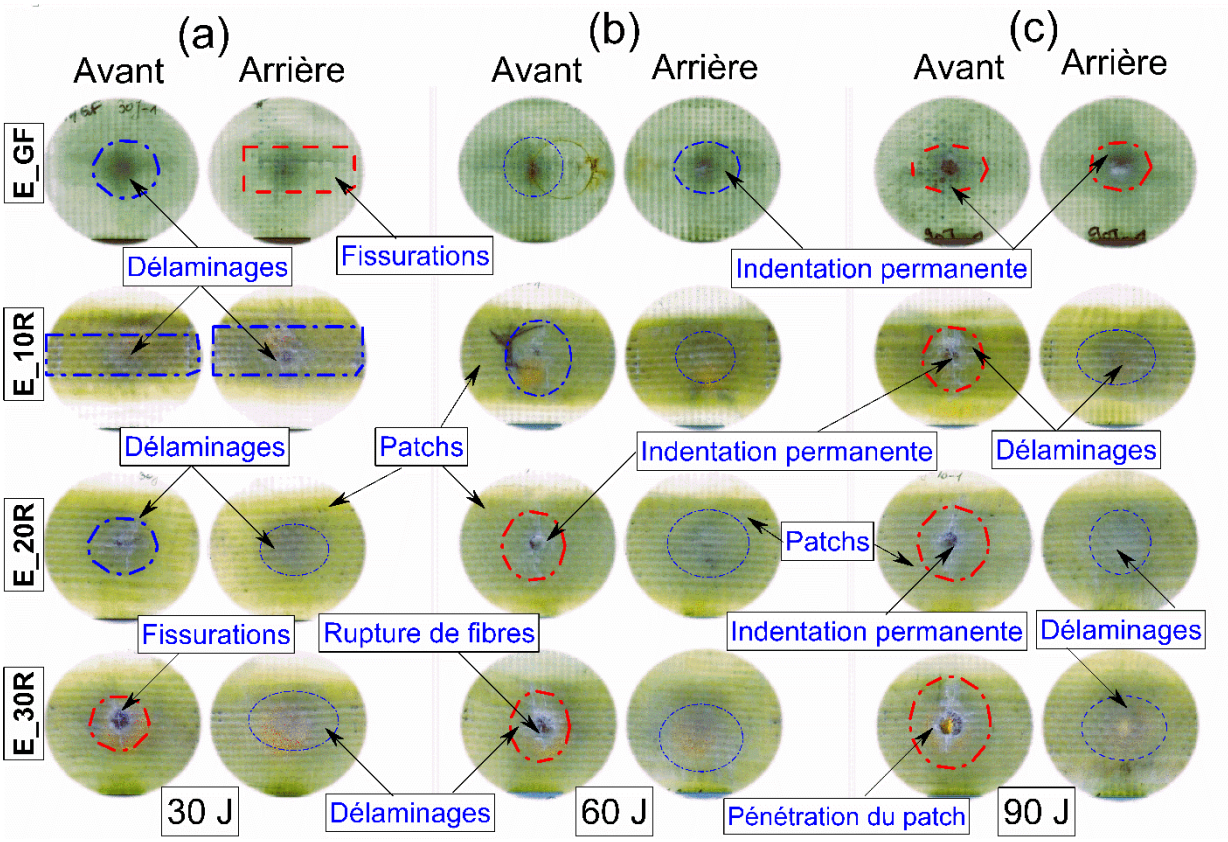


Figure 3-11. Facies post-mortem avant et arrière des éprouvettes saines et réparées après impact saines, (a) 30 J, (b) 60 J, (c) 90 J.

Nous observons aussi des zones délaminées et des indentations permanentes aux grandes énergies en plus de la rupture de fibres dans le patch avant. Les patches arrière des éprouvettes réparées semblent n'avoir subi que peu d'endommagement. Aucune perforation n'a été observée pour l'ensemble des échantillons. Quoique pour le composite E_30R, une pénétration du patch avant a été observée à 90 J (**Figure 3-11**).

Au regard des résultats obtenus et des observations visuelles des endommagements après impact, nous pourrions affirmer que les composites stratifiés tissés fibres de verre à matrice Elium® réparés E_10R, E_20R et E_30R semblent présenter une bonne tolérance aux dommages d'impact se rapprochant de celle du matériau sain (E_GF). Ce comportement à l'impact est d'autant amélioré pour le composite stratifié E_10R dont l'étendu de la zone réparée est la plus petite.

III. Simulation numérique du comportement à l'impact basse vitesse des composites stratifiés tissés fibres de verre/Elium acrylique après réparation.

1. Construction des modèles EF pour les simulations de la tenue à l'impact basse vitesse.

1.1. Géométrie et conditions aux limites.

La **Figure 3-12** présente les modèles numériques conçus pour les essais d'impact. Aussi, comme dans le cas des modèles de traction, la présence de la symétrie matérielle a conduit à ne considérer que le quart des modèles. Ce qui a eu pour effet de réduire le nombre d'éléments du modèle numérique et diminuer le coût des calculs associés.

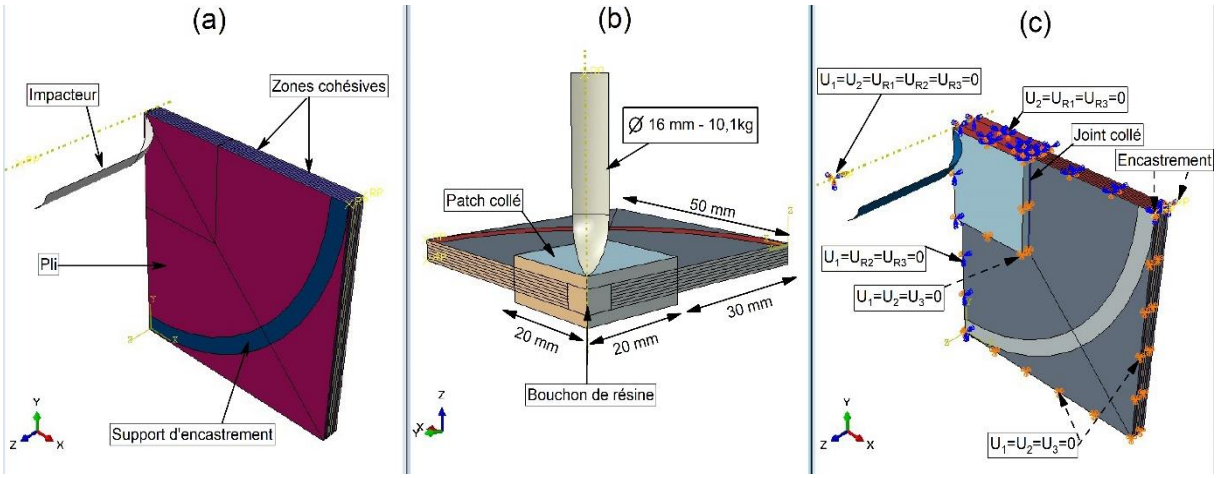


Figure 3-12. Géométries et conditions aux limites des modèles numériques(a) sain E_NUM, (b) 10R_N, (c) 30R_N

Les plaques composites saines et réparées avec des dimensions respectives de 50 mm × 50 mm × 4 mm et 50 mm × 50 mm × 7,6 mm, ont été impactées au centre En demeurant sous l'hypothèse d'un état de contrainte plane c'est-à-dire que la direction (OZ) est la normale à la surface ($\sigma_z = 0$). Les déplacements ont été bloqués pour le support d'encastrement (corps rigide) qui est de même nature que l'impacteur. Celui-ci est de forme

hémisphérique avec un diamètre 16 mm et une masse m = 10,1 kg contraint à un déplacement uniquement dans la direction (OZ). Pour maintenir la plaque et les patches fixes, les bords des plans (XOZ) et (XOY) ont été bloqués en déplacement principaux. Ces conditions aux limites réalisées permettent de reproduire au mieux les conditions expérimentales. Cette procédure a été appliquée aux quatre éprouvettes modélisées. Un contact général sans frottement a été défini respectivement entre l'impacteur et la plaque composite et entre les plis.

1.2. Maillages des modèles éléments finis d'impact basse vitesse.

La discrétisation automatique de chaque pli des modèles des composites stratifiés a été faite sous Abaqus/Explicit avec des éléments conventionnels de type coque continus de forme triangulaire à 6 nœuds SC6R qui prennent en compte les déformations membranaires finies. Une taille globale de 1 mm a été affectée aux éléments de chaque pli excepté autour du trou où celle-ci est de 0,5 à 0,25 mm avec une augmentation du nombre d'éléments pour capturer la concentration de contraintes. Le nombre de maille des éléments finis des modèles étudiés pour le cas sain E_NUM et réparés 10R_N, 20R_N et 30R_N est illustré dans le **Tableau 3-4** ci-dessous.

Tableau 3-4 : Type et nombre d'éléments et de nœuds des modèles numériques EF d'impact

Désignation		**E_NUM**	**10R_N**	**20R_N**	**30R_N**
Modèles		Sain	Modèles réparés		
Nombre Eléments (NE)		NE	NE	NE	NE
Eléments EF	SC6R	157728	166712	355224	303192
	COH3D6	580160	198948	168114	184968
	R3D3	165	165	165	165
Total NE|NN		738053|708079	356321|321078	523503|434671	488325|402416

Pour chaque pli, deux éléments ont été placés dans l'épaisseur. Tandis que les zones cohésives d'épaisseur 0,001 mm ont été discrétisées avec des éléments de taille 0,25 mm ayant une réponse de traction-séparation tridimensionnels à 6 nœuds de type COH3D6 et placés entre les couches. L'impacteur et le dispositif d'encastrement ont été maillés par des éléments tridimensionnels de type R3D3 rigides à 3 nœuds. Les patches symétriques et les joints de colle

ont aussi été maillés respectivement avec le même type d'éléments que les plis et zones cohésives. La **Figure 3-13** représente le type de maillage réalisé pour la majorité des modèles de réparation.

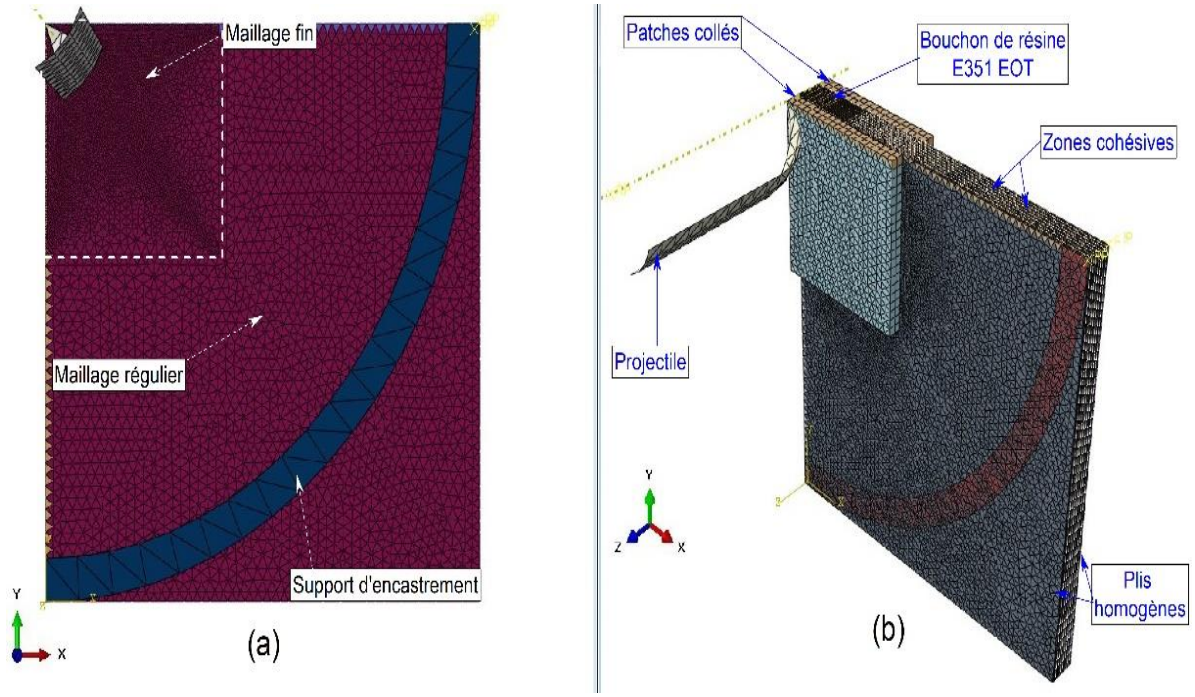


Figure 3-13. Maillages des modèles numériques , (a) E_GF, (b) NUM_20R.

2. Modélisation des endommagements intra- et inter-laminaire du composite stratifié.

2.1. Réponses intra-laminaires des composites tissés sous sollicitation d'impact basse vitesse : modèle du pli homogène.

La prédiction de la réponse à l'impact des composites stratifiés tissés a été faite à partir d'un modèle implanté sous forme d'une loi de comportement comme sous-programme utilisateur VUMAT intégré (ABQ_PLY_FABRIC) dans Abaqus/Explicit. Cette loi de comportement est issue du modèle continu de la mécanique de l'endommagement (MEC) basé sur l'hypothèse d'équivalence en énergie élastique w du matériau dont dérive la déformation élastique exprimée par la relation (4.2). Ce modèle s'inspire de celui développé au départ par Ladeveze et Le Dantec [163] pour les stratifiés unidirectionnels (UDs). Modèle utilisé par Reiner et *al.* [234] dans une étude comparative entre Abaqus/Explicit et LS DYNA en termes de calcul des composites soumis à un écrasement axial.

Cette loi de comportement s'applique à l'échelle du pli selon l'équation (4.3) telle que la contrainte effective $\tilde{\boldsymbol{\sigma}}$ est une fonction d'un tenseur de dommage et du tenseur des contrainte

du milieu sain. Cette approche permet de prédire les dégradations du matériau sain à partir des critères de rupture correspondant aux différents modes de ruine. Dans le cadre des processus thermodynamiques irréversibles, le comportement élastique du pli endommagé est décrit par des variables définissant à chaque instant l'état de la matière ou des variables d'états.

2.2. Endommagements dans les directions trame et chaîne du pli tissé.

De manière analogique, pour prédire le comportement à l'impact, Johnson [235] a adapté et généralisé le modèle constitutif des plis élastiques orthotropes homogènes pour le cas des stratifiés tissés. Celui des stratifiés tissés prend en compte les mécanismes progressifs d'endommagement suivant les directions des fibres (trame et chaîne) y compris les effets de la déformation plastique de la matrice sous un chargement de cisaillement.

$$w = \frac{1}{2}\boldsymbol{\sigma}^{T}\boldsymbol{S}\boldsymbol{\sigma} \tag{3.2}$$

$$\boldsymbol{\varepsilon} = \frac{\partial w}{\partial \boldsymbol{\sigma}} = \boldsymbol{S}\boldsymbol{\sigma}\ ,\boldsymbol{Y} = \frac{\partial w}{\partial \boldsymbol{d}} \tag{3.3}$$

$$\boldsymbol{\sigma} = \begin{pmatrix}\sigma_{11}\\ \sigma_{22}\\ \sigma_{12}\end{pmatrix}, \boldsymbol{\varepsilon} = \begin{pmatrix}\varepsilon_{11}\\ \varepsilon_{22}\\ \varepsilon_{12}\end{pmatrix} \tag{3.4}$$

$$\boldsymbol{S} = \begin{bmatrix} 1/E_{11}(1-d_1) & -\nu_{12}/E_{11} & 0 \\ -\nu_{12}/E_{11} & 1/E_{22}(1-d_2) & 0 \\ 0 & 0 & 1/G_{12}(1-d_{12}) \end{bmatrix} \tag{3.5}$$

Dans les équations (3.2) et (3.3) $\boldsymbol{S}$ représente la matrice de souplesse élastique. Les vecteurs $\boldsymbol{d}$ et $\boldsymbol{Y}$ sont respectivement les variables d'endommagements et les forces thermodynamiques associées. En considérant d'une part l'hypothèse des contraintes planes et d'autre part 1 et 2 comme étant les axes de symétrie orthotrope désignant les directions d'orientation des fibres dans le sens trame et le sens chaîne du plan du pli tissé, les composantes des tenseurs de contrainte et de déformation et la matrice de souplesse du pli non endommagé sont donnés par les relations (3.4) et (3.5). Les paramètres de la matrice de souplesse E_{11}, E_{22}, G_{12} et ν_{12} sont respectivement les modules d'Young longitudinal et transverse dans les directions d'orthotropie, le module de cisaillement plan (x, y) et le coefficient de Poisson du matériau non endommagé. L'état d'endommagement du matériau est exprimé en fonction des variables observables (déformation ε^{e}) des composantes des variables internes représentant les

phénomènes dissipatifs : le vecteur endommagement $\boldsymbol{d}(d_1, d_2, d_{12})^T$ où d_1, d_2 désignent les variables d'endommagement dans les directions et 1 et 2, et d_{12} la variable d'endommagement en cisaillement dans le plan (x, y) du composite stratifié . Le critère pilotant la rupture est la contrainte maximale qui une fois vérifié entraine un comportement au-delà des premières ruptures qui se traduit par une dégradation des propriétés élastiques du composite stratifié Autrement dit, les variables d'endommagement $\boldsymbol{d}$ vont dégrader les modules élastiques E_{ij} (3.5). Les relations entre variables d'endommagement, modules élastiques et forces thermodynamiques sont données par les équations (3.6). Les expressions de l'équation (3.7) donnent les relations entre endommagements et contraintes. Tandis que, le **Tableau 3-5** traduit la prédominance des endommagements des fibres en traction et compression.

$$Y_1 = \sigma_{11}^2/(2E_{11}(1-d_1)^2), Y_2 = \sigma_{22}^2/(2E_{22}(1-d_2)^2)$$
$$Y_{12} = \sigma_{12}^2/(2G_{12}(1-d_{12})^2) \quad (3.6)$$

$$d_1 = d_{1+}\frac{<\sigma_{11}>}{|\sigma_{11}|} + d_{1-}\frac{<-\sigma_{11}>}{|\sigma_{11}|}, d_2 = d_{2+}\frac{<\sigma_{22}>}{|\sigma_{22}|} + d_{2-}\frac{<-\sigma_{22}>}{|\sigma_{22}|} \quad (3.7)$$

Pour une formulation générale du problème, on peut considérer un indice $\beta = 1(+/-), 2(+/-)$ qui désigne à la fois la direction et le type d'endommagement subit par les fibres. Ces variables d'endommagement qui représentent la réduction des modules élastiques dans différents conditions de chargement sont tels que $0 \leq d_\beta \leq 1$ et $d_\beta = d_\beta(\tilde{\sigma}_\beta)$ est une fonction des contraintes effectives $\tilde{\sigma}_\beta = \sqrt{2E_\beta Y_\beta}$ du matériau en cours de détérioration calculées à partir des forces thermodynamiques Y_β, de la fonction d'activation des dommages $F_\beta(\Phi_\beta, r_\beta)$ définie dans le domaine élastique par la relation (3.8), des critères de défaillance de fibres $\Phi_\beta(\tilde{\sigma}_\beta, X_\beta)$ (3.9) dépendent des résistances à la rupture X_β en traction/compression uni-axiale dans les différentes directions (1 et 2) et enfin d'un seuil d'initiation des dommages r_β fixé à l'unité et qui augmente avec l'augmentation de la dégradation $(\Phi_\beta = 1)$.

