HAL
open science

Étude du comportement dynamique de matériaux composites sous sollicitations de chocs : application à un casque aéronautique

Sébastien Denneulin

To cite this version:

Sébastien Denneulin. Étude du comportement dynamique de matériaux composites sous sollicitations de chocs : application à un casque aéronautique. Matériaux et structures en mécanique [physics.class-ph]. Ecole nationale supérieure d'arts et métiers - ENSAM, 2011. Français. NNT : 2010ENAM0038 . pastel-00683487

HAL Id: pastel-00683487

https://pastel.hal.science/pastel-00683487

Submitted on 28 Mar 2012

HAL is a multi-disciplinary open access archive for the deposit and dissemination of scientific research documents, whether they are published or not. The documents may come from teaching and research institutions in France or abroad, or from public or private research centers.

L'archive ouverte pluridisciplinaire **HAL**, est destinée au dépôt et à la diffusion de documents scientifiques de niveau recherche, publiés ou non, émanant des établissements d'enseignement et de recherche français ou étrangers, des laboratoires publics ou privés.

2010-ENAM-0038

École doctorale n° 432 : Sciences des Métiers de l'Ingénieur

Doctorat ParisTech

T H È S E

pour obtenir le grade de docteur délivré par

l'École Nationale Supérieure d'Arts et Métiers

Spécialité " Mécanique et matériaux "

présentée et soutenue publiquement par

Sébastien Denneulin,
Ingénieur MATMECA

le 9 décembre 2011

Étude du comportement dynamique de matériaux composites sous sollicitations de chocs
– Application à un casque aéronautique –

Directeur de thèse : **Philippe VIOT**
Co-encadrement de la thèse : **Frédéric LEONARDI**

Jury

M. Bruno CASTANIÉ, Professeur, Institut Clément Ader Université de Toulouse	Rapporteur
M. Stéphane PATTOFATTO, Docteur HDR, Ingénieur / Snecma	Rapporteur
M. Antonio FERREIRA, Professeur, Faculdade de Engenharia da Universidade do Porto	Président
M. Jean-Luc LATAILLADE, Professeur Émérite, Ecole des Arts et Métiers - ParisTech	Examinateur
M. Frédéric LÉONARDI, Maître de conférences, Université de Pau et des Pays de l'Adour	Examinateur
M. Philippe VIOT, Professeur, Ecole des Arts et Métiers - ParisTech	Examinateur
Mme Catherine FROUSTEY, Maître de conférences HDR, Université de Bordeaux	Invité
M. Christophe COUPEAUD, Ingénieur / Thales Avionics	Invité

T H È S E

Arts et Métiers ParisTech - Centre de Bordeaux
I2M - DuMAS

Demain, j'irai demain voir ce pauvre chez lui, Demain, je reprendrai le livre à peine ouvert, Demain, je te dirai, mon âme, où je te mène, Demain, je serai juste et fort... Pas aujourd'hui.

Sally Prud'homme

À ma Mère, Margaret Denneulin.

J'aurais été fier de lui présenter cette thèse.

Remerciements

Ce travail de thèse a été réalisé au sein de l'École des Arts et Métiers - ParisTech, CER de Bordeaux. À ce titre, je remercie Messieurs les Professeurs Ivan IORDANOFF et Thierry PALIN-LUC, directeurs successifs du laboratoire et du département, qui m'ont permis d'effectuer ce travail dans de bonnes conditions. Je remercie Monsieur Christophe COUPEAUD (Thalès Avionics) pour avoir été l'investigateur de ce projet et pour son implication dans cette thèse, tant au niveau des discussions techniques que des choix stratégiques.

Je tiens à remercier, le Professeur Philippe VIOT, en tant que directeur de thèse et pour nos échanges dynamiques qui ont porté leurs fruits. Je remercie également Frédéric LÉONARDI, mon co-directeur de thèse, qui m'a beaucoup apporté d'un point de vue matériaux.

Messieurs Bruno CASTANIÉ et Stéphane PATTOFATTO ont accepté d'évaluer mon travail. Je leur adresse mes plus vifs remerciements. Je remercie également Monsieur Antonio FERREIRA d'avoir présidé le jury, et tous les membres pour l'intérêt qu'ils ont manifesté à l'égard de mon travail.

Je tiens à remercier, Joël BAUDOU pour son aide, ses conseils avisés et son expertise dans le domaine des casques aéronautiques et des matériaux composites.

J'adresse également mes remerciements au Professeur Jean-Luc LATAILLADE pour son aide et ses précieux conseils et à Madame Catherine FROUSTEY pour son aide dans la réalisation des essais dynamiques et la rédaction de la thèse.

Au cours de ce partenariat, j'ai eu le plaisir de travailler avec de nombreuses personnes qui ont fortement contribué à l'aboutissement de ce projet. J'adresse mes sincères remerciements à Alain SOUM, Virginie REJSEK, Matthieu GERVAIS, Christophe NAMOUNE, Julien COLLELL, Louis LABORDE et Xavier MARTIN.

J'adresse également mes vifs remerciements à ceux qui m'ont apporté : un soutien technique, Jonathan M, Jean-Luc B, Jéremy B, Frédéric D, Jean-Luc C, Jean-Marie M, Christophe L, Mathieu L : un soutien logistique, Annie A, Marinette D et les Francis.

Je remercie très chaleureusement l'ensemble de mes collègues rencontrés au laboratoire pour leur bonne humeur et les discussions enrichissantes. En particulier, je tiens à remercier, Laurent, Radu, Momo, Komlan, David, Anis, Nicolas et les anciens Rémy, Ludovic, Hadrien et Arnaud.

On ne fait pas une thèse tout seul, loin de là... je remercie ceux avec qui j'ai partagé mon bureau, mes doutes, mes motivations et mes questionnements ! Damien ANDRÉ (Dada !), Iñiro TERREROS (de la Véga), Lucie CHOREL et une mention spéciale pour mon "Poto !" et compère doctorant : Youness DEMMOUCHE

Je remercie mes amis, ma famille, ma soeur -Floriane-, pour leur soutien et mon père -Michel-, pour ses conseils avisés.

Après tous ces mercis, il en reste un, que je réserve à Magaly, qui m'a épaulé et qui a partagé courageusement mon quotidien durant ces trois années avec ses moments de joie, mais aussi de doutes. Je l'en remercie infiniment.

Table des matières

Introduction **1**

1 Utilité / Réponse macroscopique / endommagement **5**

1.1 Utilité d'un casque et traumatologie 6

1.1.1 Présentation du casque aéronautique 6

1.1.2 Les différents types de blessures et leurs causes 8

1.1.3 Quelles grandeurs vont constituer des critères biomécaniques ? 9

1.2 État de l'art sur les normes des casques soumis à un impact et réponse à l'échelle macroscopique 11

1.2.1 Généralités sur les normes et normes sur les casques aéronautiques 11

1.2.2 Réponse macroscopique de casques impactés, données de la littérature . . 15

1.2.3 Tests d'impact sur des casques, réalisés au laboratoire 17

1.3 Observation et quantification des endommagements créés lors d'un impact sur un casque en composites 20

1.3.1 Observation des endommagements 20

1.3.2 Quantification des endommagements et mécanismes associés 22

1.4 Observation et quantification des endommagements créés lors d'un impact sur des structures simples 26

1.4.1 Éléments bibliographiques 26

1.4.2 Approche expérimentale d'impact sur structure équivalente 34

1.4.3 Moyens d'essais et d'investigation 38

1.4.4 Résultats macroscopiques 41

1.4.5 Discussions sur les relations micro/macro 46

1.5 Conclusion 50

2 Influence des caractéristiques sur la phénoménologie **53**

2.1 Définition des matériaux de l'étude 54

2.1.1 Introduction aux matériaux composites de l'étude 54

2.1.2 Les constituants 55

2.1.3 Caractéristiques du Composite Kevlar / Époxy 58

2.2 Influence des caractéristiques sur la phénoménologie et le comportement à l'impact. 65

2.2.1 Dispositif expérimental 66

2.2.2 Déroulement de l'impact et définitions de critères de comparaison 66

2.2.3 Résultats et analyses macroscopiques 69

2.2.4 Résultats et analyses microscopiques 72
2.2.5 Essais d'impact sur la résine seule 74
2.3 Conclusion 78

3 Modèle de comportement des matériaux composites 79
3.1 Échelles de modélisation et différents modèles 80
3.1.1 Échelle de modélisation pour les composites stratifiés 80
3.1.2 Échelle de modélisation pour les composites tissés 81
3.1.3 Choix d'échelles de modélisation 84
3.2 Modèles à l'échelle macroscopique et de la structure 84
3.2.1 Introduction de la notion d'endommagement continu 85
3.2.2 Notion étendue de l'endommagement 86
3.2.3 Approche basée sur le modèle de Matzenmiller [66] 88
3.2.4 Approche basée sur le modèle de Hochard [47, 46] 90
3.2.5 Modèle du MAT_058 92
3.2.6 Modélisation du délaminage 95
3.3 Conclusion 96

4 Identification du modèle de comportement du composite 97
4.1 Paramètres à identifier et stratégie d'identification 98
4.1.1 Paramètres d'entrée 98
4.1.2 Stratégie d'identification des paramètres du modèle 98
4.2 Identification des propriétés élastiques dans le plan 100
4.2.1 Propriétés mécaniques à identifier 100
4.2.2 Géométries des éprouvettes 101
4.2.3 Description du dispositif expérimental de traction 103
4.2.4 Exploitation des résultats. 104
4.2.5 Matériau / structure une frontière bien difficile à établir 109
4.3 Identification des propriétés élastiques hors-plan 115
4.3.1 Mesure par ultrason 116
4.3.2 Mesure par l'essai de flexion 3 points sur appuis rapprochés. 118
4.4 Influence de la vitesse de déformation 125
4.4.1 Traction dynamique 125
4.4.2 Flexion 3 points dynamique sur appuis rapprochés 132
4.4.3 Influence de la vitesse de déformation 135
4.5 Évolution de l'endommagement et son effet 135
4.5.1 Méthode pour mesurer l'effet de l'endommagement 136
4.5.2 Résultats sur les composites orientés à 0° 138
4.5.3 Résultats sur les composites orientés à 45° 141
4.5.4 Interprétation des résultats et discussion 144
4.6 Conclusion 147

5 Étude de sensibilité, validation et modélisation **151**
5.1 Modélisation des essais de traction. 152
5.1.1 Simulation sur les éprouvettes haltères et confrontation des résultats . . 152
5.1.2 Étude de sensibilité 158
5.1.3 Optimisation d'un nouveau jeu de paramètres. 162
5.2 Validation de l'essai d'impact sur une plaque bridée dans un dispositif circulaire 164
5.2.1 Détermination des conditions aux limites 164
5.2.2 Étude de sensibilité sur les paramètres 169
5.2.3 Modélisation des essais d'impact à 0,5 m avec les paramètres déterminés expérimentalement 171
5.3 Conclusion 173

Conclusion **175**

Bibliographie **179**

Annexes **187**
A Méthode de corrélation d'images appliquée à la mécanique. 187
A.1 Principe de la corrélation d'images 187
A.2 Choix du logiciel de corrélation d'images 189
A.3 Estimation à priori de la qualité de mesure 189
A.4 Validation de notre méthode de mesure par corrélation d'images 196

Introduction

Les casques aéronautiques pour pilotes d'avion de chasse sont devenus des structures indispensables pour le pilotage des avions de combat. En effet, le casque est une véritable interface entre le pilote et l'avion. Celui-ci assure l'apport en oxygène, la communication entre la base aérienne et le pilote, l'affichage des informations de vol, la vision nocturne, la détection de posture et de l'orientation du regard et encore d'autres fonctions, dont celle qui pourrait de prime abord sembler essentielle de protection de la tête.

Ma thèse s'inscrit dans le projet *ITECHS MVT (Intégration des Technologies Émergentes de Communication Homme-Systèmes –Matériaux pour Visuel de Tête–)* dont l'objectif principal est la recherche de solutions innovantes dans le domaine des matériaux pour l'optimisation des fonctionnalités des casques aéronautiques. Ce projet d'envergure (labellisé par le pôle de compétitivité *AEROSPACE VALLEY)* est porté par l'industriel *Thalès Division Aéronautique*, et regroupe partenaires industriels et laboratoires de recherche autour d'un même objectif. Ce projet est destiné à rechercher de nouvelles architectures mécaniques et de nouveaux multi-matériaux pour optimiser les fonctionnalités des casques et réduire leur masse. La méthodologie générale de projet comprend plusieurs phases. Une première phase exploratoire menée par une équipe de designers a permis la définition du produit, ses formes, son look. Un travail scientifique a ensuite été mené pour obtenir les meilleures performances de cette structure allégée, cette activité a été effectuée en concentrant les compétences d'équipes de recherche de laboratoires aquitains. La phase finale de cette étude a été la réalisation de prototypes et démonstrateurs par le partenaire industriel *AXYAL* et la société MSA GALLET, leader en fabrication de casque technique.

Le travail de recherche, a été mené conjointement par le Laboratoire de Chimie des Polymères Organiques de Bordeaux *(LCPO)* pour la définition des matériaux constitutifs de la structure du casque, l'Institut Pluridisciplinaire Recherche Environnement Matériaux de Pau (IPREM) pour la mise en œuvre des matériaux retenus et l'Institut de Mécanique et d'Ingénierie de Bordeaux (I2M) pour évaluer les performances de ces matériaux sous sollicitations dynamiques. L'environnement de ma thèse est donc multi-laboratoires intégrant des problématiques liées à l'interaction des procédés d'élaboration sur la tenue en service de structures, et multi partenaires puisque des industriels ont participé à l'élaboration des matériaux, des structures et des démonstrateurs. Cet environnement a donc été riche (en compétences, en échanges scientifiques et techniques) et complexe à la fois puisqu'il a été nécessaire de prendre en compte des attentes et recommandations des industriels tout en suivant une stratégie scientifique pertinente. Ma thèse s'est déroulée au sein de l'École des Arts et Métiers ParisTech, centre de Bordeaux-Talence au département DuMAS *(Durabilité Matériaux des Assemblages et des Structures)* de l'institut I2M, sous la direction du Professeur Philippe Viot (professeur aux Arts et Métiers ParisTech) pour l'étude du comportement des matériaux et des structures sous sollicitations dynamiques et de M. Frédéric Léonardi (Maître de conférences à l'Université de Pau et des pays de l'Adour) pour l'optimisation et la mise en œuvre des matériaux spécifiques à l'étude.

L'objectif de ma thèse est la compréhension et la modélisation du comportement des matériaux

composites utilisés dans le futur casque aéronautique. Constitué d'un calotin en mousse et d'une coque extérieure, un casque protège la tête d'un impact, respectivement en dissipant une partie de l'énergie du choc et en limitant la pénétration de l'objet impactant. Une attention particulière est portée à la coque du casque. En effet, même si la plus grande partie de l'énergie est dissipée par la mousse, la coque assure deux rôles essentiels qui sont la protection à la pénétration et la distribution des déformations sur la mousse.

L'objectif scientifique de mon travail est d'établir pour les matériaux composites (constitutifs de la future coque) des relations entre les phénomènes physiques intervenants à l'échelle microscopique et la réponse macroscopique de la structure (la coque) lors d'une sollicitation dynamique. Le plan de ma thèse s'articule autour de cinq chapitres qui précisent l'enjeu du projet, les matériaux de l'étude et la phénoménologie observée lors d'un impact. Cette base expérimentale conduit au choix d'un modèle, à son identification et à la validation des simulations numériques.

Le premier chapitre présente le contexte, l'enjeu de l'étude et ses limites. Les travaux en biomécanique et en traumatologie permettent de proposer des tests d'impact normalisés pour attester des performances de protection des casques. Cependant, ces tests sont utilisés uniquement pour fournir une réponse binaire justifiant ou non la conformité des produits. Ici, l'objectif est de faire le lien entre la réponse macroscopique du casque aéronautique sous sollicitation dynamique et les mécanismes d'endommagement ayant lieu aux différentes échelles. Une expertise sur les casques permet d'identifier les endommagements du matériau de la coque, et de proposer des scénarii susceptibles de les avoir engendrés. Un test d'impact réalisé sur une structure équivalente a été défini suite aux observations faites sur les casques impactés et les résultats de la littérature. Ce test est utilisé pour réaliser une première sélection de matériaux et observer les différents mécanismes d'endommagement. Une simulation du casque n'est pertinente que si elle intègre les phénomènes physiques observés expérimentalement. Pour cela, il est donc indispensable d'observer et de comprendre les phénomènes intervenants sur les matériaux lors d'un impact en veillant à bien définir l'échelle d'observation.

Le second chapitre s'attache à définir avec précision les caractéristiques physico-chimiques et structurales des matériaux. Une famille de matériaux composites (renfort Kevlar - matrice Époxy, tissé taffetas) est étudiée en prenant en compte l'influence de nanoparticules d'élastomères (Nanostrengths) dispersées dans la matrice. Une étude préalable a montré que la présence de ces particules d'élastomère (copolymère tribloc Nanostrengths M52N) améliorait la ténacité de la matrice. L'influence du taux de nanoparticules, corrélée au taux de fibres, à la porosité et au désalignement des fibres est mise en évidence dans ce chapitre. Une étude de sensibilité des propriétés mécaniques du composite est effectuée en fonction de ces différents paramètres afin d'optimiser le procédé d'élaboration.

Le troisième chapitre présente les différentes voies de modélisation envisagées. Le comportement peut être décrit soit à l'échelle macroscopique, soit à l'échelle de la structure du matériau composite. Pour notre étude qui vise in fine à simuler la structure complète du casque, un modèle décrivant le comportement de la microstructure du matériau est inadapté. Le modèle utilisé pour la simulation pour la coque du casque est donc macroscopique et doit prendre en compte le comportement élastique du matériau et les phénomènes irréversibles imposés (c'est-à-dire dissipatifs d'énergie) lors de la sollicitation. Ce chapitre est une étape essentielle pour pouvoir simuler le matériau composite.

L'objet du quatrième chapitre est l'identification des paramètres du modèle de comportement choisi. L'identification des propriétés dans le plan du composite est réalisée grâce à des essais de traction. La corrélation d'images permet de revisiter ces essais conventionnels avec une approche locale. Les propriétés hors-plan sont déterminées à l'aide d'essais par ultrason et de flexion 3 points sur appuis rapprochés. Cette identification est faite à deux vitesses de déformation

qui correspondent à des régimes quasi-statiques d'une part et dynamiques d'autre part. La compétition entre le phénomène de réalignement des fibres et d'endommagement du composite est mise en évidence.

Le cinquième chapitre a pour objectif de valider le modèle et d'optimiser ses paramètres par la confrontation des résultats expérimentaux et de simulations. Des études de sensibilité sont réalisées sur les essais de traction et d'impact pour déterminer les paramètres à optimiser. Finalement, une optimisation des paramètres est réalisée en comparant les résultats des simulations numériques et des impacts.

Chapitre 1

Utilité d'un casque. De la réponse macroscopique d'un casque soumis à un impact à l'étude de l'endommagement à différentes échelles

Ce premier chapitre présente le contexte, les bornes et l'enjeu de ce projet. L'objectif est de faire le lien entre la réponse macroscopique du casque aéronautique sous sollicitation dynamique et les mécanismes d'endommagement ayant lieu à différentes échelles. Ce chapitre est un prérequis indispensable pour comprendre les choix de matériaux et de modélisation qui seront faits dans les chapitres suivants.

La première partie de ce chapitre a pour but d'introduire le contexte de l'étude et d'apporter les premiers éléments d'expertise. Grâce aux constatations issues de la traumatologie, des critères biomécaniques ont été établis et servent de base pour l'élaboration de différentes normes.

Cette étude est bornée par un certain nombre de règles définies par les normes et par un certain nombre de contraintes industrielles liées à l'application militaire ; c'est l'objet de la seconde partie. Les normes utilisées pour les casques fournissent une réponse binaire (soit positive, soit négative) quant au succès ou non du casque aux différents tests normatifs. Pour pouvoir améliorer un casque vis-à-vis de ces tests, il faut comprendre les phénomènes physiques intervenant dans la structure du casque au cours de l'impact. Pour cela des tests instrumentés ont été réalisés au laboratoire.

