UNIVERSITÉ DE REIMS CHAMPAGNE-ARDENNE

ÉCOLE DOCTORALE SCIENCES DU NUMERIQUE ET DE L'INGENIEUR (SNI)

THÈSE

Pour obtenir le grade de

DOCTEUR DE L'UNIVERSITÉ DE REIMS CHAMPAGNE-ARDENNE

Discipline : MÉCANIQUE DES SOLIDES, GÉNIE MÉCANIQUE, PRODUCTIQUE, TRANSPORT ET GÉNIE CIVIL

Spécialité : Matériaux, Mécanique, Structures (MMS)

Présentée et soutenue publiquement par

Adélaïde LEROY

Le 14 décembre 2022

Contribution à l'étude de l'impact à faible vitesse de composite biosourcé à fibres de lin : analyse expérimentale et modélisation numérique

---

Thèse dirigée par MM. Rezak AYAD et Franck TOUSSAINT

JURY

M. Gildas L'HOSTIS,	Professeur,	Université de Haute-Alsace,	**Président**
M. Damien SOULAT,	Professeur,	ENSAIT Roubaix,	**Rapporteur**
Mme Fabienne TOUCHARD,	Directeur de Recherche,	ENSMA Poitiers,	**Rapporteur**
M. Xiao-Lu GONG,	Professeur,	Université de Technologie de Troyes,	**Examinateur**
M. Rezak AYAD,	Professeur,	Université de Reims Champagne-Ardenne,	**Directeur de thèse**
M. Franck TOUSSAINT,	Professeur,	Université Savoie Mont Blanc,	**Co-directeur de thèse**
M. Émile ROUX,	Maître de Conférences,	Université Savoie Mont Blanc,	**Co-encadrant**
M. Daniel SCIDA,	Maître de Conférences,	Université de Reims Champagne-Ardenne,	**Co-encadrant**

Production scientifique

En plus de ce mémoire de thèse, ces travaux ont conduit à la publication et à la communication suivantes :

Leroy A., Scida D., Roux E., Toussaint F., Ayad R. Are there similarities between quasi-static indentation and low velocity impact tests for flax-fibre composites? Industrial Crops & Products 2021:113840. https://doi.org/10.1016/j.indcrop.2021.113840

Leroy A., Scida D., Roux E., Toussaint F., Ayad R. Are there similarities between quasi-static indentation and low velocity impact tests for flax-fibre composites? Euromagh 2020: Sustainability and Biobased Materials on the Road of Bioeconomy, Rouen, France & online 19-20 November 2020

Remerciements

Ces travaux de thèse ont été réalisés dans le cadre d'une collaboration entre l'Institut de Thermique, Mécanique, Matériaux (ITheMM), de l'Université de Reims Champagne-Ardenne (URCA), et le laboratoire SYstèmes et Matériaux pour la MEcatronique (SYMME), de l'Université Savoie Mont-Blanc (USMB). Ils n'auraient pas pu voir le jour ni être menés à bien sans que l'URCA et la communauté urbaine du Grand Reims ne les co-financent. Je souhaite donc exprimer en premier lieu toute ma reconnaissance envers ces deux institutions.

Mes remerciements s'adressent ensuite aux membres extérieurs de mon jury : d'une part à M. Damien SOULAT, Professeur à l'École Nationale Supérieure des Arts et Industries Textiles (ENSAIT) de Roubaix, et Mme Fabienne TOUCHARD, Directrice de Recherche à l'École Nationale Supérieure de Mécanique et d'Aérotechnique (ENSMA) de Poitiers, qui ont accepté, en tant que rapporteurs, de consacrer du temps à la relecture du présent manuscrit ; d'autre part à M. Gildas L'HOSTIS, Professeur à l'Université de Haute-Alsace et président du jury, et M. Xiao-Lu GONG, Professeur à l'Université de Technologie de Troyes (UTT), pour m'avoir fait l'honneur d'examiner mes travaux.

Je remercie également très chaleureusement toute mon équipe encadrante pour leur professionnalisme, leur soutien et leurs précieux conseils durant ces trois années. J'ai eu grand plaisir à travailler avec eux, que ce soit mon directeur de thèse M. Rezak AYAD qui, malgré un emploi du temps très chargé, a toujours trouver du temps pour suivre mon travail et m'apporter des propositions et des conseils ; mon co-directeur et mon co-encadrant MM. Franck TOUSSAINT et Émile ROUX, qui m'ont bien accueillie à Annecy lors de mes séjours au laboratoire SYMME et qui, malgré la distance, m'ont soutenue et se sont toujours montrés disponibles ; et enfin mon co-encadrant M. Daniel SCIDA, qui, sur place, a suivi mes travaux de près, m'a régulièrement guidée et conseillée et m'a apportée une aide précieuse pour mes rédactions et la préparation de ma soutenance.

J'éprouve également beaucoup de gratitude envers les personnes au sein de l'IUT de Troyes, membres de l'ITheMM ou collègues du département de Génie Mécanique et Productique (GMP), qui m'ont apportée de l'aide lors de réalisations pratiques nécessaires au bon déroulement de ma thèse, comme la découpe laser des plaques composites ou la conception et la fabrication du système de bridage des échantillons. Mes remerciements vont tout

particulièrement à M. David GOTROT, technicien du département GMP, qui a partagé avec moi ses connaissances, son savoir-faire et son expérience tout au long de ces trois années.

Je tiens aussi à remercier tous mes collègues doctorants, avec qui j'ai partagé de très bons moments à l'IUT, au restaurant universitaire et ailleurs. J'adresse une pensée toute particulière à Hajer HADIJI, Belahcen DJELLOULI et Anas AIT TALAOUL, qui ont égayé mes longues heures passées au bureau. J'espère en avoir fait de même pour eux malgré leurs plaintes – injustifiées, bien sûr – quant à la qualité de mon humour.

Enfin, mes pensées de gratitude se tournent aussi vers mes proches qui m'ont soutenue durant cette période parfois difficile, notamment vers mon très cher ami Sashi Kiran MADUGULA, avec qui j'ai passé d'excellents moments à Troyes, Marseille et ailleurs, et vers ma famille, tout particulièrement mes parents Vincent et Nathalie, qui m'ont toujours soutenue dans mes projets, même lorsque cela signifiait aller vivre à l'autre bout du monde.

Résumé

Ce travail de thèse a deux objectifs : *(i)* mieux comprendre le comportement à l'impact à faible vitesse des composites à fibres de lin, *(ii)* fournir aux chercheurs et ingénieurs un outil de modélisation pour intégrer ces composites dans des applications (semi-)structurelles. Dans ce but, l'indentation quasi-statique est étudiée et comparée à l'impact.
Les stratifiés 6 plis, fabriqués à partir d'une résine époxy et d'un renfort tissé de lin sergé 2×2, sont soumis à des essais d'impact et d'indentation à des niveaux d'énergie comparables. De grandes similitudes sont observées entre les deux essais dans les courbes charge-déplacement, la capacité d'absorption d'énergie, les endommagements visibles. Les différences sont minimes : 2,1% pour la raideur linéaire, 0,2-5,6% pour la charge maximale, moins de 7% pour les proportions d'énergie absorbée. La comparaison des endommagements d'indentation analysés par l'émission acoustique suggère des mécanismes et séquences d'apparition similaires aux résultats d'impact de la littérature.
Des modèles par éléments finis sont aussi développés : un modèle élastique d'indentation d'un quart de plaque en appui simple (6 plis orthotropes homogénéisés, éléments solides-coques), puis un modèle d'endommagement pour tissés avec ajout d'une bride (solide rigide). Après validation du premier sur un matériau de référence, le second s'avère exploitable et prometteur. Jusqu'à 15 J, il fournit une bonne prédiction du comportement d'indentation et d'impact des stratifiés lin tissé, comparée aux données expérimentales. Il permet aussi la modélisation et la visualisation de certains mécanismes d'endommagement en accord avec les observations expérimentales.

Mots-clés : composites à fibres de lin; impact à faible vitesse; indentation quasi-statique; analyse expérimentale; modélisation numérique; éléments finis

Contribution to the study of low velocity impact on flax-fiber biobased composite: experimental analysis and numerical modelling

Abstract

This PhD work has two aims: *(i)* gain more insight into the low velocity impact behavior of flax-fiber reinforced composites, *(ii)* provide researchers and engineers with a modelling tool for incorporating biocomposites into semi-structural or structural applications. For this purpose, quasi-static indentation is investigated and compared with impact.
The 6-ply samples, made from an epoxy resin and a flax 2×2 twill fabric reinforcement, are submitted to impact and indentation tests at comparable energy levels. Good analogies are observed between both tests with great similarities in load-displacement curves, energy absorption capacity and visible damage. Differences remain low: 2.1% for linear stiffness, 0.2 to 5.6% for peak load, less than 7% for absorbed energy ratio. The comparison of the indentation damage analysed from the acoustic emission data with literature impact results suggest similar mechanisms and onset sequences.
Numerical finite element models are also developed: an indentation model of a simply supported quarter plate (6 homogenized orthotropic plies, solid-shell elements, linear elastic behavior) and then a constitutive damage model adapted to woven-reinforced plies with a clamp added as a solid rigid body. After validating the former model using a reference material, the latter model is proving to be workable and promising. Up to 15 J, it provides a good prediction of the indentation and impact behavior of flax-woven laminate composites, compared to experimental data. It also allows the modelling and visualization of certain damage mechanisms, which appear in accordance with experimental observations.

Keywords: flax-fiber composites; low velocity impact; quasi-static indentation; experimental analysis; numerical modelling; finite element

Table des matières

Table des matières **9**

Table des figures **13**

Liste des tableaux **19**

Introduction générale **21**

1 État de l'art de l'expérimentation sur l'impact et l'indentation des composites **26**

1.1 Introduction 27

1.2 Les composites à fibres végétales 28

1.2.1 Quelques généralités sur les matériaux composites 28

1.2.2 Les fibres végétales 30

1.2.3 La fibre de lin 37

1.2.4 Les renforts tissés 41

1.2.5 Propriétés et applications des composites à fibres végétales 44

1.3 Essais d'impact à faible vitesse et d'indentation quasi-statique sur les composites 46

1.3.1 Les essais d'impact à faible vitesse : généralités et types d'essais 47

1.3.2 Les essais d'impact sur tour de chute 49

1.3.3 Endommagements externes et internes 57

1.3.4 LVI sur des composites à fibres végétales 60

1.3.5 Les essais d'indentation quasi-statique : présentation et étendue des similitudes avec les essais d'impact 67

1.4 Conclusion 74

2 Matériaux, élaboration, techniques de caractérisation et résultats expérimentaux **76**

2.1 Introduction 78

2.2 Élaboration des matériaux 79

2.2.1 Résine 79

2.2.2 Renforts 80

2.2.3 Mise en œuvre des composites 82

2.3 Dispositifs d'impact à faible vitesse (LVI) et d'indentation quasi-statique (QSI) 84

2.3.1 Essais LVI 84

2.3.2 Essais d'indentation quasi-statique (QSI) 90

2.4 Autres moyens de caractérisation 95
2.4.1 Émission acoustique (EA) 95
2.4.2 Essais de compression après impact (CAI) 98
2.5 Résultats : données charge-déplacement 100
2.5.1 Concepts et terminologie 100
2.5.2 Comparaison entre l'impact à faible vitesse (LVI) et l'indentation quasi-statique (QSI) 102
2.5.3 Capacité d'absorption de l'énergie 106
2.6 Résultats : étude de l'endommagement 108
2.6.1 Observation des endommagements visibles 108
2.6.2 Analyse de l'émission acoustique (EA) : chronologie d'apparition et de développement des endommagements internes 111
2.7 Conclusion 120

3 État de l'art de la modélisation des composites à l'impact et à l'indentation 122
3.1 Introduction 123
3.2 Développement historique des méthodes d'analyse de l'impact à faible vitesse 123
3.2.1 Les modèles analytiques 125
3.2.2 Les modèles Eléments Finis 127
3.3 Modélisation des stratifiés à l'échelle méso 133
3.3.1 Modélisation du pli : critères de rupture 134
3.3.2 Modélisation du pli : évolution de l'endommagement 139
3.3.3 Modélisation de l'interface : Cohesive Zone Method (CZM) 142
3.4 Modélisation des stratifiés à fibres de lin 147
3.5 Conclusion 157

4 Développement d'une méthodologie de modélisation numérique à l'indentation et à l'impact d'un composite à fibres de lin 158
4.1 Introduction : démarche suivie pour développer le modèle éléments finis 159
4.2 Modélisation de l'indentation avec un comportement élastique du matériau 160
4.2.1 Les paramètres élastiques du matériau 160
4.2.2 Données et conditions générales de la modélisation numérique 165
4.2.3 Les éléments finis et le maillage utilisés 166
4.2.4 Résultats et discussion 172
4.2.5 Validation du modèle sur une plaque en aluminium 176

4.3 Prise en compte des endommagements dans le modèle 178
4.3.1 Modèle constitutif retenu pour les composites à renfort tissé 178
4.3.2 Détermination des valeurs des paramètres du modèle d'endommagement... 185
4.3.3 Autres changements dans les données et conditions de la modélisation..... 191
4.3.4 Résultats sur une plaque en appui simple avec bridage 195
4.3.5 Validation du modèle sur l'impact..... 198
4.4 Conclusion 203
Conclusion et perspectives..... 206
Bibliographie..... 214

Table des figures

Figure 1.1 – (a) Représentation d'un matériau composite selon la définition retenue dans le présent manuscrit ; (b) structures sandwich et stratifiée [1] 29

Figure 1.2 – Marché mondial des composites par région (Mt) avec données prévisionnelles annuelles jusqu'en 2026 [2] 30

Figure 1.3 – Classification des fibres textiles [5] 31

Figure 1.4 – (a) Représentation classique de la microstructure d'une fibre végétale libérienne élémentaire [6] ; (b) molécule de cellulose [7] 32

Figure 1.5 – Répartition de la production mondiale de fibres végétales (hors coton et bois), 2001-2008 : (a) selon le type de fibre (kt), (b) selon la zone géographique (kt) [11] 33

Figure 1.6 – Lin : (a) champ en fleur, (b) fibres en filasse, (c) graines 37

Figure 1.7 – Quelques étapes de la culture du lin et de l'extraction des fibres : (a) la floraison, (b) le rouissage, (c) le teillage 39

Figure 1.8 – Différents types d'architecture de renforts : (a) fibres discontinues, (b) renfort unidirectionnel et (c) renfort tissé [45] 42

Figure 1.9 – Les 3 principaux types d'armures 2D : (a) la toile, ou taffetas ; (b) le sergé (ici, un sergé 2/2) ; (c) le satin (ici, un satin de 7) [49] 43

Figure 1.10 – (a) Principe de l'essai Charpy ; (b) schéma du dispositif des barres d'Hopkinson [80] 48

Figure 1.11 – (a) Des extrémités d'impacteur de différentes formes (de gauche à droite : plate, hémisphérique, ogivale et conique) [87]. (b) Exemple de tour de chute selon la norme NF EN ISO 6603 [88] 50

Figure 1.12 – Exemple de courbe déplacement-temps (ou déflexion-temps) lors d'un essai LVI [90] 52

Figure 1.13 – Exemple de courbe force-temps lors d'un essai LVI sur un composite à renfort tissé [73] 53

Figure 1.14 – Courbes force-déplacement lors d'essais LVI à différents niveaux d'énergie (jusqu'à perforation) sur un composite à renfort tissé lin/époxy [93] 54

Figure 1.15 – Schéma explicatif des paramètres mesurés à l'aide des courbes force-déplacement [94] 55

Figure 1.16 – Courbe énergie-temps typique d'un essai LVI [95] 57

Figure 1.17 – Schéma des modes d'endommagement typiques de l'impact dans les composites 58

Figure 1.18 – (a) Faces opposées à l'impact de composites chanvre/époxy pour des niveaux d'énergie de 5, 10 et 15 J ; (b) Faces impactée et opposée d'un composite lin/époxy à un niveau d'énergie de 30 J [106], [107] 59

Figure 1.19 – (a) Images C-scan des zones de délaminage pour des niveaux d'énergie d'impact différents ; (b) image MEB d'un échantillon impacté ; (c) vue en coupe d'un composite obtenue par microtomographie aux rayons X [108], [113]..... 60

Figure 1.20 – L'énergie de perforation donnée en fonction de « l'épaisseur de fibre totale » par Bensadoun et al. Elle est environ 50% plus élevée pour les composites à matrice thermoplastique (MAPP) que pour ceux à matrice thermodurcissable (époxy) [72]..... 62

Figure 1.21 – Etude de Liang et al. : (a) fissures sur la face opposée à l'impact (de gauche à droite, énergies de 2, 4, 6, 8 et 10 J) et (b) longueur des fissures en fonction de l'énergie d'impact [120] 63

Figure 1.22 – L'énergie absorbée en fonction de l'énergie d'impact pour des composites lin/époxy à renforts UD et croisés dans l'étude de Sy et al. [74]..... 65

Figure 1.23 – Représentation 3D de l'aire de la surface d'endommagement en fonction de l'énergie d'impact et de l'angle de l'impacteur conique [84] 66

Figure 1.24 – Evolution de la déflexion de la face opposée à l'impact à la déflexion maximale le long de l'axe vertical [121]..... 67

Figure 1.25 – Exemples de courbes force-déplacement LVI et QSI superposées pour des stratifiés carbone/époxy (a) à plis croisés et (b) quasi-isotrope [122]..... 68

Figure 1.26 – Schéma d'un dispositif QSI (indenteur et support d'échantillon, auxquels pourrait être ajouté un système de bridage) à utiliser sur une machine d'essai universelle [127]..... 69

Figure 1.27 – Superposition des courbes force-déplacement LVI (8, 12 et 20 J) et QSI de l'étude de Saeedifar et al. pour des stratifiés carbone/époxy avec les séquences d'empilement (a) [60/0/-60]4S et (b) [604/04/-604]S [103]..... 70

Figure 1.28 – Images C-scan de l'étude de Zhang et al. montrant les endommagements (délaminage et rupture matricielle) d'un même stratifié soumis à des essais (a) LVI et (b) QSI [128] 71

Figure 1.29 – Les 5 événements notables du processus de chargement indiqués sur les courbes force-déplacement (a) QSI et (b) LVI [125] 72

Figure 2.1 - a) Image du tissu sec sergé 2x2 constitué de mèches plates non-torsadées et b) description de l'armure sergé 2x2……..81

Figure 2.2 – Principe de la technique d'infusion sous vide (d'après [54])..... 83

Figure 2.3 – La tour de chute du laboratoire SYMME (d'après [54]) 85

Figure 2.4 – Le dispositif de serrage des échantillons, constitué d'une matrice et d'un serre-flanc conçus et fabriqués dans le cadre de cette étude 86

Figure 2.5 – Vitesse d'impact en fonction de la hauteur de chute pour les 3 masses tombantes considérées (d'après [54]) 88

Figure 2.6 – Energie d'impact en fonction de la hauteur de chute pour les 3 masses tombantes considérées (d'après [54]) 89

Figure 2.7 – Socle du dispositif TIX utilisé pour les essais QSI..... 91

Figure 2.8 – Dispositif de mesure du déplacement de l'indenteur à l'aide du capteur LVDT, dont la pointe repose sur une languette en acier 93

Figure 2.9 – Ecarts moyens entre les déplacements mesurés par le capteur LVDT et par la traverse pour différentes valeurs de charge 94

Figure 2.10 - Capteur LVDT disposé au centre de la face inférieure d'un échantillon 95

Figure 2.11 – Schéma du principe de la technique de l'EA 96

Figure 2.12 – Salve d'EA et certains de ses principaux paramètres 96

Figure 2.13 – Dispositif de maintien des capteurs d'EA lors des essais QSI 97

Figure 2.14 – Le dispositif CAI 99

Figure 2.15 – (a) Courbe charge-temps montrant les 3 stades d'un essai LVI ou QSI; (b) courbe charge-déplacement typique 101

Figure 2.16 – Superposition des courbes charge-déplacement à 5, 10, 15 et 20 J pour les essais (a) LVI et (b) QSI. Les courbes les plus représentatives ont été sélectionnées et, dans le cas de l'impact, lissées. 103

Figure 2.17 – Courbes LVI et QSI superposées à (a) 5 J, (b) 10 J, (c) 15 J et (d) 20 J. Seules les courbes les plus représentatives ont été sélectionnées 105

Figure 2.18 – Moyennes et écarts types du pic de charge, ou charge maximale, pour les essais LVI et QSI à chaque niveau d'énergie 106

Figure 2.19– L'énergie absorbée E_a en fonction de l'énergie totale E_t pour l'impact et l'indentation 107

Figure 2.20 – Schéma représentant l'aire sous la courbe force-déplacement (et donc l'énergie totale) limitée au stade 1. La valeur de l'énergie élastique est inférieure à celle de cette aire. 108

Figure 2.21 – Endommagements visibles sur les échantillons QSI sur la face indentée ($1^{ère}$ ligne) et la face opposée ($2^{ème}$ ligne) à (a) 5 J, (b) 10 J, (c) 15 J et (d) 20 J 109

Figure 2.22 - Endommagements visibles sur les échantillons LVI sur la face indentée ($1^{ère}$ ligne) et la face opposée ($2^{ème}$ ligne) à (a) 5 J, (b) 10 J, (c) 15 J et (d) 20 J 109

Figure 2.23 – Evolution de la longueur moyenne des fissures pour les essais QSI et LVI en fonction de l'énergie totale normalisée. Les valeurs LVI sont tirées de [121] 111

Figure 2.24 – Courbe charge-déplacement superposée à la courbe d'EA montrant le nombre de coups en fonction du déplacement de l'indenteur à 5 J (haut), 10 J (milieu) et 15 J (bas) 114

Figure 2.25 – Courbe charge-déplacement superposée à des courbes d'EA montrant (a) l'énergie absolue et (b) la Fonction Sentry SF en fonction du déplacement de l'indenteur à 5 J (1ère ligne), 10 J (2ème ligne) et 15 J (3ème ligne) 115

Figure 3.1 – Vue d'ensemble des méthodes d'analyse LVI. Plus le niveau de détails est élevé, plus la capacité à prédire les endommagements, mais aussi le coût en temps de calcul, sont importants [76]..... 125

Figure 3.2 – Modèle masse-ressort conçu par Olsson pour un stratifié soumis à un impact à faible vitesse et masse élevée [153] 126

Figure 3.3 – Exemples d'éléments finis 2D (ligne 1) et 3D (ligne 2) : (a) rectangulaire à 4 nœuds, (b) triangulaire à 3 nœuds, (c) parallélépipédique à 8 nœuds, (d) parallélépipédique à 20 nœuds et (e) tétraédrique à 10 nœuds [160]..... 127

Figure 3.4 – Exemples de maillage d'une structure avec différentes densités [160] 128

Figure 3.5 – Modèle de coque sandwich de Kärger et al. [163] développé sur le logiciel CODAC1 129

Figure 3.6 – Représentation schématique de l'évolution de la contrainte adhésive donnée par le modèle de zone cohésive [170] 130

Figure 3.7 – Modèle de Rivallant et al. [183] incluant des éléments cohésifs à la fois entre les plis (délaminage) et au sein des plis (fissuration matricielle) 132

Figure 3.8 – Volume élémentaire représentatif d'un pli composite où les cylindres (ici, vus de face sous forme de cercles) modélisent les fibres [190]..... 133

Figure 3.9 – Définitions de la rupture pour (a) un matériau fragile et (b) un matériau ductile [1] 134

Figure 3.10 – Représentation d'un pli UD orthotrope soumis à des contraintes planes [1]... 135

Figure 3.11 – Réponse en contrainte-déformation d'un composite carbone/époxy sous l'effet de l'endommagement : (a) traction à 0° et (b) sollicitation cyclique à 45° [196]..... 139

Figure 3.12 – Principe de la loi d'attraction entre deux nœuds de deux surfaces cohésives distinctes initialement en contact [201]..... 143

Figure 3.13 – Représentation du comportement d'une loi cohésive bilinéaire : (a) phase de déformation élastique, (b) phase de dégradation de la raideur de l'interface [202]..... 143

Figure 3.14 – Comparaison de la forme des endommagements entre les observations expérimentales (haut) et numériques (bas) pour un stratifié à plis croisés (énergie d'impact de 20 J) [205] 148

Figure 3.15 – Condition initiale et conditions aux limites du modèle de Sy et al. [205]..... 149

Figure 3.16 – Pour un stratifié en lin : (a) endommagement de la face opposée lors d'un impact de 20 J et (b) indentation résiduelle sur la face impactée prédite par le modèle pour un impact de 15 J (image capturée pendant le rebond) [206] 150

Figure 3.17 – Superposition : (a) de la courbe analytique (modèle statique) avec les courbes expérimentales aux différents niveaux d'énergie testés dans l'étude de Raponi et al. [207], (b) de la courbe analytique (modèle dynamique) et (c) de la courbe numérique avec la courbe expérimentale à 5 J 151

Figure 3.18 – Modélisation de la plaque composite lin/époxy et de l'impacteur avec le maillage et les conditions aux limites dans l'étude de Raponi et al. [207] 152

Figure 3.19 – Aire endommagée en fonction de l'énergie d'impact pour les essais expérimentaux et la simulation avec un impacteur hémisphérique de 20 mm de diamètre [208] 153

Figure 3.20 – Schéma du modèle rhéologique à 3 branches : (a) la branche élastique non-linéaire, (b) la branche viscoélastique et (c) la branche plastique [208] 154

Figure 3.21 – Géométrie et maillage du modèle de Jalón et al. [208] avec un impacteur de 12,7 mm de diamètre 154

Figure 3.22 – Superposition des courbes force-déplacement obtenues expérimentalement (pointillés) et numériquement (trait plein) pour des composites non-hybrides à renfort tissé en lin soumis à un impact de (a) 19,6 J et (b) 44,6 J [209] 155

Figure 4.1– Représentation schématique, avec les paramètres géométriques, (a) d'une cellule de base du renfort tissé sergé 2x2 et (b) d'une section d'une mèche vue par la tranche [217]..162

Figure 4.2 – Pièces du modèle QSI pour quart de plaque composite en appui simple et condition aux limites remplaçant la matrice (U3 = 0 le long de la courbe rouge) 166

Figure 4.3 – Etude de convergence présentant l'évolution de la raideur du matériau, de la taille du fichier ODB et du temps CPU avec l'augmentation de la densité du maillage en modifiant (a) la taille minimale des éléments et (b) leur taille maximale 169

Figure 4.4 – Etude de convergence présentant l'évolution de la raideur du matériau, de la taille du fichier ODB et du temps CPU avec l'augmentation de la densité du maillage en modifiant le nombre d'éléments dans l'épaisseur du pli 170

Figure 4.5 – Maillage du pli supérieur du quart d'échantillon (la zone d'indentation se situe dans le coin supérieur droit) 172

Figure 4.6 – (a) Courbes force-déplacement des quatre essais QSI à 5 J superposées ; (b) courbe récapitulative moyenne des quatre courbes expérimentales..... 173

Figure 4.7 – Composantes des contraintes S11 selon X (1ère ligne) et S22 selon Y (2ème ligne) en MPa pour (a) la face indentée et (b) la face opposée..... 174

Figure 4.8 – Bilan énergétique de la simulation QSI à 5 J en appui simple avec $E_{total} = cste = E_I - E_W$ 175

Figure 4.9 – Superposition de la courbe force-déplacement issue de la simulation ABAQUS et de la courbe moyenne des essais expérimentaux pour l'essai QSI en appui simple 176

Figure 4.10 - Superposition de la courbe force-déplacement issue de la simulation ABAQUS et d'une courbe représentative des essais expérimentaux sur aluminium pour l'essai QSI en appui simple 178

Figure 4.11 – Représentation schématique d'un renfort tissé associé à un système de coordonnées local [219] 179

Figure 4.12 – Endommagement mécanique en fonction de la contrainte pour un stratifié lin/époxy à renfort tissé sergé 2×2 soumis à un essai de traction à 45°. À partir de ces données, on peut déterminer la contrainte de cisaillement S et les coefficients α_{12} et $d_{12}^{\max}$ [220]..... 187

Figure 4.13 – Courbe contrainte-déformation de cycles charge-décharge en traction à 45° d'un stratifié à matrice époxy et renfort tissé sergé 2×2 à fibres de lin [220] 190

Figure 4.14 – Le modèle avec ajout de la bride et conservation de l'ancienne condition aux limites (déplacement suivant l'axe Z U3 = 0 sur le pourtour de la partition, le long de la courbe rouge) 192

Figure 4.15 – Interstice ajouté entre la bride et l'échantillon pour modéliser les imperfections de leur contact 193

Figure 4.16 - Superposition de la courbe force-déplacement issue de la simulation ABAQUS et de la courbe moyenne des essais expérimentaux pour l'essai QSI à 5 J en appui simple..... 196

Figure 4.17 – Superposition de la courbe force-déplacement issue de la simulation ABAQUS et de la courbe moyenne des essais expérimentaux pour les essais QSI avec bride à (a) 5 J, (b) 10 J, (c) 15 J et (d) 20 J 197

Figure 4.18 – Endommagements visibles sur la face opposée à l'indentation à (a) 5J, (b) 10J, (c) 15J et (d) 20J : comparaison simulation/expérimental dans le sens fibre 1. La 1ère ligne présente la cartographie de la variable d'endommagement d_{1+} (bleu = valeur nulle, rouge = valeur proche de 1)..... 198

Figure 4.19 – Superposition de la courbe force-déplacement issue de la simulation ABAQUS et d'une courbe représentative des essais expérimentaux pour les essais LVI à (a) 5 J, (b) 10 J et (c) 15 J 201

Figure 4.20 – Bilans énergétiques effectués à (a) 5J, (b) 10J et (c) 15J..... 202

Figure 4.21 – Endommagements visibles sur la face opposée à l'impact à (a) 5J, (b) 10J, (c) 15J et (d) 20J : comparaison simulation/expérimental dans le sens fibre 1. La 1ère ligne présente la cartographie de la variable d'endommagement d_{1+} (bleu = valeur nulle, rouge = valeur proche de 1)..... 203

Liste des tableaux

Tableau 1.1 – Principaux avantages et inconvénients des fibres végétales..... 35

Tableau 1.2 – Principales propriétés mécaniques des fibres végétales les plus courantes..... 36

Tableau 1.3 – Composition chimique des fibres de lin selon différents auteurs [44]..... 41

Tableau 1.4 – Coefficients élastiques dans le plan de différents types de composites lin/époxy (v_f : fraction volumique de fibres ; E_x : module d'élasticité longitudinal ; E_y : module d'élasticité transversal ; G_{xy} : module de cisaillement ; v_{xy} : coefficient de Poisson)..... 45

Tableau 1.5 – Valeurs de l'énergie interne relevées sur les essais QSI et LVI pour 5 événements notables du processus de chargement précisés dans la Figure 1.26 [125] 72

Tableau 1.6 – Comparaison entre les essais LVI et QSI..... 74

Tableau 2.1 - Principales propriétés mécaniques de la matrice utilisée dans ce travail doctoral (données fournisseur)……80

Tableau 2.2 – Données fournisseur du renfort tissé à armature sergé 2×2 (100 % lin)..... 80

Tableau 2.3 - Caractéristiques des échantillons composites 84

Tableau 2.4 - Comparaison entre les énergies d'indentation et d'impact pour un même déplacement maximal du doigt 92

Tableau 2.5 - Paramètres d'acquisition utilisés dans cette étude 98

Tableau 2.6 – Les caractéristiques principales du stade 1 des courbes charge-déplacement, correspondant à leur portion initiale relativement linéaire..... 104

Tableau 2.7 – Les énergies totale E_t et absorbée E_a et le rapport E_a/E_t pour l'impact et l'indentation aux quatre niveaux d'énergie..... 108

Tableau 2.8 – Valeurs des paramètres de chaque classe de signaux d'EA, selon l'étude de Saidane et al. [137]..... 116

Tableau 3.1 – Les principaux critères énergétiques [196]……146

Tableau 4.1 – Paramètres élastiques du pli homogénéisé…….165

Tableau 4.2 – Paramètres élastiques de l'aluminium 5754..... 177

Tableau 4.3 – Les coefficients d'initiation de l'endommagement..... 186

Tableau 4.4– Les coefficients d'évolution de l'endommagement 188

Tableau 4.5– Les coefficients de plasticité en cisaillement 188

Tableau 4.6 – Paramètres de contrôle de la suppression des éléments 191

Tableau 4.7 – Coefficients de l'initiation et de l'évolution de l'endommagement cohésif ... 191

Tableau 4.8 – Valeur du déplacement maximal de l'indenteur $d_{\max}$, de la vitesse de simulation V_{sim} et du facteur de Mass Scaling MSF pour chaque niveau d'énergie des essais QSI..... 195

Tableau 4.9 – Valeur moyenne de l'énergie d'impact calculée après essais pour chaque niveau 199

Tableau 4.10 – Vitesses d'impact spécifiées dans le logiciel ABAQUS pour chaque niveau d'énergie 199

Introduction générale

Contexte de l'étude

Cette thèse s'inscrit dans le cadre du projet BIOIMPACT 2, financé conjointement par le GRAND REIMS et l'Université de Reims Champagne-Ardenne (URCA) et mené en collaboration entre l'unité de recherche ITheMM (Institut de Thermique, Mécanique, Matériaux) de l'URCA et le laboratoire SYMME (SYstèmes et Matériaux pour la MEcatronique) de l'Université Savoie Mont-Blanc (USMB). Elle fait suite à une précédente thèse soutenue en 2018 par Amélie Cuynet, réalisée dans le cadre du projet BIOIMPACT 1 (financé conjointement par l'URCA et l'USMB). Celle-ci visait à étudier le comportement à l'impact et en post-impact de matériaux composites à fibres végétales. Le fruit de ce travail est notamment la constitution d'une base de données « matériaux » conséquente ainsi que la mise en évidence d'axes de recherche privilégiés qui ont orienté les travaux de la présente thèse. Chaque laboratoire contribue au projet en y apportant ses compétences dans des domaines complémentaires : l'élaboration et la mise en œuvre des matériaux composites, la caractérisation mécanique et les méthodes de contrôle non destructif, le développement d'essais mécaniques, la mise au point de modèles numériques par éléments finis… L'objectif de cette collaboration et in fine du présent travail est d'être en mesure de fournir une méthodologie de modélisation numérique à l'attention des chercheurs du domaine et des ingénieurs de calculs opérant dans l'industrie qui souhaitent intégrer les biocomposites dans des applications structurelles.

Ces dernières décennies, les fibres végétales ont été progressivement utilisées comme renforts de composites destinés à des applications dans des secteurs comme l'automobile, le bâtiment, les sports et loisirs… Ces matériaux, initialement conçus pour des applications non structurelles, présentent des propriétés spécifiques (rapportées à leur densité) intéressantes qui amènent les chercheurs et les ingénieurs à étendre leur utilisation à des usages semi-structurels, voire structurels. Les fibres végétales telles que le lin, dont l'un des principaux pays producteurs au monde est la France, présentent des avantages conséquents par rapport aux renforts textiles plus traditionnels, généralement synthétiques, comme les fibres de verre. En effet, elles présentent un impact environnemental moindre, car elles constituent des ressources renouvelables et biodégradables ne nécessitant pas d'irrigation et requérant moins d'énergie

pour être produites. En outre, elles sont moins denses que les fibres synthétiques, permettant des économies de poids pouvant se révéler intéressantes en termes de coûts et de consommation énergétique. À titre d'exemple, dans le secteur automobile, les fibres de chanvre et de lin sont déjà utilisées dans la fabrication de composites présents dans l'habitacle des voitures sous la forme de panneaux d'intérieur de portières, de sol et de plafond, de tableau de bord… Le champ des débouchés pour ces matériaux pourra être élargi si leurs capacités de résistance à diverses sollicitations telles que des chocs et des impacts sont révélées, et si des outils de modélisation fiables et performants sont mis à la disposition des ingénieurs. De tels outils aideraient à intégrer les composites à fibres végétales dans des applications semi-structurelles ou structurelles en évitant les surcoûts d'un prototypage trop intensif. De tels matériaux et outils numériques sont susceptibles d'intéresser de nombreuses entreprises et notamment celles présentes en région Champagne-Ardenne, dont l'ambition est de devenir un acteur majeur de la valorisation des agro-ressources et des matériaux biosourcés et qui présente sur son territoire des acteurs structurants, en amont comme en aval, des filières agro-ressources et agro-matériaux : pôles de compétitivité Matéralia et Bioeconomy For Change (anciennement Industries & Agro-Ressources), coopérative agricole La Chanvrière de l'Aube, plateforme Fibres Recherche Développement… De même, des leaders de l'industrie du sport présents dans le bassin Annécien, qualifié de « Capitale Européenne des Sports Outdoor », devraient se montrer réceptifs à ces matériaux et outils de modélisation, telles les entreprises Salomon pour des applications dans le ski, Vega pour la fabrication d'avirons...

L'objectif du présent travail est double : d'une part, poursuivre la caractérisation expérimentale du comportement à l'impact de composites à fibres de lin, initiée lors de la thèse d'Amélie Cuynet et, d'autre part développer un modèle numérique permettant de simuler ce comportement au travers d'un dialogue essai-modèle. Une attention particulière a été donnée à l'étude des endommagements provoqués par un impact faible vitesse en étudiant et exploitant les similitudes entre cette sollicitation dynamique et son pendant en quasi-statique : l'indentation. Ce rapprochement a également facilité le développement du modèle numérique, par complexification progressive, et dont la validité a pu être établie en comparant les résultats issus des simulations avec les données recueillies expérimentalement.

Plan de la thèse

Le mémoire s'articule autour de 4 chapitres répartis en deux parties :

La première, constituée de deux chapitres, traite du volet expérimental de la thèse. Le chapitre 1 présente distinctement une revue bibliographique non exhaustive des différentes études déjà réalisées. Celles-ci concernent le comportement mécanique des matériaux composites à fibres végétales, plus particulièrement à fibres de lin. Ainsi, dans un premier temps, les propriétés des composites à fibres végétales sont abordées avant de consacrer une partie conséquente de l'état de l'art aux essais d'impact et d'indentation, qui occupent une place centrale dans cette thèse. La conclusion du chapitre synthétise l'état de l'art, dégage les verrous scientifiques et indique le positionnement de la thèse en lien avec le volet expérimental.

Le chapitre 2 expose le procédé d'élaboration des matériaux et les techniques expérimentales utilisées dans ces travaux, ainsi que les résultats expérimentaux de l'étude de l'indentation et de sa comparaison avec l'impact. Dans un premier temps, les constituants des composites (résine époxy et renfort tissé sergé à fibres de lin) sont présentés ainsi que le procédé d'infusion sous vide employé pour la fabrication des stratifiés. Dans un second temps sont décrits les différents moyens expérimentaux mis en œuvre pour caractériser les matériaux :

- essai d'impact sur tour de chute développée pour le projet BIOIMPACT 1 ;
- essai d'indentation au moyen d'un dispositif initialement conçu, développé et mis au point pour le développement d'essais hétérogènes sur des éprouvettes de titane ;
- technique de l'émission acoustique pour la caractérisation des mécanismes d'endommagement et de leur séquence d'apparition ;
- essais de compression après impact pour la détermination d'un paramètre de la modélisation numérique.

Enfin, les résultats expérimentaux de l'étude de l'indentation et de sa comparaison avec l'impact à faible vitesse sont présentés selon deux axes de caractérisation, celle du comportement mécanique du matériau et celle des endommagements. Les données charge-déplacement recueillies lors des essais sont exploitées afin de comparer l'impact et l'indentation et de réaliser une étude énergétique de ces deux types d'essais. Par la suite, une étude de l'endommagement est réalisée en commençant par la description visuelle des empreintes et fissures formées à la surface des échantillons testés avant de mener une analyse des signaux

d'émission acoustique qui permet de fournir une chronologie d'apparition des mécanismes d'endommagement.

La deuxième partie de la thèse, quant à elle, porte sur le volet modélisation et est également constituée de deux chapitres. Le chapitre 3 présente clairement une revue bibliographique non exhaustive des différentes études déjà réalisées concernant les modèles et critères d'endommagements existants applicables aux matériaux composites. L'évolution historique de la modélisation de l'impact est brièvement présentée avant de détailler les modèles développés pour les composites stratifiés à l'échelle mésoscopique. Parmi ceux-ci se trouvent les principaux critères de rupture et lois d'évolution de l'endommagement, ainsi que la méthode de la zone cohésive, permettant une modélisation de l'interface entre les plis du stratifié. Après la présentation de quelques études portant plus spécifiquement sur la modélisation des stratifiés à fibres de lin, le chapitre s'achève sur une présentation des problématiques multiples de modélisation et de simulation numérique des comportements ad'hoc et positionne la thèse par rapport à ces verrous.

Le chapitre 4 concerne la modélisation numérique du comportement mécanique à l'indentation et à l'impact des composites. Une brève introduction pose les bases de la démarche par complexification progressive suivie pour le développement du modèle. Une version préliminaire de celui-ci, ne concernant que le comportement élastique du matériau soumis à un essai d'indentation, est tout d'abord présentée avant de décrire la version finale prenant en compte les endommagements. La description de chacune de ces deux versions du modèle suit le même schéma : description des paramètres matériaux et des méthodes de détermination de leur valeur, présentation des autres conditions de la modélisation (paramètres géométriques, éléments et maillage, conditions aux limites…), présentation et discussion des résultats obtenus en les confrontant aux données expérimentales, puis validation du modèle, sur un matériau métallique modèle de référence (plaque en aluminium) pour la version préliminaire et sur l'essai d'impact pour la version finale. Le modèle constitutif retenu pour la prise en compte des endommagements est également détaillé dans le premier paragraphe portant sur le modèle final.

Le manuscrit de thèse s'achève sur une synthèse des principaux résultats expérimentaux et numériques obtenus et sur les perspectives ouvertes par ces avancées, en lien notamment avec la poursuite du projet BIOIMPACT.

1

État de l’art de l'expérimentation sur l'impact et l'indentation des composites

Sommaire

1.1 Introduction 27
1.2 Les composites à fibres végétales 28
1.2.1 Quelques généralités sur les matériaux composites 28
1.2.2 Les fibres végétales 30
1.2.3 La fibre de lin 37
1.2.4 Les renforts tissés 41
1.2.5 Propriétés et applications des composites à fibres végétales 44
1.3 Essais d’impact à faible vitesse et d’indentation quasi-statique sur les composites 46
1.3.1 Les essais d’impact à faible vitesse : généralités et types d’essais 47
1.3.2 Les essais d’impact sur tour de chute 49
1.3.3 Endommagements externes et internes 57
1.3.4 LVI sur des composites à fibres végétales 60
1.3.5 Les essais d’indentation quasi-statique : présentation et étendue des similitudes avec les essais d’impact 67
1.4 Conclusion 74

1.1 Introduction

Les composites sont des matériaux généralement constitués de deux types de composants différents : le renfort, à base de fibres textiles, et la matrice, à base de résine. Le premier, de résistance et de rigidité plus élevées, assure la tenue mécanique du matériau tandis que la seconde permet le maintien de la disposition géométrique du renfort et le transfert des efforts à celui-ci. L'utilisation des composites est en constante expansion, notamment grâce à leurs bonnes performances combinées à leur légèreté, ce qui en fait des alternatives intéressantes aux matériaux métalliques, par exemple.

Actuellement, les renforts sont le plus souvent constitués de fibres synthétiques, mais les renforts naturels, tout particulièrement à fibres végétales, sont de plus en plus employés dans diverses applications, souvent dans le but de valoriser une ressource locale ou de développer des matériaux et technologies à plus faible impact environnemental. Cependant, le champ des débouchés pour les biocomposites ne pourra s'étendre que si la masse de connaissances accumulées sur ces matériaux s'accroît, notamment dans le domaine du comportement mécanique. En particulier, les matériaux composites sont très sensibles aux impacts, rendant l'étude de leur comportement à cette sollicitation et des endommagements qui en découlent fondamentale.

L'étude bibliographique sera consacrée dans un premier temps aux matériaux composites à fibres végétales. Après quelques généralités sur les composites, l'analyse se focalisera sur les fibres végétales et plus précisément sur leur classification, microstructure, origine et utilisation dans les composites. L'accent sera ensuite mis sur la fibre de lin, composant du renfort fibreux de nos matériaux, notamment sur les principales étapes de culture et d'extraction ainsi que la composition chimique. Par la suite, les différentes manières de tisser des mèches de fibres seront présentées, suivi d'un comparatif à la fois de la géométrie et des propriétés de composites avec différentes armures 2D, dont le sergé 2x2, armure choisie dans ce travail de thèse.

Cette partie bibliographique sur le volet expérimental sera, dans un deuxième temps, dédiée aux essais d'impact à faible vitesse et d'indentation quasi-statique sur les composites. Après des généralités propres à l'impact à faible vitesse, les tests sur tour de chute seront analysés en détails, ainsi que les caractéristiques énergétiques qui sont calculées à partir de ces tests. Les principaux types d'endommagements suites à ce type d'impact, qu'ils soient externes ou internes, seront ensuite décrits, comme quelques techniques pour les quantifier. Une synthèse

de quelques résultats obtenus lors de tests d'impact sur des composites à fibres végétales clôturera le paragraphe propre à l'impact. Par la suite, les essais d'indentation quasi-statique seront abordés dans le but de se questionner sur leur utilité comme complément ou en remplacement des essais d'impact à faible vitesse. La synthèse des travaux comparant ces deux essais ainsi que le nombre très limité d'études sur composites exclusivement à fibres végétales nous conduira à positionner le volet expérimental des travaux de cette thèse.

1.2 Les composites à fibres végétales

1.2.1 Quelques généralités sur les matériaux composites

Dans leur acception la plus large, les matériaux composites sont des matériaux constitués d'au moins deux composants chimiquement et/ou physiquement différents, non miscibles et dont les propriétés se complètent. Le nouveau matériau ainsi obtenu est hétérogène, avec des composants qui demeurent séparés et distincts, et il possède des propriétés différentes de celles des composants seuls. Il existe de très nombreux composites, certains étant naturels comme le bois, d'autres étant fabriqués par l'Homme : torchis, béton (armé ou non), papier-mâché, contreplaqués… Dans un sens plus restreint, qui est celui adopté dans cette étude, un composite est un matériau polymère renforcé par des fibres textiles. Le premier constitue la matrice tandis que les secondes constituent le renfort (voir Figure 1.1 (a)). La matrice permet d'assurer la tenue chimique et la cohésion du matériau tout en donnant la forme souhaitée au produit final. Elle entoure et protège le renfort. Ce dernier, quant à lui, constitue l'ossature du composite et assure l'essentiel des propriétés mécaniques. Il prend généralement la forme de fibres, utilisées telles quelles ou plus souvent réunies sous forme de structure textile plus complexe (mèches, tissu, non-tissé…). Des additifs peuvent aussi être ajoutés pour améliorer certaines propriétés du composite. Comme le montre la Figure 1.1 (b), les deux principaux types de structures composites sont les sandwichs et les stratifiés. Les premiers sont constitués de deux revêtements (ou peaux) minces collés ou soudés à une âme plus légère (aussi appelée cœur), qu'ils prennent donc « en sandwich ». Les seconds résultent de la superposition de plusieurs couches (ou plis) de nappes unidirectionnelles (UD), de tissus ou de mats (non-tissés) avec des orientations propres à chaque pli. C'est cette dernière structure qui a été étudiée dans les présents travaux de thèse.

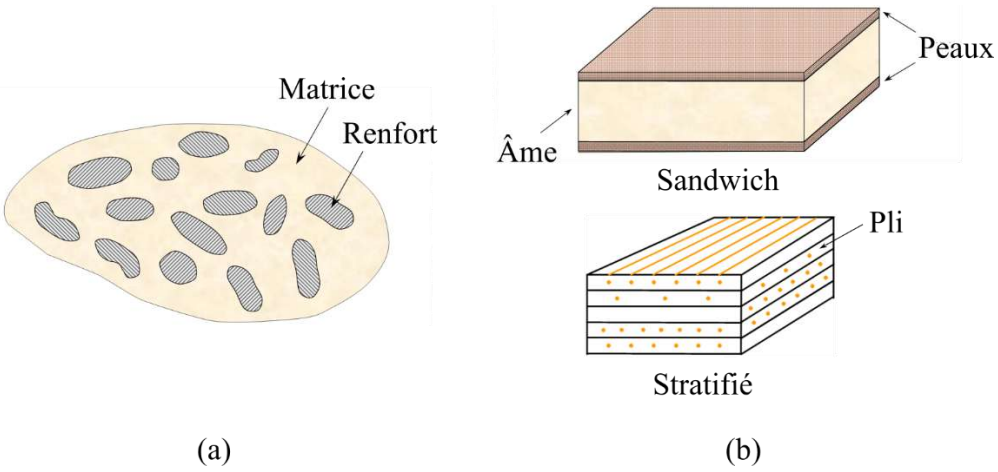


Figure 1.1 – (a) Représentation d'un matériau composite selon la définition retenue dans le présent manuscrit ; (b) structures sandwich et stratifiée [1]

Comme l'indique le kit de presse du JEC Observer de mars 2022 sur l'aperçu du marché des composites au niveau mondial, 2021-2026 [2], le marché mondial des composites en 2021 représente, en terme de production, une valeur estimée à plus de 100 milliards de dollars et un volume de plus de 12 millions de tonnes (Mt). La Figure 1.2, tirée du kit de presse susmentionné [2], présente l'état du marché mondial des composites par région avec des données prévisionnelles jusqu'en 2026. Celle-ci montre que malgré la crise de la covid, qui a provoqué une baisse de la production en 2020, le marché est en croissance partout dans le monde, surtout en Chine et en Asie émergente. En Europe comme en Amérique du Nord, c'est principalement le secteur des transports qui alimente la croissance, notamment avec le développement des véhicules électriques et à hydrogène, plus gourmands en composites que les véhicules classiques. Bien que la Chine et l'Amérique du Nord représentent les plus grands marchés mondiaux en termes de volume et de valeur ajoutée, l'Europe se place en troisième position avec une production de 2,3 millions de tonnes de composites en 2021, soit 19% de la production mondiale en volume (et 21% en valeur ajoutée). Les applications des matériaux composites se répartissent dans plus de 15 secteurs différents dont les principaux en volume sont (chiffres 2021) : la construction (3,3 Mt), les transports (2,8 Mt), l'énergie éolienne (2,0 Mt), l'énergie (1,6 Mt) et les biens de consommation (1,0 Mt).

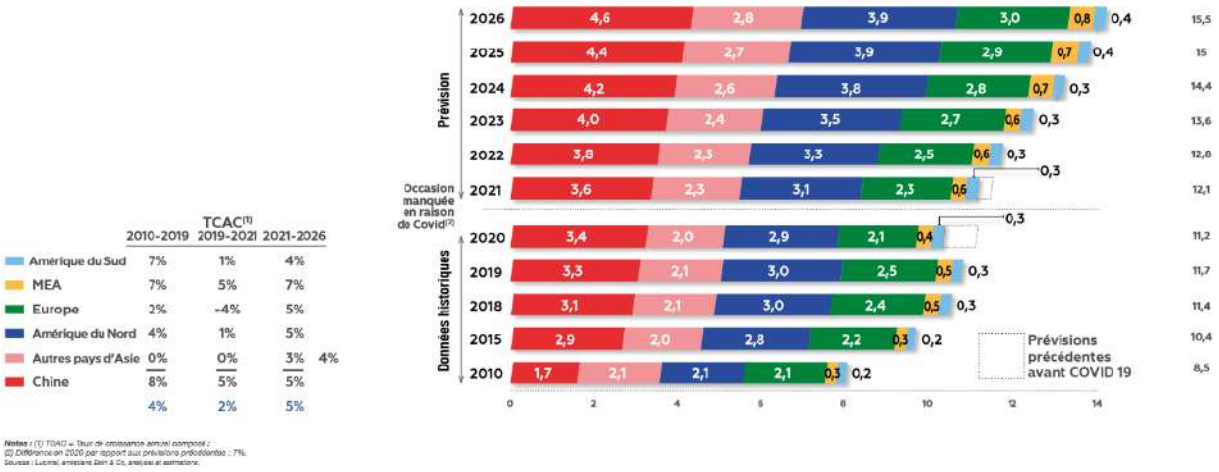


Figure 1.2 – Marché mondial des composites par région (Mt) avec données prévisionnelles annuelles jusqu'en 2026 [2]

Les principaux types de polymères utilisés comme matrice sont des thermodurcissables comme les polyesters insaturés, les résines vinylesters ou les polyépoxydes (résines époxy) [3]. En 2015, les thermodurcissables représentaient environ les deux tiers des recettes du marché [4]. L'usage des thermoplastiques est beaucoup moins développé, car si leur mise en œuvre est plus simple, leur thermosensibilité (ils fondent à des températures relativement basses) pénalise leur incorporation dans des applications hautes performances. Quant aux fibres, les plus utilisées comme renforts de composites sont les fibres de verre, de carbone et les aramides (polyamides aromatiques) comme le Kevlar. Cependant, d'autres fibres peuvent être utilisées, telles les fibres naturelles.

1.2.2 Les fibres végétales

1.2.2.1 Classification, microstructure et répartition de la production mondiale

La Figure 1.3 présente une classification des fibres textiles, qui peuvent soit se trouver directement dans la nature (coton, laine, lin, soie…), soit être obtenues par transformations physico-chimiques de diverses matières premières (nylon, polyester, carbone, verre…) [5]. Les premières, appelées fibres naturelles, sont généralement classées en trois catégories selon leur provenance :

- les fibres végétales (cellulosiques) issues de plantes, comme le coton ou le lin,
- les fibres animales (protéiniques) issues d'animaux, comme la laine ou la soie,
- les fibres minérales issues de roches, comme l'amiante.

Les fibres végétales sont encore subdivisées en différents groupes suivant la partie de la plante dont elles sont extraites : les fibres libériennes issues des tiges, comme le lin ou le chanvre ; les fibres de feuille, comme le sisal et l'abaca ; les fibres de graines et enveloppes de fruits, comme le coton et la fibre de coco, etc.

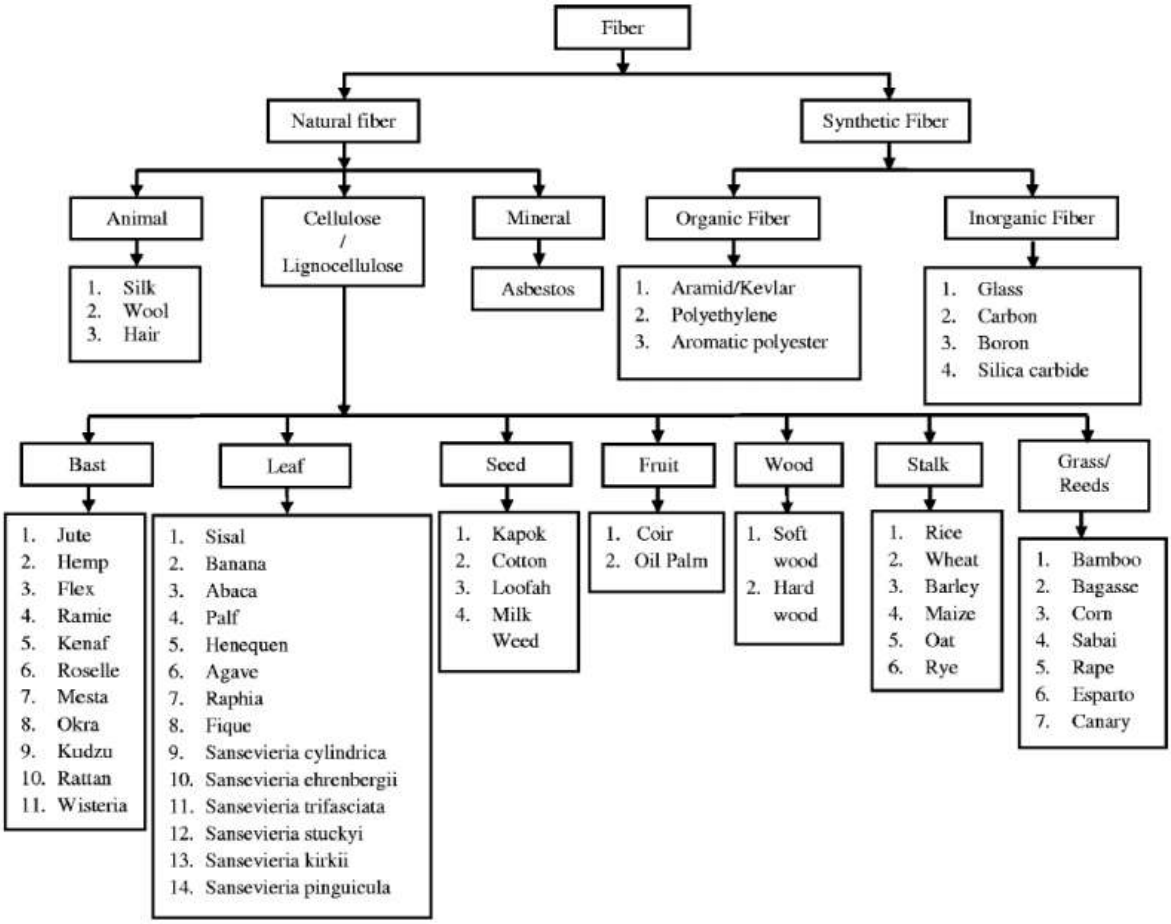


Figure 1.3 – Classification des fibres textiles [5]

La Figure 1.4 (a) présente le schéma typique de la microstructure d'une fibre végétale [6]. Celle-ci est constituée de deux parois qui entourent une cavité centrale, le lumen. Chaque paroi consiste en des microfibrilles de cellulose cristallines situées au sein d'une région amorphe principalement constituée de lignine et d'hémicellulose. Comme le montre la Figure 1.4 (b), la cellulose, principale molécule constitutive des fibres végétales, est un polymère naturel constitué d'un motif d'atomes de carbone (C), d'oxygène (O) et d'hydrogène (H) qui se répète un grand nombre n de fois pour former de longues chaînes moléculaires liées entre elles par des liaisons hydrogène [7]. Alors que dans la paroi externe (paroi primaire), la proportion de cellulose est limitée (25-40 %) et les microfibrilles qui en sont constituées sont arrangées de façon désordonnée, dans la paroi interne (paroi secondaire), elle-même divisée en trois couches

S1, S2 et S3, la proportion de cellulose est nettement supérieure et les microfibrilles, parallèles entre elles, s'enroulent hélicoïdalement autour de l'axe central de la fibre [8]. Ces disparités de composition chimique et de structure entre les parois entraînent des différences dans leurs propriétés mécaniques. La paroi primaire est ainsi très élastique tandis que la paroi secondaire, tout particulièrement la couche S2, qui est la plus épaisse, a le plus d'influence sur le comportement mécanique de la fibre. Dans cette couche, la mesure de l'angle microfibrillaire, qui est l'angle entre la direction des microfibrilles et l'axe longitudinal de la fibre, permet d'apporter une première estimation des propriétés mécaniques de la fibre. Plus l'angle est petit, plus l'orientation des fibrilles de cellulose est proche de l'axe de la fibre et plus celle-ci est rigide et résistante [9], [10] ; plus l'angle est élevé, plus l'allongement à la rupture est élevé [10].

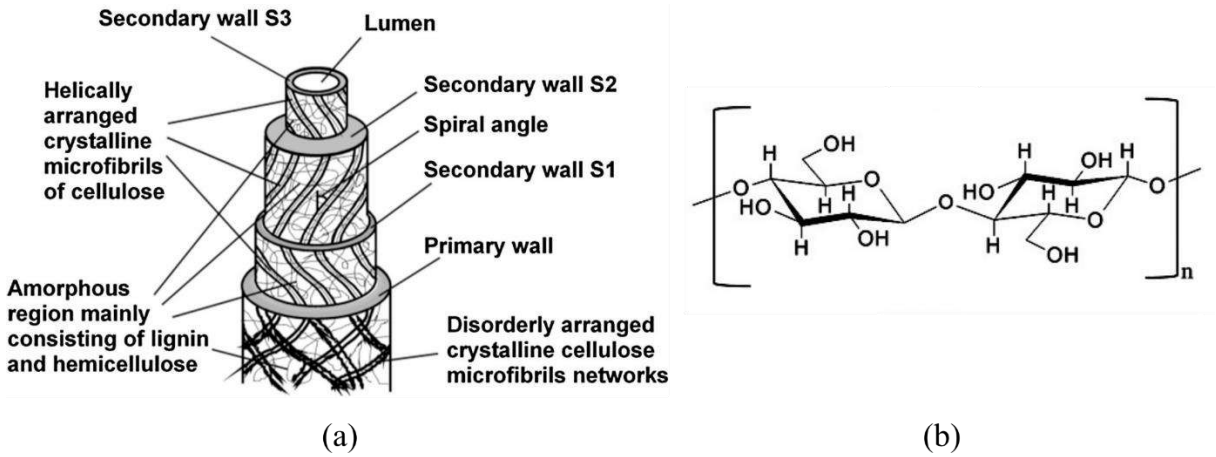
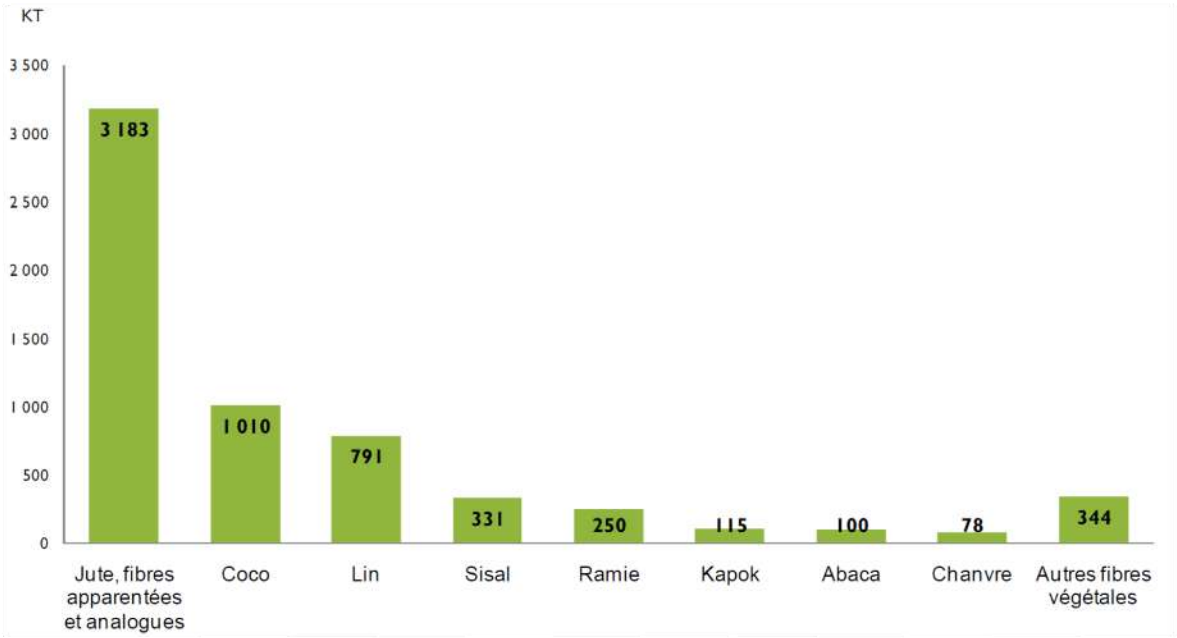


Figure 1.4 – (a) Représentation classique de la microstructure d'une fibre végétale libérienne élémentaire [6] ; (b) molécule de cellulose [7]

Les fibres végétales sont produites un peu partout dans le monde à hauteur de 6200 kilotonnes (kt) par an environ, hors coton et bois. Le diagramme de la Figure 1.5 (a) présente la répartition de cette production mondiale entre les différents types de fibres végétales pour la période 2001-2008 [11]. La culture du jute fournit environ la moitié du gisement mondial, suivie par le coco et le lin qui en représentent respectivement 16% et 13%. Comme le montre la Figure 1.5 (b), la production se répartit en 4 zones géographiques principales : l'Asie du sud, l'Europe, l'Amérique du sud et l'Afrique de l'est [11]. Dans l'Union Européenne, se sont principalement le lin et le chanvre qui sont cultivés.

(a)



(b)

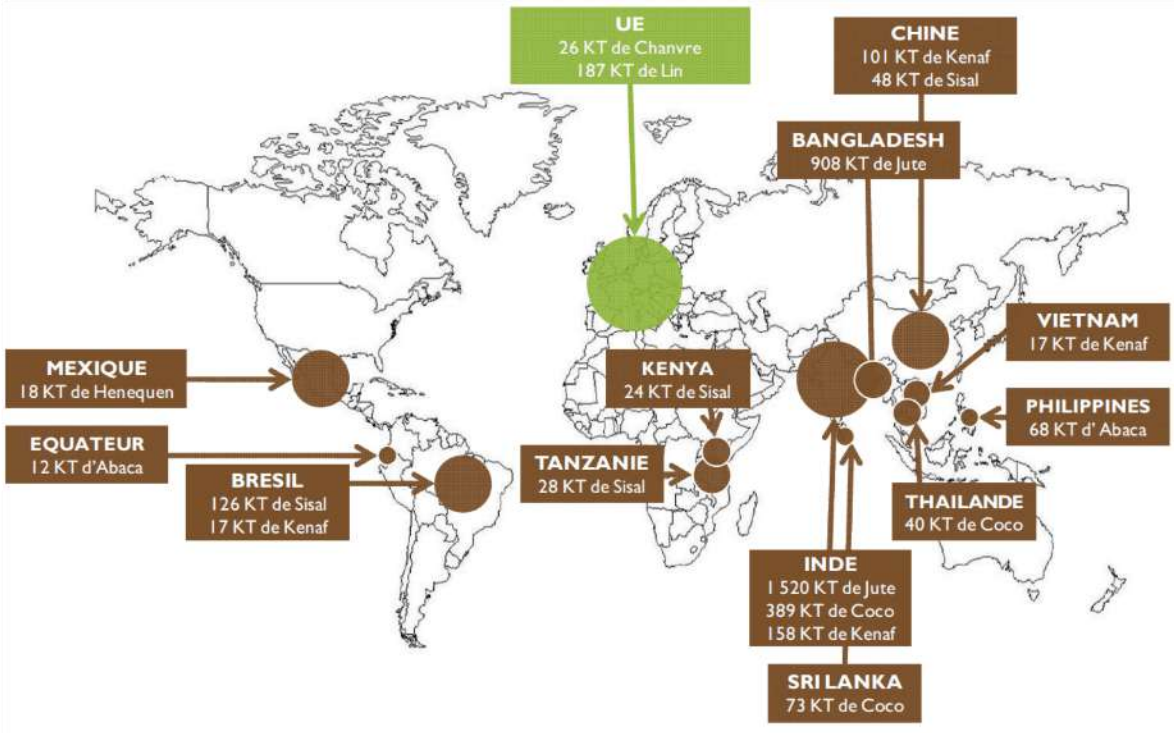


Figure 1.5 – Répartition de la production mondiale de fibres végétales (hors coton et bois), 2001-2008 : (a) selon le type de fibre (kt), (b) selon la zone géographique (kt) [11]

1.2.2.2 Utilisation dans les composites : avantages, inconvénients et propriétés mécaniques

Longtemps utilisées principalement dans la filière textile et la papeterie, les fibres végétales, seules ou combinées avec des fibres synthétiques, sont désormais intégrées dans des composites dont les débouchés couvrent de nombreux domaines, tels les transports, le bâtiment, le sport, l'aéronautique, le milieu médical [12], [13]. Dans le bâtiment, de nombreuses études se sont portées sur le remplacement des fibres d'amiante, cancérigènes, par des fibres végétales, tandis que la substitution de fibres synthétiques et des fibres de verre par des fibres naturelles constitue un autre enjeu dans plusieurs domaines [14], [15]. Ainsi, des composites à renfort végétal sont déjà utilisés dans les transports (panneaux de porte, garnitures de toit, planchers de camions, tableaux de bord…), la construction (profilés de porte et de fenêtre, panneaux de façade, clôtures, lames de terrasse…), le mobilier ou les équipements sportifs (cadre de vélo, planches de surf, skis, raquettes de tennis…) [8], [16]. Bien que l'utilisation des fibres naturelles comme renfort de composites ait augmenté ces dernières décennies, elles sont encore principalement réservées à des applications non- et semi-structurelles. Des études récentes se penchent toutefois sur le développement de biocomposites à hautes performances pour des applications structurelles [17]–[19].

Comparées aux fibres synthétiques, les fibres végétales présentent en effet un certain nombre d'avantages et d'inconvénients [20]–[25], dont les principaux sont listés dans le Tableau 1.1. Renouvelables et biodégradables, l'impact de ces fibres est moindre sur l'environnement ainsi que sur la santé, permettant notamment une manipulation plus sûre lors du processus de fabrication des composites (en particulier, pas d'irritation cutanée). Les quantités de CO_2 que ces fibres absorbent lors de la croissance de la plante et émettent lors de leur biodégradation ou de leur incinération sont théoriquement les mêmes, impliquant une neutralité en termes d'émission CO_2. Les fibres végétales sont également moins onéreuses à produire. Elles présentent une bonne isolation acoustique et un bon amortissement des vibrations. De plus, leurs propriétés mécaniques spécifiques, qui correspondent au rapport entre la propriété du matériau et sa masse volumique, sont assez élevées en raison de la faible masse volumique de ces fibres.

Cependant, malgré leurs nombreux avantages, les fibres végétales présentent aussi un certain nombre d'inconvénients. Ainsi, elles sont sensibles aux températures élevées, ce qui limite leur température de mise en forme et donc le type de matrice avec lesquelles on peut les

utiliser. Par exemple, la limite pour le lin est de 170-200°C selon certaines études [26], [27]. De plus, les fibres végétales sont hydrophiles et peuvent absorber de grandes quantités d'eau, aboutissant au gonflement des parois cellulaires et à de potentielles moisissures [28], [29]. L'organisation des filières de production et de transformation des fibres végétales peut s'avérer complexe, car elle fait intervenir à la fois les mondes agricole et industriel et car la nature annuelle de la plupart des cultures impose la gestion d'un stock [8]. Enfin, les propriétés des fibres végétales, comme la rigidité et la résistance mécanique, présentent une dispersion importante. Cela est dû à de nombreux facteurs qui tiennent à l'origine naturelle de ces fibres : variété de la plante, densité de la plantation, qualité de la terre, climat, exposition au soleil, apport en eau durant la croissance, fertilisation, période de récolte… [28], [30]. Cela affecte les propriétés finales des composites qui peuvent varier d'un échantillon à l'autre avec un manque d'homogénéité.

Avantages	**Inconvénients**
Ressource renouvelable	Thermosensibilité
Biodégradabilité	Hydrophilie (gonflement et moisissures)
Quasi-neutralité pour l'émission de CO_2	Organisation complexe de la filière
Image d'un produit plus naturel	Variations possibles de qualité et des coûts
Production des fibres peu gourmande en énergie (photosynthèse)	Influence du cycle de transformation sur les propriétés des fibres (deux paramètres principaux : température et temps d'exposition)
Réduction des impacts sur l'environnement	Évolution possible de la perméabilité des renforts lors de la phase d'imprégnation
Propriétés mécaniques spécifiques importantes	Renfort discontinu
Manipulation sûre des fibres	
Faible abrasivité pour les outillages	
Pas de résidus après incinération	

Tableau 1.1 – Principaux avantages et inconvénients des fibres végétales

La balance des avantages et inconvénients des fibres végétales rend leur utilisation très intéressante dans certaines applications, notamment en remplacement d'autres fibres plus coûteuses ou moins écologiques. Le Tableau 1.2 présente les propriétés mécaniques des fibres végétales les plus courantes comparées à celles des fibres de verre [31], [32]. On constate que

les fibres libériennes présentent des propriétés globalement meilleures que celles des autres types de fibres cellulosiques. Ainsi, le module de Young des premières est compris entre 15 et 128 GPa tandis que celui des deuxièmes est situé entre 4 et 17,85 GPa. Parmi toutes ces fibres, le lin présente des propriétés particulièrement élevées qui le rendent capable de rivaliser avec le verre, tout particulièrement si l'on prend en compte la différence de densité entre les deux fibres en comparant les propriétés spécifiques.

Fibre	**Densité**	**Résistance mécanique**		**Module de Young**		**Allonge-**	**Réf.**
		---	**spécifique**	**---**	**spécifique**	**ment**	
	(g/cm^3)	**(MPa)**	**(MPa.g/cm^3)**	**(GPa)**	**(GPa.g/cm^3)**	**(%)**	
Fibres libériennes							
Chanvre	1,07–1,48	389–690	363,6–466,2	35–70	32,7–47,3	1,6	[33]–[37]
Jute	1,5–1,6	393–773	364,3	26,5	17,7–16,6	1,16–1,5	[33], [34]
Kenaf	1,2–1,4	223–930	185,8–664,3	15–53	12,5–37,9	1,5–3,5	[35], [38], [39]
Lin	1,4–1,5	343–2000	237–1379	27,6–103	19–71	1,2–3,3	[40]
Ramie	1,0–1,5	400–1000	320–800	24,5–128	20–102	1,4–4,0	[40]
Autres types de fibres végétales							
Bambou	0,6–1,1	140–230	165–271	11–17	13–20	-	[38]
Banane	0,75–0,95	600	631,6–800	17,85	23,8–18,8	-	[41]
Coco	1,2	593	494,1	4,0–6,0	3,3–5	-	[34]
Coton	1,5–1,6	287–597	185–385	5,5–12,6	3,5–8,1	7–8	[35]
Verre (E-glass)	2,55	3400	1333,3	73	28,6	2,5	[34]

Tableau 1.2 – Principales propriétés mécaniques des fibres végétales les plus courantes

1.2.3 La fibre de lin

1.2.3.1 Présentation de la plante et principales étapes de sa culture et de l'extraction de ses fibres

Le lin (*Linum usitatissimum L.*) est une plante cultivée depuis plusieurs milliers d'années pour ses fibres et ses graines (voir Figure 1.6). Les restes les plus anciens d'un tissu en fibres de lin datent d'il y a environ 8500 ans et a été découvert en Israël. Il y a 5000-6000 ans, dans la Suisse actuelle, certaines populations fabriquaient des vêtements avec du lin. Cette plante était également cultivée en Egypte où les tissus qu'elle servait à produire étaient utilisés dans l'habillement, le linge de maison, les voiles de bateaux et les bandelettes des momies [42]. Aujourd'hui, le lin, qui se développe en climat tempéré et humide, est principalement cultivé en Europe de l'Ouest, sur une bande côtière qui s'étend de la Normandie aux Pays-Bas. Ainsi, 80% de la production mondiale de lin teillé[1] est originaire d'Europe. La France en est le leader mondial, avec une production de 135 kt de fibres longues en 2018. La France constitue également le premier exportateur mondial de lin non filé avec 263 kt exportées [43].



(a) (b) (c)

Figure 1.6 – Lin : (a) champ en fleur, (b) fibres en filasse, (c) graines

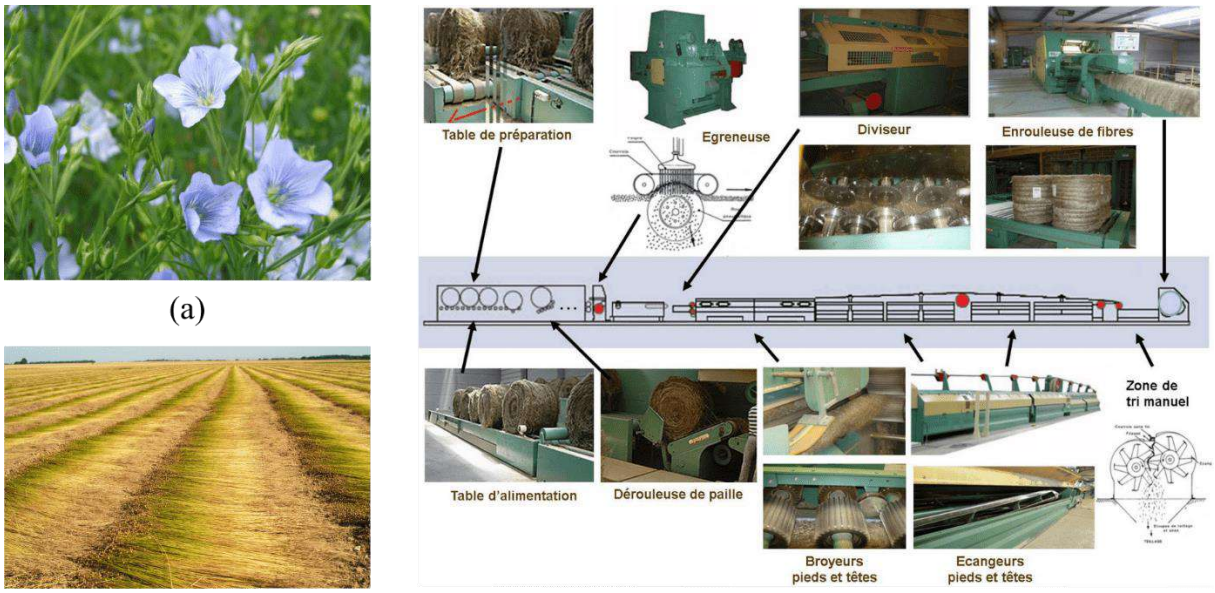
Le lin est une plante annuelle herbacée, de la famille des Linacées, à croissance rapide et dont la tige peut atteindre 0,8 à 1,2 mètres de hauteur avec un diamètre d'un à deux millimètres. Six à sept ans doivent séparer deux cultures de lin pour éviter de fatiguer la terre. Les principales étapes de la culture du lin sont les suivantes, dont certaines sont présentées dans la Figure 1.7 :

- L'**ensemencement** du champ a lieu fin mars - début avril. Afin d'obtenir des tiges droites et peu ramifiées, ce qui améliore la finesse des faisceaux de fibres, les semis

[1] Fibres longues obtenues après taillage du lin et destinées à être filées, voir p 12 et 13

sont denses, avec environ 2000 graines ensemencées au mètre carré. La plante croît ensuite au rythme d'environ 1 cm/jour pendant 2 mois et demi. La culture du lin présente l'avantage de ne pas nécessiter d'apport en eau supplémentaire et de nécessiter environ 10 fois moins d'engrais et de produits phytosanitaires que les autres cultures.