Table 3-5 : Variables d'endommagement et contraintes effectives des fibres dans les directions trame et chaîne.

Directions	Endommagements	Variables d'endommagement	Contraintes effectives
Trame (1)	Traction (+)	$d_{1+} = d_{1+}(\tilde{\sigma}_{1+})$	$\tilde{\sigma}_{1+} = \frac{< \sigma_{11} >}{(1 - d_{1+})}$
	Compression (-)	$d_{1-} = d_{1-}(\tilde{\sigma}_{1-})$	$\tilde{\sigma}_{1-} = \frac{< -\sigma_{11} >}{(1 - d_{1-})}$
Chaîne (2)	Traction (+)	$d_{2+} = d_{2+}(\tilde{\sigma}_{2+})$	$\tilde{\sigma}_{2+} = \frac{< \sigma_{22} >}{(1 - d_{2+})}$
	Compression (-)	$d_{2-} = d_{2-}(\tilde{\sigma}_{2-})$	$\tilde{\sigma}_{2-} = \frac{< -\sigma_{22} >}{(1 - d_{2-})}$

$$F_\beta = \Phi_\beta + r_\beta \leq 0 \tag{3.8}$$

$$\Phi_\beta = \tilde{\sigma}_\beta / X_\beta \tag{3.9}$$

$$r_\beta(t) = \max_{T \leq t} \Phi_\beta(T) \tag{3.10}$$

$$F_\beta \leq 0,\ \dot{r}_\beta \geq 0,\ \dot{r}_\beta F_\beta = 0 \tag{3.11}$$

$$\dot{r}_\beta \dot{F}_\beta = 0 \tag{3.12}$$

$$d_\beta = 1 - \frac{1}{r_\beta} exp\left(-A_\beta\left(r_\beta - 1\right)\right),\ \dot{d}_\beta \geq 0 \tag{3.13}$$

$$A_\beta = \frac{X_\beta^2}{2E_\beta} \tag{3.14}$$

$$G_f^\beta - g_0^\beta L_c > 0 \leftrightarrow L_{max} = \frac{G_f^\beta}{g_0^\beta} \tag{3.15}$$

Une fois les endommagements amorcés, les seuils d'initiation des dommages r_β (3.10) des fibres dans les directions, trame et chaîne, obéit aux conditions complémentaires de Kuhn-Tucker suivant les relations (3.11) et (3.12). La progression des dégradations est formulée par une loi d'évolution de l'endommagement (3.13). Cette équation traduit la progression de la détérioration des plis du composite stratifié en traction et en compression monotone qui est dépendante des seuils d'endommagement et de l'énergie de rupture G_f^β par unité de surface selon (3.14) et (3.15). Les paramètres L_c, g_0^β renvoient respectivement à la longueur caractéristique

de l'élément et à la densité d'énergie élastique au point d'initiation des dommages. Quant à L_{max} il représente la taille de l'élément caractéristique du maillage maximale à ne pas dépasser lors de la rupture pour s'assurer de prendre en compte la bonne quantité d'énergie dissipée.

2.3. Endommagement en cisaillement de la matrice.

Bien que pour le modèle, les critères de rupture des fibres dans les directions trame et chaîne soient découplés de ceux de la matrice, la réponse non linéaire du composite stratifié est entièrement liée aux critères de dégradations de la matrice préférentiellement sous sollicitations de cisaillement (i.e. dans le plan (1,2)). En effet, la réponse du stratifié au cisaillement se manifeste par l'apparition d'une pseudo plasticité et d'une diminution de la rigidité en rapport avec les microfissurations (transverses et longitudinales, les décollements de l'interface fibres/matrice. Le comportement mécanique du matériau sous chargement de cisaillement est alors dominé par le comportement non linéaire de la matrice. Les équations (3.16) à (3.23) décrivent l'ensemble des fonctions et paramètres qui influencent et contribuent à cette réponse non linéaire. La relation (3.16) permet d'exprimer la contrainte effective de cisaillement $\tilde{\sigma}_{12}$ en fonction de la contrainte cisaillement σ_{12} du matériau non endommagé pour un comportement élastique. La plasticité est prise en compte par les équations (3.17) à (3.20) et est traduite globalement par une loi pseudo plastique dans laquelle $\tilde{\sigma}_{y0}$ est une contrainte d'écoulement, C un coefficient et p l'exposant de la loi d'écrouissage de type puissance (3.18). Les équations (3.19) et (3.20) indiquent respectivement le taux de déformation plastique et l'évolution du travail plastique en cisaillement.

Comportement élastique	$\tilde{\sigma}_{12} = \frac{\sigma_{12}}{(1-d_{12})} = 2G_{12}\varepsilon_{12}^{el} = \left(\varepsilon_{12} - \varepsilon_{12}^{pl}\right)$	(3.16)
Plasticité	$F = \lvert\tilde{\sigma}_{12}\rvert - \tilde{\sigma}_0(\bar{\varepsilon}^{pl}) \leq 0$	(3.17)
	$\tilde{\sigma}_0(\bar{\varepsilon}^{pl}) = \tilde{\sigma}_{y0} + C(\bar{\varepsilon}^{pl})^p$	(3.18)
	$\dot{\varepsilon}_{12}^{pl} = \dot{\bar{\varepsilon}}^{pl}\frac{\partial F}{\partial \tilde{\sigma}_{12}} = \dot{\bar{\varepsilon}}^{pl} sign(\tilde{\sigma}_{12})$	(3.19)
	$\dot{U}^{pl} = 2\sigma_{12}\dot{\varepsilon}_{12}^{pl} = 2(1-d_{12})\tilde{\sigma}_{12}\dot{\varepsilon}_{12}^{pl} = 2(1-d_{12})\tilde{\sigma}_0\dot{\varepsilon}_{12}^{pl}$	(3.20)
Loi d'évolution des dommages	$F_{12} = \phi_{12} - r_{12} \leq 0$	(3.21)
	$r_{12}(t) = \max_{T \leq t} \phi_{12}(T)$	(3.22)
	$d_{12}(t) = \min(\alpha_{12}\ln(r_{12}), d_{12}^{max})$	(3.23)
	$\alpha_{12} > 0$ et $d_{12}^{max} \leq 1$	

La fonction d'activation des dommages en cisaillement F_{12} (3.21) dépend des paramètres $\phi_{12} = \tilde{\sigma}_{12}/S$ avec S la contrainte d'initiation de cisaillement de la matrice et $r_{12}(t)$ qui permettent de piloter l'initiation de l'endommagement diffus pour le comportement en cisaillement plan. L'équation (3.22) permet d'abaisser la contrainte de rupture associée à la rupture en cisaillement de la matrice. La loi d'évolution de l'endommagement en cisaillement est donnée par la relation (3.23). Les paramètres caractérisant l'endommagement intra-laminaire sont listés dans le **Tableau 3-6**. La sous-routine utilisateur propose deux options de suppression pour les éléments défectueux respectivement pour le pli et la zone cohésive par délaminage.

Table 3-6 : Paramètres du modèle d'endommagement continu pour le composite stratifié E190/GF

Résistance dans les directions trame et chaine		Contrainte d'initiation de cisaillement	Energie de rupture des fibres		Paramètres de la loi pseudo-plastique pour la réponse non - linéaire				
X_{1+}	X_{1-}	S	G^{1+}	G^{1-}	α_{12}	d_{12}^{max}	$\tilde{\sigma}_{y0}$	C	p
(MPa)		(MPa)	(N/mm)		--		(MPa)	(MPa)	--
471	471	40	44,9	39,15	0,145	0,8	68	1650	0,5

3. Analyse éléments finis des résultats des simulations numériques des composite stratifiés fibres de verre/Elium® acrylique 190 et comparaison avec les résultats expérimentaux.

Les prédictions numériques des modèles EF d'impact basse vitesse des composites stratifiés sains (EG_F) et réparés (10R_N, 20R_N et 30R_N) ont été comparées aux données expérimentales. La suite de cette sous-section est consacrée à l'analyse éléments finis des différentes simulations. Les simulations ont été faites pour un temps caractéristique de 10 ms.

3.1. Comparaison des résultats des simulations aux données expérimentales.

L'analyse comparative de la courbe énergie en fonction du temps entre les modèles numériques et les données expérimentales pour le cas du matériau sain (**Figure 3-14**) révèle la présence d'un décalage plus ou moins significatif entre les prédictions numériques et les données expérimentales. Cet écart est faible pour ce qui concerne les pics d'énergies d'impact et l'effort maximal. Pour les énergies absorbées, les écarts varient de manière croissante de 4,875, 12,67 et 38,91 J respectivement avec l'augmentation de l'énergie d'impact pour 30, 60

et 90 J. Ainsi, aux grandes énergies, comme à 90 J, le modèle numérique semble sous-estimer la quantité d'énergie absorbée qui avoisine quasiment la moitié de celle obtenue expérimentalement (**Tableau 3-7**). Par ailleurs, ces différences pourraient trouver une explication dans le choix des propriétés des matériaux utilisées lors des simulations. En effet, les critères qui prédisent le délaminage utilisent des variables d'initiation qui sont les résistances maximales interfaciales en traction hors-plan (S_{33}) et en cisaillement hors-plan (S_{13} et S_{23}) correspondant respectivement à trois modes purs de rupture (mode I, mode II et mode III) prévus par la Mécanique Elastique Linéaire de la Rupture (MELR).

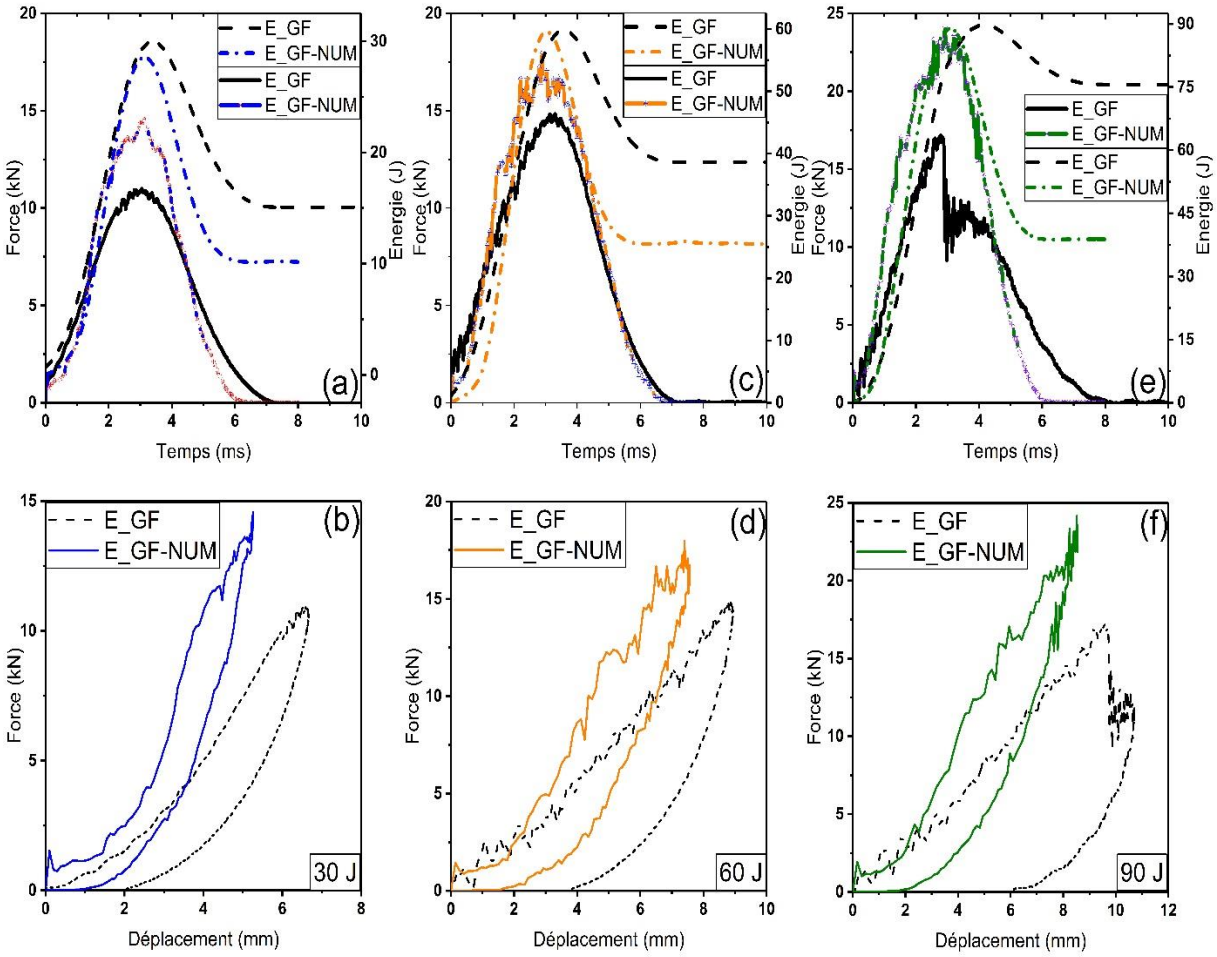


Figure 3-14. Comparaisons expérimentales et numériques des courbes force et énergie en fonction du temps et force en fonction du déplacement du matériau sain : (a), (b) 30 J ; (c), (d) 60 J et (e), (f) 90 J.

L'amorçage du décollement inter-plis se produit une fois la valeur limite du critère de rupture est atteinte. La propagation du délaminage quant à elle est associée à trois ténacités de rupture inter-laminaires ou taux de restitution d'énergie critiques (G_{IC}, G_{IIC} et G_{IIIC}) équivalent à chaque mode de rupture. Les valeurs limites utilisées pour les modèles sont listées dans le **Tableau 3-7**. Ces valeurs devraient être déterminées expérimentalement pour permettre à la

solution éléments finis de s'approcher au plus près des données expérimentales. Dans le cas d'espèce, elles n'ont pas été évaluées pour nos matériaux. Nous avons alors opté pour des valeurs utilisées par Kinvi-Dossou et *al*. [139] qui avaient été déterminées sur le composite stratifié fibre de verre/Elium acrylique 150. Il en est de même pour la résine réparatrice E351 EOT servant d'adhésif dont nous n'avons pas effectué toute la caractérisation mécanique et pour lesquelles les données générales en notre possession sont celles du fournisseur.

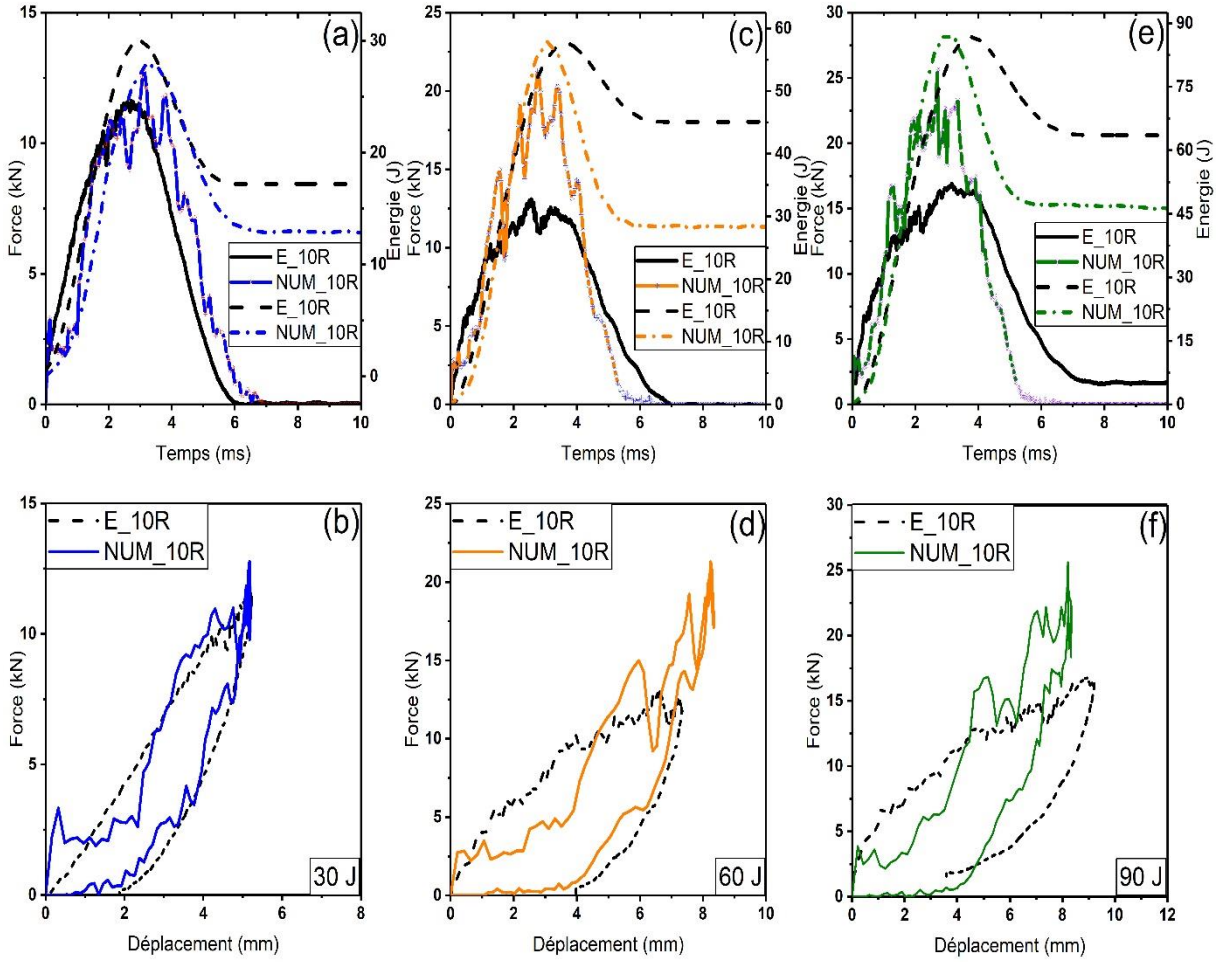


Figure 3-15. Comparaisons expérimentales et numériques des courbes force et énergie en fonction du temps et force en fonction du déplacement du matériau E_10R : (a), (b) 30 J ; (c), (d) 60 J et (e), (f) 90 J.