L'objet de la troisième partie de ce chapitre est de déterminer quels sont les mécanismes d'endommagement induits lors d'un impact sur un casque composite. Cette expertise permettra d'identifier les types endommagements, leurs proportions et de suggérer les modes de sollicitations qui les ont engendrés.

La quatrième partie a pour but d'établir des analogies entre les impacts de perforation sur casques et les impacts sur d'autres structures. Une fois le test de perforation choisi, de façon à reproduire au mieux les dommages observés, les matériaux composites candidats seront testés vis-à-vis de celui-ci. Une analyse d'un point de vue macroscopique et microscopique est réalisée. L'étude étant, à partir de ce moment là restreinte à l'impact vis-à-vis de la perforation.

(a) Casque grec en bronze (-500 à -400 avant J.-C.)

(b) Casque celt en fer (1er siècle ap J.-C.)

(c) Casque de chevalier en acier (Fin du 14e siècle)

FIGURE 1.1: Casques anciens

Les premiers casques (Figure 1.1) ont été utilisés par les guerriers dès l'antiquité [73] pour se protéger des coups d'épée et des armes contondantes. Dès cette époque l'homme a compris la nécessité de protéger sa tête avec un casque contre les chocs et la perforation. En effet, les blessures à la tête sont particulièrement dangereuses et peuvent être grandement diminuées par le port d'un casque. De nos jours les casques ont beaucoup évolué et sont utilisés dans de très nombreux secteurs, dont celui qui nous intéresse particulièrement : l'aéronautique militaire.

Basée sur des normes aéronautiques, une réglementation est en vigueur vis-à-vis des performances mécaniques minimales que doit offrir un casque. Il est important de savoir que les normes utilisées pour les casques aéronautiques ont été inspirées des normes des casques de motos, qui elles-mêmes, sont issues de travaux en biomécanique et en traumatologie dans le domaine de l'automobile.

1.1 Utilité d'un casque et traumatologie

1.1.1 Présentation du casque aéronautique

Les premiers casques aéronautiques étaient constitués principalement de lanières de cuir et avaient principalement comme fonction de protéger le pilote du froid, du bruit et offraient une protection minimale au choc. C'est pendant la Première Guerre mondiale avec l'essor rapide de l'aviation que le port du casque s'est développé. Ces premiers casques étaient fabriqués par les Allemands et les Français. On peut citer le Sturzhelm, le Roold allemand et le Roold français (figure 1.2). Le Sturzhelm était constitué d'une coque en cuir bouilli avec 2 bourrelets de cuir garnis de crin. Le modèle Roold allemand était en feutre recouvert de cuir et le français en liège recouvert de tissu imperméabilisé. La coque en cuir bouilli jouait le rôle de protection à la perforation et les bourrelets de crin et de feutre ou de liège étaient utilisés pour absorber l'énergie du choc.

(a) Casque *STURZHELM M1913* modèle 1913

(b) Casque *Roold allemand*

(c) Casque *Roold français modèle 1915*

FIGURE 1.2: Différents casques aéronautiques datant de la première guerre mondiale

Pendant la Deuxième Guerre mondiale, les casques ont beaucoup évolué, de nombreux accessoires tels que le micro, les écouteurs, le système d'attache de lunette, le masque à oxygène sont apparus et ils offraient une réelle protection du crâne. Au lendemain de la Seconde Guerre mondiale, le monde de l'aviation va connaître un essor fulgurant. Les performances des avions à hélice puis à réaction vont aller de pair avec les avancées techniques. Mais ces progrès vont engendrer un accroissement des contraintes pour l'organisme des pilotes. C'est pourquoi les équipements de vol vont connaître en très peu de temps énormément d'améliorations. Les casques ont évolué des modèles Zinszer Airelle type 15 (figure 1.3a), encore utilisés par les pilotes dans les années cinquante, au Gueneau type 30 (figure 1.3b) premier « véritable » casque français. Ce dernier casque d'un poids approximatif de 650 g, est le premier à utiliser une coque en tissu de fibres de verre imprégné de résine synthétique et un serre-tête en tissu et cuir. C'est à partir de ce moment qu'une réelle séparation entre la coque et le calotin (structure en matériau cellulaire placée entre la coque et la tête) est apparue afin d'assurer deux fonctions, la protection vis-à-vis de la perforation et l'atténuation des chocs.

(a) Casque *Zinszer Airelle type 15*

(b) Casque *Gueneau type 30* année 1953

FIGURE 1.3: Deux casques aéronautiques français montrant l'évolution des technologies

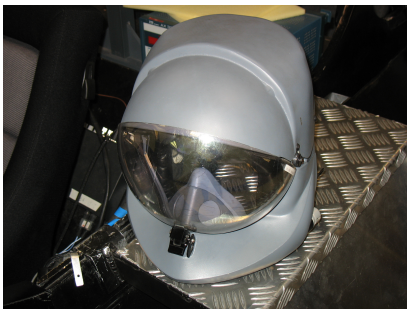
Actuellement, les fonctions du casque ont fortement évolué et se sont multipliées à un tel point que dans les spécifications techniques, les fonctions de protection vis-à-vis des chocs sont devenues des fonctions parmi des dizaines d'autres ; des performances minimales sont

requises par les normes en vigueur dans le secteur aéronautique. Pour un casque, le poids et l'encombrement sont des paramètres majeurs. Le seul moyen de pouvoir y intégrer de nouvelles fonctionnalités sans augmentation de poids est de repenser l'architecture mécanique et d'utiliser des matériaux aux propriétés spécifiques améliorées.

L'architecture mécanique du casque de base *topsight* (Figure 1.4), casque de notre étude, est constituée d'une coque en composite tissé taffetas Kevlar/époxy protégeant de la perforation et d'un calotin en mousse de polystyrène expansé pour l'absorption de l'énergie du choc. L'enjeu industriel associé à cette étude est de proposer de nouveaux matériaux pour une nouvelle version du casque *topsight* (figure 1.4). Ce casque a subi un certain nombre d'évolutions depuis sa création comme en témoignent les photos de la figure 1.4 et Thales division aéronautique a décidé de franchir une nouvelle étape dans l'étude et le développement de produits encore plus légers et performants.

Pour bien comprendre les raisons qui ont poussé les organismes de normalisation à utiliser les tests normatifs actuels afin d'évaluer la conformité des casques vis-à-vis de la protection mécanique, il est nécessaire d'expliquer les traumatismes créés par un accident et de considérer certains résultats issus de la biomécanique.

(a) Casque *topsight* état 1



(b) Casque *topnight (1994)*

(c) Casque *topsight-E B101*

FIGURE 1.4: Photographies montrant les évolutions du casque aéronautique *topsight*

1.1.2 Les différents types de blessures et leurs causes

L'expérience dans le domaine de l'automobile et de la moto vis-à-vis des blessures à la tête survenues lors d'accidents, a servi à de nombreux secteurs comme celui de l'aéronautique. Selon F.M. Shuaeib [82] quatre catégories de blessures peuvent être définies : les plaies du scalp (cuir chevelu et graisse entourant le cerveau), les fractures du crâne, les lésions cérébrales et les traumatismes cervicaux. Les plaies du scalp sont de faible sévérité comparées aux fractures du crâne et aux lésions cérébrales. De plus, la fréquence des traumatismes cervicaux est très faible comparée aux autres blessures (Tableau 1.1). Généralement les blessures de la face, répertoriées par Otte [72] dans le tableau 1.1, ne sont pas considérées, car elles ont lieu en dehors de la zone protégée par la coque et le calotin. Le travail de protection de la tête porte donc sur la réduction des fractures du crâne et des lésions cérébrales.

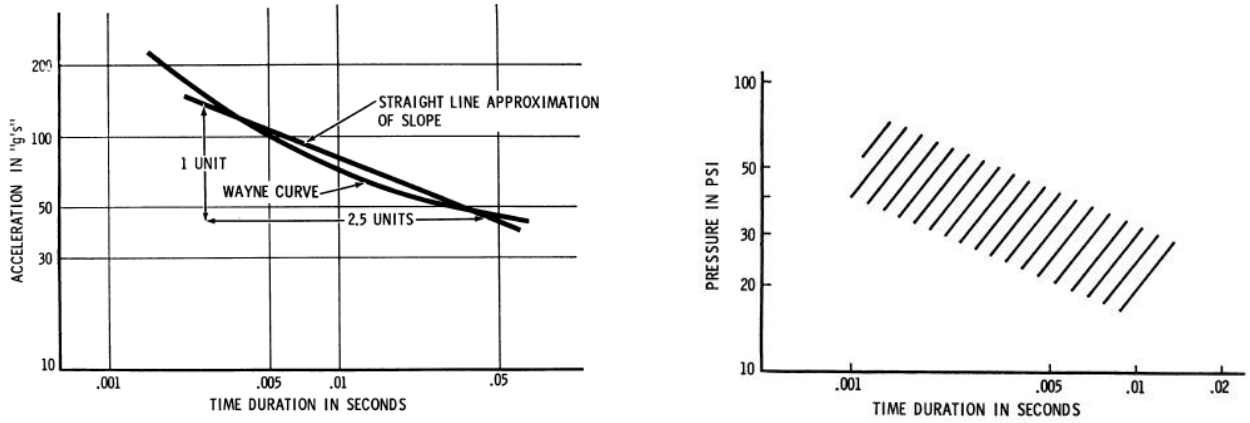
Type de blessure	Otte et al. [72]	Hurt et al. [51]
Plaies du scalp (tissus mous)	43,5 %	18,5 %
Fracture du crâne	6,1 %	16 %
Fracture des os de la face	7 %	-
Lésions cérébrales	38,2 %	54,4 %
Traumatismes du rachis cervical (nuque)	-	-
Autres	5,2 %	11,1 %
Total (Nb. d'échantillons)	100 % (115)	100 % (861)

TABLE 1.1: Classification des blessures

- *Les fractures du crâne* sont essentiellement dues, lors d'une chute, à des chocs avec des objets perforants comme le mobilier urbain, des branches d'arbres ou des parties de motos. La gravité de la blessure va dépendre de l'épaisseur de l'os du crâne, de la forme de l'impacteur, de la vitesse et de l'énergie d'impact. Pour simuler en laboratoire ce type d'accident, des tests d'impact sur casque avec un impacteur conique sont réalisés.
- *Les lésions cérébrales* sont les plus graves et interviennent sans qu'il n'y ait nécessairement fracture du crâne. Lors d'un impact, le crâne subit une violente accélération qui provoque le déplacement du cerveau dans la boite crânienne. Deux types de blessures se produisent : premièrement, l'augmentation locale de la contrainte endommage une partie du cerveau et provoque des hématomes. Deuxièmement, le mouvement du cerveau provoque des déchirements de vaisseaux sanguins et d'axones. Les lésions des axones dans la structure neuronale constituent plus de 50% des lésions [9]. Pour simuler en laboratoire ce type d'accident, des tests d'impact avec des impacteurs plats ou hémisphériques sont réalisés.

1.1.3 Quelles grandeurs vont constituer des critères biomécaniques ?

Pour comprendre l'origine des critères d'impact utilisés dans les normes, il faut s'intéresser aux premiers articles publiés dans le domaine de l'automobile. Avant la publication en 1966 par Charles W. Gadd [36] du Gadd Severity Index (GSI), seule la valeur du pic d'accélération ou du pic de force était considérée comme un critère de sévérité d'un impact. L'idée d'introduire un critère intégral prenant en compte le temps d'exposition est inspirée du travail de la Wayne State University [36].



(a) Courbe de Wayne et sa droite d'approximation.[36]

(b) Pression intracrânienne nécessaire pour provoquer des lésions sévères en fonction du temps d'impact [36]

FIGURE 1.5: Graphiques représentant les courbes de Wayne dans un diagramme log-log.

Leur étude concerne l'influence du temps d'exposition à l'impact des têtes d'animaux sur la sévérité des blessures. Le seuil de tolérance en fonction de la contrainte, de l'accélération et du temps d'impact peut ainsi être qualifié (Figure 1.5).

Ces courbes montrent que plus le temps d'exposition à l'impact est important, moins le seuil de tolérance est élevé. Gadd montre que cette relation peut être approximée par une droite de pente 2,5 dans le diagramme log-log. Cela le conduit à définir le critère GSI (Gadd Severity Index) tel que :

$$GSI = \int a^{2,5} dt$$

Où a est l'accélération instantanée du centre de gravité de la tête.

Des tests similaires réalisés par General Motors sur des cadavres humains ont montré que la valeur maximale admissible pour ce critère est de 1000 [36]. Ce critère a plusieurs intérêts :

1. Il prend en compte l'intensité de la valeur mesurée et la durée de l'impact, cela permet de comparer différentes histoires de chargement ((a) et (b) sur la figure 1.6).
2. Lorsqu'un pic très bref et de forte intensité est mesuré (courbe (c), figure 1.6), il n'est pas pertinent d'utiliser la valeur maximale comme seul critère. L'application du critère de Gadd permet de s'affranchir de ce problème et permet de fournir un critère stable.
3. De plus, le GSI est beaucoup moins sensible aux bruits et aux phénomènes de résonance des moyens expérimentaux, qui apparaissent dans certains cas (courbe (d), figure 1.6).
4. Enfin, deux signaux ((e) et (f), figure 1.6) de même durée et de même aire, auront vis-à-vis du critère de la force maximale une différence d'un facteur 2 et vis-à-vis de critère de Gadd une différence d'un facteur 1,61. Cela montre qu'un simple critère intégral ne serait pas capable de traduire la différence entre les deux courbes.

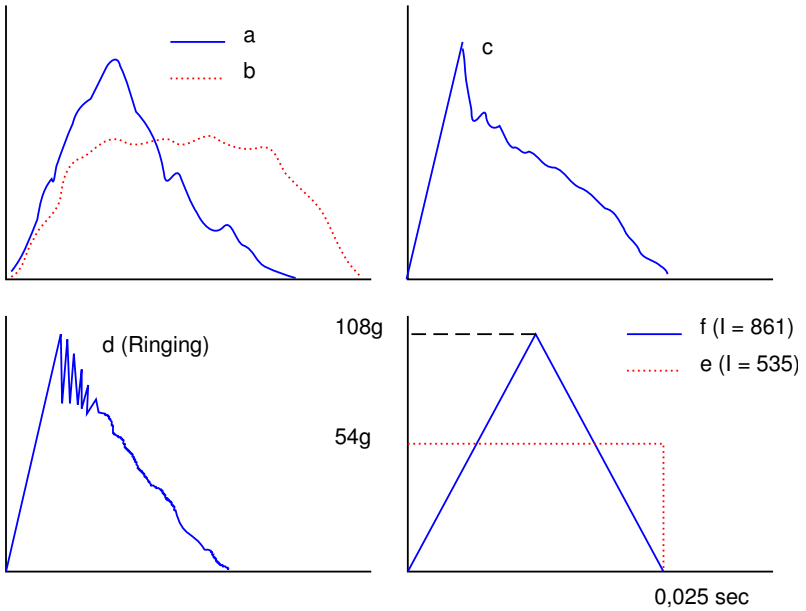


FIGURE 1.6: Différents profils d'accélération lors d'un impact [36]

Ce critère sera par la suite abandonné au profit du Head Injury Criterion (HIC) proposé en 1972 par Viano [94] :

$$\left[\frac{1}{t_1 - t_2}\int_{t_1}^{t_2} a(t)\, dt\right]^{2,5} (t_1 - t_2) < 1000$$

Où $a(t)$ est l'accélération de la tête à l'instant t, t_1 et t_2 sont respectivement l'instant de début et de fin de l'impact. Ce critère permet le choix des bornes de l'intégrale. La valeur la plus couramment utilisée est le HIC_{15} défini pour $t_2 - t_1 = 15ms$ et centré sur le maximum de $a(t)$

Ce critère a été de nouveau modifié empiriquement en 1997 pour être adapté aux essais normalisés sur une fausse tête [71], tel que :

$$HIC_d = 0.7544\, HIC + 166.4$$

1.2 État de l'art sur les normes des casques soumis à un impact et réponse à l'échelle macroscopique

1.2.1 Généralités sur les normes et normes sur les casques aéronautiques

1.2.1.1 Généralités sur les normes

En se basant sur les différentes publications et les avis d'experts en biomécanique, des normes concernant les casques ont été élaborées afin de définir les performances minimales requises. Cependant, ces normes ne sont pas internationales et diffèrent d'un pays à un autre. Elles nécessitent la préparation de tests spécifiques afin d'attester, pour un type de casque, des performances minimales requises.

En Europe, la norme NF EN 13087 décrit les performances minimales requises pour un casque de protection aux chocs dans le cadre général. Si des conditions supplémentaires doivent être vérifiées pour un usage particulier, il faut se référer à la norme spécifique couvrant ce domaine. Tous les tests sont réalisés sur une fausse tête normalisée (Figure 1.7). Cette fausse tête est définie dans la norme NF EN 960.

1.2.1.2 Normes des casques aéronautiques

Une des normes utilisée dans l'aviation militaire est la norme anglaise "MAHIS" pour Military Aircrew Helmet Impact Standard [2]. Cette norme, révisée le 20 janvier 2006, décrit les deux tests à réaliser pour évaluer les performances d'un casque vis-à-vis de la perforation et de l'atténuation des chocs.

Les casques sont conditionnés en température pendant une durée de 4 à 24 heures avant d'être testés dans les (40±5) s qui suivent leur sortie de l'enceinte thermique. Trois températures sont imposées : une basse à (-45±5) °C, une intermédiaire à (20±5) °C et une haute à (60±5) °C.

Une autre série de casques est immergée dans l'eau à une température de (15±5) °C pendant une durée de 4 à 24 heures puis est ensuite égouttée pendant 15 à 45 min avant les tests.

Perforation : L'essai de perforation est réalisé à l'aide d'un impacteur conique ayant les caractéristiques présentées dans le tableau 1.2. Dans ce test, à la différence des deux précédents, c'est l'impacteur conique qui tombe en chute libre sur le casque fixé sur une fausse tête (Figure 1.8). La hauteur de chute de l'impacteur est de (1,5±0,02)m. On dit qu'un casque est certifié par rapport à ce test si l'impacteur ne vient pas au contact de la fausse tête. Cet essai est répété sur 4 casques de même type. Ce test est plus sévère que le précédent puisque le dispositif de maintien ne présente pas de flexibilité.