- La **floraison** se produit en juin. Les fleurs de lin, dont certaines sont visibles dans la Figure 1.7 (a), peuvent être de couleur bleue, violette ou blanche. Elles sont éphémères et ne vivent pas plus de quelques heures. Les champs peuvent tout de même rester en fleurs quelques jours.
- L'**arrachage** est effectué vers la fin du mois de juin, lorsque le lin est mûr, soit approximativement 5 semaines après la floraison. La plante est alors arrachée plutôt que coupée afin de conserver la longueur des fibres, puis elle est égrainée. Les tiges sont ensuite posées en andains (nappes d'une largeur d'environ 1 m) sur le champ pour la prochaine étape.
- Le **rouissage**, présenté dans la Figure 1.7 (b), se déroule sur 3 à 7 semaines en juillet-août. Ce procédé consiste à décomposer de façon naturelle les pectines liant les fibres aux parties ligneuses de la tige, étape importante initiant la séparation des fibres du reste de la plante. Ce processus se déroule sous l'action combinée du climat (rosée, pluie, vent, soleil) et de micro-organismes, champignons et bactéries. Il constitue une étape très importante dans la préparation du lin, car il a une grande influence sur la qualité finale du produit. Notamment, il ne doit pas durer trop longtemps pour ne pas dégrader la cellulose. Afin que toutes les tiges subissent une exposition au sol mais aussi au soleil et aux intempéries, les andains sont régulièrement retournés.
- Le **roulage**, ou pressage, a lieu en août et septembre. Les pailles sont conditionnées en boule d'environ 220 kg et de 125 cm de diamètre avant d'être transportées dans une usine de teillage.



(a) (b) (c)

Figure 1.7 – Quelques étapes de la culture du lin et de l'extraction des fibres : (a) la floraison, (b) le rouissage, (c) le teillage

Une fois ces étapes réalisées, l'extraction des fibres peut commencer. Après stockage pendant quelques jours, la paille est étalée en nappe la plus régulière possible pour l'opération de **teillage**. La Figure 1.7 (c) présente une vue d'ensemble du déroulement de ce processus. La première grande étape est celle du **broyage**. Pendant celle-ci, les tiges sont d'abord parallélisées, puis la nappe est étirée pour en réduire l'épaisseur et les pailles sont ensuite broyées par des cylindres cannelés à dentures de plus en plus fines. S'ensuit la deuxième grande étape du **battage** qui consiste à nettoyer les fibres en tambours, les tiges étant frottées à une vitesse d'environ 200 tours/min. En bout de chaîne, des opérateurs trient le lin sortant pour l'homogénéiser avant qu'il ne soit conditionné en balles ou rouleaux. Tout au long du teillage, les anas, ou petits copeaux de bois, et les étoupes, ou fibres courtes, sont récupérés par un système d'aspiration disposé sous la tailleuse. Ces éléments passent alors dans un secoueur afin d'être séparés (les anas d'un côté, les étoupes de l'autre). Finalement on obtient 5 produits issus du teillage :

- les **graines de lin**, qui serviront par exemple à faire de l'huile utilisée dans l'alimentation humaine et animale ;
- les **anas**, qui représentent environ 50% de la plante et qui sont utilisés dans diverses applications : panneaux en agglomérat pour la menuiserie, combustible, litières animales, couvre-sol pour l'horticulture, isolation…

- les **étoupes** (fibres courtes de 10 à 30 cm de long), utilisées en papèterie, en corderie, dans le textile (tissus grossiers) et dans de nouvelles applications tels du rembourrage de siège, des renforts de composite, des non-tissés utilisés dans le bâtiment, etc.
- le **lin teillé** (fibres longues de 60 à 90 cm de long), aussi appelé filasse où long brin, qui représente environ 20 à 25% de la plante et qui est utilisé comme toile de lin dans l'habillement, l'ameublement et le linge de maison. Un hectare de lin permet de produire entre 1200 et 1400 kg de lin teillé. Dans la suite, nous ne nous intéresserons qu'à ces fibres longues.
- les **poussières** qui serviront d'amendement organique (produit stable, sec, à haute valeur agronomique, riche en humus, issu du compostage des déchets organiques et utilisé en épandage pour améliorer les propriétés des sols).

D'autres étapes peuvent encore suivre le teillage, notamment dans la préparation de la filasse. Il s'agit du **cardage** et du **peignage**, qui permettent de démêler, paralléliser, calibrer et étirer les fibres sous forme de rubans doux et lustrés prêts à être filés.

1.2.3.2 Composition chimique du lin

Le Tableau 1.3, extrait et adapté d'une méta-analyse de Yan et al. [44], présente la composition chimique des fibres de lin telle que fournie par plusieurs auteurs. Si les ordres de grandeur des pourcentages de chaque composant chimique restent les mêmes d'une étude à l'autre, on observe tout de même des différences non négligeables dues à la variabilité des fibres de lin, déjà évoquée dans le paragraphe 1.2.2. Comme précisé dans ce même paragraphe, la cellulose est ce qui procure à la fibre une rigidité et un module d'élasticité élevés. Elle est la principale molécule constitutive des fibres de lin (62 à 75 %). L'hémicellulose, quant à elle, est un regroupement de polysaccharides hydrophiles en partie responsables de la prise d'eau de la fibre et dans laquelle elle est présente à hauteur d'environ 11 à 21 %. Les pectines et les lignines, présentent en quantité nettement moindre, généralement aux alentours de 2 %, agissent principalement en tant que liants entre les autres composants. Les premières sont constituées de polysaccharides amorphes formant une matrice pour les microfibrilles de cellulose et les hémicelluloses. Elles favorisent la présence d'eau et apportent une plus grande plasticité aux parois des fibres. Les secondes sont des polymères hydrophobes dont les propriétés mécaniques varient en fonction de la température et du taux d'humidité. Quant aux substances cireuses, elles affectent la mouillabilité et les propriétés d'adhésion de la fibre. Les trois derniers constituants évoqués rendent l'extraction des fibres plus difficiles et peuvent affecter

négativement les propriétés des fibres, leurs taux doivent donc être maintenus à une valeur faible. Enfin, l'eau absorbée par la fibre et représentant environ 8 à 12 % de sa masse, crée un gonflement de l'espace inter-fibrillaire, provoquant une perte de rigidité et une augmentation de l'allongement à la rupture.

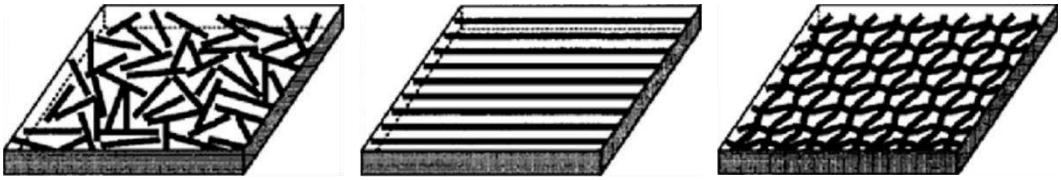
Cellulose (%)	**Hémicellulose (%)**	**Pectines (%)**	**Lignine (%)**	**Cires (%)**	**Taux d'humidité (% en masse)**
64,1	16,7	1,8	2,0	1,5	10,0
67	11	-	2,0	-	-
73,8	13,7	-	2,9	-	7,9
65	-	-	2,5	-	-
62 – 72	18,6 – 20,6	2,3	2 – 5	1,5 – 1,7	8 – 12
71 – 75	18,6 – 20,6	2,2	2,2	1,7	10,0

Tableau 1.3 – Composition chimique des fibres de lin selon différents auteurs [44]

1.2.4 Les renforts tissés

1.2.4.1 Les principaux types de renfort

Comme le montre la Figure 1.8 [45], les fibres textiles peuvent être disposées de différentes manières au sein d'un composite. Elles peuvent par exemple être utilisées directement, sous forme discontinue, et orientées aléatoirement dans le matériau, comme présenté dans la Figure 1.8 (a). Il en résulte des propriétés mécaniques moyennes empêchant l'utilisation de tels composites dans des applications structurales. Pour de meilleures performances, les fibres sont donc le plus souvent utilisées en tant que renforts unidirectionnels (UD) ou tissés, représentés respectivement dans les schémas (b) et (c) de la Figure 1.8. Dans le premier cas, les fibres sont assemblées en fils ou en mèches disposés parallèlement les uns aux autres dans une même direction. Dans le second, des fils ou mèches sont disposés selon deux directions perpendiculaires et entrelacés. Ces deux directions sont désignées par les termes « chaîne » (dans le sens de la longueur du tissu) et « trame » (dans le sens de la largeur du tissu).



(a) (b) (c)

Figure 1.8 – Différents types d'architecture de renforts : (a) fibres discontinues, (b) renfort unidirectionnel et (c) renfort tissé [45]

1.2.4.2 Fabrication des mèches

Pour former des mèches, les fibres sont regroupées sous la forme d'un ruban qui peut être torsadé ou non. Dans le premier cas, la torsion assure la cohésion des fibres au sein de la mèche et lui donne de la résistance grâce au frottement entre les fibres, dû à leur orientation hélicoïdale. L'angle de torsion des fibres varie en fonction de leur emplacement dans le fil : il est de 0° au centre du fil et sa valeur augmente en s'approchant de la périphérie. Les études s'intéressant à ce paramètre considèrent donc l'angle de torsion moyen θ_{moy}, comme celle de Scida et al. [46] montrant que la modification de θ_{moy} influe sur les coefficients élastiques des composites renforcés avec des fibres de lin, et de façon significative sur E_x et υ_{xy}.

A part la torsion, d'autres techniques peuvent être employées pour former des fils comme celle de l'enroulage, qui consiste à enrouler un filament fin auto-torsadé autour de fibres discontinues alignées avec l'axe du fil [47]. Des mèches non torsadées peuvent aussi être utilisées pour produire des renforts tissés. Les composites incorporant ce type de renfort présentent des propriétés mécaniques largement supérieures à celles des composites renforcés avec des fils torsadés. Dans ce type de mèche, les fibres sont légèrement enchevêtrées et presque alignées le long de l'axe de la mèche. Afin d'assurer la cohésion des fibres, différents moyens peuvent être employés, comme des liants naturels [24] ou l'emploi d'un filament en polyester enroulé hélicoïdalement autour des fibres [48].

1.2.4.3 Les différentes architectures tissées ou armures

Lors du tissage, les mèches de chaîne sont disposées le long du métier à tisser tandis que la ou les mèche(s) de trame traverse(nt) le métier dans sa largeur. Avant une traversée, chaque mèche de chaîne est soit baissée, soit soulevée afin de laisser passer la trame. Les différentes manières d'entrelacer ainsi les mèches de trame et de chaîne pour former un tissu permettent de générer des structures tissées différentes désignées par le terme d'armure. La Figure 1.9

présente les 3 principaux types d'armures pour les tissus 2D : la toile ou taffetas, le sergé et le satin [49]. L'armure toile, présentée dans la Figure 1.9 (a), est la plus simple de toutes : chaque mèche de chaîne passe successivement au-dessus et en-dessous d'une trame et vice versa. Les sergés, quant à eux, se distinguent par des diagonales formées par l'entrelacement des mèches. Celui-ci se décale d'une mèche de chaîne à l'autre et d'une mèche de trame à l'autre. Il existe plusieurs types de sergé selon le nombre de mèches contenues dans la largeur des diagonales et le décalage dans les entrelacements. La Figure 1.9 (b) présente un sergé 2/2 où les diagonales sont constituées d'une mèche de trame passant au-dessus de deux mèches de chaîne. Enfin, les satins présentent des motifs plus complexes caractérisés par de longues portions flottantes de mèches (c'est-à-dire qui ne s'entrelacent pas avec d'autres mèches). Ainsi, chaque mèche de chaîne de la Figure 1.9 (c) « flotte » au-dessus de 7 mèches de trame. Ces différentes configurations affectent les propriétés du tissu. Ainsi, la rigidité en cisaillement d'un satin est moindre devant celle d'une toile ou d'un sergé [49].



Figure 1.9 – Les 3 principaux types d'armures 2D : (a) la toile, ou taffetas ; (b) le sergé (ici, un sergé 2/2) ; (c) le satin (ici, un satin de 7) [49]

1.2.4.4 Comparaison entre renforts tissés et unidirectionnels

Les UD, comme les tissus, peuvent être utilisés comme renforts de composites pour des applications structurelles ou semi-structurelles. Cependant, le choix de l'un ou de l'autre type de renfort a un impact sur les propriétés finales du composite. En effet, alors que les UD présentent des propriétés mécaniques très élevées dans la direction des fibres et très faibles dans la direction transverse, les tissés présentent des propriétés plus « équilibrées » entre les deux directions. Ainsi, un composite lin/époxy, avec un renfort UD et un taux volumique de fibres de 40%, a un module de Young de 26 GPa dans la direction des fibres et de seulement 4 GPa dans la direction transverse. Sa contrainte maximale, quant à elle, passe de 190 MPa à 10 MPa

entre les deux directions [50]. En effet, en cas de chargement dans la direction transverse, les fibres n'étant pas maintenues entre elles, seule la matrice résiste à la sollicitation. Les tissés présentent donc l'avantage de renforcer deux directions (généralement orthogonales), même si les propriétés n'atteignent pas celle des UD dans la direction des fibres. Ainsi, Liu et Hughes [51], qui ont mesuré les propriétés mécaniques d'un composite à renfort tissé à armure toile lin/époxy avec une fraction volumique de fibres de 30%, ont montré que le module de Young du composite est de l'ordre de 6 GPa dans le sens chaîne et de 8 GPa dans le sens trame. La contrainte à la rupture, quant à elle, présente des valeurs d'environ 64 MPa et 109 MPa dans chacune de ces deux directions. Les différences observées entre les directions chaîne et trame sont dues à un nombre de mèches par unité de longueur différent (32 dans le sens chaîne et 37 dans le sens trame). Dans le cas d'un tissu dit équilibré, c'est-à-dire avec des mèches de chaîne et de trame identiques et dont le nombre par unité de longueur est également identique, les propriétés sont sensiblement les mêmes.

1.2.5 Propriétés et applications des composites à fibres végétales

1.2.5.1 Propriétés mécaniques

Alors que les propriétés des fibres végétales seules présentent une variabilité assez importante, il n'en est pas de même pour les composites utilisant ces fibres comme renfort [52]. Ainsi, les composites tissés à renfort naturel présentent une dispersion du module de Young comparable à celle des composites renforcés par des fibres de verre [53].

Le Tableau 1.4 présente les coefficients élastiques dans le plan, trouvés dans la littérature, de différent composites lin/époxy [54]. Les propriétés d'un composite verre/époxy sont également données à titre de comparaison. Comme expliqué précédemment, l'architecture UD procure un module de Young élevé (semblable à l'UD de verre) dans le sens des fibres et un module faible dans la direction transverse, tandis que les tissés présentent des modules plus « équilibrés » entre les deux directions. Dans le cas du sergé 2/2, les valeurs des modules, certes presque 2 fois moindres que celle du module E_x de l'UD, sont néanmoins assez importantes et, surtout, identiques dans les deux directions chaîne et trame en raison du caractère équilibré du tissu.

Matériau	Architecture	v_f (%)	E_x (GPa)	E_y (GPa)	G_{xy} (GPa)	v_{xy}	Méthode	Réf.
Lin/époxy	UD	44	22,8 ± 1,0	4,52 ± 0,18	1,96 ± 0,17	0,43 ± 0,02	Exp.	[55]
	Sergé 2/2	40	13,81	13,81	1,58	0,144	Modèle	[46]
	Taffetas	30	8,01 ± 0,21	5,95 ± 0,09	-	-	Exp.	[51]
Verre/époxy	UD	44	23,46	6,35	2,61	-	Exp.	[56]

Tableau 1.4 – Coefficients élastiques dans le plan de différents types de composites lin/époxy (v_f : fraction volumique de fibres ; E_x : module d'élasticité longitudinal ; E_y : module d'élasticité transversal ; G_{xy} : module de cisaillement ; v_{xy} : coefficient de Poisson)

1.2.5.2 Domaines d'application

Les fibres végétales sont tout particulièrement utilisées comme remplacement des fibres de verre dans certaines applications. Ainsi, dans l'industrie automobile, l'utilisation de renforts en fibres naturelles permet de réduire le coût et la masse d'environ 20 % et 30 % respectivement [57]. Cependant, malgré l'intérêt croissant que portent diverses industries aux composites à fibres végétales, leur utilisation reste principalement limitée à des applications non-structurelles. Par exemple, dans l'industrie automobiles, ces composites se retrouvent dans les panneaux et montants de portes, dans les tableaux de bord et les dossiers de sièges [58].

Ce type de matériau présente également des propriétés d'isolation acoustique et d'amortissement intéressantes, ce qui le rend exploitable dans le domaine de l'énergie (pales d'éoliennes) et dans celui des sports et loisirs (raquettes, cannes à pêche, cadres de vélo, casques, planches de surf…). Des renforts hybrides, mélangeant fibres naturelles et non-naturelles comme le verre ou le carbone, sont aussi utilisés [59], [60].

Malgré l'intérêt croissant porté à ces matériaux, leur utilisation reste encore limitée, notamment dans les applications structurelles ou semi-structurelles, ce qui est en partie dû à un manque de connaissances sur leur comportement mécanique et à un manque d'expérience sur le long terme.

1.2.5.3 Impact environnemental

En théorie, les fibres végétales sont neutres en émissions de CO_2, ce qui signifie que la quantité de CO_2 émise lors de la combustion ou de la dégradation des fibres est égale à celle absorbée lors de la croissance de la plante. L'incorporation de ces fibres dans des matrices polymères aboutit à une réduction significative des émissions de gaz à effet de serre [21]. Les fibres naturelles présentent aussi l'avantage d'être biodégradables. Ces propriétés facilitent ainsi le recyclage des composites à fibres végétales et en permettent l'exploitation en fin de vie, tout particulièrement lorsque la matrice employée est aussi biodégradable [61], [62]. Dans ce dernier cas, il est possible de réaliser des pièces broyables et compostables à la fin du cycle de vie [63].

Malgré ces avantages que présentent les fibres naturelles par rapport aux fibres artificielles comme les fibres de verre, d'autres facteurs doivent être pris en compte : les pratiques agricoles, la phase d'extraction de la fibre, la mise en forme des composites... Ainsi, les engrais employés dans la culture des fibres végétales augmentent les émissions de phosphates et de nitrates et les aspects positifs des composites à fibres naturelles sont susceptibles de disparaître si leur durée de vie est insuffisante comparée à celle des composites à fibres de verre [23]. Pour conclure, une démarche d'écoconception (ACV : Analyse de Cycle de Vie) doit être réalisée pour évaluer les impacts environnementaux des composites à fibres végétales. Gomez-Campos et al. [64], qui ont réalisé une telle étude pour des textiles techniques en lin, ont montré que ce sont les activités agricoles (culture de la plante) et la production d'électricité (pour la filature et le tissage) qui contribuent le plus négativement à l'impact environnemental de tels textiles. Une production entièrement localisée en France, plutôt qu'à cheval entre ce pays et la Chine, permettrait d'améliorer ce bilan environnemental. Les dernières relocalisations avec l'ouverture d'une filature dans le Nord (Safilin) ou l'Eure (NatUp Fibres) vont dans ce sens.

1.3 Essais d'impact à faible vitesse et d'indentation quasi-statique sur les composites

L'essai d'impact à faible vitesse (abrégé LVI, de l'anglais Low Velocity Impact) constitue l'essai central du projet BioImpact. En effet, les matériaux composites sont particulièrement sensibles à ce type de chargement, qu'il se produise après la mise en service du produit ou en amont, lors de la fabrication. Un impact engendre, même à faible énergie, des endommagements au sein du matériau qui ne sont pas toujours visibles de l'extérieur mais qui résultent en une

diminution de la résistance de la structure et de sa capacité à supporter d'autres types de sollicitations. À l'origine, l'étude de ce type d'impact a été développée dans le domaine de l'aéronautique où assurer la sécurité est primordiale. Les inspections sont souvent effectuées à l'œil nu, ce qui signifie que la structure doit pouvoir continuer à supporter une utilisation normale de l'appareil jusqu'à détection d'un endommagement visible [65].

L'étude du comportement à l'impact des composites à fibres végétales, quant à lui, constitue un sujet d'actualité au sein de la communauté scientifique, mais demeure encore assez peu investi [66]. Certaines études ont été menées sur des composites tissés à fibres de jute [67] ou de chanvre [68], [69] et sur des composites à fibres de lin UD, croisés et tissés [55], [70]–[75].

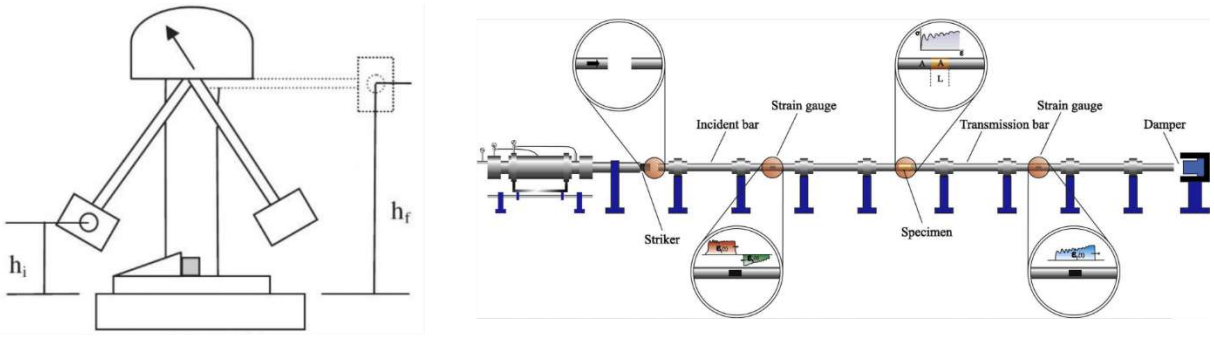
Dans le premier projet BioImpact, concrétisé par les travaux de thèse d'Amélie Cuynet [54], l'accent a été mis sur l'étude expérimentale du comportement mécanique de composites à fibres de lin à l'impact et en post-impact, fournissant ainsi une base de données exploitable et exploitée dans le second projet. Celui-ci, qui constitue la présente étude, bien que s'attelant à la modélisation numérique de ces mêmes composites soumis à un impact, comporte néanmoins lui aussi un volet expérimental. L'un de ses objectifs a été d'établir le degré de similitude entre l'impact à faible vitesse et un autre type de chargement, l'indentation quasi-statique (abrégé en QSI, de l'anglais Quasi-Static Indentation). Cette partie présente donc les différents types d'essais LVI et plus particulièrement celui sur tour de chute, utilisé dans cette étude, ainsi que l'essai QSI. Ce dernier, outre ses similitudes avec l'essai LVI, présente également certains avantages qui facilitent la détermination expérimentale des propriétés mécanique des composites à l'impact et leur modélisation.

1.3.1 Les essais d'impact à faible vitesse : généralités et types d'essais

Afin de s'assurer de la bonne résistance des matériaux, des études à l'impact doivent être menées. Des essais sont réalisés en laboratoire afin de reproduire des impacts réels. Ceux-ci sont très divers selon le type de projectile, le type de structure impactée (matériaux, dimensions, formes…) et selon le type d'impact (vitesse, angle, énergie…). Les impacts sont généralement classés en 3 catégories : les impacts à faible vitesse, à vitesse élevée et les impacts balistiques [76]. Cependant, il n'existe pas de consensus universel quant aux critères de classification des impacts. Ceux de type LVI (faible vitesse) sont généralement associés à des vitesses inférieures à 10 m/s, à un rapport masse du projectile/masse de la cible élevé, à de longues durées de contact entre l'impacteur et la structure, à un rôle non significatif, dans la distribution des contraintes,

de l'onde de contrainte à travers l'épaisseur, et à des endommagements dominés par le délaminage et la fissuration matricielle [77]–[79].

Différents types d'essais LVI ont été développés, utilisés et étudiés au fil des décennies, les principaux étant les essais Charpy et Izod, les barres d'Hopkinson et la tour de chute. Les deux premiers sont assez semblables. La Figure 1.10 (a) présente le principe de fonctionnement de l'essai Charpy, qui consiste à rompre une éprouvette pré-entaillée en l'impactant à l'aide d'un marteau (appelé « couteau ») disposé à l'extrémité d'un balancier et lâché depuis une hauteur définie. La hauteur à laquelle remonte le balancier après l'impact est mesurée et utilisée pour calculer l'énergie absorbée par le matériau lors de l'impact. Dans l'essai Izod, les éprouvettes testées sont un peu plus grandes et le couteau est disposé horizontalement plutôt que verticalement. La Figure 1.10 (b), quant à elle, présente le dispositif des barres d'Hopkinson [80]. Celui-ci est constitué de deux barres, une entrante et une sortante, disposées de part et d'autre de l'échantillon testé. Un impacteur vient frapper la barre entrante, provoquant une onde de compression dans la barre. En traversant l'échantillon, celle-ci est séparée en une onde réfléchie dans la barre entrante et une onde transmise dans la barre sortante. Des jauges de déformation situées au milieu de chacune des barres permettent de mesurer l'amplitude de ces ondes transmise et réfléchie afin d'en déduire l'énergie absorbée par le matériau.



(a) (b)

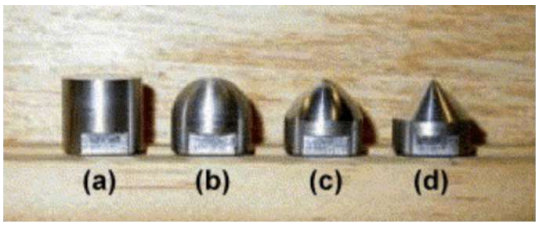
Figure 1.10 – (a) Principe de l'essai Charpy ; (b) schéma du dispositif des barres d'Hopkinson [80]

Ces essais, qui permettent de déterminer la résilience et le type de rupture (ductilité, fragilité) du matériau testé, sont souvent insuffisants, car ils ne permettent pas d'évaluer complètement les capacités du matériau et la pertinence de leur utilisation dans des applications structurelles ou semi-structurelles. De plus, il a été montré que les essais Charpy et Izod, notamment, sont moins précis et répétables que ceux effectués sur tour de chute [81], [82].

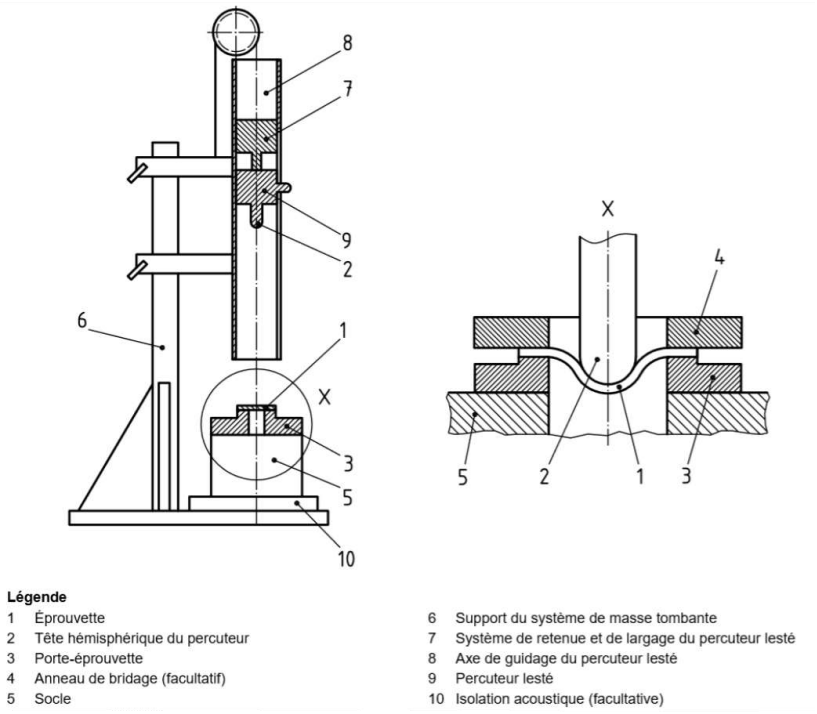
L'augmentation de l'utilisation des composites à fibres végétales et la volonté de les introduire dans des applications structurelles ou semi-structurelles rendent nécessaire une meilleure caractérisation de leur comportement à l'impact, ce qui est rendu possible par l'utilisation de tours de chute.

1.3.2 Les essais d'impact sur tour de chute

L'essai sur tour de chute permet d'obtenir de nombreuses informations sur les matériaux et leur comportement à l'impact et de simuler des types de chargement d'impact réels variés, comme la chute d'outils, l'entrechoquement avec d'autres matériaux ou l'impact d'oiseaux, de grêlons et de débris volants dans l'aviation [76], [78]. C'est cet essai qui a été retenu dans les projets BioImpact, dont la présente étude. Son principe est de laisser tomber un projectile sur le matériau cible étudié. Celui-ci, appelé impacteur ou doigt d'impact, possède une extrémité généralement hémisphérique, même si d'autres formes ont aussi été étudiées par divers auteurs : conique avec différents angles [83]–[87], plate [85]–[87] ou ogivale [86], [87]. Ces dernières sont présentées dans la Figure 1.11 (a), extraite d'une étude de Mitrevski et al. [87]. L'essai se déroule dans une tour généralement haute de 2 à 3 m avec une hauteur de chute maximale comprise entre 1 et 2 m. La Figure 1.11 (b) présente un schéma de tour de chute et de ses constituants tiré de la norme NF EN ISO 6603 [88]. L'impacteur est fixé à un plateau horizontal qui coulisse le long d'un rail de guidage vertical. La hauteur de chute du plateau ainsi que sa masse sont réglables. La cible se présente sous la forme d'un échantillon dont la géométrie et les dimensions varient selon les études et les normes : formes carrée (60*60 mm² ou 140*140 mm²) ou circulaire (60 mm ou 140 mm de diamètre) préconisées par la norme NF EN ISO 6603 [88] et rectangulaire de 100*150 mm² pour la norme ASTM D7136 [89]. L'échantillon est disposé en bas de la tour de chute, aligné avec l'impacteur, et maintenu en place par un système de bridage. Sur certaines tours de chute, un mécanisme anti-rebond permet d'empêcher le doigt d'impact de tomber plusieurs fois sur l'échantillon.



(a)



(b)

Figure 1.11 – (a) Des extrémités d'impacteur de différentes formes (de gauche à droite : plate, hémisphérique, ogivale et conique) [87]. (b) Exemple de tour de chute selon la norme NF EN ISO 6603 [88]

Le système de tour de chute présente l'avantage de permettre la détermination de l'énergie d'impact en amont des essais à partir de la masse tombante et de la hauteur de chute choisies. En effet, en l'absence de tout frottement, l'énergie d'impact correspond à l'énergie cinétique de l'impacteur au moment où celui-ci entre en contact avec l'échantillon, dont l'expression est donnée dans l'équation (1.1) :

$$E_{imp} = \frac{1}{2} m v_{imp}^2 \tag{1.1}$$

Avec m la masse tombante et v_{imp} la vitesse du doigt au moment de l'impact.

La vitesse d'impact v_{imp} est déterminée facilement dans le cas de la chute libre. L'accélération étant constante et égale à l'accélération de la pesanteur g, on en déduit par intégrations successives la vitesse et la position de l'impacteur à n'importe quel instant *t*. Connaissant la position initiale de l'impacteur (hauteur de chute), on en déduit l'instant de l'impact, puis la vitesse de l'impacteur à cet instant, donnée dans la formule (1.2) :

$$v_{imp} = \sqrt{2gh} \tag{1.2}$$

En intégrant cette valeur dans l'expression (1.1), on trouve que l'énergie d'impact correspond à l'énergie potentielle de pesanteur initiale de l'impacteur, comme donné dans l'équation (1.3) :

$$E_{imp} = mgh \tag{1.3}$$

En pratique, il existe toujours des frottements dans le dispositif ; toutefois, l'expression de l'énergie d'impact reste de la forme $E_{imp} = A(mh)$, où A est une constante inférieure à g tenant compte des frottements [90].

Outre l'énergie d'impact, il est possible d'obtenir d'autres informations si la tour de chute est instrumentée avec un accéléromètre, un capteur de force ou tout autre dispositif de mesure permettant d'obtenir des données comme la position ou la vitesse de l'impacteur au cours du temps et la force appliquée à l'échantillon. Les mesures ainsi réalisées permettent d'exprimer la déflexion et la force en fonction du temps et d'en déduire d'autres informations comme le temps et la force d'impact et la déflexion maximale.

La Figure 1.12 présente une courbe du déplacement de l'impacteur (ou déflexion du centre de l'échantillon) en fonction du temps [90]. La représentation du déplacement au cours du temps est limitée à l'impact lui-même. Ainsi, en réglant le temps à zéro au début de l'impact, le temps à la fin nous donne la durée totale de l'événement. La courbe présente une partie croissante, correspondant à l'enfoncement de l'impacteur dans l'échantillon, suivie d'une partie décroissante, correspondant à son retour élastique (rebond). La déflexion maximale de l'impacteur est atteinte à la limite entre ces deux parties. Dans la plupart des cas, on observe en fin de courbe une déflexion finale ou résiduelle non nulle dues aux endommagements créés par l'impact dans le matériau.

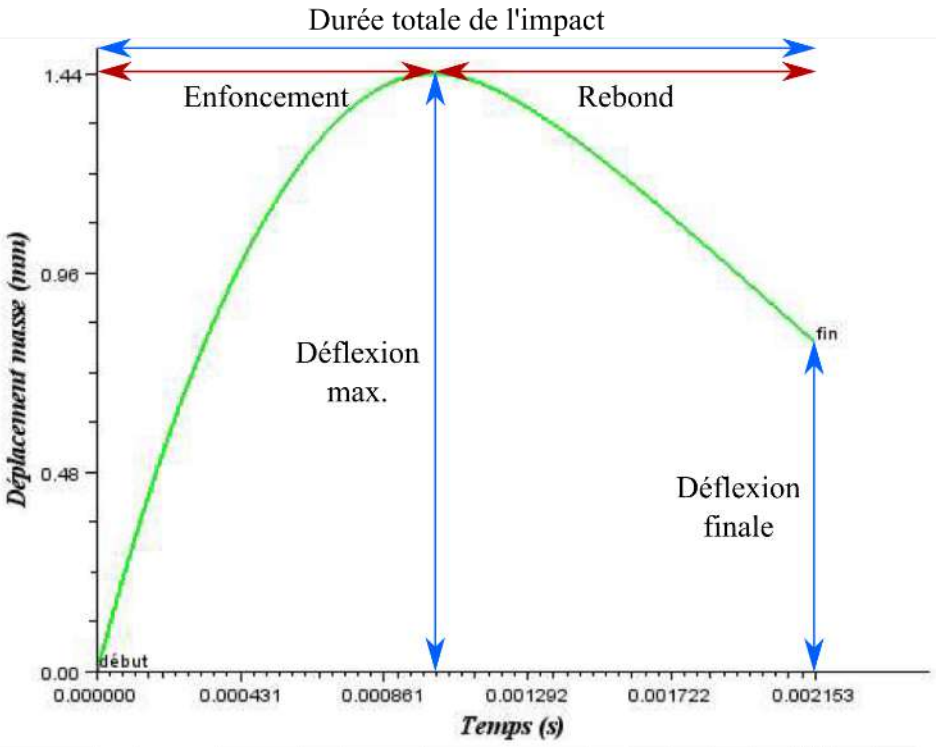


Figure 1.12 – Exemple de courbe déplacement-temps (ou déflexion-temps) lors d'un essai LVI [90]

La Figure 1.13, quant à elle, présente une courbe typique force-temps d'un essai LVI réalisé sur un composite à renfort tissé [73]. Dans un premier temps, la force augmente de façon relativement linéaire avec le temps jusqu'à atteindre une valeur P1 où la rigidité du matériau change dû à l'initiation de l'endommagement. Les chutes de charge régulièrement observées sur une bonne partie de la courbe correspondent à des endommagements importants. La force maximale d'impact est atteinte au pic de la courbe désigné par P_{Max} sur la Figure 1.13. Il est montré que plus le matériau est rigide, plus la durée d'impact est courte et plus la force maximale est élevée [91], [92]. C'est à partir de ce type de courbe que la durée d'impact est mesurée, car elle correspond à la période de temps durant laquelle la valeur de la force est non-nulle. Les courbes déflexion-temps, quant à elles, ne permettent pas de savoir précisément à quel moment l'impacteur cesse d'être en contact avec l'échantillon.

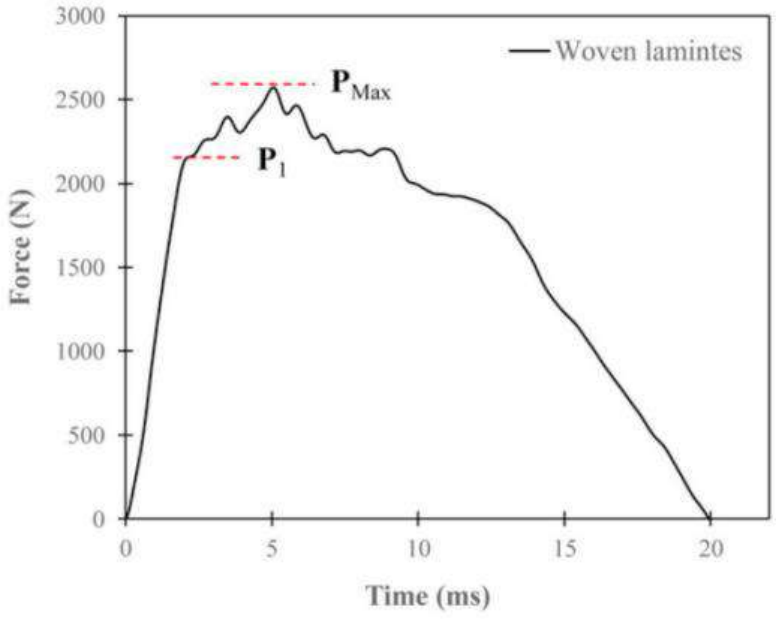


Figure 1.13 – Exemple de courbe force-temps lors d'un essai LVI sur un composite à renfort tissé [73]

Si les capteurs sont synchronisés entre eux, les courbes force-temps et déplacement-temps peuvent être combinées afin d'obtenir une courbe force-déplacement riche en informations. La Figure 1.14 présente plusieurs courbes de ce type superposées, obtenues à partir d'essais LVI réalisés sur un composite à renfort tissé lin/époxy [93]. Chaque courbe est associée à un niveau d'énergie différent s'échelonnant jusqu'à 15 J (perforation complète de l'échantillon). Toutes les courbes associées à des échantillons non-perforés (de 3 J à 12 J) prennent la forme d'une boucle dont la première portion correspond à l'enfoncement de l'impacteur dans l'échantillon (déplacement croissant) et la seconde, au rebond du doigt d'impact (diminution du déplacement matérialisée par un retour de la courbe vers l'origine). Le déplacement maximal est atteint à la limite des deux portions tandis qu'on observe un déplacement final non-nul, correspondant à l'indentation résiduelle de l'échantillon. La première portion de courbe peut elle-même être divisée en 2 zones :

- une première zone relativement linéaire,
- une seconde zone en « dents de scie » où chaque chute de charge correspond à des endommagements importants se produisant au sein du matériau. L'évolution de la force y suit une tendance croissante à 3 et 6 J, mais à partir de 9 J, la charge finit par atteindre une valeur maximale avant d'infléchir sa course et de suivre une nouvelle tendance, décroissante cette fois-ci.

Dans le cas d'un échantillon totalement perforé (15 J), on remarque que l'inflexion de la courbe vers l'origine du graphique disparaît, car l'impacteur ne rebondit pas. La « traînée » observée à la place, à la fin de la courbe, est due à la force de contact résiduelle de fin d'impact, qui est issue des frottements entre l'impacteur et le trou formé dans l'échantillon [93].

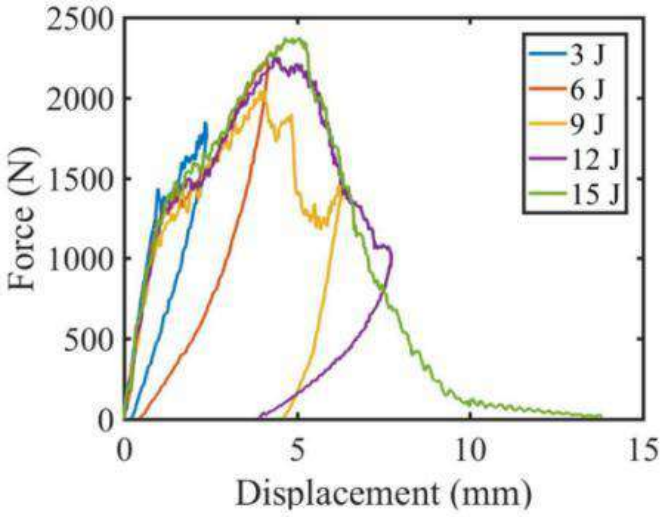


Figure 1.14 – Courbes force-déplacement lors d'essais LVI à différents niveaux d'énergie (jusqu'à perforation) sur un composite à renfort tissé lin/époxy [93]

Les courbes force-déplacement permettent de déterminer un certain nombre de paramètres liés à l'impact. Ainsi, la rigidité à l'impact du matériau est obtenue en mesurant la pente de la courbe dans sa première zone, quasi-linéaire. La Figure 1.15 présente d'autres paramètres importants, comme la première chute de charge (first load drop), la force maximale (peak load), la valeur de la charge correspondant au déplacement maximal (load at max. displacement) et le déplacement final ou résiduel (residual displacement). Il est également possible de déterminer les énergies impliquées dans l'impact. Ainsi, l'aire située à l'intérieur de la courbe fournit une mesure de l'énergie E_a absorbée par l'échantillon durant l'impact, tandis que l'aire sous la courbe donne l'énergie élastique E_r restituée à l'impacteur. L'énergie d'impact E_{imp} correspond à la somme de ces deux énergies, telle que donnée par la formule (1.4) :

$$E_{imp} = E_a + E_r \tag{1.4}$$

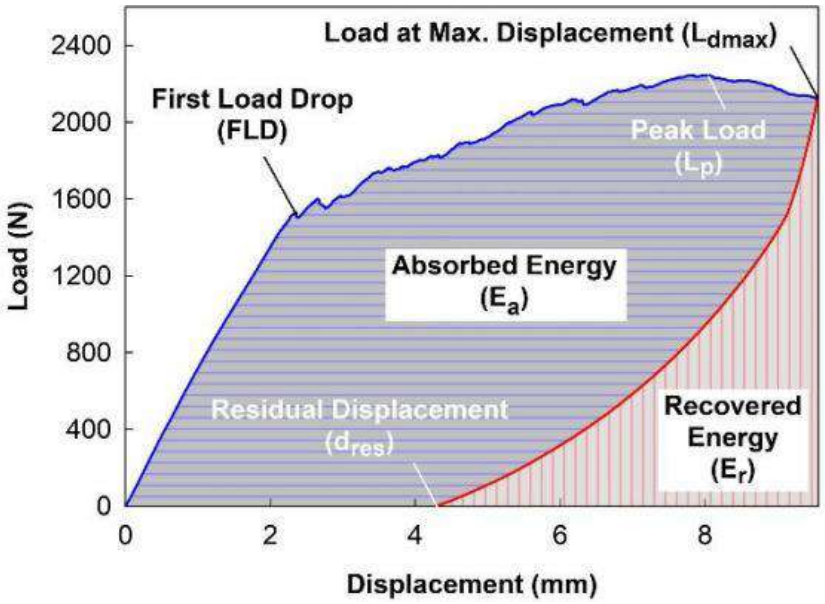


Figure 1.15 – Schéma explicatif des paramètres mesurés à l'aide des courbes force-déplacement [94]

L'énergie absorbée peut elle-même être décomposée entre l'énergie d'endommagement E_{endo}, liée à la création d'endommagements au sein de l'échantillon, et l'énergie E_{diss} dissipée par le système sous forme de chaleur ou de frottements et de vibrations au niveau des conditions aux limites (dispositif d'essai, impacteur). L'énergie absorbée peut donc être formulée telle que le présente l'équation (1.5) :

$$E_a = E_{endo} + E_{diss} \tag{1.5}$$

L'énergie d'endommagement E_{endo} aussi se décompose en plusieurs termes correspondant à l'énergie d'indentation E_{ind}, à l'énergie d'endommagement matriciel E_{mat} et à l'énergie de rupture des fibres E_{fibre} selon l'expression donnée dans la formule (1.6) :

$$E_{endo} = E_{ind} + E_{mat} + E_{fibre} \tag{1.6}$$

Enfin, l'énergie absorbée E_a peut également être exprimée comme la différence d'énergie cinétique de l'impacteur entre le début et la fin de l'impact, telle qu'exprimée dans l'équation (1.7) :

$$E_a = \frac{1}{2} m(v_0^2 - v_f^2) \tag{1.7}$$

avec v_0 et v_f, la vitesse de l'impacteur respectivement au moment où l'impacteur entre en contact avec l'échantillon et au moment où les deux se séparent.

Pour déterminer les énergies impliquées dans un impact, une autre méthode consiste à calculer l'énergie reçue par l'échantillon au cours de l'impact et à tracer une courbe énergie-temps. L'énergie E_{ech}, qui correspond au travail de la force de contact $F(t)$, s'exprime alors comme indiqué dans l'équation (1.8) :

$$E_{ech}(t) = \int_0^t F(t) \frac{d\delta(t)}{dt} dt \tag{1.8}$$

où $\delta(t)$ est la déflexion de la plaque au cours du temps.

La Figure 1.16 représente une courbe typique énergie-temps d'un impact avec endommagement [95]. Tout d'abord, l'énergie augmente avec le temps jusqu'à atteindre une valeur maximale $E_{\max}$, qui est généralement égale à E_{imp}. Ensuite, elle redescend jusqu'à atteindre un plateau de valeur constante égale à celle de l'énergie E_a absorbée par l'échantillon. Le temps auquel la valeur de l'énergie se stabilise à la valeur de E_a marque la fin du contact entre l'impacteur et l'échantillon dû soit au rebond du doigt d'impact, soit à la perforation du composite. La différence entre E_{imp} et E_a représente l'énergie élastique E_r restituée par l'échantillon à l'impacteur. L'allure générale de la courbe change selon trois cas de figure distincts :

- dans le cas où le rebond est parfaitement élastique (pas d'endommagement), $E_a = 0$, car il n'y a pas d'énergie absorbée par des mécanismes d'endommagement, et l'on a $E_{\max} = E_{imp}$ et $E_{imp} > E_a$ (soit $E_{imp} > 0$) ;
- lorsqu'il y a endommagement du composite sans perforation, $E_{\max} = E_{imp}$ et $E_{imp} > E_a > 0$, ce qui correspond à la courbe présentée dans la Figure 1.16 ;
- enfin, en cas de perforation, E_a correspond à la valeur maximale de la courbe ($E_{\max} = E_a$) et $E_{imp} > E_{\max}$, car seule une partie de l'énergie d'impact est transférée à l'échantillon durant le contact et celle-ci consiste presque entièrement en de l'énergie d'endommagement [96].

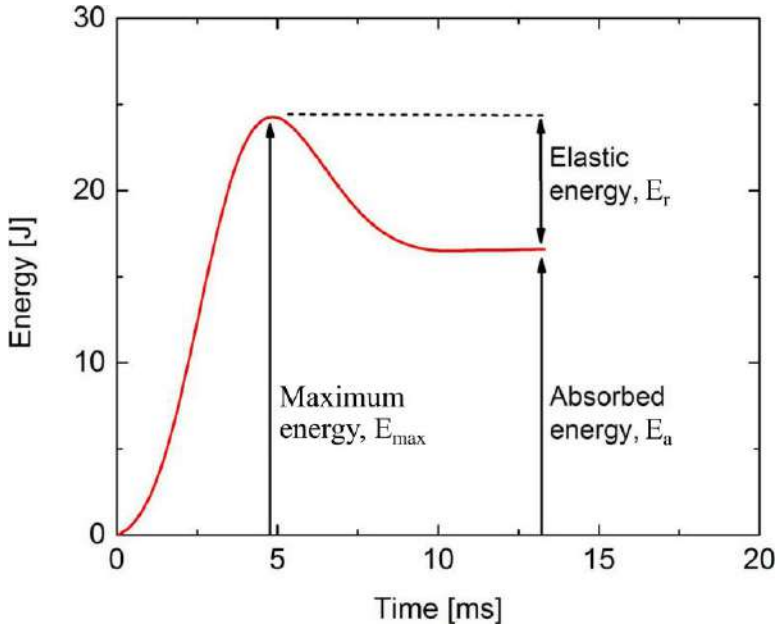


Figure 1.16 – Courbe énergie-temps typique d'un essai LVI [95]

1.3.3 Endommagements externes et internes

1.3.3.1 Principaux types d'endommagements

L'observation des échantillons pendant et après un essai LVI permet de comprendre comment s'endommage un matériau durant un impact et constitue une source d'informations complémentaires aux données recueillies par les capteurs ou issues des courbes présentées précédemment. Les endommagements qui se produisent dans un composite lors d'un impact à faible vitesse sont classés en plusieurs catégories, présentés dans la Figure 1.17 [97], [98] :

- Les fissurations matricielles, qui commencent à apparaître en premier, sont provoquées par la non-concordance entre les propriétés de la matrice et des fibres.
- Les décohésions fibre/matrice, qui, elles aussi, apparaissent rapidement lors d'un impact.
- Le délaminage, qui consiste en l'endommagement surfacique de la zone riche en résine située entre deux plis adjacents d'un stratifié. Ce type d'endommagement se produit un peu plus tardivement que les précédents, car il se développe à partir de fissurations matricielles déjà formées dans le matériau.
- Les ruptures de fibre, quant à elles, se produisent généralement beaucoup plus tardivement. Elles sont dues à l'indentation et à de fortes concentrations de contrainte sous l'impacteur et à d'importantes contraintes en flexion sur la face de l'échantillon opposée à l'impact.

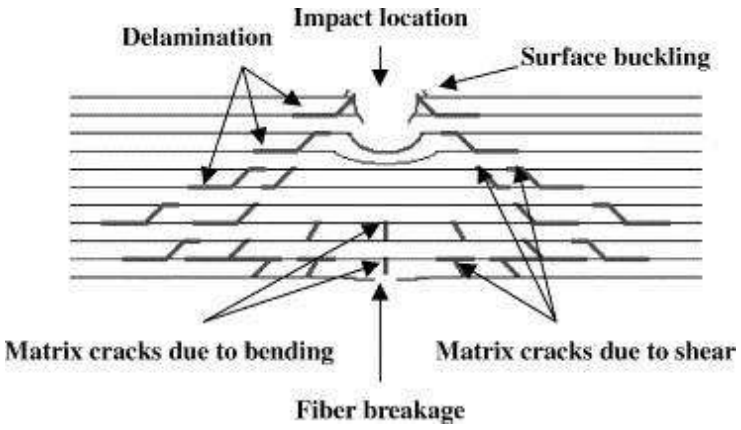


Figure 1.17 – Schéma des modes d'endommagement typiques de l'impact dans les composites

L'emplacement et la séquence exacte d'apparition et de développement de ces endommagements ainsi que leur façon de se propager dépendent de très nombreux facteurs : les matériaux constituant le composite, leur structure et leurs proportions massiques et volumiques, la nature de l'interface fibre/matrice, l'orientation des plis dans le stratifié, la masse de l'impacteur, l'épaisseur et la géométrie de l'échantillon, etc. [91], [99], [100]

1.3.3.2 Observation des endommagements externes et internes

Dans le cas des composites, les endommagements se produisent tout d'abord à l'intérieur du matériau avant de devenir visibles depuis l'extérieur. Le premier endommagement visible est désigné par l'acronyme BVID (Barely Visible Impact Damage) et, comme déjà mentionné dans l'introduction du paragraphe 1.3, il revêt une importance particulière dans l'aéronautique [101]–[103]. Dans la littérature, la caractérisation des endommagements externes est effectuée selon différentes méthodes. Généralement, la surface d'endommagement au niveau de la face impactée de l'échantillon est caractérisée par une zone d'indentation permanente circulaire dont l'aire croît avec l'énergie d'impact et dont la forme géométrique est causée par l'impacteur hémisphérique [104], [105]. Pour ce qui est de la face opposée à l'impact, on y observe, dans le cas de composites à renfort tissé, des fissures orientées à 45° par rapport aux fils du tissu pour de très faibles énergies. Celles-ci s'alignent ensuite avec les fils lorsque le niveau d'énergie augmente. Plus l'énergie d'impact est élevée, plus les fissures de la face opposée sont longues. Le motif d'endommagement externe typique de la face opposée est donc celui d'une croix suivant les fils du tissu est constituée par des fissurations matricielles et des ruptures de fibres [72], [105], [106]. La Figure 1.18, qui présente des fissures d'impact sur des composites chanvre/époxy et lin/époxy impactés à différents niveaux d'énergie, illustre les endommagements visibles typiques de composites à renfort tissé [106], [107].

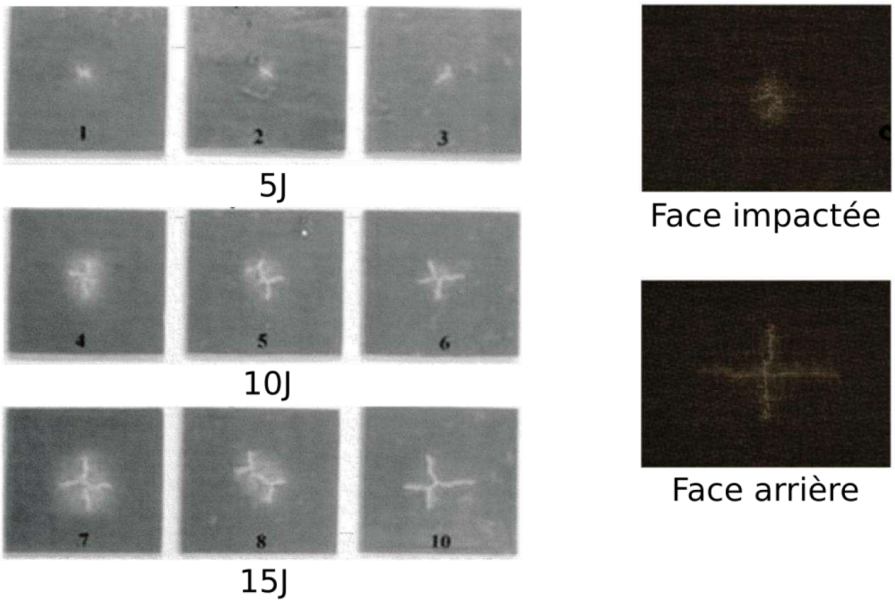


Figure 1.18 – (a) Faces opposées à l'impact de composites chanvre/époxy pour des niveaux d'énergie de 5, 10 et 15 J ; (b) Faces impactée et opposée d'un composite lin/époxy à un niveau d'énergie de 30 J [106], [107]

Plusieurs méthodes d'analyse de ce type d'endommagement co-existent dans la littérature sans qu'il n'y ait de technique normalisée. En général, des mesures de l'aire d'endommagement sont réalisées à partir de photographies selon trois principales méthodes :

- Mesure de l'aire d'une surface circulaire ou elliptique englobant entièrement les endommagements externes visibles et considérée comme la surface d'endommagement ;
- Quantification du nombre de pixels dans la zone d'endommagement, dont on peut déduire les dimensions en établissant une correspondance entre les dimensions de l'échantillon et son nombre de pixels ;
- Mesure linéaire de la longueur des fissures.

Pour l'analyse des endommagements internes, plus délicate, les techniques d'imagerie sont souvent utilisées, comme le MEB [99], [108]–[110], le C-scan [108], [109], [111]–[113] ou la tomographie [112]–[114]. La Figure 1.19 présente quelques exemples d'images d'endommagements obtenus par ces trois techniques [108], [113]. Afin d'obtenir des informations en temps réel sur les endommagements, il est également possible d'exploiter la technique de l'émission acoustique [103], [115]–[119]. Celle-ci consiste à placer des capteurs à la surface de l'échantillon testé pour enregistrer les ondes acoustiques émises chaque fois

qu'un endommagement se produit au sein du matériau. L'étude des signaux enregistrés permet de les classer et de les associer à différents d'endommagement. La séquence des endommagements peut ainsi être retracée dans le déroulement de l'essai. Cependant, cette technique n'est pas toujours facile à mettre en œuvre sur les essais LVI (durée d'un essai courte, fréquence d'échantillonnage insuffisante, risques d'endommagement des capteurs…)

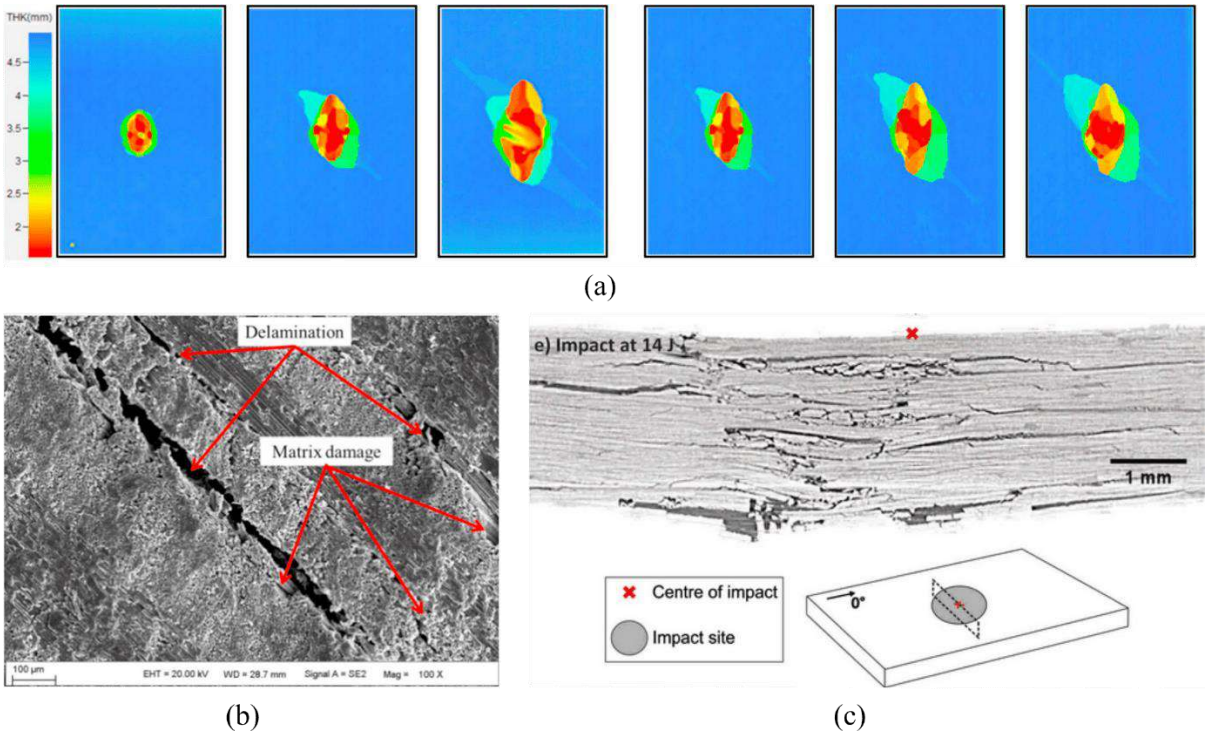


Figure 1.19 – (a) Images C-scan des zones de délaminage pour des niveaux d'énergie d'impact différents ; (b) image MEB d'un échantillon impacté ; (c) vue en coupe d'un composite obtenue par microtomographie aux rayons X [108], [113]

1.3.4 LVI sur des composites à fibres végétales

Comme déjà mentionné plus tôt dans l'introduction du paragraphe 1.3, le nombre d'études portant sur les essais LVI et menés sur des composites à fibres végétales reste limité par rapport à celles pour des les composites à fibres plus « traditionnelles », comme le carbone ou le verre. Cependant, l'intérêt porté sur les matériaux à fibres naturelles ou hybrides (renfort constitué d'un mélange de fibres de natures différentes) s'est accru ces dernières décennies. Ainsi, le comportement à l'impact et en post-impact de composites à fibres végétales fait l'objet de plusieurs études qui utilisent un dispositif de tour de chute et dont les renforts sont des UD ou quasi-UD [72], [104], [107], [120], des non-tissés [83], [99], des tissus 2D [72], [105], et des renforts cousus [73]. Ces travaux ont tous recours aux courbes force-déplacement et à la

détermination, à partir de ces courbes, des paramètres typiques de l'impact : l'énergie absorbée, l'énergie élastique restituée, la rigidité élastique en régime dynamique, la force de premier endommagement, le coefficient d'amortissement. Certaines études poussent la caractérisation plus loin en utilisant des essais post-impact et en observant les faces endommagée et opposée à l'impact.

Plusieurs travaux ont déjà été réalisés plus spécifiquement sur des composites lin/époxy, tout particulièrement ces dernières années.

En 2017, Bensadoun et al. [72] ont étudié l'effet de différentes architectures de fibres et de deux types de matrice (époxy et MAPP) sur les comportements à l'impact et en post-impact de composites à fibres de lin. D'après leurs résultats, alors que l'architecture des fibres semble avoir un effet limité sur les propriétés d'endommagement à l'impact, la ductilité de la matrice, en revanche, a une grande influence sur :

- l'énergie absorbée à la perforation, qui est 50% plus élevée dans le cas des composites lin/MAPP que dans celui des composites lin/époxy (Figure 1.20) ;
- la résistance à l'endommagement. En effet, les endommagements sont diminués de 38-59%, avec peu de délaminage dans le cas de la matrice thermoplastique ;
- la tolérance à l'endommagement, c'est-à-dire la capacité du matériau à conserver de bonnes propriétés résiduelles malgré les endommagements générés par l'impact. Les composites lin/MAPP présentent des propriétés résiduelles bien plus faible qu'avec la matrice thermodurcissable. Néanmoins, malgré leurs propriétés élevées en flexion, les composites lin/époxy montrent une diminution importante de ces propriétés après l'impact en raison de la nature fragile de la matrice, tandis que cette diminution reste marginale pour la matrice thermoplastique.

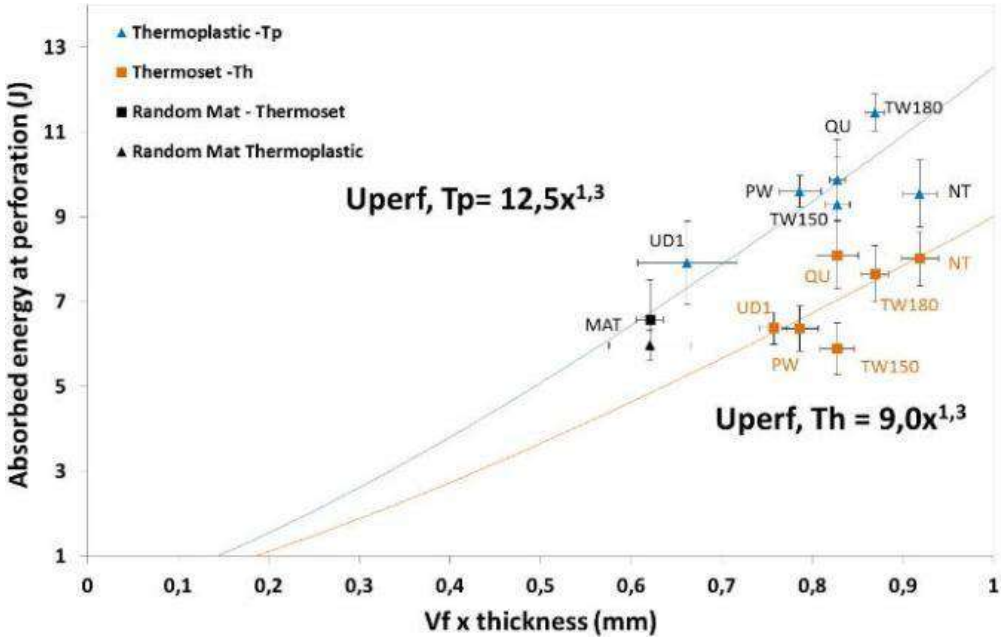
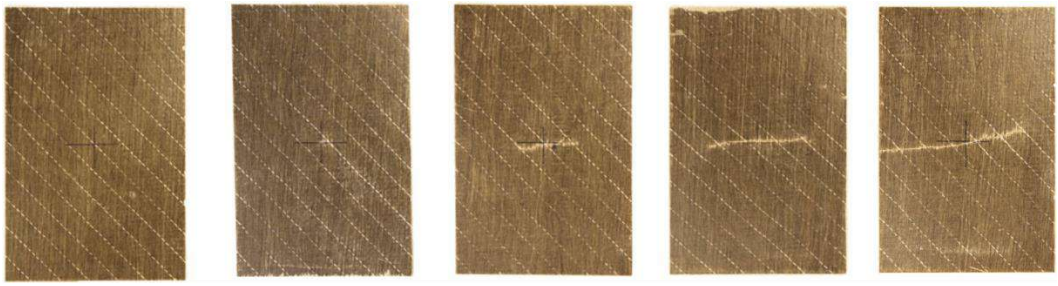


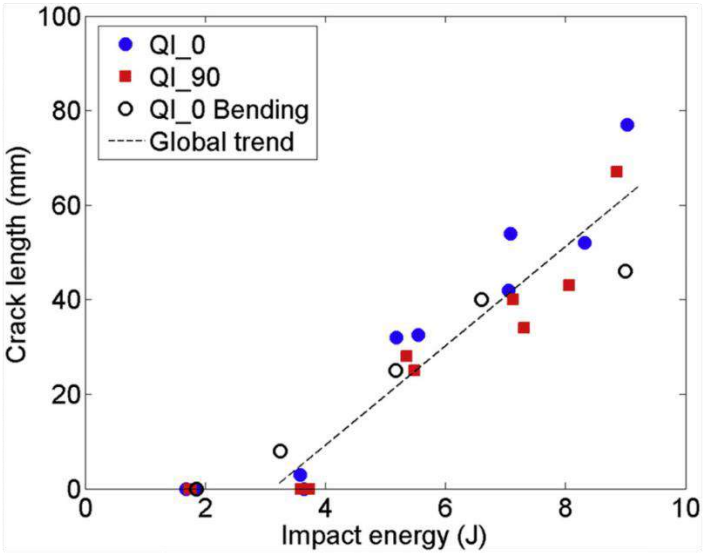
Figure 1.20 – L'énergie de perforation donnée en fonction de « l'épaisseur de fibre totale » par Bensadoun et al. Elle est environ 50% plus élevée pour les composites à matrice thermoplastique (MAPP) que pour ceux à matrice thermodurcissable (époxy) [72]

Dans leurs travaux de 2015, Liang et al. [120] ont étudié expérimentalement le comportement à l'impact et en post-impact de composites lin/époxy quasi-isotropes de faible épaisseur. Les éprouvettes testées, de forme rectangulaire, de dimensions 142 × 94 mm² et d'épaisseur 2,85 mm, ont été soumises à des essais d'impact sur tour de chute et de flexion trois points quasi-statiques ainsi qu'à des essais de compression après impact pour l'estimation des propriétés résiduelles. Les énergies d'impact testées sont de 2, 4, 6, 8 et 10 J. Les résultats obtenus par les auteurs montrent que, comme pour les composites conventionnels, la durée du contact entre l'impacteur et l'échantillon est contrôlée par la rigidité de la structure impactée et par la masse de l'impacteur, l'augmentation de cette durée avec l'énergie d'impact étant liée à la propagation des endommagements. La déflexion maximale et l'énergie absorbée augmentent avec l'énergie d'impact sans perforation des échantillons et le pic de charge présente un plateau aux alentours de 800 N pour des énergies d'impact supérieures à 4 J. À partir de la comparaison des courbes force-déflexion, de la longueur des macro-fissures de la face non-impactée (Figure 1.21), du pic de déflexion, de la force de contact maximale et de l'énergie absorbée, les auteurs ont montré que les composites lin/époxy ne présentent pas de dépendance significative à la vitesse de déformation pour des vitesses comprises entre 3,33E-5 m/s et 2,98 m/s. Ils concluent ainsi que la réponse dynamique des composites lin/époxy à un impact de faible énergie peut être prédite de façon satisfaisante par la réponse quasi-statique en flexion trois points. Enfin, ils

fournissent aussi une description détaillée du développement de l'endommagement déduite d'observations microscopiques : l'initiation des fissurations se produit dans les plis situés au voisinage de la face non-impactée puis s'étendent vers les plis intérieurs quand l'énergie d'impact croît. Les mécanismes de rupture consistent en délaminages qui se produisent à de faibles niveaux d'énergie, suivis par le développement de fissures transverses intra-laminaires et, pour des niveaux d'énergie supérieurs à 4 J, d'une macro-fissure résultant de la rupture des fibres au niveau de la face non-impactée. Une perte de 15%-30% de la résistance résiduelle en compression résulte de ces endommagements pour les échantillons impactés à 10 J.



(a)



(b)

Figure 1.21 – Etude de Liang et al. : (a) fissures sur la face opposée à l'impact (de gauche à droite, énergies de 2, 4, 6, 8 et 10 J) et (b) longueur des fissures en fonction de l'énergie d'impact [120]

Pour leur étude de 2018, Sy et al. [74] ont fabriqué des stratifiés lin/époxy et les ont testés à l'impact pour examiner la progression des endommagements à différentes énergies d'impact jusqu'au seuil de pénétration et évaluer leurs capacités pour des applications LVI. Au lieu d'une

tour de chute, c'est un dispositif Charpy modifié qui a été utilisé afin de réaliser les essais LVI. Deux types de composites lin/époxy ont été testés, un stratifié UD symétrique avec la séquence d'empilement $[0]_{8S}$ et un stratifié symétrique croisé avec la séquence d'empilement $[0/90]_{4S}$. Les stratifiés UD présentent un comportement LVI médiocre et fragile avec un seuil de pénétration à 10 J et une énergie de déformation à rupture par unité de surface de 34 kJ/m². Le stratifié croisé, quant à lui, affiche une meilleure performance à l'impact avec un niveau d'énergie au seuil de pénétration 3 fois supérieur (30 J) et une énergie de déformation à rupture 2,5 fois plus élevée (85 kJ/m²). La Figure 1.22 montre l'énergie absorbée en fonction de l'énergie d'impact. La diagonale indique l'égalité entre les deux types d'énergie. Lorsqu'un point de donnée se situe dessus, cela signifie que l'échantillon a subi une pénétration complète. On observe bien une énergie de pénétration beaucoup plus faible dans le cas des UD. Les deux types de composites (UD et stratifiés croisés) présentent un comportement fragile caractérisé tout d'abord par un éloignement entre la courbe de l'énergie absorbée et la diagonale, puis par une augmentation brutale de la pente de la courbe à l'approche de la perforation (visible ici uniquement pour les UD). Aux faibles niveaux d'énergie (entre 5 et 10 J), les capacités d'absorption de l'énergie des deux types de composites sont équivalentes malgré la différence de rigidité. De plus, le déplacement hors-plan du centre des plaques reste superficiel (<1 mm) dans les deux cas, avec une déformation transverse de la plaque minimale. Ces déplacements sont principalement attribués à l'indentation de surface causée par l'extrémité de l'impacteur. Par contre, au-delà de 10 J, qui correspond au seuil de pénétration des composites UD, les auteurs ont observé une déformation hors-plan significative des stratifiés croisés alors que les fissures s'ouvrent selon le mode de rupture I. En ce qui concerne les types d'endommagement, des fissurations matricielles provoquées par la flexion apparaissent lors de l'impact sur les faces avant et arrière des deux stratifiés. Des délaminages sont également visibles sur la face avant du stratifié croisé en raison des contraintes en cisaillement interlaminaires qui se développent entre les plis à 0° et 90°. Cependant, contrairement à ce qui s'observe sur les stratifiés croisés synthétiques traditionnels, ceux de l'étude, en lin/époxy, ne présentent pas de délaminages apparents sur la face arrière. Ce phénomène peut être attribué à la résistance de la fibre de lin, inférieure à celle des fibres synthétiques. L'endommagement de la face arrière des stratifiés croisés lin/époxy étant principalement contrôlé par les fibres plutôt que par la matrice, des ruptures de fibres se produisent sans délaminage apparent.

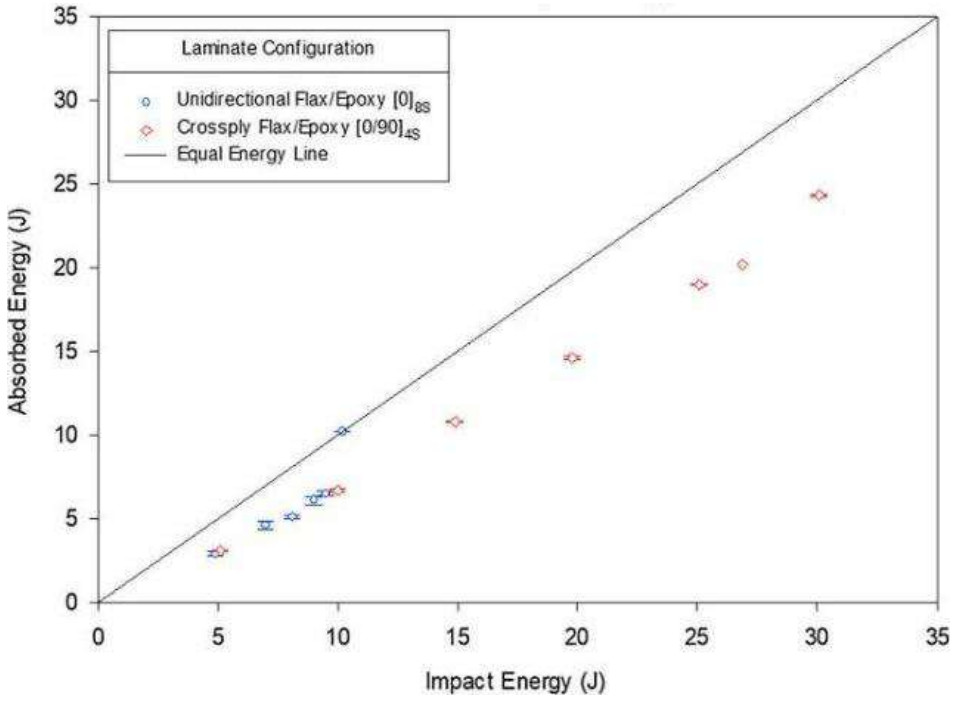


Figure 1.22 – L'énergie absorbée en fonction de l'énergie d'impact pour des composites lin/époxy à renforts UD et croisés dans l'étude de Sy et al. [74]

Les travaux de 2019 de Habibi et al. [84] portent sur la tolérance à l'impact de composites UD lin/époxy avec différentes énergies d'impact et formes d'impacteurs. Une inspection visuelle et le balayage par ultrasons ont été employé pour estimer l'endommagement LVI externe et interne et pour étudier leur dépendance à la forme de l'impacteur (valeur de l'angle d'un impacteur conique) et à l'énergie d'impact. Les résultats obtenus montrent que les éprouvettes impactées présentent différents types de ruptures, de fissuration matricielle, de rupture de fibre et délaminage et qu'un impacteur plus « plat » (angle plus élevé) génère des surfaces d'endommagement plus importantes, comme pour une énergie d'impact plus élevée (Figure 1.23). L'analyse des résultats des essais de traction après impact révèle que l'endommagement produit affecte significativement la résistance résiduelle des composites testés, celle-ci étant réduite de 41% à 5 J. La résistance résiduelle en compression, quant à elle, se montre moins sensible à une faible énergie d'impact (moins de 3 J). Selon l'étendue des endommagements, une énergie d'impact élevée montre une réduction significative de la résistance. L'effet d'endommagements préexistants sous un chargement en compression, suivie par un système de corrélation d'images numérique DIC, a montré un effet substantiel sur le mode de flambement et sur le développement des fissures et délaminages résiduels. Ainsi, à 5J et avec un angle de 60° de l'impacteur conique, la résistance résiduelle en compression est

réduite de 40% et la rupture des composites est dominée par du flambage local et la propagation des fissures résiduelles dans la direction du chargement.