La comparaison entre les prédictions issues des simulations numériques et les données expérimentales pour l'échantillon réparé E_10R de plus petit diamètre d'entaille est représentée dans la **Figure 3-15**. L'écart le plus important pour les courbes énergies est observé sur la **Figure 3-14C** pour une énergie d'impact de 60J. A 30 J et 90 J, la prédiction numérique se rapproche assez bien des données expérimentales aussi bien pour les courbes énergie-temps que force-temps. On observe des oscillations précoces sur les courbes force-déplacement qui traduiraient d'éventuels endommagements sur le bouchon de résine.

L'analyse des **Figures 3-14** et **3-15** représentant la superposition des courbes expérimentales et numériques pour le matériau sain E_GF et le réparé E_10R. Nous remarquons que les simulations EF prédisent des niveaux d'effort critiques qui croissent avec l'augmentation de l'énergie d'impact et sont légèrement au-dessus de l'expérimental. Tandis que les déplacements correspondants obtenus expérimentalement sont légèrement supérieurs à ceux de la simulation sauf dans le cas de la **Figure 3-15d**. La majorité des courbes force en fonction du temps et du déplacement présentent des allures similaires avec la présence d'oscillations importantes marquant les phénomènes de fissurations matricielles, des délaminages et des ruptures de fibres qui se produisent sous des chargements de type impact basse vitesse, comme décrit dans l'analyse des résultats expérimentaux. Ces dommages d'impact sur des surfaces minimes ou non participent à une diminution non négligeable de la tenue mécanique et ce malgré l'absence parfois d'une marque d'endommagement à peine visible ou BVID (Barely Visible Impact Damage) [236] sur le matériau composite. In fine, les prédictions des modèles numériques d'impact confrontées aux résultats expérimentaux se veulent le plus réalistes possibles même avec les hypothèses considérées.

3.2. Cartographie des endommagements d'impact obtenu par simulation.

La simulation de l'impact basse vitesse par la MEF a permis d'avoir une solution approchée du problème physique difficile à résoudre analytiquement (en utilisant le critère BK on obtient d'après la littérature des résultats supérieures aux résultats analytiques).

Pour les trois types de chargement et les conditions aux limites choisis, les variables d'état (SDV1 à SDV5) de la **Figure 3-16** représentant l'endommagement intra-laminaires en traction/compression dans la direction trame (1) et chaîne (2) du composite stratifié .

Les modes de défaillance représentées par les champs d'endommagement du stratifié sain en fonction de l'énergie d'impact englobent les fissurations matricielles (longitudinales et transverses), ruptures de fibres et l'endommagement en cisaillement. Ces endommagements dits intra-laminaires se produisent au niveau des plis. Le groupe de variables SDV1, SDV2, SVD3 et SDV4 traduisent respectivement des endommagements en traction/compression dans la direction trame (1) et chaîne (2).

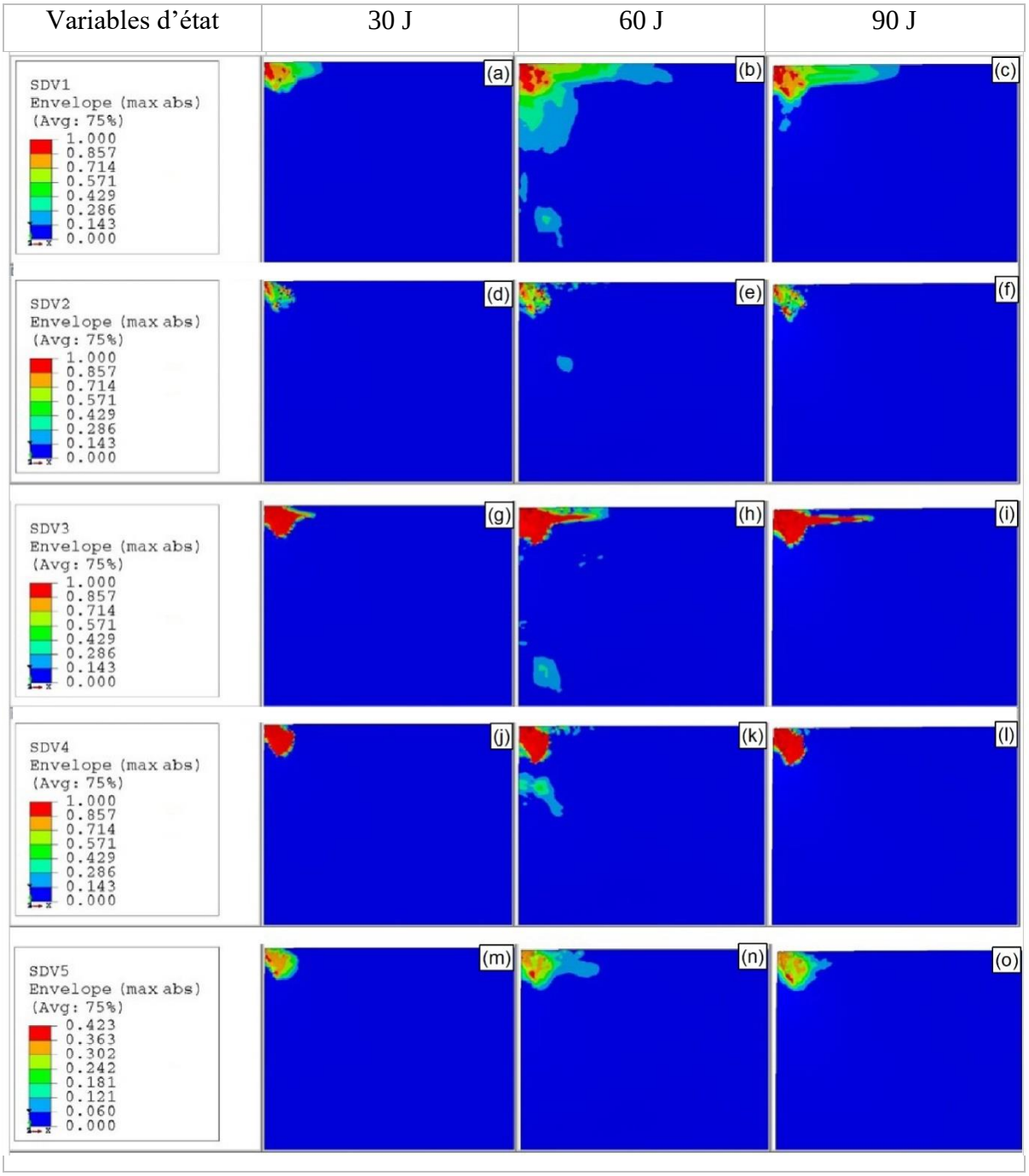


Figure 3-16. Cartographie des faciès d'endommagements intra-laminaires des modèles ¼ sain E_NUM : (a), (b), (c) , (d), (e), (f) endommagement en traction/compression dans la direction trame (1),(g), (h), (i) , (j), (k), (l) endommagements en traction/compression dans la direction chaîne (2), (m), (n) et (o) endommagement en cisaillement dans le plan(1,2) respectivement aux énergies d'impact de 30 J , 60 Jet 90 J.

Quant à la variable SDV5, elle illustre l'effectivité de l'endommagement en cisaillement dans le plan (1, 2) du composite stratifié. L'observation de la cartographie de la **Figure 3-15**, nous permet ainsi de constater que les dégradations augmentent aux énergies d'impact élevées.

De plus, ces modes de défaillances sont plus importantes dans la direction (2) (**Figure 3-16g-i**).

Tandis que les décollements inter-plis ou délaminages sont représentés dans la **Figure 3-17** et ont été simulés à l'aide d'éléments cohésifs et d'un modèle d'endommagement approprié couplé à deux critères (contraintes inter laminaires maximale S et les taux d'énergie critiques G_c) permettant de simuler la zone endommagée qui s'élargie quand l'énergie augmente. Pour les trois énergies d'impact, des délaminages et des indentations permanentes sont observés. Ces résultats de simulations sont en accord avec les conclusions de Wang et *al*. [226] qui ont aussi remarqué qu'aux faibles énergies la fissuration matricielle et l'indentation permanente dominent largement.

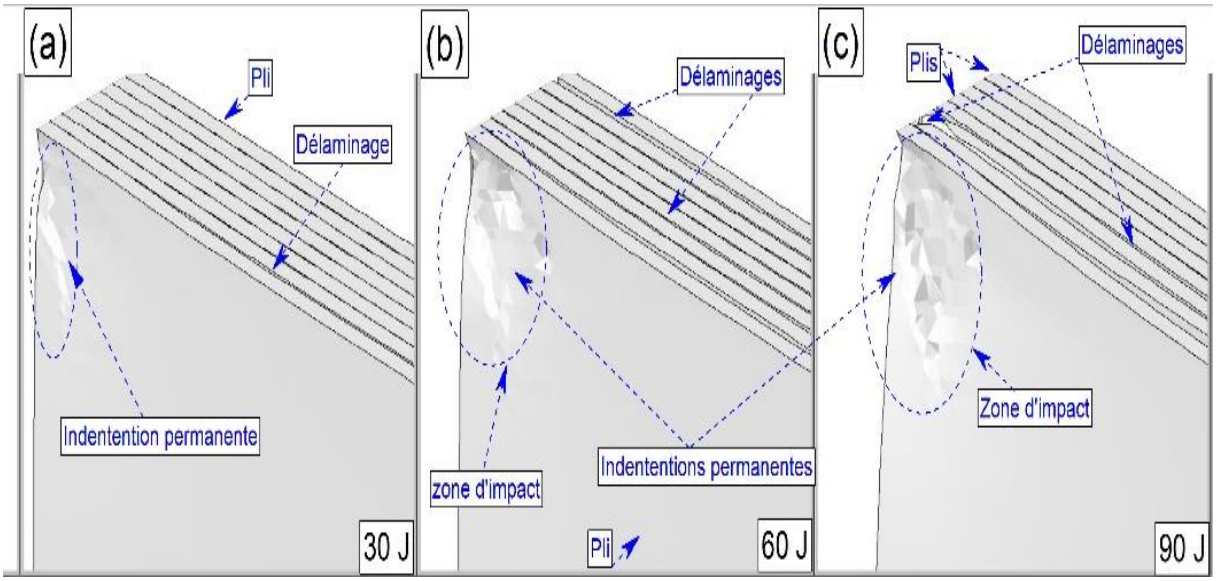


Figure 3-17. Indentations permanentes et délaminages du modèle ¼ sain aux énergies d'impact de : (a) 30J, (b) 60 J et (c) 90 J.

Toutefois, afin de faire correspondre les résultats numériques et expérimentaux, il est nécessaire de caractériser expérimentalement la résine réparatrice E351 EOT par la détermination des ténacités inter-laminaires de rupture Gc par des essais ENF (End-Notched Flexure) et DBC (Double Cantiler Beam) et les contraintes inter-laminaires à la rupture S. Il en est de même pour les composites stratifiés fibres de verre/Elium acrylique 190 pour un empilement de 8 plis. En effet, la prédiction du délaminage est fortement liée aux critères qui dépendent de la qualité du maillage. Les critères d'initiation et propagation que nous avons considérée ont permis une simulation du dommage après quelques calibrages itératifs des contraintes inter-laminaires maximales.

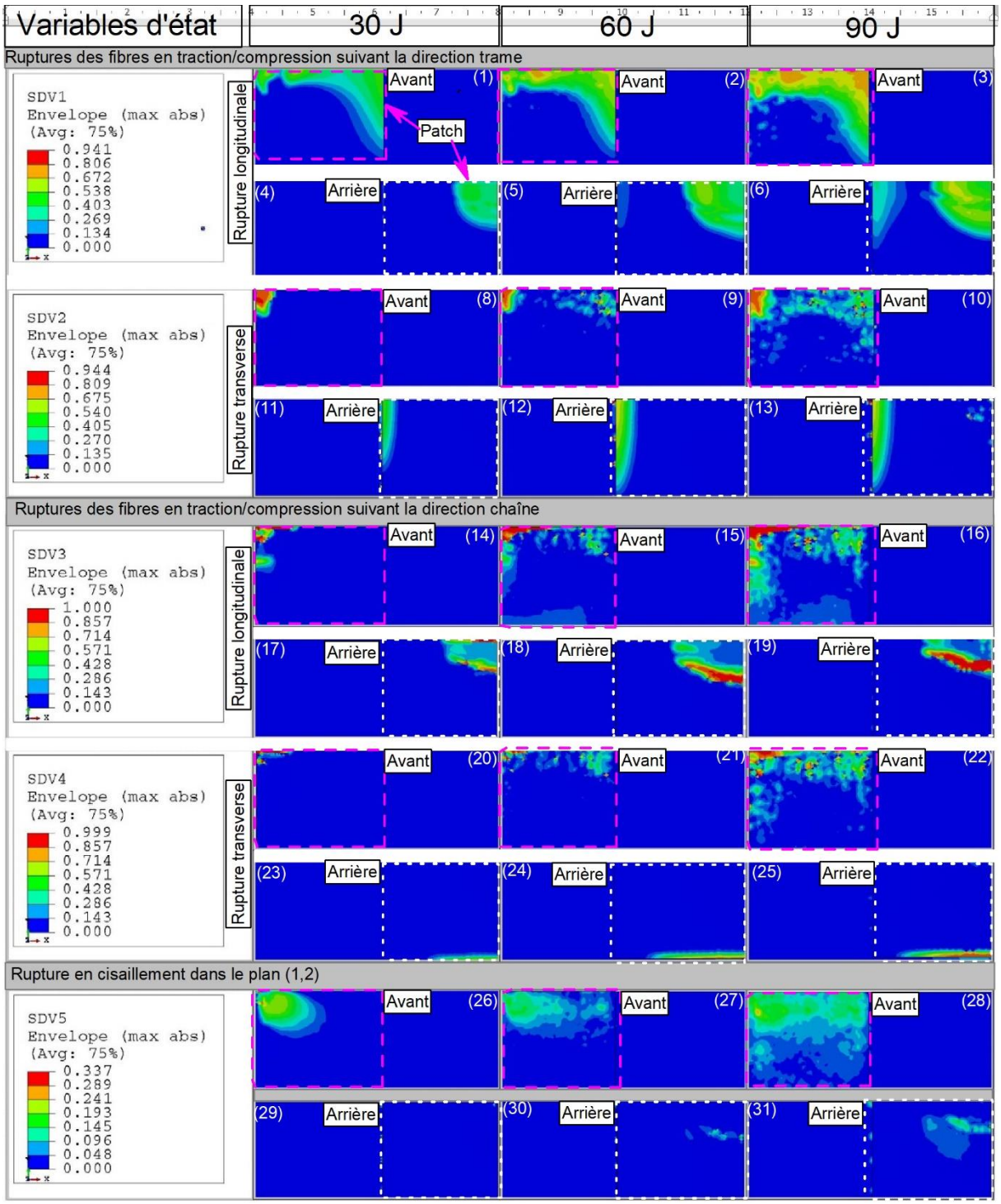


Figure 3-18. Cartographie des faciès d'endommagements intra-laminaires du modèle ¼ réparé 10R_N et endommagement en cisaillement dans le plan (1,2) respectivement aux énergies d'impact de 30 J , 60 J et 90 J.

L'analyse de la cartographie des champs d'endommagement, nous a permis de constater une évolution croissante des endommagements intra-laminaires avec l'énergie d'impact (**Figure 3-18**). En effet, ces endommagements sont essentiellement concentrés au niveau du

patch avant. Le patch, le joint collé et le bouchon de résine ont été fortement sollicités lors de l'impact. Le modèle prédit principalement des flambements, des ruptures de fibres en traction/compression dans les directions trame et chaîne du composite stratifié.

On note toutefois une prédominance de ces dégradations intra-laminaires dans la direction chaîne ou (2). Ceci permet de valider les choix de la modélisation et en particulier le choix de cette échelle de la fissuration matricielle. Le modèle du pli élémentaire modélisé comme un matériau élastique orthotrope de type élasto-plastique endommageable utilisé a pris en compte l'endommagement en cisaillement en rapport avec la pseudo-plasticité des matériaux composites stratifiés à matrice organique thermoplastique. Ce modèle de comportement non-linéaire a mis en exergue sous chargement dynamique des déformations élastique et irréversible et la dépendance des endommagements au niveau d'énergie d'impact.

Bien que, la corrélation entre les observations numériques et expérimentales s'est avérée moins précise pour certains niveaux d'énergie d'impact à cause des propriétés matériaux utilisés et sans doute aussi du type de modèle numérique considéré. Ces résultats montrent sans nul doute l'intérêt de considérer lors de la simulation de l'essai d'impact un modèle à l'échelle microscopique et mésoscopique qui rendrait compte des ruptures combinées dans le toron formé de fibres et de la résine (fissurations longitudinales et transverses). Les résultats obtenus peuvent s'expliquer en partie par le fait que la simulation de la fissuration matricielle au niveau des plis n'a pas été rendue de façon satisfaisante pour modéliser correctement l'essai d'impact.

Le modèle du pli homogène a été testé en impact pour trois gammes d'énergie d'impact (30, 60, 90 J) sur un composite stratifié fibres de verre/Elium acrylique réparé pour trois diamètres d'entaille (10; 20 et 30 mm) et a présenté des surfaces peu délaminées pour les trois modèles au niveau des couches de la plaque à cause de la présence des patchs collés, du joint de colle et du bouchon de résine qui ont contribué à dissiper le taux d'énergie critique de rupture inter-laminaires. Les ruptures en traction/compression dans les directions trame et chaine sont essentiellement localisées sur la face impactée du patch et des fissurations matricielles au niveau du bouchon de résine comme lors des essais expérimentaux. Les modélisations numériques ont permis de simuler les endommagements d'impact en particulier les ruptures en traction/compression des fibres et l'indentation permanente après impact comme observé dans le cas du modèle sain.