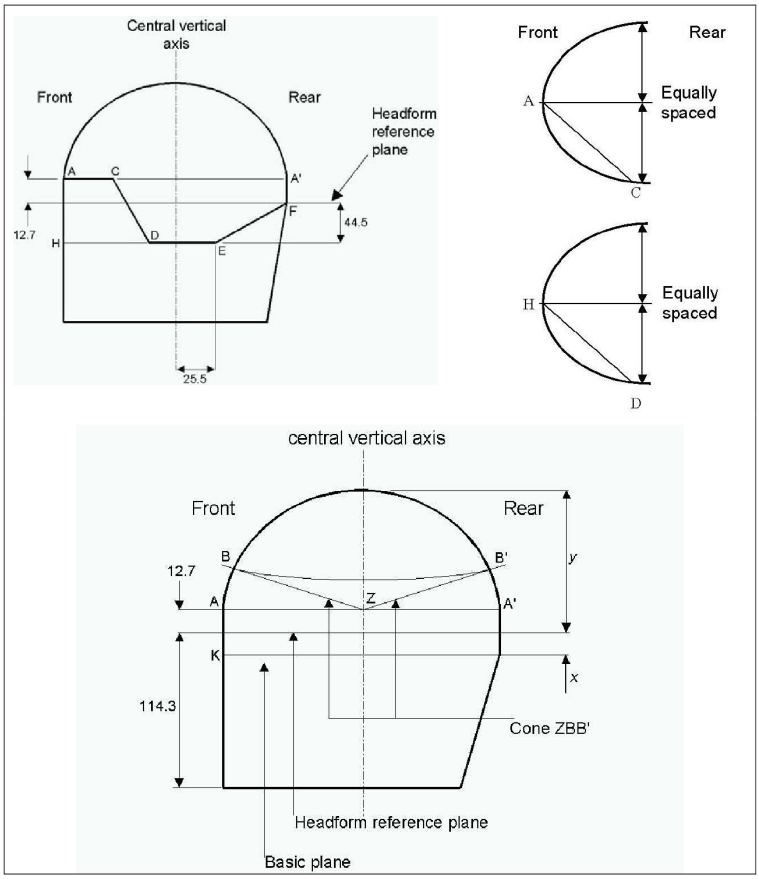


FIGURE 1.7: Schéma de la fausse tête [NF EN 960] (dimensions en mm)

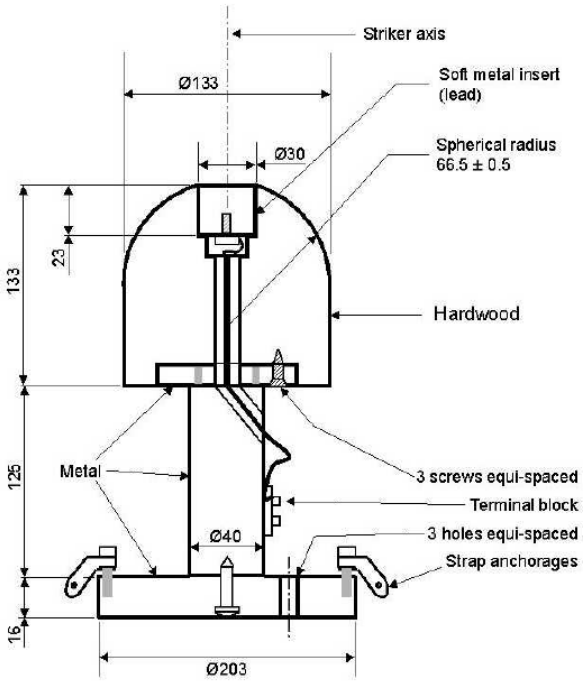


FIGURE 1.8: Schéma du dispositif pour le test de perforation [MAHIS]

Masse	Angle au sommet	Rayon de la pointe	Hauteur min du cône	Dureté Rockwell
(1,8±0,03) kg	(60±0,5)°	(0,5±0,1) mm	40 mm	entre 45 et 50

TABLE 1.2: Caractéristiques de l'impacteur conique

Atténuation des chocs : Pour réaliser ces essais (Figure 1.9) on installe le casque sur une fausse tête NF EN 960 (Figure 1.7). Cet ensemble (fausse tête + casque) guidé durant sa chute va heurter une enclume. Deux types d'enclume sont utilisés pour les tests. Une enclume plate en acier d'un diamètre de (130±3) mm et une enclume hémisphérique en acier d'un diamètre de (100±4)mm.

L'accélération est mesurée lors des tests d'atténuation de choc grâce à un accéléromètre situé au centre de gravité de la fausse tête équipée du casque. Elle ne doit pas excéder 300 g (g étant l'accélération de la pesanteur). Pour ce test, le fabricant doit fournir 6 casques de chaque taille fabriquée, soit 30 casques au total. Sur les 30 casques proposés, 12 seront testés par le comité d'évaluation : 2 de la plus petite taille, 2 de la plus grande taille, 4 dont les performances semblent mauvaises aux yeux du comité et 4 choisis aléatoirement. Chacun des 12 casques subit un des 8 tests présentés dans le tableau 1.3, sachant qu'un test correspond à trois doubles impacts.

Sur chaque casque le double impact aura lieu sur trois endroits différents espacés d'au moins 1/5 de la circonférence maximale. Le test est réalisé à la vitesse de 7,5 $m.s^{-1}$ puis à la vitesse de 5,3 $m.s^{-1}$ pour l'enclume plate ou à la vitesse de 6,0 $m.s^{-1}$ puis à la vitesse de 4,3 $m.s^{-1}$ pour l'enclume hémisphérique.

Conditionnement	Type d'enclume	Nombre de zones d'impact
Haute température	Hémisphérique	3
Température ambiante	Hémisphérique	3
Basse température	Hémisphérique	3
Condition humide	Hémisphérique	3
Haute température	Plate	3
Température ambiante	Plate	3
Basse température	Plate	3
Condition humide	Plate	3

TABLE 1.3: Différents scénarii possibles

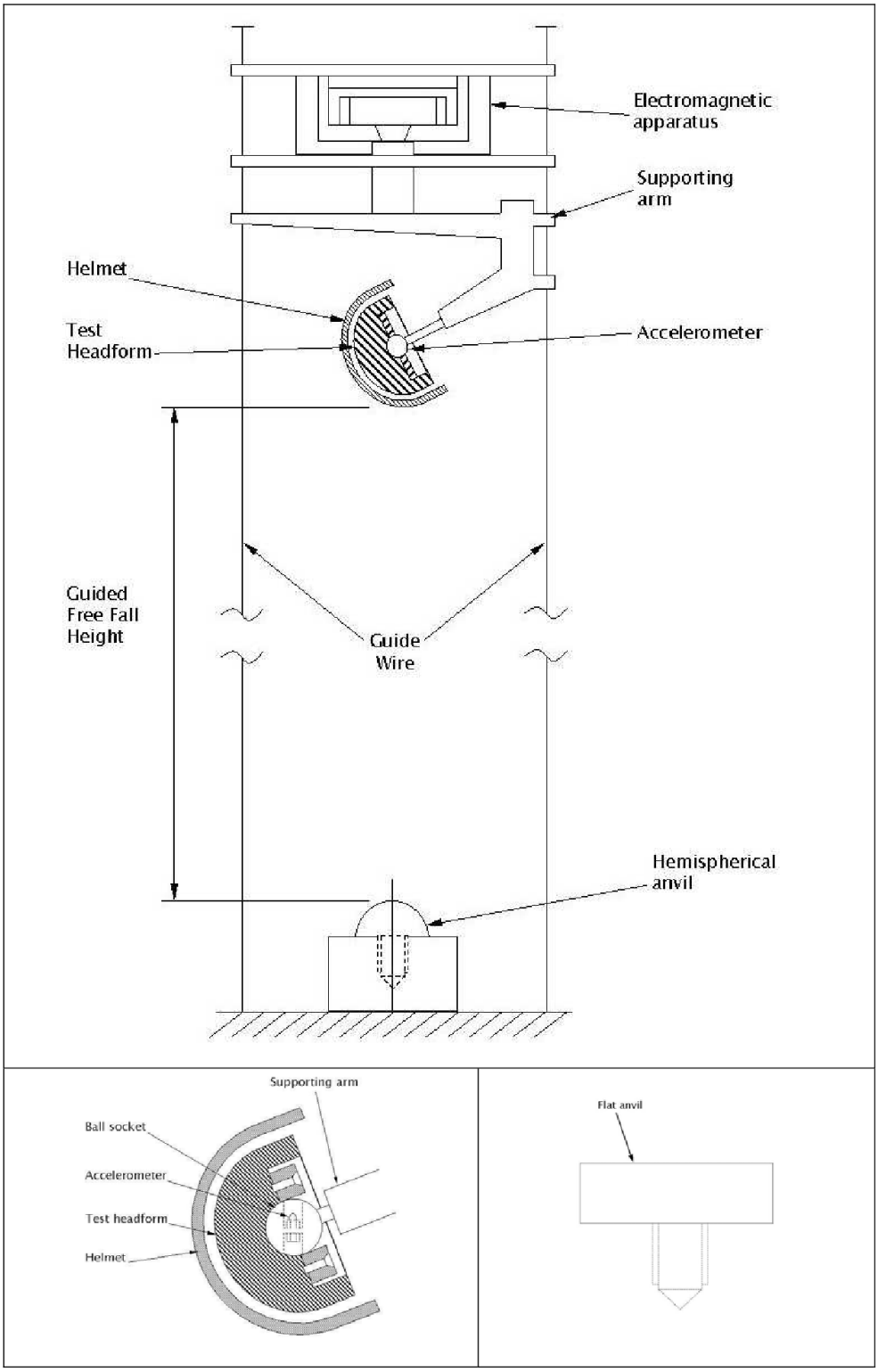


FIGURE 1.9: Schéma du dispositif proposé par la norme MAHIS pour le test d'atténuation des chocs

On note que le dispositif d'impact de la figure 1.9 présente un inconvénient : le bras de levier portant le casque. En effet, dont la flexibilité du bras intervient sur le temps de contact.

1.2.2 Réponse macroscopique de casques impactés, données de la littérature

Les essais normatifs donnent seulement une information binaire sur les performances du casque. Les normes ne permettent ni de situer les performances d'un casque par rapport à la limite fixée ni de classer les casques les uns par rapport aux autres en fonction de leurs performances. Dans différents domaines, des chercheurs se sont intéressés à mieux comprendre les phénomènes physiques intervenant lors d'un impact et à déterminer le comportement macroscopique d'un casque par une approche soit expérimentale, soit numérique.

Afin d'évaluer les performances d'un casque d'alpinisme et de déterminer les sollicitations que la mousse subit lors d'un impact, Viot [95] a réalisé des tests (Figure 1.10) suivant la norme en vigueur dans le domaine (NF-EN 12492). Le mode de sollicitation prépondérant identifié est la compression de la mousse. Il s'est également intéressé à déterminer le comportement de la mousse pour des vitesses de déformation de l'ordre de 100 s^{-1}.

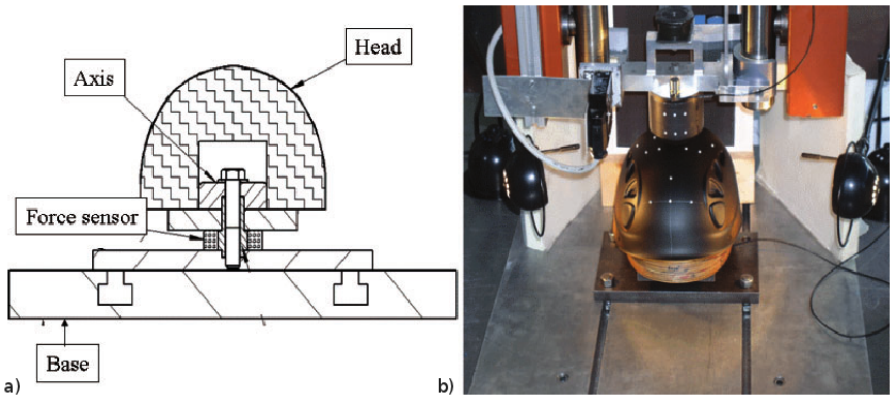


FIGURE 1.10: a) Schéma du montage de la fausse tête instrumentée. b) photographie d'un casque positionné sur tête prête à être impactée [95].

Grâce à des capteurs de force et de déplacement ainsi qu'un suivi du déplacement de l'impacteur par une caméra rapide, l'énergie dissipée lors de l'impact a pu être quantifiée. La courbe force/temps (Figure 1.11) permet de déterminer le début de l'impact (point A), la fin de l'impact (point B) et donc l'enfoncement maximal. De plus, connaissant la vitesse aux points A et B l'énergie dissipée peut être calculée :

$$E_{dis} = \frac{1}{2}mv_A^2 - \frac{1}{2}mv_B^2 \tag{1.1}$$

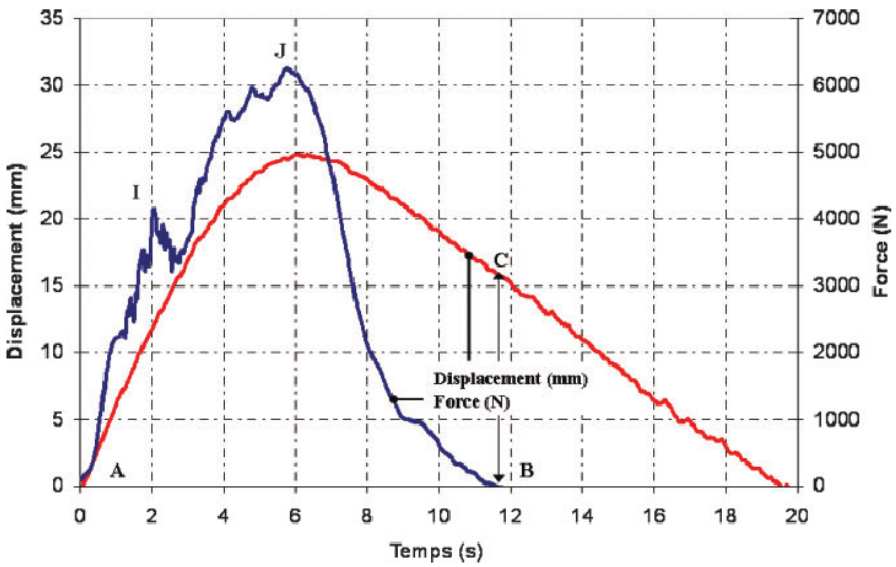


FIGURE 1.11: Courbes réponses déplacement et force en fonction lors d'un impact sur casque (projectile de 5kg, hauteur de 2 m)[95].

D'autres essais ont été réalisés par Pinnoji [76] sur des casques de moto ayant la particularité d'avoir un calotin de protection en mousse métallique. Seul l'impact sur une surface plane décrit dans la norme EC 22 et IS 4151 est considéré dans cet article. Le dispositif expérimental est présenté sur la figure 1.12.

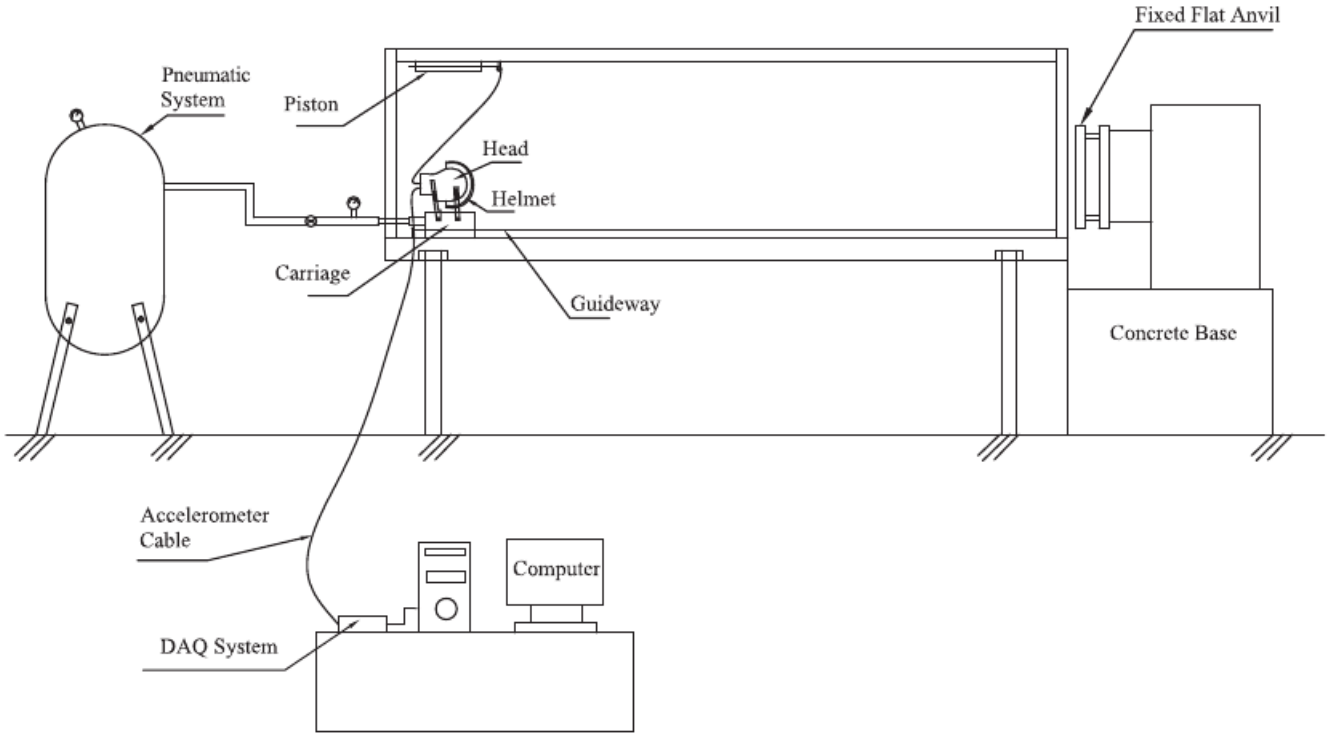


FIGURE 1.12: Schéma du dispositif d'impact du casque sur plaque plane [76] (IMFS).

Dans la quasi-totalité des articles, les résultats macroscopiques vont servir de référence pour des simulations numériques. En effet, pour quantifier les différents phénomènes physiques et éviter un grand nombre de tests de plus en plus d'auteurs ont recours à la simulation numé-

rique. La figure 1.13 présente une comparaison de résultats d'impact sur un casque obtenus numériquement et expérimentalement.

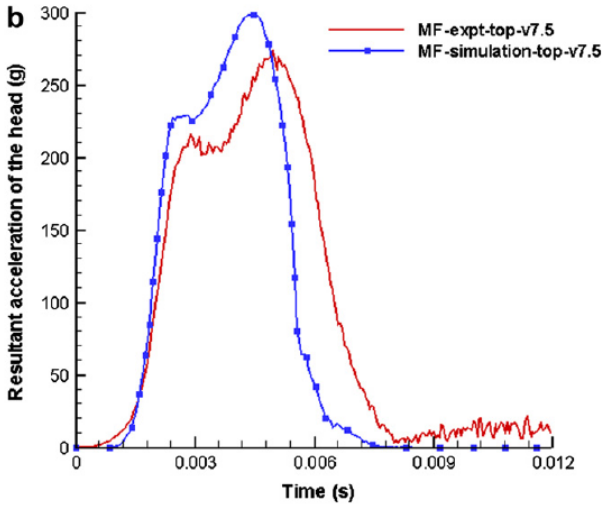


FIGURE 1.13: Accélération du centre de gravité de la fausse tête en fonction du temps mesurée expérimentalement et calculée numériquement. [76]

Les autres tentatives pour comprendre le comportement macroscopique d'un casque soumis à un impact passent par la modélisation. De nombreux essais sont réalisés numériquement [50, 29, 38, 62, 81]. Toutes ces études montrent qu'il y a une nette tendance à vouloir modéliser le casque, pour réaliser des tests « numériques » permettant de discriminer les différents phénomènes.

1.2.3 Tests d'impact sur des casques, réalisés au laboratoire

Lors d'une étude préliminaire destinée à comparer les réponses macroscopiques d'un casque *topsight* avec trois autres casques de référence, un test d'impact a été mis en place. L'objectif est que les casques de moto (Shoei X-Sprite), de F1 (Bell) et d'hélicoptère (HGU-56), répondant à des spécifications mécaniques différentes, ne soient pas complètement détruits, mais qu'ils soient suffisamment endommagés. Le choix du test s'est porté sur un essai d'impact sur tour de chute, proche de celui utilisé dans la norme ECE 22-05 définie pour les casques de moto. Dans cette section, après avoir présenté les conditions d'essai, seuls les résultats sur le casque *topsight* seront présentés.

1.2.3.1 Le dispositif expérimental

Afin de réaliser au laboratoire des tests d'impact sur le casque, nous avons instrumenté le dispositif expérimental qu'est la tour de chute (figure 1.14).