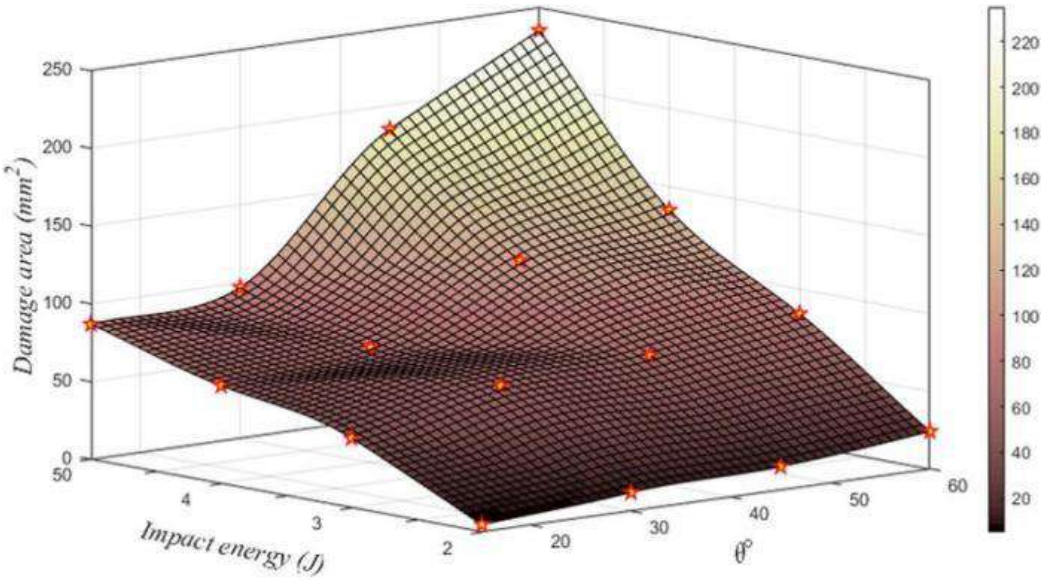


Figure 1.23 – Représentation 3D de l'aire de la surface d'endommagement en fonction de l'énergie d'impact et de l'angle de l'impacteur conique [84]

En 2018, Amélie Cuynet et al. [121] ont étudié le comportement à l'impact et en post-impact de stratifiés lin/époxy à renfort tissé sergé 2×2 constitués de 8 plis orientés dans la même direction. Leurs essais d'impact ont été réalisés sur tour de chute à des niveaux d'énergie compris entre 5 et 34 J (perforation), tandis que les propriétés résiduelles ont été évaluées à l'aide d'essais en flexion après impact. Des photographies des échantillons ont été prises lors des essais d'impact par deux caméras rapides, puis analysées par stéréocorrélation d'image (SIC). Les résultats obtenus ont permis de dégager trois étapes du comportement du matériau : (i) à faible énergie (en deçà et aux alentours de 5 J), aucun endommagement n'est observé ; (ii) entre 5 et 25 J, les fissures et l'énergie restituée évoluent proportionnellement avec l'énergie d'impact, puis (iii) se stabilisent au-delà de 25 J, jusqu'à la perforation. La technique SIC a permis de corroborer cette première analyse et de fournir des données supplémentaires. Ainsi, comme le montre la , elle a permis de fournir des mesures précises de déflexion de la face inférieure (opposée à l'impact) des échantillons. Dans certains cas, elle a révélé la présence sur cette même face de fissures non visibles après impact. Elle a également montré un changement de comportement du matériau aux alentours de 25 J. Les essais en post-impact, quant à eux, ont révélé que, même à un niveau d'énergie de 5 J, un impact provoque une dégradation de la

performance du composite, avec une diminution d'environ 10 % de la raideur et de 21 % de la résistance en flexion.

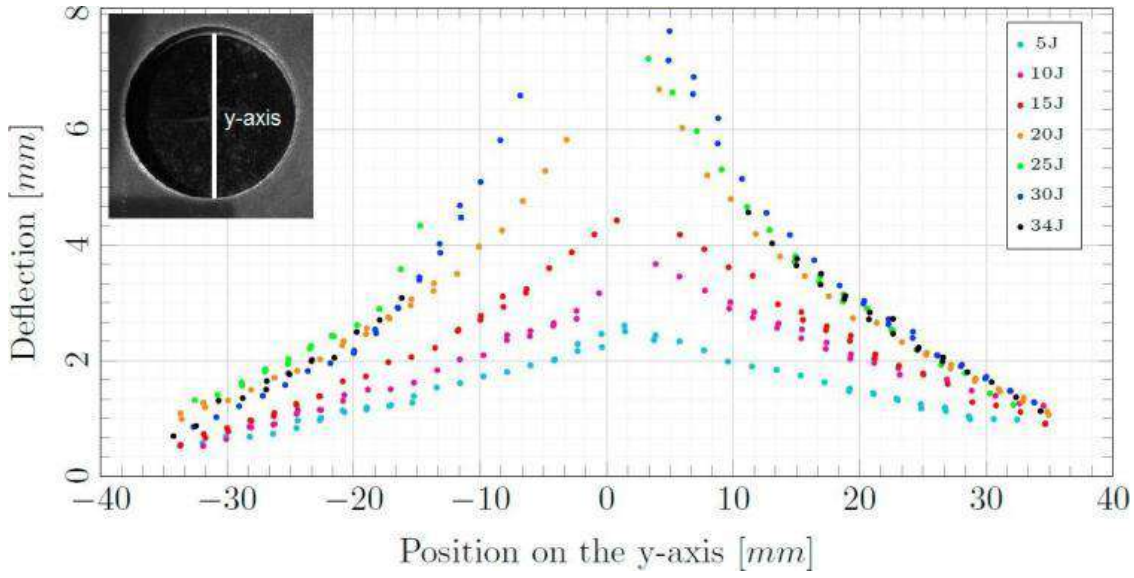


Figure 1.24 – Evolution de la déflexion de la face opposée à l'impact à la déflexion maximale le long de l'axe vertical [121]

1.3.5 Les essais d'indentation quasi-statique : présentation et étendue des similitudes avec les essais d'impact

1.3.5.1 Généralités sur l'essai d'indentation et son rapprochement avec l'essai d'impact sur tour de chute

Un autre type de chargement qui crée de l'endommagement dans les composites et ressemble à l'essai LVI sur tour de chute est l'essai d'indentation quasi-statique (QSI). Un tel essai consiste à appliquer sur le matériau une charge transverse perpendiculaire à la surface à l'aide d'un indenteur ou doigt d'indentation hémisphérique. Alors que l'impacteur d'un essai LVI est en chute libre avant de heurter la surface du composite, l'indenteur d'un essai QSI est amené au contact de l'échantillon avant de lancer l'essai. Comme pour l'impact, les essais QSI peuvent être instrumentés soit en exploitant les capteurs natifs de la machine d'essai universelle (capteurs de force et de déplacement), soit en utilisant des instruments de mesure externes comme des capteurs LVDT. Les résultats obtenus sont les mêmes que pour l'impact. Les données brutes recueillies permettent de tracer des courbes déplacement-temps, force-temps et force-déplacement à partir desquelles on obtient les mêmes paramètres que ceux d'un essai d'impact : rigidité à l'indentation, première chute de charge, force maximale, déplacement

maximal et charge correspondante, déplacement résiduel, énergie absorbée et énergie élastique restituée. Comme le montre la Figure 1.25, qui présente un exemple de courbes force-déplacement LVI et QSI superposées pour des composites carbone/époxy à plis croisés et quasi-isotropes [122], les courbes QSI sont très semblables aux courbes LVI correspondantes, si ce n'est qu'elles sont lisses (pas d'oscillations). Généralement, elles comportent aussi beaucoup plus de points, un essai QSI étant beaucoup plus long qu'un essai LVI et permettant le recueil d'un plus grand nombre de mesures.

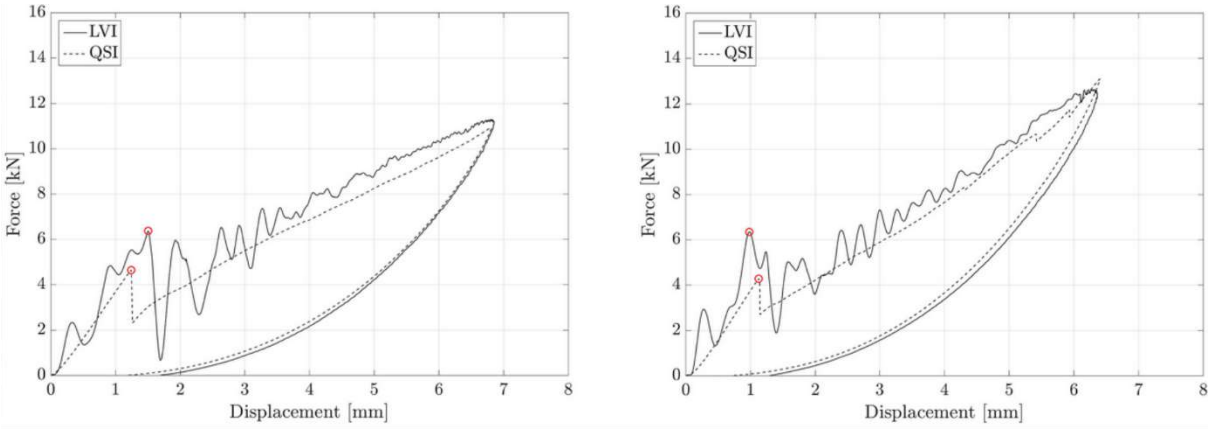


Figure 1.25 – Exemples de courbes force-déplacement LVI et QSI superposées pour des stratifiés carbone/époxy (a) à plis croisés et (b) quasi-isotrope [122]

Ainsi, les deux techniques sont comparables dans leur principe de fonctionnement et dans leurs résultats, si ce n'est que l'une d'elle est dynamique par nature (LVI) tandis que l'autre est quasi-statique (QSI). Cependant, dans un essai LVI, le temps de contact entre l'impacteur et la surface de l'échantillon est long par rapport au temps de propagation de l'onde de contrainte causée par l'impact, ce qui le rapproche d'une condition de chargement statique [123]. Par conséquent, plusieurs auteurs ont comparé les essais LVI et QSI, en particulier pour les stratifiés à fibres de carbone et matrice époxy, recommandant parfois l'utilisation de l'indentation pour analyser et mieux comprendre les mécanismes d'endommagement à l'impact [103], [122], [124]–[126].

En effet, la mise en œuvre et l'instrumentation des essais LVI posent souvent problème. Ces essais requièrent tout d'abord un équipement spécial, une tour de chute. Ensuite, la durée d'un essai LVI est courte, rendant difficile l'analyse de la séquence des endommagements. La brutalité de l'impact limite, voire empêche, l'utilisation d'instruments d'enregistrement tels que des capteurs d'émission acoustique. De plus, les courbes force-déplacement sont plus difficiles

à lire et à interpréter à cause de la présence d'oscillations dues à la nature dynamique de l'essai. À l'inverse, les essais QSI peuvent être réalisés sur une machine d'essai universelle, ne nécessitant qu'un équipement supplémentaire limité et constitué d'un indenteur et d'un système de soutiens (et éventuellement de bridage) des échantillons. La Figure 1.26 donne une représentation schématique d'un tel équipement préconisé par la norme ASTM D6264 [127]. De plus, il est aisé de contrôler le déplacement maximal de l'indenteur lors d'un essai QSI afin d'étudier la séquence des endommagements. Enfin, certaines techniques d'observation telle que l'émission acoustique peuvent être mise en place de façon sécurisée, de faibles fréquences d'acquisition sont suffisantes et les courbes force-déplacement sont dépourvues d'oscillations « parasites ».

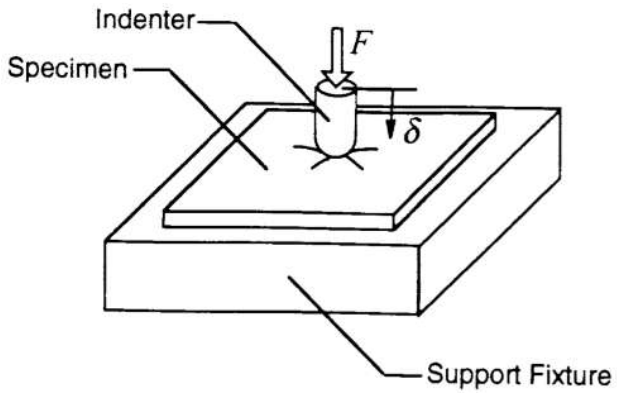


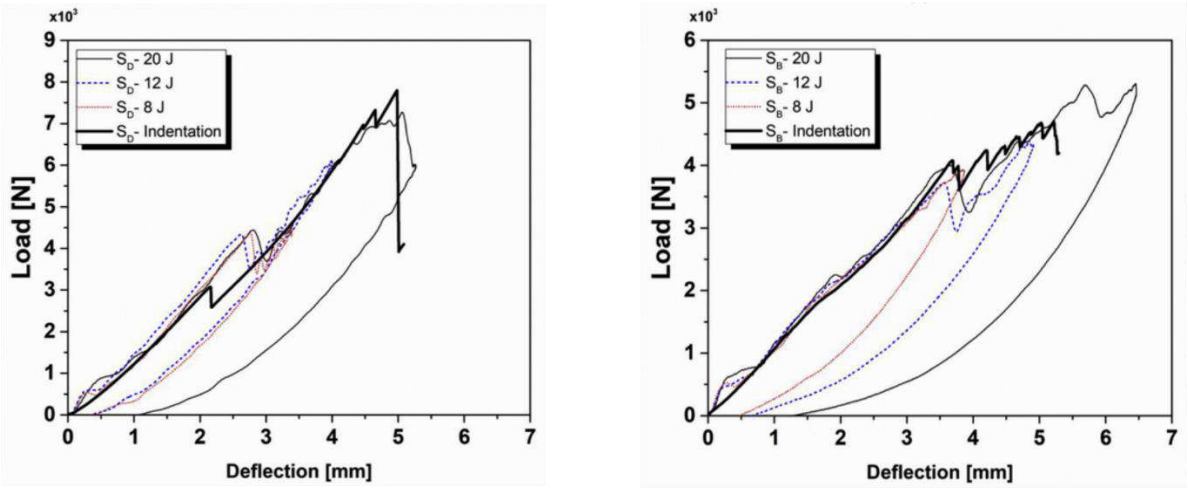
Figure 1.26 – Schéma d'un dispositif QSI (indenteur et support d'échantillon, auxquels pourrait être ajouté un système de bridage) à utiliser sur une machine d'essai universelle [127]

1.3.5.2 Etendue et limite des similitudes entre essais QSI et LVI

Si l'essai QSI a très peu fait l'objet d'études spécifiques, il a en revanche été étudié en comparaison avec les essais sur tour de chute. Malgré la ressemblance des deux types d'essai et les avantages de l'essai QSI par rapport au LVI, la question se pose de leur utilité comme complément ou en remplacement des essais LVI. Certains auteurs n'ont pas trouvé de différences significatives entre les deux types d'essai alors que d'autres rapportent des différences non-négligeables.

Ainsi, les travaux de Nettles et Douglas [124] sur des plaques stratifiées quasi-isotropes carbone/époxy montrent de grandes similitudes entre QSI et LVI en ce qui concerne la charge transverse maximale appliquée et la partie charge des courbes charge-décharge donnant la force en fonction du déplacement. Les différences observées sont minimes et concernent l'énergie

absorbée et la longueur des fissures sur la face opposée au chargement. Aucune conclusion n'est apportée sur la profondeur d'indentation, celle-ci présentant une dispersion trop importante des données. Suresh Kumar et al. [115] aboutissent à des conclusions similaires à l'étude précédente avec des composites stratifiés quasi-isotropes verre/époxy, verre-basalte/époxy et verre-carbone/époxy. Leurs résultats n'indiquent aucune différence significative en termes de profondeur d'indentation, de taille des fissures sur la face opposée et de comportement force-déplacement. En particulier, les changements en force de contact maximale et en déformation résiduelle sont semblables. Saeedifar et al. [103] ont aussi trouvé que le comportement général de deux stratifiés quasi-isotropes carbone/époxy soumis à des essais QSI et LVI présentent de grandes similitudes, avec notamment des pourcentages d'endommagements inter- et intra-plis semblables. La Figure 1.27 présente l'excellente superposition des courbes force-déplacement LVI (3 niveaux d'énergie) et QSI pour les deux stratifiés. Cependant, les auteurs relèvent deux différences importantes entre les deux types d'essai : une différence maximale d'environ 10% de l'aire de la surface de délaminage et une augmentation significative de la charge critique, correspondant à la propagation du délaminage initial, pour les essais LVI comparés aux essais QSI.



(a) (b)

Figure 1.27 – Superposition des courbes force-déplacement LVI (8, 12 et 20 J) et QSI de l'étude de Saeedifar et al. pour des stratifiés carbone/époxy avec les séquences d'empilement (a) [60/0/-60]4S et (b) [604/04/-604]S [103]

Les travaux de Wu et al. [126] montrent un bon accord entre les résultats QSI et LVI pour deux composites à fibres de carbone tressées en-deçà du pic de charge. Au-delà du pic, la charge QSI mesurée était légèrement supérieure à la charge LVI. Les auteurs concluent que les essais

QSI peuvent être utilisés pour analyser l'initiation et le développement de l'endommagement lors d'un impact pour des stratifiés tressés. Dans un article de Zhang et al. [128], les essais LVI et QSI sur stratifiés carbone/bismaléimide présentent des délaminages de formes similaires et une tendance générale semblable de la taille du délaminage dans la direction de l'épaisseur. Ces similitudes sont visibles dans la Figure 1.28 qui montre des images C-scan des endommagements (délaminage et rupture matricielle) d'un même stratifié soumis à des essais LVI et QSI. Cependant, pour une même profondeur d'indentation, l'endommagement matriciel observé sur la face opposée au chargement est un peu plus important pour les essais LVI. En conclusion de leur étude, les auteurs affirment que l'utilisation de l'endommagement QSI pour remplacer l'endommagement LVI permet d'évaluer approximativement la résistance équivalente en compression statique, ce qui est en revanche déconseillé pour l'évaluation de la résistance à la fatigue en compression.

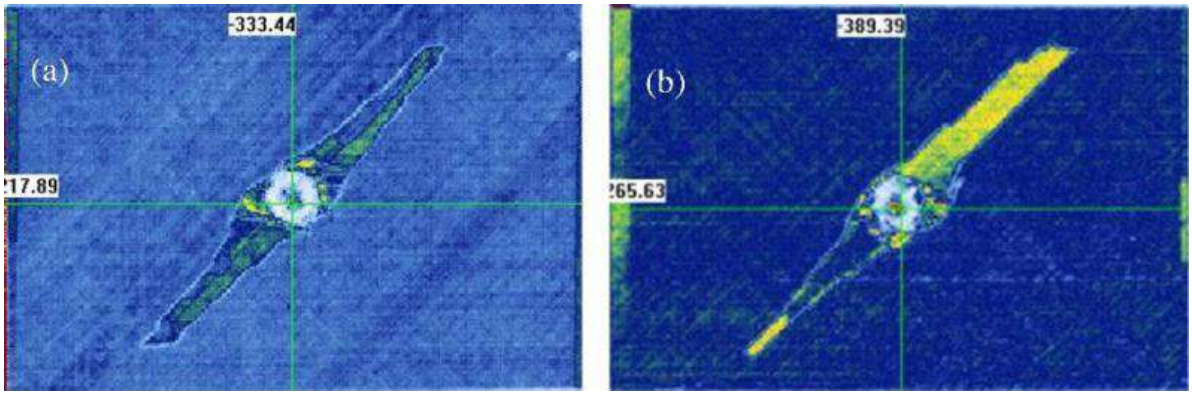


Figure 1.28 – Images C-scan de l'étude de Zhang et al. montrant les endommagements (délaminage et rupture matricielle) d'un même stratifié soumis à des essais (a) LVI et (b) QSI [128]

Des résultats complètement différents ont été mis en évidence dans une autre étude sur des composites carbone/époxy et verre/polyamide-6 à plis croisés ou quasi-isotropes [122]. Des différences entre les deux essais ont été constatées sur la réponse charge-déplacement et étaient significatives pour le composite verre/polyamide-6 en raison de la dépendance du comportement hors plan à la vitesse de déformation. Des analyses C-scan et de microscopie optique ont aussi révélé des différences en termes d'endommagements : mécanismes, types, localisation… Bien que certaines caractéristiques soient relativement similaires (énergie dissipée, surface de délaminage, profondeur d'indentation), les auteurs concluent que les essais LVI et QSI ne sont pas interchangeables pour la caractérisation matériau. Des différences dans la première pente de la courbe force-déplacement ont également été rapportées pour des

stratifiés à fibres de carbone $[\pm 45]_{4s}$, puisque le stratifié soumis à l'impact présentait une rigidité 36% plus élevés que pour l'essai QSI [125]. Bien que la capacité d'accumulation de l'énergie du matériau avant l'apparition d'endommagements importants soit 7% plus élevé à l'impact, des niveaux semblables d'énergie interne, donnés dans le Tableau 1.5, ont été relevés pour les événements les plus notables du processus de chargement, indiqués sur la courbe force-déplacement de la Figure 1.29.

	Energie interne (J)				
Evénement n°	1	2	3	4	5
QSI	5,01	-	29,56	40,83	53,74
LVI	5,36	15,38	28,66	41,18	52,37

Tableau 1.5 – Valeurs de l'énergie interne relevées sur les essais QSI et LVI pour 5 événements notables du processus de chargement précisés dans la Figure 1.26 [125]

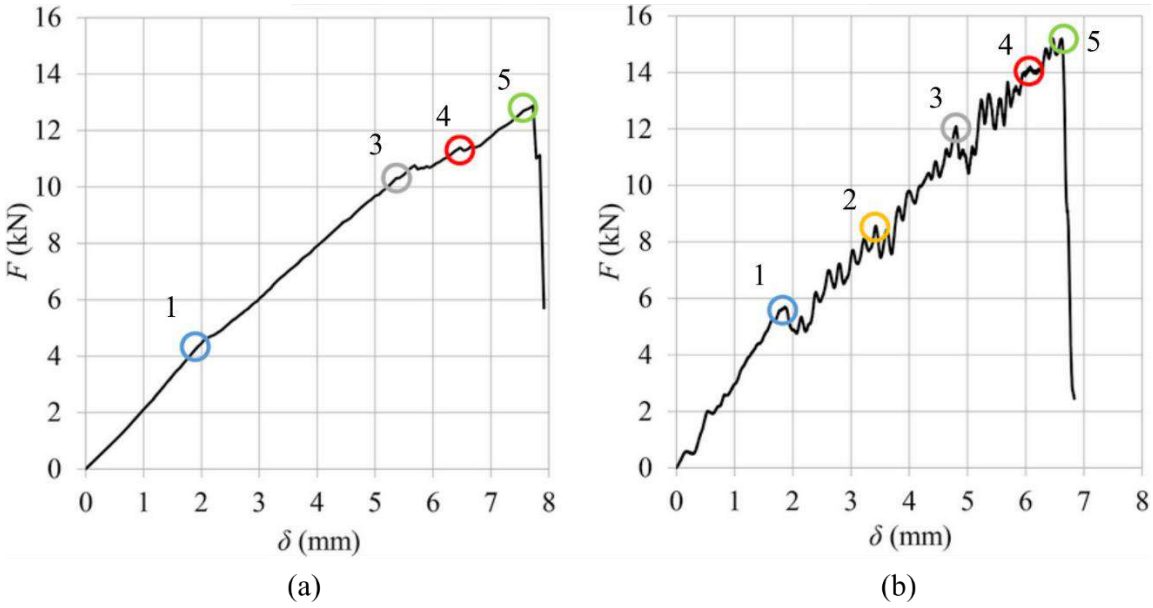


Figure 1.29 – Les 5 événements notables du processus de chargement indiqués sur les courbes force-déplacement (a) QSI et (b) LVI [125]

Les résultats de Goodarz et al. [129] suggèrent que la limite d'applicabilité de l'analyse quasi-statique au problème dynamique de stratifiés aramide/époxy à renfort toile (avec des mats en nanofibres disposés entre les plis) correspond au niveau d'énergie d'impact précédant le début de la pénétration de la plaque. Au-delà de ce niveau d'énergie, des différences sont observées, notamment en termes de force et de déplacement maximums et de surfaces de dépression et de délaminage. Enfin, Zulkafli et al. [130] ont examiné les effets de la séquence

d'empilement de composites hybrides à plis croisés de polypropylène renforcé par des fibres de banane et de verre sur le QSI et le LVI. En comparant l'évaluation des endommagements des éprouvettes QSI et LVI, les auteurs ont observé une différence située au niveau de la rupture, l'éprouvette LVI étant plus fragile que l'éprouvette QSI, ce qui peut s'expliquer par l'impact soudain appliqué aux éprouvettes. À noter également que la surface endommagée des échantillons LVI était plus étendue que celle des échantillons QSI.

Un aperçu synthétique de ces études est présenté dans le Tableau 1.6, qui donne ainsi un aperçu des travaux existants sur la comparaison QSI/LVI en indiquant à chaque fois le type de matériau, la structure du stratifié (ou l'architecture du renfort) et les points communs et différences observés entre les deux types d'essai.

Matériau	**Stratifié/Renfort**	**Ressemblances**	**Différences**	**Réf.**
Carbone/époxy	Quasi-isotrope	Charge transverse max. Courbes force-déplacement (chargement)	Minimes	[124]
Verre/époxy Verre-basalte/époxy Verre-carbone/époxy	Quasi-isotrope	Profondeur d'indentation Taille des fissures sur la face opposée Comportement force-déplacement Force de contact max. Déformation résiduelle		[115]
Carbone/époxy	Quasi-isotropes $[60/0/\text{-}60]_{4S}$ et $[60_4/0_4/\text{-}60_4]_S$	Comportement général Pourcentage d'endommagements inter- et intra-plis	Surface de délaminage (10 % de différence) Charge critique correspondant à la propagation du délaminage initial	[103]
Carbone/époxy	$[\pm 45_6]$ et $[\pm 30_2/\pm 45_2/\pm 60_2]$ Renfort tressé	En-deçà du pic de charge	Légères, au-delà du pic de charge	[126]
Carbone/bismaléimide	$[45/0/-45/90]_{2s}$	Forme des délaminages Taille du délaminage dans la direction de l'épaisseur	Endommagement matriciel sur la face opposée	[128]

		Résistance équivalente en compression statique	Résistance à la fatigue en compression	
Carbone/époxy Verre/polyamide-6	Plis croisés Quasi-isotropes	Energie dissipée Surface de délaminage Profondeur d'indentation	Réponse charge-déplacement Endommagements	[122]
Carbone/époxy	$[\pm 45]_{4s}$	Energie interne	Rigidité (36 % de différence) Capacité d'accumulation de l'énergie	[125]
Aramide/époxy	Renfort toile avec nanomats de PA66 entre les plis	En-deçà du niveau d'énergie précédant le début de la pénétration	Au-delà du niveau d'énergie précédant le début de la pénétration	[129]
Verre-banane/polypropylène	Plis croisés		Rupture (fragilité) Surface endommagée	[130]

Tableau 1.6 – Comparaison entre les essais LVI et QSI

En résumé, certaines des conclusions disponibles sur la comparaison QSI/LVI sont contradictoires et il n'existe pas de consensus réel sur l'équivalence potentielle des deux types d'essai. En outre, le nombre d'études portant sur une telle comparaison reste encore limitée et focalisée sur les stratifiés hybrides plutôt que sur ceux à fibres exclusivement végétales [131], [132]. Par conséquent, le volet expérimental des présents travaux de thèse s'est donné pour objectif d'étudier les similitudes entre les essais LVI et QSI pour des stratifiés lin tissé/époxy afin de :

- fournir des indications et conseils aux chercheurs et industriels qui souhaiteraient remplacer les essais LVI par des essais QSI, moins coûteux et plus pratiques ;
- mieux comprendre les mécanismes d'endommagement de l'impact à partir de l'indentation ;
- faciliter le développement des simulations numériques LVI.

1.4 Conclusion

Ces dernières décennies, le nombre d'études portant sur les matériaux composites à fibres végétales, notamment pour déterminer leurs propriétés mécaniques, a sensiblement augmenté. Les fibres végétales présentent certains avantages par rapport aux fibres synthétiques, en

particulier en ce qui concerne leur disponibilité, leur coût moindre et leur impact environnemental plus limité. Néanmoins, le remplacement de fibres synthétiques par des alternatives végétales n'est envisageable qu'à condition d'avoir des propriétés mécaniques suffisantes et des outils de modélisation fiables et performants, surtout dans le cadre d'une utilisation dans des applications semi-structurelles, voire structurelles.

Parmi les sollicitations auxquelles un composite peut être soumis, l'impact à faible vitesse (LVI) revêt une importance particulière, puisqu'il se produit régulièrement au travers de situations telles que la chute d'un outil sur le composite, un choc avec un autre matériau, etc. Dans ce chapitre, nous avons pu constater qu'un certain nombre de travaux portant sur l'impact de composites à fibres végétales a déjà été réalisé. Cependant, ce nombre est limité. De plus, la mise en œuvre d'essais LVI peut se révéler coûteuse, complexe et peu pratique. Une alternative envisageable est celle de l'essai d'indentation quasi-statique (QSI), qui peut s'effectuer sur une machine d'essai universelle, avec un équipement supplémentaire minimal et peu coûteux. Si certains auteurs ont relevé des similitudes importantes entre les deux types d'essais, il n'existe pas encore de consensus sur l'étendue et les limites de ces similitudes.

Dans le présent travail, nous proposons de combler ces manques en comparant les deux types d'essais et en enrichissant notre base de données existante sur la caractérisation mécanique de stratifiés à renfort tissé en fibres de lin. La récolte de données ayant trait au comportement mécanique du matériau et aux endommagements qu'il subit lors des essais permettra de réaliser cet enrichissement, l'objectif étant de pouvoir remplacer, au moins pour certains niveaux d'énergie, les essais LVI par des essais QSI.

2

Matériaux, élaboration, techniques de caractérisation et résultats expérimentaux

Sommaire

2.1 Introduction 78
2.2 Élaboration des matériaux 79
2.2.1 Résine 79
2.2.2 Renforts 80
2.2.3 Mise en œuvre des composites 82
2.3 Dispositifs d'impact à faible vitesse (LVI) et d'indentation quasi-statique (QSI) 84
2.3.1 Essais LVI 84
2.3.2 Essais d'indentation quasi-statique (QSI) 90
2.4 Autres moyens de caractérisation 95
2.4.1 Émission acoustique (EA) 95
2.4.2 Essais de compression après impact (CAI) 98
2.5 Résultats : données charge-déplacement 100
2.5.1 Concepts et terminologie 100
2.5.2 Comparaison entre l'impact à faible vitesse (LVI) et l'indentation quasi-statique (QSI) 102
2.5.3 Capacité d'absorption de l'énergie 106
2.6 Résultats : étude de l'endommagement 108
2.6.1 Observation des endommagements visibles 108

2.6.2 Analyse de l'émission acoustique (EA) : chronologie d'apparition et de développement des endommagements internes 111
2.7 Conclusion 120

2.1 Introduction

Ce chapitre est consacré d'une part aux matériaux, à leur procédé de mise en œuvre et aux techniques expérimentales utilisées lors de ce travail doctoral, et d'autre part aux résultats du volet expérimental de la thèse. Le composite étudié est un stratifié à 6 plis, orientés dans la même direction et constitués d'une matrice époxy et d'un renfort tissé en fibres de lin et à armature sergé 2×2. Fabriqué par la technique de l'infusion sous vide, il est ensuite principalement soumis à des essais d'indentation quasi-statique (QSI) et à des essais d'impact à faible vitesse (LVI). Afin d'analyser les mécanismes d'endommagement et leur séquence d'apparition, la technique de l'émission acoustique est mise en œuvre sur la plupart des essais QSI et l'analyse des données recueillies est confrontée aux données LVI trouvées dans la littérature.

Les résultats obtenus dans ce volet complètent ceux issus du précédent travail doctoral du projet BioImpact mené sur des stratifiés à renfort tissé sergé en lin soumis à un impact à faible vitesse [54]. Au cours de l'étude bibliographique, et comme stipulé dans le chapitre 1, des similitudes des résultats entre l'essai LVI et l'essai QSI ont été observées dans de nombreux articles. Ce constat a conduit à poursuivre deux objectifs, fil conducteur de ce volet expérimental :

- comparer les essais LVI et QSI afin de confirmer ou non les similarités entre les deux types d'essai ;
- préciser les caractéristiques ad'hoc. Les avantages de cette démarche sont triple : (i) proposer un essai plus simple et moins coûteux à mettre en œuvre que l'impact sur tour de chute ; (ii) porter un éclairage sur les mécanismes d'endommagement de l'impact et leur séquence d'apparition en analysant les endommagements de l'indentation, ce qui est techniquement plus facile à réaliser ; (iii) fournir des résultats expérimentaux permettant de développer une simulation des essais QSI, plus faciles à modéliser que les essais LVI, car quasi-statiques et non dynamiques.

Afin de réaliser cette comparaison, un certain nombre d'essais (trois pour le LVI, quatre pour le QSI) ont été menés à des niveaux d'énergie de 5, 10, 15 et 20 J. À partir des données issues des différents capteurs ajoutés à la tour de chute et de ceux intégrés à la machine d'essais universelle utilisée pour les essais QSI, une analyse des résultats force-déplacement et une analyse énergétique ont pu être réalisées. La mise en place de la technique de l'émission

acoustique sur les essais QSI a permis d'obtenir les valeurs de certains paramètres importants des signaux acoustiques enregistrés, comme l'amplitude, la durée, l'énergie absolue et le nombre de coups. À partir de ces valeurs, deux analyses purement acoustiques et une analyse combinant aspects acoustique et mécanique ont été réalisée, permettant de dresser une chronologie d'apparition et de développement des différents types d'endommagements se produisant lors d'un essai QSI.

Ce chapitre est donc organisé de la façon suivante. Dans le paragraphe 1 sont présentés les constituants et la technique d'élaboration des matériaux composites lin/époxy étudiés dans ce travail doctoral. Par la suite, les différents moyens de caractérisations des matériaux sont exposés dans deux paragraphes distincts. Le paragraphe 2.3 traite des essais centraux de cette thèse, l'essai LVI et l'essai QSI. Le paragraphe 2.4, quant à lui, présente la technique de l'émission acoustique, employée pour caractériser les endommagements lors des essais d'indentation, et les essais de compression après impact, utilisés pour déterminer des paramètres nécessaires à la modélisation des essais d'impact et d'indentation. Ensuite, les paragraphes restants sont consacrés à la présentation des résultats. Le paragraphe 2.5 concerne dans un premier temps les données charge-déplacement. Après une brève présentation de concepts importants (paragraphe 2.5.1), les résultats QSI et LVI sont comparés en termes de courbes force-déplacement (paragraphe 2.5.2), puis une analyse énergétique est réalisée (paragraphe 2.5.3). Les endommagements sont analysés dans un second temps, dans le paragraphe 2.6. Ce travail commence par l'observation et la comparaison des endommagements visibles de l'impact et de l'indentation (paragraphe 2.6.1) avant de se poursuivre sur une étude des signaux acoustiques enregistrés lors des essais QSI, qui est ensuite mise en perspective avec les études des endommagements LVI disponibles dans la littérature (paragraphe 2.6.2).

2.2 Élaboration des matériaux

2.2.1 Résine

La matrice utilisée dans cette étude est un système époxy à deux composants : une résine époxyde SR 8100 et un durcisseur SD 8823, tous deux fournis par l'entreprise SICOMIN et développés spécialement pour l'injection basse pression et l'infusion. Ces deux produits présentent une viscosité très basse à température ambiante, d'excellentes performances mécaniques et une bonne résistance en température due à une température de transition vitreuse

d'environ 80°C. De plus, le durcisseur associé à la résine est un durcisseur lent qui permet des infusions sur de fortes épaisseurs de fibres.

Résine et durcisseur sont mélangés selon la proportion massique de 100/26 : pour 100 g de résine SR 8100, on ajoute 26 g de durcisseur SD 8823. À partir de cette proportion et des masses volumiques de la résine et du durcisseur données par le fournisseur et respectivement égales à 1158 kg/m^3 et 942 kg/m^3, on détermine que la masse volumique de la matrice est égale à 1113 kg/m^3. Le Tableau 2.1 regroupe les principales propriétés mécaniques de la matrice, données par le fournisseur.

	Traction	**Flexion**
Module (MPa)	3200	3100
Résistance maximale (MPa)	66	114
Résistance à la rupture (MPa)	66	-
Allongement à l'effort maximum (%)	2,6	4,6
Allongement à le rupture (%)	2,6	15,2

Tableau 2.1 - Principales propriétés mécaniques de la matrice utilisée dans ce travail doctoral (données fournisseur)

2.2.2 Renforts

Le renfort utilisé dans cette étude, à base de fibres de lin, se présente sous la forme d'un tissu sec à armure sergé 2x2 de grammage 360 g/m² et de masse volumique 1450 kg/m^3. Il est fourni par le Groupe Depestele et porte la référence LINCORE FF T2 360. Le Tableau 2.2 montre les données fournisseurs le concernant. Les mèches stratifils (« roving » en anglais) qui le constituent sont plates et non-torsadées, la cohésion entre les fibres étant assurée par un liant naturel spécifique compatible avec la matrice époxy. Ces mèches sont visibles sur la Figure 2.1 (a), qui présente une image optique du tissu obtenue à l'aide d'une caméra DINOLITE. Leur largeur mesurée est d'environ 2,5 mm.

Masse (g/m²)	**Stratifils par cm**		**1 rouleau**	
	Chaîne	**Trame**	**Longueur (m)**	**Largeur (mm)**
360	3.6	3.6	50	1500

Tableau 2.2 – Données fournisseur du renfort tissé à armature sergé 2×2 (100 % lin)

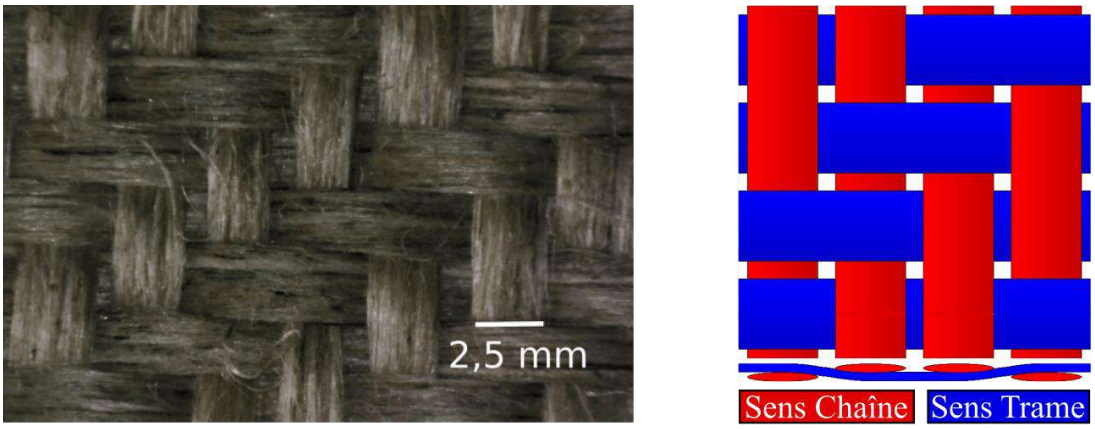


Figure 2.1 - a) Image du tissu sec sergé 2x2 constitué de mèches plates non-torsadées et b) description de l'armure sergé 2x2

Le tissu est constitué par l'entrelacement de fils de chaîne et de fils de trame, ces derniers étant disposés perpendiculairement aux premiers. L'utilisation de ce type de renfort présente certains avantages par rapport aux unidirectionnels, où toutes les fibres sont alignées parallèlement selon une même direction. Ainsi, la résistance au délaminage d'un composite tissé est meilleure et ses propriétés mécaniques sont intéressantes à la fois dans les sens chaîne et trame. L'armure du tissu, qui correspond au motif d'entrelacement des fils de chaîne avec ceux de trame, est un sergé 2x2. Cela signifie que chaque fil de chaîne passe consécutivement au-dessus puis en-dessous de deux fils de trame, et vice versa. D'un fil de chaîne au suivant, les croisements avec les fils de trame sont décalés d'un fil à chaque fois, générant un motif en diagonale comme présenté à la Figure 2.1 (b). L'entrelacement des mèches est ainsi plus délié que dans une armure toile, où chaque fil de chaîne passe successivement au-dessus et en-dessous d'un seul fil de trame. L'armure sergé limite ainsi la diminution des performances mécaniques du composite due à la courbure des fibres et présente une bonne tolérance à l'endommagement grâce au tissage des fils, qui permet le bon maintien latéral des fibres et une épaisseur régulière. De plus, les mèches de chaîne et de trame étant quasi-identiques, le sergé 2x2 de cette étude peut être considéré comme un tissu équilibré présentant les mêmes propriétés mécaniques le long des deux directions. Outre ces avantages, le choix de cette architecture textile a été également motivée par la volonté de continuer l'étude des stratifiés sergé lin/époxy déjà explorés de manière approfondie au cours d'autres thèses au sein du laboratoire ITheMM, dont celle d'Amélie CUYNET précédant la présente étude [54].

Les fibres de lin ont des propriétés mécaniques qui révèlent des disparités importantes : module de rigidité de 12 à 85 GPa, contrainte à la rupture de 600 à 2000 MPa et allongement à la rupture de 1 à 4 % [133]. Comme pour toutes les fibres naturelles, cela est dû à divers facteurs tels la diversité des lieux de production et les conditions météorologiques. En comparant ces propriétés avec celles du Tableau 2.1, on remarque la supériorité du lin par rapport à la résine époxy, d'où l'intérêt d'incorporer cette fibre à la résine afin de la renforcer et d'obtenir un matériau composite aux propriétés intéressantes.

2.2.3 Mise en œuvre des composites

Il existe de multiples techniques de mise en œuvre des matériaux composites à renforts tissés, parmi lesquelles le procédé d'infusion sous vide a été sélectionné pour cette étude. La Figure 2.2 en schématise le principe de fonctionnement [54]. En effet, celui-ci permet de produire des pièces de bonne qualité sans nécessiter un investissement important. Il présente une bonne reproductibilité et un taux de renfort optimisé. De plus, ce procédé est maîtrisé au sein du laboratoire ITheMM de l'URCA à l'IUT de Troyes, qui possède les équipements et le savoir-faire nécessaires et où l'intégralité des plaques composites de cette étude a été réalisée.

2.2.3.1 Description de la mise en œuvre

La technique de l'infusion sous vide consiste à diffuser la résine à travers l'épaisseur d'un empilement de tissus secs en créant une dépression (Figure 2.2). Le matériau composite élaboré pour cette thèse étant constitué de 6 plis orientés dans la même direction $[0]_{3s}$, 6 couches de tissus rectangulaires, découpés aux dimensions de 350 x 400 mm², sont tout d'abord empilées avec la même orientation sur une plaque en verre préalablement recouverte d'un agent de lustrage pour faciliter le démoulage. L'empilement est ensuite recouvert d'un morceau de tissu d'arrachage qui, lui aussi, facilitera le démoulage de la plaque composite. Un morceau de tissu de drainage microperforé est également ajouté par-dessus les autres tissus. Il assistera la diffusion de la résine dans les plis en améliorant sa répartition et en favorisant son écoulement. Par la suite, une bâche d'étanchéité est disposée sur l'ensemble et fixée à la plaque en verre par du mastique étanche. La bâche est percée de deux orifices pour l'entrée et la sortie de la résine. Une pompe à vide, connectée à l'orifice de sortie, applique une pression de 0,6 bar lors de la mise sous vide. L'infusion est effectuée à température ambiante. La résine est injectée dans la bâche et imprègne les renforts secs. Après polymérisation à température ambiante pendant au moins 24h, et en accord avec les recommandations du fournisseur, la plaque composite obtenue est déposée en enceinte climatique pendant 24h supplémentaires. L'enceinte est réglée à une

température de 40°C et à une humidité relative de 20 % afin d'obtenir une réticulation optimisée de la résine.

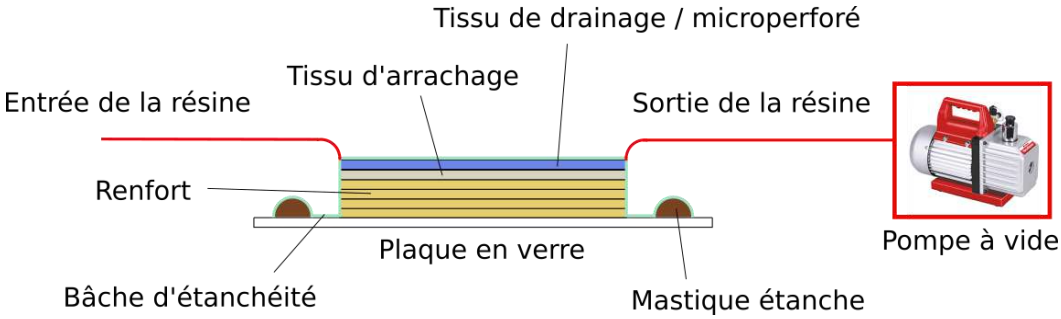


Figure 2.2 – Principe de la technique d'infusion sous vide (d'après [54])

2.2.3.2 Détermination des caractéristiques des composites

Une fois les plaques terminées, celles-ci sont découpées au laser afin d'obtenir des échantillons de 100 x 150 mm² pour les essais d'impact à faible vitesse LVI (de l'anglais Low Velocity Impact) et les essais d'indentation quasi-statique QSI (de l'anglais Quasi-Static Indentation).

La fraction volumique des fibres est obtenue selon la relation (2.1) suivante :

$$v_f = \frac{1}{1+\left(\frac{M_c - M_f}{M_f}\right)\left(\frac{\rho_f}{\rho_m}\right)} \tag{2.1}$$

Les densités ρ_m de la matrice et ρ_f des fibres sont données par les fournisseurs et respectivement égales à 1100 kg/m^3 et 1450 kg/m^3. Les deux autres paramètres M_f et M_c sont déterminés respectivement par la pesée des 6 couches de tissu sec empilées pour former une plaque et de la plaque finie elle-même.

Le taux de porosité est déterminé expérimentalement par l'équation (2.2) :

$$v_v = 1 - \frac{M_c}{l \cdot w \cdot h \cdot \rho_m} + \frac{n \cdot \rho_f^s}{h} \cdot \left(\frac{1}{\rho_m} - \frac{1}{\rho_f}\right) \tag{2.2}$$

où M_c est la masse de la plaque finie, déterminée par pesée ; n, le nombre de plis (ici, 6) ; ρ_f^s, la densité surfacique du tissu sec, donnée par le fournisseur (360 g/m²) ; l, w et h, les dimensions de la plaque.

Le Tableau 2.3 résume les caractéristiques des échantillons fabriqués (les épaisseurs ont été mesurées à l'aide d'un comparateur) :

Epaisseur (mm)	Fraction volumique de fibres (%)	Porosité (%)
4,46 ± 0,182	33,81 ± 1,52	1,93 ± 1,41

Tableau 2.3 - Caractéristiques des échantillons composites

2.3 Dispositifs d'impact à faible vitesse (LVI) et d'indentation quasi-statique (QSI)

2.3.1 Essais LVI

2.3.1.1 Présentation des essais d'impact et de la tour de chute

Les essais LVI occupent une position centrale dans cette étude, dont l'objectif est de fournir des outils de modélisation de stratifiés à fibres de lin soumis à ce type d'essai. Comme expliqué dans le chapitre 1, parmi les différents dispositifs utilisables pour effectuer des essais LVI, le choix s'est porté sur une tour de chute pour sa simplicité de mise en œuvre et sa pertinence. Celle utilisée dans cette étude est présente au laboratoire SYMME de l'Université Savoie Mont Blanc à Annecy et a été conçue et fabriquée lors du stage de master d'Amélie CUYNET [134].

La Figure 2.3 présente une vue d'ensemble photographique du dispositif [54]. Ce dernier est muni d'un rail de guidage vertical le long duquel peut se mouvoir en translation, sur une distance maximale de 2 m, une masse tombante variant entre 1 et 3 kg. Cette dernière est constituée d'un plateau sur lequel peuvent être disposées des masses et sous lequel est vissé un impacteur, ou doigt d'impact, à l'extrémité hémisphérique et de diamètre 14,7 mm. C'est ce système qui permet d'appliquer le chargement d'impact au centre de l'échantillon. Celui-ci est disposé en bas de la tour dans un dispositif de serrage amovible constitué d'une matrice et d'un serre-flanc. Tous deux sont munis d'une ouverture circulaire de 80 mm de diamètre. La partie basse de la tour est elle-même ajourée, permettant potentiellement au doigt d'impact de traverser l'échantillon. En raison des frottements, la vitesse maximale théorique de l'impacteur est de 5,7 m/s, ce qui correspond à une énergie d'impact de 49 J pour la masse tombante maximale de 3 kg.

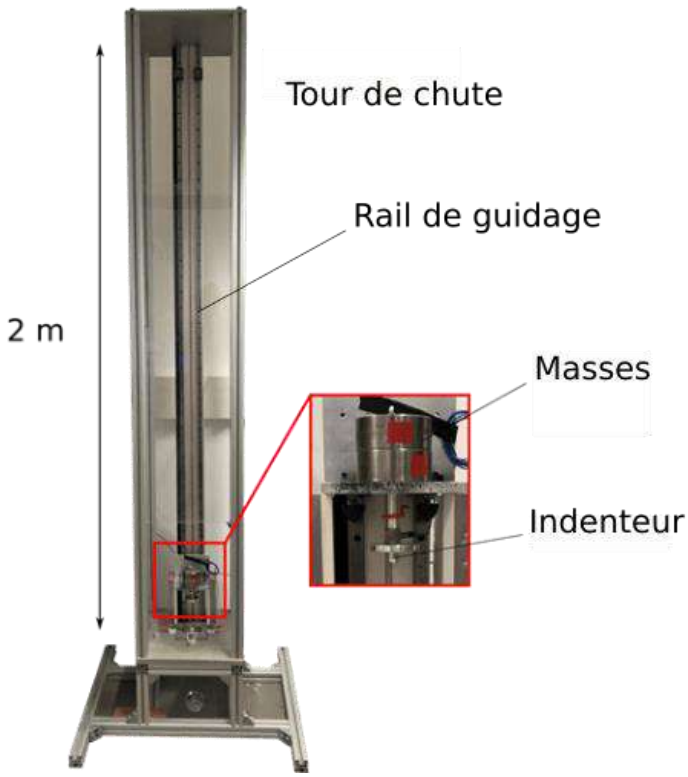


Figure 2.3 – La tour de chute du laboratoire SYMME (d'après [54])

Lors d'un essai d'impact, l'éprouvette testée doit impérativement être maintenue en place sous peine d'être déplacée ou entraînée par l'indenteur à cause de la violence du choc. À l'origine [134], la tour de chute a été conçue avec un système de maintien des échantillons constitué d'une matrice, d'un serre-flanc et de trois brides de serrage. Cependant, comme nous le verrons dans au paragraphe 2.3.2, les essais QSI requièrent également l'utilisation d'un système de fixation des éprouvettes. Afin que les essais QSI et LVI soient effectués dans des conditions aussi semblables que possible, nous avons décidé de concevoir un système de fixation unique, commun aux deux essais, et de le fabriquer en deux exemplaires, un qui s'adaptera à la tour de chute et l'autre, au dispositif TIX. Ce système de fixation, présenté à la Figure 2.4, est constitué d'une matrice et d'un serre-flanc aux dimensions de 120 x 180 mm². Chacun dispose en son centre d'un orifice circulaire de 80 mm de diamètre. Dans la matrice de 18 mm d'épaisseur a été usinée une poche d'environ 1 mm de hauteur. Celle-ci permet de disposer l'échantillon à tester de sorte qu'il soit bien centré par rapport aux orifices et qu'il soit maintenu en place lors du serrage du serre-flanc. Ce dernier, épais de 20 mm, peut être fixé à la matrice par 8 vis. Il est également possible d'effectuer des essais sans serre-flanc, l'échantillon étant alors en appui simple sur la matrice.

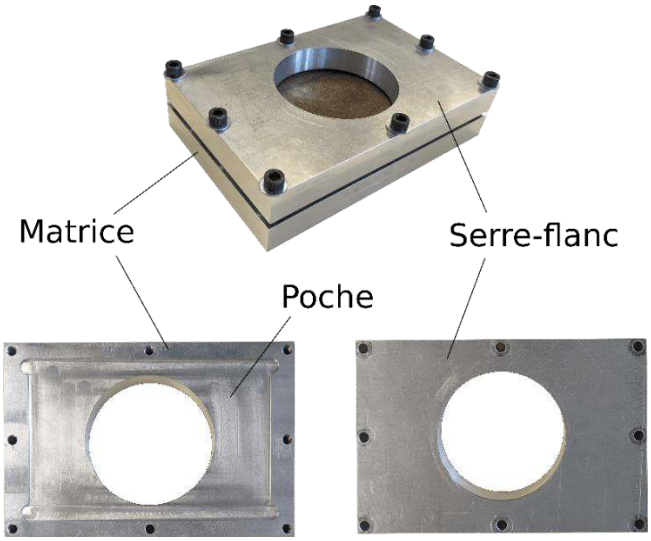


Figure 2.4 – Le dispositif de serrage des échantillons, constitué d'une matrice et d'un serre-flanc conçus et fabriqués dans le cadre de cette étude

2.3.1.2 Calibrage de la tour de chute

Les essais d'impact sont réalisés à des niveaux d'énergie spécifiques prédéterminés : 5 J, 10 J, 15 J et 20 J. En l'absence de tout mécanisme de dissipation d'énergie (frottement avec le rail de guidage, vibrations…), l'énergie potentielle de pesanteur que la masse tombante possède à sa hauteur de chute est entièrement convertie en énergie cinétique lorsque l'impacteur entre en contact avec l'échantillon. Ainsi, l'énergie d'impact E_{imp}, qui correspond à l'énergie cinétique au moment du contact, est liée à la hauteur de chute h et à la valeur de la masse tombante, qui est la masse m de l'ensemble {plateau, doigt, masses, capteurs}, par la formule :

$$E_{imp} = mgh \tag{2.3}$$

Afin d'effectuer un essai LVI à un niveau d'énergie donné, on peut donc faire varier la valeur de la masse tombante ou celle de la hauteur de chute. Cependant, la formule présentée ci-dessus est établie en supposant l'absence de mécanismes de dissipation d'énergie. Pour tenir compte de ces mécanismes, des essais préliminaires ont été réalisés avec différentes masses à différentes hauteurs de chute pour en mesurer l'énergie d'impact réelle. Les hauteurs testées vont de 12 à 136 cm et 3 masses ont été utilisées : m_0 = 910 g, m_1 = 1928 g et m_2 = 2948 g. Pour chaque combinaison masse/hauteur testée, le plateau tombant a été lâché de la même hauteur deux fois d'affilée pour vérifier la répétabilité des essais.

L'énergie d'impact a été calculée en utilisant une caméra rapide PHOTRON FASTCAM SA3 disposée face à la tour de chute. La caméra étant réglée pour prendre 2000 images par

seconde, il est possible de connaître la position de l'impacteur toutes les 1/2000 s en utilisant une technique de corrélations d'images numériques. La position verticale de l'impacteur $y(t)$ étant connue à l'instant t, sa vitesse instantanée peut être calculée à chaque instant où l'impacteur est visible dans le champ de la caméra à l'aide des équations (2.4), (2.5) et (2.6).

Si $t_0 < t_n < t_f$, avec t_n le temps à l'incrément n, t_0 le temps d'origine et t_f le temps à la fin :

$$v_{t_n} = \frac{y_{t_{n+1}} - y_{t_{n-1}}}{t_{n+1} - t_{n-1}} \tag{2.4}$$

A $t_n = t_0$, la vitesse est calculée ainsi :

$$v_{t_0} = \frac{y_{t_1} - y_{t_0}}{t_1 - t_0} \tag{2.5}$$

Enfin, à $t_n = t_f$, la vitesse est déterminée de la manière suivante :

$$v_{t_f} = \frac{y_{t_f} - y_{t_{f-1}}}{t_f - t_{f-1}} \tag{2.6}$$

La vitesse d'impact correspond à la vitesse de l'impacteur à l'instant où celui-ci entre en contact avec la surface de l'échantillon. Avant cet instant, la vitesse ne fait qu'augmenter, alors qu'après, elle diminue jusqu'à s'annuler lorsque la déflection maximale de l'échantillon est atteinte. Ainsi, le moment de l'impact marque un changement d'évolution de la valeur de la vitesse entre 2 incréments de temps consécutifs et la vitesse d'impact correspond à la vitesse maximale de l'impacteur. Afin de déterminer celle-ci, on commence donc par prendre la valeur de la vitesse pour laquelle y est minimal, puis on « remonte » les incréments de vitesse dans le temps en vérifiant à chaque fois que la valeur de la vitesse à l'incrément précédent est supérieure à la vitesse actuelle. Si c'est bien le cas, la vitesse d'impact n'est pas encore atteinte et la vitesse actuelle prend la valeur de l'incrément précédent. L'opération est répétée jusqu'à ce que la vitesse de l'incrément qui précède la valeur actuelle soit inférieure.

Une fois la vitesse d'impact déterminée, on peut tracer la courbe de la vitesse d'impact en fonction de la hauteur de chute et de la masse utilisée (Figure 2.5, d'après [54]). L'énergie cinétique d'impact E_{imp} (Figure 2.6, d'après [54]), qui dépend de la valeur de la masse tombante m et de la vitesse d'impact v_{imp}, peut alors en être déduite grâce à l'équation :

$$E_{imp} = \frac{1}{2} m v_{imp}^2 \tag{2.7}$$

Les résultats obtenus montrent que les essais sont répétitifs et permettent, après avoir effectué des régressions linéaires pour chaque masse, d'exprimer les équations (2.8) à (2.10) suivantes :

$$\mathrm{E} = 3,48 \times h \text{ avec } m_0 \tag{2.8}$$

$$\mathrm{E} = 10,86 \times h \text{ avec } m_1 \tag{2.9}$$

$$\mathrm{E} = 24,70 \times h \text{ avec } m_2 \tag{2.10}$$

où E est l'énergie cinétique au moment de l'impact et h, la hauteur de chute.

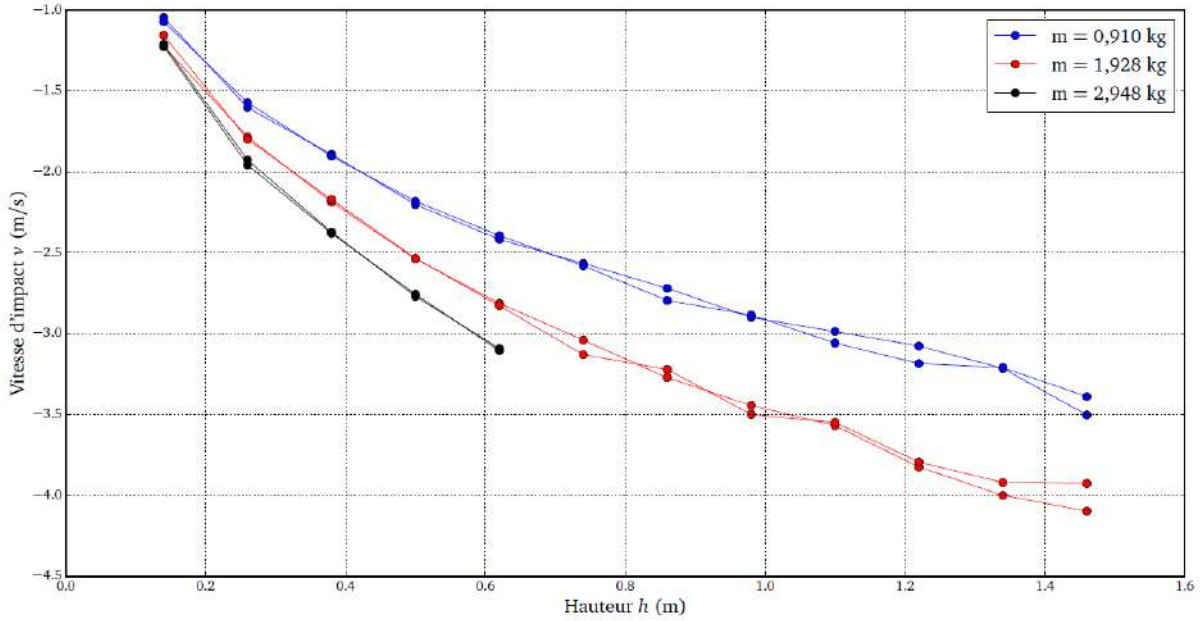


Figure 2.5 – Vitesse d'impact en fonction de la hauteur de chute pour les 3 masses tombantes considérées (d'après [54])

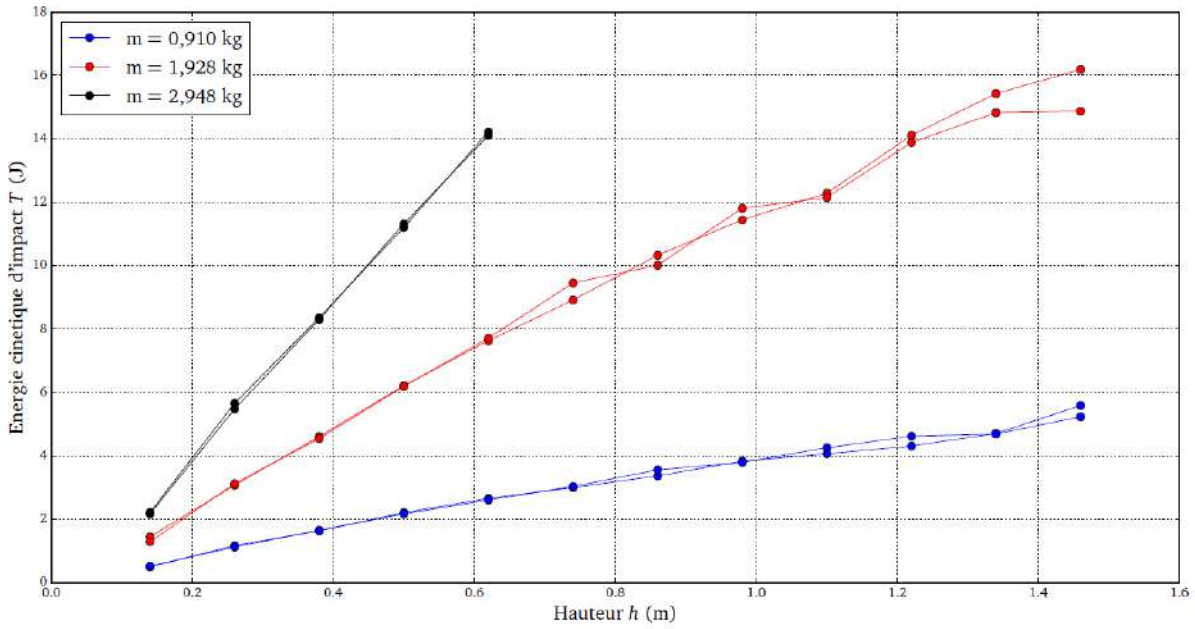


Figure 2.6 – Energie d'impact en fonction de la hauteur de chute pour les 3 masses tombantes considérées (d'après [54])

Ces résultats ont servi de base pour choisir la masse utilisée pour tous les essais et la hauteur d'impact spécifique à chaque niveau d'énergie testé. Ces hauteurs ont été reportées et marquées sur la tour de chute afin de faire manuellement tomber le plateau depuis la hauteur convenable pour le niveau d'énergie désiré. De plus, l'énergie d'impact réelle a été calculée lors des essais à l'aide des capteurs présents sur la tour de chute.

2.3.1.3 Instrumentation

Afin d'effectuer les mesures nécessaires à l'étude des essais LVI, la tour est instrumentée d'un capteur de force et d'un accéléromètre. Le premier, positionné juste au-dessus de l'impacteur, est utilisé pour mesurer la charge appliquée à l'échantillon durant l'impact. Sa fréquence d'échantillonnage maximale est de 100 kHz. Le second, disposé juste au-dessus des masses tombantes, dans l'axe du doigt d'impact, et dont la capacité de mesure peut aller jusqu'à 50 g, permet le calcul de la vitesse et du déplacement de l'impacteur, par intégration et double intégration respectivement, selon les formules (2.11) et (2.12) suivantes :

$$\mathrm{v}(\mathrm{t}) = \int_{t_0}^{t} a(u)\,du + v(t_0) \tag{2.11}$$

$$\mathrm{d}(\mathrm{t}) = \int_{t_0}^{t} v(u)\,du + d(t_0) \tag{2.12}$$

où v(t) est la vitesse et d(t), le déplacement du doigt d'impact.

Numériquement, afin d'obtenir une approximation des valeurs de la vitesse et du déplacement, la méthode dite des trapèzes est utilisée en appliquant, par calcul récursif, les formules (2.13) et (2.14) suivantes :

$$\mathrm{v}(t_k) \approx \frac{a(t_{k-1}) + a(t_k)}{2} \times \Delta t + v(t_{k-1}) \tag{2.13}$$

$$\mathrm{d}(t_k) \approx \frac{v(t_{k-1}) + v(t_k)}{2} \times \Delta t + d(t_{k-1}) \tag{2.14}$$

où t_k et t_{k-1} représentent le temps aux incréments k et $k-1$ respectivement, et $\Delta t = t_k - t_{k-1}$.

Les constantes d'intégration sont calculées de sorte que :

- la vitesse soit nulle quand l'impacteur atteint la déflection maximale,
- le déplacement soit nul dès que l'impacteur entre en contact avec l'échantillon.

Il est ainsi possible de déterminer l'énergie d'impact en connaissant l'instant t où l'impacteur touche l'échantillon et en prenant sa vitesse v_t à ce moment en utilisant l'équation (2.7), puis de la comparer avec l'énergie d'impact théorique donnée par les équations (2.8), (2.9) ou (2.10).

2.3.2 Essais d'indentation quasi-statique (QSI)

2.3.2.1 Présentation des essais d'indentation et du dispositif TIX

Comme expliqué dans le chapitre 1, les essais QSI présentent plusieurs avantages par rapport aux essais LVI et peuvent être exploités pour obtenir des résultats approchant ceux des essais LVI. Les essais QSI de cette étude ont été réalisés sur une machine d'essai universelle INSTRON modèle 3382, sur laquelle un dispositif spécial a été monté à la place du mord inférieur de la machine. Dénommé dispositif TIX pour Tout en InoX, il a été conçu et fabriqué au laboratoire SYMME de l'Université Savoie Mont Blanc à Annecy dans le cadre des travaux de thèse de Thomas Pottier sur la caractérisation mécanique du comportement d'échantillons en titane [135]. Le dispositif est présenté dans la Figure 2.7. Il est constitué d'un socle en acier inoxydable, ajouré au centre de sa face supérieure d'un orifice circulaire de 100 mm de diamètre. Un ensemble {matrice, serre-flanc}, identique à celui utilisé lors des essais LVI et dans lequel

est placé l'échantillon, est disposé au centre de la face supérieure, au-dessus de l'orifice. À l'origine, comme dans le cas de la tour de chute (voir paragraphe 2.3.1), un autre dispositif de fixation des échantillons était utilisé [135], [136]. De forme circulaire, il était constitué d'une matrice, d'un serre-flanc et de deux brides de serrage. Ce système ayant été remplacé dans cette étude par notre propre dispositif de fixation muni de vis (voir 2.3.1), l'une des deux brides a été retirée pour disposer des cales permettant de placer convenablement le système de fixation sur le socle TIX (Figure 2.7). L'autre bride est inutilisée. Comme mentionné dans le paragraphe 2.3.1 précédent, le serre-flanc peut être retiré pour des essais en appui simple. Un indenteur de 14,7 mm de diamètre, identique à l'impacteur utilisé pour les essais LVI, est fixé sur la machine INSTRON en lieu et place du mord supérieur.

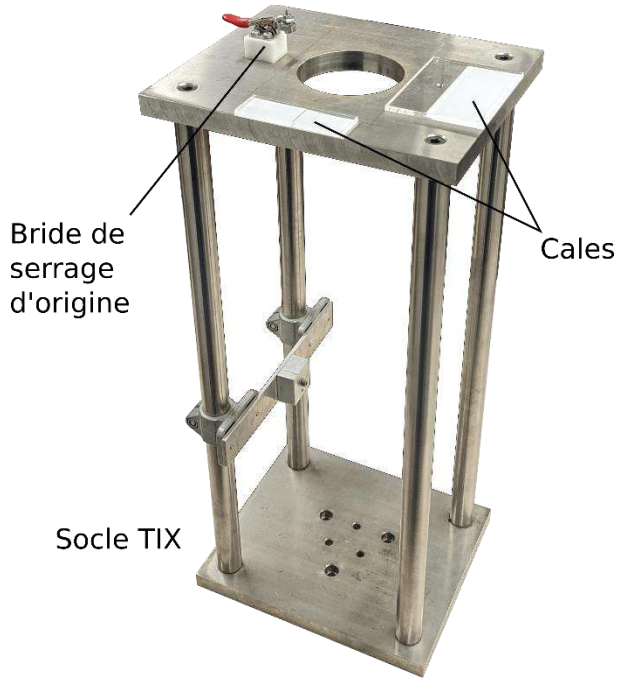


Figure 2.7 – Socle du dispositif TIX utilisé pour les essais QSI

Lors d'un essai QSI, le logiciel Bluehill 2 version 2.21 est utilisé pour piloter la machine de traction et recueillir les données en provenance des différents capteurs : capteur de force et accéléromètre intégrés à la machine INSTRON et éventuellement un capteur LVDT externe branché à la machine. Chaque essai se déroule à la vitesse constante de 1,5 mm/min et est constitué d'un cycle de charge-décharge cherchant à simuler les phases d'impact et de rebond d'un essai LVI. Chaque cycle est programmé pour atteindre un déplacement maximal prédéterminé de l'indenteur. Celui-ci dépend du niveau d'énergie voulu, comme expliqué ci-après. Les niveaux d'énergie sont les mêmes que ceux de l'impact : 5 J, 10 J, 15 J et 20 J.

2.3.2.2 Calibrage de la machine INSTRON pour les essais QSI

Afin de pouvoir comparer les résultats QSI et LVI, les deux types d'essais ont dû être réalisés aux mêmes niveaux d'énergie. Cependant, contrairement à l'impact, il n'est pas possible de relier énergie d'indentation et hauteur de chute puisque l'indenteur est amené directement au contact de l'échantillon avant chaque essai. Pour faire varier l'énergie d'indentation, il est donc nécessaire de modifier le déplacement maximal de l'indenteur. En s'appuyant sur les similitudes entre LVI et QSI rapportées dans la littérature (voir chapitre 1), nous avons émis l'hypothèse qu'en déterminant la valeur moyenne des déplacements maximums de l'impacteur mesurés lors des essais LVI et en déplaçant l'indenteur jusqu'à cette valeur moyenne, les niveaux d'énergie d'indentation obtenus devraient être semblables à ceux de l'impact. Des essais QSI préliminaires ont alors été réalisés, chacun d'entre eux consistant en un cycle charge-décharge. Les valeurs moyennes de tous les déplacements maximums enregistrés lors des essais LVI ont été calculées : 4,15 mm pour 5 J, 6,04 mm pour 10 J, 9,55 mm pour 15 J et 12,06 mm pour 20 J. Pour chaque niveau d'énergie, lors de la phase de charge, l'indenteur a été déplacé à vitesse constante (1,5 mm/min) jusqu'au déplacement maximal correspondant, puis lors de la phase de décharge, l'indenteur a été ramené, à la même vitesse que précédemment, jusqu'à sa position initiale. Après les essais, les énergies d'indentation ont été déterminées à partir des courbes force-déplacement obtenues et celles-ci se sont bien révélées semblables aux énergies d'impact, comme le montre le Tableau 2.4. Le procédé de pilotage ainsi défini a alors été utilisé pour tous les essais QSI.

Déplacement max. du doigt (mm)	**Energie moyenne (J)**		**Différence (%)**
	LVI	**QSI**	
4,15	4,92	5,11	+ 3,86
6,04	8,97	9,17	+ 2,23
9,55	15,76	15,99	+ 1,46
12,06	20,79	21,15	+ 1,73

Tableau 2.4 - Comparaison entre les énergies d'indentation et d'impact pour un même déplacement maximal du doigt

2.3.2.3 Utilisation d'un capteur LVDT

De manière générale, le capteur de déplacement intégré aux machines de traction effectue une mesure globale du déplacement de l'ensemble dispositif, éprouvette, mors haut et bas, d'où

l'emploi de capteurs externes pour palier à ce problème, tels les extensomètres utilisés lors des essais de traction. Afin d'obtenir des mesures de déplacement locales obtenues lors des essais QSI, un capteur LVDT a été utilisé lors d'essais préliminaires et ses mesures de déplacement ont été comparées aux mesures de la machine INSTRON. Ce capteur, fourni par INSTRON mais produit par SOLARTRON (référence 924883 AX/2.5/S), dispose d'une plage de mesure de ± 2,5 mm et d'une précision de ± 0,5 % avec un déplacement mesurable minimum de 0,0001 mm. L'accéléromètre intégré à la machine étant situé dans la traverse qui pilote le mord supérieur, le capteur LVDT devait également pouvoir mesurer le déplacement de l'indenteur pour une bonne comparaison des mesures. Dans ce but, une languette d'acier a été fabriquée afin de s'ajuster entre l'indenteur et le cylindre auquel il est vissé, comme le montre la Figure 2.8. La pointe du capteur LVDT, constituée d'une bille de 3 mm de diamètre montée sur un ressort, est ensuite comprimée et disposée sur la languette. Ainsi, lors de la descente de l'indenteur, la pointe du capteur se détend, mesurant le déplacement du doigt d'indentation.

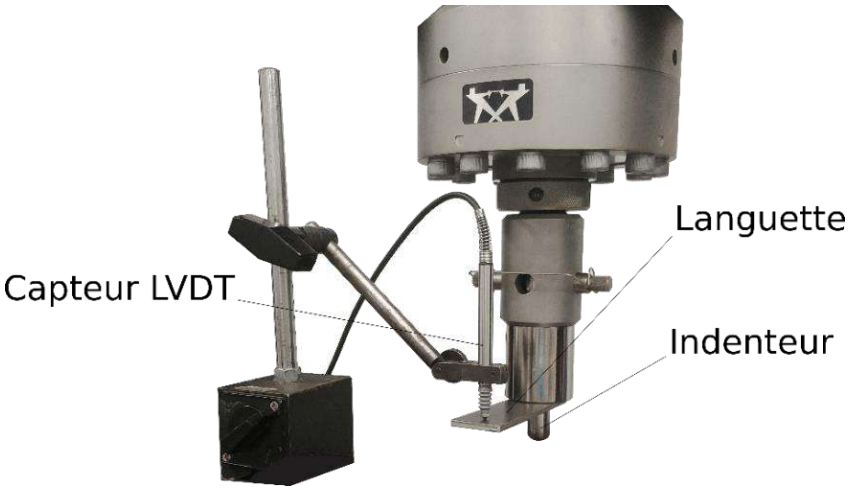


Figure 2.8 – Dispositif de mesure du déplacement de l'indenteur à l'aide du capteur LVDT, dont la pointe repose sur une languette en acier

La Figure 2.9 présente, pour différentes valeurs de charge, la moyenne et les écarts-types des écarts Δd entre les mesures de la traverse (capteur de déplacement intégré) et du capteur LVDT, calculés à partir de 11 essais différents selon la formule :

$$\Delta d = \frac{d_{trav} - d_{lvdt}}{d_{trav}} \times 100 \qquad (2.15)$$

où Δd est exprimé sous la forme d'un pourcentage et d_{trav} et d_{lvdt} correspondent aux déplacements mesurés respectivement par la traverse et le capteur LVDT.