4. Etude des facteurs géométriques influençant la réparation par collage de patches composite double recouvrement.

Le modèle par éléments finis proposé a été appliqué au cas d'autre type de patch pour discuter de l'effet des propriétés géométriques (forme, taille…) de patches et des joints collés sur le comportement élasto-plastique endommageable d'un composite stratifié fibres de verre/Elium acrylique. Dans cette section, nous avons évalué numériquement les facteurs géométriques des patches qui influencent la performance de la réparation par collage externe sur un modèle 10R_N. Aussi, deux tailles différentes de patches (pour l'étendu de la surface de collage.) et de formes circulaire et octogonal ont été étudiés et comparés aux patches carrés d'étude (**Figure 3-19**). L'objectif de cette sous-section est d'analyser l'influence de ces facteurs sur les réponses à l'impact pour une énergie de 30 J. D'autre part, on s'est aussi intéressé à l'effet de l'épaisseur du joint de colle.

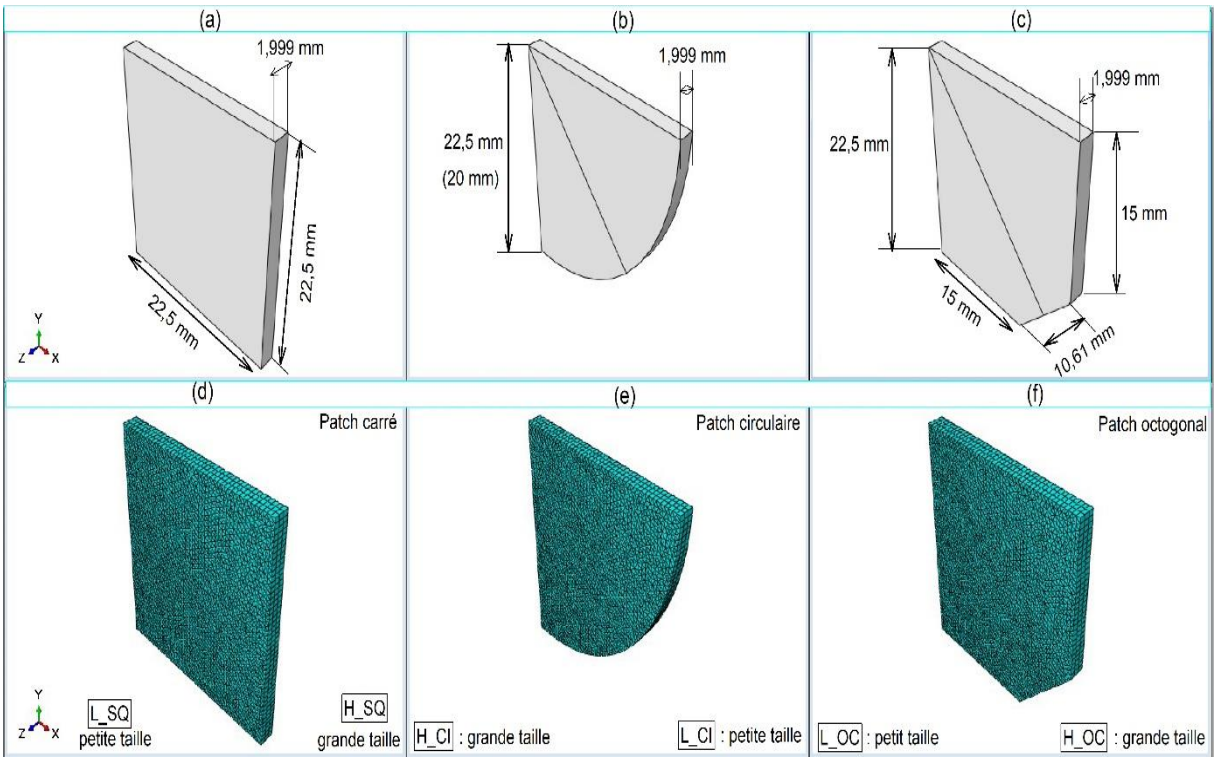


Figure 3-19. Dimensions des patches et maillages : (a),(d) patch carré, (b), (e) patch circulaire et (c) , (f) patch octogonal.

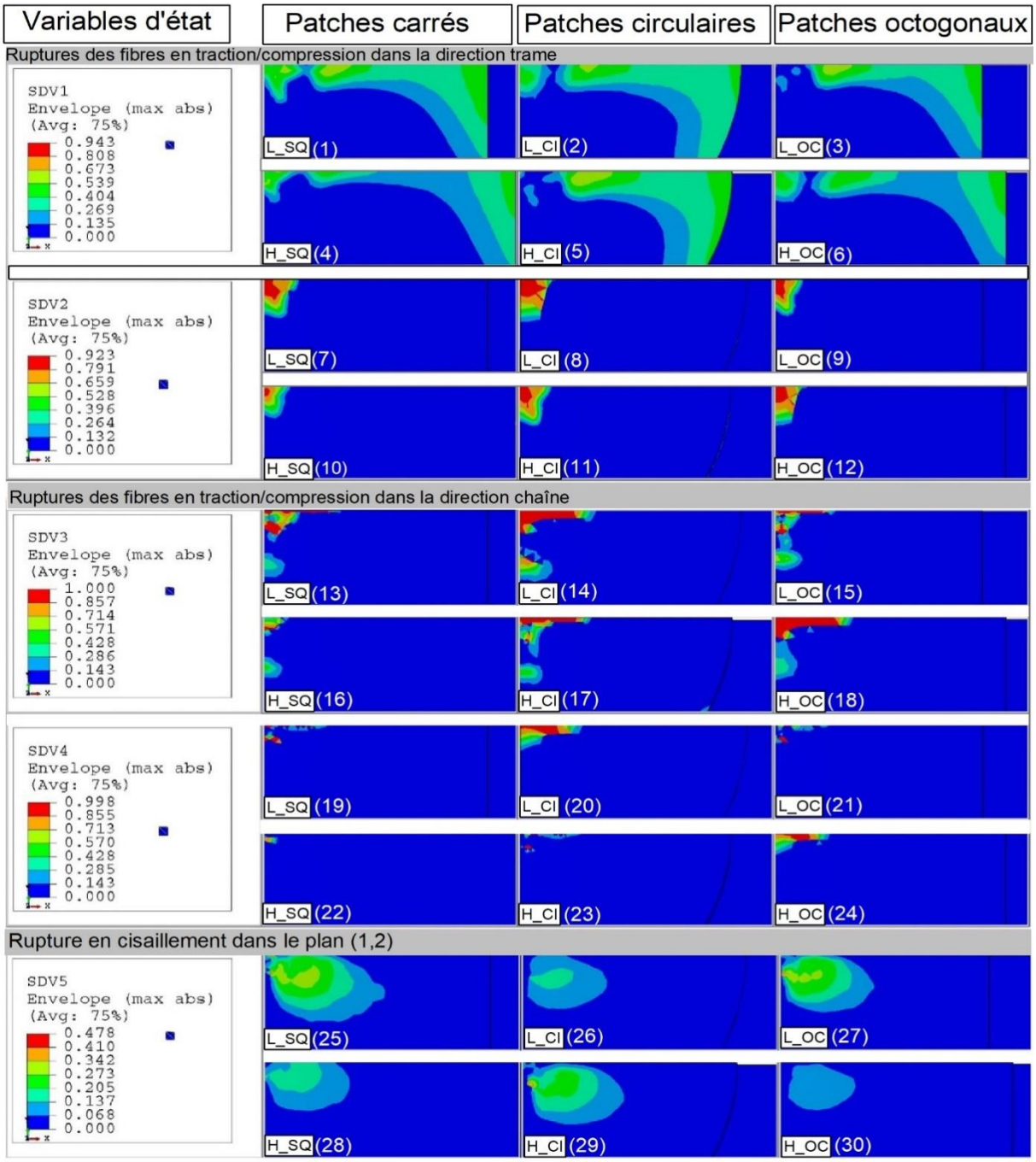


Figure 3-20. Cartographie d'endommagement des modèles 10R_N pour des patches de formes et de taille différente à une énergie d'impact de 30 J.

Pour prendre en compte l'étendu de la surface de collage (dimensions) et de la forme, les résultats de simulations d'impact en termes de courbes énergie-temps et force-déplacement ont été comparés entre patch de grandes et de petites tailles. En effet, la forme et la taille du patch sont des paramètres importants qui influent sur la performance des réparations composites [55], [237] en réduisant le facteur de concentrations de contraintes (FCC) qui diminue avec l'augmentation de la surface du patch en raison de l'augmentation du transfert de charge par le

patch . En ce qui concerne l'épaisseur du joint de colle, il est reconnu que plus il est fin autant le transfert de charge est important. Pour rendre compte de cela nous avons comparé deux épaisseurs de colle (0,001 et 0,05 mm) pour une même forme et taille de patch identique. Les observations des champs d'endommagement pour le petit et grand patch présentent des ruptures en compression plus marquées dans la direction chaîne que trame pour les trois modèles de patch. Lorsque les patches sont plus larges, l'endommagement semble moins élargi que dans le cas des patches de petites tailles. Pour les ruptures en compression (SDV2) pour les petits patchs, la forme octogonale à une zone moins étendu que les formes carrées et circulaires. Tandis que la zone endommagée est moins large dans le cas du patch carré que des deux autres formes géométriques. Les endommagements des fibres en traction/compression sont moins étendus pour les patches de forme carrée qu'ils soient de petite ou grande taille dans la direction chaîne (SDV3 et SDV4) comparativement aux autres types de patches.

Les composites stratifiés endommagés ont été réparés par des pièces symétriques collées sur la zone endommagée. On constate que dans le cas d'une réparation symétrique, la zone endommagée diminue avec la taille et la forme du patch. Les ruptures des fibres en compression dominent dans les directions (1) et (2) du composite stratifié. En ce qui concerne l'endommagement en cisaillement plan (1,2), il est moins important dans les structures réparées quel que soit le type de patch. L'augmentation des dimensions du patch fait augmenter la surface de collage et par conséquent conduit à une meilleure répartition des contraintes au niveau du joint de colle. Pour un bon transfert de contraintes vers le patch à travers l'adhésif et en même temps une bonne résistance du joint d'adhésif, il est ainsi préférable d'avoir une dimension de patch aussi importante que la taille de l'entaille.

4.1. Analyse des courbes énergie-temps et force-déplacement.

L'analyse des courbes énergie en fonction du temps nous permet de constater que les patches de grandes dimensions ont une énergie absorbée plus grande que ceux de petites dimensions. De plus, cette énergie absorbée est plus importante respectivement pour les patches de forme circulaire, octogonale et carrée (**Figure 3-20a**). Nous constatons aussi que l'augmentation de l'épaisseur (0,05 mm) du joint de colle entraine une augmentation de l'énergie absorbée (**Figure 3-20b**). Les courbes force-déplacement (**Figures 3-20c** et **20d**) ont pour les différents formes et tailles patches des allures similaires et typiques qui traduiraient les phénomènes de fissurations, délaminages et ruptures de fibres en traction/compression qui se produisent lors de l'impact basse vitesse.

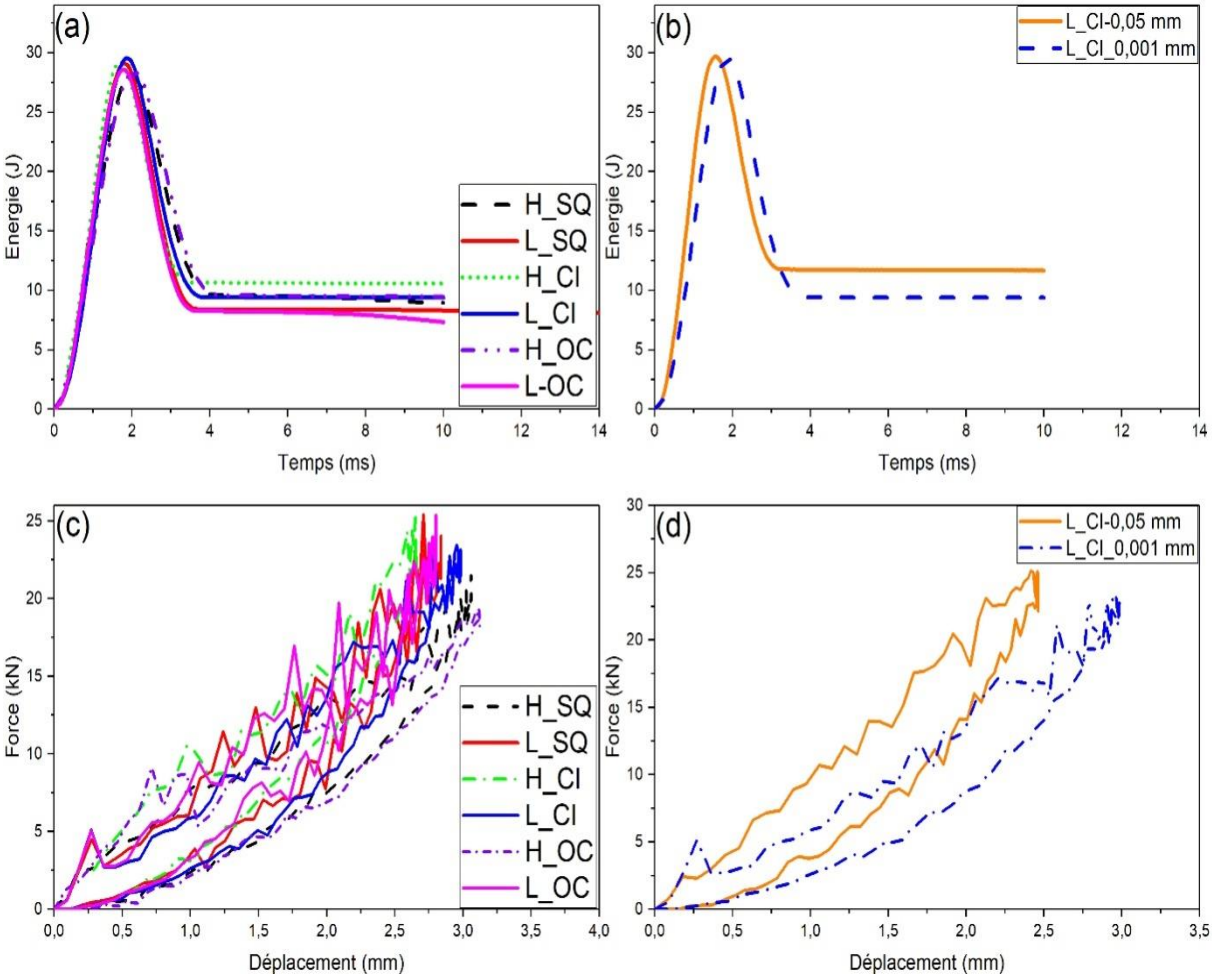


Figure 3-21. Courbes énergie-temps et force-déplacement des modèles 10R_N pour des patches à une énergie d'impact de 30 J (a), (c) Effet géométrique de la taille et la forme des patches (carrés, circulaires et octogonaux), (b), (d) Effet de l'épaisseur du joint de colle.

Les résultats de simulations par éléments finis ont montré clairement que l'utilisation du patch a pour conséquence de rigidifier la structure et de retarder la propagation de la fissure. Cette rigidité dépend des paramètres géométriques ainsi que de la taille de l'entaille.

Conclusion.

En définitive, nous pouvons affirmer que les différentes analyses expérimentales des plaques impactées et des courbes force-déplacement et énergie-temps ont permis d'estimer la résistance à l'impact des composites stratifiés fibres de verre/Elium acrylique réparés. De plus, nous avons pu constater ; une tolérance aux endommagements améliorée pour les éprouvettes réparées (E190_GF/E351 EOT_GF), comparées aux éprouvettes de références (saines). Soulignons également que le facteur de forme D/W des éprouvettes réparées influence significativement les propriétés de rigidité et de résistance desdites éprouvettes. Bien que, les impacts soient de faibles intensités ; ils sont capables de mettre en péril les propriétés mécaniques de la structures composites en générant des endommagements. Le composite thermoplastique E190/GF à l'instar des composites conventionnels n'est pas à l'abri de dégradation pouvant conduire à sa ruine complète. En outre, la performance de la réparation par collage externe de patches symétriques a été évalué en termes de pic d'effort, de seuil de pénétration, d'énergie absorbée et d'étendu de la zone endommagée.

Aussi, les échantillons (plaques) de faible facteur de forme D/W réparés présentent une meilleure tolérance aux dommages d'impact et bien particulièrement le matériau réparé E_10R. Nous retiendrons qu'il serait plus opportun d'effectuer des réparations dès l'apparition des premières dégradations.

Les modèles numériques éléments finis (EF) utilisant des éléments coques continue sous l'hypothèse des contraintes planes (resp. déformations planes) ont permis de prédire de manière réaliste le comportement mécanique à l'impact des composites stratifiés réparés à matrice Elium acrylique. Les prédictions des modèles d'impact basse vitesse ont reproduit les modes de défaillance rencontrés lors des essais expérimentaux aussi bien sur les éprouvettes saines que réparées. En effet, le constat qui se dégage pour chaque modèle est que les endommagements augmentent lorsque l'énergie d'impact augmente. Ces dégradations seraient essentiellement des ruptures de fibres en traction/compression dans les directions trame et chaîne des composites stratifiés tissés, des fissurations matricielles et des délaminages.

Conclusion générale et perspectives.

En somme, nous pouvons retenir que les enjeux environnementaux et le besoin de réduire la dépendance aux énergies fossiles ont conduit le Parlement Européen à travers sa directive 2000/53/CE à imposer au secteur du transport une réduction de la masse des automobiles afin de contribuer significativement à la diminution des émissions polluantes. Une solution envisagée par les constructeurs pour répondre à de telles exigences est l'intégration des matériaux composites à matrice organique dans les structures secondaires voire vitales des véhicules urbains. Aussi, les composites à matrice thermoplastique pour leur caractère recyclable en accord avec la réglementation REACH intéressent de nombreux secteurs industriels. De plus, ces matériaux composites stratifiés fibreux à matrice polymère sont de plus en plus utilisés dans le secteur du transport pour leur excellent rapport performance/masse. Les thermoplastiques plus respectueux de l'environnement occupent désormais une position très favorable pour la conception de pièces structurales. En conséquence, dans l'objectif de procéder au remplacement à long terme des composites thermodurcissables (moins respectueuses de l'environnement), une nouvelle résine innovante thermoplastique liquide Elium® acrylique ayant une bonne tolérance aux dommages sous chargement cyclique et d'impact a été développée par le groupe ARKEMA. Toutefois, sous des sollicitations mécaniques ces matériaux hétérogènes à forte anisotropie sont sensibles aux endommagements progressifs de type monotone et d'impact basse vitesse. L'apparition de ces dégradations constituent un souci majeur au regard de leur dangerosité pour la sécurité des structures et des usagers. Ces dégradations prennent naissance à l'échelle microscopique et se propagent aux échelles supérieures. Ils sont considérés comme un processus détérioration progressive de la matière impliquant des phénomènes physiques complexes. Parmi ces dégradations, les délaminages qui surviennent sous sollicitation quasi-statique ou dynamique sont responsables de la diminution drastique de la raideur du matériau.