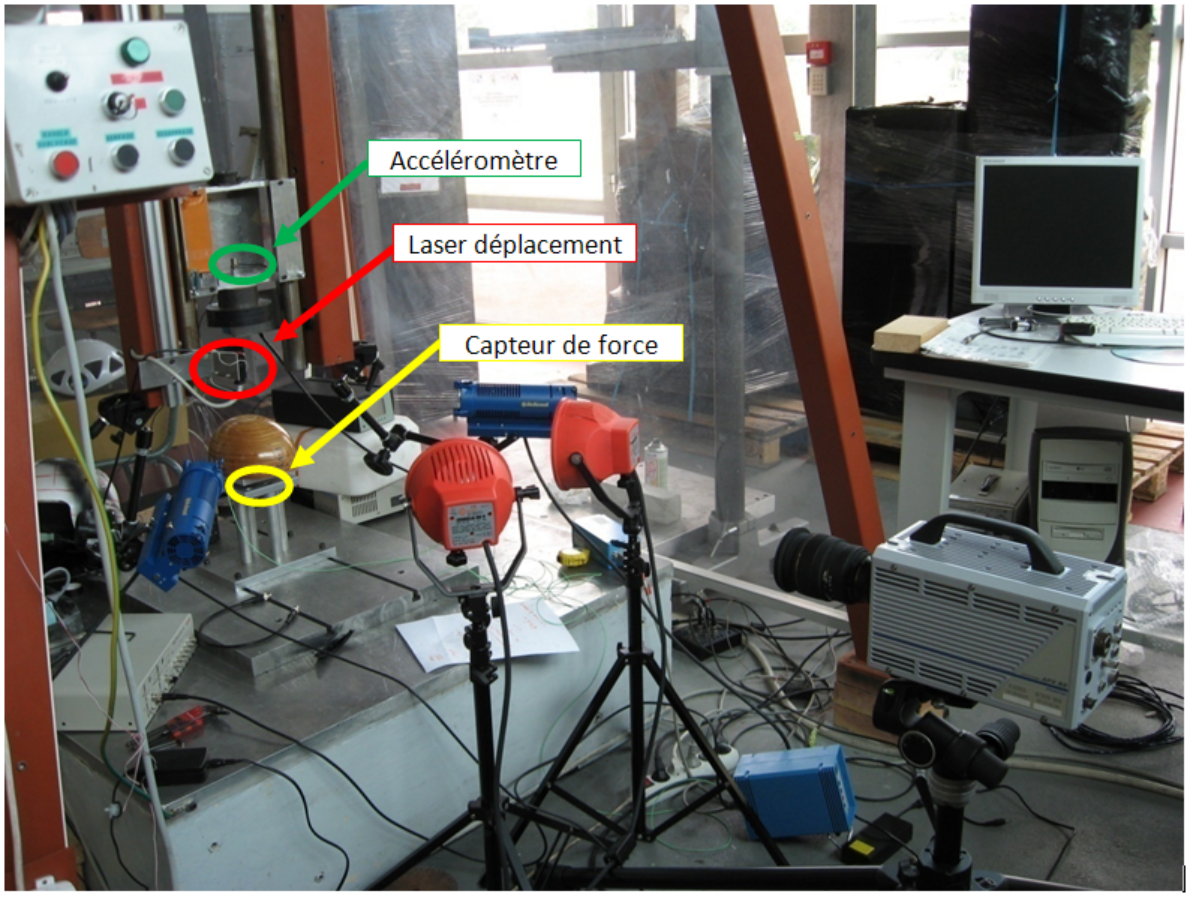


FIGURE 1.14: Dispositif expérimental d'impact développé sur la tour de chute

Le montage « tour de chute » est composé de trois parties, la tour, l'impacteur et le support du casque.

- La tour de chute disponible au laboratoire (Figure 1) permet d'impacter des structures grâce à un projectile tombant sous l'action de la gravité. Un large choix de paramètres est possible comme la hauteur de chute (jusqu'à 2,8 m), la masse de l'impacteur (de 1 kg à 20 kg), la forme de l'impacteur et les conditions aux limites de l'éprouvette. La mise en place de l'impacteur à une hauteur de 1,84 m (correspondant à une vitesse de chute de $6\,m.s^{-1}$) se fait grâce à un boîtier de commande qui permet de contrôler la hauteur de l'électroaimant de maintien en position. Un dispositif anti-rebond a été développé pour éviter un deuxième impact et permettre une analyse post-mortem du dommage [8, 96].
- L'impacteur est un cylindre plat en acier d'un diamètre de 130 mm. Cet impacteur est guidé par un chariot se translatant verticalement le long de deux rails pour un poids total de 6,9 kg. L'impacteur est instrumenté par un accéléromètre et un capteur de déplacement laser. L'accéléromètre utilisé est un produit de chez Brüel & Kjaer (modèle 4371V) ; sa sensibilité est de 1 pC/g (g étant l'accélération de la pesanteur). Le capteur de déplacement est un capteur laser keyence, d'une plage de mesure 100 mm.
- Le support du casque est composé d'une fausse tête en bois normalisée (taille 59), fixée sur un support en aluminium équipé d'un capteur de force piézoélectrique (Kistler 9061A) de force maximale admissible 200 kN. Ce capteur a été précontraint à 10 kN sur le dispositif de maintien du casque. La plage de mesure qui s'est révélée la plus pertinente à la suite de plusieurs essais est de 0 à 20 kN.

L'acquisition des données se fait grâce à un logiciel développé sous Lab-View 6.1 qui permet l'enregistrement de l'accélération, de la force et du déplacement. La fréquence d'échantillonnage

utilisée est de 30kHz.

Ce dispositif expérimental permet de mesurer des grandeurs macroscopiques comme la force de contact et le déplacement de l'impacteur (figure 1.15).

1.2.3.2 Résultats et analyses

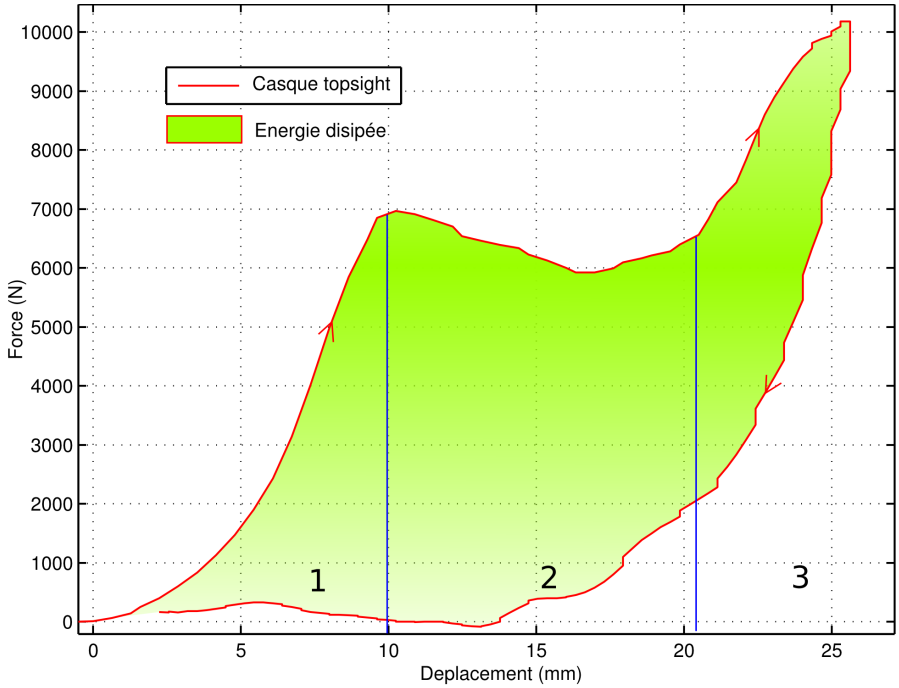


FIGURE 1.15: Réponse Force-Déplacement d'un casque sollicité à l'impact (impacteur plat de diamètre $\emptyset = 130mm$, $vitesse = 6m.s^{-1}$, $masse = 6,35kg$, $E_c = 114\,J$).

Trois phases peuvent être distinguées sur la courbe représentant la force en fonction du déplacement.

- La première phase (1) de 0 mm à 10 mm de déplacement correspond à l'adaptation du casque sur la fausse tête, à la mise en charge et à l'augmentation de la surface de contact entre le casque et l'enclume.
- La deuxième phase (2) de 10 mm à 20 mm de déplacement est caractérisée par une chute de l'effort. Cette chute de l'effort peut être expliquée par le flambement de la partie supérieure de la coque du casque qui conduit à une perte de rigidité et à l'écrasement de la mousse. C'est dans cette partie qu'une part importante d'énergie est absorbée. L'énergie totale dissipée est représentée sur le graphique de la figure 1.15 en vert.
- La dernière phase (3) de 20 mm à 25,6 mm de déplacement est caractérisée par une reprise du chargement suite à la densification de la mousse sous l'impacteur.

1.3 Observation et quantification des endommagements créés lors d'un impact sur un casque en composites

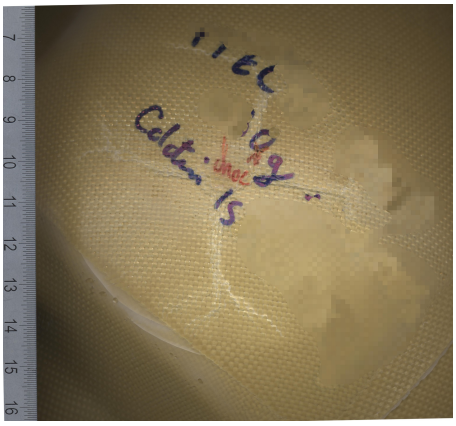
Dans cette troisième partie concernant l'endommagement du casque, des observations réalisées sur le casque *topsight* impacté sont présentées. Les observations réalisées par inspection visuelle et par thermographie infrarouge permettent de détecter des endommagements à l'échelle macroscopique.

Bien que dans la littérature, on ne trouve pas de résultats d'impact sur un casque aéronautique qui permettraient de faire le lien entre nos observations et celles réalisées par d'autres auteurs, il faut noter que de nombreux chercheurs se sont intéressés au comportement des casques de motos et vélos à l'impact faible vitesse. Parmi ces différentes études, seules certaines traitent d'un casque avec une coque en composite. Ces études, pour la plupart numériques tentent de quantifier la part de chacun des mécanismes impliqués dans l'absorption d'énergie et dans une moindre mesure la résistance à la perforation.

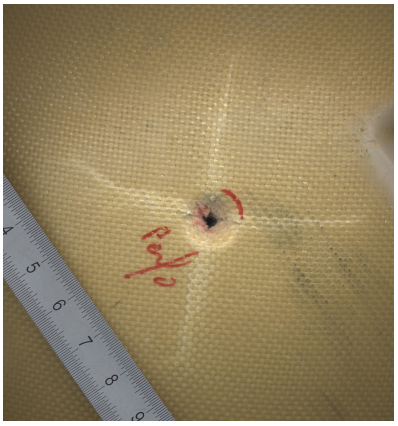
1.3.1 Observation des endommagements

Un essai réalisé sur le casque *topsight* présenté dans la section 1.2.2 a permis d'identifier la réponse macroscopique du casque suite à un impact avec un impacteur plat. Cependant, l'épaisse couche de peinture recouvrant le tissu en composite ne permet pas de faire une inspection visuelle des dommages engendrés par l'impact. Deux nouveaux tests ont alors été réalisés sur un casque non recouvert de peinture (figure 1.16). Le casque a subi sur deux zones distinctes, un impact de perforation et un impact hémisphérique selon la norme MAHIS [2] à température et humidité ambiantes. Le casque sans peinture présenté en photo possède une particularité par rapport au casque de base *topsight,* car des nanoparticules d'élastomère ont été rajoutées dans sa matrice époxy. Nous reviendrons en détail sur ce point dans les chapitres suivants.

FIGURE 1.16: Casque *topsight* vu de face



(a) Impact hémisphérique à l'arrière gauche du casque



(b) Impact de perforation à l'arrière droit du casque

FIGURE 1.17: Photographies du casque *topsight* (a) et des zones endommagées par l'impact (b et c)

Une première inspection visuelle montre que la morphologie des dommages générés par les deux types d'impact est totalement différente.

1. Le dommage généré par l'impacteur hémisphérique (figure 1.17a) ne provoque pas de perforation de la coque. Visuellement, la zone affectée présente un aspect tentaculaire avec quatre branches principales qui bifurquent à leur extrémité. L'étendue des dommages visibles est de 4 à 5 cm autour du point d'impact. Le blanchiment de la coque par endroits est révélateur de l'endommagement par fissuration et microfissuration de la matrice. L'indentation résiduelle est quant à elle quasi nulle.
2. Le dommage généré par l'impacteur conique (figure 1.17b) est une perforation très localisée sur un centimètre de diamètre. Quatre branches perpendiculaires de 2,5 cm de long se situent de part et d'autre du centre de perforation. Comme dans le premier cas, ces branches blanches témoignent d'un endommagement de la matrice.

Les dommages de type délaminage ne peuvent pas être détectés visuellement. Il est alors nécessaire d'utiliser d'autres techniques afin d'observer ce genre de défauts. La technique non destructive retenue pour la détection du délaminage est la thermographie infrarouge. Parmi les techniques disponibles, celle utilisée consiste à chauffer uniformément (à l'aide d'une lampe pendant 10s) une face de l'objet étudiée et à filmer la décroissance de la température sur la même face après l'arrêt de l'excitation (figure 1.18). En fonction de la nature du matériau, de la présence de défauts ou de la présence de délaminage, la température décroit de manière différente. Un temps caractéristique (correspondant à la durée pour atteindre 63% de la décroissance de la température) est déterminé en chaque point de l'objet. L'analyse des champs de temps caractéristique est plus robuste que le champ de température à un instant donné. L'image de la figure 1.18 représente la cartographie des temps caractéristiques. Les zones plus foncées correspondent à un matériau ayant des temps caractéristiques plus longs. Dans le cas du casque *topsight*, les variations des temps caractéristiques sont dues aux endommagements et plus particulièrement aux délaminages. Les lames d'air (isolantes), présentes entre deux plis du composite délaminé, réduisent fortement la conductivité du matériau et augmentent le temps caractéristique associé.

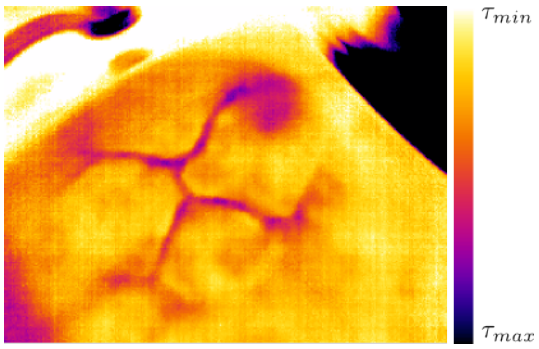


FIGURE 1.18: Cartographie des temps caractéristiques obtenue par contrôle non destructif par thermographie infrarouge sur le casque après impact d'une hemisphère de 100 mm de diamètre.

L'étude par thermographie infrarouge permet de détecter des zones de délaminage situées en bout de branche correspondant à la périphérie de la zone impactée. Ces informations qualitatives mettent en évidence la présence de délaminage pour le test d'impact hémisphérique.

La même étude est réalisée pour la zone impactée par un impacteur conique (figure 1.19). Le contrôle par thermographie infrarouge révèle autour du trou créé par l'impacteur conique un délaminage. Les quatre bandes d'endommagement de la matrice sont aussi perceptibles, et ceci en raison de la présence de microfissures qui constituent des résistances thermiques.

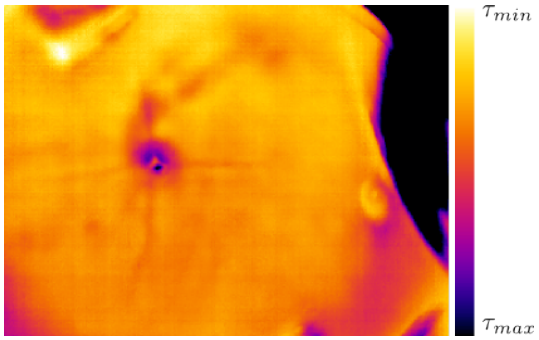


FIGURE 1.19: Cartographie des temps caractéristiques sur le casque après impact d'un cône.

1.3.2 Quantification des endommagements et mécanismes associés

Un couplage fort entre la mousse et la coque rend difficile la quantification de la contribution à l'absorption d'énergie de chaque phénomène. Dans la littérature de nombreux articles traitent des problèmes d'impact sur casque avec des impacteurs plats ou hémisphériques de grand diamètre. Ces études proposent, moyennant certaines hypothèses, de déterminer la contribution des différents mécanismes à la réponse globale. Concernant les impacts perforants, à part les articles relatifs à des impacts haute vitesse pour l'étude de la résistance d'un casque vis-à-vis de la balistique, peu d'études existent sur la perforation d'un casque.

Kostopoulos [58] propose d'étudier par voie numérique la part de chacun des phénomènes dissipatifs d'énergie intervenant lors de la chute d'un casque sur une hémisphère (Norme Snell). Pour cela, un modèle éléments finis sert de base à la simulation (Figure1.20).

1.3.2.1 Procédure numérique

- La géométrie de la coque est obtenue à partir d'un casque scanné en 3D et maillé avec 5260 éléments solides composites répartis selon deux couches de 1 mm d'épaisseur.
- Le calotin en mousse d'une épaisseur de 35 mm est constitué de 8500 éléments volumiques.
- La fausse tête en aluminium est modélisée avec 760 éléments non déformables ayant une masse totale de 5 kg.
- L'enclume hémisphérique est modélisée avec 400 éléments non déformables et encastrés par rapport au repère principal.

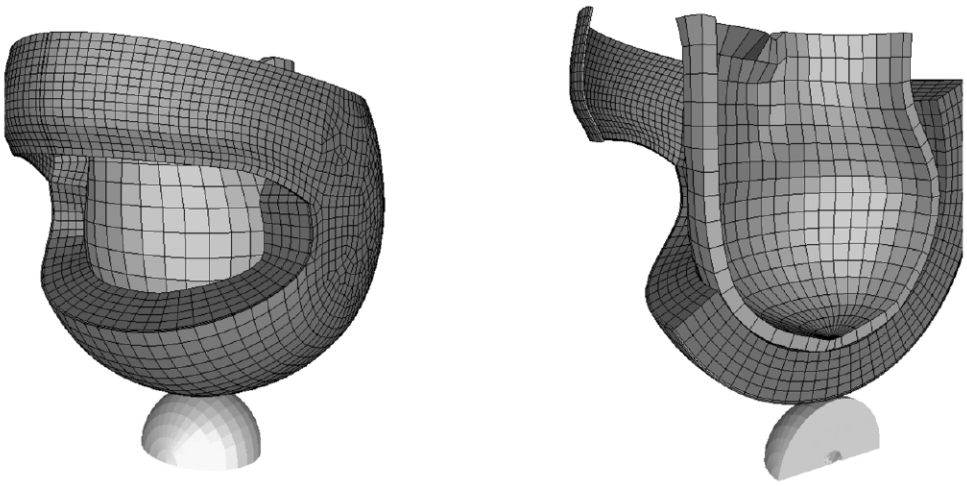


FIGURE 1.20: Maillage de la coque, du calotin, de la fausse tête et de l'enclume en éléments finis [58].

Trois simulations utilisant des coques différentes sont réalisées grâce à un modèle éléments finis dynamique explicite disponible sur LS-DYNA. Dans les trois cas, la couche intérieure de la coque est constituée d'un composite mat à fibres de verre et à matrice polyester. Les composites utilisés pour la simulation de la couche extérieure ont tous une matrice polyester mais des renforts différents. Trois renforts sont utilisés : un tissu sergé pour les fibres de carbone et les fibres de Kevlar et un tissu taffetas pour les fibres de verre. Les valeurs des paramètres pour les composites sont résumées dans les tableaux de la figure 1.21. La mousse est considérée comme un matériau isotrope ayant un module d'Young de 23 MPa en compression et une limite élastique de 0,5 MPa. Le comportement non-linéaire de cette mousse décrit suivant le modèle Hallquist [Man] est basé sur des courbes de contrainte en fonction de la déformation volumétrique. De plus, les six composantes du tenseur de déformation sont considérées comme indépendantes. C'est-à-dire qu'une déformation suivant la direction x générera uniquement une contrainte dans la direction x.