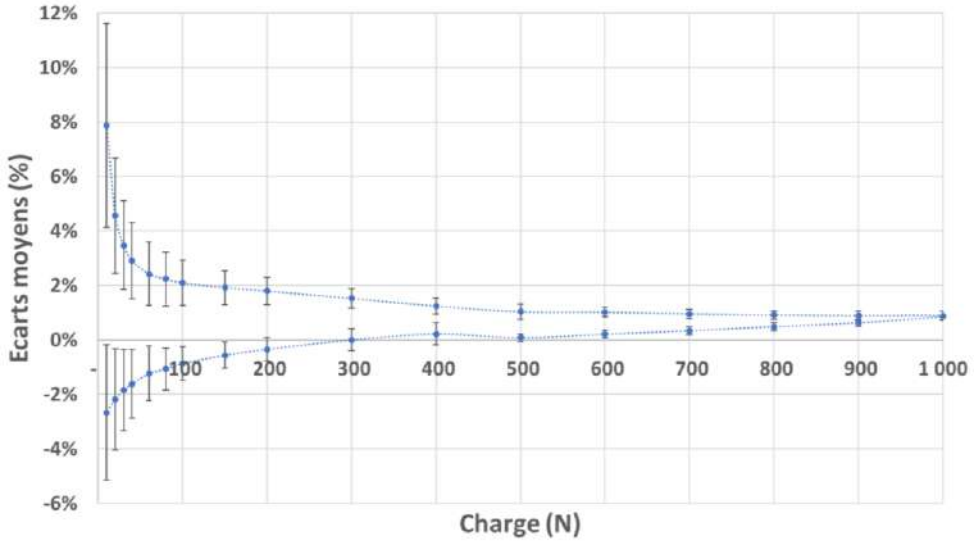


Figure 2.9 – Ecarts moyens entre les déplacements mesurés par le capteur LVDT et par la traverse pour différentes valeurs de charge

La courbe est divisée en deux parties, la partie supérieure correspondant à la phase de charge et la partie inférieure, à la phase de décharge. Les différences de mesures étant minimes (moins de 2 % à partir de 150 N et moins de 1 % à partir de 500 N lors de la charge), il a été décidé d'utiliser les mesures de déplacement de la traverse dans le tracé des courbes force-déplacement, ce qui a permis de libérer le capteur LVDT pour effectuer d'autres mesures.

En effet, le capteur LVDT a également été utilisé lors de certains essais pour mesurer le déplacement du centre de la face inférieure des échantillons (voir Figure 2.10). Ces mesures ont permis de comparer le déplacement du centre de la face inférieure de l'échantillon avec celui de l'indenteur, qui correspond à la déflexion du centre de la face supérieure (tout du moins avant la pénétration de l'indenteur dans l'échantillon).



Figure 2.10 - Capteur LVDT disposé au centre de la face inférieure d'un échantillon

2.4 Autres moyens de caractérisation

2.4.1 Émission acoustique (EA)

2.4.1.1 Présentation de la technique d'EA

La technique de l'EA est une méthode de contrôle non destructif qui permet de caractériser les mécanismes de rupture se produisant au sein d'un matériau lors d'un essai et d'en déterminer la séquence d'apparition. Cette technique présente deux principaux avantages : effectuer des mesures sans endommager l'échantillon étudié et enregistrer les informations en temps réel, alors que l'essai est en train de se dérouler.

Comme présenté à la Figure 2.11, lorsqu'un phénomène de rupture se produit au sein d'un échantillon (fissuration matricielle, délaminage, rupture de fibre…), une discontinuité apparaît localement dans les champs de déplacement et de contrainte. Au niveau de cette discontinuité, appelée événement, de l'énergie est libérée sous forme d'onde de déformation élastique qui se propage alors dans le matériau. Lorsque cette onde atteint la surface, elle génère une onde de surface qui peut être recueillie par des capteurs piézoélectriques adaptés. Ceux-ci traduisent alors l'onde en un signal électrique qui est ensuite amplifié et analysé. La phase d'analyse consiste notamment à déterminer un certain nombre de paramètres temporels du signal, comme son amplitude maximale, son énergie, sa durée, son nombre de coups ou son temps de montée. Pour la plupart de ces paramètres, un seuil de détection est préalablement fixé afin de discriminer les signaux provenant d'un événement au sein du matériau de ceux constituant le

bruit de fond. Chaque signal ainsi recueilli et conservé constitue une salve d'EA, telle celle représentée à la Figure 2.12. Les paramètres de chaque signal peuvent ensuite être exploités pour classer les signaux et associer chaque classe au type de mécanisme de rupture qui les a produits [137].

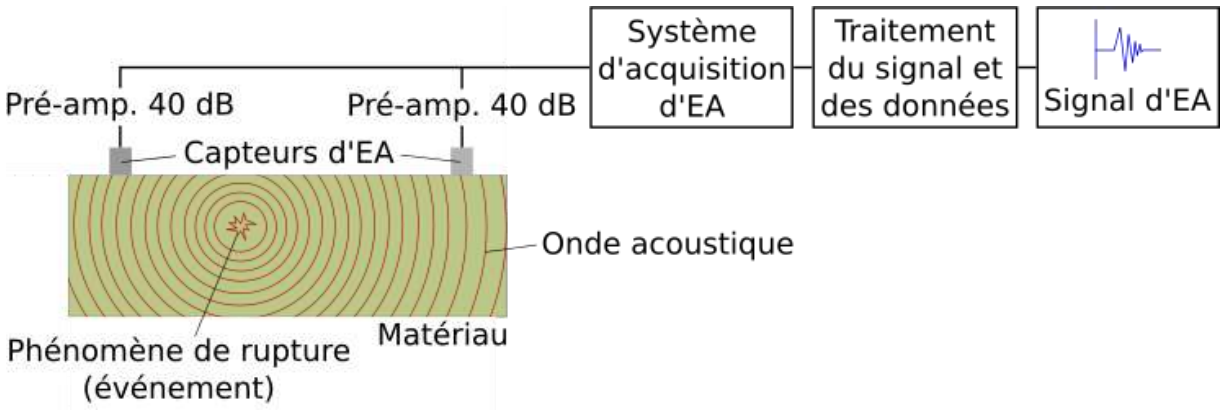


Figure 2.11 – Schéma du principe de la technique de l'EA

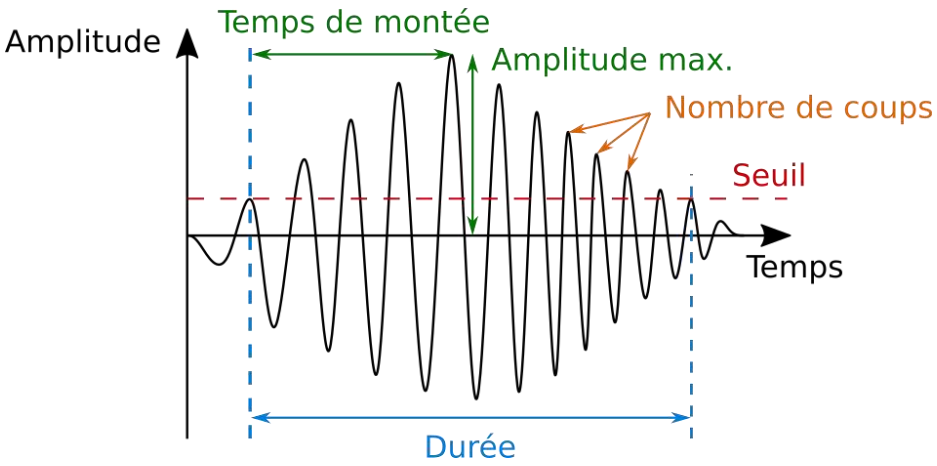


Figure 2.12 – Salve d'EA et certains de ses principaux paramètres

Le système d'acquisition d'EA utilisé dans ce travail doctoral a été développé par la Physical Acoustics Corporation faisant partie du groupe Mistras. Il a été utilisé exclusivement lors des essais QSI, la violence des impacts lors des essais LVI risquant d'endommager les capteurs. Ce système dispose de 2 voies, avec fréquence d'échantillonnage de 5 MHz, et est constitué d'une carte d'acquisition PCI reliée à un micro-ordinateur. Deux capteurs différentiels piézoélectriques de type Micro-80 et de diamètre 10 mm permettent de détecter les signaux acoustiques dans un domaine de fréquences allant de 100 kHz à 1 MHz avec un pic de résonnance autour de 300 kHz. Afin d'éviter qu'ils ne glissent lors du fléchissement de la plaque composite, les capteurs sont maintenus en place sur la surface supérieure de l'échantillon par

deux bras métalliques qui disposent d'un ressort et d'un patin de caoutchouc et qui sont vissés à l'ensemble {matrice, serre-flanc} (Figure 2.13). Une graisse silicone est déposé à l'interface entre chaque capteur et l'échantillon pour assurer un bon couplage acoustique. Les signaux recueillis subissent une pré-amplification de 40 dB avant d'être convertis par la carte PCI, qui les numérise et en extrait les paramètres d'EA. Les données obtenues sont ensuite transmises à l'ordinateur, ce qui permet de les afficher en temps réel, de les stocker et de les post-traiter.

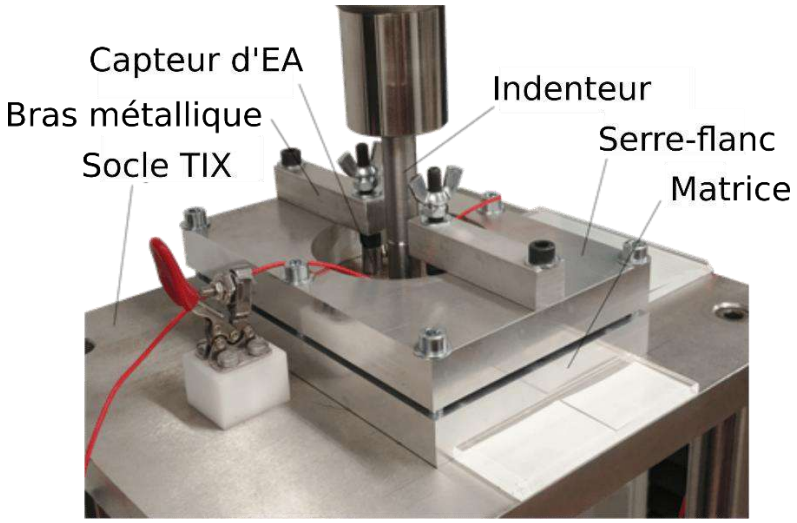


Figure 2.13 – Dispositif de maintien des capteurs d'EA lors des essais QSI

2.4.1.2 Calibrage du système d'acquisition de données

Le réglage du système d'EA s'effectue en trois temps. Tout d'abord, il faut fixer le seuil de détection des signaux acoustiques afin de se débarrasser du bruit de fond. Sur la base de précédents travaux menés au laboratoire ITheMM [138], la valeur de ce seuil a été fixée à 32 dB dans cette étude. En-deçà de cette valeur, les signaux ne sont donc plus détectables et sont considérés comme faisant partie du bruit. Ensuite, il est nécessaire d'optimiser la distance séparant les 2 capteurs en ayant recours à la procédure des ruptures de mines de crayon à la surface de l'échantillon [139]. Enfin, il faut également régler les paramètres d'acquisition de salves, qui permettent de sélectionner les caractéristiques d'un événement et qui sont désignés par l'expression « fenêtres temporelles glissantes ». Ces paramètres, qui dépendent généralement de la nature du matériau considéré, sont :

- Le PDT (Peak Definition Time), qui permet de déterminer le pic de plus forte amplitude et le temps de montée de la salve jusqu'à ce dernier, depuis le premier dépassement du seuil. Sa définition permet d'éviter les fausses mesures sur les propagations rapides, de faibles amplitudes et non-représentatives de l'événement.

- Le HDT (Hit Definition Time), qui permet de déterminer la durée de la salve. Tout dépassement du seuil de détection le déclenche. Si un autre dépassement de seuil se produit avant que la durée du HDT se soit écoulée, celui-ci se redéclenche. Ainsi, pour éviter que deux salves ne soient interprétées comme une seule, le HDT doit être fixé aussi court que possible.
- Le HLT (Hit Lockout Time) se déclenche à la fin de chaque HDT et permet d'exclure d'éventuelles réflexions tardives dans les signaux d'EA.

Ces 3 paramètres permettent la sélection des caractéristiques de l'événement et les valeurs qui leur ont été assignées dans cette étude sont données au Tableau 2.5.

Paramètre	**Valeur (µs)**
PDT	30
HDT	200
HLT	300

Tableau 2.5 - Paramètres d'acquisition utilisés dans cette étude

2.4.2 Essais de compression après impact (CAI)

Lorsqu'un matériau composite est soumis à un impact faible vitesse, sa résistance mécanique décroît, tout particulièrement en compression. C'est pourquoi les essais de compression après impact (CAI) sont largement utilisés dans les études post-impact du comportement mécanique des composites. Cependant, dans ce travail doctoral, qui s'est focalisé sur la conception d'un outil de modélisation de l'essai LVI, les quelques essais de CAI réalisés n'ont pas été menés dans le cadre d'une étude post-impact, mais afin d'obtenir certains paramètres nécessaires à la simulation d'un essai LVI. Ces quelques essais ont donc été réalisés sur des échantillons vierges et non sur des éprouvettes déjà impactées ou indentées.

Les essais CAI ont été réalisés à l'aide du dispositif CP105079 d'INSTRON (présenté Figure 2.14), qui est constitué d'un système de fixation à 3 parois fixes, une inférieure et deux latérales, dans lequel vient s'insérer l'échantillon à tester. Celui-ci, de dimensions 100*150 mm², doit reposer sur l'une de ses tranches de 100 mm de long. Une fois l'échantillon inséré, les plaques de serrage mobiles situées au niveau des 3 parois fixes doivent être vissées manuellement de sorte à maintenir l'échantillon en place. La paroi supérieure du dispositif, amovible, est alors posée sur la tranche supérieure de l'échantillon, qui est ensuite serrée

manuellement entre les plaques fixe et mobile de la paroi. Deux plateaux de compression fournis par INSTRON doivent être installés sur la machine de traction universelle du même fabriquant, à la place des mors de serrage. Le dispositif de fixation CAI est alors placé et centré sur le plateau inférieur tandis que le plateau supérieur est amené au contact du dispositif. Une force de compression de 450 N est appliquée manuellement sur l'ensemble avant d'être réduite à 150 N. Les vis sont alors serrées à l'aide d'une clé, ce qui permet d'éviter le phénomène indésirable de flambement, et le capteur de force est taré. L'essai est ensuite réalisé jusqu'à ce que la valeur de la force ait diminué d'environ 30% de sa valeur maximale. Une courbe force-déplacement peut ensuite être tracée à partir des données recueillies. La résistance à la compression, qui constitue l'un des paramètres nécessaires à la simulation des essais QSI et LVI et correspond à la contrainte maximale en compression, est déterminée à partir de la valeur maximale de la force et des dimensions de l'échantillon selon la formule :

$$X_{-} = \frac{F_{max}}{A} \tag{2.16}$$

où X_{-} est la résistance à la compression, F_{max} , la force maximale enregistrée expérimentalement et A, l'aire de la section transversale de l'échantillon.

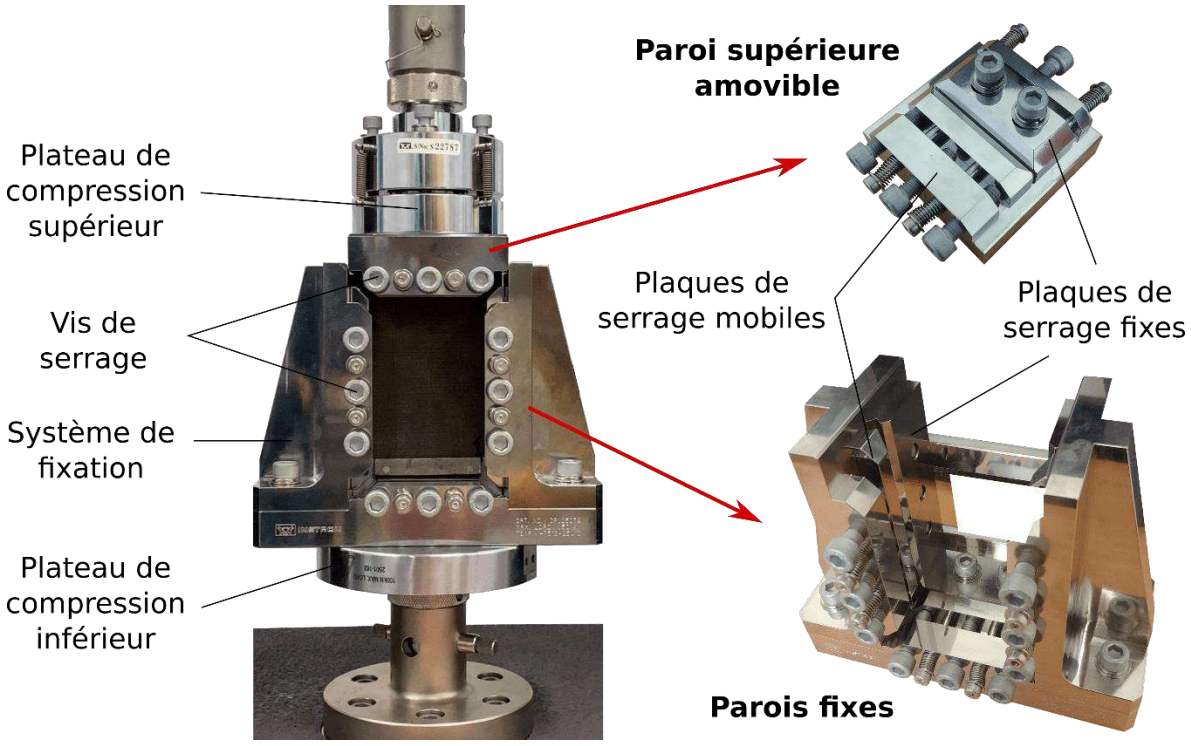


Figure 2.14 – Le dispositif CAI

2.5 Résultats : données charge-déplacement

2.5.1 Concepts et terminologie

Les données de base recueillies par les principaux capteurs (accéléromètre, capteur de force…) lors d'un essai LVI ou QSI fournissent des renseignements sur la charge appliquée au doigt d'impact ou d'indentation et son déplacement. Ces données sont souvent présentées sous la forme de courbes représentant la charge en fonction du temps et du déplacement. La Figure 2.15 présente de telles courbes charge-temps et charge-déplacement pour un essai QSI sans pénétration de l'indenteur. Les remarques et définitions établies à partir de ces courbes sont également applicables aux courbes des essais LVI. La courbe charge-temps, visible dans la Figure 2.15 (a), permet clairement de distinguer trois stades :

- Stade (1) : il présente un accroissement relativement linéaire de la force, ce qui indique l'absence d'endommagements importants au sein du matériau.
- Stade (2) : il correspond à une évolution de la force en dents de scie, chaque discontinuité ou « chute » de charge constituant le symptôme d'un endommagement majeur au sein du matériau.
- Stade (3) : la force décroit selon une courbe incurvée et lisse correspondant au rebond de l'impacteur ou à la remontée programmée de l'indenteur.

Chacun de ces stades est également visible sur la courbe charge-déplacement de la Figure 2.15 (b), où la force semble « rebrousser chemin » vers l'origine du repère. Ce retour est dû à la diminution du déplacement de l'indenteur qui, après avoir provoqué la déflexion maximale de la plaque, remonte suite au rebond (LVI) ou à l'amorçage de la phase de décharge (QSI).

Les résultats expérimentaux présentés dans ce chapitre font appel à certains concepts définis ci-dessous et illustrés par la Figure 2.15 (b) :

- La Première Chute de Charge (PCC) correspond à la première discontinuité visible sur la courbe charge-déplacement et marque la limite entre les stades 1 et 2.
- La Force Maximale ou Pic de Charge (F_{max}) est la valeur maximale enregistrée lors d'un essai LVI ou QSI.
- La Force au Déplacement Maximum (F_{dmax}) est la valeur de la charge au point où le déplacement du poinçon (impacteur ou indenteur) est maximal. Elle marque la limite entre les stades 2 et 3.

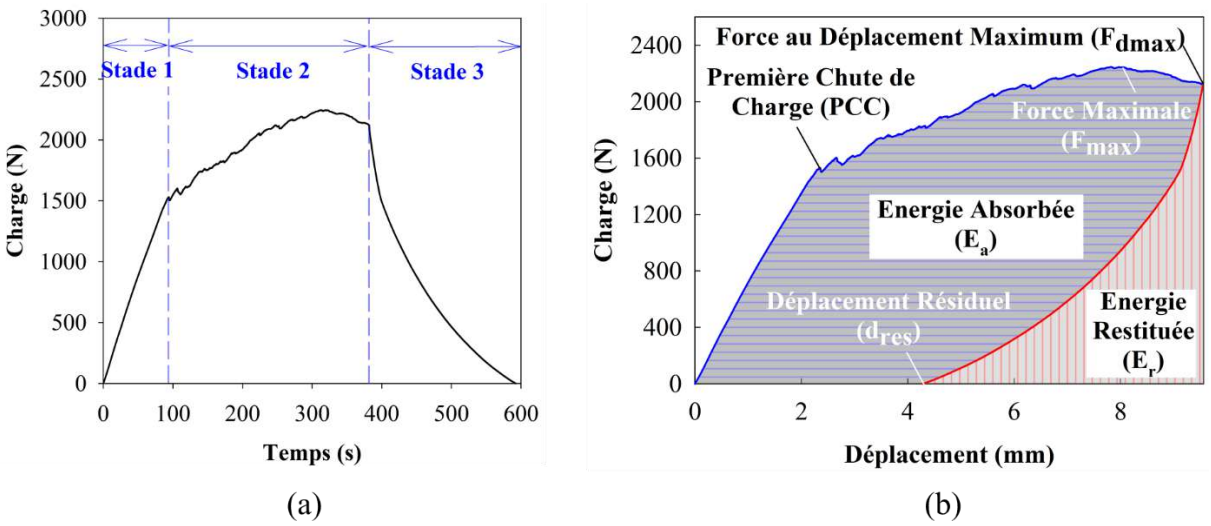


Figure 2.15 – (a) Courbe charge-temps montrant les 3 stades d'un essai LVI ou QSI; (b) courbe charge-déplacement typique

- Le Déplacement Résiduel (d_{res}) correspond à la valeur du déplacement à la fin du stade 3, qui reflète la déformation permanente de l'échantillon sous le poinçon à la fin de l'essai.
- L'Energie Absorbée (E_a) est la quantité d'énergie absorbée par le spécimen pendant l'événement d'impact ou pendant le cycle de charge-décharge de l'essai QSI. On la détermine en mesurant l'aire située à l'intérieur de la courbe charge-déplacement, dans la boucle d'hystérésis.
- L'Energie Restituée (E_r) est la quantité d'énergie d'impact ou d'indentation qui n'est pas absorbée par l'échantillon mais restituée à l'impacteur pendant le rebond (LVI) ou à l'indenteur pendant la phase de décharge. On la détermine en mesurant l'aire sous la courbe charge-déplacement.
- L'Energie Totale (E_t), à laquelle on peut aussi faire référence comme l'Energie d'Impact E_{imp} ou l'Energie d'Indentation E_{ind} suivant le type d'essai considéré, est la quantité totale d'énergie d'un essai LVI ou QSI (non représentée sur la Figure 2.15). Elle correspond à la somme des énergies absorbée et restituée, comme indiqué dans la formule (2.17) suivante :

$$E_t = E_a + E_r \tag{2.17}$$

Quand $E_t = E_r$, l'échantillon n'est pas endommagé et présente un comportement élastique. Lorsque $E_t = E_a$, aucune énergie n'est restituée au poinçon et l'éprouvette est entièrement perforée.

Il est à noter que la méthode utilisée pour calculer les aires sous la courbe, permettant de déterminer les énergies E_a et E_t, est la méthode des trapèzes à partir de trapèzes construits avec les points de mesure. Celle-ci a été utilisée pour estimer d'abord l'énergie E_t, puis l'énergie E_r, l'énergie E_a étant obtenue par différence des deux premières.

2.5.2 Comparaison entre l'impact à faible vitesse (LVI) et l'indentation quasi-statique (QSI)

Comme mentionné dans le Chapitre 1, plusieurs auteurs ont observé des similitudes importantes entre les essais LVI et QSI. Cependant, certaines études relèvent également des différences et il ne semble pas exister de consensus clair sur la question. Dans ces travaux de thèse, nous avons donc décidé de comparer les deux types d'essai afin de satisfaire les objectifs suivants :

- Confirmer (ou non) les similitudes entre les résultats de l'impact et de l'indentation observées dans la littérature, les quantifier et en souligner les limites éventuelles.
- Dans le cas où les essais QSI constitueraient effectivement une bonne approximation des essais LVI, les utiliser pour développer l'étude des endommagements, plus simple et pratique à mener sur un essai quasi-statique que sur un essai dynamique.
- Toujours dans le cas où le comportement à l'indentation de notre matériau serait suffisamment proche de son comportement à l'impact, commencer par développer une simulation numérique de l'essai QSI, plus simple à modéliser, avant de passer à l'essai LVI.

Afin d'effectuer cette comparaison, des essais LVI et QSI ont été réalisés à 4 niveaux d'énergie différents : 5, 10, 15 et 20 J. La Figure 2.16 présente les courbes charge-déplacement les plus représentatives de ces différents essais. Ainsi, quatre courbes, une pour chaque niveau d'énergie testé, sont superposées pour l'impact dans la Figure 2.16 (a) et pour l'indentation dans la Figure 2.16 (b). Dans le cas des résultats LVI, les courbes ont été lissées afin d'éliminer les oscillations d'origine qui résultent de l'énergie élastique accumulée, des effets d'inertie et de la propagation et de la réflexion d'ondes de contrainte dans le matériau [140]. Que ce soit

pour les résultats LVI ou QSI, les courbes se superposent dans leur partie initiale, qu'elles ont en commun et qui correspond au stade 1 et au début du stade 2. Cette observation montre la bonne répétabilité des essais. De plus, les courbes présentent des formes semblables entre les différents niveaux d'énergie à l'exception de 20 J. En effet, à ce niveau, le poinçon pénètre l'échantillon et initie sa perforation (même si celle-ci n'est généralement pas complète), ce qui a pour conséquence de modifier sensiblement le stade 3 de rebond ou de remontée du poinçon.

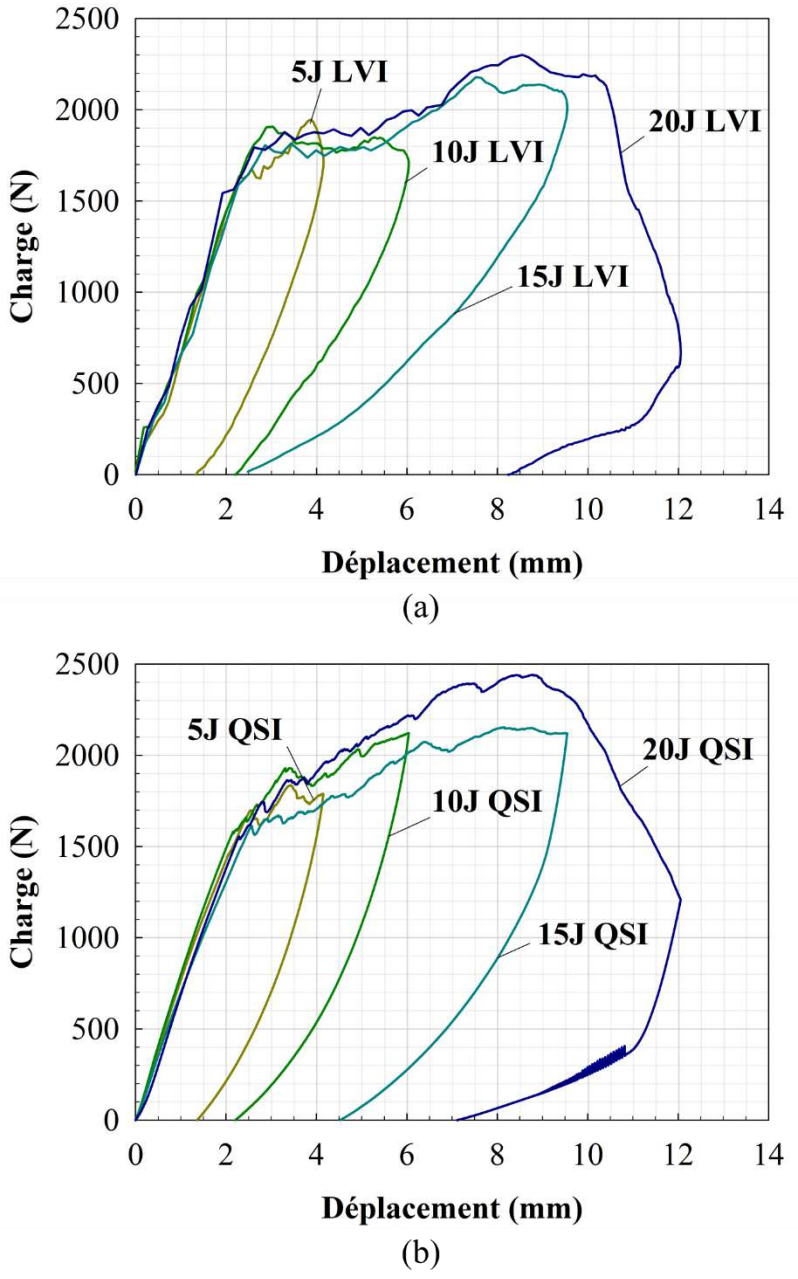


Figure 2.16 – Superposition des courbes charge-déplacement à 5, 10, 15 et 20 J pour les essais (a) LVI et (b) QSI. Les courbes les plus représentatives ont été sélectionnées et, dans le cas de l'impact, lissées.

Alors que le niveau d'énergie augmente, le stade 2 représente une part de plus en plus importante de la phase de charge, ce qui correspond à une augmentation de la déformation permanente du matériau. Cette observation est corroborée par l'augmentation du déplacement résiduel et suggère que de multiples événements d'initiation ou de propagation des endommagements se produisent au sein du matériau. À l'opposé, le stade 1 demeure semblable aux différents niveaux d'énergie. L'absence de changements brusques de la valeur de la charge et la relative linéarité suggèrent que les endommagements sont absents ou limités. Le Tableau 2.6 récapitule les principales caractéristiques liées au stade 1 en fournissant, pour chacune, la moyenne et l'écart-type des valeurs relevées lors des essais.

		LVI	**QSI**
Raideur linéaire	**(N/mm)**	710 ± 55	695 ± 51
Charge à la PCC	**(N)**	1785 ± 111	1548 ± 62
Déplacement à la PCC	**(mm)**	2,66 ± 0,28	2,32 ± 0,17

Tableau 2.6 – Les caractéristiques principales du stade 1 des courbes charge-déplacement, correspondant à leur portion initiale relativement linéaire

La Figure 2.17 présente, pour chaque niveau d'énergie testé, une courbe LVI et une courbe QSI superposées, toutes deux représentatives de leur essai respectif. On y observe clairement que les points de mesures sont clairsemés dans le cas de l'impact, tout particulièrement au début des courbes, ce qui traduit un manque de données dû à la vitesse élevée de l'impacteur combinée à la fréquence d'acquisition limitée du capteur de charge. Malgré la quantité limitée de points de mesure au stade 1, on observe une irrégularité initiale liée au chargement inertiel. Ce phénomène est provoqué par l'accélération du corps rigide de l'échantillon qui, initialement au repos, atteint la vitesse de l'impacteur [140]. Dans les courbes QSI, la légère irrégularité initiale est caractéristique d'un chargement en flexion.

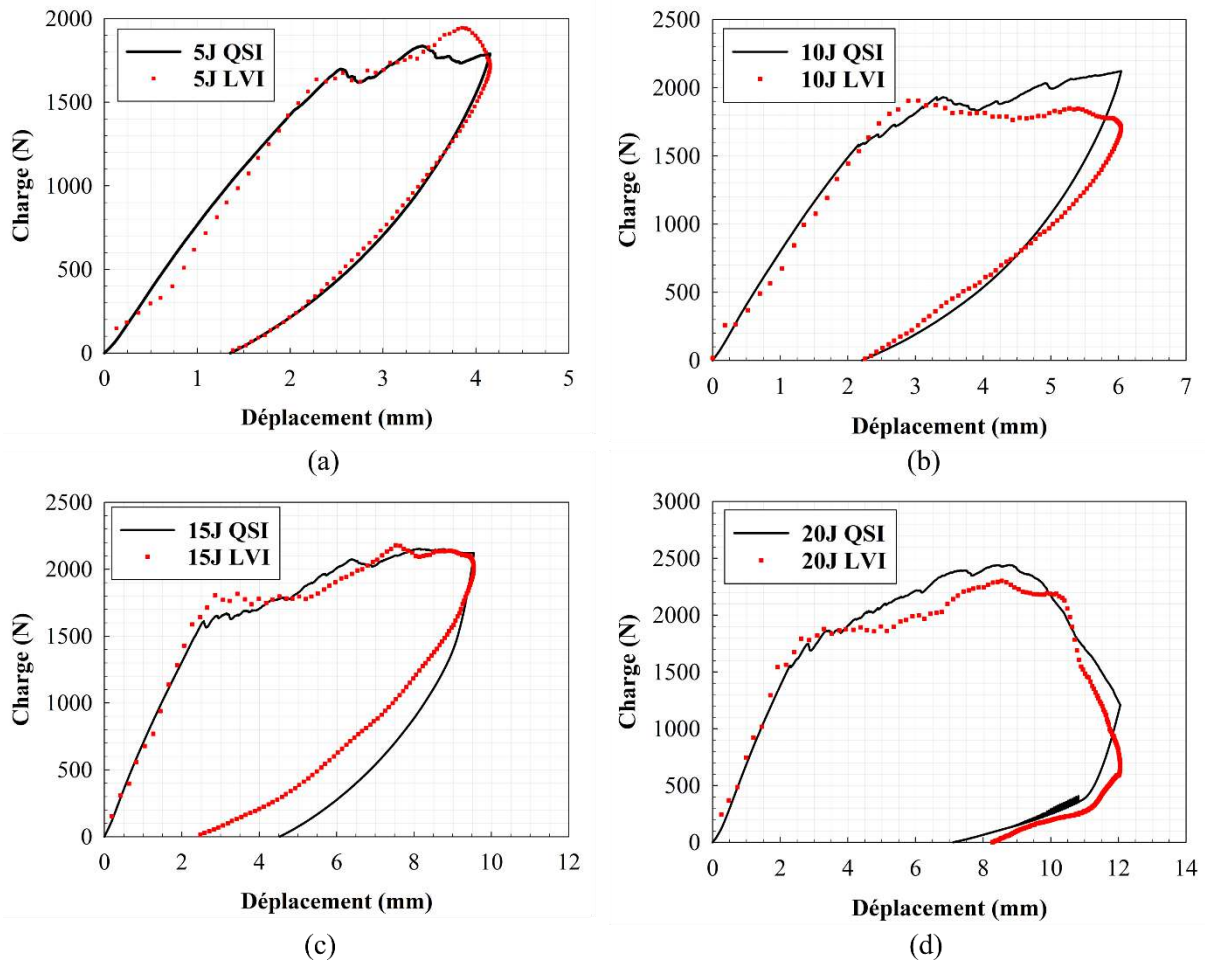


Figure 2.17 – Courbes LVI et QSI superposées à (a) 5 J, (b) 10 J, (c) 15 J et (d) 20 J. Seules les courbes les plus représentatives ont été sélectionnées

Même après ces irrégularités initiales, la linéarité du stade 1 n'est pas parfaite, suggérant des endommagements mineurs avant le stade 2 pour les deux types d'essais. Cet aspect sera abordé dans le paragraphe 2.6 sur l'étude de l'endommagement. À tous les niveaux d'énergie, les courbes LVI et QSI présentent des formes semblables et se superposent correctement, ce qui suggère des similitudes dans les mécanismes et la séquence d'endommagement entre l'impact et l'indentation. Durant le stade 2, la charge augmente de façon non linéaire jusqu'à atteindre un pic. La Figure 2.18 présente, sous la forme d'un diagramme à barres, les valeurs moyennes de la force maximale des essais LVI et QSI pour chaque niveau d'énergie. Les barres d'erreur qui y figurent représentent les écarts types. On constate que les charges maximales moyennes F_{max} sont semblables entre les essais LVI et QSI, avec une différence comprise entre 0,2 et 5,6%, et toutes deux augmentent avec le niveau d'énergie. Les valeurs de la charge au déplacement maximum F_{dmax} sont généralement plus faibles que les valeurs de F_{max} et cette différence augmente de moins de 1% à 5 et 10 J jusqu'à 2,5% à 15 J et 37% à 20 J. On en déduit

qu'à 15 et 20 J, des mécanismes d'endommagement majeurs se produisent au sein du matériau au-delà de F_{max}, aboutissant à une réduction de la résistance d'impact ou d'indentation due à la pénétration de l'échantillon, puis à sa perforation, à un niveau d'énergie suffisamment élevé.

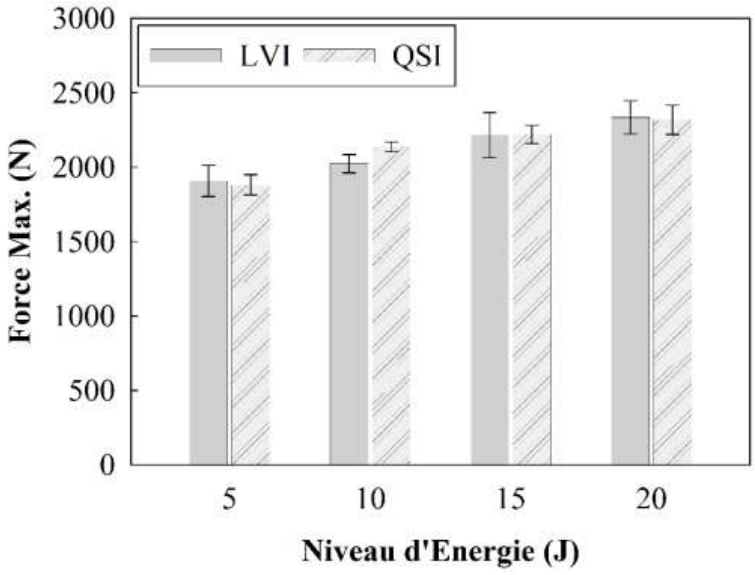


Figure 2.18 – Moyennes et écarts types du pic de charge, ou charge maximale, pour les essais LVI et QSI à chaque niveau d'énergie

2.5.3 Capacité d'absorption de l'énergie

Comme expliqué dans le paragraphe 2.5.1, il est possible de déterminer les énergies absorbée E_a, restituée E_r et totale E_t à partir des courbes charge-déplacement. La Figure 2.19 montre l'énergie absorbée E_a en fonction de l'énergie totale E_t pour l'impact et l'indentation. Chaque point du graphique représente la moyenne de toutes les valeurs de E_a pour un certain niveau d'énergie. Chaque ensemble de points reliés entre eux correspond à un type de test, LVI (ligne pointillée) ou QSI (ligne continue). Les barres associées à chaque point représentent l'écart type. La diagonale tracée au-dessus des deux ensembles de points représente l'égalité entre E_a et E_t, c'est-à-dire le cas où l'énergie totale est entièrement absorbée par l'échantillon, soit la perforation complète. Toutes les valeurs comprises dans la partie hachurée sont impossibles, l'énergie absorbée E_a ne pouvant être plus élevée que l'énergie totale E_t.

Le graphique de la Figure 2.19 montre de grandes similitudes entre l'impact et l'indentation, en particulier à 5 et 10 J, ce qui suggère un comportement comparable entre les deux types de chargement. Le Tableau 2.7 donne les valeurs de l'énergie totale E_t, de l'énergie absorbée E_a et du rapport E_a/E_t pour les essais LVI et QSI à chaque niveau d'énergie. On observe que la

proportion d'énergie absorbée par rapport à l'énergie totale croît avec le niveau d'énergie, ce qui implique un endommagement plus important. Cette augmentation du rapport E_a/E_t est reflétée par les deux ensembles de points de la Figure 2.19, chacun présentant un tracé relativement linéaire et parallèle à la diagonale. Les deux points entourés en bleu correspondent à l'initiation de la perforation, d'où la proportion plus élevée d'énergie absorbée E_a. On suppose qu'à des niveaux d'énergie plus élevés, les points de données s'approcheraient encore plus de la diagonale et finiraient par l'atteindre. Alors que la valeur du rapport E_a/E_t s'approche de 1 à 20 J (0,96 pour l'impact et 0,91 pour l'indentation), l'énergie de perforation complète est, elle, supérieure à 20 J. Dans le cas de l'impact, Cuynet [121] a trouvé une valeur expérimentale de $22 \pm 1,3$ J. Cette valeur pour l'impact suggère que la perforation complète devrait se produire à un niveau d'énergie légèrement supérieur pour l'indentation, car à 20 J, le rapport E_a/E_t de l'indentation est légèrement inférieur à celui de l'impact. À l'autre extrémité des ensembles de points, en deçà de 5 J, l'énergie absorbée devrait, en théorie, atteindre une valeur nulle pendant le stade 1, correspondant à la valeur seuil approximative de l'apparition de dommages dans le composite et donc à la fin de l'élasticité. Les aires sous les courbes charge-déplacement LVI et QSI ont été calculées spécifiquement sur le stade 1, selon le schéma de la Figure 2.20 (aire hachurée). Les valeurs obtenues ont ensuite été moyennées et correspondent à environ 2,4 J pour l'impact et 1,8 J pour l'indentation. Par conséquent, la fin de l'élasticité pour chaque essai doit être atteinte à un niveau d'énergie inférieur à ces valeurs.

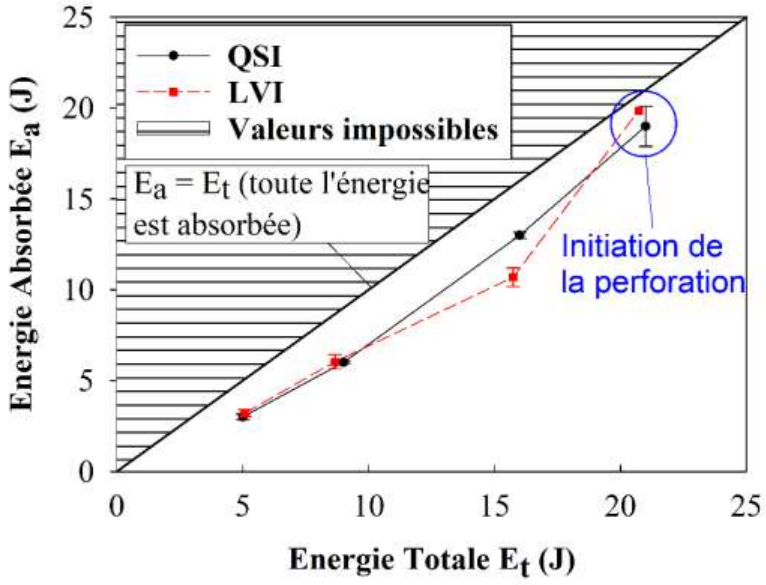


Figure 2.19– L'énergie absorbée E_a en fonction de l'énergie totale E_t pour l'impact et l'indentation

		Energie totale E_t (J)	Energie absorbée E_a (J)	E_a/E_t (%)
5 J	**LVI**	4,92 ± *0,22*	3,08 ± *0,19*	62,6
	QSI	5,11 ± *0,18*	3,21 ± *0,16*	62,8
10 J	**LVI**	8,97 ± *1,16*	5,80 ± *0,39*	64,7
	QSI	9,17 ± *0,05*	6,36 ± *0,05*	69,4
15 J	**LVI**	15,76 ± *0,73*	10,71 ± *0,51*	68,0
	QSI	15,99 ± *0,24*	12,55 ± *0,16*	78,5
20 J	**LVI**	20,79	19,92	95,8
	QSI	21,15 ± *0,92*	19,15 ± *1,10*	90,5

Tableau 2.7 – Les énergies totale E_t et absorbée E_a et le rapport E_a/E_t pour l'impact et l'indentation aux quatre niveaux d'énergie

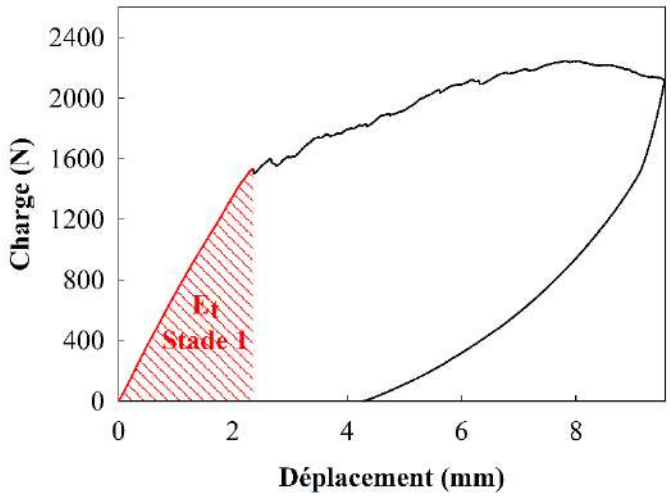


Figure 2.20 – Schéma représentant l'aire sous la courbe force-déplacement (et donc l'énergie totale) limitée au stade 1. La valeur de l'énergie élastique est inférieure à celle de cette aire.

2.6 Résultats : étude de l'endommagement

2.6.1 Observation des endommagements visibles

Une partie des endommagements générés pendant un événement d'impact ou un cycle charge-décharge d'indentation est visible de l'extérieur. Les photographies de la Figure 2.21 et de la Figure 2.22 montrent l'évolution des endommagements visibles entre les quatre niveaux

d'énergie pour les échantillons QSI et LVI respectivement. Pour les deux types d'essais, des marques sont visibles sur les faces chargées (impactées ou indentées) et opposées, mais leurs caractéristiques visuelles sont différentes entre les deux types de faces.

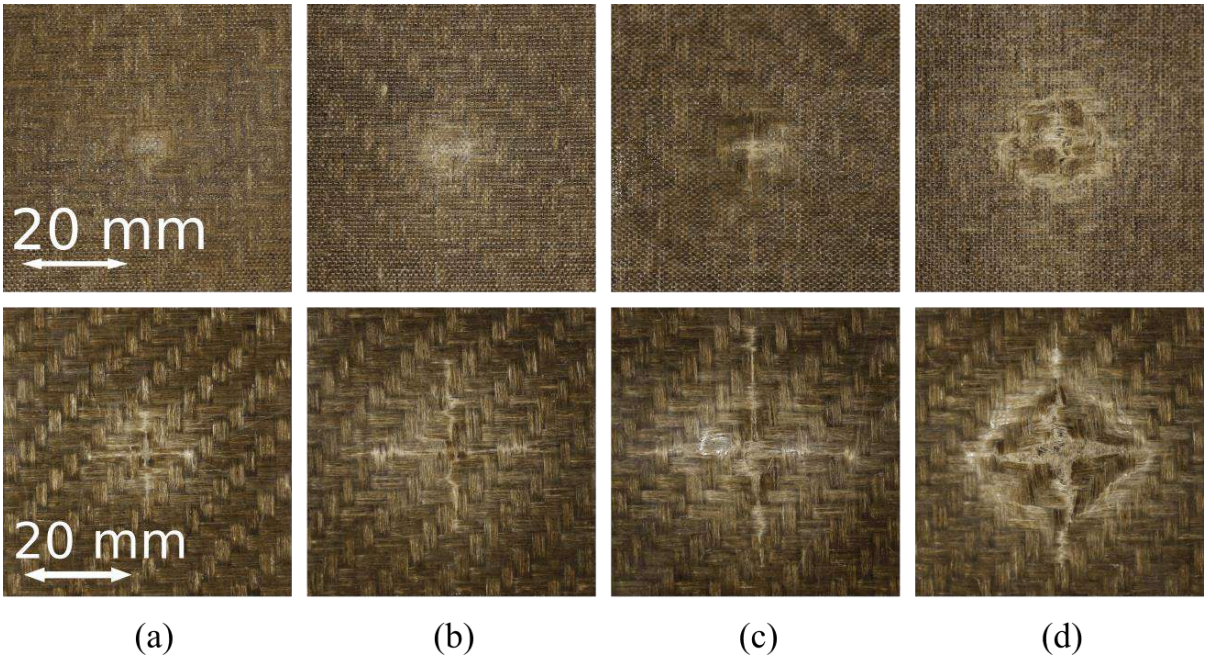


Figure 2.21 – Endommagements visibles sur les échantillons QSI sur la face indentée (1ère ligne) et la face opposée (2ème ligne) à (a) 5 J, (b) 10 J, (c) 15 J et (d) 20 J

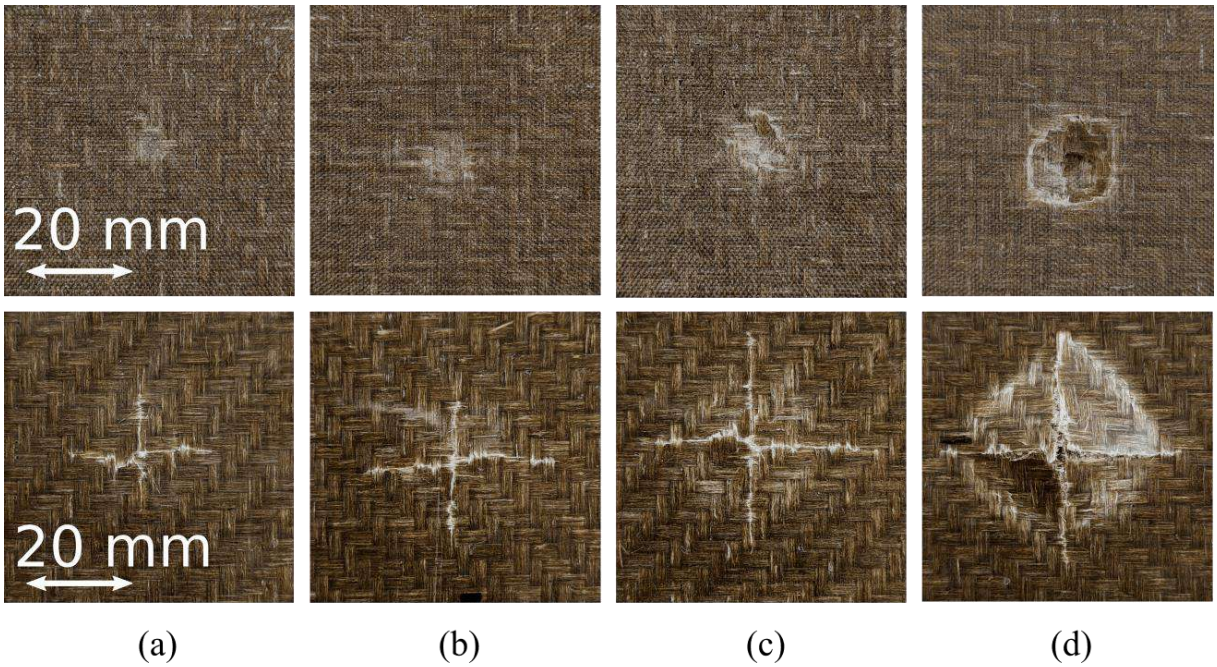


Figure 2.22 - Endommagements visibles sur les échantillons LVI sur la face indentée (1ère ligne) et la face opposée (2ème ligne) à (a) 5 J, (b) 10 J, (c) 15 J et (d) 20 J

Sur la face impactée ou indentée, le doigt hémisphérique laisse une empreinte circulaire. Plus le niveau d'énergie est élevé, plus l'empreinte est large. Des fissures sont également visibles dans l'empreinte à et au-dessus d'un niveau d'énergie correspondant à approximativement 75% de l'énergie d'initiation de la perforation. Entre les essais LVI et QSI, une légère différence entre les énergies d'initiation de la perforation a été précédemment observée et suggère que la perforation complète se produirait à un niveau d'énergie légèrement supérieur pour le test QSI par rapport au test LVI. Il est à noter que des empreintes plus ou moins marquées entre QSI et LVI au niveau de charge de 20J ont d'autre part été observées. Celles résultant d'un impact présentent un bord plus régulier et plus clairement défini que celles résultant d'une indentation. Cela peut s'expliquer par la différence de durée des essais, un événement LVI durant moins de 20 ms tandis qu'un cycle QSI charge-décharge s'étend sur plus de 4 min. Pendant un essai LVI, l'action de l'impacteur lors du choc avec la plaque à des énergies proches de l'énergie de perforation repousse le matériau vers l'extérieur plus violemment et ainsi, se brise de façon plus abrupte à la circonférence de l'empreinte par rapport à un essai QSI.

Sur la face opposée, une marque en forme de croix, constituée de deux fissures perpendiculaires, apparaît juste en dessous du point d'impact ou d'indentation. Les fissures se développent le long des directions chaîne et trame du renfort tissé en lin. Ce schéma de fissuration, en forme de croix, s'explique par la fissuration de la matrice combinée à des ruptures transversales de fibres, celles-ci étant disposées longitudinalement à 0 et 90° du fait de l'armure tissée de type sergé. La Figure 2.23 montre les valeurs moyennes de la longueur des fissures à différents niveaux d'énergie pour les essais QSI et LVI. Celles-ci ont été déterminées à partir d'analyse d'images. Chaque fissure a été mesurée manuellement à l'aide d'un logiciel de traitement d'images (Inkscape). Pour ce faire, le rapport entre le nombre de pixels de l'image et sa dimension correspondante (en mm) a été calculé et la position des extrémités de la fissure a été déterminé pour obtenir la mesure de sa longueur. Pour les deux types d'essai, les énergies totales sont normalisées par rapport à l'énergie totale maximale. L'évolution des longueurs des fissures suit la même tendance pour les essais QSI et LVI, linéaire entre 15 et 75% de l'énergie de perforation et augmentant jusqu'à atteindre un plateau à environ 75%. Cela correspond aux premières fissures observées dans l'empreinte sur la face impactée ou indentée. Après cela, la valeur de la longueur des fissures se stabilise : l'énergie absorbée n'est plus utilisée pour étendre les fissures mais pour les ouvrir. Ainsi, comme on peut le voir sur les photos de la face opposée des Figure 2.21 et 2.22, colonne (d), les quatre triangles de matière délimités par les fissures sont repoussés vers l'extérieur. Comme pour les bords des empreintes observées sur la face

impactée ou indentée, les pliures à la base de ces triangles sont plus marquées sur les échantillons LVI, ce qui pourrait résulter de la courte durée d'un impact par rapport à un cycle de chargement QSI. La stabilisation des fissures indique également que le seuil de l'énergie de pénétration est semblable pour les deux types d'essai et correspond à environ 75% de l'énergie d'initiation de la perforation.

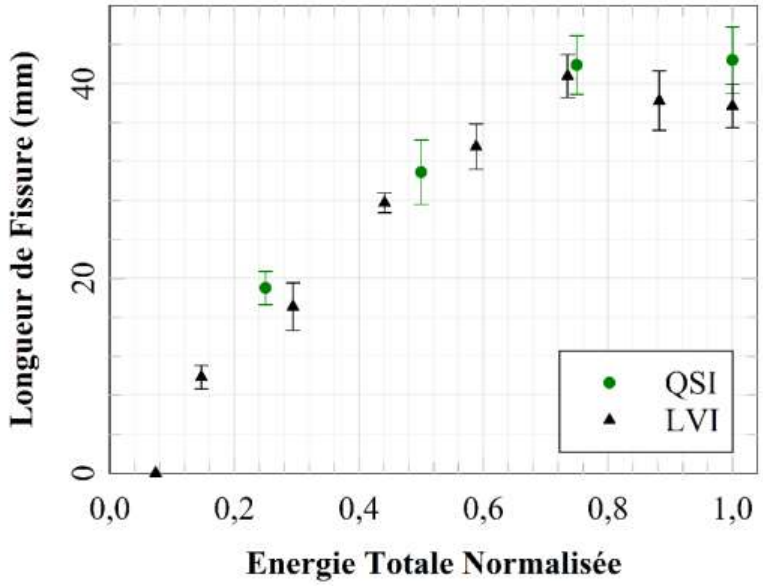


Figure 2.23 – Evolution de la longueur moyenne des fissures pour les essais QSI et LVI en fonction de l'énergie totale normalisée. Les valeurs LVI sont tirées de [121]

2.6.2 Analyse de l'émission acoustique (EA) : chronologie d'apparition et de développement des endommagements internes

Dans les présents travaux, la technique de l'émission acoustique (EA) a été utilisée pour suivre l'évolution de l'endommagement pendant les essais QSI. Elle n'a pas été mise en œuvre lors des essais LVI en raison de leur nature dynamique et de la fragilité des capteurs. Parmi les différents paramètres des signaux acoustiques, quatre ont été retenus pour étudier les mécanismes et l'évolution des endommagements : l'amplitude, la durée, l'énergie absolue et le nombre de coups jusqu'au pic. Il s'agit des principaux paramètres d'EA fréquemment utilisés lors de classification de signaux d'EA, comme indiqué dans la littérature [137], [141]–[143]. Pour une caractérisation plus détaillée des endommagements, des données mécaniques ont été prises en compte lors de l'analyse acoustique par l'intermédiaire d'une fonction appelée Fonction Sentry (Sentry Function en anglais, abrégée SF). Cette fonction, initialement proposée par Minak et Zucchelli [144], [145], est définie par la formule (2.18) :

$$f(x) = \ln\left(\frac{E_S(x)}{E_{AE}(x)}\right) \tag{2.18}$$

où E_S et E_{AE} sont respectivement l'énergie mécanique de déformation et l'énergie acoustique cumulée du matériau en relation avec le déplacement x. La première est déterminée en calculant l'aire sous la courbe force-déplacement jusqu'à x (méthode des trapèzes), tandis que la seconde est obtenue en additionnant l'énergie absolue de tous les signaux enregistrés jusqu'au déplacement x. Ainsi, la SF permet de prendre en compte quantitativement deux phénomènes : le stockage de l'énergie de déformation lorsque le matériau est soumis au chargement et la dissipation de l'énergie accumulée quand des ruptures internes se produisent. Étant donné que l'énergie acoustique représente une part importante de l'énergie dissipée, elle peut être utilisée pour évaluer la capacité du matériau à stocker de l'énergie de déformation. Lorsque l'endommagement dû à des ruptures internes augmente, l'énergie acoustique cumulée augmente également alors que la quantité d'énergie de déformation mécanique accumulée diminue. Les variations de la SF sont décrites en détail dans la littérature et peuvent être résumées en quatre comportements distincts [103], [115], [141]:

- La courbe SF augmente dans les premiers stades du chargement, quand l'énergie accumulée croît avec la déformation du matériau et que l'énergie acoustique reste négligeable, puisqu'il n'y a pas d'endommagement du matériau ou quelques micro-dommages épars se produisent dans le matériau, sans dégrader considérablement l'intégrité de la structure.
- Une chute soudaine dans la courbe SF correspond à une augmentation instantanée de l'énergie acoustique avec le nombre de mécanismes d'endommagement, révélatrice d'endommagements macroscopiques majeurs. L'apparition de ces macro-dommages résulte généralement de l'accumulation et de la coalescence des micro-dommages.
- Une tendance constante correspond à un état d'équilibre entre l'énergie mécanique accumulée et l'énergie acoustique dissipée.
- Une tendance décroissante indique généralement l'initiation de ruptures et en particulier, si elle se produit après une chute soudaine, révèle une croissance des endommagements et la dégradation du matériau, qui perd sa capacité à supporter la charge.

La Figure 2.24 et la Figure 2.25 présentent trois courbes d'EA différentes, chacune superposée à la courbe charge-déplacement correspondante. Chaque ligne des figures correspond à un niveau d'énergie : 5, 10 et 15 J en allant du haut vers le bas. À 20 J, la technique

de l'EA n'a pas été mise en place sur les essais QSI, pour les mêmes raisons que dans le cas de l'impact (risque d'endommagement des capteurs). Les courbes d'EA présentées sont celle du nombre cumulé de coups dans la Figure 2.24 et celles de l'énergie absolue et de la SF dans la Figure 2.25.

Le nombre cumulé de coups de la Figure 2.24 permet de distinguer clairement les deux premiers stades des courbes charge-déplacement déjà décrits dans le paragraphe 2.5.1. Pour des raisons de clarté, le stade 3 n'a pas été représenté afin d'éviter le retour de la courbe charge-déplacement vers l'origine du graphique, associé à la décharge. Globalement, la courbe du nombre cumulé de coups est relativement linéaire dans chacun des stades, avec une pente faible dans le stade 1 et beaucoup plus élevée dans le stade 2. En effet, pendant ce deuxième stade, le nombre cumulé d'événements augmente drastiquement, passant d'une faible valeur à la fin du stade 1 jusqu'à près de la valeur maximale au début du stade 3. Ceci indique que la plus grande partie des endommagements se produit pendant le stade 2, confirmant les déductions faites à partir des résultats charge-déplacement. Bien que le nombre de coups reste assez faible pendant le stade 1, il est supérieur à 0. Les premiers coups enregistrés apparaissent très tôt pendant l'essai mais sont limités en nombre, ce qui suggère des micro-endommagements au sein de l'échantillon. Alors que la charge appliquée augmente et se rapproche de la PCC, le nombre d'événements acoustiques augmente également, tout particulièrement à proximité de la PCC, où la pente des courbes du nombre cumulé de coups s'infléchit brutalement. Ainsi, la PCC semble correspondre au premier macro-endommagement significatif au sein du matériau. La Figure 2.25 (a) confirme cela, puisque les énergies acoustiques sont importantes aux alentours de la PCC.

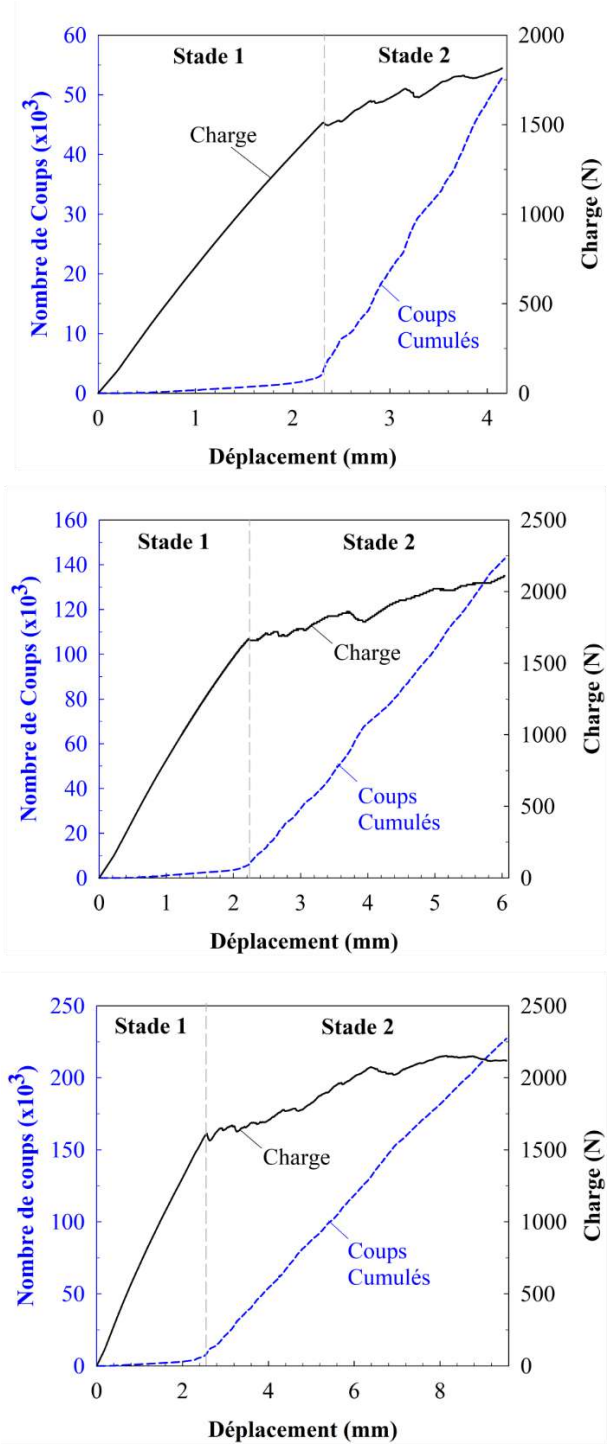


Figure 2.24 – Courbe charge-déplacement superposée à la courbe d'EA montrant le nombre de coups en fonction du déplacement de l'indenteur à 5 J (haut), 10 J (milieu) et 15 J (bas)

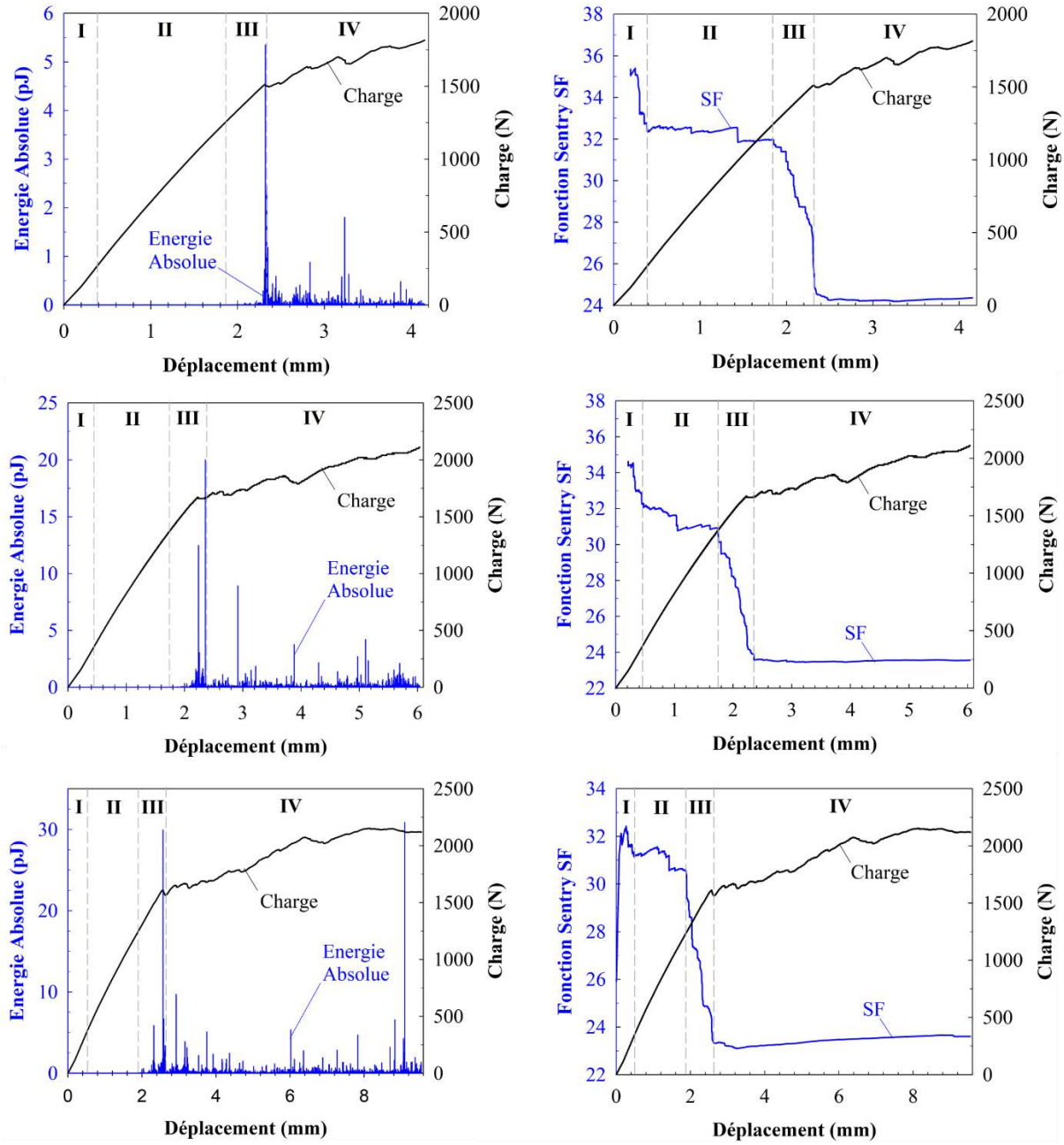


Figure 2.25 – Courbe charge-déplacement superposée à des courbes d'EA montrant (a) l'énergie absolue et (b) la Fonction Sentry SF en fonction du déplacement de l'indenteur à 5 J (1ère ligne), 10 J (2ème ligne) et 15 J (3ème ligne)

Comme on peut le voir dans la Figure 2.25 (b), les courbes de la SF suivent une tendance semblable quel que soit le niveau d'énergie. Elles peuvent être divisées en quatre zones. La première (Zone I) correspond au début de la courbe, où la SF varie significativement jusqu'à atteindre un premier plateau (Zone II). À l'issue de celui-ci, on observe une chute soudaine et significative de la SF (Zone III), suivie par un nouveau plateau (Zone IV). Une fois ces quatre

zones identifiées, elles ont été ajoutées sur les graphiques de la Figure 2.25 (a) pour une meilleure analyse des signaux acoustiques. Cette analyse, réalisée séparément pour chaque zone, s'est appuyée sur de précédents travaux. Ainsi, lors d'une étude sur des composites à renfort tissé sergé 2x2 à fibres de lin, Saidane et al. [137] se sont intéressés aux mécanismes d'endommagement en s'appuyant sur une analyse multiparamétrique des signaux acoustiques. Leurs résultats montrent qu'à partir de leurs quatre principales caractéristiques (amplitude, énergie, durée, coups), les signaux peuvent être répartis en quatre classes A, B, C et D. En accord avec les résultats de la littérature et les observations des surfaces de rupture, les signaux des classes A, B, C et D ont été associés à des mécanismes d'endommagement liés, respectivement, à la fissuration matricielle, à la décohésion fibre-matrice, au délaminage et à la rupture de fibres. Les valeurs des paramètres de cette classification ont été utilisés pour analyser les signaux enregistrés pendant nos essais QSI, synthétisées dans le Tableau 2.8.

	Amplitude (dB)	**Durée (µs)**	**Coups**	**Energie (aJ)**
Classe A : fissuration matricielle	32-50	<59	<34	<60
Classe B : décohésion fibre-matrice	40-65	48–123	26–98	60–900
Classe C : délaminage	50-78	115–221	36–110	900–9000
Classe D : rupture de fibres	>75	>204	29–171	>9000

Tableau 2.8 – Valeurs des paramètres de chaque classe de signaux d'EA, selon l'étude de Saidane et al. [137]

Les deux capteurs d'EA placés sur chaque échantillon lors des essais QSI effectués à 5, 10 et 15J ont permis d'enregistrer les évènements d'EA puis d'extraire du logiciel d'analyse des signaux acoustiques (développé par Mistras Group) des fichiers de données. Ces données englobent pour chaque évènement acoustique relevé à un temps donné les caractéristiques de l'onde acoustique, dont l'amplitude, la durée, le nombre de coups, l'énergie absolue. À partir des valeurs de ses quatre caractéristiques, chaque évènement a pu ainsi être classé dans l'une des 4 catégories détaillées dans le Tableau 2.8, la condition sur l'énergie étant prépondérante en cas de chevauchement entre deux classes. Enfin, une analyse de cette classification a été menée dans chacune des quatre zones délimitées par l'évolution de la fonction SF, de manière à expliquer les variations constatées.

Dans la Zone I, les premiers signaux enregistrés sont tous de classe A, associés à de la fissuration matricielle. Ces quelques événements, caractérisés par une faible amplitude (<50dB) et une faible énergie (<60aJ), expliquent les premières chutes de la courbe SF. Quelques microfissures matricielles se produisent au sein de l'éprouvette, sans en dégrader la raideur globale. Il est à noter que, dans le cas de l'essai à 15 J, la SF croît juste avant de subir sa première chute. Cette tendance se produit dans les premières étapes du chargement, lorsque l'énergie acoustique est négligeable et qu'aucun endommagement significatif ne se produit dans le stratifié. À partir d'un déplacement d'environ 0,45 mm et d'une charge de 300 – 350 N, la courbe SF entre dans la Zone II et présente une tendance relativement constante avec quelques chutes de faible intensité. En théorie, la SF reste constante lorsque l'énergie mécanique et l'énergie acoustique sont en état d'équilibre. Les endommagements de classe A sont encore fortement dominants, indiquant de multiples fissures, mais les signaux de classe B apparaissent, représentant 2,5% de tous les signaux. Ces premiers signaux de classe B sont révélateurs de l'initiation de la décohésion fibre-matrice, qui ne dégrade pas encore la raideur de l'éprouvette. La présence de certains signaux beaucoup plus énergétiques et appartenant à la classe C explique certaines chutes de faible intensité de la courbe SF. Ceux-ci sont également responsables de la première déviation de la courbe charge-déplacement à partir de la partie linéaire initiale, qui se produit à environ 1000 N, soit un niveau d'énergie de 0,7 J. Ces premières conclusions concernant les Zones I et II nous permettent de dire que la fissuration matricielle conduit à de la décohésion fibre-matrice, qui résulte ensuite dans les premiers délaminages. Ce sont précisément ceux-ci qui initient la première dégradation de la raideur.

La Zone III est limitée à des déplacements compris entre 1,8 et 2,4 mm, c'est-à-dire entre des charges de 1250 – 1350 N et 1500 – 1650 N et des énergies de 1,2 et 2,2 J. La courbe SF présente la chute la plus importante, avec une diminution d'environ 7 points due à des endommagements majeurs se produisant juste avant et aux alentours de la PCC. Dans cette zone, les quatre classes sont détectées dans des proportions différentes. Les événements de classe A sont encore les plus nombreux (50% des signaux), suivis par ceux de classe B (23%), de classe C (16%) et de classe D (10%). Les décohésions fibre-matrice et les délaminages se développent significativement, conduisant à des ruptures de fibres. Celles-ci sont groupées dans la classe D et sont détectées par des signaux très énergétiques qui expliquent les chutes SF. En raison du niveau d'énergie très élevé de certains signaux, les ruptures de faisceaux de fibres se produisent à ce moment. Celles-ci sont localisées au centre de la face opposée à l'indentation. Remarquons que les valeurs les plus élevées de l'énergie des signaux se situent dans cette zone, comme le

montre la Figure 2.25 (a) (pour des énergies entre 1,8 et 2,2 J), aboutissant à des chutes significatives de la SF, à une réduction de la raideur et à une chute de 50 N de la charge (PCC). Puisque la SF est calculée à partir des données acoustiques individuelles, elle reste sensible aux signaux EA individuels de haute énergie.

Après sa chute brutale, la SF présente un comportement plus stable dans la Zone IV, ne montrant que d'infimes variations. Comme mentionné plus haut pour la Zone III, les quatre classes sont toutes détectées, mais la proportion des signaux de classe B augmente de 5 points tandis que celle des signaux de classe D diminuent de 5 points. En plus des ruptures de certaines fibres individuelles ou de certains faisceaux, citées précédemment, d'autres fibres, toujours sous tension, sont étirées, conduisant à de multiples nouvelles décohésions fibre-matrice. Les ruptures liées aux fibres sont numériquement plus limitées et leur niveau d'énergie reste élevé mais beaucoup plus faible que dans la Zone III et ce, jusqu'à des déplacements de 9 mm. Malgré cela, on ne trouve aucune discontinuité sévère dans la SF. Les événements de classe D ne sont pas nombreux comparés à ceux des trois autres classes, ces derniers contribuant à l'augmentation progressive de l'énergie acoustique cumulée. Saeedifar et al. [103] expliquent que lorsque la SF présente une tendance constante, il y a un état de semi-équilibre entre les mécanismes d'endommagement et certains mécanismes de rigidification tels que le pontage de fibres dans les matériaux composites. Cela est cohérent avec les conclusions d'une étude précédente menée sur des composites similaires à cette étude. À savoir, la morphologie particulière des fibres de lin permet la création d'une plus grande quantité de ponts de fibres, mise en évidence lors d'une étude sur le délaminage [137]. En effet, lors de la fabrication de tissus à partir de fibres courtes de lin, les fibres courtes individuelles de lin sont liées entre elles en faisceaux pour former des rubans longs de manière à pouvoir les tisser en tissus 2D. Ainsi, lors d'un essai de délaminage en mode I de type DCB (Double Cantilever Beam), certaines fibres de lin individuelles s'étirent plus facilement des rubans. Cela génère une grande quantité de ponts de fibres, conduisant à une haute résistance à la rupture inter-laminaire en mode I (G_{Ic}) [137]. Dans nos travaux, il est également nécessaire de prendre en compte l'enfoncement de l'indenteur dans le matériau. En effet, la surface de contact s'élargit avec l'augmentation du déplacement du poinçon, ce qui explique l'augmentation continue de la charge avec le développement de l'endommagement, et ainsi la tendance constante de la SF. À noter qu'à partir de 9 mm de déplacement (énergie de presque 15 J), des événements très énergétiques comme ceux de la Zone III réapparaissent (Figure 2.25 (a)), ce qui explique la perte graduelle de charge visible sur la Figure 2.17 (d) à 20 J et déjà mentionnée dans le paragraphe 2.5.2. À ce stade, il

se produit à nouveau des ruptures de faisceaux de fibres, à la différence que celles-ci sont désormais localisées sur la face indentée. Ces ruptures, qui se produisent le long de la circonférence de l'empreinte circulaire, constituent l'amorce d'un trou de perforation qui résulte de la pénétration de l'indenteur dans l'échantillon.