Sachant que les coûts de remplacement des composants endommagés peuvent s'avérer très onéreux, la réparation représente une opportunité mécanique et économique rentable qui offre une efficacité structurelle élevée et prolonge la durée de vie des structures fissurées à faible coût. Contrairement aux réparations mécaniques qui donnent lieu à des gradients importants de concentrations de contraintes au niveau de la zone réparée, celles par collage de patches en composite permettent d'obtenir un gain en résistance et une durabilité en transférant via le joint collé les contraintes entre la plaque fissurée et le patch composite.

Dans ce travail de thèse combinant une approche expérimentale et numérique, nous avons évalué la performance mécanique de la réparation par collage sous vide sur des panneaux composites stratifiés tissés fibres de verre/Elium acrylique percés. Le collage des composites stratifiés tissés a été réalisé avec une résine réparatrice Elium acrylique E351 EOT comme adhésif. Les mesures expérimentales ont été menées sur des éprouvettes saines, trouées et réparées pour comprendre le comportement mécanique en traction et en impact basse vitesse après une réparation. Les résultats expérimentaux en traction montrent pour tous les composites stratifiés réparés une amélioration des propriétés mécaniques (rigidité et résistance), par rapport aux échantillons percés et sains. Les taux moyens de récupération de charge sont significatifs pour les composites stratifiés réparés E190/GF_D10R (7,9%, 3,55%, 13%), E190/GF_D20R (23%, 18%, 3,32%), E190/GF_D30R (7,2 %, 9,36 %, 32,37 %) à des vitesses de déformation de 0,001, 0,01, et 0,05 s^{-1} respectivement, par rapport aux éprouvettes percées.

En impact basse vitesse, la réparation par collage aurait permis de réduire le champ de concentration des contraintes dans la zone percée, ce qui aurait contribué à stopper l'accroissement des endommagements. Nous avons obtenu des seuils de pénétration significatifs d'environ 270, 150, 128 et 98 J respectivement pour des éprouvettes E_10R, E_20R, E_GF et E_30R. De plus, nous avons constaté que l'augmentation du facteur de forme D/W réparé entraine une augmentation du seuil d'endommagements avec une pénétration du patch de réparation à la grande énergie (90 J). Les matériaux composites stratifiés testés ont présenté globalement un comportement non linéaire et élastique endommageable. Les résultats et les analyses post-mortem des faciès d'endommagements obtenus ont ainsi permis d'élaborer un scénario probable des mécanismes d'endommagements.

Afin de prédire numériquement l'apparition des dégradations, on a eu recours aux codes de calculs par éléments finis qui comparent les sollicitations appliquées aux valeurs admissibles obtenues expérimentalement. Les modélisations numériques sous chargement de traction et d'impact ont été faites avec le code de calcul ABAQUS/Explicit qui a permis de prédire le comportement mécanique des structures réparées en plus de simuler les mécanismes d'endommagement intra et inter-laminaires. En traction, les critères prédictifs de l'initiation et la propagation du dommage de Hashin élaborés pour le traitement de la réduction des propriétés élastiques des composites fibreux ont contribué à simuler les endommagements intra-laminaires des composites tissés fibres de verre/Elium acrylique pour un déplacement imposé.

Malgré des propriétés spécifiques remarquables, il n'en demeure pas moins que les composites stratifiés tissés fibres de verre/Elium sont eux aussi sensibles aux chocs et aux

impact basse énergie. Les composites stratifiés tissés à nouvelle matrice innovante Elium® n'y échappent pas quand bien même ces matériaux ont une tolérance aux dommages et une résistante à l'impact plus améliorés. Les simulations de la réduction de la rigidité et la résistance des stratifiés tissés fibres de verre/Elium acrylique sous chargement d'impact ont été réalisées grâce à une loi de comportement de Johnson élaborée pour les composites tissés pour traduire les ruptures des fibres en traction/compression et en cisaillement se produisant dans les plis du matériau composite dans les directions trame et chaîne. Cette loi de Johnson tout comme les critères de Hashin ont été combinés à un modèle de zone cohésive (MZC) dans lequel les éléments cohésifs sont particulièrement utilisés pour modéliser les discontinuités matérielles et simuler les décollements interfaciaux ou délaminages. Les essais de caractérisation mécaniques qu'ils soient dynamiques ou quasi-statiques ont généré au sein du matériau des endommagements similaires en suivant un processus en trois étapes : initiation, propagation et rupture. Les prédictions numériques ont ainsi permis de modéliser à l'échelle du plis homogène les mécanismes d'endommagements intra et inter-laminaires supposés se présenter sous forme de fissurations matérielles, de ruptures de fibres et de décollement d'interface cohésive pour les matériaux sains et réparés. La comparaison des résultats expérimentaux et numériques ont permis de juger de la pertinence de la validation des prédictions numériques.

In fine les résultats obtenus pour cette étude montrent que des travaux expérimentaux et numériques sont encore nécessaires pour améliorer les modèles numériques en caractérisant les propriétés mécaniques de l'adhésif ou résine réparatrice E351 EOT et des stratifiés étudiés pour différentes vitesses de sollicitation d'une part. En effet, des essais de caractérisation de type ENF (End Notched-Flexure), 4ENF et Arcan pourraient permettre d'accéder aux propriétés caractéristiques de délaminage en mode I ou mixte (I+II). Ainsi, il s'agirait par ces essais d'avoir accès à la loi cohésive correspondante afin d'enrichir les modèles numériques. Bien que les modèles aient permis de reproduire les mécanismes de dégradations, la solution numérique obtenue par la méthode des éléments finis n'est pas une solution exacte lorsque l'on considère les nombreuses sources d'imprécision dont les paramètres matériaux des différentes gammes d'énergie d'impact. Toutefois, les modèles de la mécanique de l'endommagement continu et de la rupture ont permis de reproduire les mécanismes d'endommagements observés expérimentalement. Au regard des résultats numériques certes pertinents obtenus, nous pouvons affirmer que les modèle EF constituent des outils d'aide qui ont permis d'étudier qualitativement le comportement mécanique des composites stratifiés réparés.

D'autre part, en ce qui concerne l'aspect expérimental, en lieu et place d'un collage, une réparation esthétique par chauffage au moyen d'une presse à compression, pourrait être

envisagée pour réparer les fissurations matricielles ou les délaminages qui se produisent pour de faibles énergies impact. En outre, pour accroître les performances de la réparation par collage sous un chargement de traction ou d'impact basse vitesse, les propriétés cohésives et adhésives de la résine réparatrice Elium E351 EOT pourraient être améliorées en y ajoutant des nanotubes de carbone pour augmenter la résistance aux sollicitations de cisaillements et de pelages responsables de la détérioration prématurée du joint de colle.

Un tout autre aspect aussi important en termes de caractérisation mécanique sur lequel il conviendrait d'investiguer est le comportement en fatigue des composites stratifiés à matrice Elium réparés par collage. En effet, sous des contraintes répétées et alternées (cycliques), nous pourrions déterminer principalement l'endurance (i.e. aptitude à résister à la fatigue) et évaluer la durabilité des joints collés de ces structures réparées. De plus, on devrait tenir compte aussi de l'influence de la vitesse de déformation en traction et compression impliquée dans les processus d'endommagement des composites stratifiés réparés. Enfin, une étude comparative entre la résine réparatrice Elium E351 EOT et une résine Epoxy telle que le SIKADUR 30 apporterait davantage d'informations afin de comprendre les potentialités des composites stratifiés réparés par la résine réparatrice Elium acrylique.

Références bibliographiques

[1] « Directive EU ». Consulté le: 27 juin 2022. [En ligne]. Disponible sur: https://eur-lex.europa.eu/legal-content/FR/TXT/HTML/?uri=CELEX:32018L0849

[2] V. Masson-Delmotte et P. Zhai, « Résumé à l'intention des décideurs Résumé technique Foire aux questions Glossaire ».

[3] A. GIOCOSA, « Les composites dans l'industrie automobile : Dossier complet | Techniques de l'Ingénieur ». Consulté le: 5 mai 2021. [En ligne]. Disponible sur: https://www.techniques-ingenieur.fr/base-documentaire/archives-th12/archives-plastiques-et-composites-tiaam/archive-1/les-composites-dans-l-industrie-automobile-am5600/

[4] S. Date, Y. Abe, et T. Okabe, « Effects of fiber properties on aerodynamic performance and structural sizing of composite aircraft wings », *Aerospace Science and Technology*, vol. 124, p. 107565, mai 2022, doi: 10.1016/j.ast.2022.107565.

[5] M. Beringhier, M. Gigliotti, et P. Vannucci, « Identification of diffusion properties of composites materials for aircraft applications », *Composite Structures*, vol. 299, p. 115973, nov. 2022, doi: 10.1016/j.compstruct.2022.115973.

[6] M. Nachtane, M. Tarfaoui, M. Ait Mohammed, D. Saifaoui, et A. El Moumen, « Effects of environmental exposure on the mechanical properties of composite tidal current turbine », *Renewable Energy*, vol. 156, p. 1132-1145, août 2020, doi: 10.1016/j.renene.2020.04.126.

[7] « Directive (UE) 2023/... du Parlement européen et du Conseil du 13 septembre 2023 relative à l'efficacité énergétique et modifiant le règlement (UE) 2023/955 (refonte) ».

[8] S. Kilimtzidis, A. Kotzakolios, et V. Kostopoulos, « Efficient structural optimisation of composite materials aircraft wings », *Composite Structures*, p. 116268, oct. 2022, doi: 10.1016/j.compstruct.2022.116268.

[9] L. Kroll, M. Meyer, W. Nendel, et M. Schormair, « Highly Rigid Assembled Composite Structures with Continuous Fiber-Reinforced Thermoplastics for Automotive Applications », *Procedia Manufacturing*, vol. 33, p. 224-231, janv. 2019, doi: 10.1016/j.promfg.2019.04.027.

[10] J.-M. BERTHELOT, *Matériaux composites*, 5e éd., vol. 5, 5 vol. Paris: Lavoisier.

[11] A. Monti, A. El Mahi, Z. Jendli, et L. Guillaumat, « Experimental and finite elements analysis of the vibration behaviour of a bio-based composite sandwich beam », *Composites Part B: Engineering*, vol. 110, p. 466-475, févr. 2017, doi: 10.1016/j.compositesb.2016.11.045.

[12] S. K. Bhudolia, G. Gohel, D. Vasudevan, K. F. Leong, et P. Gerard, « On the Mode II fracture toughness, failure, and toughening mechanisms of wholly thermoplastic composites with ultra-lightweight thermoplastic fabrics and innovative Elium® resin », *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, vol. 161, p. 107115, oct. 2022, doi: 10.1016/j.compositesa.2022.107115.

[13] G. Kinvi-Dossou *et al.*, « A mesoscale modelling approach of glass fibre/Elium acrylic woven laminates for low velocity impact simulation », *Composite Structures*, vol. 252, p. 112671, nov. 2020, doi: 10.1016/j.compstruct.2020.112671.

[14] P. Rozycki et L. Gornet, « Loi de comportement pour matériaux composites thermodures et thermoplastiques dans le cadre de sollicitations de type crash », in *Colloque MECAMAT Aussois 2015*, Aussois, France, janv. 2015. Consulté le: 8 mai 2021. [En ligne]. Disponible sur: https://hal.archives-ouvertes.fr/hal-01242654

[15] G. Kinvi-Dossou, R. Matadi Boumbimba, N. Bonfoh, Y. Koutsawa, D. Eccli, et P. Gerard, « A numerical homogenization of E-glass/acrylic woven composite laminates: Application to low velocity impact », *Composite Structures*, vol. 200, p. 540-554, sept. 2018, doi: 10.1016/j.compstruct.2018.05.137.

[16] L. C. M. Barbosa, D. B. Bortoluzzi, et A. C. Ancelotti, « Analysis of fracture toughness in mode II and fractographic study of composites based on Elium® 150 thermoplastic matrix », *Composites Part B: Engineering*, vol. 175, p. 107082, oct. 2019, doi: 10.1016/j.compositesb.2019.107082.

[17] S. K. Bhudolia, G. Gohel, K. F. Leong, et S. C. Joshi, « Damping, impact and flexural performance of novel carbon/Elium® thermoplastic tubular composites », *Composites Part B: Engineering*, vol. 203, p. 108480, déc. 2020, doi: 10.1016/j.compositesb.2020.108480.

[18] S. K. Bhudolia, G. Gohel, D. Vasudevan, K. F. Leong, et P. Gerard, « Delamination behaviour and surface morphology of wholly thermoplastic composites using different ultra-high molecular weight thermoplastic fabrics with pristine and toughened Elium resin under Mode I loading », *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, vol. 164, p. 107273, janv. 2023, doi: 10.1016/j.compositesa.2022.107273.

[19] G. Gohel, S. K. Bhudolia, S. B. S. Elisetty, K. F. Leong, et P. Gerard, « Development and impact characterization of acrylic thermoplastic composite bicycle helmet shell with improved safety and performance », *Composites Part B: Engineering*, vol. 221, p. 109008, sept. 2021, doi: 10.1016/j.compositesb.2021.109008.

[20] N. Han, I. Baran, J. S. M. Zanjani, O. Yuksel, L. An, et R. Akkerman, « Experimental and computational analysis of the polymerization overheating in thick glass/Elium® acrylic thermoplastic resin composites », *Composites Part B: Engineering*, vol. 202, p. 108430, déc. 2020, doi: 10.1016/j.compositesb.2020.108430.

[21] S. K. Bhudolia, G. Gohel, L. Kah Fai, et R. J. Barsotti, « Fatigue response of ultrasonically welded carbon/Elium® thermoplastic composites », *Materials Letters*, vol. 264, p. 127362, avr. 2020, doi: 10.1016/j.matlet.2020.127362.

[22] P. Khalili, R. Kádár, M. Skrifvars, et B. Blinzler, « Impregnation behaviour of regenerated cellulose fabric Elium® composite: Experiment, simulation and analytical solution », *Journal of Materials Research and Technology*, vol. 10, p. 66-73, janv. 2021, doi: 10.1016/j.jmrt.2020.12.024.

[23] G. Kinvi-Dossou *et al.*, « Innovative acrylic thermoplastic composites versus conventional composites: Improving the impact performances », *Composite Structures*, vol. 217, p. 1-13, juin 2019, doi: 10.1016/j.compstruct.2019.02.090.

[24] S. K. Bhudolia, G. Gohel, J. Kantipudi, K. F. Leong, et P. Gerard, « Manufacturing and investigating the load, energy and failure attributes of thin ply carbon/Elium® thermoplastic hollow composites under low-velocity impact », *Materials & Design*, vol. 206, p. 109814, août 2021, doi: 10.1016/j.matdes.2021.109814.

[25] R. Muthuraj, Y. Grohens, et B. Seantier, « Mechanical and thermal insulation properties of elium acrylic resin/cellulose nanofiber based composite aerogels », *Nano-Structures & Nano-Objects*, vol. 12, p. 68-76, oct. 2017, doi: 10.1016/j.nanoso.2017.09.002.

[26] W. Obande, D. Mamalis, D. Ray, L. Yang, et C. M. Ó Brádaigh, « Mechanical and thermomechanical characterisation of vacuum-infused thermoplastic- and thermoset-based composites », *Materials & Design*, vol. 175, p. 107828, août 2019, doi: 10.1016/j.matdes.2019.107828.

[27] G. Gohel, S. K. Bhudolia, K. F. Leong, et P. Gerard, « On the structural damping response of hollow carbon composite shafts with room temperature curable novel acrylic liquid thermoplastic resin », *Composites Communications*, vol. 29, p. 100990, janv. 2022, doi: 10.1016/j.coco.2021.100990.

[28] S. K. Bhudolia, G. Gohel, S. C. Joshi, et K. F. Leong, « Quasi-static indentation response of core-shell particle reinforced novel NCCF/Elium® composites at different feed rates », *Composites Communications*, vol. 21, p. 100383, oct. 2020, doi: 10.1016/j.coco.2020.100383.

[29] P. Khalili *et al.*, « Ramie fabric Elium® composites with flame retardant coating: Flammability, smoke, viscoelastic and mechanical properties », *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, vol. 137, p. 105986, oct. 2020, doi: 10.1016/j.compositesa.2020.105986.

[30] W. Obande *et al.*, « Thermal reshaping as a route for reuse of end-of-life glass fibre-reinforced acrylic composites », *Composites Part B: Engineering*, vol. 257, p. 110662, mai 2023, doi: 10.1016/j.compositesb.2023.110662.

[31] G. Gohel, S. K. Bhudolia, J. Kantipudi, K. F. Leong, et R. J. Barsotti, « Ultrasonic welding of novel Carbon/Elium® with carbon/epoxy composites », *Composites Communications*, vol. 22, p. 100463, déc. 2020, doi: 10.1016/j.coco.2020.100463.

[32] W. Obande, D. Ray, et C. M. Ó Brádaigh, « Viscoelastic and drop-weight impact properties of an acrylic-matrix composite and a conventional thermoset composite – A comparative study », *Materials Letters*, vol. 238, p. 38-41, mars 2019, doi: 10.1016/j.matlet.2018.11.137.

[33] H. Bel Haj Frej, R. Léger, D. Perrin, P. Ienny, P. Gérard, et J.-F. Devaux, « Recovery and reuse of carbon fibre and acrylic resin from thermoplastic composites used in marine application »,

Resources, Conservation and Recycling, vol. 173, p. 105705, oct. 2021, doi: 10.1016/j.resconrec.2021.105705.

[34] R. Matadi Boumbimba, C. Froustey, P. Viot, et P. Gerard, « Low velocity impact response and damage of laminate composite glass fibre/epoxy based tri-block copolymer », *Composites Part B: Engineering*, vol. 76, p. 332-342, juill. 2015, doi: 10.1016/j.compositesb.2015.02.007.