Strength properties of woven fabric reinforced polyester used for the outer shell

	Strengths (MPa)	Carbon fabric reinforced polyester	Glass fabric reinforced polyester	Kevlar reinforced polyester
In-plane	Longitudinal tensile (S_x)	500	300	400
	Transverse tensile (S_y)	500	300	400
	Transverse compressive (S_y')	300	200	200
	Shear (S_{xy})	100	130	50
Out of plane	Normal tensile (polyester)	50	50	50
	Transverse shear (S_{yz})	80	100	80
	Transverse shear (S_{xz})	80	100	80

Mechanical properties of woven fabric/glass mat reinforced composites and liner materials

	Outer layer			Inner layer	Liner
Mechanical properties	Carbon fabric reinforced polyester	Glass fabric reinforced polyester	Kevlar fabric reinforced polyester	Glass mat reinforced polyester	Polystyrene
Density (kg/m^3)	1800	2000	1650	2000	50
E_1 (GPa)	61.3	19.7	32.4	–	–
E_2 (GPa)	61.3	19.7	32.4	–	–
E_3 (GPa)	10	9.5	9.5	–	–
ν_{12}	0.0313	0.1	0.0484	–	–
ν_{13}	0.4	0.25	0.3	–	–
ν_{23}	0.4	0.25	0.3	–	–
G_{12} (GPa)	2.77	3.1	1.8	–	–
G_{13} (GPa)	2	2.5	1.35	–	–
G_{23} (GPa)	2	2.5	1.35	–	–
E (GPa)	–	–	–	8	0.023
ν	–	–	–	0.28	–
Plastic tangent modulus (GPa)	–	–	–	4	See Fig. 2
Yield stress (MPa)	–	–	–	80	
Remarks	Composite damage model			Kinematic hardening	Volumetric crushing

FIGURE 1.21: Propriétés mécaniques des matériaux composites tissés utilisés dans l'étude [58] en quasi-statique.

1.3.2.2 Résultats

Les résultats de l'étude de Kostopoulos sont résumés par les diagrammes présents sur la figure 1.22.

- Le casque utilisant une coque en composite Kevlar permet d'absorber le plus d'énergie. En effet, l'énergie d'impact dissipée représente 52% , 51,7% et 66,7% de l'énergie initiale d'impact, respectivement pour le casque avec la coque en fibres de carbone, en fibres de verre et en fibres de Kevlar.
- En considérant uniquement l'énergie d'impact dissipée, les résultats montrent que la plus grande partie de l'énergie est absorbée par la mousse : 77%, 80% et 70% respectivement pour le casque avec la coque en fibres de carbone, en fibres de verre et en fibres de Kevlar.
- Le délaminage est le mode d'endommagement absorbant le plus d'énergie dans la coque. L'énergie absorbée par ce mode représente : 75%, 75% et 60% de l'énergie totale dissipée par la coque, respectivement pour le casque avec la coque en fibres de carbone, en fibres de verre et en fibres de Kevlar.

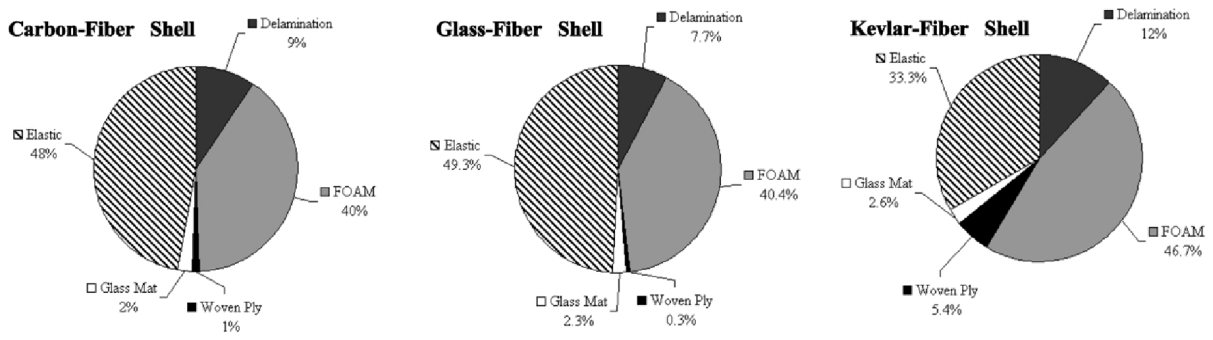


FIGURE 1.22: Distribution des énergies dissipées lors d'impact sur 3 types de composite. [58].

1.3.2.3 Interprétations

Une étude de sensibilité sur les valeurs des modules permet à Kostopoulos de conclure que les modules d'élasticité dans la direction des fibres ont peu d'effet sur les résultats et que les différences sont essentiellement dues au module G_{12} des plis tissés. En effet, le Kevlar (avec résine polyester) a des valeurs intermédiaires de modules dans le plan (Figure 1.21) et pourtant il a les meilleures performances vis-à-vis de l'absorption d'énergie (Figure 1.22). De plus, le composite carbone et le composite verre ont des valeurs similaires de G_{12} et une réponse dynamique proche tandis que le Kevlar, qui a une valeur de G_{12} inférieure, à une réponse différente. La conclusion est que le paramètre le plus important vis-à-vis du test à l'enclume hémisphérique est le module de cisaillement G_{12} et qu'une faible valeur de G_{12} permet à la mousse d'absorber davantage d'énergie.

Cependant, il faut garder à l'esprit que les interprétations de Kostopoulos dépendant fortement des hypothèses de départ. Dans notre étude, l'utilisation de matrice époxy et l'ajout de Nanostrength pourraient modifier les mécanismes de dissipation d'énergie.

1.3.2.4 Choix pour la suite de l'étude

Nous avons vu dans la partie 1.1 que le casque avait deux fonctions principales d'un point de vue mécanique, la protection vis-à-vis d'un impact perforant et la protection vis-à-vis de l'absorption de l'énergie d'impact. Contrairement à l'impact type choc, l'impact perforant active tous les modes d'endommagement de la coque composite, ceux-ci allant de la fissuration de matrice à la rupture de fibres. Dès lors, nous avons fait le choix de travailler, sur la partie concernant la perforation.

1.4 Observation et quantification des endommagements créés lors d'un impact sur des structures simples

La partie 1.3 a révélé, dans la littérature, un manque certain de données et d'observations expérimentales dans l'analyse des dommages créés sur les casques par des impacts à faible vitesse.

Cette partie montrera que de nombreuses analogies peuvent être établies entre la phénoménologie d'un impact sur un casque et celle d'un impact sur d'autres structures plus simples telles que des sandwichs ou des plaques en composites. Après une analyse bibliographique, les résultats obtenus au laboratoire sur l'impact de plaques composites sont présentés.

L'objectif final de cette partie est de décrire les dommages, les mécanismes d'endommagement et de déterminer les sollicitations qui en sont responsables.

1.4.1 Éléments bibliographiques

Les matériaux sandwichs constitués de deux peaux en composite et d'une âme en matériau cellulaire sont, abstraction faite de leur géométrie, proche de la structure casque. Ces matériaux alliant légèreté et forte rigidité flexionnelle sont mis en œuvre dans de nombreuses industries telles que l'automobile, le naval, le ferroviaire, l'aéronautique et le spatial. Leur large utilisation a conduit de nombreux auteurs à s'intéresser à leur comportement vis-à-vis d'impacts à faible vitesse que peuvent rencontrer ces structures durant leur cycle de vie [74, 41, 19, 49, 53]. C'est pourquoi nous avons fait le choix de commencer par présenter des résultats sur ce type de structure avant d'étudier le comportement d'un composite seul soumis à un impact.

1.4.1.1 Endommagement sur structures sandwich

L'endommagement constaté sur la structure sandwich étudiée par Gustin [41] est très proche de celui qui est présent sur le casque impacté ayant subi le test de perforation. L'étude de J. Gustin [41] sur le comportement à l'impact faible vitesse des sandwichs Kevlar/Carbone est particulièrement intéressante. L'idée est :

1. d'estimer l'influence du nombre de couches tissées Kevlar et Carbone sur l'énergie absorbée,
2. de déterminer les mécanismes et sollicitations responsables de l'endommagement.

Les éprouvettes sandwichs utilisées (Figure 1.23) ont une dimension de 100×100 mm, seule la peau supérieure du sandwich est un paramètre de l'étude. Les références des différentes peaux utilisées sont résumées dans le tableau de la figure 1.24 où *hybrid* signifie, tissu composé de fibres de carbone et de kevlar, tissées entre elles. Les échantillons sont fixés dans un dispositif circulaire de 76,2 mm de diamètre et impactés par une hémisphère d'un diamètre de 12,7 mm et d'un poids de 7,25 kg. L'énergie d'impact est choisie entre 5 J et 45 J.

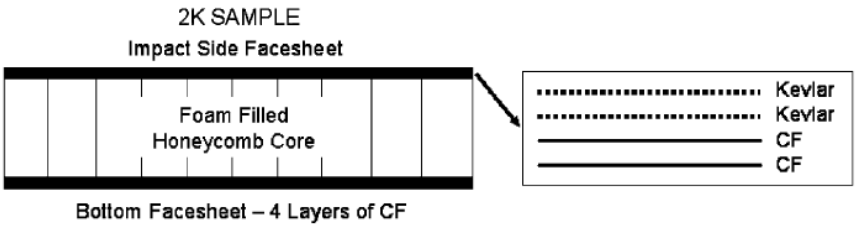


FIGURE 1.23: Exemple d'éprouvette sandwich utilisée par [41].

Table 4
Properties of hybrid carbon fiber/Kevlar

Abb.	Sample type	Weight (g)
CF	4 carbon fiber layers	60.8
1K	1 Kevlar–3 carbon fiber layers	59.7
2K	2 Kevlar–2 carbon fiber layers	60.5
3K	3 Kevlar–1 carbon fiber layers	59.8
4K	4 Kevlar layers	58.4
1H	1 hybrid–3 carbon fiber layers	59.4
2H	2 hybrid–2 carbon fiber layers	60.1
3H	3 hybrid–1 carbon fiber layers	59.7
4H	4 hybrid layers	59.3

FIGURE 1.24: Tableau récapitulatif des différentes peaux utilisées [41].

Les résultats d'impact obtenus sur les sandwichs sont très proches de ceux obtenus au laboratoire sur le casque pour le test de perforation et sur les plaques bridées dans un dispositif circulaire (Dispositif présenté en détail dans la partie 1.4.2).

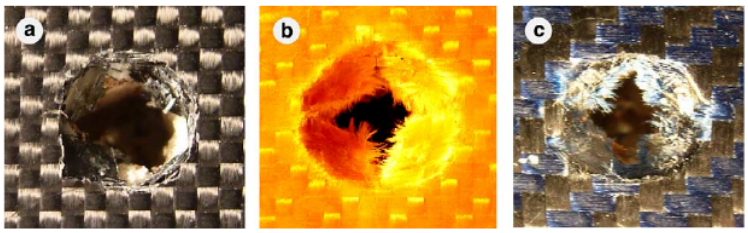
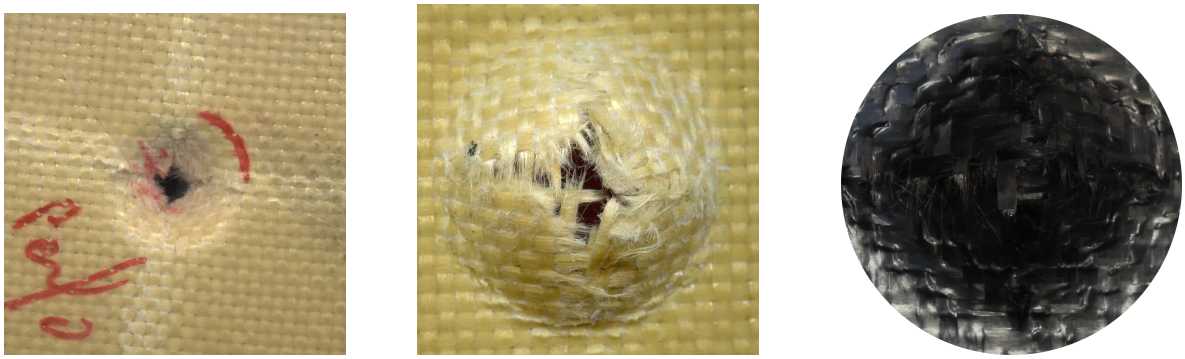


FIGURE 1.25: Photographies des impacts pour une énergie de 15J. (a) CF, (b) 4K et (c) 4H [41]

Le dommage sur le Kevlar (Figure 1.25) obtenue par Gustin est similaire à ceux que nous obtenons (Figure 1.26) sur les plaques bridées dans un dispositif circulaire et sur le casque pour le test de perforation (abstraction faite des quatre branches d'endommagement de la matrice liées à la géométrie du casque). On peut postuler que les mécanismes d'endommagement en ce qui concerne la perforation sont similaires. La différence entre les deux impacts sur les plaques de carbone (Figure 1.25a et 1.26c) provient de la nature de la matrice. En effet, celle de l'étude de Gustin est en résine époxy alors que celle de notre étude en polyamide 12.



(a) Tissus taffetas en Kevlar 129 (b) Tissus taffetas en Kevlar 129 (c) Tissus sergé 2-2 en carbone

FIGURE 1.26: (a) Dommage sur casque avec impacteur conique [MAHIS]. (b) , (c) Dommage sur plaques bridées dans un dispositif circulaire, avec un impacteur hémisphérique de diamètre 16 mm (énergie de l'impact : 9 Joules).

Les photos des impacts (Figure 1.25) montrent les différents modes de rupture mis en jeu : cisaillement et traction. Le composite carbone (CF) a subi clairement une rupture en cisaillement hors plan, il en résulte un trou du diamètre et de la forme de l'impacteur. Le composite Kevlar (4K) a subi une rupture en traction, il en résulte une flexion du composite sur le périmètre de l'impacteur et une déchirure au centre. Le composite hybride (4H) subit une combinaison des deux modes de rupture.

L'influence de la composition de la peau supérieure sur l'énergie absorbée est présentée sur la figure 1.27. Une différence de comportement apparaît entre les différents échantillons pour une énergie d'impact supérieure à 30 Joules. Au-delà de 30 Joules, il y a perforation complète et les sandwichs possédant du kevlar absorbent davantage d'énergie. Cependant, une très faible différence est constatée entre les 1K, 2K, 3K et 4K (Figure 1.24). L'auteur estime que le meilleur choix est le 1K car il conserve la rigidité de l'ensemble et améliore les propriétés d'absorption d'énergie.

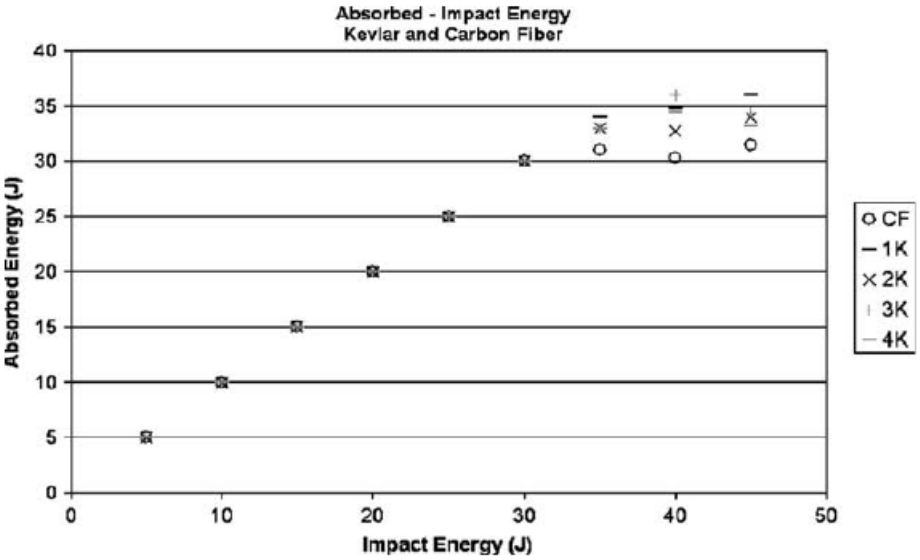


FIGURE 1.27: Énergie absorbée en fonction de l'énergie d'impact [41].

Conclusion L'intérêt de cette étude est de montrer, une fois l'analogie établie, que les sollicitations et mécanismes responsables de l'endommagement sont pour le Kevlar de la traction et de la flexion sur le pourtour de l'impacteur et pour le carbone principalement du cisaillement. Gustin [41] montre également que l'utilisation d'un pli Kevlar et trois plis de carbone est un bon compromis en terme d'absorption d'énergie et de rigidité pour une plage d'énergie d'impact de 30 à 50 Joules.

1.4.1.2 Endommagement sur composites tissés

Une morphologie similaire du dommage dans le cas du test de perforation sur le casque est retrouvée dans les études de plusieurs auteurs [26, 4] lorsqu'ils réalisent des essais d'impact à faible vitesse sur des plaques. Ces essais sont intéressants pour plusieurs raisons :

1. On s'affranchit des problèmes d'interfaces liés au collage de la peau sur l'âme rencontrés dans les matériaux sandwichs. Ces tests dépendent de la nature du matériau, de la géométrie de l'échantillon et des conditions initiales et aux limites. Une fois les deux dernières fixées, c'est bien le comportement de plaques en matériau composite qui est comparé.
2. L'absence de matériaux cellulaires permet d'observer grâce à des caméras rapides la phénoménologie de l'impact.
3. La large utilisation (Tableau 1.4), dans la communauté, des tests d'impact faible vitesse avec des impacteurs hémisphériques de petit diamètre, permet de faire de nombreuses comparaisons et d'expliquer des tendances.

Auteurs	Dispositif de bridage	Diamètre de l'impacteur hémisphérique	Composite étudié
J.K. Chen [20]	Rectangulaire $152.4 \times 101.6\,mm^2$	$12.7\,mm$ et $19.05\,mm$	Stratifié carbone/époxy
I.H. Choi [22]	Carré $100 \times 100\,mm^2$	$12.7\,mm$ et $19.1\,mm$	Stratifié carbone/époxy
A.P Christoforou [23]		$12.7\,mm$	Stratifié carbone/époxy
L. Ballère [8]	Disque $\oslash = 30\,mm$	$16\,mm$	Stratifié carbone/époxy
B. Alcock [5]	Disque $\oslash = 20\,mm$	$10\,mm$	Taffetas tout-polypropylene
B. Alcock [4]	Disque $\oslash = 40\,mm$	$20\,mm$	Taffetas tout-polypropylene
P.I Meyer [68]	Déposé sur un cylindre en acier	$25.4\,mm$	Stratifié Kevlar/époxy
E.A. Abdallah [3]	Rectangulaire $150 \times 42\,mm^2$	$12.7\,mm$	Stratifié carbone/époxy
W.A. de Morais [26, 27]	Carré $125 \times 125\,mm^2$	$12.7\,mm$	Stratifié carbone/époxy
V. Tita [88]	Disque $\oslash = 80\,mm$	$16\,mm$	Stratifié carbone/époxy
E.Sevkat [80]	Disque $\oslash = 76.2\,mm$	$16\,mm$	Taffetas carbone, verre et hybride époxy
K.Imielinska [54]	Rectangulaire $120 \times 100\,mm^2$		Taffetas carbone, kevlar et hybride époxy
T.Mitrevski [69]	Carré $140 \times 140\,mm^2$	$12.7\,mm$	Sergé 2x2 carbone époxy
M.V. Hosur [48]	Disque $\oslash = 75\,mm$	$12.7\,mm$	Taffetas carbone, verre et hybride époxy
S. Pecault [74]	Carré $550 \times 550\,mm^2$		Stratifié Verre/polyester

TABLE 1.4: Revue de la littérature concernant les tests d'impacts à faible vitesse avec impacteur de petit diamètre hémisphérique

Des essais d'impact à faible vitesse ont été réalisés par Alcock [4] afin d'étudier l'absorption d'énergie par un composite tissé tout-polypropylène. Comme son nom l'indique, ce composite est constitué d'une matrice en polypropylène avec des fibres en polypropylène. Les propriétés des fibres sont données dans le tableau 1.6 en dernière ligne. Bien que de nombreuses fibres présentes dans ce tableau ne seront pas étudiées, il est intéressant, outre de comparer les propriétés mécaniques, de remarquer la présence des fibres de Kevlar 129 utilisées dans le casque *topsight*. L'étude d'Alcock montre que malgré des propriétés mécaniques bien inférieures au Kevlar, le composite tout-polypropylène se comporte vis-à-vis du test de perforation, d'un point de vue phénoménologique, de la même manière que le Kevlar 129. Les conclusions de cette étude

permettront d'interpréter les résultats de tests présentés dans la section 1.4.2.