Une fois cette description des mécanismes d'endommagement et de leur chronologie établie pour l'indentation à l'aide des signaux acoustiques enregistrés pendant les essais QSI, il s'agit de comparer celle-ci avec son équivalent LVI en s'appuyant sur les observations et résultats disponibles dans la littérature. Ainsi, dans une étude récente, Sy et al. [74] décrivent l'évolution des endommagements dans des stratifiés à plis croisés lin/époxy soumis à un chargement LVI. Au début du processus d'endommagement, des fissures dues à la flexion apparaissent sur la face opposée du composite, comme observé sur les échantillons QSI et LVI. Les mécanismes d'endommagement se produisant dans l'épaisseur des composites ont été identifiés comme étant des fissurations matricielles, des arrachements de fibres et des décohésions, ce qui est cohérent avec nos conclusions à partir de l'analyse des signaux acoustiques enregistrés lors des essais QSI dans les Zones I et II. Avec l'augmentation de l'énergie d'impact, les fissures se propagent de plus en plus loin dans l'épaisseur du composite.

Dans nos travaux, les événements de classe A caractéristiques de fissuration matricielle ont été détectés les premiers. Ils sont ensuite présents jusqu'à la fin des essais QSI, quel que soit le niveau d'énergie considéré. Dans une étude sur des composites à renfort tissé lin/époxy soumis à un impact à faible vitesse, Bensadoun et al. [72] affirment qu'en raison de la fragilité intrinsèque de la matrice thermodurcissable, les fissures matricielles sont plus répandues que les délaminages dans les composites thermodurcissables. Les auteurs avancent que ces délaminages, limités, sont potentiellement dus au G_{Ic} élevé des composites en lin ainsi qu'à plusieurs mécanismes additionnels d'absorption de l'énergie, comme la ramification de fissures, le pontage de fibres, etc. La même observation a été faite sur les essais QSI, où les événements de délaminage (classe C), enregistrés principalement dans les Zones III et IV, représentent le tiers de ceux spécifiques à la fissuration matricielle. Sy et al. [74] ont également rapporté que les endommagements de la face opposée des stratifiés à plis croisés lin/époxy sont principalement contrôlés par les fibres plutôt que par la matrice, résultant dans des ruptures de fibres avec délaminages limités. Ainsi, les résultats des études sur l'endommagement LVI disponibles dans la littérature sont cohérents avec nos conclusions pour le QSI.

2.7 Conclusion

Bien que l'objectif de cette thèse soit la modélisation d'essais LVI, le volet expérimental occupe une place importante dans les travaux effectués afin de compléter une base de données déjà existante et d'alimenter la modélisation. À cette fin, de nouveaux essais LVI ont été effectués en complément de ceux réalisés dans le cadre des travaux de thèse d'Amélie Cuynet. Cependant, malgré l'importance de l'impact, l'étude des essais QSI a été beaucoup plus approfondie pour plusieurs raisons. Comme déjà mentionné dans le chapitre 1, les essais QSI constituent le pendant en quasi-statique des essais LVI dynamiques, avec un principe de déroulement et des résultats semblables. Ils sont plus simples à mettre en œuvre et à modéliser. Enfin, ces essais n'avaient pas été réalisés lors des travaux précédents. Ils l'ont été dans cette étude afin :

- d'obtenir des résultats expérimentaux pouvant être comparé avec les résultats LVI (chapitre 4) et, plus tard, avec ceux résultant des simulations ABAQUS (chapitre 5) ;
- d'étudier les mécanismes d'endommagement « en direct » pendant le déroulement des essais, ce qui n'est pas faisable lors des essais LVI (chapitre 4).

Ces aspects de recueil et comparaison des données et d'étude de l'endommagement ont justifié l'instrumentation des deux essais : accéléromètre et capteur de force pour la tour de chute, capteurs LVDT et d'EA pour le dispositif TIX.

Les échantillons, fabriqués par le procédé de l'infusion sous vide, ont été testés, pour les deux types d'essais, à quatre niveaux d'énergie différents, fixés à 5, 10, 15 et 20 J. Les différences observées dans les valeurs de ces énergies, mesurées après réalisation des essais, sont minimes entre l'impact et l'indentation (inférieures à 3,9 %). Des similitudes ont été trouvées dans les courbes charges- déplacement, la capacité d'absorption de l'énergie et les endommagements visibles. Les différences relevées entre indentation et impact restent faibles : 2,1 % pour la raideur linéaire, 0,2 à 5,6% pour la force maximale et moins de 7% pour les proportions d'énergie absorbée à 5 et 10 J. Les endommagements visibles LVI et QSI ont une forme semblable, soit une empreinte circulaire sur la face impactée ou indentée et une marque en forme de croix sur la face opposée. L'évolution de la longueur des fissures suit la même tendance pour les deux types d'essais jusqu'à environ 75% de l'énergie d'initiation de la perforation. À ce niveau d'énergie, la longueur atteint un plateau et de petites fissures

apparaissent sur la face impactée ou indentée, marquant le seuil de pénétration de l'impacteur ou de l'indenteur.

Les endommagements internes au sein des éprouvettes QSI ont, quant à eux, été analysés par la technique de l'émission acoustique (EA). Cette analyse s'est appuyée sur la division en quatre classes des événements acoustiques, sur l'utilisation de la fonction Sentry et sur les données charge-déplacement. Rapidement après le début d'un essai QSI, des fissures matricielles commencent à apparaître. Elles vont continuer à se développer, aboutissant aux premières décohésions fibre-matrice, puis aux premiers délaminages. Alors que le niveau d'énergie approche de 1,8 J, les premières ruptures de fibres se produisent sur la face inférieure des éprouvettes, opposée à l'indentation. Celles-ci se mettent ensuite à croître, ce qui finit par aboutir à une chute de charge due à des ruptures des faisceaux de fibres. Par la suite, tous les mécanismes d'endommagement déjà mentionnés continuent à se développer tandis que la charge poursuit son ascension selon un motif en dents de scie jusqu'à environ 15 J, ce qui correspond au seuil de pénétration de l'indenteur. À partir de ce moment, la charge se met à diminuer en raison de nouvelles ruptures de faisceaux, menant rapidement à l'initiation de la perforation de l'échantillon. Cette évolution des endommagements QSI, comparée avec les résultats LVI de la littérature, suggère une similitude des mécanismes d'endommagement et de leur séquence d'apparition et de développement entre les deux types d'essais.

Selon ces conclusions, les essais QSI semblent bel et bien constituer un complément approprié aux essais LVI pour nos matériaux. De plus, les données élastiques de l'indentation peuvent être utilisées pour éclairer la phase élastique de l'impact, où les données sont limitées en raison de la fréquence d'échantillonnage des capteurs et de la vitesse d'impact. Des techniques de contrôle non destructif comme l'EA peuvent aussi être mises en œuvre lors d'un essai QSI pour fournir des informations supplémentaires sur le développement des endommagements, ce qui n'est pas toujours faisable lors des essais LVI. Enfin, les grandes similitudes observées entre indentation et impact vont nous permettre de développer des modèles numériques de l'essai QSI avant de passer à l'essai LVI. En effet, le premier est plus facile à modéliser, étant donné sa nature quasi-statique, alors que le second est dynamique, et donc plus difficile à simuler. Ce point est développé dans le volet modélisation, notamment dans le chapitre 4, qui traite des résultats des simulations numériques.

3

État de l’art de la modélisation des composites à l'impact et à l'indentation

Sommaire

3.1 Introduction 123
3.2 Développement historique des méthodes d'analyse de l’impact à faible vitesse 123
3.2.1 Les modèles analytiques 125
3.2.2 Les modèles Eléments Finis 127
3.3 Modélisation des stratifiés à l’échelle méso 133
3.3.1 Modélisation du pli : critères de rupture 134
3.3.2 Modélisation du pli : évolution de l’endommagement 139
3.3.3 Modélisation de l’interface : Cohesive Zone Method (CZM) 142
3.4 Modélisation des stratifiés à fibres de lin 147
3.5 Conclusion 157

3.1 Introduction

L'inclusion de matériaux composites à fibres végétales dans des applications structurelles, ou même seulement semi-structurelles, requiert, outre une bonne compréhension de leur comportement mécanique et des endommagements qu'ils subissent, des outils de modélisation, qui permettent de limiter le nombre d'essais sur prototypes, coûteux et chronophages. Si de tels outils existent, ils sont encore peu nombreux, surtout en ce qui concerne les composites à renfort tissé en fibres végétales soumis à un impact à faible vitesse.

L'étude bibliographique donnera un aperçu du développement historique des méthodes d'analyse de l'impact à faible vitesse. Les principales étapes de cette évolution seront résumées, depuis les premiers modèles analytiques masse-ressort aux modèles de plaque, puis aux modèles numériques par éléments finis à différentes échelles : macroscopique, mésoscopique et microscopique. Dans un second temps, notre étude se focalisera sur la modélisation des stratifiés à l'échelle mésoscopique. En ce qui concerne la prise en compte des endommagements au sein des plis, les critères de rupture les plus couramment utilisés seront présentés. Ceux-ci sont faciles à mettre en place, mais ils ne permettent pas de décrire les différentes phases du comportement d'un matériau subissant des endommagements progressifs. Dans ce cas, des critères d'initiation et des lois d'évolution de l'endommagement doivent être utilisés. Notre état de l'art aborde ensuite la question de l'endommagement à l'interface entre les plis (délaminage), qui, le plus souvent, est modélisé en utilisant la méthode de la zone cohésive. Celle-ci comprend des critères d'initiation et des lois d'évolution du délaminage, ces dernières pouvant être appliquées soit sur des surfaces, soit sur des éléments. Par la suite, une revue de quelques travaux portant plus spécifiquement sur la modélisation de stratifiés à fibres de lin sera présentée. À l'issue de cette synthèse des techniques de modélisation LVI, et au vu du nombre très limité d'études portant sur la modélisation des composites à fibres de lin, nous positionnerons le volet modélisation des travaux de cette thèse.

3.2 Développement historique des méthodes d'analyse de l'impact à faible vitesse

L'étude expérimentale du comportement à l'impact des structures composites, bien que fondamentale, présente un certain nombre de limitations. Ainsi, les modes de rupture d'impact, variés et complexes, et la réduction de la rigidité sont respectivement difficiles à observer et à

quantifier expérimentalement. De plus, les essais sont souvent très nombreux en raison de la dispersion des résultats. Ils sont également coûteux et chronophages puisqu'ils nécessitent de préparer les matériaux, de fabriquer les éprouvettes et d'évaluer les endommagements en post-impact [146]. Afin de réduire le nombre d'essais, la modélisation et la simulation numérique des impacts ont été développées. D'après Bouvet et al. [147], la modélisation numérique dans le domaine de la mécanique a pour principal objectif la compréhension physique du phénomène étudié. Dans le cas du comportement LVI des composites, la modélisation permettra de vérifier des hypothèses formulées sur les phénomènes d'endommagement à partir des essais expérimentaux. Les mécanismes d'endommagement conduisant à la ruine de la structure étant divers et variés, leur modélisation numérique permet de la retarder ou à défaut de l'éviter. Elle permet également de concevoir de nouvelles observations à effectuer lors des essais ou même de mettre au point de nouveaux essais.

Diverses méthodes d'analyse LVI ont par conséquent été développées ces trois dernières décennies. Elles peuvent être classées en deux catégories : les modèles analytiques et les modèles numériques utilisant la Méthode des Eléments Finis (MEF). La Figure 3.1 présente une vue d'ensemble des principales approches développées historiquement [76]. Chaque augmentation de la capacité à prédire les endommagements s'accompagne d'un accroissement simultané de l'effort d'analyse, en particulier du temps de calcul. Les premiers modèles mis au point, analytiques, sont déjà capables de fournir des informations sur l'initiation de l'endommagement et les dimensions de la zone endommagée. Les principaux d'entre eux sont présentés dans le sous-paragraphe 3.2.1. Quant aux modèles basés sur la MEF, développés ultérieurement et présentés dans le sous-paragraphe 3.2.2, ils permettent de prédire le type et la forme des endommagements à différentes échelles selon la stratégie de modélisation adoptée.

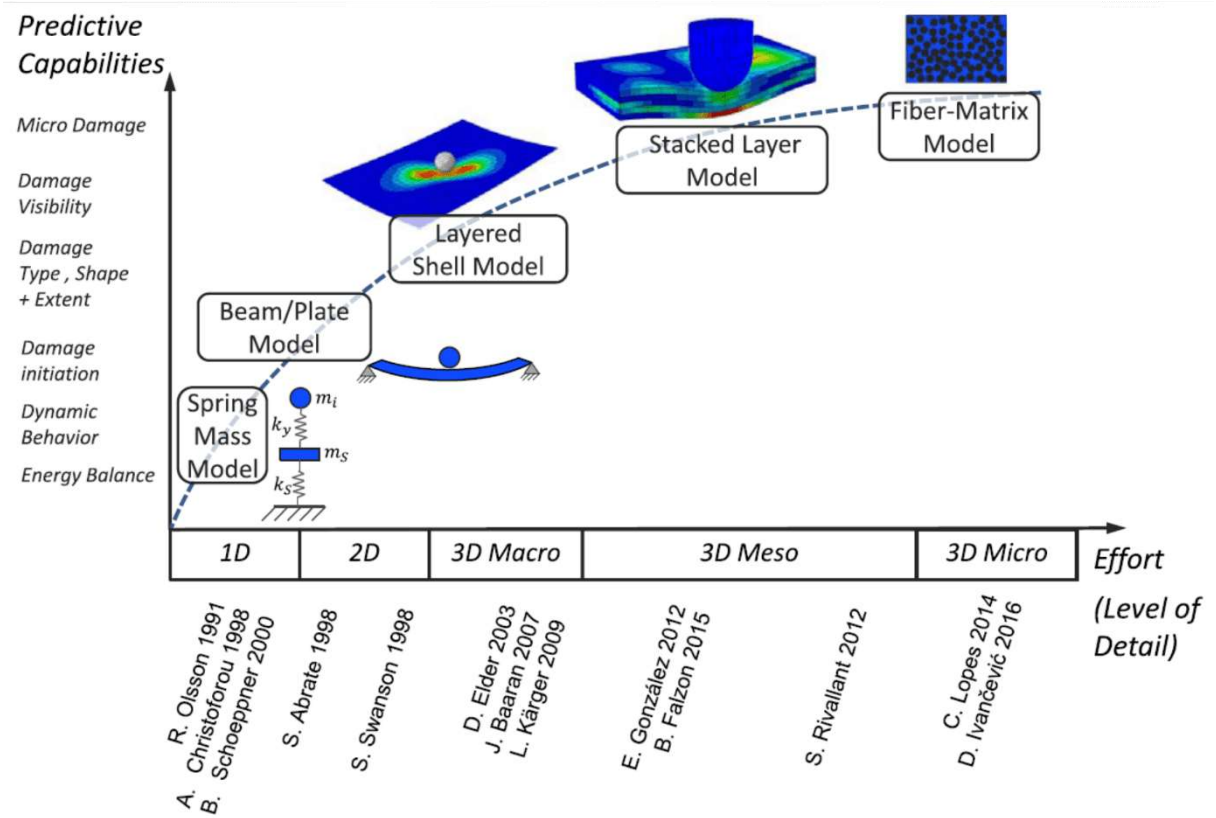


Figure 3.1 – Vue d'ensemble des méthodes d'analyse LVI. Plus le niveau de détails est élevé, plus la capacité à prédire les endommagements, mais aussi le coût en temps de calcul, sont importants [76]

3.2.1 Les modèles analytiques

Les modèles analytiques, historiquement développés en premier, sont moins coûteux et plus faciles à utiliser pour les études paramétriques. Ils peuvent être classés en deux catégories : les modèles masse-ressort, présentés dans le sous-paragraphe 3.2.1.1, et les modèles de plaque, présentés dans le sous-paragraphe 3.2.1.2.

3.2.1.1 Les modèles masse-ressort

Les premières méthodes analytiques modélisent le système d'impact par des ressorts joignant une ou plusieurs masses. Le premier modèle de ce type a été conçu par Abrate en 1991 [148]. Ultérieurement, celui-ci a été amélioré par d'autres auteurs comme Christoforou [149], Olsson [150], [151], Singh et Mahajan [152]. La Figure 3.2 présente ainsi le modèle structurel développé par Olsson pour un impact à faible vitesse et masse élevée sur un composite stratifié [153]. Comme la durée du contact entre l'impacteur et la plaque composite est longue, ce modèle repose sur l'hypothèse que le stratifié est soumis à des conditions de chargement quasi-

statique. Les masses de l'impacteur et de la plaque y sont respectivement représentées par m_i et m_p, tandis qu'ils w_i et w_p correspondent à leurs déplacements respectifs. Quant aux ressorts, ils modélisent les différents types de raideurs à prendre en compte dans le système : celle du contact impacteur-plaque k_c et celles du stratifié, c'est-à-dire les raideurs linéaires en flexion (bending) k_b et en cisaillement (shear) k_s, et la raideur non-linéaire de membrane k_m. Les équations des ressorts liant raideurs, force et déplacement, et les équations du mouvement des masses permettent d'établir une relation contraintes-déformations constitutive du modèle.

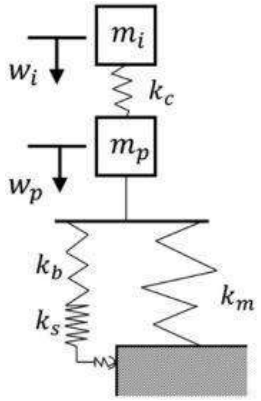


Figure 3.2 – Modèle masse-ressort conçu par Olsson pour un stratifié soumis à un impact à faible vitesse et masse élevée [153]

Les différentes approches masse-ressort permettent de capturer la réponse élastique à l'impact en tenant compte de la déformation de plaque de la structure et de l'indentation locale de la surface. Ils permettent également d'estimer la durée de l'impact, la force de contact maximale et le déplacement de l'impacteur.

3.2.1.2 Les modèles de plaques

Le niveau supérieur d'abstraction est celui des modèles de plaque. Ce sont les travaux de Dobyns [154] sur la dynamique des plaques orthotropes qui forment la base de ce type de modèle, dont le premier, basé sur l'équation des plaques de Kirchhoff, a été développé par Olsson en 1992 [155]. Swanson a également proposé un modèle amélioré en 2005 qui est aussi valide pour les composites stratifiés [156]. Cette approche permet de modéliser le comportement dynamique non-endommagé avec une plus grande précision que les approximations masse-ressort, ce qui est encore plus vrai depuis que Najafi a proposé la prise en compte de non-linéarités spécifiques aux matériaux en 2016 [157].

Les modèles de plaques, tout comme ceux faisant intervenir des masses et des ressorts, peuvent être combinés avec des méthodes de prédiction empirique ou analytique des charges seuils d'endommagement (Damage Threshold Loads). Les estimations analytiques de l'initiation et de la propagation des endommagements reposent sur ces charges seuils [150], [151], [158]. Celles-ci sont généralement dérivées de la mécanique de la rupture pour prédire la valeur de la force de contact faisant croître un délaminage. Pour prédire l'étendue des endommagements, Jackson et Poe ont proposé une approche basée sur la force qui consiste à calculer le plus grand diamètre de délaminage [159].

3.2.2 Les modèles Eléments Finis

Au-delà des possibilités de description analytique, l'analyse d'impact peut également être réalisée par la méthode des éléments finis (MEF), largement étudiée dans la littérature. Celle-ci permet d'étudier l'impact à différentes échelles et d'obtenir ainsi des macro-, méso- et micro-modèles. Elle est implémentée sur un grand nombre de logiciels de calcul par éléments finis (EF). Parmi les codes de calcul les plus souvent exploités figurent les logiciels Ansys de ANSYS Inc, Nastran de MSC Software ou Abaqus de ABAQUS Inc. Ce dernier ayant été utilisé dans les présents travaux de thèse. La MEF est brièvement décrite dans le sous-paragraphe 3.2.2.1 avant de présenter, dans les sous-paragraphes 3.2.2.2 à 3.2.2.4, les principaux types de modèles développés grâce à elle au cours du temps.

3.2.2.1 Présentation de la Méthode des Eléments Finis (MEF)

La MEF consiste à discrétiser la géométrie de la structure modélisée à l'aide d'éléments finis (EF). Chacun de ces éléments représente une portion discrète de la structure physique. Il en existe plusieurs sortes, classées selon leur forme géométrique, leur nombre de nœuds, leurs propriétés… La Figure 3.3 en présente quelques-uns [160].

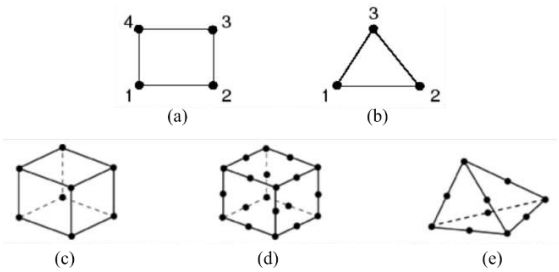


Figure 3.3 – Exemples d'éléments finis 2D (ligne 1) et 3D (ligne 2) : (a) rectangulaire à 4 nœuds, (b) triangulaire à 3 nœuds, (c) parallélépipédique à 8 nœuds, (d) parallélépipédique à 20 nœuds et (e) tétraédrique à 10 nœuds [160]

Les EF sont liés entre eux par les nœuds et, ensemble, éléments et nœuds forment le maillage de la structure. La densité de ce maillage correspond au nombre d'éléments qu'il contient : plus ce dernier est élevé, plus le maillage est dense, et vice versa. La Figure 3.4 donne la schématisation de quatre densités de maillage différentes d'une structure 3D discrétisée avec des éléments solides parallélépipédiques [160]. On remarquera qu'il est possible de faire varier la densité du maillage au sein d'une même structure afin d'augmenter le nombre d'éléments dans certaines zones d'intérêt, comme celles qui sont particulièrement sollicitées avec concentration des contraintes par exemple.

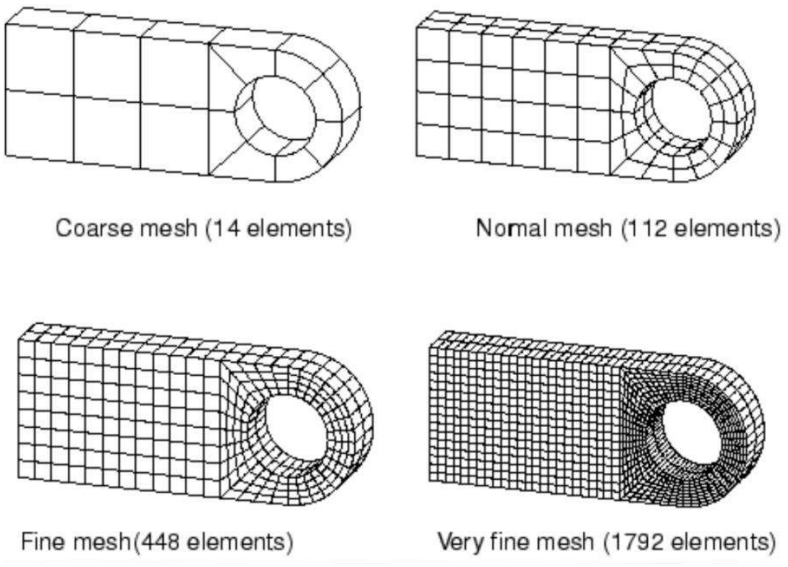


Figure 3.4 – Exemples de maillage d'une structure avec différentes densités [160]

La MEF nécessite le plus souvent d'être mise en œuvre sur des logiciels de calcul par éléments finis. En mécanique des solides, à partir de la définition de la géométrie et du maillage de la structure, du modèle de comportement du matériau et des conditions aux limites (déplacements, chargements), les logiciels de calculs déterminent les déplacements de chaque nœud du maillage et en déduisent les contraintes et déformations dans chaque EF. Ces logiciels effectuent leurs calculs selon deux schémas temporels possibles, implicite (comme ABAQUS/Standard) ou explicite (comme ABAQUS/Explicit). Le choix de l'une ou l'autre approche dépend de beaucoup de facteurs : système à modéliser, complexité du modèle matériau et des conditions aux limites, conditions de chargement, type d'analyse (quasi-statique, dynamique, linéaire ou non…), etc.

3.2.2.2 Les modèles à coque stratifiée (échelle macro)

Les approches à coque stratifiée (layered shell) appartiennent à l'échelle macro. Comme indiqué par Elder et al. en 2003 [161], ces modèles capturent la cinématique de l'impact comme un modèle de plaque, mais ils permettent aussi d'évaluer les conditions de rupture au niveau du pli et la diminution de rigidité correspondante. Le modèle d'Elder utilise des simulations explicites dans l'implémentation du logiciel LS-DYNA.

Baaran [162] et Kärger [163], [164] ont même développé un outil autonome pour l'analyse LVI (CODAC1). La Figure 3.5 présente le modèle développé par Kärger et al. sur ce logiciel [163]. Leur plaque composite est discrétisée avec des éléments de coque sandwich à 8 nœuds et 15 degrés de liberté par nœud dont le maillage est raffiné sous l'impacteur qui, lui, est modélisé comme une masse ponctuelle. L'intégration implicite par rapport au temps, l'analyse EF combinée et les équations analytiques des modèles à coque stratifiée permettent de réaliser une analyse efficace.

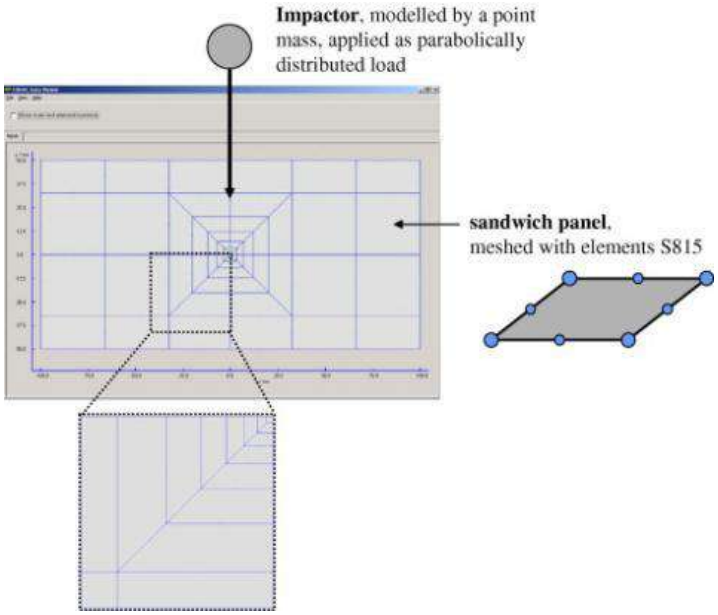


Figure 3.5 – Modèle de coque sandwich de Kärger et al. [163] développé sur le logiciel CODAC1

3.2.2.3 Les modèles à couches empilées (échelle méso)

En 2001, Johnson et al. [165] ont publié un macro-modèle amélioré qui inclut un empilement de sous-stratifiés permettant d'utiliser un modèle d'interface entre les plis, dont celui de Allix et Ladeveze [166], utilisé par Johnson pour capturer les endommagements causés par le délaminage. Cette méthode constitue encore la base des méso-modèles les plus avancés.

Compte tenu de la puissance de calcul de l'époque, limitée par rapport aux possibilités actuelles, les résultats rapportés par Johnson sont de qualité raisonnable.

L'augmentation de la puissance de calcul a permis d'appliquer l'idée de Johnson à un niveau de détails plus élevé. Ainsi, les MEF à méso-échelle représentent le stratifié en modélisant chaque pli avec au moins une couche d'éléments. La majorité des publications récentes suivent une telle approche à couches empilées. C'est également celle adoptée dans les présents travaux doctoraux. Les plis sont équipés d'un modèle d'endommagement s'appuyant sur la mécanique de l'endommagement, tandis qu'à l'interface, c'est le modèle d'endommagement cohésif selon Allix [166] qui est utilisé. Il existe une grande variété de méthodes à méso-échelle, les modèles récents différant beaucoup sur leurs caractéristiques essentielles comme les modèles utilisés pour les interfaces et les plis, les types d'éléments et les stratégies de maillage. Comme un méso-modèle peut fonctionner avec n'importe quelle condition de rupture homogénéisée [167], [168], le choix de celle-ci constitue également un paramètre important.

En 2001, Borg et al. ont publié un modèle de délaminage avec éléments cohésifs pour les stratifiés [169]. Sur la base de celui-ci, ils ont présenté en 2004 un modèle complet à méso-échelle pour l'analyse LVI incluant une approche pour déterminer la direction de propagation du délaminage [170]. En 2008, Loikkanen et al. ont publié un autre méso-modèle dans lequel ils ont appliqué la méthode des surfaces cohésives [171]. La Figure 3.6 est une représentation schématique du comportement d'un matériau au niveau de l'ouverture d'une fissure en mode I selon le modèle de zone cohésive [170]. La valeur de la contrainte adhésive σ commence par augmenter de l'intérieur du matériau vers le début de la zone cohésive, dans laquelle elle diminue en fonction de la largeur de l'ouverture D jusqu'à atteindre une valeur nulle, marquant la fin de la zone cohésive.

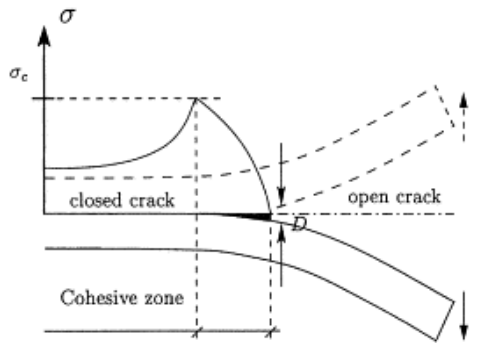


Figure 3.6 – Représentation schématique de l'évolution de la contrainte adhésive donnée par le modèle de zone cohésive [170]

Ces travaux de Loikkanen et de Borg permettent de bonnes prédictions du délaminage. Borg a en outre identifié la nécessité d'améliorer les modèles d'endommagement des plis. Un tel modèle a été présenté par Bouvet en 2010 [172] et par Gama en 2011 [173]. Par la suite, plusieurs configurations adaptées ont été développées, par exemple par Gonzalez en 2012 [174], Shi en 2014 [175] et Tan en 2015 [176]. Les publications récentes ont principalement apporté des améliorations successives au modèle, comme des conditions de rupture mieux adaptées [177], une inclusion des non-linéarités et de la déformation permanente [176], [178]–[180] ou une évolution des endommagements [176], [181]. Panettieri a également identifié d'autres facteurs d'influence pertinents, comme le comportement vibratoire de l'impacteur [182].

Ces méthodes permettent d'obtenir de bons résultats, malgré un temps de calcul élevé et certaines difficultés numériques. Les améliorations récentes permettent peut-être d'obtenir une meilleure précision des solutions, mais elles augmentent le temps de calcul plutôt qu'elles ne le réduisent. Généralement, il est nécessaire d'utiliser des modèles matériaux définis par l'utilisateur pour les modèles basés sur la mécanique de l'endommagement (les sous-programmes UMAT et VUMAT d'ABAQUS par exemple). En particulier si l'indentation permanente ou le comportement en cisaillement non linéaire doivent être inclus, les matériaux embarqués dans les codes EF ne fournissent pas les caractéristiques requises.

Alors que les approches méso-échelles habituelles capturent l'endommagement intra-pli en se basant sur la mécanique de l'endommagement, Bouvet et Rivallant ont développé une solution alternative pour des stratifiés UD [172], [183]. Le maillage est aligné avec la direction des fibres, et des zones cohésives parallèles aux fibres sont incluses à l'intérieur de chaque pli, comme le montre la Figure 3.7 [183]. Contrairement à la mécanique de l'endommagement, les fissures sont capturées comme des singularités réelles dans le pli. Le mode de rupture correspondant est appelé "ply-splitting" [172] et constitue un type de rupture inter-fibres. Les résultats de la simulation de Bouvet sont en excellent accord avec les résultats expérimentaux pour différents stratifiés constitués de plis unidirectionnels.

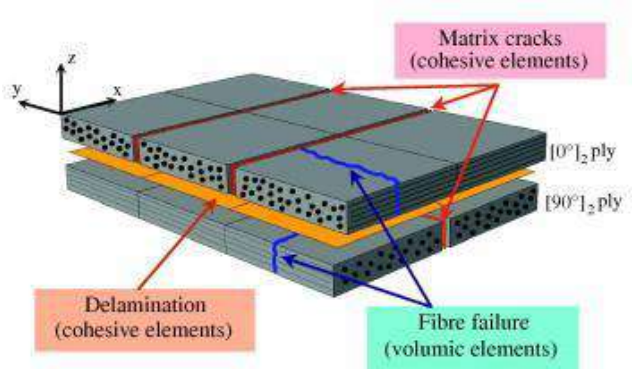


Figure 3.7 – Modèle de Rivallant et al. [183] incluant des éléments cohésifs à la fois entre les plis (délaminage) et au sein des plis (fissuration matricielle)

En outre, d'autres variantes pour construire un modèle méso-échelle sans utiliser la mécanique de l'endommagement ont été testées, comme la MEF étendue. Nian et al. [184] et Chen et al. [185] considèrent que cette technique est adaptée à l'endommagement du pli, mais Chen et al. mentionnent également des difficultés liées à l'intégration explicite et l'effort de calcul requis. D'autres méthodes avancées comme la modélisation du champ de phase (phase field modeling) [186] ou les éléments discrets [185] ne présentent pas encore la maturité requise pour une application aux composites stratifiés.

3.2.2.4 Les modèles fibres-matrice (échelle micro)

À un niveau de détail supérieur, la prédiction de la rupture inter-fibres est effectuée par un modèle micromécanique. Un tel modèle doit être couplé à un volume élémentaire de référence, appelé aussi Volume Elémentaire Représentatif (VER), dans une approche multi-échelle. Dans le cas d'une approche locale, l'initiation de l'endommagement et l'endommagement matriciel sont prédits à l'échelle micro, produisant des résultats supérieurs à ceux des modèles homogénéisés, en particulier pour les charges multiaxiales. Il est possible d'utiliser des critères de rupture micromécanique comme ceux proposés par Huang [187] ou des conditions de rupture matricielle basées sur l'énergie [188], [189]. Lopes et al ont publié le premier modèle d'impact à cette échelle d'abstraction en 2014 [190]. La Figure 3.8 présente le volume élémentaire représentatif développé par les auteurs, où les cylindres, vus de face sous forme de cercles dans l'illustration, correspondent aux fibres baignant dans la matrice [190].



Figure 3.8 – Volume élémentaire représentatif d'un pli composite où les cylindres (ici, vus de face sous forme de cercles) modélisent les fibres [190]

3.3 Modélisation des stratifiés à l'échelle méso

Les modes d'endommagement des stratifiés soumis à un impact ont été présentés dans le sous-paragraphe 1.3.3 de ce chapitre. Leurs descriptions ont été faites selon le point de vue d'une analyse micro-mécanique. Cependant, l'approche adoptée par les ingénieurs dans la conception de structures consiste plutôt à s'intéresser aux phénomènes d'endommagement à l'échelle macroscopique, l'objectif n'étant pas tant de fournir une meilleure compréhension des phénomènes examinés que de créer des outils prédictifs rationnels applicables à la conception [191]. Cette démarche consiste à utiliser des variables d'état qui représentent les effets de l'endommagement sur des propriétés macroscopiques comme la rigidité. Ce sont les critères de rupture et d'endommagement, établis en s'appuyant sur la mécanique de la rupture et la mécanique de l'endommagement.

Dans le premier cas, la rupture, qui correspond à la perte de la capacité à supporter une charge d'une unité de matériau, est définie de façon équivalente en termes de capacité à supporter la charge ou de capacité à emmagasiner de l'énergie. Ainsi, dans le cas des composites soumis à un impact, les critères de rupture dynamique, qui ont pour objectif d'évaluer la résistance mécanique du matériau, sont classés en plusieurs types dont les plus développés sont les critères en contrainte et les critères énergétiques. Toutefois des critères en déformations sont de plus en plus mis en œuvre [192].

La deuxième approche, par la mécanique de l'endommagement, consiste à aller plus loin qu'à s'intéresser uniquement au point de rupture d'un matériau en incluant la dégradation de ses propriétés. Une telle démarche s'effectue en deux temps. Tout d'abord, des critères d'initiation de l'endommagement permettent de définir, comme leur nom l'indique, le moment

où s'amorce l'endommagement. Ensuite, une loi d'évolution de l'endommagement permet de décrire la dégradation des propriétés du matériau jusqu'à la rupture complète.

Dans le cas des stratifiés, les modèles mis au point relèvent plutôt de l'échelle méso que macro, le composite n'étant pas modélisé comme un matériau homogène, mais comme un assemblage de plis homogènes séparés par des interfaces. Ainsi, dans le cas de la réponse à l'impact des stratifiés, il faut s'intéresser aux endommagements, avec ou sans rupture, que subissent les plis d'une part et les interfaces d'autre part afin de modéliser le comportement du stratifié. La modélisation du pli, composé de fibres et de résine et homogénéisé, est abordée dans les sous-paragraphes 3.3.1 et 3.3.2 tandis que celle de l'interface, que l'on considère comme constituée uniquement de résine, est traitée dans le sous-paragraphe 3.3.3.

3.3.1 Modélisation du pli : critères de rupture

Les critères de rupture ont pour objectif d'évaluer la résistance mécanique de la structure. Généralement, cette rupture correspond à une dégradation irréversible qui, comme le montre la Figure 3.9 [1], correspond soit à la rupture réelle pour un matériau fragile, soit à la fin du domaine élastique pour un matériau ductile. Dans le cas d'un stratifié, la limite du domaine élastique est habituellement liée à l'apparition de microfissurations telles que des microruptures dans la matrice, des décohésions fibre/matrice et des ruptures des fibres. Après avoir été initiées, ces microfissures se développent souvent localement, ne réduisant la rigidité du matériau que progressivement. L'objectif des critères de rupture, établis pour le pli, est donc de fournir une estimation de la résistance mécanique correspondant à l'initiation des endommagements sans prendre en compte la dégradation consécutive de la rigidité.

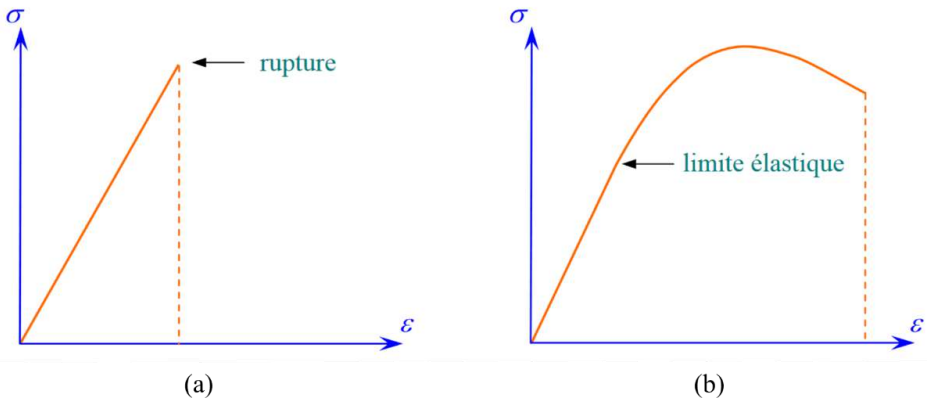


Figure 3.9 – Définitions de la rupture pour (a) un matériau fragile et (b) un matériau ductile [1]

On distingue plusieurs types de critères de rupture :

- les critères en contrainte maximale,
- les critères en déformation maximale,
- les critères interactifs, aussi appelés critères énergétiques.

Les seconds, bien que ressemblant aux premiers, sont beaucoup moins utilisés, les plus courants étant les premiers et surtout les troisièmes, très souvent implémentés dans les codes de calcul. Dans ce paragraphe, nous allons d'abord présenter les critères en contraintes et déformations maximales (3.3.1.1), puis nous nous pencherons sur les critères interactifs de Tsai-Hill (3.3.1.2) et de Tsai-Wu (3.3.1.3). Dans tous les cas, les critères, dont la valeur, comprise entre 0 et 1, croît au cours de la déformation, permettent de définir la rupture du pli lorsqu'ils atteignent l'unité.

Dans les sous-paragraphes qui suivent, on considère que le pli est à renfort UD et qu'il est orthotrope, c'est-à-dire qu'il possède trois plans de symétrie orthogonaux entre eux. Il est également soumis à un état de contraintes planes. La Figure 3.10 présente un tel pli pour lequel on définit un repère matériau à trois axes 1, 2 et 3 [1]. Dans le plan du pli, l'axe 1 est aligné avec la direction des fibres du renfort UD tandis que l'axe 2 l'est avec la direction transverse aux fibres. L'axe 1 correspond donc à la direction « forte » du matériau orthotrope et l'axe 2, à sa direction « faible ».

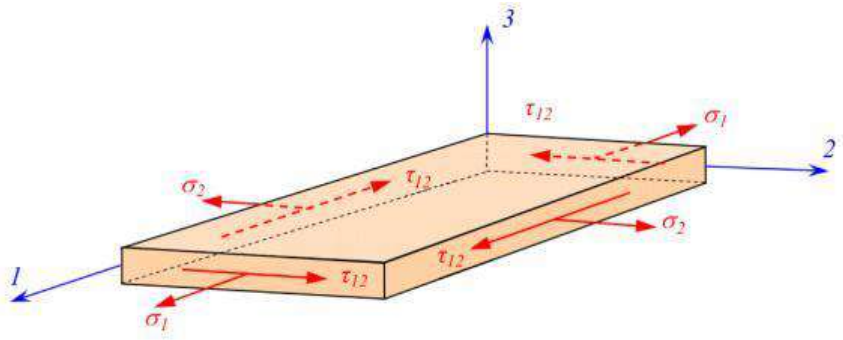


Figure 3.10 – Représentation d'un pli UD orthotrope soumis à des contraintes planes [1]

Les paramètres d'entrée à connaître pour pouvoir appliquer les critères définis ci-après, et qui sont déterminés par des essais de traction, de compression et de cisaillement, sont respectivement les contraintes et les déformations maximales admissibles (à la rupture) :

- en tension dans la direction 1, X_t et X_{ε_t}

- en compression dans la direction 1, X_c et X_{ε_c}
- en tension dans la direction 2, Y_t et Y_{ε_t}
- en compression dans la direction 2, Y_c et Y_{ε_c}
- en cisaillement dans le plan 1-2, S et S_ε

3.3.1.1 Contrainte et déformation maximales

Le critère de la contrainte maximale et celui de la déformation maximale sont construits de la même façon et sont simples à mettre en œuvre. Le premier stipule que la rupture a lieu lorsque l'une des trois contraintes planes auxquelles est soumis le pli atteint la valeur maximale admissible correspondante. Ainsi, il consiste à mesurer les contraintes σ_{11}, σ_{22} et τ_{12} et à les comparer avec les contraintes maximales admissibles du matériau. Le critère de la contrainte maximale s'écrit donc selon la formule (3.1) :

$$\max\left(\frac{\sigma_{11}}{X}, \frac{\sigma_{22}}{Y}, \left|\frac{\tau_{12}}{S}\right|\right) < 1 \tag{3.1}$$

où :

- X est la contrainte admissible dans la direction 1 (longitudinale). Si $\sigma_{11} > 0, X = X_t$, sinon $X = X_c$.
- Y est la contrainte admissible dans la direction 2 (transversale). Si $\sigma_{22} > 0, Y = Y_t$, sinon $Y = Y_c$.

Tant que l'inégalité est vérifiée, la rupture n'est pas encore atteinte ; elle l'est dès que le maximum atteint ou dépasse 1.

Le critère en déformation maximale, quant à lui, est transposé du critère en contrainte maximale. Lorsque l'une des déformations principales atteint la déformation admissible correspondante, on considère qu'il y a rupture du pli. Le critère en déformation maximale s'exprime donc comme indiqué dans la formule (3.2) :

$$\max\left(\frac{\varepsilon_{11}}{X_\varepsilon}, \frac{\varepsilon_{22}}{Y_\varepsilon}, \left|\frac{\gamma_{12}}{S_\varepsilon}\right|\right) < 1 \tag{3.2}$$

où :

- X_ε est la déformation longitudinale admissible. Si $\varepsilon_{11} > 0, X_\varepsilon = X_{\varepsilon_t}$, sinon $X_\varepsilon = X_{\varepsilon_c}$.
- Y_ε est la déformation transversale admissible. Si $\varepsilon_{22} > 0, Y_\varepsilon = Y_{\varepsilon_t}$, sinon $Y_\varepsilon = Y_{\varepsilon_c}$.

Comme précédemment, la rupture, et donc la résistance mécanique, est atteinte dès que l'inégalité donné dans la formule (3.2) n'est plus vérifiée.

Ces deux critères, simples et pratiques, présentent néanmoins certains inconvénients. Tout d'abord, leur mise en application à un même pli soumis à un état de contraintes planes donné ne produit pas nécessairement les mêmes résultats : le mode de rupture (longitudinal, transversal ou en cisaillement) et la valeur des contraintes à la rupture fournis par chaque critère peuvent se contredire. Ceci est dû aux relations abusivement établies entre les valeurs des contraintes maximales et des déformations maximales sur la base des lois de comportement du matériau. En effet, ces valeurs devraient être déterminées respectivement dans le cas de contraintes ou de déformations planes. Ainsi, le critère en contrainte maximale ne devrait s'appliquer que dans le premier cas et celui en déformation maximale, que dans le second cas.

Enfin, ces critères ne rendent pas toujours compte des résultats expérimentaux, notamment parce qu'ils considèrent les mécanismes de rupture longitudinale, transversale et en cisaillement comme étant indépendants les uns des autres. Les interactions entre mécanismes de rupture différents ne sont pas prises en compte. Or, les composites, comme d'autres matériaux, sont généralement soumis à des sollicitations combinées auxquelles ils résistent moins bien qu'aux sollicitations élémentaires. Par exemple, la limite d'élasticité en traction transverse est généralement plus faible lorsque le pli est également sollicité en cisaillement. Afin de palier à ces défauts, des critères dit interactifs ont été développés pour les matériaux orthotropes, à l'image du critère de Von Mises pour les matériaux isotropes. Comme ce dernier est relié à l'énergie de déformation emmagasinée par unité de volume du matériau déformé, les critères interactifs sont aussi souvent appelés critères énergétiques, même si, dans le cas de matériaux orthotropes, ils ne sont pas reliés exclusivement à l'énergie de déformation. Ces critères consistent à définir une contrainte équivalente, que l'on compare ensuite à une valeur admissible. Parmi eux, deux sont présentés ci-dessous : le critère de Tsai-Hill et celui de Tsai-Wu.

3.3.1.2 Critère de Tsai-Hill

Hill a été un des premiers auteurs à introduire un critère de rupture interactif pour des matériaux anisotropes [193]. Par la suite, ce critère a été simplifié par Azzi et Tsai pour les plis

composites UD en état de contraintes planes, donnant naissance au critère le plus utilisé pour les composites et désormais connu sous le nom de critère de Tsai-Hill [194]. Il stipule que l'état limite de contrainte (et donc la rupture) n'est pas atteint tant que l'inégalité (3.3) est vérifiée :

$$\left(\frac{\sigma_{11}}{X}\right)^2+\left(\frac{\sigma_{22}}{Y}\right)^2+\left(\frac{\tau_{12}}{S}\right)^2-\frac{\sigma_{11}\sigma_{22}}{X^2}<1 \tag{3.3}$$

Ce critère permet de définir un taux pour chaque type de sollicitation et de les additionner pour en définir le critère de rupture global. Il est à noter que ce critère ne fait pas la différence entre les comportements en traction et en compression, mais que le dernier terme de la partie gauche permet de prendre en compte le couplage des contraintes dans deux directions perpendiculaires.

3.3.1.3 Critère de Tsai-Wu

Bien que les critères précédents soient généralement suffisants pour décrire les résultats expérimentaux observés, il est possible d'améliorer la corrélation entre les résultats expérimentaux et théoriques en augmentant le nombre de paramètres des équations décrivant ces critères. Ainsi, Tsai et Wu [195] proposent que la rupture d'un matériau anisotrope est atteinte lorsque la relation (3.4) n'est plus vérifiée :

$$\left(\frac{1}{X_T}-\frac{1}{X_C}\right)\sigma_{11}+\left(\frac{1}{Y_T}-\frac{1}{Y_C}\right)\sigma_{22}+\frac{\sigma_{11}^2}{X_TX_C}+\frac{\sigma_{22}^2}{Y_TY_C}+\left(\frac{\tau_{12}}{S}\right)^2-2F_{12}\sigma_{11}\sigma_{22}<1 \tag{3.4}$$

avec :

$$F_{12}=\frac{1}{2}\sqrt{\frac{1}{X_TX_CY_TY_C}} \tag{3.5}$$

Ce critère, au même titre que celui de Tsai-Hill, prend en compte le taux de sollicitation dans chacun des modes et le couplage entre les contraintes dans deux directions perpendiculaires. Il est à noter qu'il définit aussi l'admissible pour le couplage des contraintes par l'intermédiaire du terme F_{12}.

L'ensemble de ces critères sont faciles à mettre en place car, d'après leur formulation, ils ne nécessitent que la détermination des contraintes admissibles des matériaux, or ces dernières peuvent être déterminées par des essais expérimentaux en statique. À noter que les logiciels de calcul EF permettent une implémentation directe de certains de ces critères alors que d'autres

nécessitent, pour leur mise en œuvre, l'utilisation de sous routines utilisateur (de type UMAT ou VUMAT sur ABAQUS).

3.3.2 Modélisation du pli : évolution de l'endommagement

Les critères précédents permettent de déterminer de manière ponctuelle le point de rupture d'un pli composite. Cependant, dans le cas d'endommagements progressifs, les différentes phases du comportement du matériau face à la sollicitation devraient être pris en compte, d'où la nécessité de prendre en compte l'évolution de l'endommagement. La Figure 3.11, qui présente deux courbes contrainte-déformation pour un matériau soumis à une traction uniaxiale simple et cyclique, permet de mieux comprendre ce problème [196].

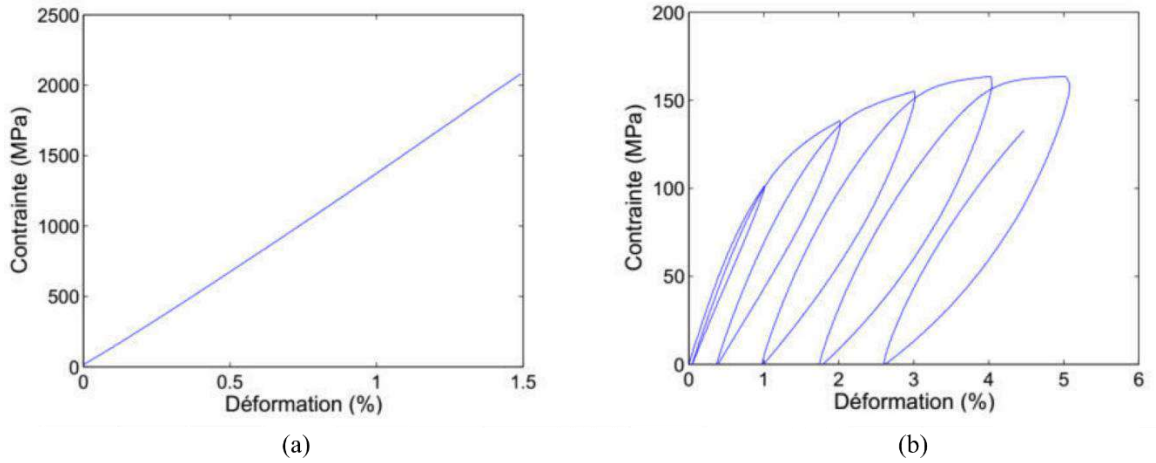


Figure 3.11 – Réponse en contrainte-déformation d'un composite carbone/époxy sous l'effet de l'endommagement : (a) traction à 0° et (b) sollicitation cyclique à 45° [196]

Dans le cas de la traction uniaxiale simple dans le sens des fibres du stratifié carbone/époxy considéré, dont la courbe est présentée dans la Figure 3.11 (a), la réponse macroscopique du composite ne semble pas être modifiée. En revanche, dans le cas d'une sollicitation à 45°, on observerait une relation non linéaire entre la contrainte et la déformation. En considérant le cas d'un matériau purement élastique endommageable, cette non-linéarité correspond à la dégradation irréversible des propriétés élastiques de ce matériau. Cette dégradation peut être mise en évidence par des cycles de charge-décharge du matériau. La Figure 3.11 (b) présente la courbe contrainte-déformation résultant d'un tel essai cyclique. La rotation des droites de décharge-recharge indique la modification du module d'élasticité. D'un point de vue physique, à l'échelle de la microstructure, cette dégradation se manifeste par la création de surfaces de décohésion. Dans le cas des composites, il s'agit de microfissurations matricielles qui marquent l'origine du processus de détérioration du matériau. Ensuite, au fur et à mesure de la croissance

de la charge, on observe une augmentation de plus en plus importante de la déformation. Il est à noter que lors des décharges élastiques, on peut mettre en évidence des déformations résiduelles qui proviennent de blocages lors de la fermeture des microfissures, de libérations de contraintes de fabrications ou du caractère viscoélastique de la résine [197].

Les critères d'initiation et les lois d'évolution de l'endommagement permettent ainsi de décrire la propagation des endommagements progressifs, ce que ne peuvent pas faire les critères de rupture présentés dans le sous-paragraphe 3.3.1. En raison de la différence de nature entre les endommagements générés à l'intérieur des plis et dans les interfaces, ces critères et lois diffèrent entre les premiers et les seconds. Les sous-paragraphes 3.3.2.1 et 3.3.2.2 qui suivent traitent des plis tandis que la modélisation des endommagements dans les interfaces fait l'objet du sous-paragraphe 3.3.3.

3.3.2.1 Initiation de l'endommagement : critères de Hashin

Comme les plis composites sont formés de différents constituants, les critères d'initiation de l'endommagement sont formulés pour chacun d'entre eux. Dans le cas de l'impact à faible vitesse, les constituants des plis sont soumis à une flexion. Comme celle-ci est la combinaison d'une traction et d'une compression, les critères d'initiation à appliquer doivent être ceux de ces deux sollicitations. Dans les logiciels de calcul par EF, les critères les plus utilisés sont ceux reposant sur les travaux de Hashin [198], [199] :

- Fibre en traction :

$$\left(\frac{\hat{\sigma}_{11}}{X_t}\right)^2 + \alpha\left(\frac{\hat{\sigma}_{12}}{S}\right)^2 < 1 \tag{3.6}$$

- Fibre en compression :

$$\left(\frac{\hat{\sigma}_{11}}{X_c}\right)^2 < 1 \tag{3.7}$$

- Matrice en traction :

$$\left(\frac{\hat{\sigma}_{22}}{Y_t}\right)^2 + \left(\frac{\hat{\sigma}_{12}}{S}\right)^2 < 1 \tag{3.8}$$

- Matrice en compression :

$$\left(\frac{\hat{\sigma}_{22}}{2S}\right)^2+\left[\left(\frac{Y}{2S}\right)^2-1\right]\frac{\hat{\sigma}_{22}}{Y_c}+\left(\frac{\hat{\sigma}_{12}}{S}\right)^2<1 \tag{3.9}$$

Dans les relations (3.6) à (3.9), α correspond au coefficient de Rotem tel que $0\le\alpha\le1$ et les $\hat{\sigma}_{ij}$, $(i,j)\in\{1,2\}$, aux contraintes effectives. Celles-ci sont liées à la contrainte nominale σ par la relation (3.10) suivante :

$$\left[\hat{\sigma}\right]=\begin{bmatrix}\frac{1}{1-d_f} & 0 & 0\\ 0 & \frac{1}{1-d_m} & 0\\ 0 & 0 & \frac{1}{1-d_s}\end{bmatrix}\left[\sigma\right] \tag{3.10}$$

où d_f, d_m et d_s sont respectivement les variables d'endommagement des fibres, de la matrice et du pli en cisaillement.

3.3.2.2 Propagation de l'endommagement : loi de comportement et variables d'endommagement

Après l'initiation des endommagements, ceux-ci se développent dans la structure, provoquant une diminution de sa rigidité jusqu'à sa ruine. La mécanique de l'endommagement permet de définir la loi (3.11) de comportement élastique endommagée de la structure :

$$\{\sigma\}=\left[C(d)\right]\{\varepsilon\} \tag{3.11}$$

où $\left[C(d)\right]$ est la matrice d'élasticité endommagée qui s'écrit :

$$\left[C(d)\right]=\begin{bmatrix}(1-d_f)E_1 & (1-d_f)(1-d_m)\nu_{21}E_1 & 0\\ (1-d_f)(1-d_m)\nu_{12}E_2 & (1-d_m)E_2 & 0\\ 0 & 0 & D(1-d_s)G_{12}\end{bmatrix} \tag{3.12}$$

avec :

$$D=1-(1-d_f)(1-d_m)\nu_{12}\nu_{21}>0 \tag{3.13}$$

et :

$$d_s = 1-\left(1-d_{ft}\right)\left(1-d_{fc}\right)\left(1-d_{mt}\right)\left(1-d_{mc}\right) \tag{3.14}$$

où les indices m, f, t et c font respectivement référence à la matrice, la fibre, la traction et la compression. $E_1, E_2, G_{12}, \nu_{12}, \nu_{21}$, quant à eux, correspondent respectivement aux modules d'élasticité dans les directions 1 et 2, au module de cisaillement et aux coefficients de Poisson.

Il est à noter que selon Camanho et Dàvila [200], l'évolution de l'endommagement est basée sur l'énergie dissipée lors du processus d'endommagement et est considéré comme linéaire.

3.3.3 Modélisation de l'interface : Cohesive Zone Method (CZM)

Maintenant que les critères d'initiation et d'évolution de l'endommagement des plis ont été abordés, nous pouvons nous intéresser aux critères utilisés pour les interfaces entre les plis. Comme mentionné plus haut, celles-ci sont effectivement soumises à des endommagements de nature différente de ceux se produisant dans les plis, nécessitant la mise en œuvre d'autres modèles. Ceux-ci s'appuient sur la méthode de la zone cohésive (CZM, Cohesive Zone Method), dont le principe est exposé dans le sous-paragraphe 3.3.3.1 avant que ne soient présentés les critères d'initiation et de propagation du délaminage dans les sous-paragraphes 3.3.3.2 et 3.3.3.3.

3.3.3.1 Principe de la modélisation du délaminage avec une loi cohésive

Comme mentionné précédemment, le mode d'endommagement observé dans les interfaces entre les plis est le délaminage. Dans les codes EF, les interfaces peuvent être modélisées par des lois cohésives. Dans ABAQUS en particulier, ces lois peuvent être appliquées soit sur les surfaces (surfaces cohésives), soit sur les éléments (éléments cohésifs). Dans le cas des surfaces cohésives, une loi d'attraction est formulée entre deux nœuds de deux surfaces distinctes initialement en contact. La Figure 3.12 Figure 3.11schématise le principe de cette loi, qui est régie par une contrainte inter-laminaire dépendant du déplacement relatif entre les deux nœuds [201].

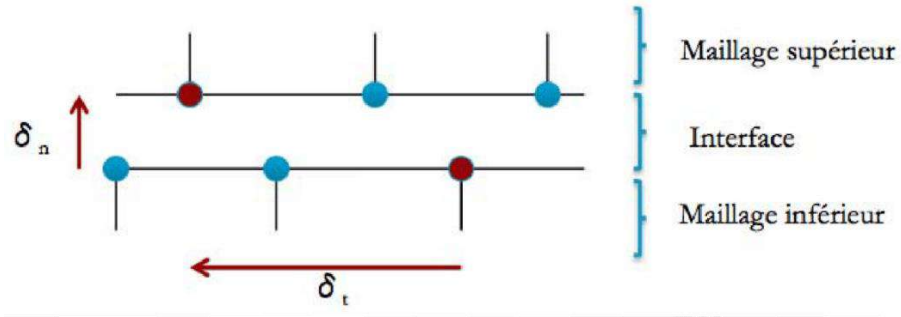


Figure 3.12 – Principe de la loi d'attraction entre deux nœuds de deux surfaces cohésives distinctes initialement en contact [201]

Dans cette représentation, les nœuds en rouge sont initialement confondus et δ_n et δ_t correspondent respectivement au déplacement relatif dans la direction normale (mode I) et dans la direction de glissement (mode II). Comme dans le cas des critères liés aux plis, la loi d'attraction est généralement de type bilinéaire. La Figure 3.13Figure 3.12, qui illustre cette loi, présente les courbes contrainte-déplacement relatif dans les deux phases du comportement cohésif bilinéaire : la déformation élastique et la dégradation linéaire de la raideur [202]. La première, représentée dans la Figure 3.13 (a), correspond à la partie linéaire ascendante de la courbe jusqu'au déplacement δ_e. Il s'agit du domaine de déformation élastique caractérisée par la réversibilité du contact. La détermination de la pente de la droite dans cette partie donne la raideur de l'interface. La seconde phase, illustrée par la Figure 3.13 (b), débute une fois les contraintes inter-laminaires admissibles σ_{max} atteintes. Elle est caractérisée par la dégradation de la raideur de l'interface jusqu'à rupture du contact (délaminage). Cette seconde partie de la courbe est gouvernée par la loi d'évolution.

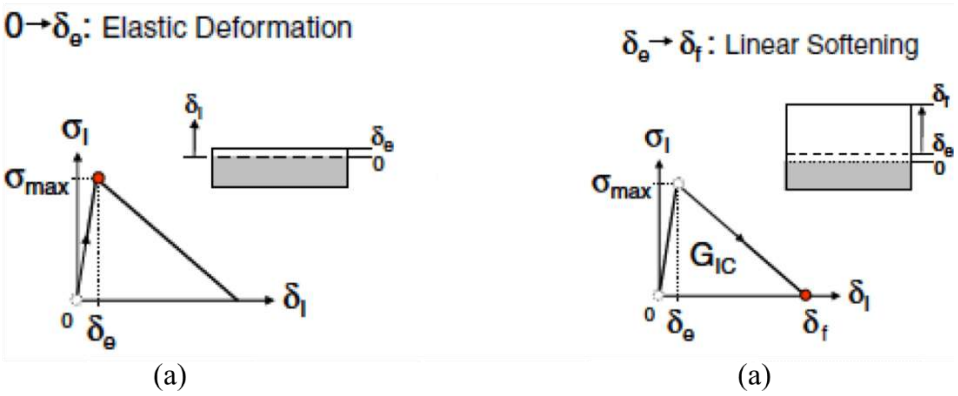


Figure 3.13 – Représentation du comportement d'une loi cohésive bilinéaire : (a) phase de déformation élastique, (b) phase de dégradation de la raideur de l'interface [202]

L'aire sous la courbe correspond à l'énergie nécessaire pour rompre le contact, qui correspond à la ténacité inter-laminaire pour le mode considéré [203]. À partir des deux seules lois cohésives pour les deux phases de séparation des surfaces, et connaissant les critères d'initiation et de propagation du délaminage, il est possible de tracer l'ensemble de toutes les lois, pour tout chargement mixte comme dans le cas des sollicitations d'impact.

3.3.3.2 Initiation du délaminage

Les critères d'initiation sont définis sur la base des contraintes et des déformations limites. On distingue 4 principales formulations :

- La contrainte maximale

Il s'agit de la contrainte nominale maximale. Lorsque que la contrainte dans une direction donnée atteint ou dépasse sa valeur limite $\sigma^{\max}$, il y a amorçage de l'endommagement. Le critère s'écrit alors sous la forme (3.15) suivante :

$$\max\left(\frac{\langle\sigma_n\rangle}{\sigma_n^{\max}}, \frac{\sigma_t}{\sigma_t^{\max}}, \frac{\sigma_s}{\sigma_s^{\max}}\right) < 1 \tag{3.15}$$

dans laquelle les indices n, t et s représentent respectivement la direction normale et les deux directions en cisaillement dans le plan, et les signes $\langle\rangle$ correspond à l'opérateur parenthèses de Macaulay défini tel que : $\langle\sigma_n\rangle = \begin{cases} \sigma_n \ \textit{pour}\ \sigma_n > 0 \\ 0 \quad \textit{pour}\ \sigma_n \le 0 \end{cases}$.

- La contrainte quadratique

Basé également sur la contrainte nominale, ce critère établit un couplage entre les contraintes des 3 modes de sollicitation. L'endommagement n'est pas amorcé tant que la condition (3.16) est vérifiée :

$$\left(\frac{\langle\sigma_n\rangle}{\sigma_n^{\max}}\right)^2 + \left(\frac{\sigma_t}{\sigma_t^{\max}}\right)^2 + \left(\frac{\sigma_s}{\sigma_s^{\max}}\right)^2 < 1 \tag{3.16}$$

- La déformation maximale

Par analogie avec le critère de la contrainte maximale, l'initiation de l'endommagement se produit quand la déformation dans une direction donnée atteint ou dépasse sa valeur limite $\varepsilon^{\max}$. Ce critère est donc défini selon la formule (3.17) :

$$\max\left(\frac{\langle\varepsilon_n\rangle}{\varepsilon_n^{\max}},\frac{\varepsilon_t}{\varepsilon_t^{\max}},\frac{\varepsilon_s}{\varepsilon_s^{\max}}\right)<1 \tag{3.17}$$

- La déformation quadratique

Ce dernier critère établit un couplage entre les déformations quadratiques dans les 3 directions. Il prend la forme (3.18) suivante :

$$\left(\frac{\langle\varepsilon_n\rangle}{\varepsilon_n^{\max}}\right)^2+\left(\frac{\varepsilon_t}{\varepsilon_t^{\max}}\right)^2+\left(\frac{\varepsilon_s}{\varepsilon_s^{\max}}\right)^2<1 \tag{3.18}$$

3.3.3.3 Propagation du délaminage

La propagation de l'endommagement dans les interfaces se fait selon deux approches principales, l'un utilisant un critère en déplacement et l'autre, un critère énergétique.

- Critère en déplacement

Afin de concevoir un critère en déplacement, on définit tout d'abord un déplacement équivalent δ exprimé en fonction des déplacements relatifs dans les 3 directions. Il peut être défini selon plusieurs formulations, dont la plus utilisée, et donc la plus souvent implémentée dans les codes de calcul par EF, est basée sur une norme euclidienne et est donnée par l'expression (3.19) suivante :

$$\delta=\sqrt{\langle\delta_n\rangle^2+\delta_t^2+\delta_s^2} \tag{3.19}$$

avec δ_n,δ_t et δ_s respectivement les déplacements suivant la direction normale, la première direction de cisaillement et la seconde direction de cisaillement. La réponse post-initiation peut suivre une tendance linéaire ou exponentielle ou être définie par un tableau de valeurs expérimentales.

- Critère énergétique

Les critères énergétiques se fondent sur la mécanique de la rupture et sur le taux de restitution d'énergie G suivant les 3 modes de sollicitation. Ce taux est défini par la relation (3.20) :

$$G_i=\frac{K_i^2}{E_i^{eff}}\quad avec\quad (i=I,II,III) \tag{3.20}$$

où E_i^{eff} et K_i sont respectivement les modules d'élasticité effectifs et les coefficients d'intensité de contraintes du matériau. À chacun de ces taux de restitution énergétique G est associé un taux de restitution d'énergie critique G_c utilisé pour caractériser la propagation de l'endommagement dans les interfaces du stratifié [204]. La plupart des critères énergétiques comparent les taux de restitution d'énergie dans les différentes directions à leurs valeurs critiques $G_{Ic}, G_{IIc}, G_{IIIc}$ pour les 3 différents modes de rupture. Le Tableau 3.1 présente les principaux critères énergétiques utilisés [196]. Ils sont répartis en deux familles : les critères non-couplés, qui ne font intervenir qu'un seul mode, et les critères couplés, qui prennent en compte au moins deux modes différents. La plupart des critères listés dans le Tableau 3.1 sont implémentés dans les logiciels de calcul EF et sont parfois utilisés dans les techniques de modélisation de la propagation des endommagements initiaux.

Familles	**Nom du critère**	**Formulation**
Non couplé	Mode I critique	$\frac{G_I}{G_{IC}} < 1$
	Mode II critique	$\frac{G_{II}}{G_{IIC}} < 1$
	Mode III critique	$\frac{G_{III}}{G_{IIIC}} < 1$
Couplé	Mode linéaire de Reeder	$\frac{G_I}{G_{IC}} + \frac{G_{II}}{G_{IIC}} < 1$
	Mode linéaire quadratique de Reeder	$\left(\frac{G_I}{G_{IC}}\right)^{\alpha} + \left(\frac{G_{II}}{G_{IIC}}\right)^{\beta} < 1$
	Mode mixte	$\frac{G_I}{G_{IC}} + \frac{G_{II}}{G_{IIC}} + \frac{G_{III}}{G_{IIIC}} < 1$
	Mode mixte quadratique	$\left(\frac{G_I}{G_{IC}}\right)^2 + \left(\frac{G_{II}}{G_{IIC}}\right)^2 + \left(\frac{G_{III}}{G_{IIIC}}\right)^2 < 1$
	Mode mixte en puissance	$\left(\frac{G_I}{G_{IC}}\right)^{\alpha} + \left(\frac{G_{II}}{G_{IIC}}\right)^{\alpha} + \left(\frac{G_{III}}{G_{IIIC}}\right)^{\alpha} < 1$
	Mode mixte de Benzeggagh-Kenane	$G_{IC} + \left(G_{IIC} - G_{IC}\right)\left(\frac{G_{II} + G_{III}}{G_I + G_{II} + G_{III}}\right)^{\eta} < G_C$

Tableau 3.1 – Les principaux critères énergétiques [196]

3.4 Modélisation des stratifiés à fibres de lin

Il existe encore peu d'études se penchant sur la simulation de la réponse à l'impact de composites à fibres végétales et utilisant l'analyse par éléments finis. Celles citées jusqu'à présent concernaient presque toutes des composites à fibres synthétiques. En revanche, les études présentées ci-après se concentrent sur la modélisation par EF de composites à fibres de lin soumis à un impact à faible vitesse.

Par exemple, Sy et al. [205] ont analysé expérimentalement et numériquement avec le logiciel LS DYNA des stratifiés lin/époxy soumis à un impact LVI. Leur objectif a été de développer un modèle numérique corrélé permettant de prédire la capacité d'absorption d'énergie et la réponse à l'endommagement des composites. Deux configurations de composites ont été fabriquées et étudiées : un stratifié UD avec la séquence d'empilement $[0_{16}]$ et un stratifié croisé $[0/90]_{4S}$. Leurs essais d'impact ont été réalisés avec un système à pendule semblable au dispositif de l'essai Charpy. Leurs résultats présentent une bonne corrélation entre l'expérimental et le numérique, notamment en termes de comportement à l'impact, d'absorption de l'énergie et de forme de la zone endommagée, tant que l'énergie d'impact est inférieure à l'énergie de pénétration de l'impacteur. Ainsi, la Figure 3.14 présente une comparaison de la forme de l'endommagement visible sur la face impactée (colonne de gauche) et sur la face opposée (colonne de droite) entre les observations expérimentales (ligne supérieure) et numériques (ligne inférieure) pour un stratifié croisé après un impact de 20 J.

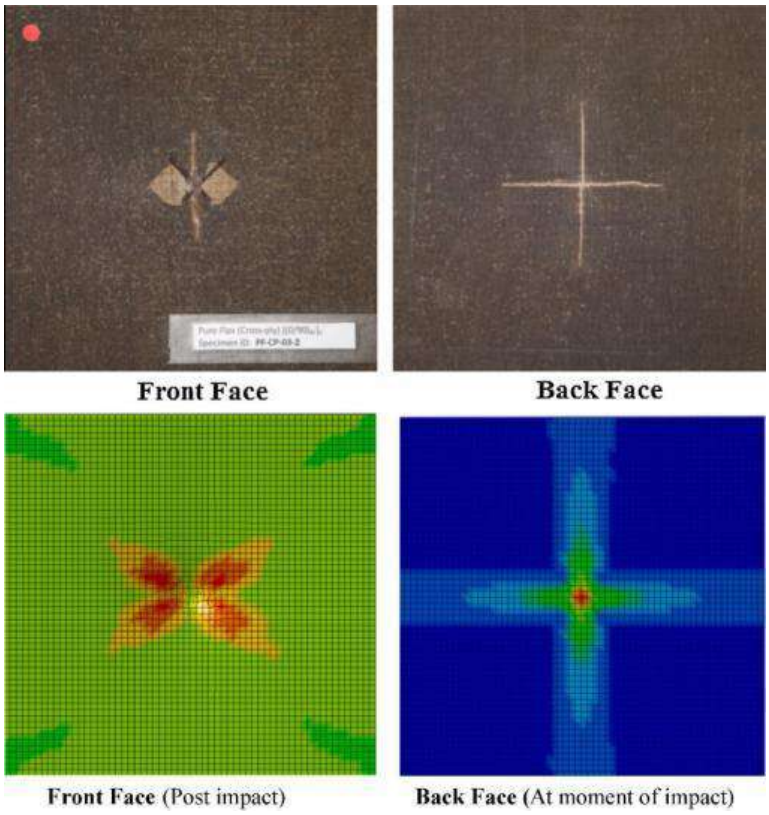


Figure 3.14 – Comparaison de la forme des endommagements entre les observations expérimentales (haut) et numériques (bas) pour un stratifié à plis croisés (énergie d'impact de 20 J) [205]

Le modèle matériau utilisé par les auteurs est compatible avec les éléments de coque fine et utilise le critère de Tsai-Wu (présenté dans le sous-paragraphe 3.3.1.3). Les paramètres d'entrée sont divisés entre les propriétés mécaniques du pli associées à la résistance, la déformation et la raideur, et les facteurs d'endommagement utilisés pour dégrader la résistance du matériau après initiation de l'endommagement. Ces derniers paramètres, qui ne peuvent pas être obtenus expérimentalement, l'ont été par recalage de modèle éléments finis. Cette méthode consiste à ajuster la valeur des paramètres pour faire correspondre au mieux les résultats numériques avec les résultats expérimentaux. Le stratifié est maillé avec des éléments de coque répartis en couches regroupant chacune plusieurs plis du composite. Chaque couche comporte 3600 éléments de coque à 4 nœuds et 6 degrés de liberté (ddl) par nœud, de taille 2,1 mm, sous-intégrés (1 point de gauss), de Belytschko-Tsay. L'impacteur, quant à lui, est modélisé comme un solide rigide maillé avec 1552 éléments parallélépipédiques à 8 nœuds et un point d'intégration réduite. Le contact entre l'impacteur et le stratifié est défini avec un coefficient de frottement statique de 0,20 et l'interaction entre les plis adjacents est modélisée par un

contact adhésif muni d'un critère de délaminage basé sur les contraintes et défini selon l'expression (3.21) :

$$\left(\frac{\sigma_n}{NFLS}\right)^2+\left(\frac{\sigma_s}{SFLS}\right)^2 \geq 1 \tag{3.21}$$

où σ_n et σ_s sont respectivement la résistance à la rupture normale et en cisaillement et $NFLS$ et $SFLS$ sont respectivement la résistance à la rupture de l'adhésif en traction et en cisaillement. Comme l'illustre la Figure 3.15, les différents niveaux d'énergie testés sont modélisés en imposant la vitesse d'impact correspondante comme condition initiale sur l'impacteur et les conditions aux limites consistent à bloquer tous les ddl sur les quatre bords de l'éprouvette [205].