[35] K. I. Tserpes, P. Papanikos, G. Labeas, et S. Pantelakis, « Fatigue damage accumulation and residual strength assessment of CFRP laminates », *Composite Structures*, vol. 63, nº 2, p. 219-230, févr. 2004, doi: 10.1016/S0263-8223(03)00169-7.

[36] R. Matadi Boumbimba, M. Coulibaly, A. Khabouchi, G. Kinvi-Dossou, N. Bonfoh, et P. Gerard, « Glass fibres reinforced acrylic thermoplastic resin-based tri-block copolymers composites: Low velocity impact response at various temperatures », *Composite Structures*, vol. 160, p. 939-951, janv. 2017, doi: 10.1016/j.compstruct.2016.10.127.

[37] J. P. Reis, M. de Moura, et S. Samborski, « Thermoplastic Composites and Their Promising Applications in Joining and Repair Composites Structures: A Review », *Materials*, vol. 13, nº 24, p. 5832, déc. 2020, doi: 10.3390/ma13245832.

[38] L. R. F. Rose, « An application of the inclusion analogy for bonded reinforcements », *International Journal of Solids and Structures*, vol. 17, nº 8, p. 827-838, janv. 1981, doi: 10.1016/0020-7683(81)90091-3.

[39] F. Z. Hu et C. Soutis, « Strength prediction of patch-repaired CFRP laminates loaded in compression », *Composites Science and Technology*, vol. 60, nº 7, p. 1103-1114, mai 2000, doi: 10.1016/S0266-3538(00)00011-7.

[40] D. Ouinas, A. Hebbar, B. Bachir Bouiadjra, M. Belhouari, et B. Serier, « Numerical analysis of the stress intensity factors for repaired cracks from a notch with bonded composite semicircular patch », *Composites Part B: Engineering*, vol. 40, nº 8, p. 804-810, déc. 2009, doi: 10.1016/j.compositesb.2009.06.002.

[41] B. Bachir Bouiadjra, F. Benyahia, A. Albedah, B. A. Bachir Bouiadjra, et S. M. A. Khan, « Comparison between composite and metallic patches for repairing aircraft structures of aluminum alloy 7075 T6 », *International Journal of Fatigue*, vol. 80, p. 128-135, nov. 2015, doi: 10.1016/j.ijfatigue.2015.05.018.

[42] S. Omairey, N. Jayasree, et M. Kazilas, « 9 - Injection repair of advanced composites: a prospective method for delamination damage repair », in *Sustainable Biopolymer Composites*, D. Verma, M. Sharma, K. L. Goh, S. Jain, et H. Sharma, Éd., in Woodhead Publishing Series in Composites Science and Engineering. , Woodhead Publishing, 2022, p. 183-211. doi: 10.1016/B978-0-12-822291-1.00002-6.

[43] A. Pourdadash Fardnam, A. Maleki, et M. Ahmadi Najafabadi, « Investigation of buckling of laminated composites repaired by resin injection using acoustic emission and cohesive zone simulation method », *Composite Structures*, vol. 298, p. 116008, oct. 2022, doi: 10.1016/j.compstruct.2022.116008.

[44] J. Papuga et J. Stejskal, « Effect of some riveting process parameters on the fatigue life of double-shear lap joints », *Engineering Failure Analysis*, vol. 134, p. 106008, avr. 2022, doi: 10.1016/j.engfailanal.2021.106008.

[45] R. D. S. G. Campilho, M. F. S. F. de Moura, et J. J. M. S. Domingues, « Modelling single and double-lap repairs on composite materials », *Composites Science and Technology*, vol. 65, nº 13, p. 1948-1958, oct. 2005, doi: 10.1016/j.compscitech.2005.04.007.

[46] H. Y. Nezhad, X. Wang, S. D. Court, B. Thapa, et J. A. Erkoyuncu, « Development of An Augmented Reality Equipped Composites Bonded Assembly and Repair for Aerospace Applications », *IFAC-PapersOnLine*, vol. 53, nº 3, p. 209-215, janv. 2020, doi: 10.1016/j.ifacol.2020.11.034.

[47] J. Jefferson Andrew et V. Arumugam, « Effect of patch hybridization on the tensile behavior of patch repaired glass/epoxy composite laminates using acoustic emission monitoring », *International Journal of Adhesion and Adhesives*, vol. 74, p. 155-166, avr. 2017, doi: 10.1016/j.ijadhadh.2017.01.014.

[48] J. Jefferson Andrew, V. Arumugam, K. Saravanakumar, H. N. Dhakal, et C. Santulli, « Compression after impact strength of repaired GFRP composite laminates under repeated

impact loading », *Composite Structures*, vol. 133, p. 911-920, déc. 2015, doi: 10.1016/j.compstruct.2015.08.022.
[49] L. Mishnaevsky, N. Frost-Jensen Johansen, A. Fraisse, S. Fæster, T. Jensen, et B. Bendixen, « Technologies of Wind Turbine Blade Repair: Practical Comparison », *Energies*, vol. 15, nº 5, p. 1767, févr. 2022, doi: 10.3390/en15051767.
[50] A. Albedah, B. B. Bouiadjra, R. Mhamdia, F. Benyahia, et M. Es-Saheb, « Comparison between double and single sided bonded composite repair with circular shape », *Materials & Design*, vol. 32, nº 2, p. 996-1000, févr. 2011, doi: 10.1016/j.matdes.2010.08.022.
[51] A. A. Baker, L. R. F. Rose, et R. Jones, *Advances in the Bonded Composite Repair of Metallic Aircraft Structure - 1st Edition*. in Elsevier Science. 2003. Consulté le: 6 mai 2021. [En ligne]. Disponible sur: https://www.elsevier.com/books/advances-in-the-bonded-composite-repair-of-metallic-aircraft-structure/baker/978-0-08-042699-0
[52] C. Suresh Kumar, V. Arumugam, H. N. Dhakal, et R. John, « Effect of temperature and hybridisation on the low velocity impact behavior of hemp-basalt/epoxy composites », *Composite Structures*, vol. 125, p. 407-416, juill. 2015, doi: 10.1016/j.compstruct.2015.01.037.
[53] C. K. Sahoo, G. S. Bhatia, et A. Arockiarajan, « Effect of patch-parent stacking sequence and patch stiffness on the tensile behaviour of the patch repaired carbon-glass hybrid composite », *Thin-Walled Structures*, vol. 179, p. 109551, oct. 2022, doi: 10.1016/j.tws.2022.109551.
[54] F. Benyahia, M. Fari Bouanani, A. Albedah, B. Bachir Bouiadjra, et T. Achour, « Effect of water absorption on the adhesive damage in bonded composite repair of aircraft structures », *Materials & Design*, vol. 57, p. 435-441, mai 2014, doi: 10.1016/j.matdes.2013.12.081.
[55] M. Kashfuddoja et M. Ramji, « Design of optimum patch shape and size for bonded repair on damaged Carbon fibre reinforced polymer panels », *Materials & Design (1980-2015)*, vol. 54, p. 174-183, févr. 2014, doi: 10.1016/j.matdes.2013.08.043.
[56] P. Cheng, X.-J. Gong, S. Aivazzadeh, et X. Xiao, « Experimental observation of tensile behavior of patch repaired composites », *Polymer Testing*, vol. 34, p. 146-154, avr. 2014, doi: 10.1016/j.polymertesting.2014.01.007.
[57] X. Liu et G. Wang, « Progressive failure analysis of bonded composite repairs », *Composite Structures*, vol. 81, nº 3, p. 331-340, déc. 2007, doi: 10.1016/j.compstruct.2006.08.024.
[58] G. R. KINVI-DOSSOU, « Etude de la résistance à l'impact et de l'environnement des composites stratifiés à matrice Elium Acrylique : caractérisation expérimentale et modélisation numérique multi-échelle », Université de Lorraine, 2018. Consulté le: 5 mai 2021. [En ligne]. Disponible sur: https://udl.primo.exlibrisgroup.com
[59] H. Chalaye, « Les matériaux composites Dynamisme et innovation », *Nº 158 - février 2002*, p. 4.
[60] W. Kurz, J.-P. Mercier, et G. Zambelli, *Introduction à la science des matériaux*. Consulté le: 5 mai 2021. [En ligne]. Disponible sur: https://ulysse.univ-lorraine.fr/discovery/fulldisplay/alma991001368949705596/33UDL_INST:UDL
[61] DiGITIP, « Etudes L industrie française des matériaux composites - PDF Free Download ». Consulté le: 5 mai 2021. [En ligne]. Disponible sur: https://docplayer.fr/17058930-Etudes-l-industrie-francaise-des-materiaux-composites.html
[62] J. Weiss, « Les Materiaux composites. » Consulté le: 5 mai 2021. [En ligne]. Disponible sur: https://bibliotheque.insa-lyon.fr/recherche/viewnotice/clef/LESMATERIAUXCOMPOSITES--WEISSJ-VOLUME2-CETIM-1991-1/id/404974
[63] D. Gay, *Matériaux composites*. in Collection Matériaux. Hermès, 1997. [En ligne]. Disponible sur: https://books.google.fr/books?id=uWI7AAAACAAJ
[64] M. Ephraim et A. Adebukola, « Mechanical Properties of Glass Fibre Reinforced Polymer Based on Resin from Recycled Plastic », *International Journal of Scientific and Engineering Research*, vol. 6, p. 145-152, janv. 2015.
[65] Z. Boufaida, L. Farge, S. André, et Y. Meshaka, « 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*, vol. 75, p. 28-38, août 2015, doi: 10.1016/j.compositesa.2015.04.012.

[66] F. M. AL-Oqla et S. M. Sapuan, « Natural fiber reinforced polymer composites in industrial applications: feasibility of date palm fibers for sustainable automotive industry », *Journal of Cleaner Production*, vol. 66, p. 347-354, mars 2014, doi: 10.1016/j.jclepro.2013.10.050.
[67] L. Julien, « Modélisation numérique du contact pour matériaux composites », Institut National des Sciences Appliquées de Lyon, Lyon, 2013. [En ligne]. Disponible sur: https://lamcos.insa-lyon.fr/files/theses/771-thesepdf.pdf
[68] L. Gornet, « Généralités sur les matériaux composites », sept. 2008, Consulté le: 5 mai 2021. [En ligne]. Disponible sur: https://cel.archives-ouvertes.fr/cel-00470296
[69] A. Krasnobrizha, P. Rozycki, P. Cosson, et L. Gornet, « Modélisation des mécanismes d'hystérésis des composites tissés à l'aide d'un modèle collaboratif élasto-plastique endommageable à dérivées fractionnaires », *Matériaux & Techniques*, vol. 104, nº 4, p. 407, 2016, doi: 10.1051/mattech/2016018.
[70] M. Marzano et P. Celle, « Dossier pédagogique : Les matériaux composites ».
[71] T. Borgna, « Études des propriétés de composite à matrice thermoplastique thermostable au-delà de leur température de transition vitreuse », These de doctorat, Pau, 2017. Consulté le: 5 mai 2021. [En ligne]. Disponible sur: http://www.theses.fr/2017PAUU3020
[72] J. Cugnoni, « Identification par recalage modal et fréquentiel des propriétés constitutives de coques en matériaux composites », l'Ecole Polytechnique Féderale de Lausane, Lausanne, 2005. [En ligne]. Disponible sur: https://core.ac.uk/download/pdf/147900375.pdf
[73] T. RENAULT, « Les matériaux composites dans l'automobile », *Mécanique & Industrie*, p. 14.
[74] J. Renard, *Fatigue des Materiaux Composites Renforces de Fibres Continues*, Paris : Hermès science publ.-DL 2002. Ed. Techniques Ingénieur.
[75] P. Pomarede, F. Meraghni, S. Delalande, et N. Declercq, *Détection et suivi de l'endommagement anisotrope par méthode ultrasonore dans un composite à renfort tissé et matrice polyamide PA 66/6*. 77455 Champs-sur-Marne, France: École des Ponts ParisTech (ENPC), 2017. Consulté le: 5 mai 2021. [En ligne]. Disponible sur: https://hal.archives-ouvertes.fr/hal-01623674
[76] K. W. Garrett et J. E. Bailey, « Multiple transverse fracture in 90° cross-ply laminates of a glass fibre-reinforced polyester », *J Mater Sci*, vol. 12, nº 1, p. 157-168, janv. 1977, doi: 10.1007/BF00738481.
[77] D. Violeau, P. Ladevèze, et G. Lubineau, « Micromodel-based simulations for laminated composites », *Composites Science and Technology*, vol. 69, nº 9, p. 1364-1371, juill. 2009, doi: 10.1016/j.compscitech.2008.09.041.
[78] T. Sadowski, Éd., *Multiscale Modelling of Damage and Fracture Processes in Composite Materials*. in CISM International Centre for Mechanical Sciences. Wien: Springer-Verlag, 2005. doi: 10.1007/3-211-38102-3.
[79] H. E. Johnson, L. A. Louca, S. Mouring, et A. S. Fallah, « Modelling impact damage in marine composite panels », *International Journal of Impact Engineering*, vol. 36, nº 1, p. 25-39, janv. 2009, doi: 10.1016/j.ijimpeng.2008.01.013.
[80] T. Risson, « Comportement en fluage de composites à renfort carbone et matrices epoxyde et PEEK », Ecole Centrale de Lyon, Lyon, 1998. Consulté le: 2 juin 2021. [En ligne]. Disponible sur: http://www.theses.fr/145284581#auteurSoutenue
[81] A. Khavandi, « Etude de la déformation non élastique de composites unidirectionnel verre-résine époxyde : prévision du comportement mécanique (module dynamique, fluage) », These de doctorat, Lyon, INSA, 1997. Consulté le: 2 juin 2021. [En ligne]. Disponible sur: http://www.theses.fr/1997ISAL0004
[82] S. R. Hallett, W.-G. Jiang, B. Khan, et M. R. Wisnom, « Modelling the interaction between matrix cracks and delamination damage in scaled quasi-isotropic specimens », *Composites Science and Technology*, vol. 68, nº 1, p. 80-89, janv. 2008, doi: 10.1016/j.compscitech.2007.05.038.
[83] W. Weibull, « A Statistical Distribution Function of Wide Applicability », *Journal of Applied Mechanics*, vol. 18, nº 3, p. 293-297, sept. 1951, doi: 10.1115/1.4010337.
[84] B. Yang, Z. Wang, L. Zhou, J. Zhang, et W. Liang, « Experimental and numerical investigation of interply hybrid composites based on woven fabrics and PCBT resin subjected to low-velocity impact », *Composite Structures*, vol. 132, p. 464-476, nov. 2015, doi: 10.1016/j.compstruct.2015.05.069.

[85] S. Abrate, *Impact on Composite Structures*. Cambridge: Cambridge University Press, 1998. doi: 10.1017/CBO9780511574504.
[86] Y. Kwon et B. Sankar, « Indentation-Flexure and Low-Velocity Impact Damage in Graphite Epoxy Laminates », *Journal of Composites Technology and Research*, vol. 15, févr. 1993, doi: 10.1520/CTR10361J.
[87] C. Bouvet, S. Rivallant, et J.-J. Barrau, « Endommagement de stratifiés composites sous impact basse vitesse et indentation permanente », in *Mecamat, Aussois (France), 24-28 janvier*, Aussois, France, 2011. Consulté le: 5 mai 2021. [En ligne]. Disponible sur: https://hal.archives-ouvertes.fr/hal-02191455
[88] B. Esmaeillou, « Approche cinétique du comportement en fatigue du Polyamide 66 renforcé par 30% de fibres de verre », Ecole Nationale Supérieure des Arts et Métiers (ENSAM), Paris, 2011. [En ligne]. Disponible sur: https://pastel.archives-ouvertes.fr/pastel-00603374/document
[89] M. A. Laribi, « Caractérisation et Modélisation du comportement micromécanique des matériaux composites SMC sous chargement thermomécanique de type quasi-statique et fatigue. », Theses, ’École Nationale Supérieure d’Arts et Métiers, Paris, 2018. [En ligne]. Disponible sur: https://pastel.archives-ouvertes.fr/tel-02148477/document
[90] M. Kaminski et F. Laurin, « Modélisation de la durée de vie des matériaux composites CMO », p. 6, 2017.
[91] D. Vasiukov, S. Panier, et A. Hachemi, « Direct method for life prediction of fibre reinforced polymer composites based on kinematic of damage potential », *International Journal of Fatigue*, vol. 70, p. 289-296, janv. 2015, doi: 10.1016/j.ijfatigue.2014.10.004.
[92] M. Hautier, « Analyse des réparations des matériaux composites: mise en œuvre d’un procédé par infiltration et étude du comportement mécanique », p. 215.
[93] S.-X. Wang, L.-Z. Wu, et L. Ma, « Low-velocity impact and residual tensile strength analysis to carbon fiber composite laminates », *Materials & Design*, vol. 31, nº 1, p. 118-125, janv. 2010, doi: 10.1016/j.matdes.2009.07.003.
[94] P. Cheng, X.-J. Gong, D. Hearn, et S. Aivazzadeh, « Tensile behaviour of patch-repaired CFRP laminates », *Composite Structures*, vol. 93, nº 2, p. 582-589, janv. 2011, doi: 10.1016/j.compstruct.2010.08.021.
[95] R. Jones et R. J. Callinan, « A design study in crack patching », *Fibre Science and Technology*, vol. 14, nº 2, p. 99-111, févr. 1981, doi: 10.1016/0015-0568(81)90035-X.
[96] A. A. Baker, « Repair of cracked or defective metallic aircraft components with advanced fibre composites—an overview of Australian work », *Composite Structures*, vol. 2, nº 2, p. 153-181, janv. 1984, doi: 10.1016/0263-8223(84)90025-4.
[97] V. Santhanakrishnan Balakrishnan et H. Seidlitz, « Potential repair techniques for automotive composites: A review », *Composites Part B: Engineering*, vol. 145, p. 28-38, juill. 2018, doi: 10.1016/j.compositesb.2018.03.016.
[98] A. J. Russell, C. P. Bowers, et A. J. Moss, « Repair of Delaminations and Impact Damage in Composite Aircraft Structures », in *Composite Structures*, I. H. Marshall, Éd., Dordrecht: Springer Netherlands, 1991, p. 145-159. doi: 10.1007/978-94-011-3662-4_11.
[99] N. Côté, « Réparation de composites à matrice thermoplastique en utilisant le soudage par induction », ÉCOLE DE TECHNOLOGIE SUPÉRIEURE UNIVERSITÉ DU QUÉBEC, Montréal, Mémoire.
[100] M. Hautier, « Analyse des réparations des matériaux composites: mise en œuvre d’un procédé par infiltration et étude du comportement mécanique », Theses, Université Toulouse 3 Paul Sabatier, Toulouse, 2010. [En ligne]. Disponible sur: https://tel.archives-ouvertes.fr/tel-00550139/file/ThA_se.pdf
[101] A. E. Bauer, « Injection repair of advanced aircraft composites with a high temperature cyanate ester resin », Master of Science, Iowa State University, Digital Repository, Ames, 2013. doi: 10.31274/etd-180810-3405.
[102] S. R. White *et al.*, « Autonomic healing of polymer composites », *Nature*, vol. 409, nº 6822, Art. nº 6822, févr. 2001, doi: 10.1038/35057232.
[103] C. Dry, « Procedures developed for self-repair of polymer matrix composite materials », *Composite Structures*, vol. 35, nº 3, p. 263-269, juill. 1996, doi: 10.1016/0263-8223(96)00033-5.