Material	Fibre type	Tensile strength (Gpa)	Tensile modulus (Gpa)	Strain to failure (%)	Density ($g.cm^3$)	References
PBO	ZYLON	5,5	280	2,5	1,56	[55]
Glass	E Glass	3,5	72	4,8	2,58	[4]
	S-2 Glass	4,9	87	5,7	2,46	[4]
Aramid (Kevlar)	Twaron HM1055	2,8	125	2,5	1,45	[4]
	Twaron HS2000	3,8	90	3,5	1,44	[4]
	Kevlar 49	2,9	135	2,8	1,45	[4]
	Kevlar 129	3,4	99	3,3	1,45	[4]
UHMW-PE (Gel processed)	Dyneema SK60	2,7	89	3,5	0,97	[4]
	Dyneema SK71	4,0	120	4,1	0,97	[4]
	Spectra S900	2,1	79	3,6	0,97	[4]
	Spectra S2000	3	116	2,9	0,97	[4]
UHMW-PE (Melt processed)	Certran	1,2	67	6	0,97	[4]
UHMW-PP (Gel processed)	–	0,98	36	3,3	0,91	[4]
PP	All-PP tapes	0,45	15	7,5	0,78	[4]

TABLE 1.6: Propriétés des fibres utilisées pour des applications d'impact (revue de la littérature [4])

Pour évaluer les performances à l'impact du composite, Alcock réalise des essais sur tour de chute. La plaque est bridée dans un dispositif circulaire décrit sur la figure 1.28. La température (20°C) et la vitesse initiale d'impact (4,42 $m.s^{-1}$ correspondant à une hauteur de chute de 1m) restent fixes pour toute l'étude. L'énergie de l'impacteur est fonction uniquement de la masse de celui-ci. Deux types de composites PP sont testés. Leurs caractéristiques sont données dans le tableau 1.7.

Fabric	Tape draw ratio (λ)	Tape modulus (GPa)	Tape strength (MPa)	Relative tape composition (skin :core :skin)	Drawing temperature (°C)
A	17	15	450	5 :90 :5	170
B	8	6	300	10 :80 :10	160

TABLE 1.7: Détails des échantillons A et B [4].

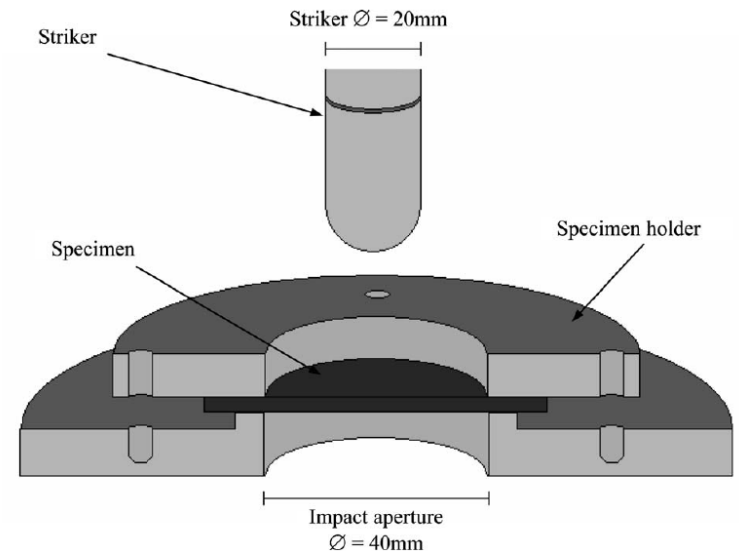


FIGURE 1.28: Schéma du montage de fixation + impacteur [4].

Procédure expérimentale Le test est réalisé selon les spécifications de la norme ASTM 5628-96 pour mesurer l'énergie dissipée par l'impact et étudier les dommages. Pour cela, seule la force au niveau de l'impacteur est mesurée en fonction du temps. L'énergie dissipée est calculée grâce à la formule suivante :

$$E_{dis} = v_0 \times A_{total} \left(1 - \frac{v_0 A_{total}}{4E_s}\right) \tag{1.2}$$

où E_{dis} est la valeur approchée de l'énergie dissipée lors de l'impact calculée sur la base d'une vitesse initiale v_0 (vitesse de l'impacteur). A_{total} est l'aire sous la courbe force/temps et E_s est l'énergie incidente de l'impacteur. L'énergie d'impact est choisie supérieure à au moins deux fois l'énergie absorbée afin d'augmenter la précision de la mesure. Les pertes d'énergie dues aux frottements, aux ondes et à la chaleur sont négligées.

Résultats et interprétations

- Tout d'abord, une étude sur l'épaisseur du composite montre que les plus épais n'ont pas les meilleures performances spécifiques (énergie/épaisseur) en terme d'absorption d'énergie. La courbe de la figure 1.29 montre que les meilleures performances sont obtenues pour les épaisseurs de 1,8 mm. Les composites ayant de faibles épaisseurs présentent de bons compromis de la réponse matériau/structure grâce aux grandes déformations en flexion, ce qui conduit à l'augmentation de la durée de l'impact et à une énergie spécifique dissipée plus grande.
- Ensuite, des essais sont réalisés sur des échantillons de même épaisseur, mais ayant des interfaces entre plis de plus en plus résistantes. Les propriétés de l'interface sont maîtrisées par le procédé de fabrication et mesurées grâce à un test de pelage suivant la norme ASTM 1876. Les courbes de la figure 1.30 montrent que plus la mise en œuvre est faite à haute température et haute pression, plus l'interface est résistante. Les courbes montrent aussi que plus l'interface est résistante moins l'énergie dissipée est importante. Les photos de la figure 1.30 montrent que l'échantillon (A) (Tableau 1.7) a des dommages plus étendus que l'échantillon (B) qui a une rupture en étoile. L'interprétation proposée est la suivante : l'augmentation de la température de mise en œuvre permet une meilleure répartition de la matrice à l'interface qui a pour conséquence de réduire les défauts. Il en résulte alors une interface plus résistante qui délaminera plus difficilement lors d'un impact. La diminution de l'énergie absorbée et les photos des échantillons (Figure 1.30) permettent à l'auteur de conclure que le délaminage qui

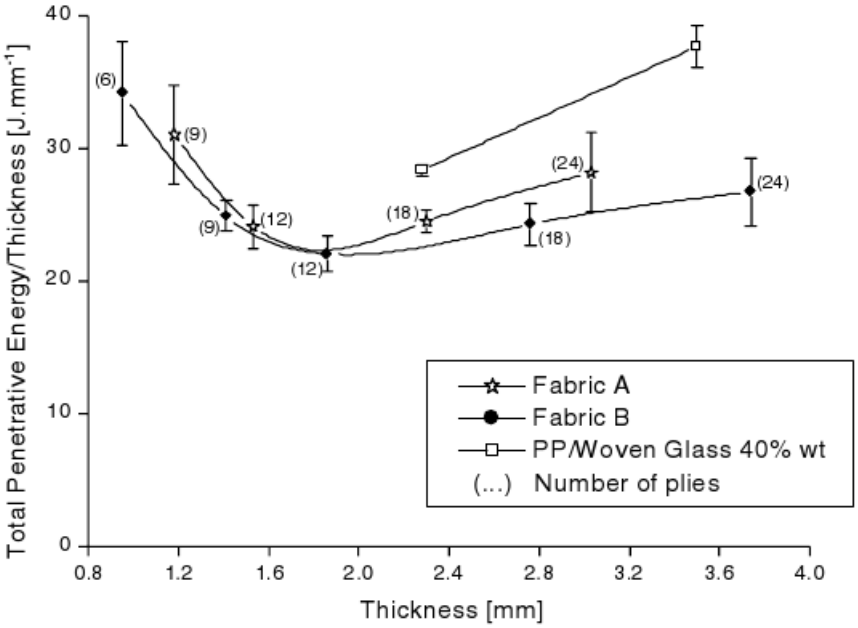
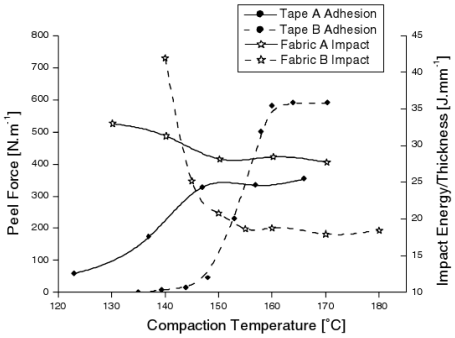
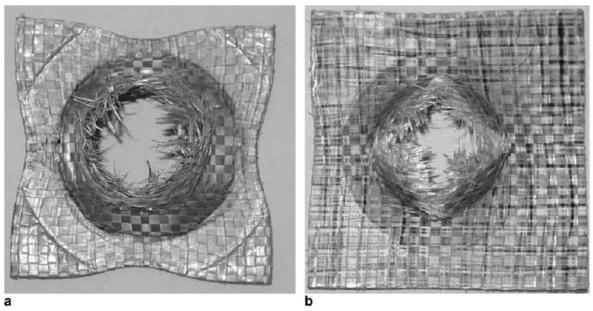


FIGURE 1.29: Énergie d'impact disipée normalisée par l'épaisseur en fonction de l'épaisseur de l'échantillon pour différent matériaux [4]



(a) Force de pelage et énergie d'impact spécifique en fonction la température pour deux composites PP différents



(b) Échantillon impacté impact sur le test de pénétration $*_a$Composite mis en œuvre à 140°C et 0,1MPa $*_b$ Composite mis en œuvre à 160°C et 11,4 MPa.

FIGURE 1.30: Résultats des tests d'impact avec pénétration [4].

se propage est un mode d'endommagement qui dissipe davantage d'énergie que la rupture de fibres qui reste localisée. D'autres auteurs ont rapporté des effets similaires sur un composite UHMW-PE [70].

– Le test de perforation active principalement le mode de traction biaxialesuivant la direction 0°/90° des fibres. Les photos de la figure 1.30 montrent clairement des ruptures en traction. La zone en traction est représentée sur la figure 1.31 comme deux bandes rectangulaires. Leurs vitesses de déformation lors de l'impact sont relativement élevées, ce qui nécessite une caractérisation du composite en traction dynamique.

Conclusion L'étude réalisée par Alcock montre que pour le composite tout-polypropylène, il existe un optimum d'énergie absorbée spécifique et que celui-ci se situe pour des épaisseurs faibles de l'ordre de 1,8 mm. De plus, il montre que le délaminage est le mécanisme qui dissipe le plus d'énergie et que la sollicitation à l'origine de la perforation est la traction.

L'idée est alors de reproduire des essais d'impact similaires sur les matériaux utilisés actuelle-

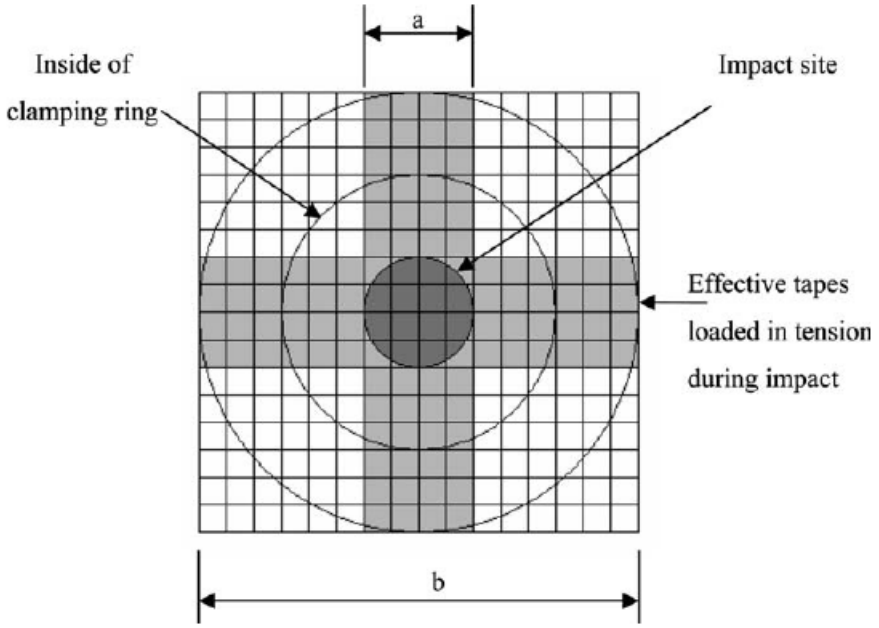


FIGURE 1.31: Schéma des zones sollicitées en tension lors de l'impact [4]

ment pour la fabrication de la coque du casque *topsight* et sur des matériaux innovants. Ces matériaux innovants, préalablement sélectionnés pour leurs propriétés spécifiques, sont présentés dans la section suivante.

1.4.2 Approche expérimentale d'impact sur structure équivalente

La bibliographie montre que des analogies peuvent être faites, entre les impacts perforants réalisés sur des casques et les impacts réalisés avec des hémisphères de petit diamètre sur des matériaux sandwich ou sur des plaques composites. Les matériaux sandwichs ont de nombreuses caractéristiques (interface entre la peau et l'âme, mousse de l'âme) qui rendent leur étude délicate, on préférera donc étudier dans un premier temps, les matériaux composites candidats sous forme de plaque avec un dispositif de bridage analogue à celui utilisé par Alcock [4].

L'objectif de cette étude expérimentale est d'étudier l'influence de certaines caractéristiques structurales et physicochimiques sur le comportement à l'impact des composites. Les conditions du test d'impact ont été choisies pour générer des dommages similaires à ceux existants sur la coque du casque.

Les caractéristiques des composites étudiées sont :
- le nombre de plis,
- la présence de nanocharges dans la composition de la matrice,
- le type de renfort utilisé

Cette étude doit apporter des éléments pour choisir les meilleurs matériaux vis-à-vis de la perforation.

1.4.2.1 Proposition et choix de matériaux

Quatre familles de renforts sont utilisées dans la fabrication des coques de casques hautes performances, il s'agit des fibres de verre, de polyéthylène, de Kevlar et de carbone.

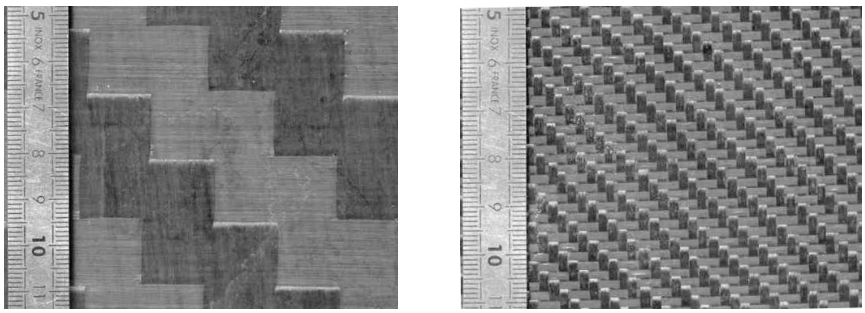
1. Bien que majoritairement utilisée dans la fabrication des coques de casque, la fibre de verre n'est pas employée pour des applications aéronautiques en raison de sa masse volumique élevée ($\rho = 2.6\, g.cm^3$).
2. Les fibres de polyéthylène notamment les UHMW (Ultra High Molecular Weight) ont une faible densité ($\rho = 0.97\, g.cm^3$) et des propriétés spécifiques élevées (tableau 1.6). Ces fibres ne seront pas étudiées malgré leurs excellentes propriétés mécaniques spécifiques en traction, car une fois mises en forme dans une structure celle-ci a une faible rigidité flexionnelle.
3. La fibre de Kevlar 129 a été choisie pour sa faible masse volumique ($\rho = 1,45\, g.cm^3$), sa haute résistance à la traction ($3,4\, GPa$) et sa grande déformation à rupture ($\varepsilon_r = 3.3\,\%$). Le tissage du composite est du taffetas, il a été choisi pour sa résistance à la perforation aux impacts hors plan [65]. La matrice est une résine époxy comportant ou non des nanoparticules. Les nanoparticules sont rajoutées dans le but de mieux résister à la perforation et de dissiper davantage d'énergie. En effet, due à son faible taux de restitution d'énergie ($G_{1c} = 180\, J.m^2$), la matrice époxy est fragile et sensible aux chocs. L'ajout de nanoparticules d'élastomères appelées Nanostrengths augmente le taux de restitution d'énergie jusqu'a $4000\, J.m^{-2}$. Deux phénomènes seraient à l'origine de ce changement selon Maiez-Tribut [64] : « la cavitation de la phase élastomèrique qui relaxe les contraintes et un phénomène de shear yielding ». Nous reviendrons longuement sur ce matériau dans le chapitre 2.
4. La fibre de carbone a été également choisie pour sa haute résistance à la traction et sa faible masse volumique ($\sigma_u = 3,5\, GPa$ et $\rho = 1,8\, g.cm^3$). La fibre de carbone étant plus rigide que celle de Kevlar le tissage utilisé est un tissu sergé 2x2. Le composite carbone le plus souvent employé est le carbone/époxy, cependant, celui-ci souffre durant un impact de sa faible déformation à rupture qui ne permet pas d'accommoder facilement les déformations. Ici, les fibres sont associées à une matrice thermoplastique dans le but d'obtenir une meilleure déformation à rupture. De plus, remplacer une matrice époxy non recyclable par une matrice thermoplastique recyclable est intéressant d'un point de vue environnemental.

1.4.2.2 Référence des matériaux et procédé de mise en œuvre des échantillons

Les composites thermoplastiques

1. Deux matériaux composites thermoplastiques sont étudiés :
   (a) Un composite nommé *Carbostamp* fourni par Soficar, associant matrice polyamide 12 et tissus sergé 2x2 de fibres de carbone (C12K, figure 1.32a). La fraction massique de fibres est de 64 %.
   (b) Un composite nommé *Pi-Preg* fourni par Porcher Industries, associant matrice polyamide 12 et tissus sergé 2x2 de fibre carbone (3K HS, figure 1.32b). La fraction massique de fibres est de 63 %.

   Les deux composites ont la même matrice et le même tissage, mais avec des tailles de mailles différentes (Figure 1.32).



(a) Tissus *Carbostamp PA12* (b) Tissus *Pi-Preg PA12*

FIGURE 1.32: Photographies des motifs des composites thermoplastique à fibre de carbone

2. Les deux composites ont été préparés par thermoformage selon les protocoles suivants :
   (a) Les deux couches constituant le composite Carbostamp (Carbo-2C) sont disposées avec la même orientation dans un four à 250 °C pendant 15 min de manière à ramollir la matrice polyamide. Ensuite, le composite est placé sous 10 bars de pression dans une presse pendant 15 minutes, à 200°C. L'épaisseur du composite Carbostamp varie entre 0,9 et 1 mm.
   (b) Les deux, trois et quatre couches constituant le composite Pi-Preg sont disposées avec la même orientation dans un four à 250°C pendant 10 min puis thermocompressés sous 8 bars pendant 2 minutes à 200°C.