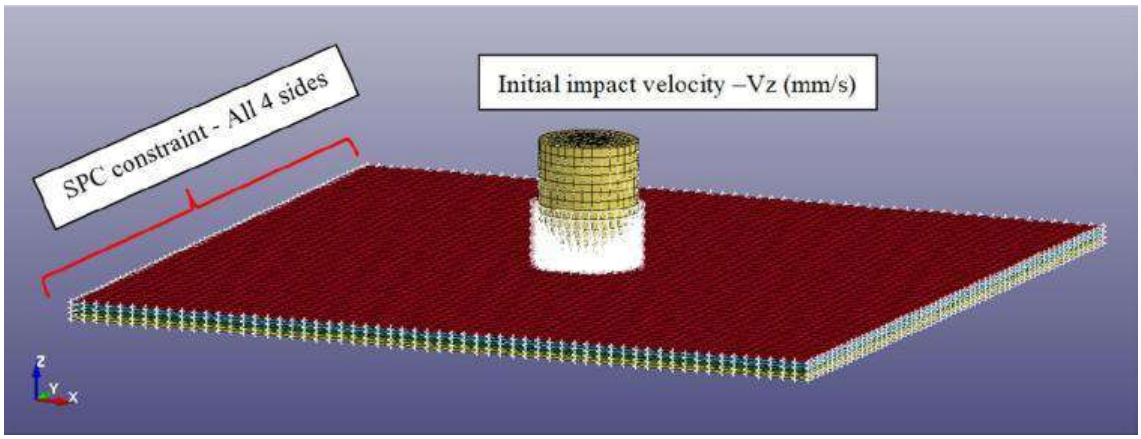


Figure 3.15 – Condition initiale et conditions aux limites du modèle de Sy et al. [205]

De leur côté, Panciroli et Giannini [206] ont mené une étude expérimentale et numérique comparative de la performance à l'impact de composites à fibres de lin et à fibres de verre, présentant soumis à un impact pour comparer leur performance avec celle de composites à fibre de verre qui présentent la même séquence d'empilement et qui ont été fabriqués avec la même résine époxyde, selon la même technique et avec le même cycle de cuisson. Les plis au sein d'un même stratifié à fibres de lin sont renforcés soit par un tissu biaxial « non-crimp », soit par un tissu sergé. Les résultats numériques présentent un bon accord avec les résultats expérimentaux en ce qui concerne la dynamique de l'impact et les endommagements. Comme le montre la Figure 3.16, le modèle est capable de prédire la pénétration complète de l'impacteur au plus haut niveau d'énergie testé ainsi que la marque circulaire résultant de l'indentation résiduelle observée expérimentalement pour un niveau d'énergie de 15 J [206].

(a) (b)

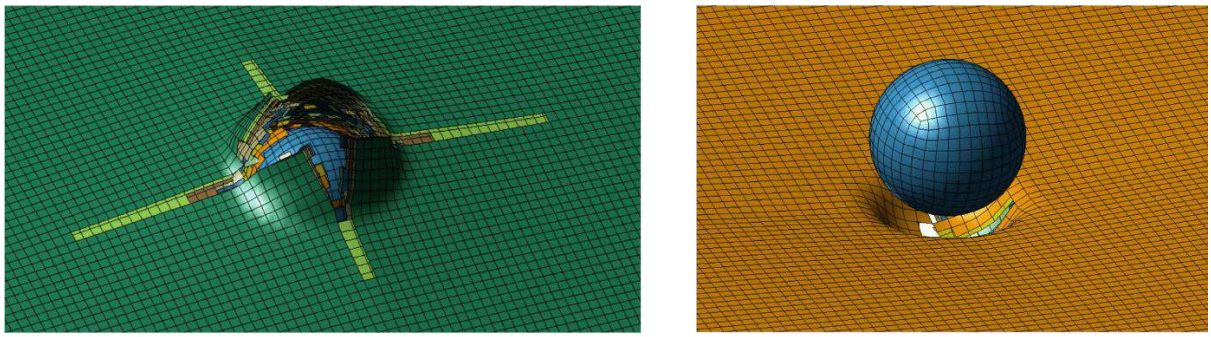
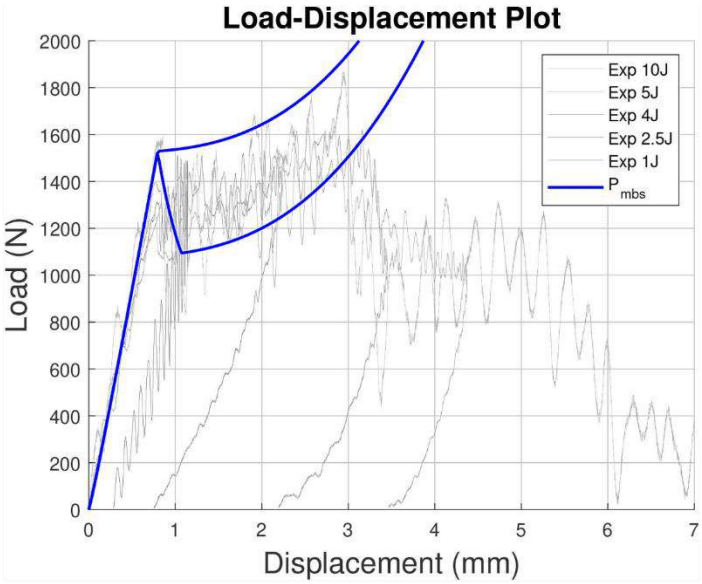


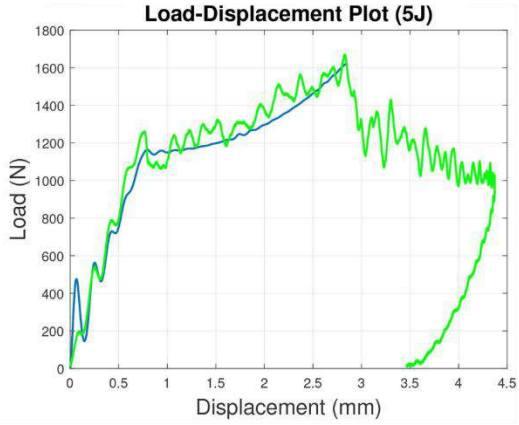
Figure 3.16 – Pour un stratifié en lin : (a) endommagement de la face opposée lors d'un impact de 20 J et (b) indentation résiduelle sur la face impactée prédite par le modèle pour un impact de 15 J (image capturée pendant le rebond) [206]

Le modèle numérique utilisé par les auteurs a été exécuté dans le logiciel LS-DYNA et obéit aux mêmes principes que celui de l'étude de Sy et al. [205]. En effet, il utilise aussi un modèle comportemental du matériau incluant les propriétés élastiques et les mécanismes d'endommagement pour la modélisation du pli, et une modélisation de l'interface avec des couches cohésives incluant les mécanismes d'endommagement inter-laminaires. L'approche de modélisation adoptée est celle de coques empilées où chaque pli, dont l'épaisseur est très faible devant ses autres dimensions, est maillé avec des éléments de coque carrés de longueur caractéristique 1 mm. L'impacteur est modélisé comme une coque hémisphérique rigide dont la vitesse initiale est fixée selon les valeurs déterminées expérimentalement. Le modèle matériau adopté correspond à un comportement linéaire élastique avec le critère de rupture de Chang-Chang. Les paramètres d'entrée sont liés aux propriétés élastiques du matériau, à la résistance mécanique en traction, compression et cisaillement et aux propriétés de l'interface.

Raponi et al. [207], quant à eux, se sont intéressés à l'influence de la température sur le comportement à l'impact et en post-impact de stratifiés lin/époxy à renfort tissé sergé équilibré comportant 5 plis. Dans leur étude, les auteurs ont utilisé deux modèles analytiques de type masse-ressorts, un statique et l'autre dynamique, et un modèle numérique mis en place avec le logiciel LS-DYNA. L'objectif a été de prédire un seuil de chargement pour l'initiation et l'étendue de l'endommagement et de tracer une courbe charge-déplacement approximative. Les résultats de l'étude présentent un bon accord entre courbes obtenues par l'expérience d'une part et par les simulations analytique et numérique d'autre part. La Figure 3.17 présente les courbes charge-déplacement issues des analyses analytiques statique (a) et dynamique (b) et de l'analyse numérique (c) superposées aux courbes expérimentales [207].



(a)



(b)



(c)

Figure 3.17 – Superposition : (a) de la courbe analytique (modèle statique) avec les courbes expérimentales aux différents niveaux d'énergie testés dans l'étude de Raponi et al. [207], (b) de la courbe analytique (modèle dynamique) et (c) de la courbe numérique avec la courbe expérimentale à 5 J

Le modèle numérique utilisé par les auteurs consiste en une analyse explicite par éléments finis. Les plis du stratifié et l'impacteur, modélisé comme un solide rigide, sont discrétisés avec des éléments solides tandis que les interfaces entre plis le sont avec des éléments cohésifs. La taille des éléments solides à 8 nœuds des plis varie de 0,5 mm sous l'impacteur à 5 mm aux extrémités de la plaque composite. Les conditions aux limites sont imposées de sorte à garantir d'une part une vitesse d'impact initiale compatible avec les énergies d'impact expérimentales et à modéliser d'autre part la bride munie d'une ouverture circulaire de 40 mm de diamètre. La Figure 3.18 résume ces différents aspects du modèle en présentant le maillage et les conditions

aux limites [207]. Le modèle de comportement du matériau choisi pour simuler le comportement endommagé du composite est le même que celui des deux précédentes études de Sy et al. [205] et de Panciroli et Giannini [206] et, comme dans la deuxième étude, il utilise le critère de rupture de Chang-Chang. Un autre modèle, cohésif en mode mixte, est utilisé pour les interfaces.

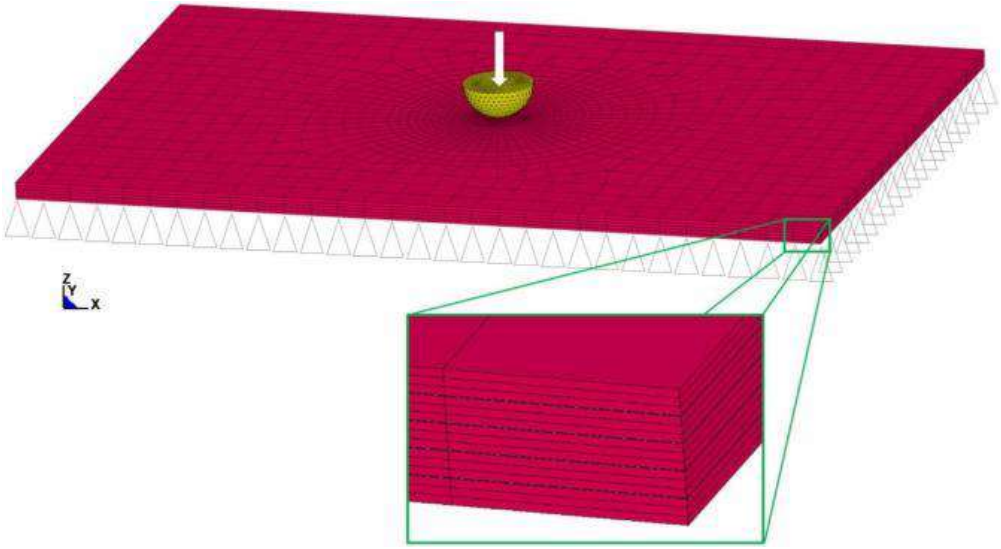


Figure 3.18 – Modélisation de la plaque composite lin/époxy et de l'impacteur avec le maillage et les conditions aux limites dans l'étude de Raponi et al. [207]

Dans leurs travaux, Jalón et al. [208] ont mis en place un modèle EF décrivant le comportement des composites à fibres naturelles comme non-linéaire avec une influence significative du taux de déformation (comportement viscoplastique) afin d'analyser la réponse à l'impact de stratifiés lin/PLA à renfort tissé et comportant 4 plis. Des essais ont été effectués avec des formes et dimensions d'impacteur différentes. Les auteurs ont observé un bon accord entre leurs prédictions numériques et leurs résultats expérimentaux, notamment en termes d'évolution de la force au cours du temps, d'énergie absorbée et de modes de rupture. Les seules différences significatives relevées concernent la prédiction de l'aire de la surface endommagée lorsque l'impacteur hémisphérique de diamètre 20 mm est utilisé. La Figure 3.19 présente l'aire endommagée en fonction de l'énergie d'impact pour les essais expérimentaux et la modélisation numérique [208]. On observe que les résultats de l'analyse numérique surestiment la valeur de l'aire, sauf pour le niveau d'énergie le plus élevé où, au contraire, celle-ci est sous-estimée.

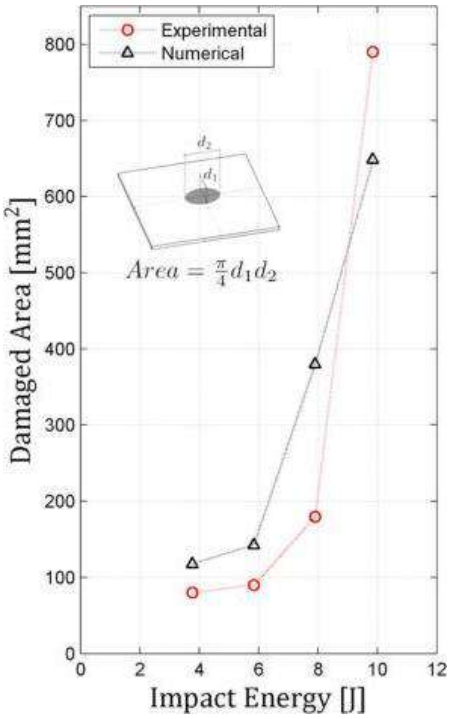


Figure 3.19 – Aire endommagée en fonction de l'énergie d'impact pour les essais expérimentaux et la simulation avec un impacteur hémisphérique de 20 mm de diamètre [208]

Le modèle constitutif utilisé dans cette étude et implémenté sur le logiciel ABAQUS/Explicit définit le comportement mécanique non-linéaire du matériau comme une fonction du taux de déformation et inclue un critère de rupture en déformation maximale et la suppression des éléments endommagés. La Figure 3.20 présente une schématisation de l'approche rhéologique à 3 branches adoptée pour construire le modèle EF de Jamon et al. [208]. Chaque branche correspond à un type de comportement (élastique non-linéaire, viscoélastique et plastique) décrit par des équations reliant contraintes et déformations. L'équation constitutive du modèle exprime la contrainte globale comme la somme des contraintes de chaque branche. Un critère d'érosion est également inclus afin de supprimer les éléments endommagés. Il est établi en prenant en compte l'influence du taux de déformation sur la déformation maximale observée lors des essais expérimentaux. Un sous-programme utilisateur VUSDFLD est développée dans ABAQUS/Explicit pour définir un critère en déformation maximale. Aucun élément cohésif n'est utilisé au niveau des interfaces, les auteurs n'ayant pas observé de délaminage lors de leurs essais.

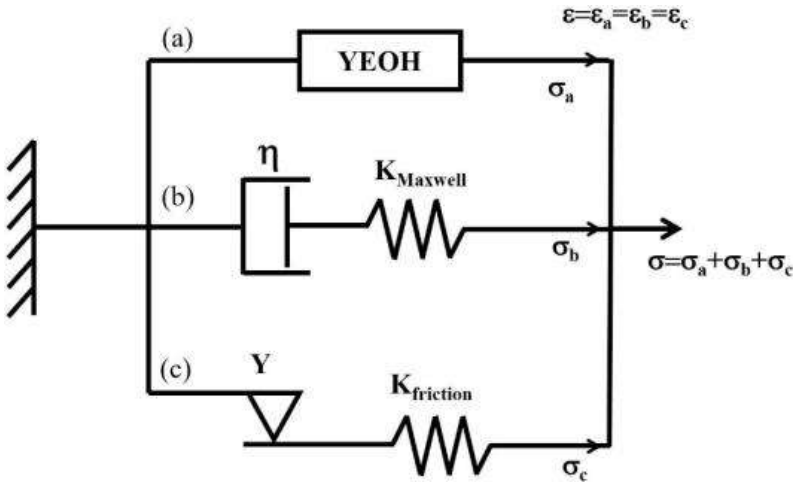


Figure 3.20 – Schéma du modèle rhéologique à 3 branches : (a) la branche élastique non-linéaire, (b) la branche viscoélastique et (c) la branche plastique [208]

La Figure 3.21 présente la géométrie et le maillage du modèle EF de Jamon et al. [208]. Deux impacteurs hémisphériques de tailles différentes ont été modélisés, mais seul celui de 12,7 mm de diamètre est représenté dans la Figure 3.21. Le comportement mécanique de l'impacteur est considéré comme étant élastique linéaire. Des conditions aux limites d'encastrement sont appliquées sur la surface externe de la plaque composite (« clamped region » sur la figure). Le composite et l'impacteur sont tous deux discrétisés avec des éléments solides parallélépipédiques à 8 nœuds et à intégration réduite (C3D8R), le premier en comptant 172860 et le second 2340 (impacteur à 12,7 mm de diamètre).

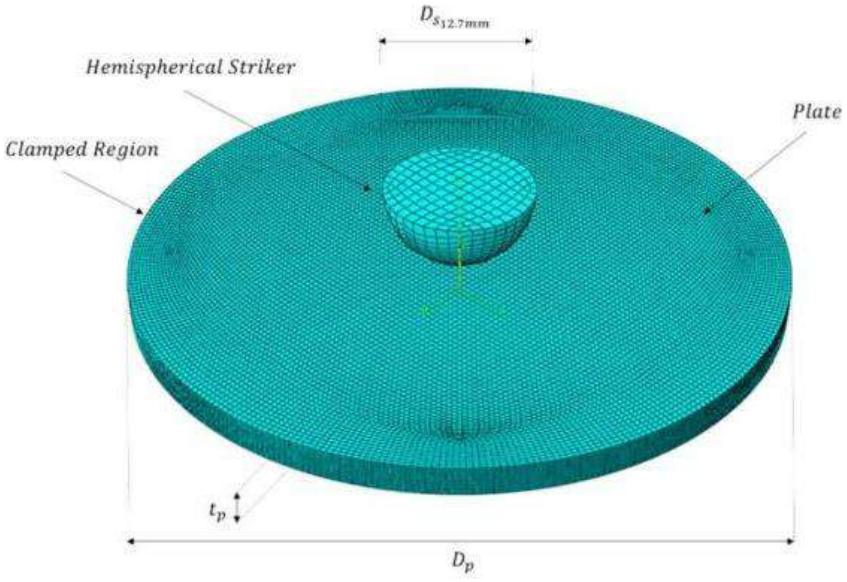


Figure 3.21 – Géométrie et maillage du modèle de Jalón et al. [208] avec un impacteur de 12,7 mm de diamètre

Enfin, Ravandi et al. [209] ont étudié le comportement à l'impact de stratifiés hybrides carbone-lin/époxy avec différentes séquences d'empilement et ont évalué l'augmentation des performances mécaniques de ces composites par confrontation avec des stratifiés non-hybrides lin/époxy à 4 plis. Le renfort en lin utilisé dans l'étude est un tissu taffetas. Les essais d'impact sur tour de chute, effectués à trois niveaux d'énergie différents, ont été modélisés en s'appuyant sur des stratégies de modélisation développées pour les composites à renfort tissé en fibres synthétiques. L'objectif des auteurs a été d'évaluer le comportement du matériau et le développement de l'endommagement dans les composites. Les résultats présentent une bonne corrélation entre les simulations et les essais expérimentaux, notamment en termes d'évolution temporelle de la force, de déformation et d'endommagement pour les différents niveaux d'énergie testés. En particulier, la Figure 3.22 montre la superposition des courbes force-déplacement obtenues expérimentalement et numériquement pour les composites non-hybrides en lin à deux niveaux d'énergie d'impact différents [209].

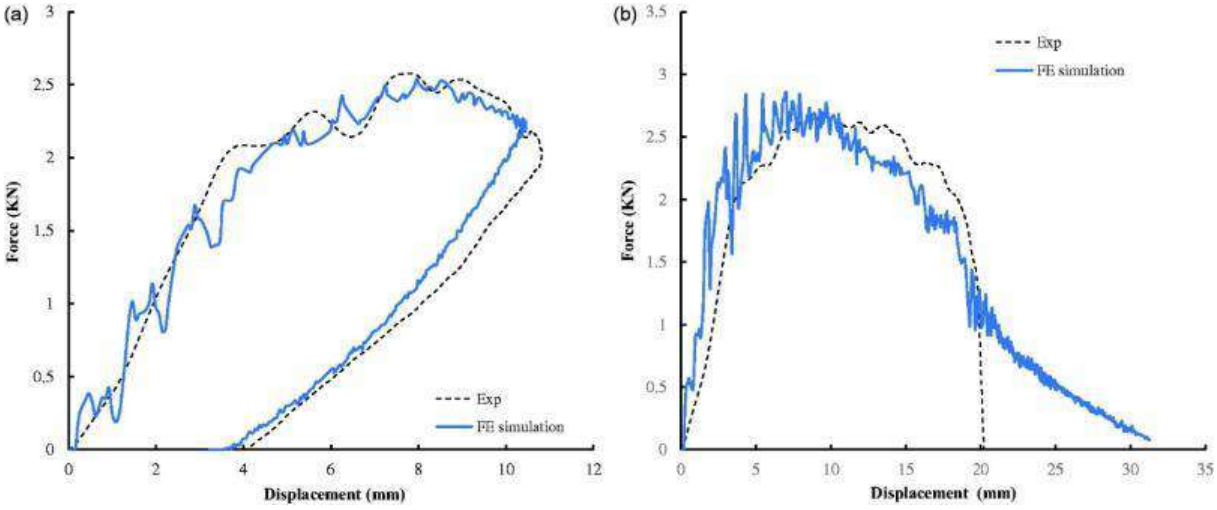


Figure 3.22 – Superposition des courbes force-déplacement obtenues expérimentalement (pointillés) et numériquement (trait plein) pour des composites non-hybrides à renfort tissé en lin soumis à un impact de (a) 19,6 J et (b) 44,6 J [209]

Le modèle développé par les auteurs avec le logiciel ABAQUS/Explicit s'appuie sur la mécanique de l'endommagement continu pour la modélisation de l'endommagement des fibres et de la matrice au sein du pli et sur l'utilisation d'éléments cohésifs entre les plis pour la modélisation du délaminage. Dans le premier cas, les auteurs ont eu plus précisément recours à un sous-programme VUMAT intégrée au logiciel et spécifiquement développée pour des stratifiés à renfort tissé. Celle-ci utilise une approche développée par Johnson [210] avec un critère de rupture en contrainte maximale et de l'endommagement élastique dans les directions

des fibres et un modèle d'endommagement élasto-plastique non-linéaire pour le comportement en cisaillement dans le plan. Ce modèle, qui a été mis en œuvre dans le présent travail doctoral, est présenté en détail dans le Chapitre 4 de cette thèse. Comme précédemment, l'essai modélisé est piloté en fixant la vitesse d'impact initiale de l'impacteur, qui est modélisé comme une surface rigide hémisphérique. Les conditions aux limites imposées à la plaque composite bloquent les rotations et déplacements sur les bords de l'éprouvette. L'interaction impacteur/stratifié est simulée comme un contact « dur » (hard contact) sans frottement. Chaque pli est maillé avec des éléments hexaédriques de solide coque à 8 nœuds (référence ABAQUS : SC8R) d'une taille de 0,75 mm dans le plan. Les plis à renfort en lin contiennent 2 éléments dans l'épaisseur. Les zones inter-plis, quant à elles, sont maillées avec des éléments cohésifs 3D référencés COH3D8.

Comme mentionné un peu plus haut, le modèle matériau constitutif utilisé par Ravandi et al. [209] est celui qui a été adopté dans les présents travaux de thèse. Très peu exploité pour les composites à fibres naturelles, celui-ci a été un peu plus utilisé pour des matériaux composites à renforts plus traditionnels (fibres de verre, de carbone…). La routine VUMAT implémentée dans le code ABAQUS faisant appel à ce modèle a été utilisée dans plusieurs études portant sur des stratifiés [211]–[213] ou sur des composites à structure sandwich [214]–[216], tous à renforts tissés. Les fibres et résines employées sont diverses : fibres de carbone [213]–[216], de verre [211], [212] et de polyéthylène [213], résines thermodurcissables époxydes [212]–[216] et résines thermoplastiques acrylique [211] et méthyl méthacrylate [213]. Les résultats obtenus dans ces différentes études présentent tous un bon accord entre la simulation numérique et les essais expérimentaux. Cependant, certaines divergences sont également mentionnées. Ainsi, dans le cas des composites stratifiés, Kinvi-Dossou et al. [211] notent une sous-estimation de la force maximale dans leurs simulations, tout particulièrement aux niveaux d'énergie les plus élevés qu'ils aient testés. Les auteurs l'expliquent par la modélisation du contact entre l'impacteur et la plaque composite, qui n'inclue pas de frottement. De leur côté, Kazemi et al. [213] observent une différence de charge maximale très faible entre simulations et résultats expérimentaux (moins de 1% à 10 J). Cependant, ils constatent également que la différence augmente avec l'énergie d'impact. Ils notent aussi quelques autres divergences en ce qui concerne la phase de rebond lorsque le niveau d'énergie est élevé et la première chute de charge. Manikandan et Chai [212], quant à eux, observent un comportement légèrement plus rigide dans le cas des spécimens simulés, impactant légèrement les valeurs de la charge maximale et du seuil d'endommagement.

3.5 Conclusion

Depuis le début des années 1990, la modélisation de l'impact à faible vitesse a beaucoup évolué, depuis les premiers modèles analytiques masse-ressort aux modèles numériques « éléments finis » à échelle mésoscopique, voir même microscopique depuis quelques années. La modélisation des stratifiés à l'échelle mésoscopique est actuellement la plus répandue et étudiée.

La prise en compte des endommagements subits par le matériau dans les modèles se fait en classant des endommagements en deux catégories : ceux qui se produisent dans le pli (fissuration matricielle, décohésion fibre-matrice, ruptures de fibres…) et ceux qui se produisent au niveau des interfaces (délaminage). Dans le premier cas, des critères de rupture peuvent être utilisés, tels ceux en contrainte ou déformation maximale, le critère de Tsai-Hill ou le critère de Tsai-Wu. S'ils sont faciles à mettre en place, ils ne permettent cependant pas de décrire les différentes phases du comportement d'un matériau subissant des endommagements progressifs. Dans ce cas, des critères d'initiation et des lois d'évolution de l'endommagement sont utilisés, comme les critères de Hashin. Les délaminages, quant à eux, sont modélisés par la méthode de la zone cohésive.

Les travaux se positionnant sur la modélisation numérique par la méthode des éléments finis des stratifiés à fibres de lin soumis à un impact à faible vitesse sont encore limités en nombre. De plus, ils utilisent le plus souvent les critères cités ci-dessus ou des critères semblables qui, le plus souvent, ont été développés à l'origine pour des composites à renfort UD, et non tissés. Enfin, la modélisation des essais QSI est quasi inexistante actuellement. Ces constatations nous ont amenés à développer un modèle de plaque composite à renfort tissé en fibres de lin soumis à un essai QSI et étendu par la suite à un essai LVI. Celui-ci utilise un modèle de comportement mécanique en contraintes planes conçu spécifiquement pour les plis à renfort tissé, décrit en détail dans le chapitre 4.

4

Développement d'une méthodologie de modélisation numérique à l'indentation et à l'impact d'un composite à fibres de lin

Sommaire

4.1 Introduction : démarche suivie pour développer le modèle éléments finis 159
4.2 Modélisation de l'indentation avec un comportement élastique du matériau 160
4.2.1 Les paramètres élastiques du matériau 160
4.2.2 Données et conditions générales de la modélisation numérique 165
4.2.3 Les éléments finis et le maillage utilisés 166
4.2.4 Résultats et discussion 172
4.2.5 Validation du modèle sur une plaque en aluminium 176
4.3 Prise en compte des endommagements dans le modèle 178
4.3.1 Modèle constitutif retenu pour les composites à renfort tissé 178
4.3.2 Détermination des valeurs des paramètres du modèle d'endommagement... 185
4.3.3 Autres changements dans les données et conditions de la modélisation..... 191
4.3.4 Résultats sur une plaque en appui simple avec bridage 195
4.3.5 Validation du modèle sur l'impact 198
4.4 Conclusion 203

4.1 Introduction : démarche suivie pour développer le modèle éléments finis

Les résultats expérimentaux, présentés dans le chapitre 2, ont permis de montrer les similitudes entre les essais QSI et les essais LVI et de préciser la séquence des endommagements qui se produisent dans un composite lors d'un essai QSI. À partir de ces résultats et des données matériau recueillies dans la thèse d'Amélie Cuynet [54], il s'agit désormais de mettre au point une simulation d'un composite à renfort tissé en lin soumis à un impact à faible vitesse. Afin d'atteindre cet objectif, la démarche adoptée a été la suivante : concevoir une première simulation aussi simple que possible, puis l'améliorer par enrichissement progressif jusqu'à pouvoir simuler un impact. Les essais QSI étant à la fois semblables aux essais LVI mais plus simples à modéliser, puisqu'il s'agit d'essais quasi-statiques plutôt que dynamiques, il a été décidé de commencer par simuler l'indentation d'une plaque composite, puis d'utiliser le modèle obtenu pour simuler un essai LVI. Ainsi, par améliorations successives, un premier modèle de l'indentation avec un comportement élastique de l'échantillon composite en appui simple a été mis au point à l'aide du logiciel de modélisation par éléments finis ABAQUS. Après comparaison avec les résultats expérimentaux et validation sur une plaque d'un matériau témoin (aluminium), ce premier modèle a servi de base pour la prise en compte des endommagements. Après introduction de critères de rupture et de lois de comportement adaptés à des composites à renfort tissé, d'un comportement cohésif entre les plis et différentes conditions aux limites en passant de l'appui simple au bridage, un modèle final a été obtenu et validé en le transposant aux essais LVI.

Ce travail de modélisation ainsi que les résultats obtenus sont présentés dans ce chapitre. Dans le paragraphe suivant, on s'intéressera à la modélisation de l'indentation en considérant un comportement purement élastique du matériau, c'est à dire au premier modèle développé. Les différentes données et conditions de la modélisation numérique seront présentées ainsi que les résultats obtenus sur les plaques composites et sur des plaques en aluminium, utilisées pour valider le modèle. Le paragraphe 4.3, quant à lui, traitera de la prise en compte des endommagements. Tout d'abord, les critères testés et le modèle retenu seront présentés avant de préciser les changements effectués dans le modèle élastique de base. Ensuite, les résultats seront présentés pour les deux conditions aux limites étudiées, c'est à dire l'appui simple et le bridage. Enfin, le modèle sera adapté à l'essai LVI pour le valider.

4.2 Modélisation de l'indentation avec un comportement élastique du matériau

4.2.1 Les paramètres élastiques du matériau

4.2.1.1 Présentation du modèle matériau

Le matériau composite étudié est, comme décrit dans le chapitre 2, composé de 6 plis orientés dans la même direction. Chaque pli est constitué d'un renfort tissé en fibres de lin enrobé dans de la résine époxy et comportant un faible pourcentage de porosité. Bien qu'il soit possible de modéliser chaque pli avec ses constituants séparés (avec un logiciel comme TexGen par exemple), notre démarche de complexification progressive à partir d'un modèle aussi simple que possible nous a amenés à poser les hypothèses simplificatrices suivantes :

- La porosité, suffisamment faible (1.43 %, comme spécifié dans le chapitre 2), est négligée.
- Chaque pli est homogénéisé, ce qui signifie que le renfort et la matrice ne sont pas modélisés explicitement mais que le pli est considéré comme constitué d'un seul matériau homogène présentant les propriétés mécaniques du pli.
- Chaque pli est considéré orthotrope, c'est-à-dire comportant trois plans de symétrie. Ses propriétés mécaniques sont donc différentes et indépendantes dans trois directions perpendiculaires les unes aux autres et dénotées chacune par les lettres X (direction longitudinale dans le plan du pli), Y (direction transversale dans le plan du pli) et Z (direction hors-plan). Les trois axes X, Y, Z forment un repère orthonormé direct
- Le matériau constitutif du pli possède un comportement élastique orthotrope.

Ainsi, le modèle présenté ne prend pas en compte les non linéarités comme les endommagements et la rupture, qui seront introduits plus tard (voir paragraphe 4.3). Il ne permet donc de simuler que le tout début des essais QSI, avant initiation de l'endommagement dans le matériau. Ces simplifications présentent un certain nombre d'avantages, notamment ceux de limiter le nombre de paramètres d'entrée, de constituants et de leurs interactions, ainsi que de limiter le temps de calcul.

Notre matériau étant orthotrope, le nombre de paramètres élastiques indépendants s'élève à 9 : 3 modules d'élasticité, 3 coefficients de Poisson et 3 modules de cisaillement. De plus, le tissu utilisé comme renfort étant quasiment équilibré, on peut considérer que ses propriétés sont

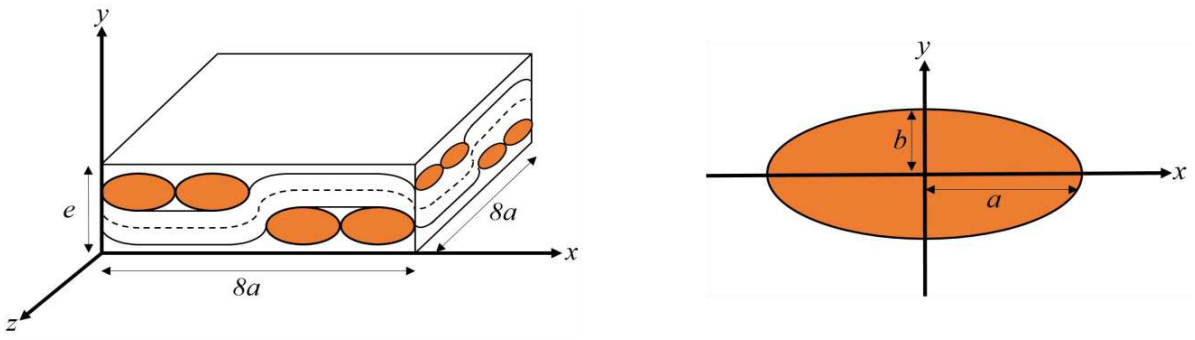
les mêmes dans les sens chaîne et trame. Ainsi, en tenant compte du fait que la résine est isotrope, on pose pour les paramètres du pli homogénéisé : $E_X = E_Y$ (même module de Young dans les directions X et Y, correspondant aux sens chaîne et trame), $\nu_{XZ} = \nu_{YZ}$ et $G_{XZ} = G_{YZ}$ (mêmes coefficients de Poisson et modules de cisaillement dans les plans transverses). Le nombre de paramètres indépendants à déterminer est ainsi réduit à 6.

4.2.1.2 Méthode de détermination des paramètres matériau

Les coefficients élastiques du matériau ont été estimés à l'aide d'un modèle analytique basé sur l'utilisation de la théorie des stratifiés à une structure tissée. La démarche suivie afin de déterminer la valeur des paramètres matériau du pli homogénéisé est issue des travaux de Scida [46]. Elle se décompose en trois étapes, chacune s'appuyant sur la ou les précédente(s) :

- Détermination du taux volumique de fibres dans la mèche et dans la cellule de base du renfort tissé
- Détermination des paramètres élastiques de la mèche à partir de ceux des fibres, de la résine et de la fraction volumique des fibres
- Détermination des paramètres élastiques du pli à partir de ceux de la mèche et de la résine, en tenant compte de la géométrie des mèches spécifique au sergé 2×2

Dans un premier temps, le taux volumique de fibres est estimé à partir des paramètres géométriques du pli, de la masse volumique de la fibre de lin et du grammage du tissu sec. La Figure 4.1 (a) représente une cellule de base du pli. Celle-ci ne contient que le motif de base de l'architecture sergée 2x2. Le modèle géométrique a été conçu dans une configuration elliptique pour modéliser à la fois la section transversale (Figure 4.1 (b)) et l'ondulation de la mèche dans la cellule de base. À partir de l'épaisseur des plaques composite, dont la valeur de $4,46 \pm 0,182$ mm est donnée dans le Chapitre 2, on déduit facilement l'épaisseur d'un pli e et le demi-axe vertical d'une mèche b ($e = 4b$). De même, après avoir compté le nombre de mèches par unité de longueur (dans notre cas, 35,5 mèches pour 100 mm), on peut déterminer le demi-axe horizontal d'une mèche a ($2a = 100 / 35,5$), puis la longueur L et la largeur l de la cellule de base du tissu qui, ici, sont égales ($L = l = 8a$).



(a) (b)

Figure 4.1– Représentation schématique, avec les paramètres géométriques, (a) d'une cellule de base du renfort tissé sergé 2x2 et (b) d'une section d'une mèche vue par la tranche (adaptée de [46])

Les paramètres *a* et *b* permettent ensuite de déterminer l'aire de la section transversale $A_{mèche}$ et la longueur $L_{mèche}$ de la mèche grâce aux formules (4.1) et (4.2) suivantes :

$$A_{mèche} = \frac{\pi.(2a).(2b)}{4} = \pi ab \tag{4.1}$$

$$L_{mèche} = L_{ellipse} + 4a \tag{4.2}$$

où $L_{ellipse}$ est la longueur de l'ellipse calculée au moyen des relations (4.3) suivantes :

$$L_{ellipse} = \pi.(a+b).\left(1+\frac{3r}{10+\sqrt{4-3r}}\right), \quad r = \frac{(a-b)^2}{(a+b)^2} \tag{4.3}$$

Une fois les paramètres géométriques $A_{mèche}$ et $L_{mèche}$ connus, on en déduit facilement le volume de la mèche qui, multiplié par 8 (nombre de mèches dans une cellule), permet d'obtenir le volume total $V_{mèche}$ occupé par les mèches dans la cellule. De même, le volume de la cellule de base $V_{cellule}$ se calcule aisément à partir de *e*, *L* et *l*. Les volumes $V_{mèche}$ et $V_{cellule}$ permettent enfin d'évaluer les taux volumiques des fibres dans la mèche $V_{f/mèche}$ et dans la cellule $V_{f/cellule}$ par les formules respectives (4.4) et (4.5) suivantes :

$$V_{f/mèche} = \frac{L.l.W}{\rho_{fibre}.V_{mèche}} \tag{4.4}$$

$$V_{f/cellule} = \frac{V_{f/mèche}.V_{mèche}}{V_{cellule}} \tag{4.5}$$

avec *W*, le grammage du tissu (360 g/m²) et ρ_{fibre}, la masse volumique de la fibre de lin donnée par le fournisseur (1450 kg/m^3). L'estimation du taux volumique de fibres ainsi obtenue en effectuant ces calculs est de 33,40 %, à comparer avec la valeur de 33,81 % déterminée expérimentalement et donnée dans le chapitre 2. Pour la suite, le taux volumique de fibres dans la mèche, obtenu par un calcul dans une configuration idéale, a été ajusté pour que le taux volumique de fibres dans la cellule corresponde au taux expérimental.

Dans un deuxième temps, les paramètres élastiques de la mèche imprégnée de résine sont déterminés à partir de ceux de la fibre de lin et de la matrice [217]. La mèche, assimilable à un matériau cylindrique isotrope transverse, est constituée de fibres, elles aussi isotropes transverses, et d'une matrice isotrope. Le repère associé à la mèche comporte l'axe *L*, dans la direction longitudinale, et les axes *T* et *T'*, dans les directions transversales. Les lois des mélanges permettent de calculer le module d'élasticité longitudinal E_L, le coefficient de Poisson υ_{LT} et le module de cisaillement G_{LT} selon les formules (4.6), (4.7) et (4.8) suivantes :

$$E_L = E_{Lf} V_f + E_m (1 - V_f) \tag{4.6}$$

$$\upsilon_{LT} = \upsilon_{LTf} V_f + \upsilon_m (1 - V_f) \tag{4.7}$$

$$G_{LT} = G_m \frac{G_{LTf}(1 + V_f) + G_m (1 - V_f)}{G_{LTf}(1 - V_f) + G_m (1 + V_f)} \tag{4.8}$$

où E_{LF}, υ_{LT} et G_{LTf} sont respectivement le module d'élasticité longitudinal, le coefficient de Poisson et le module de cisaillement longitudinal de la fibre de lin, E_m, υ_m et G_m, ceux de la matrice époxy et V_f, la fraction volumique de fibres dans la mèche.

Le module de cisaillement transversal $G_{TT'}$ et le module de Young transversal E_T, quant à eux, sont plus compliqués à évaluer. Les relations (4.9) et (4.10) qui permettent de les estimer ont été proposées par Hashin et Rosen [218] :

$$G_{TT'} = G_m \left[1 + \frac{(1 + \beta_m) V_f}{\delta - V_f \left(1 + \frac{3 \beta_m{}^2 (1 - V_f)^2}{\alpha V_f{}^3 + 1} \right)} \right] \tag{4.9}$$

$$E_T = \frac{1}{\frac{1}{4K_L} + \frac{1}{2G_{TT'}} + \frac{\upsilon_{LT}{}^2}{E_L}} \tag{4.10}$$

avec :

$$\alpha = \frac{\beta_m - \gamma\beta_f}{1+\gamma\beta_f} \qquad \delta = \frac{\gamma+\beta_m}{\gamma-1}$$

$$\beta_m = \frac{1}{3-4\upsilon_m} \qquad \beta_f = \frac{k_f}{k_f + 2G_{TT'f}}$$

$$k_f = \frac{1}{\left(\frac{4}{E_{Tf}} - \frac{1}{G_{TT'f}} - \frac{4\upsilon_{LTf}{}^2}{E_{Lf}}\right)} \qquad \gamma = \frac{G_{LTf}}{G_m}$$

$$K_L = \frac{G_m}{1-2\upsilon_m} + \frac{V_f}{\frac{1}{k_f - \frac{G_m}{1-2\upsilon_m}} + \frac{1-V_f}{\frac{G_m}{1-2\upsilon_m} + G_m}}$$

Enfin, le coefficient de Poisson transversal s'écrit selon la formule (4.11), les directions *T* et *T'* étant équivalentes :

$$\upsilon_{TT'} = \frac{E_T}{2G_{TT'}} - 1 \tag{4.11}$$

Les formules (4.6) à (4.11) ont été ensuite appliquées à partir des données de nos matériaux, permettant d'estimer les 6 coefficient élastiques de la mèche lin/époxy : $E_L = 33{,}18\ GPa$; $E_T = 5{,}56\ GPa$; $G_{LT} = 1{,}81\ GPa$; $G_{TT'} = 1{,}84\ GPa$; $\nu_{LT} = 0{,}459$; $\nu_{TT'} = 0{,}511$ [46].

Dans un troisième et dernier temps, les paramètres élastiques du pli, donnés dans le Tableau 4.1, sont déterminés à partir des coefficients de la matrice de souplesse du matériau, elle-même égale à l'inverse de la matrice de rigidité. Pour chaque constituant du pli (dans notre cas, mèche et résine), les coefficients de la matrice de rigidité peuvent être exprimés en fonction des paramètres élastiques du constituant. Dans le cas des mèches, la matrice de rigidité doit subir une transformation liée à leur orientation, caractérisée par un angle hors axe, aboutissant à deux matrices de rigidité transformées différentes, une pour les mèches longitudinales et une autre pour les mèches transversales. Afin de déterminer la matrice de rigidité du pli homogénéisé, la cellule de base du pli est discrétisée dans les sens chaîne et trame en éléments, eux-mêmes

divisés en micro-éléments. Ainsi, la matrice de rigidité de la cellule de base est déterminée par sommation des matrices de rigidité d'éléments microscopiques obtenus par la décomposition à plusieurs niveaux de la cellule de base (avec pondération par la fraction volumique de l'élément de petite échelle dans celui de l'échelle supérieure). Au niveau le plus petit considéré, chaque micro-élément est constitué soit de mèche longitudinale, soit de mèche transversale, soit de résine. Une fois les coefficients de la matrice de rigidité du pli homogénéisé connus, ils permettront de déterminer les paramètres élastiques de ce pli.

Modules d'élasticité		**Coefficients de Poisson**		**Modules de cisaillement**	
$E_X = E_Y$ **(MPa)**	E_Z **(MPa)**	ν_{XY}	$\nu_{XZ} = \nu_{YZ}$	G_{XY} **(MPa)**	$G_{XZ} = G_{YZ}$ **(MPa)**
11943	5032	0,154	0,530	1446	1532

Tableau 4.1 – Paramètres élastiques du pli homogénéisé

4.2.2 Données et conditions générales de la modélisation numérique

4.2.2.1 Les pièces du modèle et leurs interactions

Les essais expérimentaux QSI sont effectués en employant les pièces physiques suivantes, comme indiqué dans le chapitre 2 : le socle TIX, le système de bridage (matrice, bride et vis), l'échantillon et l'indenteur. Le système considéré est donc complexe, impliquant plusieurs pièces, plusieurs matériaux (acier inoxydable, aluminium, composite) et de nombreuses interactions entre les pièces. Afin de simplifier ce système, seul un quart d'échantillon a été modélisé grâce à l'existence de symétries selon les plans XZ et YZ. Les 6 plis constituant le stratifié sont liés entre eux en définissant sur ABAQUS un contact de type « tie » (« tie constraint »). Cette option permet de lier ensemble deux surfaces et d'empêcher tout mouvement relatif entre elles. L'indenteur a été introduit dans le modèle en tant que corps rigide défini par une surface analytique. Cependant, le socle et le système de bridage n'ont pas été modélisés. Ils ont été remplacés par des conditions aux limites décrites dans le sous-paragraphe 4.2.2.2. La Figure 4.2 présente les pièces modélisées : l'indenteur et le quart d'échantillon composé de 6 plis identiques.

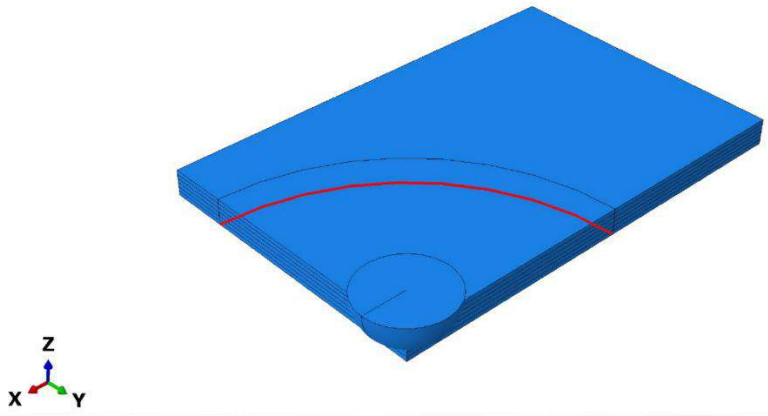


Figure 4.2 – Pièces du modèle QSI pour quart de plaque composite en appui simple et condition aux limites remplaçant la matrice (U3 = 0 le long de la courbe rouge)

4.2.2.2 Les conditions aux limites de la modélisation

Le modèle élastique a été développé sur ABAQUS/Standard, la formulation implicite se prêtant bien à un essai quasi-statique sur un matériau à comportement élastique. Le problème des conditions aux limites s'est révélé épineux. Pour éviter de modéliser le système de bridage, ce qui aurait sensiblement complexifié le modèle en introduisant deux pièces maillées, un matériau et un type d'interaction supplémentaires, une partition du quart d'échantillon a été réalisée, en forme de quart de cercle de rayon 40 mm, afin de représenter l'orifice circulaire de la matrice et de la bride. Diverses conditions aux limites ont été testées sans obtenir de résultats satisfaisants. Devant la difficulté de reproduire les conditions aux limites expérimentales, nous avons décidé de les simplifier en menant une nouvelle campagne d'essais QSI à 5 J en appui simple, c'est-à-dire en n'utilisant que la matrice mais pas la bride. Lors de ces essais, nous avons constaté que l'échantillon demeure en appui sur la circonférence de l'orifice de la matrice tandis que ses extrémités se soulèvent en même temps que son centre fléchit vers le bas (direction -Z). Cette observation nous a conduits à fixer une condition aux limites en déplacement (nul selon Z, U3 = 0) sur la partition en quart de cercle de la face inférieure du quart d'échantillon, comme le montre la Figure 4.2.

4.2.3 Les éléments finis et le maillage utilisés

4.2.3.1 Utilisation des éléments de solide-coque SC8R

Dans notre modèle, seul le pli composite nécessite d'être maillé, car les solides rigides analytiques, comme l'indenteur, n'ont pas besoin de l'être. ABAQUS propose de nombreux éléments différents classés en familles : éléments continus ou solides, de coque, de poutre, de

membrane… Parmi elles, celles susceptibles de fournir des éléments utiles pour notre modèle sont celle des éléments continus, adaptés aux solides de façon générale, et celle des éléments de coque solide, adaptés à des structures dont l'une des dimensions, l'épaisseur, est significativement plus petite que les autres, ce qui est le cas de notre pli. Deux éléments ont été envisagés, C3D8R, de la première famille, et SC8R, de la seconde. C'est ce dernier que nous avons finalement retenu, car il est doté d'une version exploitable avec le modèle d'endommagement utilisé par la suite (voir paragraphe 4.3). Il s'agit d'un élément parallélépipédique linéaire à 8 nœuds. Sa forme géométrique se prête bien au maillage du pli, lui-même de forme parallélépipédique.

L'élément solide-coque SC8R utilise l'intégration réduite avec le contrôle du mode « hourglass ». Celle-ci, qui consiste à diminuer le nombre de points d'intégration dans l'élément, est utilisée pour éviter le problème de « shear locking » (blocage en cisaillement). Ce phénomène se produit notamment pour les éléments linéaires à intégration complète (full integration) soumis à une flexion dans une situation de plaque très mince (élancement important), la rigidité de ces éléments étant trop importante. En effet, sous cette sollicitation, les éléments se déforment d'une manière légèrement différente de la véritable déformation du matériau, engendrant l'apparition d'une contrainte en cisaillement. Cela signifie que la déformation se produit plutôt en cisaillement qu'en flexion, d'où une déflexion moindre et un élément trop rigide. Cependant, les éléments linéaires à intégration réduite comme SC8R ont tendance à être, au contraire, trop flexibles, un problème désigné par le terme « hourglassing » et dû, lui aussi, à une différence entre la déformation de l'élément et celle du matériau. Afin de résoudre ce problème, de la rigidité « hourglass » artificielle est introduite dans les éléments à intégration réduite, dont l'efficacité augmente avec la densité du maillage (au moins 4 éléments dans l'épaisseur de la structure modélisée).

4.2.3.2 Le maillage : étude de convergence

Outre le type d'élément, le maillage joue également un rôle important dans les modélisations par éléments finis. En faisant varier les dimensions des éléments constitutifs du maillage, on modifie la densité de ce dernier. Plus le maillage contient d'éléments, plus celui-ci est dense et plus, généralement, les résultats obtenus sont proches des valeurs réelles. Ainsi, en diminuant progressivement la taille des éléments d'un maillage et en observant l'impact de cette diminution sur l'évolution d'un paramètre d'intérêt, on observe que sa valeur tend vers une certaine limite : c'est la convergence. Réaliser une étude de convergence permet donc de

déterminer à partir de quelle densité de maillage la valeur obtenue pour le paramètre est suffisamment proche de la valeur limite. En effet, il est nécessaire de trouver un compromis entre la justesse des résultats et le coût engendré par une forte densité du maillage, notamment en termes de temps de calcul.

Une telle étude a donc été réalisée sur notre modèle. Lors d'un essai QSI, l'échantillon testé est indenté en son centre, qui subit ainsi une importante concentration de contraintes. Au contraire, les bords de l'éprouvette, loin de la zone d'application de la charge, sont soumis à des déformations et des contraintes très faibles. Ainsi, pour obtenir des résultats aussi justes que possible dans la zone d'intérêt située sous l'indenteur, il est nécessaire d'utiliser un maillage relativement dense, alors que celui-ci peut être beaucoup plus lâche au niveau des bords de la plaque composite. Nous avons donc décidé de faire varier la taille des éléments dans le plan de chaque pli : plus les éléments sont proches de la zone d'intérêt, plus ils sont petits. Afin d'obtenir un tel résultat, une partition a été réalisée sur le pli modélisé. Celle-ci adopte l'emplacement, la forme circulaire et les dimensions de l'orifice de la matrice. À l'extérieur de cette partition, la taille des éléments est fixée à une valeur assez élevée. À l'intérieur, la taille des éléments diminue progressivement depuis la circonférence, où elle est égale à la taille définie à l'extérieur de la partition (désignée dans la suite du document comme la taille maximale des éléments), jusqu'au centre du pli, où elle prend une valeur nettement inférieure (désignée par la suite comme la taille minimale). Après quelques essais préliminaires, une taille maximale de 3 mm et une taille minimale de 0,2 mm ont été choisies comme base de l'étude de convergence, avec un seul élément dans l'épaisseur du pli. L'étude s'est ensuite déroulée en trois étapes par modification successive de la taille minimale des éléments, de leur nombre dans l'épaisseur puis de leur taille maximale. La Figure 4.3 et la Figure 4.4 présente les résultats obtenus lors de cette étude en observant l'effet du changement de densité du maillage sur la raideur du matériau (1ère ligne), la taille du fichier de résultat ODB d'ABAQUS (2ème ligne) et le temps de calcul CPU (3ème ligne).

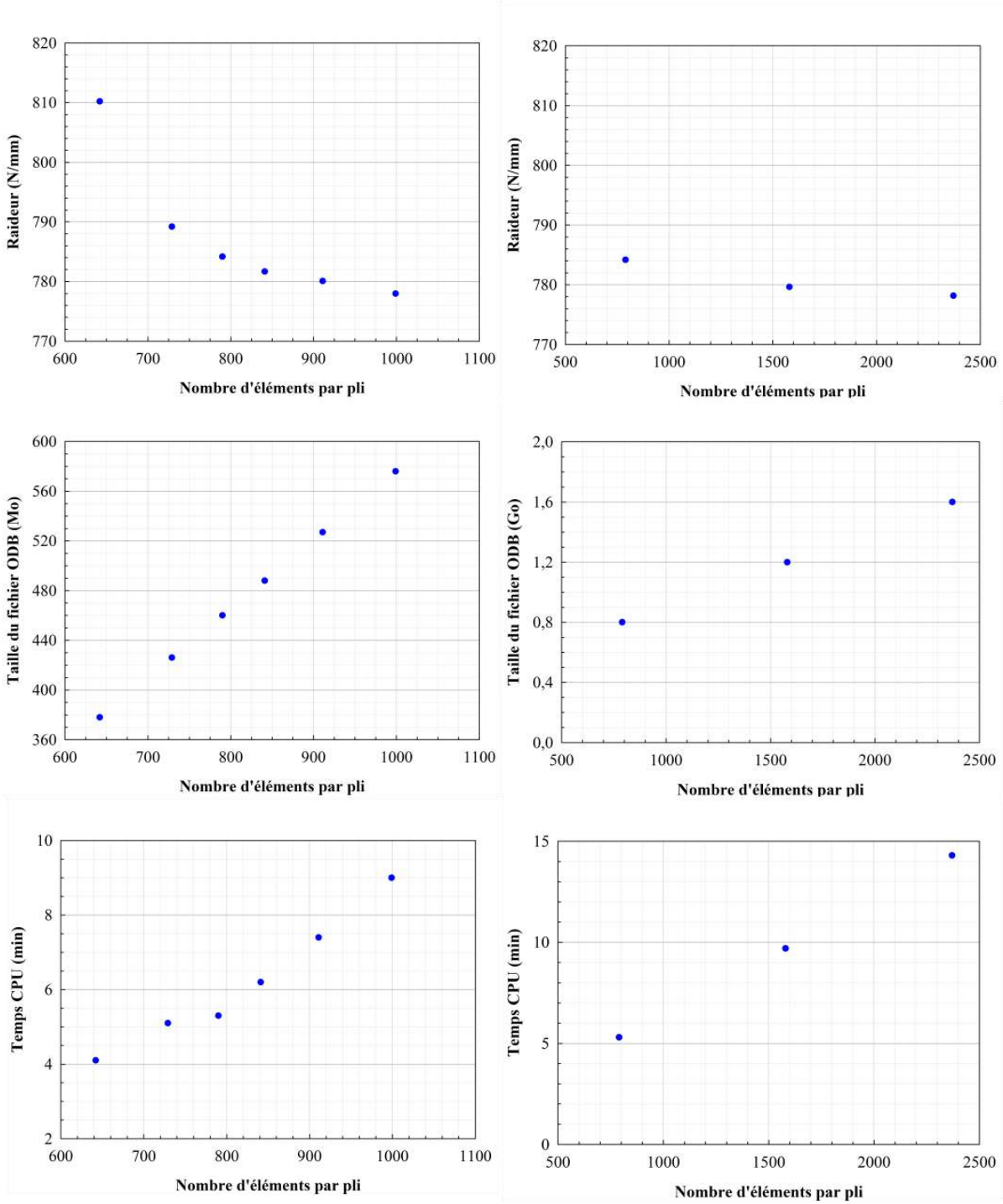


Figure 4.3 – Etude de convergence présentant l'évolution de la raideur du matériau, de la taille du fichier ODB et du temps CPU[2] avec l'augmentation de la densité du maillage en modifiant (a) la taille minimale des éléments et (b) leur nombre dans l'épaisseur du pli

[2] CPU : temps de traitement ou de calcul

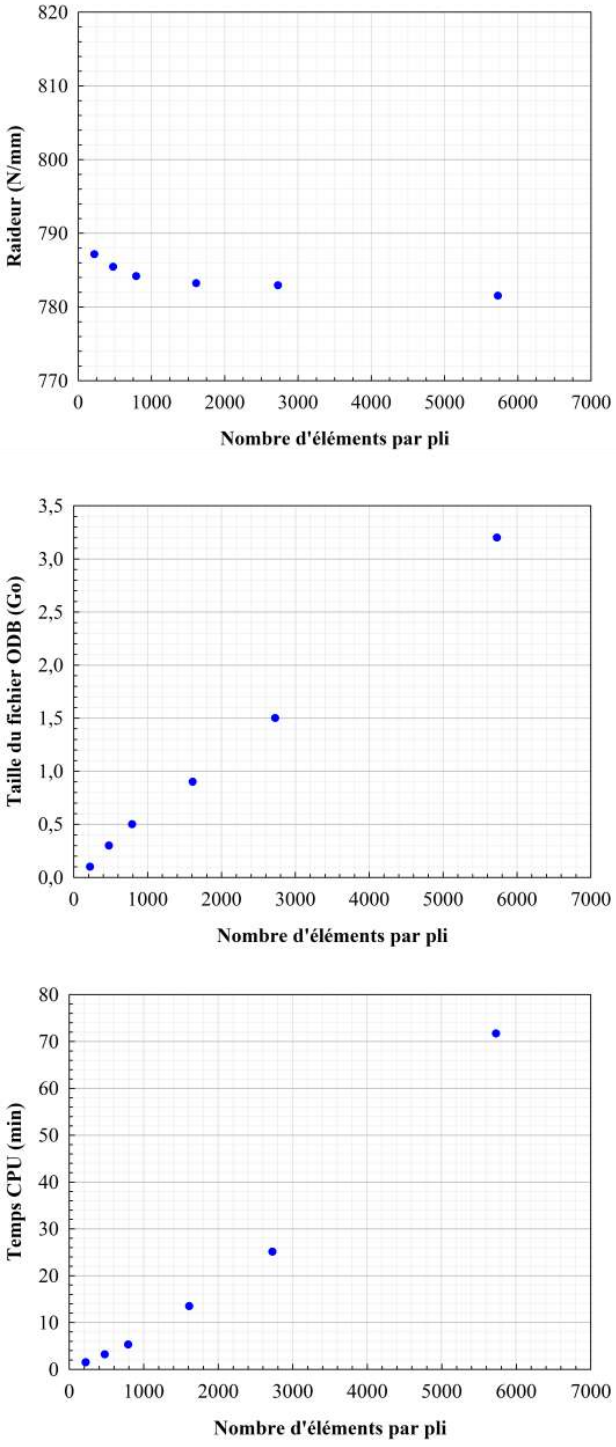


Figure 4.4 – Etude de convergence présentant l'évolution de la raideur du matériau, de la taille du fichier ODB et du temps CPU avec l'augmentation de la densité du maillage en modifiant la taille maximale des éléments

Dans un premier temps, nous avons conservé une taille maximale de 3 mm et un nombre d'éléments dans l'épaisseur de 1 et avons fait varier la taille minimale en lui faisant prendre les 6 valeurs suivantes : 1 mm, 0,6 mm, 0,4 mm, 0,3 mm, 0,2 mm et 0,1 mm. Les résultats sont présentés dans la Figure 4.3 (a). L'augmentation du nombre d'éléments lié à la diminution de la taille minimale s'accompagne d'une diminution de la raideur, qui semble tendre vers une valeur légèrement inférieure à 780 N/mm (environ 778 N/mm pour une taille minimale de 0,1 mm, qui nous servira de référence). À l'inverse, elle provoque une augmentation de la taille du fichier de sortie ODB (linéaire dans la plage étudiée) et une croissance encore plus rapide du temps de calcul. La taille minimale finalement retenue est celle de 0,4 mm. Elle correspond à un nombre d'éléments par pli légèrement inférieur à 800, soit un total de 4740 éléments dans le stratifié. La valeur de la raideur est alors de 784 N/mm, soit seulement 0,8 % plus élevée que la valeur de référence, alors que la taille du fichier de sortie ODB diminue de 20 % et le temps CPU, de 40 % par rapport à cette même référence. Ce choix nous a donc paru constituer un bon compromis, d'autant plus qu'il évite une déformation trop importante des éléments SC8R lorsqu'il n'y a qu'un seul élément dans l'épaisseur du pli. En effet, les éléments de solide coque ne devraient pas présenter une forme trop allongée (hauteur trop importante par rapport aux deux autres dimensions), or, avec un élément dans l'épaisseur du pli, celui-ci présente alors une hauteur de 0,74 mm. Une dimension dans le plan du pli inférieure à 0,4 mm risquerait alors de poser des problèmes, surtout lors de l'introduction des endommagements dans le modèle.

Dans un second temps, nous avons conservé la taille minimale de 0,4 mm sélectionnée précédemment et avons fait varier le nombre d'éléments dans l'épaisseur de 1 à 3. Au-delà de 3 éléments, des aberrations apparaissent dans les résultats force-déplacement, dont la droite se met à présenter une « cassure » avec une pente différente avant et après celle-ci. Les résultats obtenus sont présentés dans la Figure 4.3 (b). Encore une fois, la raideur évolue assez peu entre 1 et 3 éléments dans l'épaisseur, de 784 N/mm à 778 N/mm, soit une différence de seulement 0,8 %. En revanche, la taille du fichier ODB est doublée et le temps CPU est quasiment triplé, car chaque fois qu'un élément est ajouté dans l'épaisseur, c'est en effet une couche entière d'éléments qui est ajoutée dans le pli. Le coût en termes d'espace mémoire et de temps de calcul semble ainsi totalement disproportionné par rapport à la très faible convergence de la raideur, ce qui nous a amenés à ne conserver qu'un seul élément dans l'épaisseur du pli.

Enfin, après avoir conservé une taille minimale de 0,4 mm et un nombre d'un élément dans l'épaisseur, nous avons fait varier la taille maximale en lui faisant prendre les 6 valeurs

suivantes : 6 mm, 4 mm, 3 mm, 2 mm, 1,5 mm et 1 mm. Les résultats sont présentés dans la Figure 4.4. Si la raideur suit la même tendance que précédemment, elle reste cependant circonscrite dans un intervalle de valeurs plus restreint que précédemment, entre 788 N/mm et 782 N/mm, soit une différence de seulement 0,7 %. En revanche, la taille du fichier ODB et le temps CPU augmentent beaucoup plus que précédemment, car le nombre maximum d'éléments dans le pli est de 5729, contre 999 précédemment, soit presque 6 fois plus. Les résultats en termes de raideur étant très proches, il a été décidé de retenir la taille maximale la plus élevée (6 mm) afin de limiter au maximum le temps de calcul et l'espace mémoire requis pour effectuer l'analyse. Ainsi, le maillage que nous avons retenu, montré dans la Figure 4.5, présente les caractéristiques suivantes :

- Des éléments d'environ 6 mm de côté dans le plan du pli, en dehors de la partition (loin de la zone d'indentation).
- Des éléments dont la taille des côtés varie de 6 mm à 0,4 mm à l'intérieur de la partition, du pourtour de celle-ci vers la zone d'indentation.
- Une seule couche d'éléments dans l'épaisseur du pli, soit 6 couches au total dans l'épaisseur du stratifié
- Un nombre de 220 éléments par pli, soit 1320 éléments au total dans le stratifié

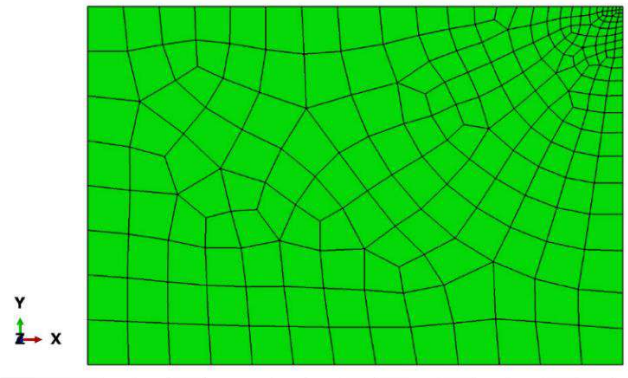


Figure 4.5 – Maillage du pli supérieur du quart d'échantillon (la zone d'indentation se situe dans le coin supérieur droit)

4.2.4 Résultats et discussion

4.2.4.1 Essais d'indentation sur plaques composites en appui simple

Afin de pouvoir comparer le modèle élastique avec les conditions aux limites simplifiées choisies, de nouveaux essais QSI ont dû être réalisés. Le protocole suivi est celui décrit dans le chapitre 2, paragraphe 2.3.2, si ce n'est que seule la matrice, sans la bride, a été utilisée pour

que les échantillons soient en appui simple. Quatre échantillons ont été testés à un déplacement maximal de 4,15 mm, correspondant à une énergie d'environ 5 J. La Figure 4.6 (a) présente les courbes force-déplacement obtenues. Afin de comparer ces résultats plus aisément avec les courbes numériques, une courbe récapitulative des quatre essais a été réalisée et est donnée dans la Figure 4.6 (b). Celle-ci a été tracée selon la méthode décrite ci-après. Chaque essai étant réalisé avec le même échantillonnage (une mesure toutes les 100 ms), les instants d'échantillonnage sont identiques pour les quatre essais et permettent ainsi leur comparaison et leur synthèse en une courbe récapitulative. À chaque instant, la moyenne des déplacements et la moyenne des charges sont calculées à partir des données recueillies lors des quatre essais. Comme chaque essai est réalisé à la même vitesse de translation de l'indenteur (1,5 mm/min), on observe que les déplacements mesurés à chaque instant sont quasiment identiques. Plus précisément, leur écart type ne dépasse pas 2,23 % de la valeur de la moyenne et dans 96 % des cas, il ne dépasse pas 0,1 %. Nous avons donc considéré que les déplacements, comme les instants d'échantillonnage, étaient identiques entre les essais pour chaque mesure. Chaque point de la courbe de la Figure 4.6 (b) a donc été tracé en calculant la moyenne de la charge pour chaque déplacement. Les barres d'erreur qui encadrent la courbe, quant à elles, indiquent l'écart-type des charges pour chaque point.

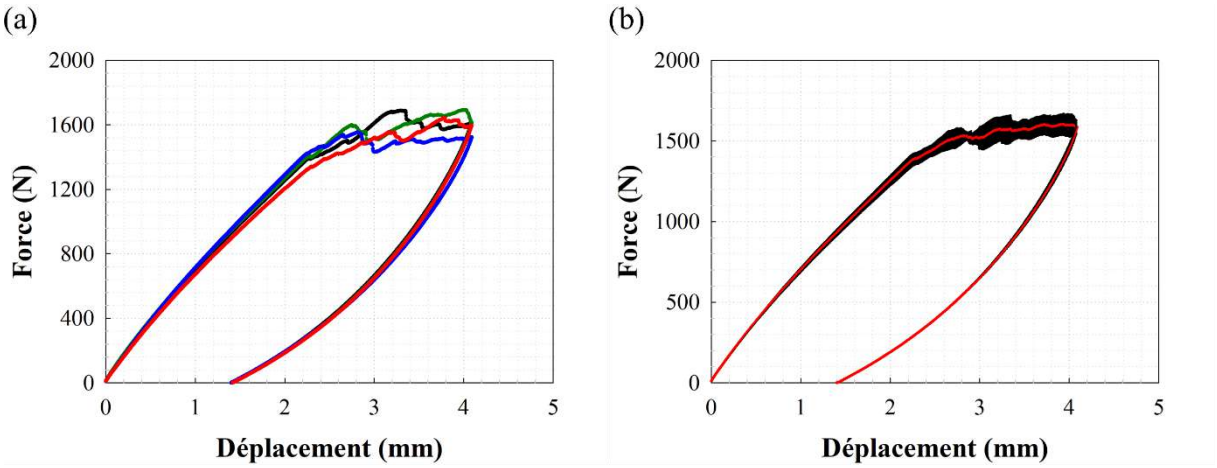


Figure 4.6 – (a) Courbes force-déplacement des quatre essais QSI à 5 J superposées ; (b) courbe récapitulative moyenne des quatre courbes expérimentales

4.2.4.2 Etude des résultats et comparaison avec les données expérimentales

Dans un premier temps, avant l'analyse des résultats, quelques observations ont été réalisées afin de nous assurer de la validité numérique de notre modèle, notamment celle des contraintes et du bilan énergétique du modèle. La Figure 4.7 présente les composantes des

contraintes S11 et S22 (en MPa) sur la face indentée et la face opposée à l'indentation. Les valeurs de ces composantes sont négatives au niveau de la zone d'indentation sur la face indentée, et positives sur la face opposée, ce qui correspond respectivement à de la compression et de la traction. Lors d'un essai QSI, qui provoque la flexion de l'éprouvette, la face en contact avec l'indenteur est censée être soumise à de la compression tandis que la face opposée doit être soumise à de la traction. De plus, ces contraintes sont bien concentrées dans la zone d'indentation.

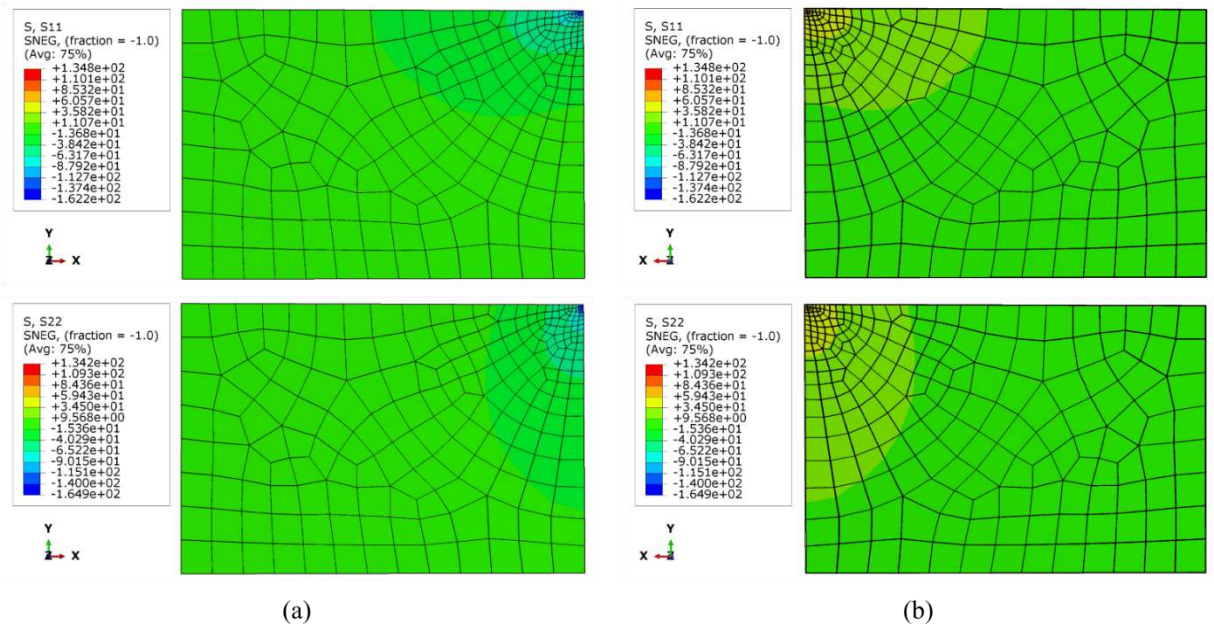


Figure 4.7 – Composantes des contraintes S11 selon X (1ère ligne) et S22 selon Y (2ème ligne) en MPa pour (a) la face indentée et (b) la face opposée

Un bilan énergétique a également été réalisé. Celui-ci doit vérifier la formule (4.12) suivante :

$$E_{total} = cste = E_I + E_V + E_{FD} + E_{KE} - E_W \tag{4.12}$$

où E_{total} est l'énergie totale du système, qui doit rester constante, E_V, l'énergie dissipée par viscosité, E_{FD}, l'énergie dissipée par frottement, E_{KE}, l'énergie cinétique, E_W, le travail des forces extérieures et E_I, l'énergie interne telle que :

$$E_I = E_E + E_P + E_{CD} + E_A \tag{4.13}$$

avec E_E , l'énergie de déformation élastique, E_P , l'énergie dissipée par des processus inélastiques tels la plasticité, E_{CD} , l'énergie dissipée par viscoélasticité ou par fluage et E_A , l'énergie de déformation artificielle.

Dans notre analyse élastique linéaire sans endommagements, la plupart de ces termes sont censés être nuls, sauf :

- l'énergie interne E_I , qui doit être égale à E_E , car notre modèle ne comporte ni comportement inélastique, ni viscoélasticité, ni déformation artificielle,
- le travail des forces extérieures E_W , qui s'équilibre avec l'énergie interne.

La Figure 4.8, qui présente le résultat du bilan énergétique, montre cet équilibre entre l'énergie interne et le travail des forces extérieures, aboutissant à une énergie totale nulle. Ainsi, notre modèle est valide du point de vue numérique et nous pouvons alors comparer les résultats obtenus avec ceux issus des essais expérimentaux.

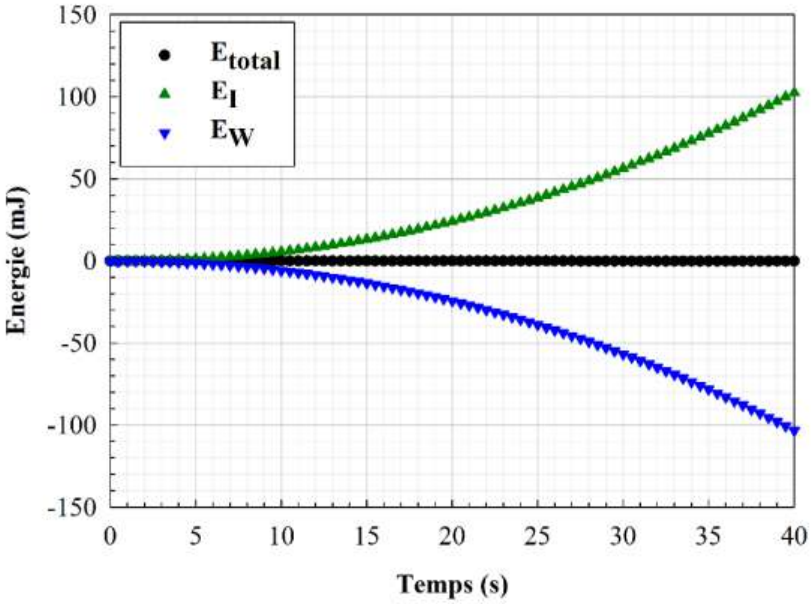


Figure 4.8 – Bilan énergétique de la simulation QSI à 5 J en appui simple avec $E_{total} = cste = E_I - E_W$

La Figure 4.9 présente la courbe force-déplacement obtenue par la simulation ABAQUS superposée à la courbe récapitulative moyenne de la Figure 4.6 (b). La courbe de la simulation, linéaire, recouvre bien la courbe expérimentale moyenne jusqu'à un déplacement d'environ 0,35 – 0,4 mm (erreur inférieure à 13,5 %). Outre que le modèle représente bien le comportement élastique linéaire de notre matériau, ces résultats commencent à diverger et

semblent montrer l'apparition de premiers endommagements vers 0,35 – 0,4 mm de déflexion, valeur à rapprocher de celle mise en lumière par la technique de l'EA dans le Chapitre 3, paragraphe 3.3.2, et marquant la limite entre les Zones I et II des courbes force-déplacement. Celle-ci est d'environ 0,45 mm et marque l'apparition de signaux acoustiques de classe B associés à de la décohésion fibres-matrice. Ainsi, notre modèle de base semble fournir des résultats satisfaisants, mais avant de passer à l'étape suivante de prise en compte des endommagements, nous avons décidé de nous assurer de sa validité en l'appliquant à un matériau dont les propriétés sont connues et maîtrisées.