[104] J. W. C. Pang et I. P. Bond, « 'Bleeding composites'—damage detection and self-repair using a biomimetic approach », *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, vol. 36, nº 2, p. 183-188, févr. 2005, doi: 10.1016/j.compositesa.2004.06.016.
[105] S.-C. Her et D.-L. Shie, « The failure analysis of bolted repair on composite laminate », *International Journal of Solids and Structures*, vol. 35, nº 15, p. 1679-1693, mai 1998, doi: 10.1016/S0020-7683(97)00156-X.
[106] C. Ageorges, L. Ye, et M. Hou, « Advances in fusion bonding techniques for joining thermoplastic matrix composites: a review », 2001, doi: 10.1016/S1359-835X(00)00166-4.
[107] T. G. Unnikrishnan et P. Kavan, « A review study in ultrasonic-welding of similar and dissimilar thermoplastic polymers and its composites », *Materials Today: Proceedings*, vol. 56, p. 3294-3300, 2022, doi: 10.1016/j.matpr.2021.09.540.
[108] J. P. Reis, M. de Moura, et S. Samborski, « Thermoplastic Composites and Their Promising Applications in Joining and Repair Composites Structures: A Review », *Materials*, vol. 13, nº 24, p. 5832, déc. 2020, doi: 10.3390/ma13245832.
[109] C. Nicodeau, « Continuous welding modeling of thermoplastic matrix composites », Ecole Nationale Supérieure d'Arts et Métiers, Paris, 2005.
[110] J.-B. Orsatelli, E. Paroissien, F. Lachaud, et S. Schwartz, « Bonded flush repairs for aerospace composite structures: A review on modelling strategies and application to repairs optimization, reliability and durability », *Composite Structures*, vol. 304, p. 116338, janv. 2023, doi: 10.1016/j.compstruct.2022.116338.
[111] A. B. Harman et C. H. Wang, « Improved design methods for scarf repairs to highly strained composite aircraft structure », *Composite Structures*, vol. 1-4, nº 75, p. 132-144, 2006, doi: 10.1016/j.compstruct.2006.04.091.
[112] J.-S. Yoo, V.-H. Truong, M.-Y. Park, J.-H. Choi, et J.-H. Kweon, « Parametric study on static and fatigue strength recovery of scarf-patch-repaired composite laminates », *Composite Structures*, vol. 140, p. 417-432, avr. 2016, doi: 10.1016/j.compstruct.2015.12.041.
[113] A. Wahab et M. M, « Fatigue in Adhesively Bonded Joints: A Review », *ISRN Materials Science*, vol. 2012, p. e746308, nov. 2012, doi: 10.5402/2012/746308.
[114] Y. Xiong et M. Raizenne, « Stress and Failure Analysis of Bonded Composite-to-Metal Joints », janv. 1997.
[115] A. Mahadesh Kumar et S. A. Hakeem, « Optimum design of symmetric composite patch repair to centre cracked metallic sheet », *Composite Structures*, vol. 49, nº 3, p. 285-292, juill. 2000, doi: 10.1016/S0263-8223(00)00005-2.
[116] L. C. Hollaway et M. Leeming, *Strengthening of Reinforced Concrete Structures: Using Externally-Bonded Frp Composites in Structural and Civil Engineering*. Elsevier, 1999.
[117] M. Y. Tsai, D. W. Oplinger, et J. Morton, « Improved theoretical solutions for adhesive lap joints », *International Journal of Solids and Structures*, vol. 35, nº 12, p. 1163-1185, avr. 1998, doi: 10.1016/S0020-7683(97)00097-8.
[118] R. D. Adams, R. D. Adams, J. Comyn, W. C. Wake, et W. C. Wake, *Structural Adhesive Joints in Engineering*. Springer Science & Business Media, 1997.
[119] A. Albedah, F. Benyahia, H. Dinar, et B. Bachir Bouiadjra, « Analytical formulation of the stress intensity factor for crack emanating from central holes and repaired with bonded composite patch in aircraft structures », *Composites Part B: Engineering*, vol. 45, nº 1, p. 852-857, févr. 2013, doi: 10.1016/j.compositesb.2012.08.019.
[120] J. Jefferson Andrew, S. M. Srinivasan, et A. Arockiarajan, « The role of adhesively bonded super hybrid external patches on the impact and post-impact response of repaired glass/epoxy composite laminates », *Composite Structures*, vol. 184, p. 848-859, janv. 2018, doi: 10.1016/j.compstruct.2017.10.070.
[121] F. L. Matthews, P. F. Kilty, et E. W. Godwin, « A review of the strength of joints in fibre-reinforced plastics. Part 2. Adhesively bonded joints », *Composites*, vol. 13, nº 1, p. 29-37, janv. 1982, doi: 10.1016/0010-4361(82)90168-9.
[122] A. Baker, « Bonded composite repair of fatigue-cracked primary aircraft structure », *Composite Structures*, vol. 47, nº 1, p. 431-443, déc. 1999, doi: 10.1016/S0263-8223(00)00011-8.

[123] X. J. Shao et Z. F. Yue, « Damage simulation of repaired composite laminate with rectangular cut-out », *Theoretical and Applied Fracture Mechanics*, vol. 48, nº 1, p. 82-88, août 2007, doi: 10.1016/j.tafmec.2007.04.003.
[124] M. Davis et D. Bond, « Principles and practices of adhesive bonded structural joints and repairs », *International Journal of Adhesion and Adhesives*, vol. 19, nº 2, p. 91-105, avr. 1999, doi: 10.1016/S0143-7496(98)00026-8.
[125] J. R. J. Wingfield, « Treatment of composite surfaces for adhesive bonding », *International Journal of Adhesion and Adhesives*, vol. 13, nº 3, p. 151-156, juill. 1993, doi: 10.1016/0143-7496(93)90036-9.
[126] T. Quang BUI, « Caractérisation de l'amorçage de fissure dans les assemblages collés : application à l'adhérence moléculaire renforcée », Université d'Aix-Marseille, 2015.
[127] 3M™ Scotch-Weld™ DP8805NS, « Colle structurale acrylique faible Odeur ». Consulté le: 18 mai 2021. [En ligne]. Disponible sur: https://www.3mfrance.fr/3M/fr_FR/p/d/b40066452/
[128] F. J. P. Chaves, L. F. M. da Silva, M. F. S. F. de Moura, D. A. Dillard, et V. H. C. Esteves, « Fracture Mechanics Tests in Adhesively Bonded Joints: A Literature Review », *The Journal of adhesion*, vol. 90, nº 12, p. 955-992, 2014.
[129] A. Monti, « Élaboration et caractérisation mécanique d'une structure composite sandwiche à base de constituants naturels ».
[130] « Résines Elium® pour composites | Arkema Global ». Consulté le: 1 novembre 2023. [En ligne]. Disponible sur: https://www.arkema.com/global/fr/products/product-finder/product-range/incubator/elium_resins/
[131] A. Y. E. Kouassi, « Experimental and multiscale investigation of the elastic and impact properties of glass fibers/Elium acrylic modified nanoparticles laminate composites », *Materials Letters*, 2024.
[132] Z. Arwood, D. S. Cousins, S. Young, A. P. Stebner, et D. Penumadu, « Infusible thermoplastic composites for wind turbine blade manufacturing: Static characterization of thermoplastic laminates under ambient conditions », *Composites Part C: Open Access*, vol. 11, p. 100365, juill. 2023, doi: 10.1016/j.jcomc.2023.100365.
[133] M. S. Chebil, G. Bouaoulo, P. Gerard, S. E. Euch, H. Issard, et E. Richaud, « Oxidation and unzipping in ELIUM resin: Kinetic model for mass loss », *Polymer Degradation and Stability*, vol. 186, p. 109523, avr. 2021, doi: 10.1016/j.polymdegradstab.2021.109523.
[134] P. Davies, M. Arhant, et E. Grossmann, « Seawater ageing of infused flax fibre reinforced acrylic composites », *Composites Part C: Open Access*, vol. 8, p. 100246, juill. 2022, doi: 10.1016/j.jcomc.2022.100246.
[135] M. Devine, A. Bajpai, W. Obande, C. M. Ó Brádaigh, et D. Ray, « Seawater ageing of thermoplastic acrylic hybrid matrix composites for marine applications », *Composites Part B: Engineering*, vol. 263, p. 110879, août 2023, doi: 10.1016/j.compositesb.2023.110879.
[136] T. Libura, R. Matadi Boumbimba, A. Rusinek, Z. L. Kowalewski, T. Szymczak, et P. Gerard, « Effect of Uniaxial Fatigue Aging and Fabric Orientation on Low Impact Velocity Response of Glass Fibers/Elium Acrylic Composite Laminates », *Materials*, vol. 14, nº 15, p. 4089, juill. 2021, doi: 10.3390/ma14154089.
[137] S. K. Bhudolia, G. Gohel, J. Kantipudi, K. F. Leong, et P. Gerard, « Mechanical performance and damage mechanisms of thin rectangular carbon/ Elium® tubular thermoplastic composites under flexure and low-velocity impact », *Thin-Walled Structures*, vol. 165, p. 107971, août 2021, doi: 10.1016/j.tws.2021.107971.
[138] G. Gohel, S. K. Bhudolia, K. F. Leong, et P. Gerard, « Understanding the impact properties and damage phenomenon of ultra-lightweight all-thermoplastic composite structures », *International Journal of Impact Engineering*, vol. 172, p. 104405, févr. 2023, doi: 10.1016/j.ijimpeng.2022.104405.
[139] G. Kinvi-Dossou, R. Matadi Boumbimba, N. Bonfoh, Y. Koutsawa, D. Eccli, et P. Gerard, « A numerical homogenization of E-glass/acrylic woven composite laminates: Application to low velocity impact », *Composite Structures*, vol. 200, p. 540-554, sept. 2018, doi: 10.1016/j.compstruct.2018.05.137.

[140] S. Z. H. Shah, P. S. M. Megat-Yusoff, T. Sharif, S. Z. Hussain, et R. S. Choudhry, « Off-axis tensile performance of notched resin-infused thermoplastic 3D fibre-reinforced composites », *Mechanics of Materials*, vol. 175, p. 104478, déc. 2022, doi: 10.1016/j.mechmat.2022.104478.
[141] M. E. Kazemi, L. Shanmugam, D. Lu, X. Wang, B. Wang, et J. Yang, « Mechanical properties and failure modes of hybrid fiber reinforced polymer composites with a novel liquid thermoplastic resin, Elium® », *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, vol. 125, p. 105523, oct. 2019, doi: 10.1016/j.compositesa.2019.105523.
[142] M. E. Kazemi, L. Shanmugam, Z. Li, R. Ma, L. Yang, et J. Yang, « Low-velocity impact behaviors of a fully thermoplastic composite laminate fabricated with an innovative acrylic resin », *Composite Structures*, vol. 250, p. 112604, oct. 2020, doi: 10.1016/j.compstruct.2020.112604.
[143] P. Khalili *et al.*, « Ramie fabric Elium® composites with flame retardant coating: Flammability, smoke, viscoelastic and mechanical properties », *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, vol. 137, p. 105986, oct. 2020, doi: 10.1016/j.compositesa.2020.105986.
[144] N. Pantelelis, E. Bistekos, R. Emmerich, P. Gerard, A. Zoller, et R. R. Gallardo, « Compression RTM of reactive thermoplastic composites using microwaves and cure monitoring », *Procedia CIRP*, vol. 85, p. 249-254, 2019, doi: 10.1016/j.procir.2019.10.005.
[145] T. Pini, F. Caimmi, F. Briatico-Vangosa, R. Frassine, et M. Rink, « Fracture initiation and propagation in unidirectional CF composites based on thermoplastic acrylic resins », *Engineering Fracture Mechanics*, vol. 184, p. 51-58, oct. 2017, doi: 10.1016/j.engfracmech.2017.08.023.
[146] J. Lemaitre, J.-L. Chaboche, A. Benallal, et R. Desmorat, *Mécanique des matériaux solides - 3ème édition*. Dunod, 2009.
[147] J. Besson, « Lois de comportement pour les matériaux endommageables ».
[148] Z. Hashin et S. Shtrikman, « A variational approach to the theory of the elastic behaviour of multiphase materials », *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, vol. 11, nº 2, p. 127-140, mars 1963, doi: 10.1016/0022-5096(63)90060-7.
[149] E. J. D, « Elastic Inclusions and Inhomogeneties », *Progr. Solid Mech.*, vol. 2, p. 89, 1961.
[150] T. Mori et K. Tanaka, « Average stress in matrix and average elastic energy of materials with misfitting inclusions », *Acta Metallurgica*, vol. 21, nº 5, p. 571-574, mai 1973, doi: 10.1016/0001-6160(73)90064-3.
[151] R. M. Christensen et K. H. Lo, « Solutions for effective shear properties in three phase sphere and cylinder models », *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, vol. 27, nº 4, p. 315-330, août 1979, doi: 10.1016/0022-5096(79)90032-2.
[152] R. Hill, « A self-consistent mechanics of composite materials », *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, vol. 13, nº 4, p. 213-222, août 1965, doi: 10.1016/0022-5096(65)90010-4.
[153] Y. Huang, K. X. Hu, X. Wei, et A. Chandra, « A generalized self-consistent mechanics method for composite materials with multiphase inclusions », *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, vol. 42, nº 3, p. 491-504, mars 1994, doi: 10.1016/0022-5096(94)90028-0.
[154] F. Praud, G. Chatzigeorgiou, et Y. Chemisky, « Modélisation multi-échelle des composites tissés à matrice thermoplastique sous chargements cycliques non proportionnels », p. 12.
[155] X. Liu et W. Yu, « A novel approach to analyze beam-like composite structures using mechanics of structure genome », *Advances in Engineering Software*, vol. 100, p. 238-251, oct. 2016, doi: 10.1016/j.advengsoft.2016.08.003.
[156] S. W. Tsai et E. M. Wu, « A General Theory of Strength for Anisotropic Materials », *Journal of Composite Materials*, vol. 5, nº 1, p. 58-80, janv. 1971, doi: 10.1177/002199837100500106.
[157] Z. Hashin et A. Rotem, « A Fatigue Failure Criterion for Fiber Reinforced Materials », *Journal of Composite Materials*, vol. 7, nº 4, p. 448-464, oct. 1973, doi: 10.1177/002199837300700404.
[158] F.-K. Chang et K.-Y. Chang, « A Progressive Damage Model for Laminated Composites Containing Stress Concentrations », *Journal of Composite Materials*, vol. 21, nº 9, p. 834-855, sept. 1987, doi: 10.1177/002199838702100904.
[159] R. M. Christensen, « Stress based yield/failure criteria for fiber composites », *International Journal of Solids and Structures*, vol. 34, nº 5, p. 529-543, févr. 1997, doi: 10.1016/S0020-7683(96)00038-8.

[160] R. M. Christensen, « A Survey of and Evaluation Methodology for Fiber Composite Material Failure Theories », in *Mechanics for a New Mellennium*, H. Aref et J. W. Phillips, Éd., Dordrecht: Springer Netherlands, 2002, p. 25-40. doi: 10.1007/0-306-46956-1_2.
[161] A. Puck et H. Schürmann, « Failure analysis of FRP laminates by means of physically based phenomenological models », *Composites Science and Technology*, vol. 62, nº 12, p. 1633-1662, sept. 2002, doi: 10.1016/S0266-3538(01)00208-1.
[162] L. M. Kachanov, « Rupture Time Under Creep Conditions », *International Journal of Fracture*, vol. 97, nº 1, p. 11-18, avr. 1999, doi: 10.1023/A:1018671022008.
[163] P. Ladeveze et E. LeDantec, « Damage modelling of the elementary ply for laminated composites », *Composites Science and Technology*, vol. 43, nº 3, p. 257-267, janv. 1992, doi: 10.1016/0266-3538(92)90097-M.
[164] J.-F. Maire et P.-M. Lesne, « An explicit damage model for the design of composites structures », *Composites Science and Technology*, vol. 58, nº 5, p. 773-778, janv. 1998, doi: 10.1016/S0266-3538(97)00165-6.
[165] D. Krajcinovic, « Damage mechanics: accomplishments, trends and needs », *International Journal of Solids and Structures*, vol. 37, nº 1, p. 267-277, janv. 2000, doi: 10.1016/S0020-7683(99)00081-5.
[166] R. Talreja, « Continuum mechanics characterization of damage in composite materials », *Proceedings of The Royal Society of London. Series A, Mathematical and physical sciences*, vol. 399, nº 1817, p. 195-216, 1985.
[167] G. Frantziskonis, « Distributed damage in composites, theory and verification », *Composite Structures*, vol. 10, nº 2, p. 165-184, janv. 1988, doi: 10.1016/0263-8223(88)90045-1.
[168] P. W. Randles et J. A. Nemes, « A continuum damage model for thick composite materials subjected to high-rate dynamic loading », *Mechanics of Materials*, vol. 13, nº 1, p. 1-13, mars 1992, doi: 10.1016/0167-6636(92)90032-9.
[169] K. V. Williams et R. Vaziri, « Application of a damage mechanics model for predicting the impact response of composite materials », *Computers & Structures*, vol. 79, nº 10, p. 997-1011, avr. 2001, doi: 10.1016/S0045-7949(00)00200-5.
[170] A. Matzenmiller, J. Lubliner, et R. L. Taylor, « A constitutive model for anisotropic damage in fiber-composites », *Mechanics of Materials*, vol. 20, nº 2, p. 125-152, avr. 1995, doi: 10.1016/0167-6636(94)00053-0.
[171] D. R. Hufner et M. L. Accorsi, « A progressive failure theory for woven polymer-based composites subjected to dynamic loading », *Composite Structures*, vol. 89, nº 2, p. 177-185, juin 2009, doi: 10.1016/j.compstruct.2008.07.023.
[172] A. A. Griffith, « The Phenomena of Rupture and Flow in Solids », *Philosophical Transactions of the Royal Society of London*, p. 163-198.
[173] G. R. Irwin, « ONSET OF FAST CRACK PROPAGATION IN HIGH STRENGTH STEEL AND ALUMINUM ALLOYS », Naval Research Lab., Washington, D.C., NRL-4763; PB-121224, mai 1956. Consulté le: 6 mai 2021. [En ligne]. Disponible sur: https://www.osti.gov/biblio/4362910-onset-fast-crack-propagation-high-strength-steel-aluminum-alloys
[174] G. Alfano et M. Crisfield, « Finite element interface models for the delamination analysis of laminated composites: Mechanical and computational issues », *International Journal for Numerical Methods in Engineering*, vol. 50, mars 2001, doi: 10.1002/nme.93.
[175] C. G. Dávila, P. P. Camanho, et A. Turon, « Effective Simulation of Delamination in Aeronautical Structures Using Shells and Cohesive Elements », *Journal of Aircraft*, vol. 45, nº 2, p. 663-672, 2008, doi: 10.2514/1.32832.
[176] A. Turon Travesa, J. Costa i Balanzat, P. M. P. R. de C. Camanho, Universitat de Girona, et Departament d'Enginyeria Mecànica i de la Construcció Industrial, *Simulation of delamination in composites under quasi-static and fatigue loading using cohesive zone models*. Girona: Universitat de Girona, 2007. Consulté le: 6 mai 2021. [En ligne]. Disponible sur: http://www.tdx.cat/TDX-0214107-141348/
[177] D. S. Dugdale, « Yielding of steel sheets containing slits », *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, vol. 8, nº 2, p. 100-104, mai 1960, doi: 10.1016/0022-5096(60)90013-2.