Les composites thermodurs

1. Trois types de matériaux composites thermodurs ont été préparés. Leurs compositions et leurs références sont résumées dans le tableau 1.8. Le tissu utilisé dans les trois composites est identique, il s'agit d'un Kevlar 129 fourni par Seal (Saatilarâ Style 802 ; taffetas de $190\,g.m^{-2}$; épaisseur de $260\,\mu m$). De même, le durcisseur utilisé pour polymériser la résine est identique et introduit avec un ratio de 34g de durcisseur pour 100g de précurseur.
   (a) Le précurseur époxy utilisé pour la résine sans charge (diglycidyl ether of bisphenol A : DGEBA) (Epolam) est fourni par Axson Technologies.
   (b) Le précurseur utilisé pour la résine époxy chargée de nanotubes de carbone est de la DGEBA (Araldite LY556 chargée de 1,27% massique de Multi-Wall Carbon Nano-Tubes (MWCNT) Graphistrengh C100) fourni par Arkema. La figure 1.33 présente une image obtenue par microscope électronique à transmission (TEM) sur une fine couche de 60 nm d'épaisseur préparée par ultramicrotomie. L'image révèle une relativement bonne dispersion des nanotubes de carbone malgré certaines zones contenant des agrégats ((a) en bas à gauche de la figure 1.33) et d'autres zones vides de nanotubes ((b) en bas à droite de la figure 1.33). Le contrôle de la dispersion des nanotubes dans la matrice est un paramètre clé pour augmenter sa résistance vis-à-vis d'un impact.
   (c) Le précurseur époxy utilisé pour la résine époxy chargée de Nanostrength est de l'Epolam avec 10% massique de Nanostrength. Les Nanostrengths sont des nanoparticules de copolymère triblocs poly[(methylmethacrylate-co-N-dimethylacrylamide)-b-butylacrylate-b-(methylmethacrylate-co-N-dimethylacrylamide)] (MAM-D) fournis par Arkema.

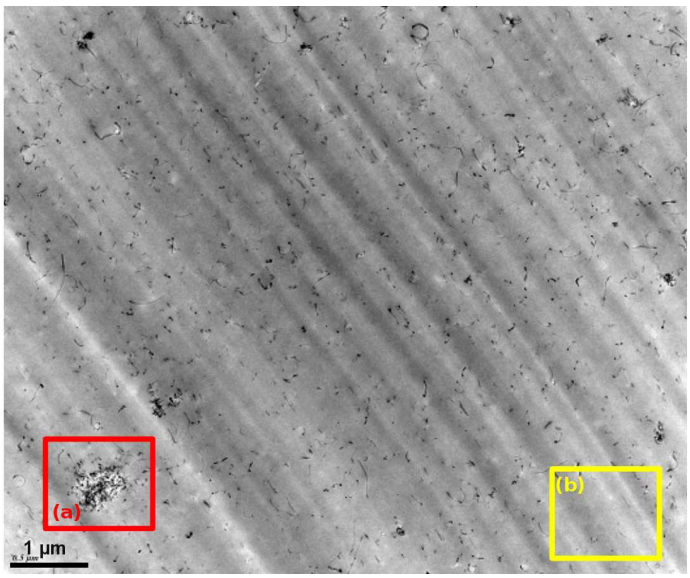


FIGURE 1.33: Image TEM représentant la dispersion des nanotubes de carbone dans la matrice époxy.

2. L'imprégnation de chaque couche de tissu avec de la résine époxy a été faite avec un pinceau. Les couches de tissu sont ensuite disposées manuellement avec la même orientation. La première étape consiste à appliquer 1,5 bar de pression pendant 5 minutes pour faire évacuer le surplus de résine. La deuxième étape consiste à cuire le composite pendant 1h30 à 70°C sous une pression de 1,5 bar. La dernière étape consiste à postcuire les composites dans un four à 80°C pendant 2 heures.

Le polycarbonate Afin de montrer la fidélité du dispositif expérimental, on réalise des essais sur des échantillons de polycarbonate qui est considéré, ici, comme un matériau homogène.

1. Le polycarbonate *Makrolon 1260* de chez Bayer Material Science est utilisé comme matériau référence pour notre étude.
2. Les échantillons de polycarbonate sont préparés par thermocompression de granules séchées. Les granules sont introduites dans un moule chauffé à 260°C sous 10 bars de pression pendant 15 minutes. L'épaisseur des plaques est de 1 mm (Tableau 1.8).

1.4.2.3 Récapitulatif des échantillons utilisés

Afin de résumer les informations relatives aux échantillons et faciliter leur dénomination, un tableau récapitulatif est proposé (tableau 1.8). Les échantillons sont découpés sous forme de plaque carrée de dimensions $100 \times 100\,mm$.

Références	Composition	Tg (°C)	Masse surfacique ($g.m^{-2}$)	Épaisseur (mm)
Epoxy-3K	**Epoxy** (Epolam®) **3** plis de **K**evlar® 129	80	930	0,8
Epoxy-NS-3K	**Epoxy** (Epolam®) avec 10 % (w/w) de **N**ano**s**trength® **3** plis de **K**evlar 129	88	920	0,8
Epoxy-CNT-3K	**Epoxy** (Araldite® LY 556) avec 1,27 % (w/w) de MW**CNT** **3** plis de **K**evlar® 129	73	900	0,8
Carbo-2C	Polyamide 12 **2** plis de **Carbo**ne	50	1210	0,9-1,0
PA-2C	**2** plis Pi-Preg® **C**arbone Thermoplastique **P**oly**a**mide 12	-	630	0,51-0,53
PA-3C	3 plis Pi-Preg®	-	990	0,76-0,81
PA-4C	4 plis Pi-Preg®	-	1310	1,03-1,05
PC1	Polycarbonate Makrolon® 1260	144	1330	1

TABLE 1.8: Références et compositions des matériaux préparés

1.4.3 Moyens d'essais et d'investigation

Dans cette partie le dispositif expérimental, les conditions aux limites et les moyens d'investigations sont décrits en détail. La tour de chute utilisée est celle décrite dans la section 1.2.3.1. L'impact a lieu en bas de la tour où un dispositif de bridage impose les conditions aux limites sur l'échantillon figure 1.34.

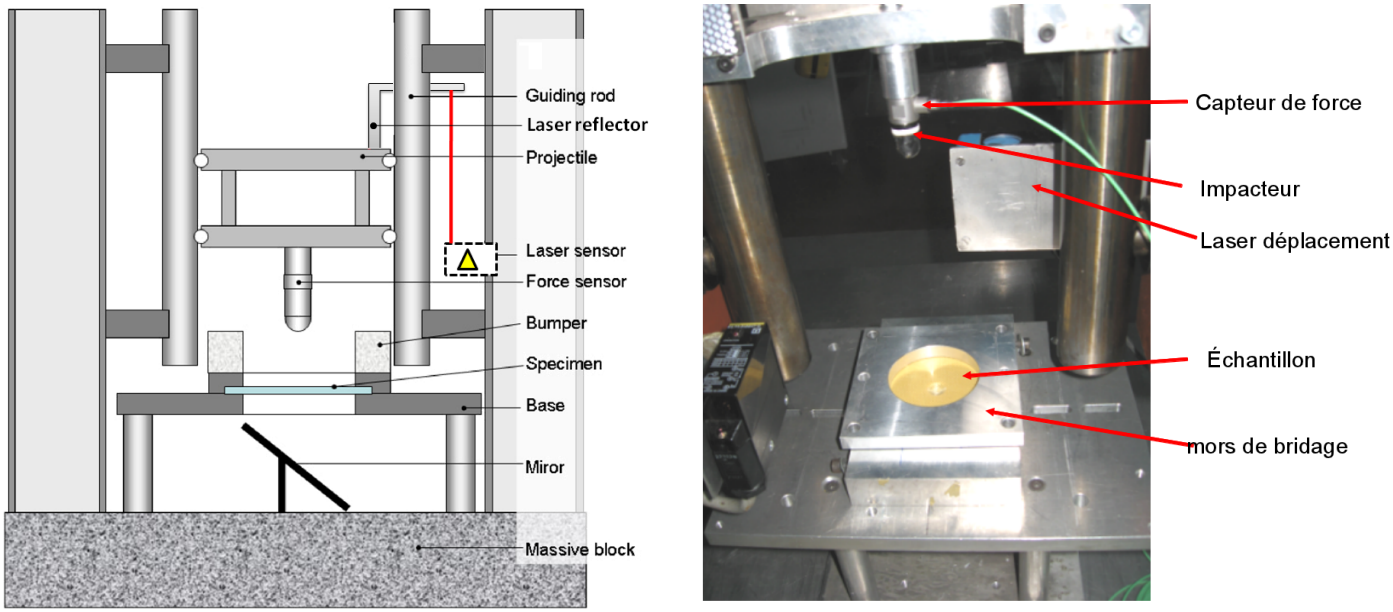
1.4.3.1 Les conditions aux limites et initiales

Conditions aux limites

1. Pour réaliser des conditions d'encastrement sur les bords de l'échantillon, celui-ci est bridé dans un dispositif circulaire en aluminium usiné laissant paraître un disque de diamètre 70 mm. Le maintien de l'échantillon est réalisé à l'aide de quatre vis serrée avec un couple constant (20 N.m) correspondant à un effort de 5kN obtenu par calcul.
2. L'impacteur choisi est une hémisphère en acier d'un diamètre de 16 mm. Ce choix a été motivé par les recommandations de la norme ASTM D5628-96. La masse totale (m) du chariot, de l'instrumentation et de l'impacteur est de 1,77 kg.

Conditions initiales

1. La hauteur de chute du chariot (h) est de 50 cm, ce qui induit une vitesse d'impact théorique égale à $\sqrt{2gh}$, soit $3.13\,m.s^{-1}$.
2. L'énergie initiale d'impact est égale à mgh, soit 8,7 Joules



(a) (b)

FIGURE 1.34: Montage spécifique pour l'essai d'impact

1.4.3.2 Moyens de mesures et d'investigations

Capteurs La force est enregistrée à une fréquence de 30 kHz par un capteur de force piézoélectrique Bruel&Kjaer 8230 C-003 placé entre le chariot et l'impacteur hémisphérique. La plage de mesure du capteur est [0 ; 5] kN. Le déplacement de l'impacteur est mesuré par un capteur laser LVDT Keyence ayant une plage de mesure de 100 mm.

Moyens de mesure optique Deux caméras rapides sont utilisées.

1. La première caméra est une Photron FASTCAM SA3, elle permet de filmer la face inférieure de la plaque grâce à un miroir à 45° placé sous la zone d'impact (figure 1.34). La zone est filmée à une vitesse de 6300 images par seconde avec une résolution de 640×656 pixels. Le temps d'obturation est de 1/7000 de seconde.
2. La deuxième caméra est une Photron FASTCAM-APX RS, elle est utilisée pour filmer une grille collée sur l'impacteur. Grâce à un traitement vidéo, le déplacement de l'impacteur peut être suivi avec précision. La fréquence d'acquisition des images est de 10000 images par seconde et la résolution est de 128×1024 pixels (1024 pixels correspond à la direction verticale. Le temps d'obturation de 1/30000 de seconde est utilisé dans le but de réduire le flou. Le principe de l'analyse vidéo peut être décomposé en 3 étapes :
   (a) La grille collée sur l'impacteur permet de calculer la taille d'un pixel. Deux points espacés de 40 mm correspondent à 708 pixels, d'où une taille de pixels de $56\,\mu m$.
   (b) Pour chacune des 300 images de la vidéo, un traitement par corrélation d'image est réalisé pour obtenir le déplacement (suivant les deux directions) de l'impacteur. Le déplacement horizontal est négligé devant le déplacement vertical.

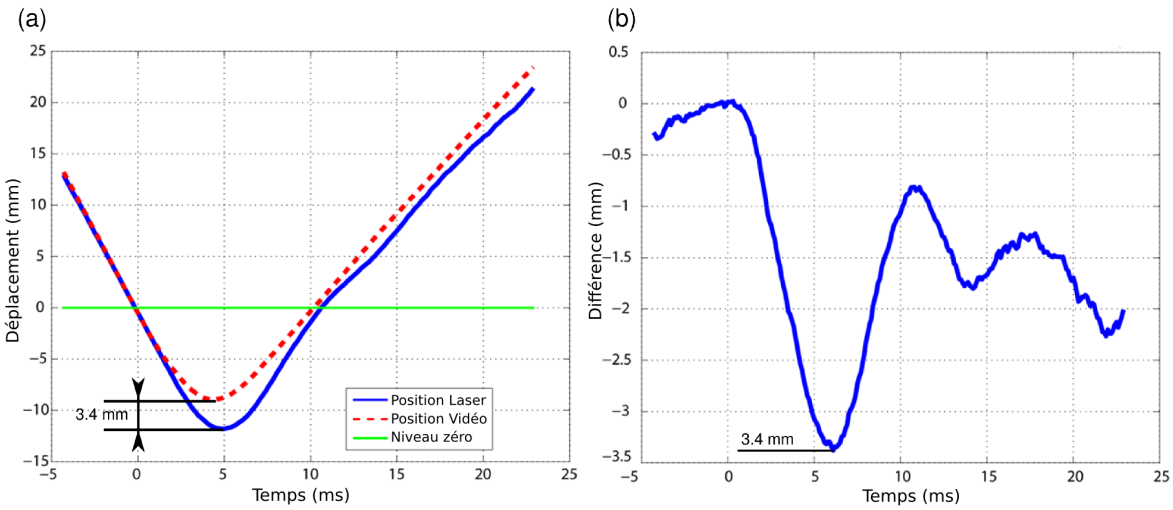


FIGURE 1.35: Comparaison des mesures de déplacement obtenues avec le capteur laser et par le traitement des images enregistrées avec la caméra.

Comparaison des moyens de mesures Le déplacement de l'impacteur est mesuré par deux moyens de mesure indépendants, le laser de déplacement et la caméra (figure 1.35). Avant l'impact (t=0), les deux mesures donnent le même résultat (différence de moins de 0,3 mm, figure 1.35b). Ensuite, les deux courbes divergent jusqu'à une différence de 3,4 mm. Cette différence est due à la flexion élastique du réflecteur laser qui simule une indentation plus importante de la plaque. Les oscillations sur la courbe du capteur laser sont elle due à l'excitation d'un mode propre du réflecteur.

En conclusion, bien que la fréquence d'acquisition soit de 30 kHz sur le laser et de 10 kHz sur la caméra vidéo, l'analyse vidéo est choisie comme moyen de mesure, car sa mesure est beaucoup plus fidèle à la réalité.

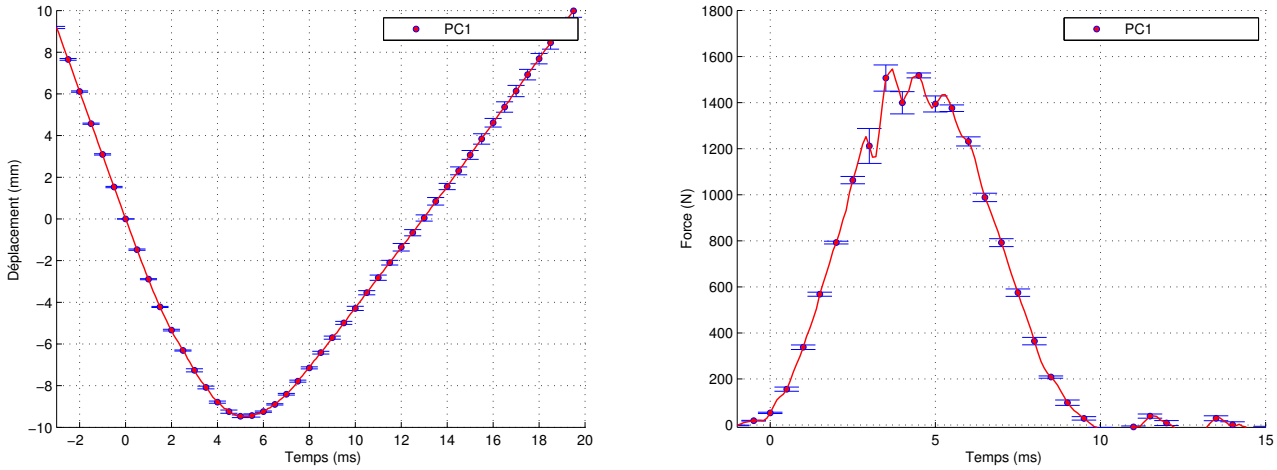
Fidélité et précision du dispositif Afin de pouvoir attribuer une différence de mesure aux comportements des matériaux étudiés, il faut s'affranchir de la dispersion propre au dispositif expérimental. Pour cela, un matériau homogène qui n'a pas de dispersion de comportement est testé. Pour cela, des échantillons de polycarbonate dont les spécifications sont données en section 1.4.2.2 sont testés. Le polycarbonate a été choisi pour ses bonnes performances vis-à-vis de l'impact de perforation et pour son comportement reproductible d'une éprouvette à l'autre.

Les origines en temps et en déplacement peuvent être approximativement déterminées par une analyse des images vidéos en visualisant le début du contact, mais peuvent être plus précisément déterminées par la mesure de force. Le début de l'impact est défini pour tous les tests par le premier instant où la force atteint 30 N.

Le déplacement moyen et la force moyenne sur une série de 6 essais sont représentés par la courbe rouge (figure 1.36). Les barres d'erreurs ont été calculées grâce à l'écart type de la manière suivante :

$$\begin{cases} e_u = x_i + \sigma \\ e_l = x_i - \sigma \end{cases} \tag{1.3}$$

avec x_i la valeur moyenne courante, e_u et e_l respectivement les points supérieurs et inférieurs de la barre d'erreur.



(a) Déplacement de l'impacteur en fonction du temps

(b) Force de l'impacteur en fonction du temps

FIGURE 1.36: Mesures de déplacement et de force réalisées lors d'impact sur 6 échantillons

La faible valeur de l'écart type atteste d'une bonne fidélité de la tour de chute et permettra d'attribuer une éventuelle dispersion des mesures au comportement du matériau étudié.

De plus, la vitesse de chute de l'impacteur juste avant l'impact peut être vérifiée par une régression linéaire sur 10 points de la courbe de déplacement. La vitesse expérimentale mesurée est de $3.07\,m.s^{-1}$avec un écart type de 0,07 ce qui atteste d'une reproductibilité des conditions initiales. La différence avec la valeur théorique de $3.13\,m.s^{-1}$ peut être expliquée par les frottements ayant lieu entre le chariot et les colonnes de guidage.

1.4.4 Résultats macroscopiques

Tous les essais présentés dans cette section ont été réalisés dans les mêmes conditions. On étudie successivement : l'influence du nombre de plis de carbone, l'influence de différentes charges ajoutées dans la matrice époxy du composite Kevlar et l'influence du type de fibres et du motif sur un composite carbone/polyamide.

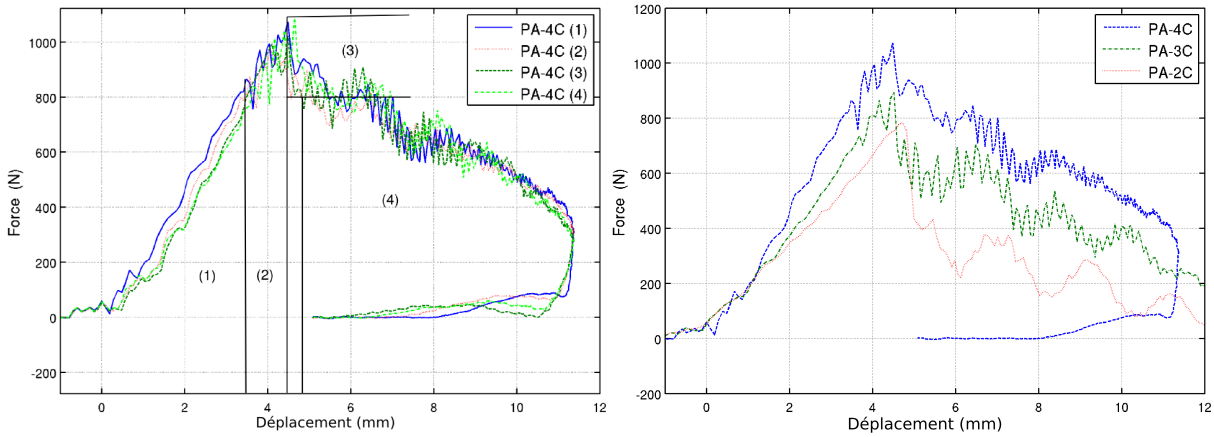
1.4.4.1 Influence du nombre de plis de carbone

Puisqu'il existe (paragraphe 1.4.1.2) un optimum d'énergie spécifique absorbée pour de faibles épaisseurs, nous avons décidé de comparer les réponses macroscopiques du composite Pi-Preg pour trois épaisseurs différentes (Tableau 1.8).