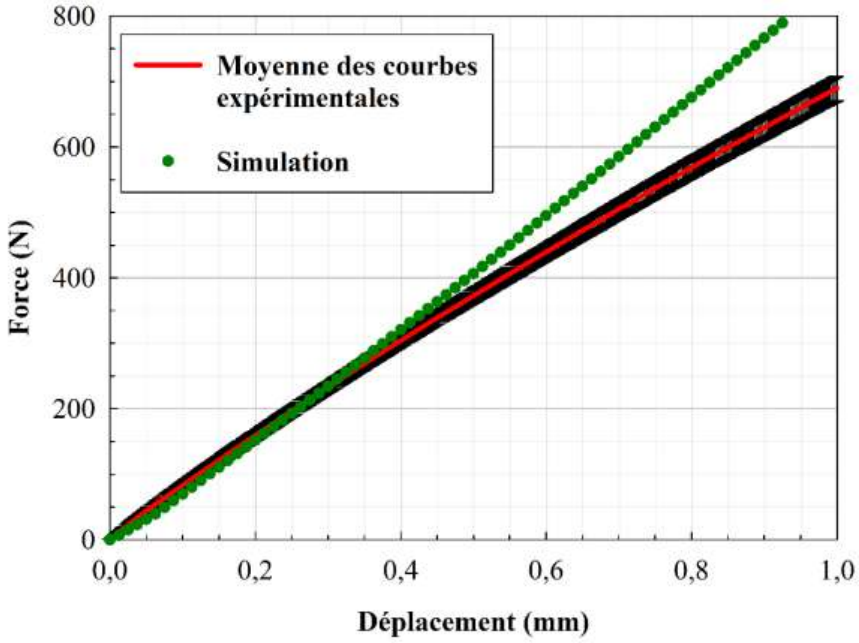


Figure 4.9 – Superposition de la courbe force-déplacement issue de la simulation ABAQUS et de la courbe moyenne des essais expérimentaux pour l'essai QSI en appui simple

4.2.5 Validation du modèle sur une plaque en aluminium

Bien que les résultats obtenus grâce au modèle numérique développé dans le paragraphe précédent soient prometteurs, la courbe force-déplacement obtenue ne se superpose avec les courbes expérimentales que sur une portion restreinte, correspondant au tout début de l'essai. Le nombre de points de données expérimentales et numériques comparés est donc limité, ce qui permet difficilement de garantir une bonne adéquation de la modélisation avec l'expérience. Par conséquent, afin de tester la validité du modèle de comportement élastique à l'indentation de notre composite, nous avons décidé de l'appliquer à un autre matériau dont le comportement élastique est mieux connu et maîtrisé. Le choix s'est porté sur l'aluminium, un métal isotrope, aux paramètres élastiques bien connues et dont la rigidité est suffisamment basse pour que le

matériau soit considéré comme déformable par rapport à l'acier de l'indenteur. Une campagne d'essais a donc été menée afin d'obtenir des résultats expérimentaux à comparer aux résultats de la simulation numérique.

La campagne a été réalisée sur trois échantillons de plaques en aluminium 5754 découpés aux mêmes dimensions que les échantillons composites : 100 x 150 mm². Leur épaisseur de 4,0585 ± 0,0387 mm a été déterminée en calculant la moyenne arithmétique de 15 mesures effectuées à l'aide d'un comparateur à raison de 5 mesures par échantillon. Le module de Young et le coefficient de Poisson de l'aluminium 5754 sont donnés dans le Tableau 4.2. Les essais ont été réalisés selon le même protocole que pour les plaques composites en appui simple (sous-paragraphe 4.2.2.1).

Module de Young (GPa)	**Coefficient de Poisson**
70,3	0,33

Tableau 4.2 – Paramètres élastiques de l'aluminium 5754

Comme le montre la Figure 4.10, la courbe force-déplacement de la simulation a été superposée à une courbe représentative des essais QSI sur plaque d'aluminium à des fins de comparaison. Contrairement aux essais sur échantillons composites, seule une courbe expérimentale a été représentée, car les résultats de nos essais présentent une variabilité quasi-nulle, ne nécessitant donc pas la détermination d'une moyenne et d'écarts types. Comme on peut le constater sur la figure, la droite issue de la simulation se superpose très bien à la courbe expérimentale, avec une erreur de moins de 5,4 %, et ce jusqu'à un déplacement de l'indenteur d'environ 0,15 mm, correspondant à une charge de 750 N. Le modèle fournit ainsi une approximation des résultats expérimentaux dans le domaine linéaire élastique plus que satisfaisante, confirmant sa validité et nous permettant de passer à l'étape de l'introduction des endommagements.

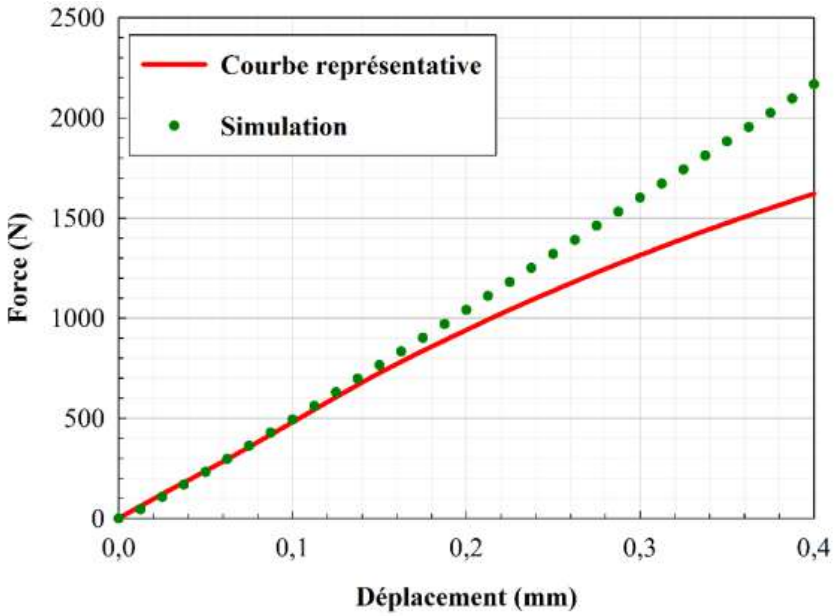


Figure 4.10 - Superposition de la courbe force-déplacement issue de la simulation ABAQUS et d'une courbe représentative des essais expérimentaux sur aluminium pour l'essai QSI en appui simple

4.3 Prise en compte des endommagements dans le modèle

4.3.1 Modèle constitutif retenu pour les composites à renfort tissé

Le modèle retenu pour la simulation du comportement à l'impact de nos matériaux, qui s'appuie sur la mécanique de l'endommagement continu, a été spécialement développé pour les plis composites à renfort tissé soumis à un état de contraintes planes [210]. Dans ce modèle constitutif, les fils ou mèches de chaîne et de trame du renfort tissé sont supposés orthogonaux. La Figure 4.11 représente schématiquement un tel renfort muni d'un repère local dont les axes 1 et 2 sont alignés avec les directions chaîne et trame [219]. Les relations constitutives entre les contraintes et les déformations sont formulées dans ce repère. Le pli composite est modélisé comme un matériau homogène orthotrope élastique capable de supporter une dégradation progressive de sa rigidité due à la fissuration des fibres, de la matrice et à la déformation plastique en cisaillement.

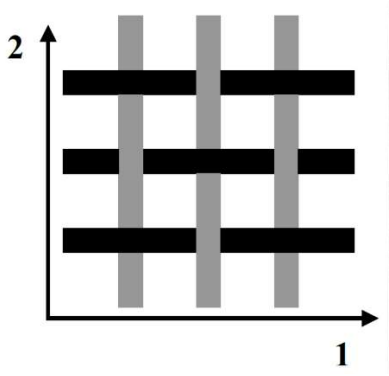


Figure 4.11 – Représentation schématique d'un renfort tissé associé à un système de coordonnées local [219]

Dans le cas de renforts tissés, on suppose qu'il existe deux principaux mécanismes de rupture différents. Le premier, observé dans les directions chaîne et trame 1 et 2, est dominé par la rupture des fibres en traction ou en compression. Le second, observé en cisaillement dans le plan 1-2, est dominé par la rupture matricielle. Le modèle constitutif utilisé peut ainsi être décrit selon deux axes de modélisation : le premier, présenté dans le sous-paragraphe 4.3.1.1, concerne les ruptures de fibres et s'appuie sur un modèle d'endommagement élastique ; le second, présenté dans le sous-paragraphe 4.3.1.2, s'intéresse à la rupture matricielle et s'appuie sur un modèle élasto-plastique pour décrire le comportement en cisaillement du pli. Enfin, le sous-paragraphe 4.3.1.3 aborde la question de la suppression des éléments d'une modélisation EF du pli à renfort tissé dans le logiciel ABAQUS.

4.3.1.1 Réponse dominée par les fibres : modèle d'endommagement élastique

Dans le cas d'un comportement élastique orthotrope endommagé en contraintes planes, la relation entre les composantes de déformation $\varepsilon_{11}, \varepsilon_{22}$ et ε_{12}^{el} et celles de contrainte σ_{11}, σ_{22} et σ_{12} s'écrit selon la formule (4.14) :

$$\begin{pmatrix} \varepsilon_{11} \\ \varepsilon_{22} \\ \varepsilon_{12}^{el} \end{pmatrix} = \begin{pmatrix} \frac{1}{(1-d_1)E_1} & \frac{-\nu_{12}}{E_1} & 0 \\ \frac{-\nu_{21}}{E_2} & \frac{1}{(1-d_2)E_2} & 0 \\ 0 & 0 & \frac{1}{(1-d_{12})2G_{12}} \end{pmatrix} \begin{pmatrix} \sigma_{11} \\ \sigma_{22} \\ \sigma_{12} \end{pmatrix} \tag{4.14}$$

où les coefficients de la matrice de souplesse sont :

- E_1 et E_2, les modules de Young dans les directions 1 et 2 ;
- G_{12}, le module de cisaillement dans le plan 1-2 ;
- ν_{12} et ν_{21}, les coefficients de Poisson ;
- d_1, d_2 et d_{12}, des variables d'endommagement. Les deux premières sont associées à la fracture des fibres selon les directions 1 et 2 respectivement tandis que la troisième est liée aux micro-fissurations matricielles dues à la déformation en cisaillement.

Le modèle prend en compte la différence entre les modes de rupture des fibres en traction (signe +) et en compression (signe -) en activant les variables d'endommagement correspondantes selon l'état de contrainte dans les directions des fibres, comme le montrent les équations (4.15) :

$$d_1 = d_{1+}\frac{<\sigma_{11}>}{|\sigma_{11}|} + d_{1-}\frac{<-\sigma_{11}>}{|\sigma_{11}|}; \quad d_2 = d_{2+}\frac{<\sigma_{22}>}{|\sigma_{22}|} + d_{2-}\frac{<-\sigma_{22}>}{|\sigma_{22}|} \tag{4.15}$$

Afin de prendre en compte des raideurs non-endommagées initiales qui soient différentes en traction et en compression, les constantes élastiques E_1, E_2 et ν_{12} sont censées prendre leurs valeurs en traction ou en compression selon le signe de $tr(\varepsilon) = \varepsilon_{11} + \varepsilon_{22}$.

La réponse du matériau dans la direction des fibres est élastique avec endommagement. On suppose que les variables d'endommagement des fibres en traction et en compression sont fonction de la contrainte effective correspondante, comme indiqué dans les expressions (4.16) :

$$\begin{array}{ll} d_{1+} = d_{1+}\left(\tilde{\sigma}_{1+}\right) & d_{1-} = d_{1-}\left(\tilde{\sigma}_{1-}\right) \\ d_{2+} = d_{2+}\left(\tilde{\sigma}_{2+}\right) & d_{2-} = d_{2-}\left(\tilde{\sigma}_{2-}\right) \end{array} \tag{4.16}$$

où les contraintes effectives sont définies selon les formules (4.17) :

$$\begin{array}{ll} \tilde{\sigma}_{1+} = \dfrac{<\sigma_{11}>}{1-d_{1+}} & \tilde{\sigma}_{1-} = \dfrac{<-\sigma_{11}>}{1-d_{1-}} \\ \tilde{\sigma}_{2+} = \dfrac{<\sigma_{22}>}{1-d_{2+}} & \tilde{\sigma}_{2-} = \dfrac{<-\sigma_{22}>}{1-d_{2-}} \end{array} \tag{4.17}$$

Les expressions (4.16) peuvent être condensées en une seule en simplifiant la notation des indices, telle que donnée par la formule :

$$d_\alpha = d_\alpha\left(\tilde{\sigma}_\alpha\right) \tag{4.18}$$

avec $\alpha = 1(+/-), 2(+/-)$. Cette notation est celle utilisée par la suite.

Selon la théorie de la mécanique de l'endommagement, les paramètres d'endommagement d_1, d_2 et d_{12} sont associés à des forces thermodynamiques Y_1, Y_2 et Y_{12} qui pilotent le développement de l'endommagement [210]. On peut montrer que celles-ci sont liées aux contraintes effectives par la relation $\tilde{\sigma}_\alpha = \sqrt{2E_\alpha Y_\alpha}$. Ainsi, d'après l'équation (4.18), chaque variable d'endommagement ne dépend que de la force thermodynamique correspondante.

Des fonctions d'activation de l'endommagement F_α, définies par la relation (4.19) ci-après, permettent de définir le domaine élastique à n'importe quel moment :

$$F_\alpha = \phi_\alpha - r_\alpha \leq 0 \tag{4.19}$$

Les fonctions ϕ_α fournissent un critère pour la rupture des fibres et sont supposées prendre la forme donnée par l'expression (4.20) suivante :

$$\phi_\alpha = \frac{\tilde{\sigma}_\alpha}{X_\alpha} \tag{4.20}$$

où les X_α sont les valeurs de la résistance en traction ou en compression pour un chargement uniaxial dans les directions des fibres.

Les r_α, quant à eux, correspondent à des seuils d'endommagement qui sont initialement mis à zéro. Après activation de l'endommagement ($\phi_\alpha = 1$), ces seuils augmentent avec le degré d'endommagement selon la formule (4.21) :

$$r_\alpha(t) = \max_{\tau \leq t} \phi_\alpha(\tau) \tag{4.21}$$

Les seuils d'endommagement r_α sont donc définis de telle sorte que leur valeur ne puisse diminuer ($\dot{r}_\alpha(t) \geq 0$). Les seuils d'endommagement sont supposés obéir aux conditions complémentaires de Kuhn-Tucker données par les relations (4.22) :

$$F_\alpha \leq 0 \qquad \dot{r}_\alpha \geq 0 \qquad \dot{r}_\alpha F_\alpha = 0 \tag{4.22}$$

Et par la condition de cohérence/d'homogénéité/d'uniformité/de régularité (4.23) :

$$\dot{r}_\alpha \dot{F}_\alpha = 0 \tag{4.23}$$

Cette formulation peut facilement être améliorer afin de prendre en compte les effets de l'endommagement lors d'une inversion du chargement. Ainsi, l'endommagement en compression dégrade généralement la réponse en traction lors d'un passage d'un chargement en compression à un chargement en traction. En revanche, les fissures dues à la traction se referment en compression et ont peu d'effet sur la réponse en compression.

L'évolution des variables d'endommagement est fonction des seuils d'endommagement ainsi que de l'énergie de rupture par unité de surface G_f^α en traction ou en compression uniaxiale. La loi d'évolution de l'endommagement est donnée par l'équation (4.24) :

$$d_\alpha = 1 - \frac{1}{r_\alpha}\exp\left(-A_\alpha (r_\alpha - 1)\right); \qquad \dot{d}_\alpha \geq 0 \tag{4.24}$$

avec :

$$A_\alpha = \frac{2 g_0^\alpha L_c}{G_f^\alpha - g_0^\alpha L_c} \tag{4.25}$$

où L_c est la longueur caractéristique de l'élément du modèle éléments finis, G_f^α, l'énergie de rupture par unité de surface sous un chargement uniaxial en traction ou en compression, et g_0^α, la densité d'énergie élastique par unité de volume au point d'initiation de l'endommagement donnée par la relation (4.26) :

$$g_0^\alpha = \frac{X_\alpha^2}{2E_\alpha} \tag{4.26}$$

La loi d'évolution de l'endommagement est formulée de telle sorte que les variables d'endommagement soient des quantités à croissance monotone et que la quantité correcte d'énergie soit dissipée lorsque le pli est soumis à des conditions de chargement uniaxiales dans les directions des fibres. Par exemple, en traction uniaxiale dans la direction des fibres 1, l'énergie dissipée par unité de surface est égale à l'énergie de rupture G_f^{1+}. Cela est vrai si la condition (4.27) est vérifiée :

$$G_f^\alpha - g_0^\alpha L_c > 0 \Leftrightarrow L_c < L_{\max} = \frac{G_f^\alpha}{g_0^\alpha} \tag{4.27}$$

La formulation impose donc une restriction sur la taille maximale des éléments qui peut être utilisée afin de capturer avec précision la quantité convenable d'énergie dissipée pendant la rupture. Si la longueur caractéristique d'un élément du maillage EF est plus grande que $L_{\max}$, l'analyse surestimera la dissipation d'énergie.

4.3.1.2 Réponse en cisaillement dominée par la matrice : modèle élasto-plastique

Comme cela a été mentionné précédemment, la réponse en cisaillement est dominée par le comportement non-linéaire de la matrice qui inclue la plasticité et la dégradation de la raideur due à la microfissuration matricielle. Le modèle utilisé inclut donc de l'élasticité, de la plasticité et de l'endommagement.

Les relations élastiques permettent d'exprimer la contrainte effective non-endommagée en fonction de la déformation élastique comme données dans l'équation (4.28) :

$$\tilde{\sigma}_{12} = \frac{\sigma_{12}}{1-d_{12}} = 2G_{12}\varepsilon_{12}^{el} = 2G_{12}(\varepsilon_{12} - \varepsilon_{12}^{pl}) \tag{4.28}$$

Les relations décrivant la plasticité comportent :

- Une fonction de limite d'élasticité (yield function)

$$F = \left|\tilde{\sigma}_{12}\right| - \tilde{\sigma}_0(\bar{\varepsilon}^{pl}) \leq 0 \tag{4.29}$$

où la fonction d'écrouissage $\tilde{\sigma}_0(\bar{\varepsilon}^{pl})$ est de la forme :

$$\tilde{\sigma}_0(\bar{\varepsilon}^{pl}) = \tilde{\sigma}_{y0} + C(\bar{\varepsilon}^{pl})^p \tag{4.30}$$

- Une loi d'écoulement (flow rule)

$$\dot{\varepsilon}_{12}^{pl} = \dot{\bar{\varepsilon}}^{pl}\frac{\partial F}{\partial \tilde{\sigma}_{12}} = \dot{\bar{\varepsilon}}^{pl} sign(\tilde{\sigma}_{12}) \tag{4.31}$$

L'évolution du travail plastique pendant la plastification (yielding) est donnée par la relation :

$$\dot{U}^{pl} = \sigma_{12}\dot{\varepsilon}_{12}^{pl} = (1-d_{12})\tilde{\sigma}_{12}\dot{\varepsilon}_{12}^{pl} = (1-d_{12})\tilde{\sigma}_0\dot{\bar{\varepsilon}}^{pl} \tag{4.32}$$

Enfin, pour ce qui est de la modélisation de l'endommagement, le domaine élastique est défini par la fonction d'activation de l'endommagement F_{12} selon la formule (4.33) :

$$F_{12} = \phi_{12} - r_{12} \leq 0 \tag{4.33}$$

La fonction fournit le critère d'initiation de l'endommagement en cisaillement de la matrice, dont la forme est donnée par l'expression (4.34) :

$$\phi_{12} = \frac{\tilde{\sigma}_{12}}{S} \tag{4.34}$$

où $\tilde{\sigma}_{12} = \sigma_{12} / (1 - d_{12})$ est la contrainte effective en cisaillement et S est la contrainte en cisaillement pour l'initiation de l'endommagement matriciel.

Le seuil d'endommagement r_{12} est initialement mis à zéro et augmente après activation de l'endommagement ($\phi_{12} = 1$) selon la formule (4.35) suivante :

$$r_{12}(t) = \max_{\tau \leq t} \phi_{12}(\tau) \tag{4.35}$$

Enfin, on suppose que la variable d'endommagement en cisaillement augmente avec le logarithme de r_{12} jusqu'à ce qu'une valeur maximale, notée $d_{12}^{\max}$, soit atteinte [210]. La variable est donc définie selon la relation :

$$d_{12} = \min\left(\alpha_{12} \ln(r_{12}), d_{12}^{\max}\right) \tag{4.36}$$

où $\alpha_{12} > 0$ et $d_{12}^{\max} \leq 1$ sont des propriétés du matériau.

4.3.1.3 Suppression d'éléments finis dans l'implémentation du modèle dans le code ABAQUS

Afin de mettre en œuvre le modèle dans le logiciel d'analyse par éléments finis (EF) ABAQUS, une sous-routine VUMAT intégrée doit être utilisée. Celle-ci permet la suppression des éléments lorsque certaines conditions sont remplies. Trois options de suppression, décrites ci-dessous, sont proposées à l'utilisateur du logiciel :

- Aucune suppression.
- Suppression d'un élément lorsque n'importe laquelle des variables d'endommagement en traction/compression dans les directions des fibres atteint une valeur maximale spécifiée à l'avance, $d_1 = d_{\max}$ *ou* $d_2 = d_{\max}$, ou quand la déformation plastique due à

la déformation en cisaillement atteint une valeur maximale spécifiée à l'avance, $\bar{\varepsilon}^{pl} = \bar{\varepsilon}^{pl}_{\max}$.

- Suppression d'un élément lorsque les variables d'endommagement en traction/compression dans les deux directions des fibres atteignent une valeur maximale spécifiée à l'avance, $d_1 = d_2 = d_{\max}$, ou quand la déformation plastique due à la déformation en cisaillement atteint une valeur maximale spécifiée à l'avance, $\bar{\varepsilon}^{pl} = \bar{\varepsilon}^{pl}_{\max}$.

Les deux dernières options peuvent être combinées avec un critère de suppression des éléments basé sur la déformation, plus précisément sur la valeur des déformations logarithmiques principales maximale ($\hat{\varepsilon}_{\max} > 0$) et minimale ($\hat{\varepsilon}_{\min} < 0$) que l'élément peut supporter avant d'être supprimé.

4.3.2 Détermination des valeurs des paramètres du modèle d'endommagement

La mise en œuvre du modèle utilisé et décrit dans le paragraphe 4.3.1 nécessite la connaissance d'une vingtaine de paramètres matériaux, dont certains sont difficiles à déterminer expérimentalement. Ils peuvent être classés en cinq catégories :

- Paramètres élastiques
- Coefficients d'initiation de l'endommagement
- Coefficients d'évolution de l'endommagement
- Coefficients de plasticité en cisaillement
- Paramètres de contrôle de la rupture des points matériaux (suppression des éléments)

Les paramètres élastiques sont identiques à ceux présentés dans le paragraphe 4.2.1. Nous nous intéressons donc uniquement aux nouveaux paramètres liés à la prise en compte des endommagements.

4.3.2.1 Les coefficients d'initiation de l'endommagement

Le Tableau 4.3 fournit la liste des 5 coefficients d'initiation de l'endommagement ainsi que leur valeur. Le renfort tissé étant considéré comme équilibré, la résistance à la traction est considérée comme identique dans les sens chaîne et trame, donc dans les directions des fibres

1 et 2, soit $X_{1+} = X_{2+}$ (de même, pour la résistance à la compression nous avons $X_{1-} = X_{2-}$). Ainsi, le nombre de paramètres indépendants à déterminer est réduit à 3.

Coefficient		**Valeur**
Symbole	**Description**	
X_{1+}	Résistance à la traction dans la direction des fibres 1 *(MPa)*	92,22
X_{1-}	Résistance à la compression dans la direction des fibres 1 *(MPa)*	49,86
X_{2+}	Résistance à la traction dans la direction des fibres 2 *(MPa)*	92,22
X_{2-}	Résistance à la compression dans la direction des fibres 2 *(MPa)*	49,86
S	Contrainte de cisaillement à l'amorce de l'endommagement en cisaillement *(MPa)*	9,29

Tableau 4.3 – Les coefficients d'initiation de l'endommagement

La valeur de $X_{1+} = X_{2+}$ a été déterminée à partir de trois essais de traction réalisés par Amélie Cuynet, dans le cadre de son travail doctoral, sur les mêmes stratifiés à 6 plis que ceux étudiés ici [54]. La valeur de $X_{1-} = X_{2-}$, quant à elle, a été obtenue à partir de trois essais de Compression Après Impact (CAI) réalisés sur des échantillons sains (dont, non-indentés ou impactés). Enfin, la valeur de la contrainte de cisaillement *S* a été obtenue à partir de données d'un article de Chilali et al. [220]. En effet, les auteurs ont soumis des échantillons d'un stratifié très semblable au nôtre à des essais de traction à 45°, ce qui leur a permis de tracer le graphique de la, présentant des couples de valeurs variable d'endommagement d_{12} - contrainte σ_{12} (notations déjà utilisées dans la présentation de notre modèle, paragraphe 4.3.1). Une droite de régression linéaire de ces points de données (en noir sur la Figure 4.12) permet de déterminer *S*, qui correspond à la valeur de l'abscisse du point d'intersection avec l'axe horizontal.

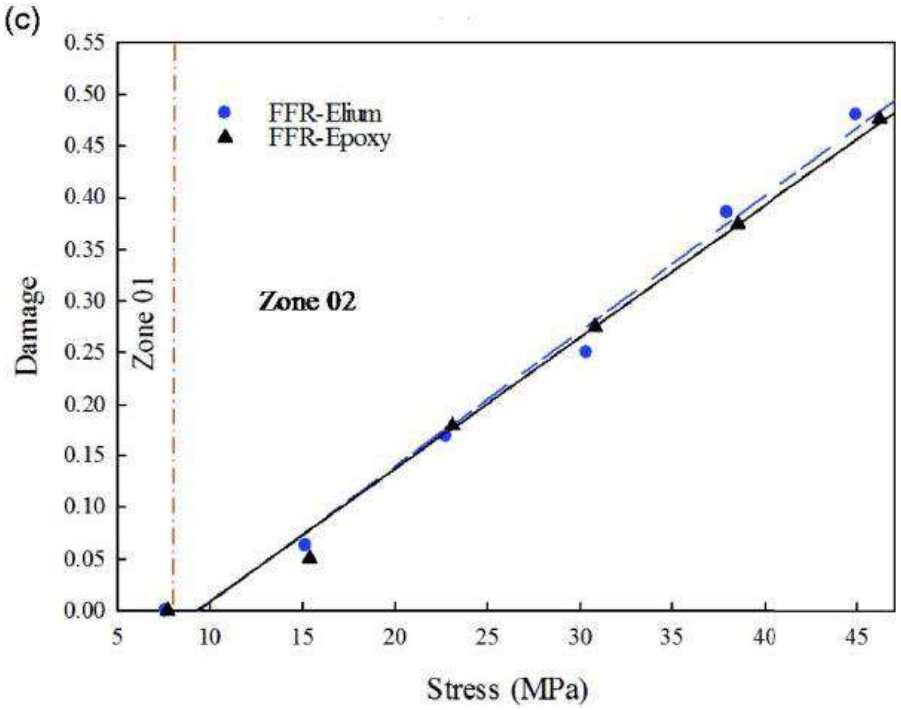


Figure 4.12 – Endommagement mécanique en fonction de la contrainte pour un stratifié lin/époxy à renfort tissé sergé 2×2 soumis à un essai de traction à 45°. À partir de ces données, on peut déterminer la contrainte de cisaillement S et les coefficients α_{12} et $d_{12}^{\max}$ [220]

4.3.2.2 Les coefficients d'évolution de l'endommagement

Le Tableau 4.4 donne les 6 coefficients d'évolution de l'endommagement ainsi que leur valeur. Comme précédemment (sous-paragraphe 4.3.2.1), les énergies de rupture sont considérées égales dans les deux directions des fibres, soit $G_f^{1+} = G_f^{2+}$ et $G_f^{1-} = G_f^{2-}$. Le nombre de paramètres indépendants à connaître passe donc de 6 à 4.

Les valeurs de $G_f^{1+} = G_f^{2+}$ et de $G_f^{1-} = G_f^{2-}$ ont été obtenues à partir de données rapportées par Ravandi et al. [209]. Dans leurs travaux, les auteurs étudient des composites stratifiés à matrice époxy et à renfort tissé sergé 2×2 à fibres de lin ou de verre. Leurs valeurs étant proches, mais pas identiques, dans les directions des fibres 1 et 2, nous avons décidé de calculer la moyenne de ces valeurs et de l'appliquer aux deux directions, soit la moyenne de 4,1 kJ/m² et 4,7 kJ/m² pour $G_f^{1+} = G_f^{2+}$ et celle de 3,5 kJ/m et 3,7 kJ/m pour $G_f^{1-} = G_f^{2-}$. Quant aux coefficients α_{12} et $d_{12}^{\max}$, ils ont été déterminés à partir des mêmes données endommagement-

contrainte que celles utilisées dans le sous-paragraphe 4.3.2.1 précédent pour obtenir *S* (voir Figure 4.12) :

- Le coefficient α_{12} correspond à la pente de la droite de régression linéaire (noire).
- Le coefficient $d_{12}^{\max}$ correspond à la valeur de saturation (palier final) s'il y en a une, sinon il est pris égal à 1, ce qui est le cas ici.

Coefficient		**Valeur**
Symbole	**Description**	
G_f^{1+}	Energie par unité de surface pour la rupture en traction dans la direction des fibres 1 *(kJ/m²)*	4,4
G_f^{1-}	Energie par unité de surface pour la rupture en compression dans la direction des fibres 1 *(kJ/m²)*	3,6
G_f^{2+}	Energie par unité de surface pour la rupture en traction dans la direction des fibres 2 *(kJ/m²)*	4,4
G_f^{2-}	Energie par unité de surface pour la rupture en compression dans la direction des fibres 2 *(kJ/m²)*	3,6
α_{12}	Paramètre dans l'équation de l'endommagement en cisaillement	0,217
$d_{12}^{\max}$	Endommagement maximal en cisaillement	1

Tableau 4.4– Les coefficients d'évolution de l'endommagement

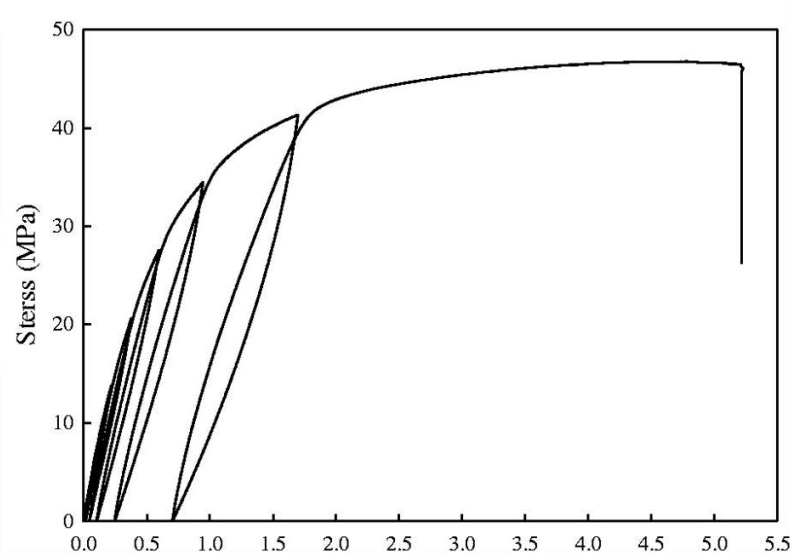
4.3.2.3 Les coefficients de plasticité en cisaillement

Le Tableau 4.5 donne les 3 coefficients de plasticité en cisaillement ainsi que leur valeur. Ceux-ci doivent être déterminés à partir d'une courbe contrainte-déformation de cycles charge-décharge en traction à 45°. À nouveau, des données de Chilali et al. [220] ont été exploitées afin d'obtenir les 3 paramètres recherchés.

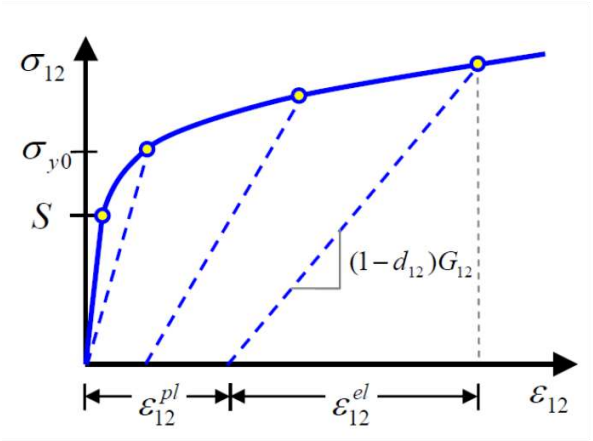
Coefficient		**Valeur**
Symbole	**Description**	
$\tilde{\sigma}_{y0}$	Contrainte effective initiale en cisaillement à la limite de l'élasticité	10
C	Coefficient dans l'équation de rigidification (hardening)	92,61
p	Puissance dans l'équation de rigidification (hardening)	0,54

Tableau 4.5– Les coefficients de plasticité en cisaillement

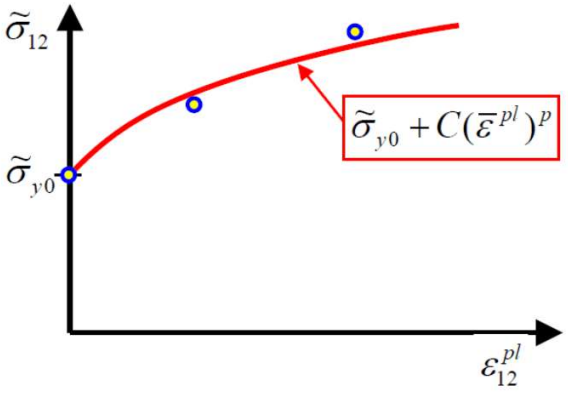
La Figure 4.13 (a) présente la courbe contrainte σ_{12} - déformation ε_{12} (avec les notations du paragraphe 4.3.1) de cycles charge-décharge en traction à 45° d'un stratifié à matrice époxy et renfort tissé sergé 2×2 à fibres de lin de l'étude de Chilali et al. [220]. Chacune des 5 boucles correspond à une décharge suivie d'une nouvelle charge. Pour chacune d'entre elles, on définit une droite joignant les deux points d'intersections charge-décharge. Ces droites figurent en pointillés dans la Figure 4.13 (b), qui représente une courbe type contrainte-déformation pour des cycles charge-décharge. La pente d'une telle droite est définie par $(1-d_{12})G_{12}$, ce qui permet de déterminer d_{12}. On définit également le point d'intersection de la droite avec le prolongement de la courbe de charge, comme ceux présentés dans la Figure 4.13 (b). L'ordonnée de ce point correspond à la contrainte σ_{12} et son abscisse, à la déformation ε_{12}, tandis que l'abscisse des points d'intersection entre la droite et l'axe des abscisses correspond à la déformation plastique ε_{12}^{pl}. À partir de d_{12} et σ_{12}, on peut déduire la contrainte effective en cisaillement pour chaque boucle selon la relation $\tilde{\sigma}_{12} = \sigma_{12} / (1-d_{12})$ et tracer un graphique contrainte effective $\tilde{\sigma}_{12}$ - déformation plastique ε_{12}^{pl} regroupant tous les couples de points $(\tilde{\sigma}_{12}, \varepsilon_{12})$ tel que celui présenté à la Figure 4.13 (c). Ces points sont approchables par une courbe d'équation $\tilde{\sigma}_{y0} + C\left(\bar{\varepsilon}^{pl}\right)^{p}$. Le coefficient $\tilde{\sigma}_{y0}$ est obtenu approximativement en prolongeant la courbe de tendance des points de données jusqu'à intersection avec l'axe des ordonnées. Sa valeur permet alors de tracer un graphique de $\ln\left(\tilde{\sigma}_{12} - \tilde{\sigma}_{y0}\right)$ en fonction de $\ln\left(\bar{\varepsilon}^{pl}\right)$. En effectuant une régression linéaire, on obtient une droite dont l'équation $\ln\left(\tilde{\sigma}_{12} - \tilde{\sigma}_{y0}\right) = p \ln\left(\bar{\varepsilon}^{pl}\right) + C$ permet d'obtenir les valeurs de C et p.



(a)



(b)



(c)

Figure 4.13 – Courbe contrainte-déformation de cycles charge-décharge en traction à 45° d'un stratifié à matrice époxy et renfort tissé sergé 2×2 à fibres de lin [220]

4.3.2.4 Les paramètres de contrôle de la suppression des éléments

Le Tableau 4.6 présente les 2 paramètres qui ont été utilisés pour contrôler la suppression des éléments ainsi que la valeur que nous leur avons attribuée. Le choix entre $lDelFlag = 1$ et $lDelFlag = 2$ a été effectué après plusieurs essais de simulation à l'issue desquels, dans le premier cas, les valeurs de la charge étaient nettement sous-évaluées par rapport à nos mesures expérimentales, tandis qu'elles étaient beaucoup plus proches des valeurs expérimentales dans le second cas. Quant à $d_{\max}$, dont la valeur dont être comprise entre 0 et 1, il a été sélectionné afin d'être aussi proche de l'unité que possible, comme cela a également été fait par Ravandi et al. dans leurs travaux déjà mentionnés plus hauts [209].

Coefficient		Valeur
Symbole	**Description**	
lDelFlag	Critère de suppression d'un élément : $lDelFlag = 0$: L'élément n'est pas supprimé $lDelFlag = 1$: L'élément est supprimé si l'une des deux fibres se rompt ($d_1 = d_{\max}$ ou $d_2 = d_{\max}$) $lDelFlag = 2$: L'élément est supprimé si les deux fibres se rompent ($d_1 = d_2 = d_{\max}$)	2
$d_{\max}$	Valeur maximale de la variable d'endommagement utilisée dans le critère de suppression des éléments	0,99

Tableau 4.6 – Paramètres de contrôle de la suppression des éléments

4.3.3 Autres changements dans les données et conditions de la modélisation

4.3.3.1 Introduction du comportement cohésif entre les plis

Afin de modéliser les délaminages qui se produisent entre plis adjacents, un comportement cohésif dont les lois s'appliquent à des surfaces (c'est-à-dire ne faisant pas intervenir d'éléments cohésifs) a été mis en œuvre sous ABAQUS. Le Tableau 4.7 présente les coefficients utilisés dans les critères d'initiation et d'évolution de l'endommagement cohésif. Le critère sélectionné pour l'initiation du délaminage est celui de la traction quadratique. Son évolution, quant à elle, est gouvernée par une loi de comportement en mode mixte de Benzeggagh-Kenane.

	Coefficient	**Valeur**
Initiation	Contrainte nominale maximale dans la direction normale	35
	Contrainte nominale maximale dans la première direction de cisaillement	50
	Contrainte nominale maximale dans la seconde direction de cisaillement	50
Evolution	Energie de rupture dans la direction normale	3,2
	Energie de rupture dans la première direction de cisaillement	4,4
	Energie de rupture dans la seconde direction de cisaillement	4,4

Tableau 4.7 – Coefficients de l'initiation et de l'évolution de l'endommagement cohésif

4.3.3.2 Les conditions aux limites : de l'appui simple au bridage

Si la condition aux limites permettant de modéliser l'appui simple n'a pas posé de problème particulier, la modélisation du bridage, quant à elle, a présenté des difficultés. En effet, les conditions testées, notamment l'encastrement, imposaient de trop fortes restrictions sur les degrés de liberté des éléments, résultant notamment en une surévaluation de la raideur du matériau. Afin de pallier ce problème et de se rapprocher des conditions expérimentales réelles, il a été décidé de modéliser la bride par une pièce solide rigide discrète présentant les mêmes dimensions que la bride réelle ($120 \times 180 \times 20$ mm^3) avec un orifice circulaire de 80 mm de diamètre percé en son centre. Le maillage de la pièce est composé de 176 éléments rigides quadrilatéraux bilinéaires 3D à 4 nœuds R3D4, chaque élément ayant une dimension approximative de 9 mm de côté. La Figure 4.14 présente les pièces du modèle, dont la bride, et la ligne d'application de l'ancienne condition aux limites. La matrice du système de bridage est toujours simulée par le blocage du degré de liberté U3 (déplacement selon l'axe Z) le long de la partition sur la face opposée à l'indentation (ligne rouge sur la figure).

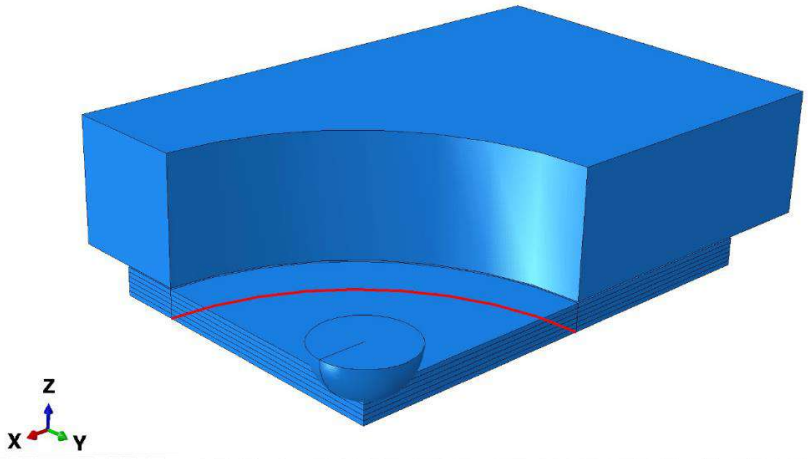


Figure 4.14 – Le modèle avec ajout de la bride et conservation de l'ancienne condition aux limites (déplacement suivant l'axe Z U3 = 0 sur le pourtour de la partition, le long de la courbe rouge)

Lors des essais expérimentaux, le contact entre l'échantillon testé et le système de bridage n'est pas parfait même après serrage, certains interstices étant notamment visibles entre la surface de l'échantillon et celle de la bride. En effet, les échantillons présentent toujours une face lisse et une face rugueuse résultant du procédé de fabrication : la première face est en contact avec la plaque en verre tandis que la seconde l'est avec le tissu d'arrachage (pour plus de détails, se référer au Chapitre 2). La résine ne se répandant pas de façon parfaitement

homogène lors de l'aspiration, l'épaisseur d'une éprouvette subit de légères variations suivant le point de prise de mesure. Celles-ci sont évaluées par l'écart-type qui, moyenné en prenant en compte tous les échantillons testés, est égal à 0,182 mm. De même, les mesures de l'épaisseur de la matrice et de la bride dans leur partie en contact avec l'échantillon ont révélé de légères variations résultant de l'usinage, avec un écart-type moyen de 0,028 mm. Afin de prendre en compte l'imperfection du contact échantillon/système de bridage dans le modèle, les écart-types déterminés précédemment ont été sommés et la bride a été translatée de la valeur obtenue (0,210 mm) au-dessus de l'échantillon, dans la direction +Z. La Figure 4.15 montre cet interstice ajouté entre la bride et l'échantillon. Les données force-déplacement ainsi obtenues par simulation se sont révélées beaucoup plus proches des résultats expérimentaux, notamment en termes de raideur.

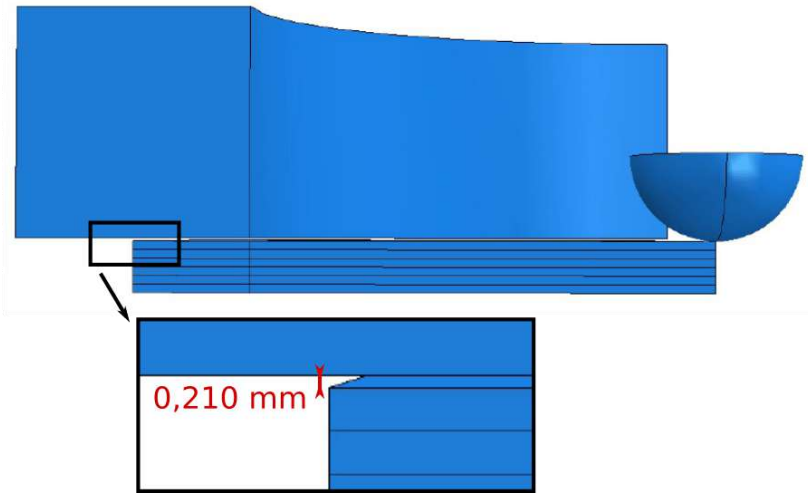


Figure 4.15 – Interstice ajouté entre la bride et l'échantillon pour modéliser les imperfections de leur contact

4.3.3.3 Autres modifications : maillage et introduction du « Mass Scaling »

Le maillage, qui avait été fixé suite à une étude de convergence pour le modèle élastique, a dû être légèrement modifié afin d'éviter les problèmes de distorsion excessive de certains éléments lors de l'analyse. Si le nombre d'éléments dans l'épaisseur du pli et la taille minimale des éléments dans le plan du pli, dans la zone d'indentation ou d'impact, ont été conservés, la taille maximale des éléments dans le plan a dû être diminuée de 6 mm à 2 mm afin que toutes les analyses puissent être menées à terme, augmentant l'espace mémoire occupé et les temps de calcul.

A ce problème s'ajoute celui lié au passage d'ABAQUS Standard à ABAQUS Explicit et qui augmente encore plus le temps de calcul. En effet, lors de la simulation d'un essai quasi-statique comme l'essai QSI, les incréments de temps utilisés par ABAQUS Explicit sont très petits, ce qui implique d'effectuer les calculs sur un très grand nombre d'incréments pour terminer l'analyse. Afin de résoudre ce problème, deux solutions sont envisageables : l'approche par le taux de chargement (Loading Rate) et la mise à l'échelle de la masse (Mass Scaling). Alors que la première technique consiste à augmenter la vitesse de l'essai en s'assurant que les effets dynamiques restent négligeables, la seconde consiste à augmenter artificiellement la densité du matériau selon la relation (4.37) suivante (cas d'un matériau élastique linéaire avec un coefficient de Poisson égal à zéro) :

$$\Delta t = \frac{L^e}{c_d}, \quad c_d = \sqrt{\frac{E}{\rho}} \tag{4.37}$$

où Δt est l'incrément de temps, L^e, la longueur caractéristique associée à un élément, c_d, la vitesse ondulatoire de dilatation du matériau dans l'élément, E, le module de Young du matériau et ρ, sa densité. Ainsi, en augmentant la densité du matériau ρ, on diminue la vitesse de l'onde de dilatation c_d et l'on augmente la durée de l'incrément Δt.

La mise en œuvre de l'approche par Mass Scaling s'effectue en trois étapes : l'analyse de fréquences, la détermination du facteur de Mass Scaling et le paramétrage de la simulation. Tout d'abord, l'analyse de fréquences consiste à déterminer la fréquence naturelle *f* du premier mode de vibration de la structure étudiée, le mode le plus bas dominant généralement la réponse du matériau dans une analyse quasi-statique. Elle doit être effectuée sur ABAQUS Standard à partir du même modèle que celui étudié, si ce n'est que les conditions de chargement doivent être supprimées. Une fois la fréquence *f* déterminée (0,73665 cycles/ms dans notre cas), on en déduit la période correspondante *1/f*, et pour s'assurer que la solution est bien quasi-statique, on prendre une marge de sécurité en multipliant la période par 10. On obtient ainsi le Temps de Chargement $TC = 10 / f$ (ici, TC vaut 13,575 ms). Après cela, il faut déterminer le facteur de Mass Scaling (Mass Scaling Factor, MSF) en utilisant la relation (4.38) suivante :

$$MSF = \left(\frac{V_{sim}}{V_{réel}} \right)^2 \tag{4.38}$$

avec $V_{réel}$ la vitesse réelle de l'essai expérimental que l'on cherche à modéliser, soit 1,5 mm/min pour nos essais QSI, et V_{sim} la vitesse de la simulation, déterminée en divisant le déplacement maximal du poinçon par TC.

Une fois le facteur obtenu, il ne reste plus qu'à introduire dans le code ABAQUS le déplacement maximal du poinçon et le temps réel de l'essai, puis à activer le Mass Scaling en spécifiant la valeur dudit facteur. Le Tableau 4.8 donne, pour chaque niveau d'énergie des essais QSI, le déplacement maximal $d_{\max}$ de l'indenteur qui a servi à piloter l'essai expérimental, la vitesse de la simulation V_{sim} correspondante et le facteur de Mass Scaling *MSF* qui en découle.

		5 J	**10 J**	**15 J**	**20 J**
$\mathbf{d_{max}}$	**(mm)**	4,15	6,04	9,55	12,06
$\mathbf{V_{sim}}$	**(mm/min)**	18 343	26 696	42 210	53 304
MSF		$149{,}534\times10^{6}$	$316{,}750\times10^{6}$	$791{,}861\times10^{6}$	$1\,262{,}81\times10^{6}$

Tableau 4.8 – Valeur du déplacement maximal de l'indenteur $d_{\max}$, de la vitesse de simulation V_{sim} et du facteur de Mass Scaling MSF pour chaque niveau d'énergie des essais QSI

4.3.4 Résultats sur une plaque en appui simple avec bridage

4.3.4.1 Résultats force-déplacement

La Figure 4.16 présente la courbe de la simulation et la courbe moyenne des essais expérimentaux pour l'essai QSI à 5 J en appui simple. Les deux se superposent bien jusqu'à un déplacement d'environ 2 mm et une charge de 1200 N. Au-delà de ce point, la valeur de la force est légèrement sous-estimée (moins de 12,3 %) avant de se rapprocher à nouveau des valeurs expérimentales entre 3,5 mm et 4 mm. Ainsi, si l'initiation de l'endommagement survient un peu trop tôt dans la simulation, la remontée de la courbe par la suite suggère que l'évolution de l'endommagement est moins rapide que lors des essais expérimentaux. Le premier élément fini à être supprimé, au milieu de la face opposée à l'indentation, l'est pour un déplacement de 2,23 mm, ce qui est très proche de la valeur expérimentale du déplacement à la première chute de charge (2,28 mm). Comme nous l'avons montré dans le chapitre 2, paragraphe 2.6, cette chute de charge est liée aux premières ruptures de faisceaux de fibres, dont on peut supposer qu'elles se produisent vers le milieu de la face inférieure des échantillons. À noter que la variable d'endommagement d_{1+} atteint sa valeur maximale pour un déplacement de 2,08 mm, soit

légèrement avant la variable d_{2+}, qui l'atteint à 2,23 mm. Cela suggère des endommagements un peu plus importants dans le sens de la longueur des échantillons.

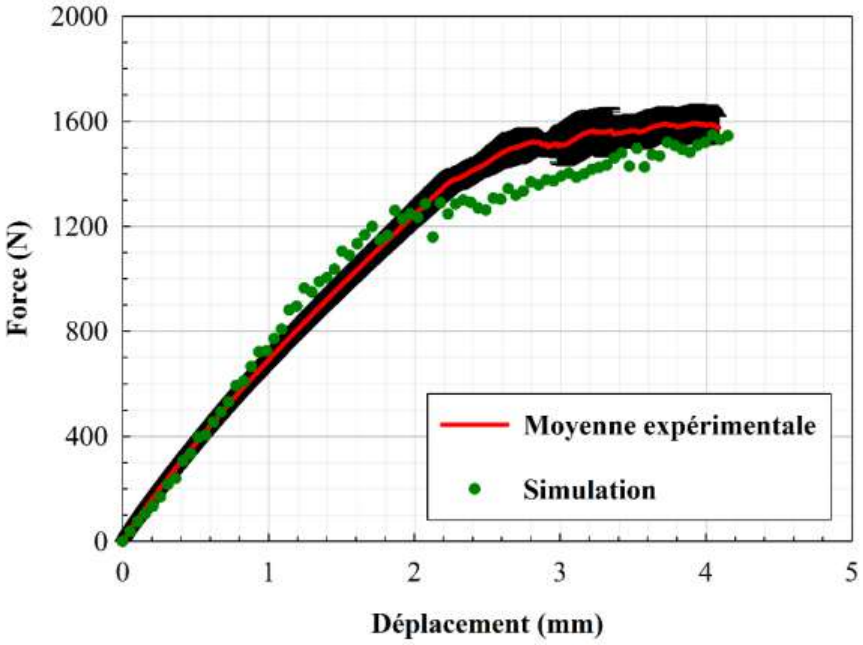


Figure 4.16 - Superposition de la courbe force-déplacement issue de la simulation ABAQUS et de la courbe moyenne des essais expérimentaux pour l'essai QSI à 5 J en appui simple

La Figure 4.17 présente les courbes force-déplacement pour les essais QSI réalisés avec le système de bridage aux niveaux d'énergie de 5, 10, 15 et 20 J. Cette fois-ci, la superposition à 5 J dans l'intervalle de déplacements considéré précédemment est meilleur que sur la plaque en appui simple, mais la tendance à la ré-augmentation de la charge aux alentours de 3,5 mm se confirme et est également visible aux niveaux d'énergie supérieurs. Au-delà de cette valeur, la force maximale est surestimée de 9,5 % à 15 J et de 14 % à 20 J. On observe également une diminution de la pente tendancielle (sans prise en compte des chutes de charges locales) aux alentours de 6 mm dans la simulation et de 7,5 mm dans les essais expérimentaux. Dans la simulation, le changement de pente s'accompagne de la suppression du premier élément sur la face indentée. Dans les essais expérimentaux, le deuxième grand pic énergétique observé par l'émission acoustique sur l'essai à 15 J (voir Figure 2.25) se produit aux alentours du changement de pente. Ces observations laissent supposer que le trou formé par l'indenteur doit s'amorcer sur la face supérieure des échantillons à ce moment-là, révélant à nouveau un lien entre la suppression des éléments et d'importantes ruptures de faisceaux de fibres au centre de l'échantillon. À noter que l'apparition de fissures sur la face indentée n'est pas visible pour les échantillons testés en deçà de 15 J. Celle-ci est à relier avec le changement de pente. La charge

diminue ensuite à partir d'un déplacement de 7,5 mm dans la simulation, alors que cette diminution s'amorce plutôt aux alentours de 9,5 mm dans les essais expérimentaux.

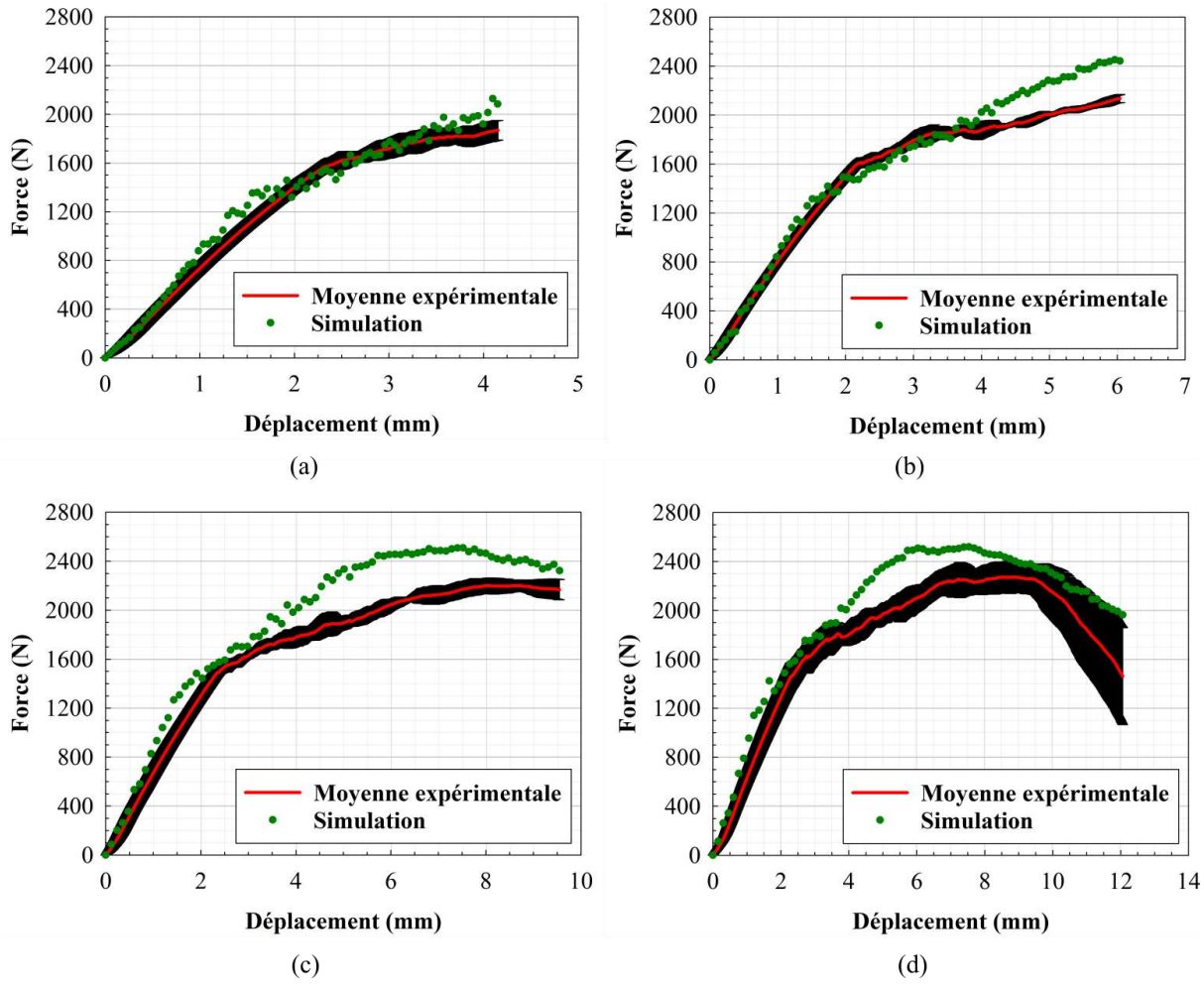


Figure 4.17 – Superposition de la courbe force-déplacement issue de la simulation ABAQUS et de la courbe moyenne des essais expérimentaux pour les essais QSI avec bride à (a) 5 J, (b) 10 J, (c) 15 J et (d) 20 J

La suppression du premier élément de la face indentée, qui semble intervenir trop tôt dans la simulation, indiquerait une augmentation trop rapide, et donc une surestimation, des variables d'endommagement en compression d_{1-} et d_{2-}. Quant à la surestimation de la charge, elle intervient après l'initiation de l'endommagement et pourrait être provoquée par un coefficient d'évolution de l'endommagement sous- ou surestimé. Les énergies de rupture par unité de surface $G_f^{1+} = G_f^{2+}$ et $G_f^{1-} = G_f^{2-}$, qui font partie des coefficients d'évolution de l'endommagement, n'ont pas été établies à partir de mesures effectuées sur notre matériau, mais sont issues de la littérature. Il serait donc intéressant, à l'avenir, de réaliser une étude

paramétrique afin d'évaluer l'impact de ces paramètres sur les résultats force-déplacement et de recaler notre modèle.

4.3.4.2 Comparaison des endommagements

La Figure 4.18 présente les endommagements visibles sur la face inférieure des échantillons QSI aux différents niveaux d'énergie et les compare à la valeur de la variable d'endommagement d_{1+} affichée en 1ère ligne sous la forme d'une cartographie. La valeur de la variable évolue de 0 (couleur bleue) à une valeur très proche de 1 (couleur rouge). À noter que c'est le symétrique des cartographies par rapport à l'axe fibre 1 qui est affichée pour faciliter la confrontation avec les photographies. Alors que le niveau d'énergie augmente, de plus en plus d'éléments sont supprimés dans le coin inférieur gauche des cartographies (centre de l'échantillon), ce qui correspond à la formation progressive d'un trou dans les échantillons, visible sur les clichés à 15 J et, surtout, 20 J. Les fissures, quant à elles, ne sont pas directement visibles sur la simulation, car elles ne sont pas matérialisées par la suppression d'éléments. Cependant, elles se forment le long de la marque rouge des cartographies. Une analyse semblable menée sur la variable d_{2+} donne les mêmes résultats.

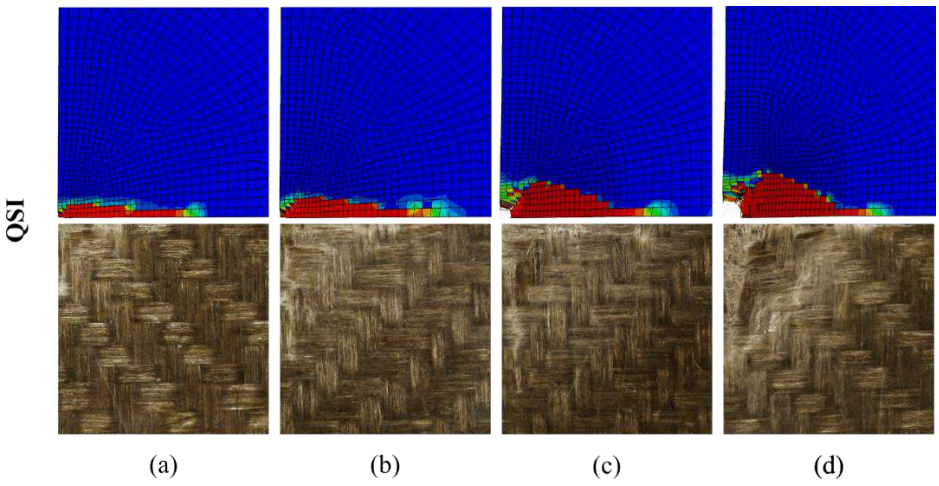


Figure 4.18 – Endommagements visibles sur la face opposée à l'indentation à (a) 5J, (b) 10J, (c) 15J et (d) 20J : comparaison simulation/expérimental dans le sens fibre 1. La 1ère ligne présente la cartographie de la variable d'endommagement d_{1+} (bleu = valeur nulle, rouge = valeur proche de 1)

4.3.5 Validation du modèle sur l'impact

La validation de notre modèle ne pouvant plus être réalisé sur une plaque en aluminium, son comportement endommageable étant très différent de celui des composites, nous avons

décidé de valider le modèle avec notre matériau, mais sur un essai différent, celui de l'impact, puisqu'il constitue l'essai central de ces travaux doctoraux. À cette fin, une nouvelle campagne d'essais LVI a été réalisée. Celle-ci est présentée en même temps que les ajustements du modèle à l'impact dans le sous-paragraphe 4.3.5.1 avant de décrire les résultats obtenus par la simulation et de les comparer avec les données expérimentales dans le sous-paragraphe 4.3.5.2.

4.3.5.1 Essais d'impact sur plaques composites et ajustements du modèle

La nouvelle campagne d'essais LVI a été réalisée sur quatre échantillons de stratifiés pour chaque niveau d'énergie jusque 15 J, soit 12 échantillons au total. La tour de chute utilisée étant manuelle, le contrôle du niveau d'énergie n'est pas aussi précis que sur un dispositif à pilotage automatique, ce qui a abouti à des niveaux d'énergie légèrement différents de ceux fixés au départ. Le Tableau 4.9 présente ces valeurs moyennes calculées après les essais.

Valeur de l'énergie d'impact fixée au départ (J)	5	10	15
Valeur moyenne de l'énergie d'impact calculée après essai (J)	5,7	11,5	18,4

Tableau 4.9 – Valeur moyenne de l'énergie d'impact calculée après essais pour chaque niveau

Au niveau du modèle, développé pour les essais QSI avec bride, deux petits ajustements ont dû être mis en place afin de s'adapter aux essais LVI. Le premier a consisté à supprimer le Mass Scaling, qui n'est plus nécessaire dans le cadre de l'essai dynamique LVI, celui-ci ne durant effectivement que quelques millisecondes. Le second concerne la condition de chargement, l'impacteur n'étant pas piloté comme l'indenteur. Comme la vitesse du doigt d'impact n'est pas constante au cours de l'essai, seule sa valeur initiale a été spécifiée après avoir été déterminée à partir de l'énergie d'impact selon la formule $E_{imp} = \frac{1}{2} m v_{imp}^2$, où m est la masse de l'impacteur et v_{imp}, sa vitesse au moment de l'impact. Le Tableau 4.10 donne la valeur de v_{imp} pour chaque niveau d'énergie.

Niveau d'énergie (J)	5,7	11,5	18,4
Vitesse d'impact (m/s)	1,96	2,79	3,53

Tableau 4.10 – Vitesses d'impact spécifiées dans le logiciel ABAQUS pour chaque niveau d'énergie

4.3.5.2 Résultats et discussion

La Figure 4.19 présente la superposition de la courbe force-déplacement de la simulation et de l'essai LVI correspondant pour chaque niveau d'énergie. Pour des raisons de lisibilité, seule une courbe expérimentale représentative est affichée sur chaque graphique. Si on observe une bonne superposition des courbes à 11,5 et 18,4 J, la courbe de la simulation à 5,7 J est plus éloignée de la courbe expérimentale. Comme pour l'indentation, l'initiation des endommagements importants se produit plus tôt dans la simulation, à une force d'environ 1400 N et un déplacement compris entre 1,5 et 2 mm, contre respectivement 2000 N et un peu plus de 2 mm sur la courbe expérimentale. La valeur de la charge est ensuite sous-estimée jusqu'à un déplacement compris entre 3 et 4 mm. Cette même tendance, bien que beaucoup moins marquée, s'observe également à 11,5 et 18,4 J, où la valeur de la charge simulée rejoint la valeur expérimentale aux alentours de 3,5 – 4 mm. Par la suite, la charge a tendance à être légèrement surestimée, surtout à 11,5 J. En ce qui concerne la décharge, la simulation à 5,7 J présente encore une différence notable avec sa contrepartie expérimentale, puisque le déplacement résiduel est de 0,42 mm en fin de simulation contre 1,5 à 2 mm à la fin des essais expérimentaux, soit une valeur environ 4 fois moindre. Une telle différence ne se retrouve pas aux niveaux d'énergie plus élevés.

Afin d'expliquer ces différences observées à 5,7 J mais pas aux autres niveaux d'énergie, une étude énergétique a été effectuée à chacun des trois niveaux. La Figure 4.20 présente les diagrammes résultant de ces trois études. Pour des raisons de lisibilité, ceux-ci n'incluent les courbes que de quelques variables exprimées en fonction du temps : l'énergie totale du modèle E_{total}, l'énergie de déformation artificielle E_A, qui correspond à l'énergie dissipée par le processus de contrôle du mode « hourglass », et le déplacement *d* de l'impacteur. On constate que pour chaque simulation, la valeur de E_{total} reste relativement constante jusqu'à environ 4 ms, après quoi E_{total} se met à diminuer doucement. Le phénomène s'accentue par la suite, aux alentours de 6 ms. Plus le niveau d'énergie est faible, plus cette variation de E_{total} est importante. En parallèle, l'énergie de déformation artificielle E_A augmente alors qu'elle devrait rester aussi proche que possible de zéro. Ce phénomène, lié au contrôle du mode « hourglass », est généralement dû à l'une des trois causes suivantes : force, condition aux limites ou contact concentré en un nœud unique. Pendant la phase de rebond, l'aire de contact entre l'impacteur et les nœuds situés dans la zone d'impact ne fait que diminuer alors que les éléments concernés sont déjà particulièrement déformés, ce qui expliquerait l'augmentation progressive de E_A

pendant cette phase. Le phénomène serait particulièrement marqué à 5,7 J car aucun élément de la face supérieure de l'échantillon, au niveau de la zone impactée, n'a encore été supprimé, alors que cela est le cas aux niveaux d'énergie supérieurs et que leur nombre ne fait qu'augmenter avec le niveau d'énergie.

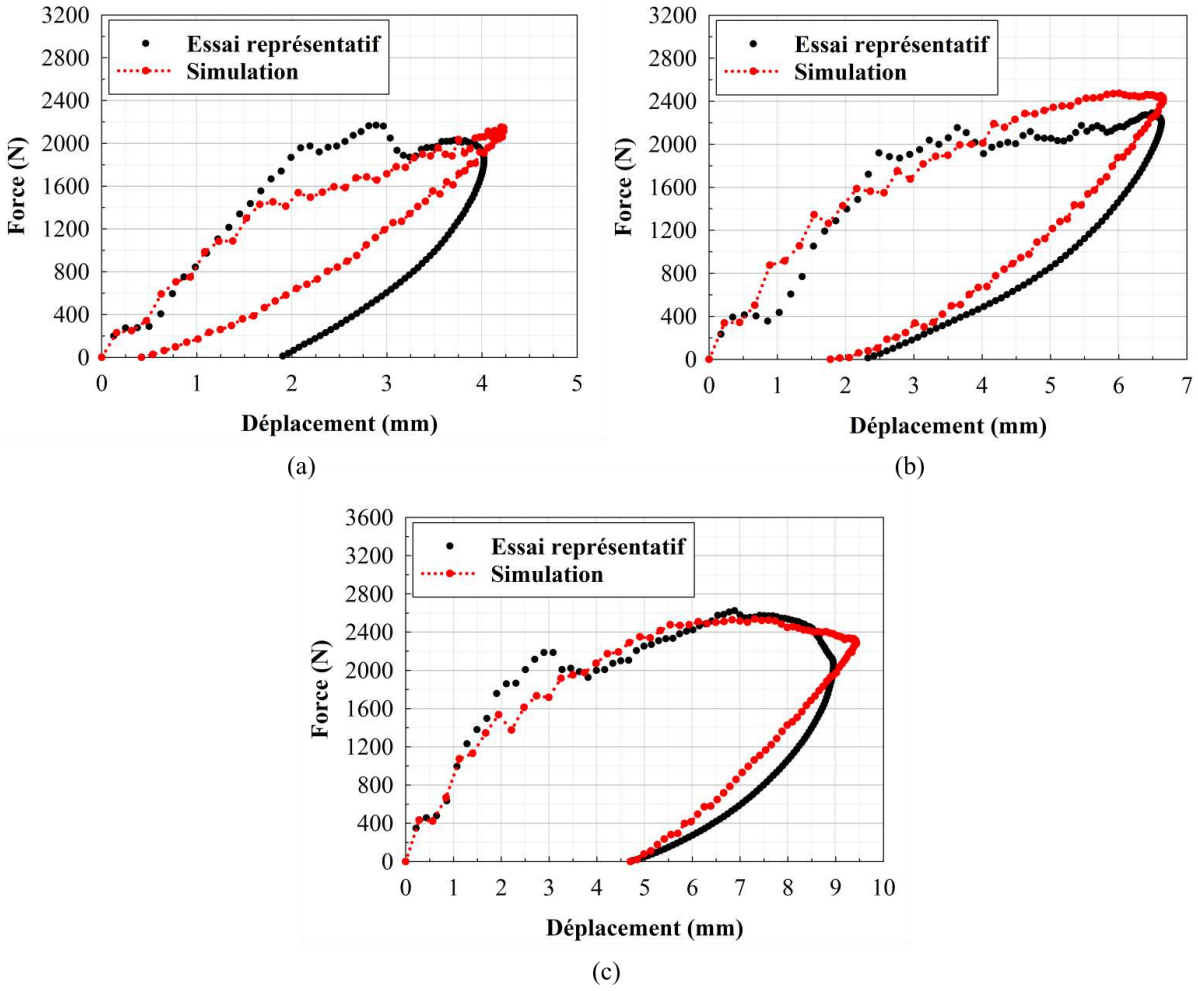


Figure 4.19 – Superposition de la courbe force-déplacement issue de la simulation ABAQUS et d'une courbe représentative des essais expérimentaux pour les essais LVI à (a) 5 J, (b) 10 J et (c) 15 J

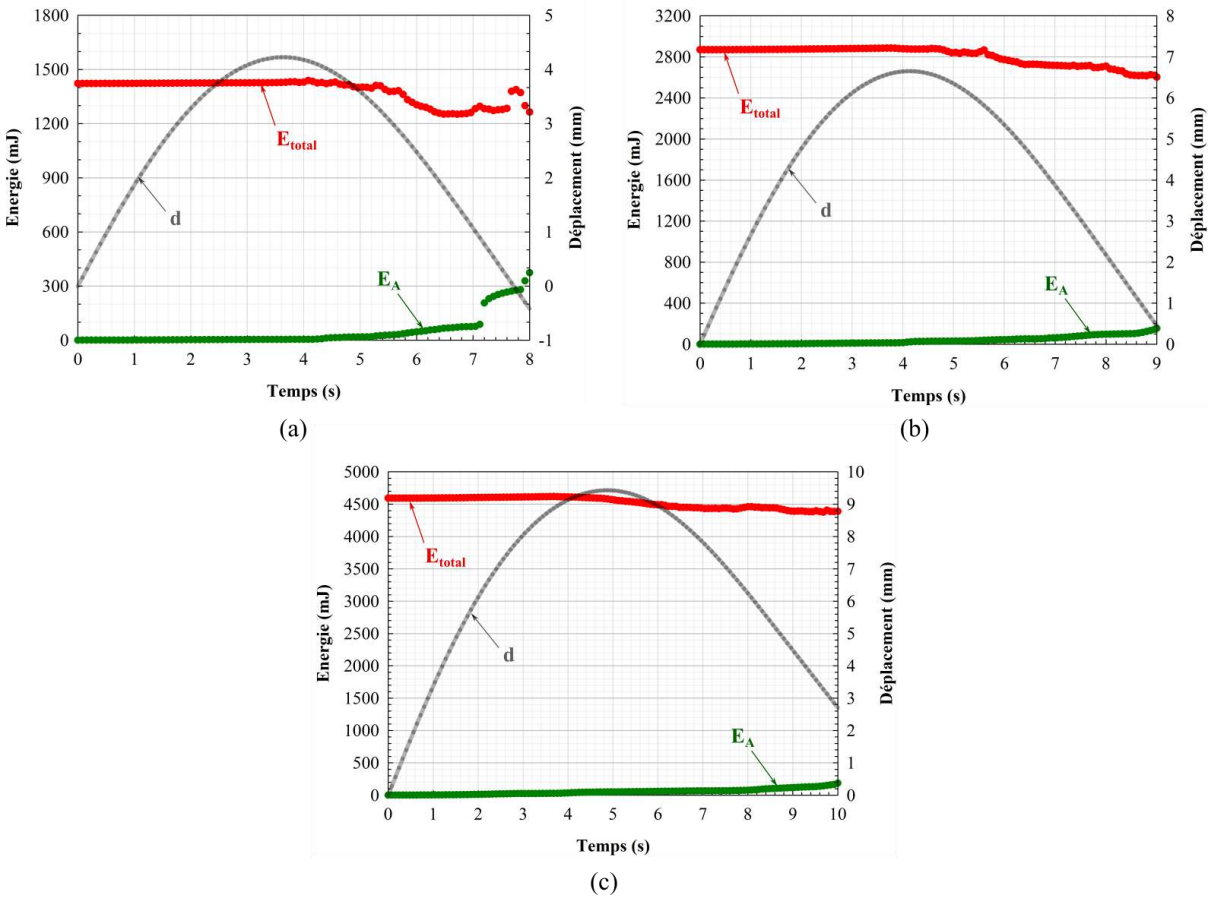


Figure 4.20 – Bilans énergétiques effectués à (a) 5J, (b) 10J et (c) 15J

Deux solutions à ce problème sont envisageables. La première consiste à répartir la contrainte de contact sur plusieurs nœuds, ce qui n'est pas faisable dans notre cas, la zone de contact ne pouvant que diminuer lors de la phase de rebond. La seconde, quant à elle, consiste à raffiner le maillage, ce qui diminue toujours le phénomène de « hourglassing ». Cette solution entraînerait d'autres problèmes déjà abordés lors des discussions sur le maillage. Le premier de ces problèmes est l'augmentation sensible de l'espace mémoire occupé et des temps de calcul, qui s'échelonnent déjà de 4 à 5 heures pour les simulations à 5,7 J et 18,4 J respectivement. Le second est l'allongement trop important des éléments de solide coque dans le sens de leur hauteur, ce qui nécessite d'en augmenter le nombre dans l'épaisseur du pli, amplifiant le premier problème et pouvant entraîner des aberrations, comme cela a été observé lors de notre étude de convergence. Cette solution pourrait néanmoins être testée sur la simulation à 5,7 J.