[178] C. T. Sun et J. L. Chen, « A micromechanical model for plastic behavior of fibrous composites », *Composites Science and Technology*, vol. 40, nº 2, p. 115-129, janv. 1991, doi: 10.1016/0266-3538(91)90092-4.
[179] E. Barbero, *Finite Element Analysis of Composite Materials*. 2008. doi: 10.1201/b16295.
[180] Z. Nie, « Advanced Mesomechanical Modeling of Triaxially Braided Composites for Dynamic Impact Analysis with Failure », 2014, doi: 10.1061/9780784479179.053.
[181] H. Ryou, K. Chung, et W.-R. Yu, « Constitutive modeling of woven composites considering asymmetric/anisotropic, rate dependent, and nonlinear behavior », *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, vol. 38, nº 12, p. 2500-2510, déc. 2007, doi: 10.1016/j.compositesa.2007.08.003.
[182] G. Odegard, K. Searles, et M. Kumosa, « A continuum elastic–plastic model for woven-fabric/polymer-matrix composite materials under biaxial stresses », *Composites Science and Technology*, vol. 61, nº 16, p. 2501-2510, déc. 2001, doi: 10.1016/S0266-3538(01)00168-3.
[183] A. C. Orifici, I. Herszberg, et R. S. Thomson, « Review of methodologies for composite material modelling incorporating failure », *Composite Structures*, vol. 86, nº 1, p. 194-210, nov. 2008, doi: 10.1016/j.compstruct.2008.03.007.
[184] Z. Hashin, « Failure Criteria for Unidirectional Fiber Composites », *Journal of Applied Mechanics*, vol. 47, nº 2, p. 329-334, juin 1980, doi: 10.1115/1.3153664.
[185] S. T. Pinho, L. Iannucci, et P. Robinson, « Physically based failure models and criteria for laminated fibre-reinforced composites with emphasis on fibre kinking. Part II: FE implementation », *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, vol. 37, nº 5, p. 766-777, mai 2006, doi: 10.1016/j.compositesa.2005.06.008.
[186] S. Pinho, R. Darvizeh, P. Robinson, C. Schuecker, et P. Camanho, « Material and structural response of polymer-matrix fibre-reinforced composites », *Journal of Composite Materials*, vol. 46, nº 19-20, p. 2313-2341, sept. 2012, doi: 10.1177/0021998312454478.
[187] F. Zhang, H. Zhang, Z. Pan, M. Liu, T. Liu, et Y. Wan, « Analysis of tensile damage characteristics of single filled bolt hole in laminate », *Polymer Composites*, vol. 44, nº 6, p. 3153-3168, 2023, doi: 10.1002/pc.27308.
[188] R. S. Sandhu, R. L. Gallo, et G. P. Sendeckyj, « Initiation and Accumulation of Damage in Composite Laminates », *Composite Materials: Testing and Design (6th Conference)*, janv. 1982, doi: 10.1520/STP28480S.
[189] E. Abisset, « Un mésomodèle d'endommagement des composites stratifiés pour le virtual testing: identification et validation », Theses, École Normale Supérieure de Cachan, 2012. [En ligne]. Disponible sur: https://tel.archives-ouvertes.fr/tel-00861131/document
[190] M. Trovalet, « Sur un modèle micro pour le calcul des structures en composites stratifiés », Theses, École normale supérieure de Cachan - ENS Cachan, 2010. Consulté le: 5 mai 2021. [En ligne]. Disponible sur: https://tel.archives-ouvertes.fr/tel-00525935
[191] J. Mercier, « Prise en compte du vieillissement et de l'endommagement dans le dimensionnement de structures en matériaux composites », Theses, l'Ecole Nationale Superieure des Mines, Paris, 2006. [En ligne]. Disponible sur: https://pastel.archives-ouvertes.fr/tel-00156986/document
[192] Ch. Hochard, P.-A. Aubourg, et J.-P. Charles, « Modelling of the mechanical behaviour of woven-fabric CFRP laminates up to failure », *Composites Science and Technology*, vol. 61, nº 2, p. 221-230, févr. 2001, doi: 10.1016/S0266-3538(00)00199-8.
[193] J. Juhasz, R. Rolfes, et K. Rohwer, « A new strength model for application of a physically based failure criterion to orthogonal 3D fiber reinforced plastics », *Composites Science and Technology*, vol. 61, nº 13, p. 1821-1832, oct. 2001, doi: 10.1016/S0266-3538(01)00083-5.
[194] P. Ladevèze, O. Allix, L. Gornet, D. Lévêque, et L. Perret, « A computational damage mechanics approach for laminates: Identification and comparison with experimental results », in *Studies in Applied Mechanics*, vol. 46, G. Z. Voyiadjis, J.-W. W. Ju, et J.-L. Chaboche, Éd., in Damage Mechanics in Engineering Materials, vol. 46. , Elsevier, 1998, p. 481-500. doi: 10.1016/S0922-5382(98)80059-7.
[195] M. Thunga, A. Bauer, K. Obusek, R. Meilunas, M. Akinc, et M. R. Kessler, « Injection repair of carbon fiber/bismaleimide composite panels with bisphenol E cyanate ester resin », *Composites Science and Technology*, vol. 100, p. 174-181, août 2014, doi: 10.1016/j.compscitech.2014.05.024.

[196] A. Forcellese, M. Simoncini, A. Vita, A. Giovannelli, et L. Leonardi, « Performance analysis of MWCNT/Epoxy composites produced by CRTM », *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 286, p. 116839, déc. 2020, doi: 10.1016/j.jmatprotec.2020.116839.
[197] A. Dereims, « simulation industrielle des procédés d'élaboration de pièces composites par infusion de résine : couplage fluide / solide poreux très faiblement perméable en grandes déformations », phdthesis, Ecole Nationale Supérieure des Mines de Saint-Etienne, 2013. Consulté le: 28 août 2023. [En ligne]. Disponible sur: https://theses.hal.science/tel-00933928
[198] C. Soutis, D.-M. Duan, et P. Goutas, « Compressive behaviour of CFRP laminates repaired with adhesively bonded external patches », *Composite Structures*, vol. 45, nº 4, p. 289-301, août 1999, doi: 10.1016/S0263-8223(99)00033-1.
[199] T. V. R. S. Umamaheswar et R. Singh, « Modelling of a patch repair to a thin cracked sheet », *Engineering Fracture Mechanics*, vol. 62, nº 2-3, p. 267-289, janv. 1999, doi: 10.1016/S0013-7944(98)00088-5.
[200] « Métrologie 3D optique | GOM ». Consulté le: 26 février 2024. [En ligne]. Disponible sur: https://www.gom.com/fr-fr/products
[201] J. Harvent, « Mesure de formes par corrélation multi-images: application à l'inspection de pièces aéronautiques à l'aide d'un système multi-caméras », Université de Toulouse, Toulouse, 2010. [En ligne]. Disponible sur: http://thesesups.ups-tlse.fr/1369/1/2010TOU30324.pdf
[202] D. Stull, « Tensile Properties of Rigid and Semi-rigid Plastics (ASTM D638 and ISO 527) ».
[203] A. Aabid, M. Hrairi, A. Abuzaid, et J. S. Mohamed Ali, « Estimation of stress intensity factor reduction for a center-cracked plate integrated with piezoelectric actuator and composite patch », *Thin-Walled Structures*, vol. 158, p. 107030, janv. 2021, doi: 10.1016/j.tws.2020.107030.
[204] D. Kujawski, « Estimations of Stress Intensity Factors for Small Cracks at Notches », *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, vol. 14, nº 10, p. 953-965, 1991, doi: 10.1111/j.1460-2695.1991.tb00005.x.
[205] J. Yu, Z. Pan, Q. Cai, F. Zhang, et Z. Wu, « Open hole tensile behavior of plain woven carbon/glass hybrid composites », *International Journal of Mechanical Sciences*, vol. 246, p. 108142, mai 2023, doi: 10.1016/j.ijmecsci.2023.108142.
[206] G. S. Bhatia et A. A., « Effect of interactions of two holes on tensile behavior of patch repaired carbon/epoxy woven laminates », *Defence Technology*, août 2022, doi: 10.1016/j.dt.2022.07.008.
[207] M. E. Kazemi, L. Shanmugam, S. Chen, L. Yang, et J. Yang, « Novel thermoplastic fiber metal laminates manufactured with an innovative acrylic resin at room temperature », *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, vol. 138, p. 106043, nov. 2020, doi: 10.1016/j.compositesa.2020.106043.
[208] M. Bonnet et A. Frangi, *Analyse des solides déformables par la méthode des éléments finis*, Ecole Polytechnique Eds. Ecole Polytechnique Eds.
[209] « Abaqus Analysis User's Guide (6.14) ». Consulté le: 30 juin 2022. [En ligne]. Disponible sur: http://130.149.89.49:2080/v6.14/books/usb/default.htm
[210] C. Bouvet, B. Vieille, et J.-D. Pujols-Gonzalez, « Experimental characterization and numerical modelling of the translaminar fracture of woven-ply hybrid fibers reinforced thermoplastic laminates », *Engineering Fracture Mechanics*, vol. 276, p. 108867, déc. 2022, doi: 10.1016/j.engfracmech.2022.108867.
[211] M. Schwab et H. E. Pettermann, « Modelling and simulation of damage and failure in large composite components subjected to impact loads », *Composite Structures*, vol. 158, p. 208-216, déc. 2016, doi: 10.1016/j.compstruct.2016.09.041.
[212] M. Schwab, M. Todt, J. Tauchner, D. Schlie, et H. E. Pettermann, « Modeling, simulation, and experiments of high velocity impact on laminated composites », *Composite Structures*, vol. 205, p. 42-48, déc. 2018, doi: 10.1016/j.compstruct.2018.08.047.
[213] H. Kapoor, R. K. Kapania, et S. R. Soni, « Interlaminar stress calculation in composite and sandwich plates in NURBS Isogeometric finite element analysis », *Composite Structures*, vol. 106, p. 537-548, déc. 2013, doi: 10.1016/j.compstruct.2013.05.028.
[214] X. Wang et G. Shi, « A refined laminated plate theory accounting for the third-order shear deformation and interlaminar transverse stress continuity », *Applied Mathematical Modelling*, vol. 39, nº 18, p. 5659-5680, sept. 2015, doi: 10.1016/j.apm.2015.01.030.

[215] R. Eghbalpoor, A. Akhavan-Safar, Sh. Jalali, M. R. Ayatollahi, et L. F. M. da Silva, « A progressive damage model to predict the shear and mixed-mode low-cycle impact fatigue life of adhesive joints using cohesive elements », *Finite Elements in Analysis and Design*, vol. 216, p. 103894, avr. 2023, doi: 10.1016/j.finel.2022.103894.
[216] « Abaqus Analysis User's Manual, vol3 ».
[217] I. Lapczyk et J. A. Hurtado, « Progressive damage modeling in fiber-reinforced materials », *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, vol. 38, nº 11, p. 2333-2341, nov. 2007, doi: 10.1016/j.compositesa.2007.01.017.
[218] P. Robinson, T. Besant, et D. Hitchings, « Delamination growth prediction using a finite element approach », in *European Structural Integrity Society*, vol. 27, J. G. Williams et A. Pavan, Éd., in Fracture of Polymers, Composites and Adhesives, vol. 27. , Elsevier, 2000, p. 135-147. doi: 10.1016/S1566-1369(00)80014-X.
[219] P. B. Ataabadi, D. Karagiozova, et M. Alves, « Finite element modeling of crushing of CFRP cylindrical tubes under low-velocity axial impact », *Composite Structures*, vol. 280, p. 114902, janv. 2022, doi: 10.1016/j.compstruct.2021.114902.
[220] Q. Guo *et al.*, « Experimental and numerical investigation of open-hole tensile properties and damage mechanisms of 3D woven composites under weft-loading », *Thin-Walled Structures*, vol. 161, p. 107455, avr. 2021, doi: 10.1016/j.tws.2021.107455.
[221] Z. Wang et G. Xian, « Impact performances of fiber reinforced polymer composites and cables: A review », *Composite Structures*, vol. 319, p. 117128, sept. 2023, doi: 10.1016/j.compstruct.2023.117128.
[222] C. Bouvet, S. Rivallant, et J. J. Barrau, « Low velocity impact modeling in composite laminates capturing permanent indentation », *Composites Science and Technology*, vol. 72, nº 16, p. 1977-1988, nov. 2012, doi: 10.1016/j.compscitech.2012.08.019.
[223] « Digimat 2022.4 Getting Started Guide ».
[224] Z. Boufaida, « Analyse des propriétés mécaniques de composites taffetas verre/matrice acrylique en relation avec les propriétés d'adhésion des fibres sur la matrice ».
[225] J. Ryatt et M. Ramulu, « Numerical investigation of the application of voxel based meshes for stochastic tow based discontinuous composites », *Finite Elements in Analysis and Design*, vol. 214, p. 103874, févr. 2023, doi: 10.1016/j.finel.2022.103874.
[226] T. Zheng, L. Guo, Z. Tang, T. Wang, et Z. Li, « Comparison of progressive damage simulation of 3D woven composites between voxel and conformal discretization models », *Mechanics of Materials*, vol. 158, p. 103860, juill. 2021, doi: 10.1016/j.mechmat.2021.103860.
[227] A. Doitrand, C. Fagiano, F.-X. Irisarri, et M. Hirsekorn, « Comparison between voxel and consistent meso-scale models of woven composites », *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, vol. 73, p. 143-154, juin 2015, doi: 10.1016/j.compositesa.2015.02.022.
[228] « Product Information Amsler HIT1100F / HIT2000F drop weight testers ».
[229] L. Mishnaevsky, N. Frost-Jensen Johansen, A. Fraisse, S. Fæster, T. Jensen, et B. Bendixen, « Technologies of Wind Turbine Blade Repair: Practical Comparison », *Energies*, vol. 15, nº 5, p. 1767, févr. 2022, doi: 10.3390/en15051767.
[230] M. Aktaş, C. Atas, B. M. İçten, et R. Karakuzu, « An experimental investigation of the impact response of composite laminates », *Composite Structures*, vol. 87, nº 4, p. 307-313, févr. 2009, doi: 10.1016/j.compstruct.2008.02.003.
[231] P. N. B. Reis, J. A. M. Ferreira, Z. Y. Zhang, T. Benameur, et M. O. W. Richardson, « Impact response of Kevlar composites with nanoclay enhanced epoxy matrix », *Composites Part B: Engineering*, vol. 46, p. 7-14, mars 2013, doi: 10.1016/j.compositesb.2012.10.028.
[232] L. Aktas, Y. K. Hamidi, et M. C. Altan, « Dispersion Characterization of Nanoclay in Molded Epoxy Disks by Combined Image Analysis and Wavelength Dispersive Spectrometry », *Journal of Engineering Materials and Technology*, vol. 130, nº 3, p. 031005, juill. 2008, doi: 10.1115/1.2931140.
[233] G. Belingardi et R. Vadori, « Low velocity impact tests of laminate glass-fiber-epoxy matrix composite material plates », *International Journal of Impact Engineering*, vol. 27, nº 2, p. 213-229, févr. 2002, doi: 10.1016/S0734-743X(01)00040-9.
[234] J. Reiner, T. Feser, M. Waimer, A. Poursartip, H. Voggenreiter, et R. Vaziri, « Axial crush simulation of composites using continuum damage mechanics: FE software and material model

independent considerations », *Composites Part B: Engineering*, vol. 225, p. 109284, nov. 2021, doi: 10.1016/j.compositesb.2021.109284.
[235] A. F. Johnson, A. K. Pickett, et P. Rozycki, « Computational methods for predicting impact damage in composite structures », *Composites Science and Technology*, vol. 61, n° 15, p. 2183-2192, nov. 2001, doi: 10.1016/S0266-3538(01)00111-7.
[236] S. I. Thorsson, A. M. Waas, et M. Rassaian, « Low-velocity impact predictions of composite laminates using a continuum shell based modeling approach Part b: BVID impact and compression after impact », *International Journal of Solids and Structures*, vol. 155, p. 201-212, déc. 2018, doi: 10.1016/j.ijsolstr.2018.07.018.
[237] H. Errouane, Z. Sereir, et A. Chateauneuf, « Numerical model for optimal design of composite patch repair of cracked aluminum plates under tension », *International Journal of Adhesion and Adhesives*, vol. 49, p. 64-72, mars 2014, doi: 10.1016/j.ijadhadh.2013.12.004.