La Figure 4.21 présente les endommagements visibles sur la face inférieure des échantillons LVI aux trois premiers niveaux d'énergie et les compare à la valeur de la variable d'endommagement en traction d_{1+} affichée en 1ère ligne sous la forme d'une cartographie. Comme pour les essais QSI, la valeur de la variable évolue de 0 (couleur bleue) à une valeur

très proche de 1 (couleur rouge). Là encore, on observe que les fissures suivent la marque rouge, là où la variable d_{1+} est la plus élevée. Cependant, contrairement au QSI, moins d'éléments ont été supprimés au centre de l'échantillon, alors que le niveau d'énergie est supérieur à celui des essais QSI (18,4 J contre 15 J respectivement).

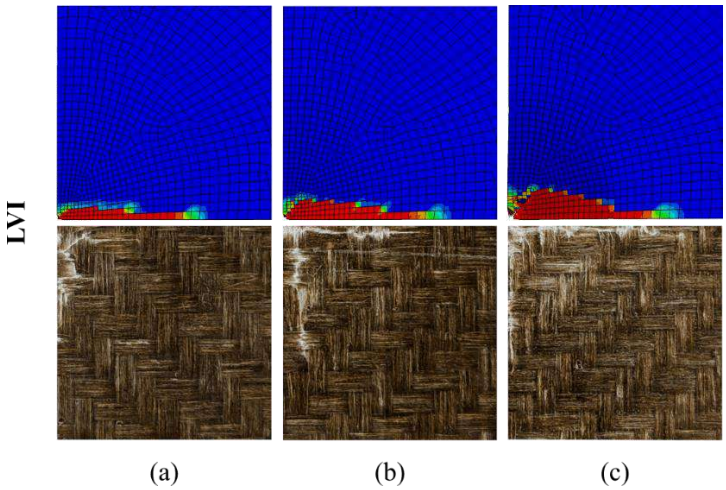


Figure 4.21 – Endommagements visibles sur la face opposée à l'impact à (a) 5J, (b) 10J, (c) 15J et (d) 20J : comparaison simulation/expérimental dans le sens fibre 1. La 1ère ligne présente la cartographie de la variable d'endommagement d_{1+} (bleu = valeur nulle, rouge = valeur proche de 1).

4.4 Conclusion

Dans ce chapitre, un modèle numérique éléments finis d'un composite stratifié à renfort tissé en fibres de lin soumis à un essai LVI ou QSI a été mis au point en adoptant une démarche de complexification progressive. Un modèle préliminaire d'un échantillon composite à comportement linéaire élastique, en appui simple, soumis à un essai QSI sans décharge a été développé, puis, après validation sur de l'aluminium, a été amélioré afin de prendre en compte les endommagements. Pour ce faire, un modèle reposant sur la mécanique de l'endommagement continu et spécialement développé pour les plis composites à renfort tissé soumis à un état de contraintes planes a été choisi. Il requiert de spécifier, outre les paramètres élastiques du matériau, des coefficients d'initiation et d'évolution de l'endommagement, des coefficients de plasticité en cisaillement ainsi que des paramètres de contrôle de la suppression des éléments. Ceux-ci ont été déterminés à partir de notre base de données « matériau », de nos essais de compression après impact et de valeurs obtenues dans la littérature. Le modèle permet de distinguer les endommagements qui se produisent dans la direction fibre 1, dans la direction

fibre 2 et dans le plan du pli (cisaillement). Une loi de comportement cohésif a également été introduite dans l'interaction entre les plis afin de modéliser le délaminage. Deux conditions aux limites ont été modélisées, l'appui simple et le bridage, réalisé en modélisant la bride par un solide rigide discret. Les simulations des essais d'indentation ont nécessité l'incorporation d'un facteur de « Mass Scaling » pour réduire le temps de calcul.

La validité et la fiabilité des modèles proposés ont été vérifiées de trois façons : par la cohérence des valeurs de certaines variables numériques (bilan énergétique, champs des contraintes), par confrontation avec les données expérimentales et par validation sur un matériau ou un essai différent (aluminium pour le modèle préliminaire et essai LVI pour le modèle final). De façon générale, les données force-déplacement issues des simulations sont en bon accord avec les observations expérimentales. Pour un comportement élastique orthotrope du matériau, la courbe force-déplacement de la simulation QSI se superpose bien à la courbe expérimentale jusqu'à un déplacement d'environ 0,35 mm, proche de la limite entre les Zones I et II identifiée lors de l'analyse expérimentale des endommagements. Lorsque ces derniers sont pris en compte dans la modélisation, la superposition s'observe jusqu'à un déplacement de 2 ou 3,5 mm selon que l'échantillon est respectivement en appui simple ou bridé. Au-delà, on observe quelques différences, avec une force légèrement sous-estimée (moins de 12,3 %) jusqu'à un déplacement de 3,5 – 4 mm dans le premier cas, et une force surestimée pour les simulations à 10, 15 et 20 J dans le deuxième cas (force maximale supérieure de 14 % à la valeur expérimentale à 20 J). Cependant, l'évolution de la force en fonction du déplacement suit les mêmes tendances dans les simulations et les essais expérimentaux correspondant. Les écarts de valeurs relevés sont probablement liés d'une part aux valeurs choisies pour les énergies de rupture par unité de surface, qui sont tirées de la littérature et non de nos propres essais, et d'autre part au contrôle du mode « hourglass », qui peut être résolu par raffinement du maillage.

Quant à l'étude des endommagements, elle peut être réalisée par la visualisation des suppressions d'éléments et des déformations de l'échantillon composite modélisé et par l'étude des cartographies de certaines variables. Sur la face indentée ou impactée (face supérieure), on observe la formation d'une empreinte circulaire liée à l'enfoncement du poinçon dans le matériau, comme celle des échantillons indentés et impactés expérimentalement. La suppression des éléments s'effectue de la face inférieure vers la face supérieure et du centre de l'échantillon vers l'extérieur, ce qui correspond au schéma de développement des fissures.

Expérimentalement, les éléments supprimés correspondent à des ruptures de faisceaux de fibres situées au centre de l'échantillon, c'est-à-dire à la séparation progressive de la matière aboutissant à l'orifice de perforation. Les fissures en forme de croix de la face inférieure, qui ne sont pas matérialisées par des suppressions d'éléments, sont plutôt à mettre en perspective avec les cartographies des variables d'endommagement en traction : les fissures longitudinales avec la variable d_{1+} et les fissures transversales avec la variable d_{2+}. L'observation de la chronologie de suppression des éléments éclaire et confirme la séquence d'apparition des mécanismes d'endommagement établie grâce à l'émission acoustique. La première chute de charge, à un déplacement de 2,28 mm, correspond aux premières ruptures de faisceaux de fibres et, dans les simulations, à la suppression du premier élément, qui se produit à un déplacement de 2,23 mm. Le changement de pente force-déplacement qui se produit aux alentours de 6 – 8 mm s'accompagne numériquement de la première suppression d'un élément sur la face supérieure de l'échantillon et expérimentalement du deuxième grand pic énergétique observé par l'émission acoustique sur les essais à 15 J.

Le modèle développé dans ces travaux se révèle donc exploitable et prometteur. Jusqu'à 15 J, il fournit une bonne estimation du comportement à l'indentation et à l'impact des stratifiés composites à renfort tissé en lin et permet de modéliser et visualiser certains mécanismes d'endommagement, qui apparaissent dans une séquence conforme à celle observée expérimentalement.

Conclusion et perspectives

Conclusion générale

Les matériaux composites à fibres végétales sont de plus en plus recherchés comme alternatives à leurs contreparties à renforts de synthèse pour les applications semi-structurelles voire structurelles. C'est dans ce contexte que le projet BIOIMPACT a été créé en partenariat entre les unités de recherche ITheMM de l'Université de Reims Champagne-Ardenne et SYMME de l'Université Savoie Mont Blanc. La présente étude, qui s'inscrit dans ce projet, fait suite à un précédent travail doctoral portant sur l'étude du comportement mécanique à l'impact et en post-impact de matériaux composites à fibres végétales. Celui-ci a fourni une base de données « matériaux » conséquente ainsi que des axes de recherche privilégiés qui ont orienté les présents travaux de thèse : poursuivre la caractérisation expérimentale des stratifiés lin/époxy constitués de 6 plis à renfort tissé sergé 2×2, mettre en place la technique d'émission acoustique pour proposer une chronologie d'apparition des différents mécanismes d'endommagement, fournir un modèle numérique de l'impact et confronter les résultats expérimentaux avec les valeurs issues de cette modélisation. L'objectif est ainsi de fournir un outil de modélisation numérique de l'indentation quasi-statique à l'attention des chercheurs du domaine et des industriels souhaitant intégrer les composites biosourcés dans des applications semi-structurelles ou structurelles.

Dans un premier temps, une synthèse bibliographique a été développée à partir des différents travaux portant sur le comportement mécanique à l'impact des matériaux composites, avec focalisation sur les stratifiés à fibres végétales. Un rapprochement entre l'essai d'impact sur tour de chute et l'essai d'indentation quasi-statique a été observé chez plusieurs auteurs au cours de l'élaboration de cette synthèse. Les travaux ont été naturellement redirigés vers une intégration de l'essai d'indentation à la démarche expérimentale de caractérisation mécanique d'une plaque composite et à celle du développement d'un outil de simulation numérique du comportement mécanique de cette même plaque sollicitée dans de telles conditions.

Une part importante du travail entrepris a donc porté sur l'indentation d'éprouvettes en matériaux composites à fibres de lin. Un outillage spécifique constitué d'un système s'apparentant à un ensemble poinçon, matrice, bride en inox, a été spécialement conçu et fabriqué pour cet essai. Celui-ci présente l'avantage de pouvoir se fixer à une machine d'essai

universelle. La métrologie des données de force et de déplacement est réalisée au moyen des capteurs intégrés à cette machine. Il a été ajouté au dispositif (*i*) un capteur LVDT afin d'obtenir des mesures locales de déplacement précises pouvant être apposées sur les faces supérieure ou inférieure des échantillons et (*ii*) des capteurs d'émission acoustique permettant l'étude de la séquence d'apparition des endommagements. Sur la base des travaux de thèse d'Amélie Cuynet, les essais ont été réalisés selon quatre niveaux d'énergie de 5, 10, 15 et 20 J en s'appuyant sur les déplacements maximums enregistrés lors des essais d'impact. En prévision du développement d'un modèle éléments finis, deux conditions aux limites différentes ont été étudiées, l'une en appui simple (sans bride de serrage) et l'autre avec bridage. L'étude de l'indentation des composites à fibres de lin, par confrontation avec les résultats de l'impact, a permis :

1. **de mettre en évidence et d'établir l'étendue des similitudes entre les deux types d'essai**,
2. **de fournir des données précieuses en lien avec l'endommagement du matériau à partir des résultats des essais associés à la technique de l'émission acoustique.**

Une séquence d'apparition et de développement des endommagements au sein des stratifiés à fibres de lin a été proposée pour l'essai d'indentation et comparée aux données sur l'impact disponibles dans la littérature. La technique de l'émission acoustique est plus difficile à mettre en place sur les essais d'impact, la violence du choc pouvant endommager les capteurs. Elle n'a donc été utilisée qu'en indentation, les capteurs permettant de recueillir des informations sur les salves acoustiques émises lors du dégagement d'énergie généré par les endommagements. Les données exploitables incluent notamment la durée du signal, l'amplitude, l'énergie absolue et le nombre de coups jusqu'au pic. Celles-ci peuvent être exploitées directement ou confrontées à des données mécaniques pour classer les signaux, les associer à des mécanismes d'endommagement spécifiques comme la fissuration matricielle, la décohésion fibre/matrice, le délaminage et les ruptures de fibres, et en fournir la chronologie d'apparition. Une telle étude a été effectuée lors d'essais d'indentation à 5, 10 et 15 J et la séquence qui en résulte est cohérente avec les données fournies par la littérature sur les essais d'impact.

Des essais d'impact ont également été réalisés dans le cadre de cette étude sur la tour de chute instrumentée disponible au sein du laboratoire SYMME à Annecy. Différentes éprouvettes composites à fibres de lin ont été soumises à des impacts aux quatre niveaux d'énergie sus mentionnés. Quelques matériaux sains (non impactés, ni indentés) ont également

été sollicités en compression dans un dispositif de Compression Après Impact (CAI) afin d'obtenir l'estimation d'un paramètre nécessaire à la modélisation numérique.

Diverses conclusions ont pu être tirées de l'étude expérimentale comparative de l'indentation et de l'impact. La confrontation entre les deux types d'essai a été effectuée sur trois tableaux : les courbes force-déplacement, l'analyse énergétique et les endommagements. Les premières sont construites à partir des mesures issues des capteurs de type accéléromètre et du capteur de force. La seconde s'appuie sur les précédentes pour déterminer et comparer les quantités d'énergie absorbée et renvoyée lors d'un cycle d'indentation charge-décharge ou lors d'un impact. Enfin, les endommagements visibles sont confrontés par comparaison directe. **D'importantes similitudes ont été observées dans ces trois domaines.** Les différences dans les données force-déplacement et énergétiques sont minimes, limitées à 2,1 % pour la raideur linéaire, de 0,2 % à 5,6 % pour la charge maximale et à moins de 7 % pour les proportions d'énergie absorbée à 5 et 10 J. **Les endommagements visibles présentent une forme semblable entre l'impact et l'indentation** : une empreinte circulaire sur la face impactée ou indentée et des fissures en forme de croix sur la face opposée. **L'évolution de la longueur des fissures suit la même tendance pour les deux types d'essai.**

L'analyse des signaux d'émission acoustique s'est reposée sur une division des salves en quatre classes, sur l'utilisation de la fonction Sentry (Sentry Function), qui prend en compte les énergies acoustique et mécanique, et les données charge-déplacement. Elle a permis de proposer une chronologie d'apparition et de développement des endommagements lors d'un essai d'indentation sur un stratifié à fibres de lin. Rapidement après le début de l'essai, les premières fissurations matricielles apparaissent et continuent de se développer jusqu'à provoquer les premières décohésions fibre-matrice, puis les premiers délaminages. A un niveau d'énergie proche de 1,8 J, les premières ruptures de fibres se produisent sur la face des composites opposée à l'indentation. Celles-ci se développent jusqu'à provoquer une première chute de charge, visible sur la courbe charge-déplacement et due aux premières ruptures de faisceaux de fibres. Par la suite, tous les mécanismes d'endommagement déjà mentionnés continuent de se développer alors que la charge continue à augmenter en dents de scie jusqu'à un niveau d'énergie d'environ 15 J, qui correspond au seuil de pénétration de l'indenteur. À partir de ce moment, la charge commence à décliner à cause de l'augmentation des ruptures de faisceaux, conduisant rapidement à l'initiation de la perforation du matériau. Cette séquence s'est révélée en accord avec les résultats en impact disponibles dans la littérature.

A l'issue de l'étude expérimentale, un modèle numérique « éléments finis » a été développé en suivant une démarche d'enrichissement progressif. Un premier modèle élastique linéaire a été mis au point afin de simuler le comportement mécanique du matériau composite à fibres de lin lors de la phase élastique de l'essai d'indentation quasi-statique. Les endommagements ont ensuite été pris en compte et intégrés au modèle initial. Chaque pli du stratifié est homogénéisé et considéré comme un matériau présentant un comportement mécanique orthotrope. Dans un premier temps, le matériau constitutif du pli est doté d'une loi de comportement élastique comportant 6 paramètres indépendants (deux modules d'Young, deux coefficients de Poisson et deux modules de cisaillement) à déterminer. Ces coefficients élastiques ont été estimés à partir d'un modèle analytique développé au sein de l'ITheMM, qui tient compte notamment des propriétés de chaque constituant et de la géométrie tissé du renfort. Les six plis du stratifié, identiques et orientés selon la même direction, sont liés entre eux par une contrainte de type « tie constraint » sous Abaqus. L'indenteur est modélisé par un solide rigide analytique. Les conditions aux limites sont simplifiées au maximum en supprimant la bride (appui simple) et en remplaçant la matrice par une condition de restriction du déplacement selon l'axe d'indentation le long du pourtour de l'orifice circulaire de la matrice. Le maillage de chaque pli est constitué d'une seule couche d'éléments finis de solide-coque à 8 nœuds dont les dimensions dans le plan du pli, déterminées par une étude de convergence, diminuent d'environ 6 mm aux bords de l'échantillon à 0,4 mm environ dans la zone d'indentation, située sous le poinçon.

A l'issue d'une synthèse bibliographique des principaux critères d'endommagement utilisés dans les différents travaux traitant de la modélisation numérique de matériaux composites soumis à un impact, un modèle reposant sur la mécanique de l'endommagement continu a été retenu. Celui-ci est spécialement développé pour les plis composites à renfort tissé soumis à un état de contraintes planes. Afin de modéliser les endommagements qui se produisent un sein du pli dans les directions chaîne et trame et en cisaillement, des paramètres doivent être ajoutés au comportement élastique déjà défini pour le matériau composite à renfort en lin tissé : des coefficients d'initiation et d'évolution de l'endommagement, des coefficients de plasticité en cisaillement et des paramètres de contrôle de la suppression des éléments. Ceux-ci ont été obtenus à partir de la base de données « matériau », des essais de compression après impact et, pour deux d'entre eux (donner le nombre avec précision), de valeurs disponibles dans la littérature. Une loi de comportement cohésif est également introduite pour traiter l'interaction entre les plis et ainsi modéliser le délaminage. Deux conditions aux limites ont été adoptées : l'appui simple et le bridage, réalisé en modélisant la bride par un solide rigide discret qui, au

début des simulations, n'est pas en contact avec le stratifié afin de rendre compte de l'imperfection du contact observée expérimentalement. Le maillage du pli est légèrement ajusté pour éviter une déformation excessive des éléments lors des analyses. Pour la simulation des essais d'indentation, un facteur dit de « Mass Scaling » sous Abaqus est introduit dans le modèle pour réduire le temps de calcul.

La comparaison des résultats numériques et des données expérimentales permet de mettre en évidence plusieurs points de conclusion. **Un bilan énergétique et une analyse des champs de contraintes prouvent la validité numérique du modèle élastique linéaire.** Les courbes force-déplacement qui en sont issues se superposent avec les courbes expérimentales avec une erreur inférieure à 13,5 %. Par ailleurs, la mise en œuvre réussie du modèle sur un matériau métallique de référence comme l'aluminium, en forme de plaque soumise au même essai d'indentation, confirment la validité du modèle. La prise en compte des endommagements n'altère pas ces résultats à un niveau d'énergie de 5 J. En revanche, une surestimation de la charge apparaît sur une partie des courbes aux niveaux d'énergie supérieurs qui pourrait nécessiter la réévaluation de deux paramètres indépendants évalués sur la base de résultats issus de la littérature. Lors de la validation de ce modèle sur les essais d'impact, une bonne reproduction des courbes force-déplacement est obtenue à l'exception de la phase de décharge de l'essai à 5 J, pour laquelle le bilan énergétique révèle l'existence d'un phénomène numérique dit « hourglass » trop prononcé et qui pourrait être résolu par un raffinement du maillage.

En ce qui concerne les endommagements visibles, leur séquence d'apparition dans les simulations correspond à celle observée expérimentalement. Le comportement du matériau dévie expérimentalement de la simulation élastique linéaire vers 0,35 – 4 mm, correspondant à la limite entre les Zones I et II, estimée expérimentalement à 4,5 mm. La suppression des éléments est initiée sur la face inférieure, opposée à l'indentation ou à l'impact, puis se répand à travers le matériau avant d'atteindre la face supérieure, indentée ou impactée. De la même façon, les endommagements visibles commencent à apparaître sur la face inférieure des échantillons testés expérimentalement, puis ils apparaissent beaucoup plus tardivement sur la face supérieure. Les éléments supprimés dans la simulation correspondent expérimentalement à « l'ouverture » de la matière au centre du matériau composite. Les premières suppressions d'éléments sur les faces de l'échantillon s'accompagnent d'un changement d'évolution de la force (première chute de charge et diminution de la pente de la courbe force-déplacement). Les fissures ne se matérialisent pas par la disparition d'éléments dans les simulations, mais

correspondent à une zone où la variable d'endommagement concernée adopte une valeur très élevée. L'observation de la chronologie de suppression des éléments éclaire et confirme la séquence d'apparition des mécanismes d'endommagement établie grâce à l'émission acoustique, avec une première chute de charge correspondant numériquement à la suppression du premier élément et expérimentalement aux premières ruptures de faisceaux de fibres. De même, le changement de la pente force-déplacement qui se produit vers 6 à 8 mm de déplacement s'accompagne numériquement de la première suppression sur la face supérieure et expérimentalement du deuxième grand pic énergétique observé par l'émission acoustique sur les essais à 15 J.

Après confrontation avec les résultats expérimentaux, le modèle développé dans ces travaux se révèle donc exploitable et prometteur. En-deçà de la pénétration du poinçon dans le matériau, il fournit une bonne estimation du comportement à l'indentation et à l'impact des stratifiés composites à renfort tissé en lin et permet de modéliser et de visualiser certains mécanismes d'endommagement, qui apparaissent dans une séquence conforme à celle observée expérimentalement.

Perspectives

Les résultats obtenus dans le cadre de cette thèse ont permis de consolider d'avantage la base de données « matériau » déjà disponible et de mettre au point un premier modèle numérique par éléments finis pour stratifiés à renfort tissé en fibres de lin, utilisable à des fins de recherche ou industrielles pour une première approche. Cependant, l'aventure sur la compréhension et la modélisation du comportement à l'impact des composites à fibres de lin est loin d'être achevée, s'ouvrant sur un vaste horizon de futures découvertes et de nouveaux débouchés pour ces matériaux. En ce qui concerne le projet BIOIMPACT, il a encore de beaux jours devant lui avec de nombreuses perspectives de poursuites de travaux, tant sur le volet expérimental que sur celui de la modélisation. Voici notamment quelques-unes de ces perspectives de recherche qui pourraient être développées à l'avenir et qui nous semble particulièrement importantes :

- Dans le champ expérimental, il serait intéressant de compléter l'analyse des endommagements en associant à l'analyse acoustique des observations microscopiques (MEB) et tomographiques. Ces dernières, en particulier, présentent un certain nombre

d’avantages. Contrairement au MEB, elles sont non-destructrices et permettent d’obtenir des vues en coupe n’importe où à l’intérieur du matériau observé. L’analyse tomographique fournit également une estimation très précise du taux de porosité présent dans les composites. Si, contrairement à la technique de l’émission acoustique, elle ne permet pas un suivi en temps réel de l’apparition des endommagements, elle permet néanmoins l’observation des échantillons impactés aussi bien que de ceux indentés. La tomographie permettrait également de considérer un modèle numérique plus réaliste des spécimens composites, puisque intégrant les défauts inhérents au procédé d’élaboration des plaques éprouvettes. Le post-traitement des images aux moyens d’un logiciel d’analyse comme ImageJ et l’extraction des données au format STL lisible sous Abaqus semble être la voie à envisager pour atteindre cet objectif.

- Du point de vue de la modélisation, le modèle obtenu dans ces travaux doctoraux devrait être amélioré de plusieurs manières. Tout d’abord, il sera nécessaire de réévaluer les deux paramètres dont les valeurs ont été prises dans la littérature. Des techniques de type méthode des plans d'expérience ou de type recalage de modèles éléments finis pourraient être mises en œuvre afin d’identifier ces paramètres et *in fine* améliorer les résultats des simulations. La validation du modèle et sa généralisation en l’appliquant à d’autres matériaux composites biosourcés à renfort tissé et/ou à d’autres essais, comme la compression après impact est un point qui nécessiterait d’être poursuivi. Enfin, le modèle pourrait être développé afin de simuler le comportement mécanique et les endommagements intervenant à la pénétration du doigt d’impact en tenant compte des grands déplacements associés.

Cette meilleure compréhension des mécanismes d’endommagement permettra enfin de mettre à disposition de la communauté scientifique un modèle robuste et fiable de prédiction du comportement de structures composites, tout en conciliant des temps de calculs compatibles avec les exigences industrielles.

Bibliographie

[1] J.-M. Berthelot, *Matériaux composites*. Issy-les-Moulineaux (Hauts-de-Seine): Masson, 1996.

[2] "JEC Observer Overview of the global composites market, 2021-2026," https://www.jeccomposites.com/press/jec-observerbroverview-of-the-globalbrcomposites-market-2021-2026-eco/ (accessed Jul. 10, 2022).

[3] M. Chatain, "Matériaux composites : présentation générale," no. AM5000 v1, Oct. 10, 2001.

[4] "3 - Fiber reinforced composites," in *Fiber Technology for Fiber-Reinforced Composites*, Woodhead Publishing, 2017, pp. 51–79.

[5] T. Sathishkumar, J. Naveen, and S. Satheeshkumar, "Hybrid fiber reinforced polymer composites – a review," *Journal of Reinforced Plastics and Composites*, vol. 33, no. 5, pp. 454–471, 2014.

[6] A. Bourmaud, J. Beaugrand, D. U. Shah, V. Placet, and C. Baley, "Towards the design of high-performance plant fibre composites," *Progress in Materials Science*, vol. 97, pp. 347–408, 2018.

[7] M. M. Kabir, H. Wang, K. T. Lau, and F. Cardona, "Chemical treatments on plant-based natural fibre reinforced polymer composites: An overview," *Composites Part B: Engineering*, vol. 43, no. 7, pp. 2883–2892, 2012.

[8] C. Baley, "Fibres naturelles de renfort pour matériaux composites," *Techniques de l'Ingénieur*, no. AM5130 v3, 2020.

[9] A. K. Bledzki and J. Gassan, "Composites reinforced with cellulose based fibres," *Progress in Polymer Science*, vol. 24, no. 2, pp. 221–274, 1999.

[10] C. Baley, "Renforcement des polymères par des fibres végétales." p. 140, 2007. Accessed: Jul. 11, 2022. [Online]. Available: https://hal.archives-ouvertes.fr/hal-00496641

[11] "Evaluation de la disponibilité et de l'accessibilité de fibres végétales à usages matériaux en France," p. 84, 2011.

[12] L. Vidil, "Etude de matériaux naturels 2D – Potentialités d'utilisation comme renfort de matériaux composites," Thèse, Université des Antilles, 2019.

[13] X. Huang and A. Netravali, "Characterization of flax fiber reinforced soy protein resin based green composites modified with nano-clay particles," *Composites Science and Technology*, vol. 67, no. 10, pp. 2005–2014, 2007.

[14] R. D. Toledo Filho, F. de A. Silva, E. M. R. Fairbairn, and J. de A. M. Filho, "Durability of compression molded sisal fiber reinforced mortar laminates," *Construction and Building Materials*, vol. 23, no. 6, pp. 2409–2420, 2009.

[15] V. K. Thakur, *Green Composites from Natural Resources*. CRC Press, 2013.

[16] S. Kalia, *Biodegradable Green Composites*. John Wiley & Sons, 2016.

[17] C. Baley, M. Gomina, J. Breard, A. Bourmaud, and P. Davies, "Variability of mechanical properties of flax fibres for composite reinforcement. A review," *Industrial Crops and Products*, vol. 145, p. 111984, 2020.

[18] K. Haag *et al.*, "Influence of flax fibre variety and year-to-year variability on composite properties," *Industrial Crops and Products*, vol. 98, pp. 1–9, 2017.

[19] M. Le Gall, P. Davies, N. Martin, and C. Baley, "Recommended flax fibre density values for composite property predictions," *Industrial Crops and Products*, vol. 114, pp. 52–58, 2018.

[20] A. Amiri, Z. Triplett, A. Moreira, N. Brezinka, M. Alcock, and C. A. Ulven, "Standard density measurement method development for flax fiber," *Industrial Crops and Products*, vol. 96, pp. 196–202, 2017.

[21] J. P. Correa, J. M. Montalvo-Navarrete, and M. A. Hidalgo-Salazar, "Carbon footprint considerations for biocomposite materials for sustainable products: A review," *Journal of Cleaner Production*, vol. 208, pp. 785–794, 2019.

[22] M. P. M. Dicker, P. F. Duckworth, A. B. Baker, G. Francois, M. K. Hazzard, and P. M. Weaver, "Green composites: A review of material attributes and complementary applications," *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, vol. 56, pp. 280–289, 2014.

[23] S. V. Joshi, L. T. Drzal, A. K. Mohanty, and S. Arora, "Are natural fiber composites environmentally superior to glass fiber reinforced composites?," *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, vol. 35, no. 3, pp. 371–376, 2004.

[24] J. Moothoo, S. Allaoui, P. Ouagne, and D. Soulat, "A study of the tensile behaviour of flax tows and their potential for composite processing," *Materials & Design*, vol. 55, pp. 764–772, 2014.

[25] C. Baley *et al.*, "Specific features of flax fibres used to manufacture composite materials," *Int J Mater Form*, vol. 12, no. 6, pp. 1023–1052, 2019.

[26] S. Liang, H. Nouri, and E. Lafranche, "Thermo-compression forming of flax fibre-reinforced polyamide 6 composites: influence of the fibre thermal degradation on mechanical properties," *J Mater Sci*, vol. 50, no. 23, pp. 7660–7672, 2015.

[27] J. Gassan and A. K. Bledzki, "Thermal degradation of flax and jute fibers," *Journal of Applied Polymer Science*, vol. 82, no. 6, pp. 1417–1422, 2001.

[28] D. B. Dittenber and H. V. S. GangaRao, “Critical review of recent publications on use of natural composites in infrastructure,” *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, vol. 43, no. 8, pp. 1419–1429, 2012.

[29] K. L. Pickering, M. G. A. Efendy, and T. M. Le, “A review of recent developments in natural fibre composites and their mechanical performance,” *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, vol. 83, pp. 98–112, 2016.

[30] A. Abot *et al.*, “Effects of cultural conditions on the hemp (Cannabis sativa) phloem fibres: Biological development and mechanical properties,” *Journal of Composite Materials*, vol. 47, no. 8, pp. 1067–1077, 2013.

[31] V. Chaudhary and F. Ahmad, “A review on plant fiber reinforced thermoset polymers for structural and frictional composites,” *Polymer Testing*, vol. 91, p. 106792, 2020.

[32] S. Mahmud, K. M. F. Hasan, Md. A. Jahid, K. Mohiuddin, R. Zhang, and J. Zhu, “Comprehensive review on plant fiber-reinforced polymeric biocomposites,” *J Mater Sci*, vol. 56, no. 12, pp. 7231–7264, 2021.

[33] P. Wambua, J. Ivens, and I. Verpoest, “Natural fibres: can they replace glass in fibre reinforced plastics?,” *Composites Science and Technology*, vol. 63, no. 9, pp. 1259–1264, 2003.

[34] L. Avérous and F. Le Digabel, “Properties of biocomposites based on lignocellulosic fillers,” *Carbohydrate Polymers*, vol. 66, no. 4, pp. 480–493, 2006.

[35] M. Ramesh, K. Palanikumar, and K. H. Reddy, “Plant fibre based bio-composites: Sustainable and renewable green materials,” *Renewable and Sustainable Energy Reviews*, vol. 79, pp. 558–584, 2017.

[36] A. K. Mohanty, M. Misra, and G. Hinrichsen, “Biofibres, biodegradable polymers and biocomposites: An overview,” *Macromolecular Materials and Engineering*, vol. 276–277, no. 1, pp. 1–24, 2000.

[37] D. N. Saheb and J. P. Jog, “Natural fiber polymer composites: A review,” *Advances in Polymer Technology*, vol. 18, no. 4, pp. 351–363, 1999.

[38] O. Faruk, A. K. Bledzki, H.-P. Fink, and M. Sain, “Biocomposites reinforced with natural fibers: 2000–2010,” *Progress in Polymer Science*, vol. 37, no. 11, pp. 1552–1596, 2012.

[39] V. Fiore, G. Di Bella, and A. Valenza, “The effect of alkaline treatment on mechanical properties of kenaf fibers and their epoxy composites,” *Composites Part B: Engineering*, vol. 68, pp. 14–21, 2015.

[40] L. Yan, B. Kasal, and L. Huang, “A review of recent research on the use of cellulosic fibres, their fibre fabric reinforced cementitious, geo-polymer and polymer composites in civil engineering,” *Composites Part B: Engineering*, vol. 92, pp. 94–132, 2016.

[41] K. Srinivas, A. L. Naidu, and and M. V. A. R. Bahubalendruni, “A Review on Chemical and Mechanical Properties of Natural Fiber Reinforced Polymer Composites,” *International Journal of Performability Engineering*, vol. 13, no. 2, p. 189, 2017.

[42] S. S. Muthu, *Sustainable Fibres and Textiles*. Woodhead Publishing, 2017.

[43] “Contrat de filières pour le développement durable des fibres végétales en région Grand Est.” 2022.

[44] L. Yan, N. Chouw, and K. Jayaraman, “Flax fibre and its composites – A review,” *Composites Part B: Engineering*, vol. 56, pp. 296–317, 2014.

[45] J. N. Reddy, *Mechanics of Laminated Composite Plates and Shells: Theory and Analysis, Second Edition*. CRC Press, 2003.

[46] D. Scida, A. Bourmaud, and C. Baley, “Influence of the scattering of flax fibres properties on flax/epoxy woven ply stiffness,” *Materials & Design*, vol. 122, pp. 136–145, 2017.

[47] L. Zhang and M. Miao, “Commingled natural fibre/polypropylene wrap spun yarns for structured thermoplastic composites,” *Composites Science and Technology*, vol. 70, no. 1, pp. 130–135, 2010.

[48] P. Ouagne, D. Soulat, J. Moothoo, E. Capelle, and S. Gueret, “Complex shape forming of a flax woven fabric; analysis of the tow buckling and misalignment defect,” *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, vol. 51, pp. 1–10, 2013.

[49] S. Bel, “Analyse et simulation de la mise en forme des renforts de composites NCF,” Thèse, INSA de Lyon, 2011.

[50] I. Van de Weyenberg, T. Chi Truong, B. Vangrimde, and I. Verpoest, “Improving the properties of UD flax fibre reinforced composites by applying an alkaline fibre treatment,” *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, vol. 37, no. 9, pp. 1368–1376, 2006.

[51] Q. Liu and M. Hughes, “The fracture behaviour and toughness of woven flax fibre reinforced epoxy composites,” *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, vol. 39, no. 10, pp. 1644–1652, 2008.

[52] J. M. F. A. Blanchard, A. J. Sobey, and J. I. R. Blake, “Multi-scale investigation into the mechanical behaviour of flax in yarn, cloth and laminate form,” *Composites Part B: Engineering*, vol. 84, pp. 228–235, 2016.

[53] D. U. Shah, “Natural fibre composites: Comprehensive Ashby-type materials selection charts,” *Materials & Design (1980-2015)*, vol. 62, pp. 21–31, 2014.

[54] A. Cuynet, “Etude du comportement mécanique à l’impact et en post impact de matériaux composites à fibres végétales,” Thèse, Université Savoie Mont Blanc, 2018.

[55] S. Liang, P.-B. Gning, and L. Guillaumat, “Quasi-static behaviour and damage assessment of flax/epoxy composites,” *Materials & Design*, vol. 67, pp. 344–353, 2015.

[56] E. Jahanian and A. Zeinedini, “Influence of drilling on mode II delamination of E-glass/epoxy laminated composites,” *Theoretical and Applied Fracture Mechanics*, vol. 96, pp. 398–407, 2018.

[57] R. Dunne, D. Desai, R. Sadiku, and J. Jayaramudu, “A review of natural fibres, their sustainability and automotive applications,” *Journal of Reinforced Plastics and Composites*, vol. 35, no. 13, pp. 1041–1050, 2016.

[58] L. Mohammed, M. N. M. Ansari, G. Pua, M. Jawaid, and M. S. Islam, “A Review on Natural Fiber Reinforced Polymer Composite and Its Applications,” *International Journal of Polymer Science*, 2015..

[59] H. N. Dhakal, Z. Y. Zhang, R. Guthrie, J. MacMullen, and N. Bennett, “Development of flax/carbon fibre hybrid composites for enhanced properties,” *Carbohydrate Polymers*, vol. 96, no. 1, pp. 1–8, 2013.

[60] L. Calabrese, V. Fiore, T. Scalici, and A. Valenza, “Experimental assessment of the improved properties during aging of flax/glass hybrid composite laminates for marine applications,” *Journal of Applied Polymer Science*, vol. 136, no. 14, p. 47203, 2019.

[61] A. Bourmaud and C. Baley, “Investigations on the recycling of hemp and sisal fibre reinforced polypropylene composites,” *Polymer Degradation and Stability*, vol. 92, no. 6, pp. 1034–1045, 2007.

[62] A. Le Duigou, I. Pillin, A. Bourmaud, P. Davies, and C. Baley, “Effect of recycling on mechanical behaviour of biocompostable flax/poly(l-lactide) composites,” *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, vol. 39, no. 9, pp. 1471–1478, 2008.

[63] E. Bodros, I. Pillin, N. Montrelay, and C. Baley, “Could biopolymers reinforced by randomly scattered flax fibre be used in structural applications?,” *Composites Science and Technology*, vol. 67, no. 3, pp. 462–470, 2007.

[64] A. Gomez-Campos, C. Vialle, A. Rouilly, C. Sablayrolles, and L. Hamelin, “Flax fiber for technical textile: A life cycle inventory,” *Journal of Cleaner Production*, vol. 281, p. 125177, 2021.

[65] F. Jiang, Z. Guan, Z. Li, and X. Wang, “A method of predicting visual detectability of low-velocity impact damage in composite structures based on logistic regression model,” *Chinese Journal of Aeronautics*, vol. 34, no. 1, pp. 296–308, 2021.

[66] M. Muneer Ahmed, H. N. Dhakal, Z. Y. Zhang, A. Barouni, and R. Zahari, “Enhancement of impact toughness and damage behaviour of natural fibre reinforced composites and their hybrids through novel improvement techniques: A critical review,” *Composite Structures*, vol. 259, p. 113496, 2021.

[67] H. N. Dhakal, V. Arumugam, A. Aswinraj, C. Santulli, Z. Y. Zhang, and A. Lopez-Arraiza, "Influence of temperature and impact velocity on the impact response of jute/UP composites," *Polymer Testing*, vol. 35, pp. 10–19, 2014.

[68] C. Scarponi, F. Sarasini, J. Tirillò, L. Lampani, T. Valente, and P. Gaudenzi, "Low-velocity impact behaviour of hemp fibre reinforced bio-based epoxy laminates," *Composites Part B: Engineering*, vol. 91, pp. 162–168, 2016.

[69] F. Touchard *et al.*, "Mechanical and laser impact effects on woven composites with hemp or glass fibres," *International Journal of Structural Integrity*, vol. 8, no. 3, pp. 286–307, 2017.

[70] H. Awais, Y. Nawab, A. Anjang, H. Md Akil, and M. S. Zainol Abidin, "Effect of fabric architecture on the shear and impact properties of natural fibre reinforced composites," *Composites Part B: Engineering*, vol. 195, p. 108069, 2020.

[71] M. Bar, R. Alagirusamy, A. Das, and P. Ouagne, "Low velocity impact response of flax/polypropylene hybrid roving based woven fabric composites: Where does it stand with respect to GRPC?," *Polymer Testing*, vol. 89, p. 106565, 2020.

[72] F. Bensadoun, D. Depuydt, J. Baets, I. Verpoest, and A. W. van Vuure, "Low velocity impact properties of flax composites," *Composite Structures*, vol. 176, pp. 933–944, 2017.

[73] M. Ravandi, W. S. Teo, L. Q. N. Tran, M. S. Yong, and T. E. Tay, "Low velocity impact performance of stitched flax/epoxy composite laminates," *Composites Part B: Engineering*, vol. 117, pp. 89–100, 2017.

[74] B. L. Sy, Z. Fawaz, and H. Bougherara, "Damage evolution in unidirectional and cross-ply flax/epoxy laminates subjected to low velocity impact loading," *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, vol. 112, pp. 452–467, 2018.

[75] B. Fischer *et al.*, "Impact damage assessment in biocomposites by micro-CT and innovative air-coupled detection of laser-generated ultrasound," *Composite Structures*, vol. 210, pp. 922–931, 2019.

[76] R. Bogenfeld, J. Kreikemeier, and T. Wille, "Review and benchmark study on the analysis of low-velocity impact on composite laminates," *Engineering Failure Analysis*, vol. 86, pp. 72–99, 2018.

[77] S. Agrawal, K. K. Singh, and P. Sarkar, "Impact damage on fibre-reinforced polymer matrix composite – A review," *Journal of Composite Materials*, vol. 48, no. 3, pp. 317–332, 2014.

[78] Y. Pai, K. D. Pai, and M. V. Kini, "A review on low velocity impact study of hybrid polymer composites," *Materials Today: Proceedings*, vol. 46, pp. 9073–9078, 2021.

[79] R. Olsson, "A review of impact experiments at FFA during 1986 to 1998," *The Aeronautical Research Institute of Sweden.*, vol. 8, p. 77, 1999.

[80] M. R. Khosravani and K. Weinberg, “A review on split Hopkinson bar experiments on the dynamic characterisation of concrete,” *Construction and Building Materials*, vol. 190, pp. 1264–1283, 2018.

[81] M. R. Kessler, *Advanced Topics in Characterization of Composites*. Trafford Publishing, 2004.

[82] D. Francois and A. Pineau, *From Charpy to Present Impact Testing*. Elsevier, 2002.

[83] M. Habibi, L. Laperrière, and H. M. Hassanabadi, “Influence of low-velocity impact on residual tensile properties of nonwoven flax/epoxy composite,” *Composite Structures*, vol. 186, pp. 175–182, 2018.

[84] M. Habibi, S. Selmi, L. Laperrière, H. Mahi, and S. Kelouwani, “Experimental investigation on the response of unidirectional flax fiber composites to low-velocity impact with after-impact tensile and compressive strength measurement,” *Composites Part B: Engineering*, vol. 171, pp. 246–253, 2019.

[85] B. Kazemianfar, M. Esmaeeli, and M. R. Nami, “Response of 3D woven composites under low velocity impact with different impactor geometries,” *Aerospace Science and Technology*, vol. 102, p. 105849, 2020.

[86] A. Kurşun, M. Şenel, H. M. Enginsoy, and E. Bayraktar, “Effect of impactor shapes on the low velocity impact damage of sandwich composite plate: Experimental study and modelling,” *Composites Part B: Engineering*, vol. 86, pp. 143–151, 2016.

[87] T. Mitrevski, I. H. Marshall, R. S. Thomson, and R. Jones, “Low-velocity impacts on preloaded GFRP specimens with various impactor shapes,” *Composite Structures*, vol. 76, no. 3, pp. 209–217, 2006.

[88] “NF EN ISO 6603-1 : Plastiques - Détermination du comportement des plastiques rigides perforés sous l’effet d’un choc - Partie 1 : essais de choc non instrumentés,” p. 2.

[89] “ASTM D7136/D7136M-20 Standard Test Method for Measuring the Damage Resistance of a Fiber-Reinforced Polymer Matrix Composite to a Drop-Weight Impact Event.”.

[90] B. Ostre, “Etude des impacts sur chant appliqués à des structures composites dans l’aéronautique,” Thèse, Toulouse, ISAE, 2014.

[91] N. V. Padaki, R. Alagirusamy, B. L. Deopura, B. S. Sugun, and R. Fangueiro, “Low velocity impact behaviour of textile reinforced composites,” *IJFTR, vol.33, no.2*, 2008.

[92] Z. Aslan, R. Karakuzu, and O. Sayman, “Dynamic Characteristics of Laminated Woven E-Glass–Epoxy Composite Plates Subjected to Lowvelocity Heavy Mass Impact,” *Journal of Composite Materials*, vol. 36, no. 21, pp. 2421–2442, 2002.

[93] K. R. Ramakrishnan, S. Corn, N. Le Moigne, P. Ienny, and P. Slangen, “Experimental assessment of low velocity impact damage in flax fabrics reinforced

biocomposites by coupled high-speed imaging and DIC analysis," *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, vol. 140, p. 106137, 2021.

[94] A. Leroy, D. Scida, É. Roux, F. Toussaint, and R. Ayad, "Are there similarities between quasi-static indentation and low velocity impact tests for flax-fibre composites?," *Industrial Crops and Products*, vol. 171, p. 113840, 2021.

[95] A. Yudhanto *et al.*, "Revealing the effects of matrix behavior on low-velocity impact response of continuous fiber-reinforced thermoplastic laminates," *Composite Structures*, vol. 210, pp. 239–249, 2019.

[96] C. Scarponi, G. Briotti, R. Barboni, A. Marcone, and M. Iannone, "Impact Testing on Composites Laminates and Sandwich Panels," *Journal of Composite Materials*, vol. 30, no. 17, pp. 1873–1911, 1996.

[97] M. O. W. Richardson and M. J. Wisheart, "Review of low-velocity impact properties of composite materials," *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, vol. 27, no. 12, pp. 1123–1131, 1996.

[98] T.-W. Shyr and Y.-H. Pan, "Impact resistance and damage characteristics of composite laminates," *Composite Structures*, vol. 62, no. 2, pp. 193–203, 2003.

[99] H. N. Dhakal, Z. Y. Zhang, N. Bennett, and P. N. B. Reis, "Low-velocity impact response of non-woven hemp fibre reinforced unsaturated polyester composites: Influence of impactor geometry and impact velocity," *Composite Structures*, vol. 94, no. 9, pp. 2756–2763, 2012.

[100] N. K. Naik, Y. Chandra Sekher, and S. Meduri, "Damage in woven-fabric composites subjected to low-velocity impact," *Composites Science and Technology*, vol. 60, no. 5, pp. 731–744, 2000.

[101] C. Garnier, M.-L. Pastor, F. Eyma, and B. Lorrain, "The detection of aeronautical defects in situ on composite structures using Non Destructive Testing," *Composite Structures*, vol. 93, no. 5, pp. 1328–1336, 2011.

[102] S. V. Dubinskii, V. Ya. Senik, I. S. Sidorov, and V. S. Dubinskii, "Determination of the Minimum Number of Inspections Necessary for Establishing of the Barely Visible Impact Damage Size in Composite Aeronautical Structures," *J. Mach. Manuf. Reliab.*, vol. 49, no. 1, pp. 51–56, 2020.

[103] M. Saeedifar, M. A. Najafabadi, D. Zarouchas, H. H. Toudeshky, and M. Jalalvand, "Barely visible impact damage assessment in laminated composites using acoustic emission," *Composites Part B: Engineering*, vol. 152, pp. 180–192, 2018.

[104] G. Caprino, L. Carrino, M. Durante, A. Langella, and V. Lopresto, "Low impact behaviour of hemp fibre reinforced epoxy composites," *Composite Structures*, vol. 133, pp. 892–901, 2015.

[105] D. S. de Vasconcellos *et al.*, "Influence of low velocity impact on fatigue behaviour of woven hemp fibre reinforced epoxy composites," *Composites Part B: Engineering*, vol. 66, pp. 46–57, 2014.

[106] C. Scarponi, C. S. Pizzinelli, S. Sánchez-Sáez, and E. Barbero, "Impact Load Behaviour of Resin Transfer Moulding (RTM) Hemp Fibre Composite Laminates," *Journal of Biobased Materials and Bioenergy*, vol. 3, no. 3, pp. 298–310, 2009.

[107] F. Sarasini *et al.*, "Damage tolerance of carbon/flax hybrid composites subjected to low velocity impact," *Composites Part B: Engineering*, vol. 91, pp. 144–153, 2016.

[108] H. Tuo, Z. Lu, X. Ma, C. Zhang, and S. Chen, "An experimental and numerical investigation on low-velocity impact damage and compression-after-impact behavior of composite laminates," *Composites Part B: Engineering*, vol. 167, pp. 329–341, 2019.

[109] A. Wagih, P. Maimí, N. Blanco, and J. Costa, "A quasi-static indentation test to elucidate the sequence of damage events in low velocity impacts on composite laminates," *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, vol. 82, pp. 180–189, 2016.

[110] L. Yang, Z. Wu, D. Gao, and X. Liu, "Microscopic damage mechanisms of fibre reinforced composite laminates subjected to low velocity impact," *Computational Materials Science*, vol. 111, pp. 148–156, 2016.

[111] T. Gómez-del Río, R. Zaera, E. Barbero, and C. Navarro, "Damage in CFRPs due to low velocity impact at low temperature," *Composites Part B: Engineering*, vol. 36, no. 1, pp. 41–50, 2005.

[112] R. Suvarna, V. Arumugam, D. J. Bull, A. R. Chambers, and C. Santulli, "Effect of temperature on low velocity impact damage and post-impact flexural strength of CFRP assessed using ultrasonic C-scan and micro-focus computed tomography," *Composites Part B: Engineering*, vol. 66, pp. 58–64, 2014.

[113] S. M. García-Rodríguez, J. Costa, A. Bardera, V. Singery, and D. Trias, "A 3D tomographic investigation to elucidate the low-velocity impact resistance, tolerance and damage sequence of thin non-crimp fabric laminates: effect of ply-thickness," *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, vol. 113, pp. 53–65, 2018.

[114] W. Cao, J. Zhang, B. Sun, and B. Gu, "X-ray tomography and numerical study on low-velocity impact damages of three-dimensional angle-interlock woven composites," *Composite Structures*, vol. 230, p. 111525, 2019.

[115] C. Suresh Kumar, V. Arumugam, and C. Santulli, "Characterization of indentation damage resistance of hybrid composite laminates using acoustic emission monitoring," *Composites Part B: Engineering*, vol. 111, pp. 165–178, 2017.

[116] C. Suresh Kumar, V. Arumugam, H. N. Dhakal, and R. John, "Effect of temperature and hybridisation on the low velocity impact behavior of hemp-basalt/epoxy composites," *Composite Structures*, vol. 125, pp. 407–416, 2015.

[117] M. Grabi, A. Chellil, M. Habibi, H. Grabi, and L. Laperriere, “Characterization of low-velocity impact and post-impact damage of luffa mat composite using acoustic emission and digital image correlation,” *Journal of Composite Materials*, vol. 56, no. 11, pp. 1651–1665, 2022.

[118] A. Mahdian, J. Yousefi, M. Nazmdar, N. Zarif Karimi, M. Ahmadi, and G. Minak, “Damage evaluation of laminated composites under low-velocity impact tests using acoustic emission method,” *Journal of Composite Materials*, vol. 51, no. 4, pp. 479–490, 2017.

[119] M. Habibi, F. Abbassi, and L. Laperrière, “Quasi-static indentation and acoustic emission to analyze failure and damage of bio-composites subjected to low-velocity impact,” *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, vol. 158, p. 106976, 2022.

[120] S. Liang, L. Guillaumat, and P.-B. Gning, “Impact behaviour of flax/epoxy composite plates,” *International Journal of Impact Engineering*, vol. 80, pp. 56–64, 2015.

[121] A. Cuynet, D. Scida, É. Roux, F. Toussaint, R. Ayad, and M. Lagache, “Damage characterisation of flax fibre fabric reinforced epoxy composites during low velocity impacts using high-speed imaging and Stereo Image Correlation,” *Composite Structures*, vol. 202, pp. 1186–1194, 2018.

[122] S. W. F. Spronk *et al.*, “Comparing damage from low-velocity impact and quasi-static indentation in automotive carbon/epoxy and glass/polyamide-6 laminates,” *Polymer Testing*, vol. 65, pp. 231–241, 2018.

[123] J. J. Andrew, S. M. Srinivasan, A. Arockiarajan, and H. N. Dhakal, “Parameters influencing the impact response of fiber-reinforced polymer matrix composite materials: A critical review,” *Composite Structures*, vol. 224, p. 111007, 2019.

[124] A. T. Nettles and M. J. Douglas, “A Comparison of Quasi-Static Indentation Testing to Low Velocity Impact Testing,” *Composite Materials: Testing, Design, and Acceptance Criteria*, 2002.

[125] M. C. Serna Moreno and S. Horta Muñoz, “Mechanical response of ±45° angle-ply CFRP plates under low-velocity impact and quasi-static indentation: Influence of the multidirectional strain state,” *Composites Science and Technology*, vol. 194, p. 108145, 2020.

[126] Z. Wu, C. Wu, Y. Liu, X. Cheng, and X. Hu, “Experimental study on the low-velocity impact response of braided composite panel: Effect of stacking sequence,” *Composite Structures*, vol. 252, p. 112691, 2020.

[127] “ASTM D6264/D6264M-17 Standard Test Method for Measuring the Damage Resistance of a Fiber-Reinforced Polymer-Matrix Composite to a Concentrated Quasi-Static Indentation Force.”

[128] J. Zhang, L. Zhao, M. Li, and Y. Chen, “Compressive fatigue behavior of low velocity impacted and quasi-static indented CFRP laminates,” *Composite Structures*, vol. 133, pp. 1009–1015, Dec. 2015, doi: 10.1016/j.compstruct.2015.08.046.

[129] M. Goodarz, S. H. Bahrami, M. Sadighi, and S. Saber-Samandari, “Low-velocity impact performance of nanofiber-interlayered aramid/epoxy nanocomposites,” *Composites Part B: Engineering*, vol. 173, p. 106975, 2019.

[130] N. Zulkafli, S. D. Malingam, S. H. S. M. Fadzullah, and N. Razali, “Quasi and dynamic impact performance of hybrid cross-ply banana/glass fibre reinforced polypropylene composites,” *Mater. Res. Express*, vol. 6, no. 12, p. 125344, 2020.

[131] M. S. B. M. Jusoh, H. A. B. I. Ahmad, and M. Y. B. Yahya, “Indentation and low velocity impact properties of woven E-glass hybridization with basalt, jute and flax toughened epoxy composites,” in *2017 3rd International Conference on Power Generation Systems and Renewable Energy Technologies (PGSRET)*, 2017, pp. 164–168.

[132] S. D. Malingam, L. F. Ng, K. H. Chan, K. Subramaniam, M. Z. Selamat, and K. A. Zakaria, “The static and dynamic mechanical properties of kenaf/glass fibre reinforced hybrid composites,” *Mater. Res. Express*, vol. 5, no. 9, p. 095304, 2018.

[133] *Fibres naturelles de renfort pour matériaux composites*. Ed. Techniques Ingénieur.

[134] A. Cuynet, “Rapport de Travail de Fin d’Etudes : Analyse photomécanique du comportement à l’impact de composites à fibres végétales,” Master’s Thesis, Laboratoire SYMME - Ecole des Mines Albi, 2015.

[135] T. Pottier, “Identification paramétrique par recalage de modèles d’éléments finis couplée à des mesures de champs cinématiques et thermiques,” Thèse, Université Savoie Mont Blanc, 2010.

[136] T. Pottier, P. Vacher, F. Toussaint, H. Louche, and T. Coudert, “Out-of-plane Testing Procedure for Inverse Identification Purpose: Application in Sheet Metal Plasticity,” *Exp Mech*, vol. 52, no. 7, pp. 951–963, 2012.

[137] E. H. Saidane, D. Scida, M.-J. Pac, and R. Ayad, “Mode-I interlaminar fracture toughness of flax, glass and hybrid flax-glass fibre woven composites: Failure mechanism evaluation using acoustic emission analysis,” *Polymer Testing*, vol. 75, pp. 246–253, 2019.

[138] E. H. Saidane, “Etude de l’effet du vieillissement hygrothermique sur le comportement mécanique d’éco-composites à renfort hybride,” Thèse, Reims, 2015.

[139] W. H. Prosser, K. E. Jackson, S. Kellas, B. T. Smith, J. McKeon, and A. Friedman, “Advanced waveform-based acoustic emission detection of matrix cracking in composites,” *NDT and E International*, vol. 2, no. 30, p. 108, 1997.

[140] P. Feraboli, “Some Recommendations for Characterization of Composite Panels by Means of Drop Tower Impact Testing,” *Journal of Aircraft*, vol. 43, no. 6, pp. 1710–1718, 2006.

[141] A. Monti, A. El Mahi, Z. Jendli, and L. Guillaumat, “Mechanical behaviour and damage mechanisms analysis of a flax-fibre reinforced composite by acoustic emission,” *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, vol. 90, pp. 100–110, 2016.

[142] E. H. Saidane, D. Scida, M. Assarar, and R. Ayad, “Damage mechanisms assessment of hybrid flax-glass fibre composites using acoustic emission,” *Composite Structures*, vol. 174, pp. 1–11, 2017.

[143] M. Haggui, A. El Mahi, Z. Jendli, A. Akrout, and M. Haddar, “Static and fatigue characterization of flax fiber reinforced thermoplastic composites by acoustic emission,” *Applied Acoustics*, vol. 147, pp. 100–110, 2019.

[144] G. Minak, P. Morelli, and A. Zucchelli, “Fatigue residual strength of circular laminate graphite–epoxy composite plates damaged by transverse load,” *Composites Science and Technology*, vol. 69, no. 9, pp. 1358–1363, 2009.

[145] G. Minak and A. Zucchelli, “Damage evaluation and residual strength prediction of CFRP laminates by means of acoustic emission techniques,” in *Composite Materials Research Progress*, Lucas P. Durand., Nova Science Publishers, Inc., 2008, pp. 165–207.

[146] G. B. Chai and P. Manikandan, “Low velocity impact response of fibre-metal laminates – A review,” *Composite Structures*, vol. 107, pp. 363–381, 2014.

[147] C. Bouvet, B. Castanié, M. Bizeul, and J.-J. Barrau, “Low velocity impact modelling in laminate composite panels with discrete interface elements,” *International Journal of Solids and Structures*, vol. 46, no. 14, pp. 2809–2821, 2009.

[148] S. Abrate, “Impact on Laminated Composite Materials,” *Applied Mechanics Reviews*, vol. 44, no. 4, pp. 155–190, 1991.

[149] A. P. Christoforou and A. S. Yigit, “Effect of flexibility on low velocity impact response,” *Journal of Sound and Vibration*, vol. 217, no. 3, pp. 563–578, 1998.

[150] R. Olsson, “Analytical prediction of large mass impact damage in composite laminates,” *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, vol. 32, no. 9, pp. 1207–1215, 2001.

[151] R. Olsson, “Analytical model for delamination growth during small mass impact on plates,” *International Journal of Solids and Structures*, vol. 47, no. 21, pp. 2884–2892, 2010.

[152] H. Singh and P. Mahajan, “Analytical modeling of low velocity large mass impact on composite plate including damage evolution,” *Composite Structures*, vol. 149, pp. 79–92, 2016.

[153] S. Boria, C. Santulli, E. Raponi, F. Sarasini, and J. Tirillò, “Analytical modeling and experimental validation of the low-velocity impact response of hemp and hemp/glass thermoset composites,” *Journal of Composite Materials*, vol. 54, no. 3, pp. 409–421, 2020.

[154] A. L. Dobyns, “Analysis of Simply-Supported Orthotropic Plates Subject to Static and Dynamic Loads,” *AIAA Journal*, vol. 19, no. 5, pp. 642–650, 1981.

[155] R. Olsson, “Impact response of orthotropic composite plates predicted from a one-parameter differential equation,” *AIAA Journal*, vol. 30, no. 6, pp. 1587–1596, 1992.

[156] S. R. Swanson, “Contact deformation and stress in orthotropic plates,” *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, vol. 36, no. 10, pp. 1421–1429, 2005.

[157] F. Najafi, M. H. Shojaeefard, and H. Saeidi Googarchin, “Low-velocity impact response of functionally graded doubly curved panels with Winkler–Pasternak elastic foundation: An analytical approach,” *Composite Structures*, vol. 162, pp. 351–364, 2017.

[158] G. A. Schoeppner and S. Abrate, “Delamination threshold loads for low velocity impact on composite laminates,” *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, vol. 31, no. 9, pp. 903–915, 2000.

[159] W. Johnson, J. Masters, T. O’Brien, W. Jackson, and C. Poe, “The Use of Impact Force as a Scale Parameter for the Impact Response of Composite Laminates,” *J. Compos. Technol. Res.*, vol. 15, no. 4, p. 282, 1993.

[160] “Getting Started with Abaqus: Interactive Edition.”

[161] D. Elder, R. Thomson, and M. Scott, “Comparison of composite damage predictions between a 2D, 3D LS-Dyna simulation and experimental results for a low speed impact event,” *Proc. Tenth aust. Int. Aerosp. Congr*, 2003.

[162] J. Baaran, L. Kärger, and A. Wetzel, “Efficient prediction of damage resistance and tolerance of composite aerospace structures,” *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part G: Journal of Aerospace Engineering*, vol. 222, no. 2, pp. 179–188, 2008.

[163] L. Kärger, J. Baaran, and J. Teßmer, “Efficient simulation of low-velocity impacts on composite sandwich panels,” *Computers & Structures*, vol. 86, no. 9, pp. 988–996, 2008.

[164] L. Kärger, J. Baaran, A. Gunnion, and R. Thomson, “Evaluation of impact assessment methodologies. Part I: Applied methods,” *Composites Part B: Engineering*, vol. 40, no. 1, pp. 65–70, 2009.

[165] A. F. Johnson, A. K. Pickett, and P. Rozycki, “Computational methods for predicting impact damage in composite structures,” *Composites Science and Technology*, vol. 61, no. 15, pp. 2183–2192, 2001.

[166] O. Allix and P. Ladevèze, “Interlaminar interface modelling for the prediction of delamination,” *Composite Structures*, vol. 22, no. 4, pp. 235–242, 1992.

[167] “Maturity of 3D failure criteria for fibre-reinforced composites: Comparison between theories and experiments: Part B of WWFE-II - AS Kaddour, MJ Hinton, 2013.”

[168] “Predicting fiber composite damage and failure - Klaus Rohwer, 2015.”

[169] R. Borg, L. Nilsson, and K. Simonsson, “Simulation of delamination in fiber composites with a discrete cohesive failure model,” *Composites Science and Technology*, vol. 61, no. 5, pp. 667–677, 2001.

[170] R. Borg, L. Nilsson, and K. Simonsson, “Simulation of low velocity impact on fiber laminates using a cohesive zone based delamination model,” *Composites Science and Technology*, vol. 64, no. 2, pp. 279–288, 2004.

[171] M. Loikkanen, G. Praveen, and D. Powell, “Simulation of ballistic impact on composite panels,” *10th Int. LS-DYNA Conf.*, pp. 1–12, 2008.

[172] C. Bouvet, S. Rivallant, and J.-J. Barrau, “Modelling of impact damage and permanent indentation on laminate composite plate,” in *ECCM14 - 14th European Conference on Composite Materials*, Budapest, Hungary, 2010.

[173] B. A. Gama and J. W. Gillespie, “Finite element modeling of impact, damage evolution and penetration of thick-section composites,” *International Journal of Impact Engineering*, vol. 38, no. 4, pp. 181–197, 2011.

[174] E. V. González, P. Maimí, P. P. Camanho, A. Turon, and J. A. Mayugo, “Simulation of drop-weight impact and compression after impact tests on composite laminates,” *Composite Structures*, vol. 94, no. 11, pp. 3364–3378, 2012.

[175] Y. Shi, C. Pinna, and C. Soutis, “Modelling impact damage in composite laminates: A simulation of intra- and inter-laminar cracking,” *Composite Structures*, vol. 114, pp. 10–19, 2014.

[176] W. Tan, B. G. Falzon, L. N. S. Chiu, and M. Price, “Predicting low velocity impact damage and Compression-After-Impact (CAI) behaviour of composite laminates,” *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, vol. 71, pp. 212–226, 2015.

[177] P. F. Liu, B. B. Liao, L. Y. Jia, and X. Q. Peng, “Finite element analysis of dynamic progressive failure of carbon fiber composite laminates under low velocity impact,” *Composite Structures*, vol. 149, pp. 408–422, 2016.

[178] C. S. Lopes, S. Sádaba, C. González, J. Llorca, and P. P. Camanho, “Physically-sound simulation of low-velocity impact on fiber reinforced laminates,” *International Journal of Impact Engineering*, vol. 92, pp. 3–17, 2016.

[179] A. Riccio, S. Saputo, A. Sellitto, and V. Lopresto, “Characterisation of the impact induced damage in composites by cross-comparison among experimental non-destructive evaluation techniques and numerical simulations,” *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part C: Journal of Mechanical Engineering Science*, vol. 231, no. 16, pp. 3077–3090, 2017.

[180] C. Bouvet, N. Hongkarnjanakul, S. Rivallant, and J.-J. Barrau, “Discrete Impact Modeling of Inter- and Intra-laminar Failure in Composites,” in *Dynamic Failure of Composite and Sandwich Structures*, S. Abrate, B. Castanié, and Y. D. S. Rajapakse, Eds. Dordrecht: Springer Netherlands, 2013, pp. 339–392..

[181] R. Bogenfeld and J. Kreikemeier, “A tensorial based progressive damage model for fiber reinforced polymers,” *Composite Structures*, vol. 168, pp. 608–618, 2017.

[182] E. Panettieri, D. Fanteria, M. Montemurro, and C. Froustey, “Low-velocity impact tests on carbon/epoxy composite laminates: A benchmark study,” *Composites Part B: Engineering*, vol. 107, pp. 9–21, 2016.

[183] S. Rivallant, C. Bouvet, and N. Hongkarnjanakul, “Failure analysis of CFRP laminates subjected to compression after impact: FE simulation using discrete interface elements,” *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, vol. 55, pp. 83–93, 2013.

[184] G. Nian, Y. Shan, Q. Xu, S. Qu, and Q. Yang, “Failure analysis of syntactic foams: A computational model with cohesive law and XFEM,” *Composites Part B: Engineering*, vol. 89, pp. 18–26, 2016.

[185] S. Chen, M. Zang, D. Wang, S. Yoshimura, and T. Yamada, “Numerical analysis of impact failure of automotive laminated glass: A review,” *Composites Part B: Engineering*, vol. 122, pp. 47–60, 2017.

[186] G. Molnár and A. Gravouil, “2D and 3D Abaqus implementation of a robust staggered phase-field solution for modeling brittle fracture,” *Finite Elements in Analysis and Design*, vol. 130, pp. 27–38, 2017.

[187] Y. Huang, L. Xu, and S. Kyu Ha, “Prediction of three-dimensional composite laminate response using micromechanics of failure,” *Journal of Composite Materials*, vol. 46, no. 19–20, pp. 2431–2442, 2012.

[188] R. v Mises, “Mechanik der festen Körper im plastisch- deformablen Zustand,” *Nachrichten von der Gesellschaft der Wissenschaften zu Göttingen, Mathematisch-Physikalische Klasse*, vol. 1913, pp. 582–592, 1913.

[189] D. Krause, “A physically based micromechanical approach to model damage initiation and evolution of fiber reinforced polymers under fatigue loading conditions,” *Composites Part B: Engineering*, vol. 87, pp. 176–195, 2016.

[190] C. Lopes, S. Sadaba, F. Naya, and C. González, “Multiscale Simulation Strategy for Low-Velocity Impact on FRP,” *Proc. Am. Soc. Compos. - 29th Tech. Conf. Compos. Mater.*, pp. 59–78, 2014.

[191] D. Krajcinovic, “Damage mechanics,” *Mechanics of Materials*, vol. 8, no. 2, pp. 117–197, 1989.

[192] A. Puck and H. Schürmann, “Chapter 5.6 - Failure analysis of FRP laminates by means of physically based phenomenological models,” in *Failure Criteria in Fibre-Reinforced-Polymer Composites*, M. J. Hinton, A. S. Kaddour, and P. D. Soden, Eds. Oxford: Elsevier, 2004, pp. 832–876.

[193] R. Hill, *The Mathematical Theory of Plasticity*. Clarendon Press, 1998.

[194] V. D. Azzi and S. W. Tsai, “Anisotropic strength of composites,” *Experimental Mechanics*, vol. 5, no. 9, pp. 283–288, 1965.

[195] S. W. Tsai and E. M. Wu, “A General Theory of Strength for Anisotropic Materials,” *Journal of Composite Materials*, vol. 5, no. 1, pp. 58–80, 1971.

[196] R. P. Lemanle Sanga, “Evaluation expérimentale et numérique des endommagements d’une structure composite sous impact pour une large gamme de vitesses et d’énergies,” Thèse, INP, Toulouse, 2019.

[197] G. Camus, L. Guillaumat, and S. Baste, “Development of damage in a 2D woven C/SiC composite under mechanical loading: I. Mechanical characterization,” *Composites Science and Technology*, vol. 56, no. 12, pp. 1363–1372, 1996.

[198] Z. Hashin, “Failure Criteria for Unidirectional Fiber Composites,” *Journal of Applied Mechanics*, vol. 47, no. 2, pp. 329–334, 1980.

[199] Z. Hashin and A. Rotem, “A Fatigue Failure Criterion for Fiber Reinforced Materials,” *Journal of Composite Materials*, vol. 7, no. 4, pp. 448–464, 1973.

[200] P. P. Camanho and C. G. Davila, “Mixed-Mode Decohesion Finite Elements for the Simulation of Delamination in Composite Materials,” NAS 1.15:211737, Jun. 2002. Accessed: 2022.

[201] P. Deconinck, “Étude du comportement à l’impact de matériaux composites renforcés par tufting,” Thèse, Université de Lorraine, 2014.

[202] J. Zhu, “Investigation of the low velocity impact on advanced hybrid laminates: Improving the impact resistance of CFRP laminates by embedding metal constituents,” Thèse, Delft University of Technology, 2018.

[203] T. Vandellos, “Développement d’une stratégie de modélisation du délaminage dans les structures composites stratifiées,” Thèse, Bordeaux 1, 2011.

[204] J. G. Williams, “Chapter 1 - Fracture Mechanics of Anisotropic Materials,” in *Composite Materials Series*, vol. 6, K. Friedrich, Ed. Elsevier, 1989, pp. 3–38..

[205] B. L. Sy, Z. Fawaz, and H. Bougherara, “Numerical simulation correlating the low velocity impact behaviour of flax/epoxy laminates,” *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, vol. 126, p. 105582, 2019.

[206] R. Panciroli and O. Giannini, “Comparing the impact resistance of flax/epoxy and glass/epoxy composites through experiments and numerical simulations,” *Composite Structures*, vol. 264, p. 113750, 2021.

[207] E. Raponi, C. Sergi, S. Boria, J. Tirillò, F. Sarasini, and A. Calzolari, “Temperature effect on impact response of flax/epoxy laminates: Analytical, numerical and experimental results,” *Composite Structures*, vol. 274, p. 114316, 2021.

[208] E. Jalón, T. Hoang, A. Rubio-López, and C. Santiuste, “Analysis of low-velocity impact on flax/PLA composites using a strain rate sensitive model,” *Composite Structures*, vol. 202, pp. 511–517, 2018.

[209] M. Ravandi *et al.*, “Effect of interlayer carbon fiber dispersion on the low-velocity impact performance of woven flax-carbon hybrid composites,” *Journal of Composite Materials*, vol. 53, no. 12, pp. 1717–1734, 2019.

[210] A. F. Johnson, “Modelling fabric reinforced composites under impact loads,” *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, vol. 32, no. 9, pp. 1197–1206, 2001.

[211] G. Kinvi-Dossou, R. Matadi Boumbimba, N. Bonfoh, Y. Koutsawa, D. Eccli, and P. Gerard, “A numerical homogenization of E-glass/acrylic woven composite laminates: Application to low velocity impact,” *Composite Structures*, vol. 200, pp. 540–554, 2018.

[212] P. Manikandan and G. B. Chai, “A layer-wise behavioral study of metal based interply hybrid composites under low velocity impact load,” *Composite Structures*, vol. 117, pp. 17–31, 2014.

[213] M. E. Kazemi *et al.*, “Investigating the roles of fiber, resin, and stacking sequence on the low-velocity impact response of novel hybrid thermoplastic composites,” *Composites Part B: Engineering*, vol. 207, p. 108554, 2021.

[214] Y. Chen, S. Hou, K. Fu, X. Han, and L. Ye, “Low-velocity impact response of composite sandwich structures: Modelling and experiment,” *Composite Structures*, vol. 168, pp. 322–334, 2017.

[215] P. Yang, S. S. Shams, A. Slay, B. Brokate, and R. Elhajjar, “Evaluation of temperature effects on low velocity impact damage in composite sandwich panels with polymeric foam cores,” *Composite Structures*, vol. 129, pp. 213–223, 2015.

[216] Z. Wu, L. Shi, X. Cheng, Z. Xiang, and X. Hu, “Transverse impact behavior and residual axial compression characteristics of braided composite tubes: Experimental and numerical study,” *International Journal of Impact Engineering*, vol. 142, p. 103578, 2020.

[217] D. Scida, “Étude et modélisation du comportement mécanique de matériaux composites à renforts tisses hybrides et non hybrides,” Thèse, UT Compiègne, 1998.

[218] Z. Hashin and B. W. Rosen, “The Elastic Moduli of Fiber-Reinforced Materials,” *J. Appl. Mech*, vol. 31, no. 2, pp. 223–232, 1964.

[219] “VUMAT for Fabric Reinforced Composites.” Dassault Systèmes, 2008.

[220] A. Chilali, W. Zouari, M. Assarar, H. Kebir, and R. Ayad, “Analysis of the mechanical behaviour of flax and glass fabrics-reinforced thermoplastic and thermoset resins,” *Journal of Reinforced Plastics and Composites*, vol. 35, no. 16, pp. 1217–1232, 2016.

Contribution à l'étude de l'impact à faible vitesse de composite biosourcé à fibres de lin : analyse expérimentale et modélisation numérique

Ce travail de thèse a deux objectifs : (i) mieux comprendre le comportement à l'impact à faible vitesse des composites à fibres de lin, (ii) fournir aux chercheurs et ingénieurs un outil de modélisation pour intégrer ces composites dans des applications (semi-)structurelles. Dans ce but, l'indentation quasi-statique a été étudiée et comparée à l'impact.
Les stratifiés 6 plis, fabriqués à partir d'une résine époxy et d'un renfort tissé de lin sergé 2×2, sont soumis à des essais d'impact et d'indentation à des niveaux d'énergie comparables. De grandes similitudes sont observées entre les deux essais dans les courbes charge-déplacement, la capacité d'absorption d'énergie, les endommagements visibles. Les différences sont minimes : 2,1% pour la raideur linéaire, 0,2-5,6% pour la charge maximale, moins de 7% pour les proportions d'énergie absorbée. La comparaison des endommagements d'indentation analysés par l'émission acoustique suggère des mécanismes et séquences d'apparition similaires aux résultats d'impact de la littérature.
Des modèles par éléments finis sont aussi développés : un modèle élastique d'indentation d'un quart de plaque en appui simple (6 plis orthotropes homogénéisés, éléments solides-coques), puis un modèle d'endommagement pour tissés et ajout d'une bride (solide rigide). Après validation du premier sur un matériau de référence, le second s'avère exploitable et prometteur. Jusqu'à 15 J, il fournit une bonne prédiction du comportement d'indentation et d'impact des stratifiés lin tissé, comparée aux données expérimentales. Il permet aussi la modélisation et la visualisation de certains mécanismes d'endommagement en accord avec les observations expérimentales.

Mots-clés : composites à fibres de lin; impact à faible vitesse; indentation quasi-statique; analyse expérimentale; modélisation numérique; éléments finis

Contribution to the study of low velocity impact on flax-fiber biobased composite: experimental analysis and numerical modelling

This PhD work has two aims: (i) gain more insight into the low velocity impact behavior of flax-fiber reinforced composites, (ii) provide researchers and engineers with a modelling tool for incorporating biocomposites into semi-structural or structural applications. For this purpose, quasi-static indentation is investigated and compared with impact.
The 6-ply samples, made from an epoxy resin and a flax 2×2 twill fabric reinforcement, are submitted to impact and indentation tests at comparable energy levels. Good analogies are observed between both tests with great similarities in load-displacement curves, energy absorption capacity and visible damage. Differences remain low: 2.1% for linear stiffness, 0.2 to 5.6% for peak load, less than 7% for absorbed energy ratio. The comparison of the indentation damage analysed from the acoustic emission data with literature impact results suggest similar mechanisms and onset sequences.
Numerical finite element models are also developed: an indentation model of a simply supported quarter plate (6 homogenized orthotropic plies, solid-shell elements, linear elastic behavior) and then a constitutive damage model adapted to woven-reinforced plies with a clamp added as a solid rigid body. After validating the former model using a reference material, the latter model is proving to be workable and promising. Up to 15 J, it provides a good prediction of the indentation and impact behavior of flax-woven laminate composites, compared to experimental data. It also allows the modelling and visualization of certain damage mechanisms, which appear in accordance with experimental observations.

Keywords: flax-fiber composites; low velocity impact; quasi-static indentation; experimental analysis; numerical modelling; finite element

Discipline : MÉCANIQUE DES SOLIDES, GÉNIE MÉCANIQUE, PRODUCTIQUE, TRANSPORT ET GÉNIE CIVIL

Spécialité : Matériaux, Mécanique, Structures (MMS)

Université de Reims Champagne-Ardenne

Institut de Thermique, Mécanique, Matériaux
(EA 7548) UFR Sciences Exactes et Naturelles
Moulin de la Housse BP 1039 51687 REIMS
Cedex 2