Sur les enregistrements de la figure 1.37a quatre zones peuvent être distinguées. La première phase (1) correspond à la flexion élastique de la plaque et se termine dès l'arrivée du premier dommage. Celui-ci est détecté par une oscillation sur la courbe de force. La deuxième phase (2) correspond à la propagation des microdommages dans la plaque, responsable des oscillations dans la partie ascendante de la force. Cette phase d'endommagement se termine par la chute brutale de la force qui amorce la troisième phase (3). Cette chute de force est due à la rupture successive des différents plis jusqu'a perforation de la plaque. La dernière phase (4) correspond à la perforation de la plaque par l'impacteur, l'arrêt de l'impacteur et le retour élastique de la plaque.

Une faible dispersion du comportement du matériau a été révélée par le graphique de la figure 1.37a. Les dispersions existantes sur les courbes du PA-2C et PA-3C sont du même ordre

de grandeur, donc seule une courbe représentative de chaque type d'échantillons a été tracée (figure 1.37b).



(a) PA-4C (4 tests) (b) PA-2C, PA-3C et PA-4C

FIGURE 1.37: Courbes représentant la force en fonction du déplacement

La comparaison des différentes courbes permet de vérifier que :

1. plus les échantillons sont fins, plus ils ont une grande déformation élastique (3,5 mm pour le PA-4C, 3.75 mm pour le PA-3C, 4.75 mm pour le PA-2C)
2. et plus les échantillons sont épais, plus la raideur et la force maximale sont élevées.

La comparaison permet aussi de déduire que plus les échantillons sont épais, plus les premiers dommages responsables des oscillations apparaissent tôt. Ceci peut être expliqué par l'augmentation de la contrainte sur les plis externes, fonction du nombre de plis.

Une photo représentant l'aspect des impacts pour chaque épaisseur de plaque est présentée en figure 1.38. L'inspection visuelle montre qu'il y a eu rupture des couches dans les trois cas, et donc qu'il y a eu rupture de fibres et de matrice.

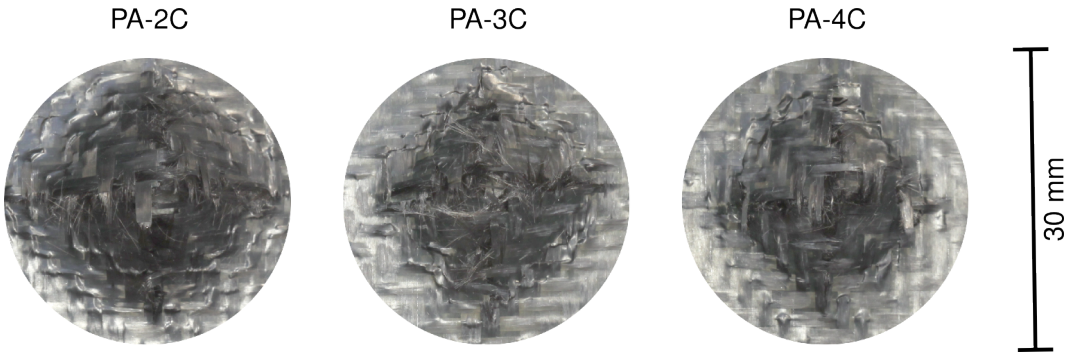
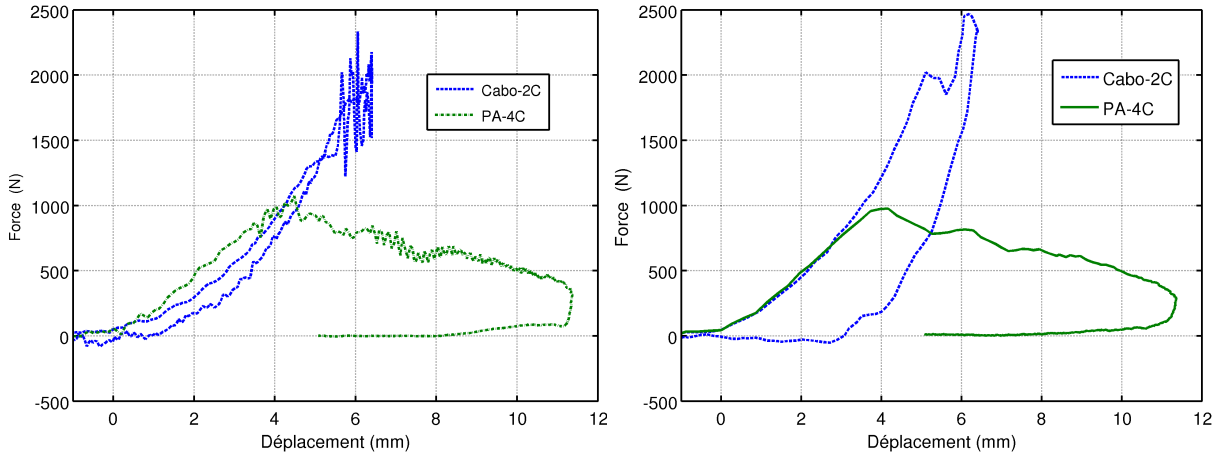


FIGURE 1.38: Photographies du dommage généré par l'impact sur du Pi-Preg.

1.4.4.2 Influence du type de fibres et du motif sur le composite carbone

Dans cette section deux matériaux composites ayant un type de fibres et un tissage différents sont comparés (Figure 1.32). Une courbe de chaque matériau est tracée sur le graphique 1.39a pour repérer les phases d'endommagements. La figure 1.39b représente le comportement moyen. Une grande différence entre la courbe moyenne et la courbe du Carbo-2C témoigne d'une

forte dispersion de son comportement. En effet, étant donnée la grande taille de son motif, le comportement de la plaque sera différent selon le point d'impact sur le motif.



(a) Force en fonction du déplacement

(b) Force moyenne en fonction du déplacement moyen

FIGURE 1.39: Mesures sur les échantillons PA-4C et Carbo-2C

La rigidité des deux composites dans la partie élastique est similaire. Cela s'explique par l'utilisation dans les deux cas de fibres de carbone associées à une matrice de polyamide 12 dans les mêmes proportions. De plus, dans le domaine élastique l'influence de la structure est faible.

La force maximale mesurée sur le Carbo-2C (2500 N) est deux fois et demie celle mesurée sur le PA-4C (1000 N). Cette différence est probablement due à la nature des fibres de carbone employées. Parallèlement, le déplacement avant rupture est plus élevé pour le Carbo-2C (6,5 mm) que pour le PA-4C (4,5 mm) : l'utilisation dans le Carbo-2C d'un motif suffisamment grand autorise le réarrangement des fibres de carbone par plasticité de la matrice.

Une faible capacité d'absorption d'énergie est notée pour le Carbo-2C, celle-ci est caractérisée par l'aire de la boucle d'hystérésis dans le graphique force en fonction du déplacement (figure 1.39a). La majorité de l'énergie d'impact est stockée sous forme d'énergie élastique avant d'être restituée, lors du rebond de l'impacteur, sous forme d'énergie cinétique. L'observation des impacts (figure 1.40) montre clairement que la plaque de composite PA-4C perfore contrairement à la plaque Carbo-2C.

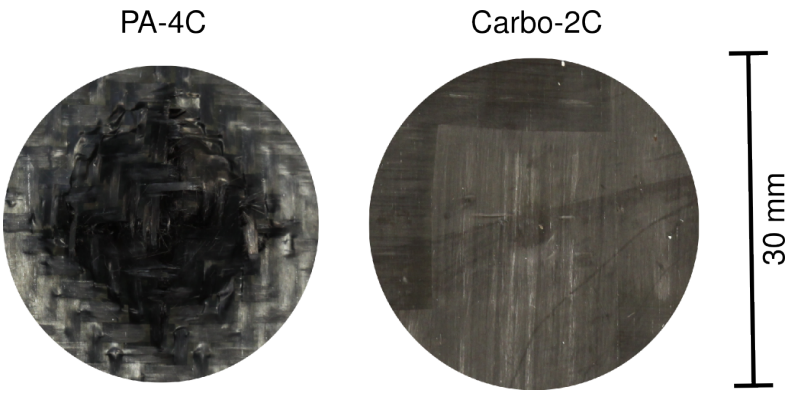


FIGURE 1.40: Photographies du dommage généré par l'impact sur composite PA-4C et Carbo-2C.

1.4.4.3 Influence de l'ajout d'additifs dans le Kevlar/époxy

Les essais réalisés dans cette partie ont pour objet de vérifier si l'ajout de charges dans la matrice époxy modifie le comportement du composite Kevlar/époxy. Une courbe représentative du comportement pour les trois composites (Epoxy, Epoxy-CNT-3K et Epoxy-NS-3K) est présentée (Figure 1.41) afin de percevoir les petites variations de force.

Concernant la phase élastique :

1. La raideur de la plaque Epoxy-CNT-3K n'est pas affectée par l'ajout de nanotubes de carbone dans la matrice. En revanche, l'ajout de Nanostrength dans la plaque Epoxy-NS-3K réduit sa rigidité. Cette réduction de rigidité peut-être expliquée par l'introduction d'une phase élastomérique plus souple que la matrice époxy.
2. Le seuil d'endommagement en déplacement a été augmenté pour les deux plaques possédant des nanoparticules. Cette augmentation est la plus significative lors de l'ajout de Nanostrenghts (4,5 mm pour Epoxy, 5 mm pour Epoxy-CNT-3K et 6,5 mm pour Epoxy-NS-3K).

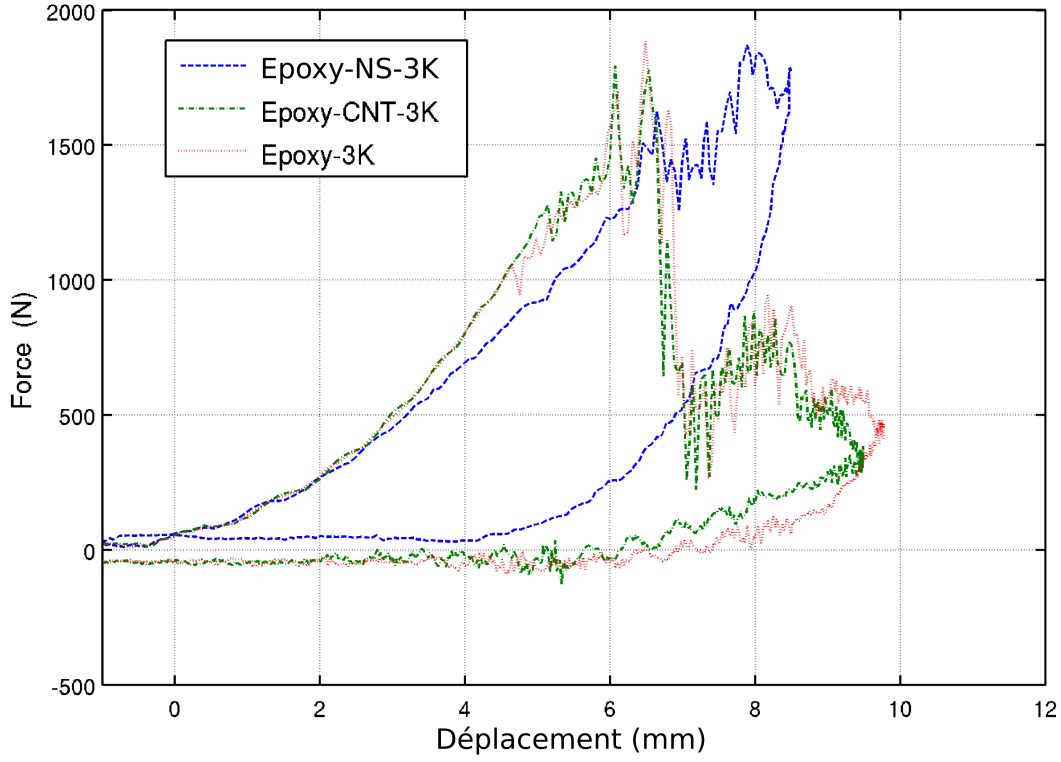


FIGURE 1.41: Force de contact en fonction du déplacement mesurée sur échantillons Époxy, Epoxy-CNT-3K et Epoxy-NS-3K.

Concernant la phase d'endommagement :

1. même si les dommages ne sont pas visibles sur toutes les photos de la figure 1.42 des endommagements ont tout de même eu lieu comme en témoignent les oscillations sur la courbe de force/déplacement (figure 1.41). Ces dommages seront révélés lors de l'analyse micrographique (partie 1.4.5).
2. du point de vue du comportement moyen, l'ajout de nanotubes de carbone ne modifie pas la cinétique d'endommagement du composite Kevlar/époxy.
3. Les vidéos réalisées avec la caméra rapide synchronisée avec le capteur de force ont permis de visualiser la phénoménologie de l'impact sur la face inférieure de la plaque. Cette vidéo révèle que durant la seconde phase $[t_1 = 1.9\,ms$ à $t_2 = 2.2\,ms]$, la couleur du composite sous l'impacteur devient blanche. Ce blanchiment correspond à la fissuration de la matrice sans qu'il n'y ait encore rupture de plis.

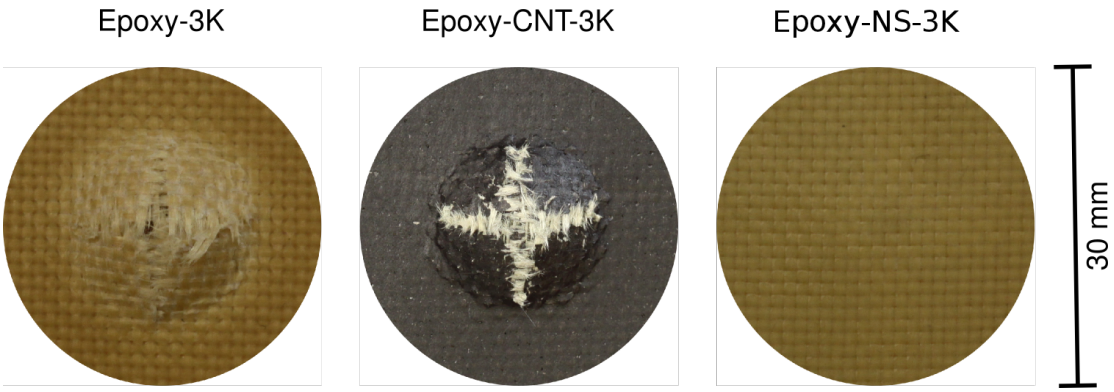


FIGURE 1.42: Photographies du dommage généré par l'impact sur composite Kevlar.

La troisième phase correspondant à la rupture des plis a lieu uniquement pour les composites Epoxy-3K et Epoxy-CNT-3K. C'est durant cette phase, entre $t_2 = 2.2\,ms$ et $t_3 = 3.8\,ms$, que l'on assiste à la rupture successive des 3 plis. Le mode de rupture principal visualisé sur l'image extraite de la vidéo (Figure 1.43) est une rupture en traction biaxiale selon les deux bandes (jaunes) perpendiculaires à la direction des fibres. Cette rupture en forme de croix (Figure 1.42) est observée par d'autres auteurs sur des composites tissés ([4] voir paragraphe 1.4.1.2). Sachant que la déformation à rupture est de l'ordre de 3,3 % et que le temps à rupture est de 3,8 ms ; la vitesse de déformation moyenne est de $7.9\,s^{-1}$. La déformation étant fortement localisée près du centre, une vitesse de déformation plus élevée est attendue au centre et une moins élevée sur les côtés.

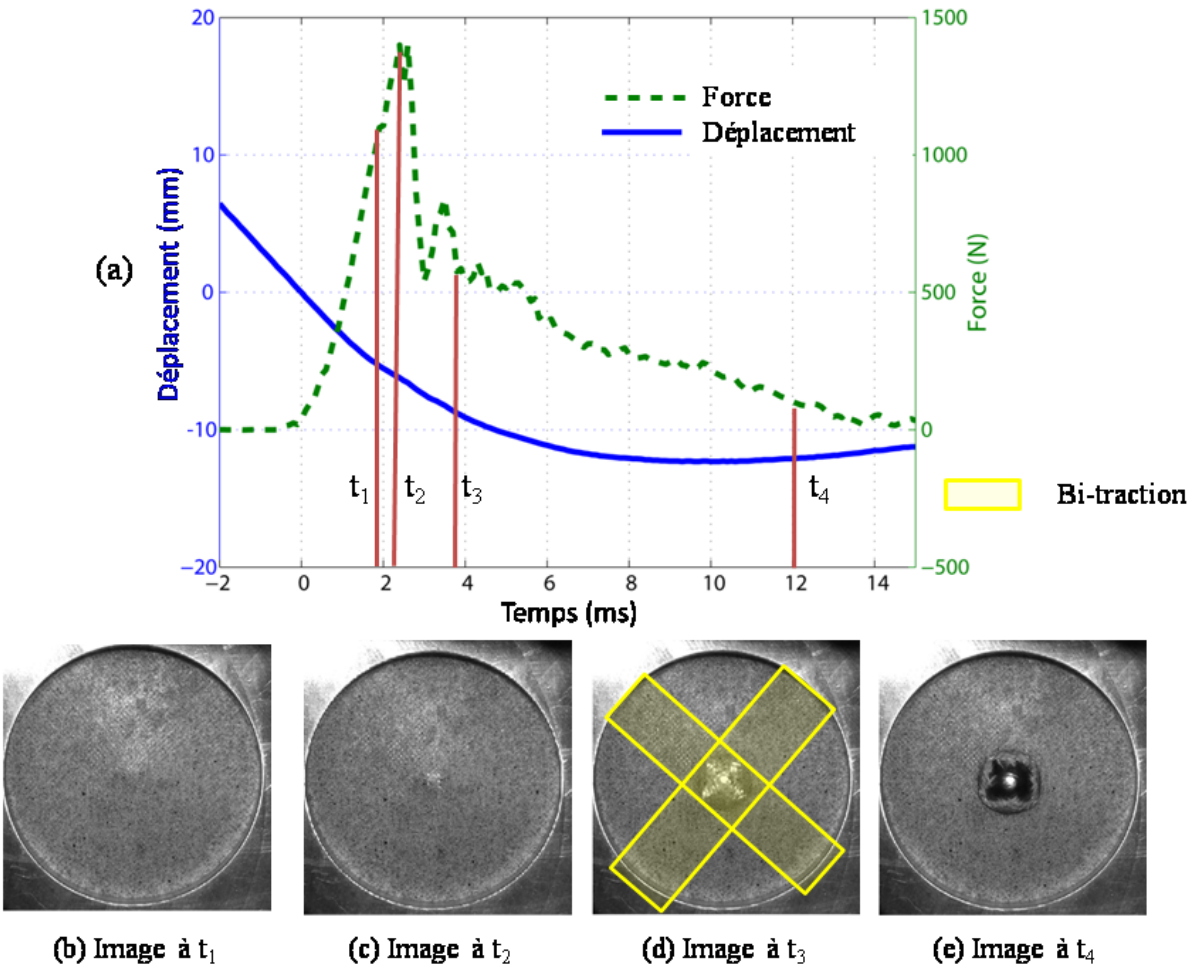


FIGURE 1.43: Impact sur composite Epoxy-3K. (a) courbe de force et de déplacement en fonction du temps. Photographies de la face inférieure de la plaque (b), (c), (d) et (e).

1.4.5 Discussions sur les relations micro/macro

Afin de visualiser les endommagements à l'échelle microscopique, des observations au microscope optique ont été réalisées. Les plaques sont coulées dans une résine d'enrobage destinée à figer la structure de la plaque pour permettre sa découpe.

1.4.5.1 Influence du nombre de plis de carbone

L'observation des micrographies de la coupe sur le PA-4C (Figure 1.44 (1)) montre qu'il y a une forte localisation de la déformation au niveau de la zone de l'impact, la déformation étant par ailleurs presque nulle. La taille de la zone affectée est de 20 mm, ce qui est faible comparé au 70 mm de diamètre disponible. Dans le cas d'une structure de sécurité passive (casque), la coque est toujours associée avec un matériau cellulaire. Cette association ne serait pas optimale au vu de la forte localisation de la déformation. En effet, le volume de mousse susceptible de dissiper de l'énergie serait faible et atteindrait rapidement la densification.

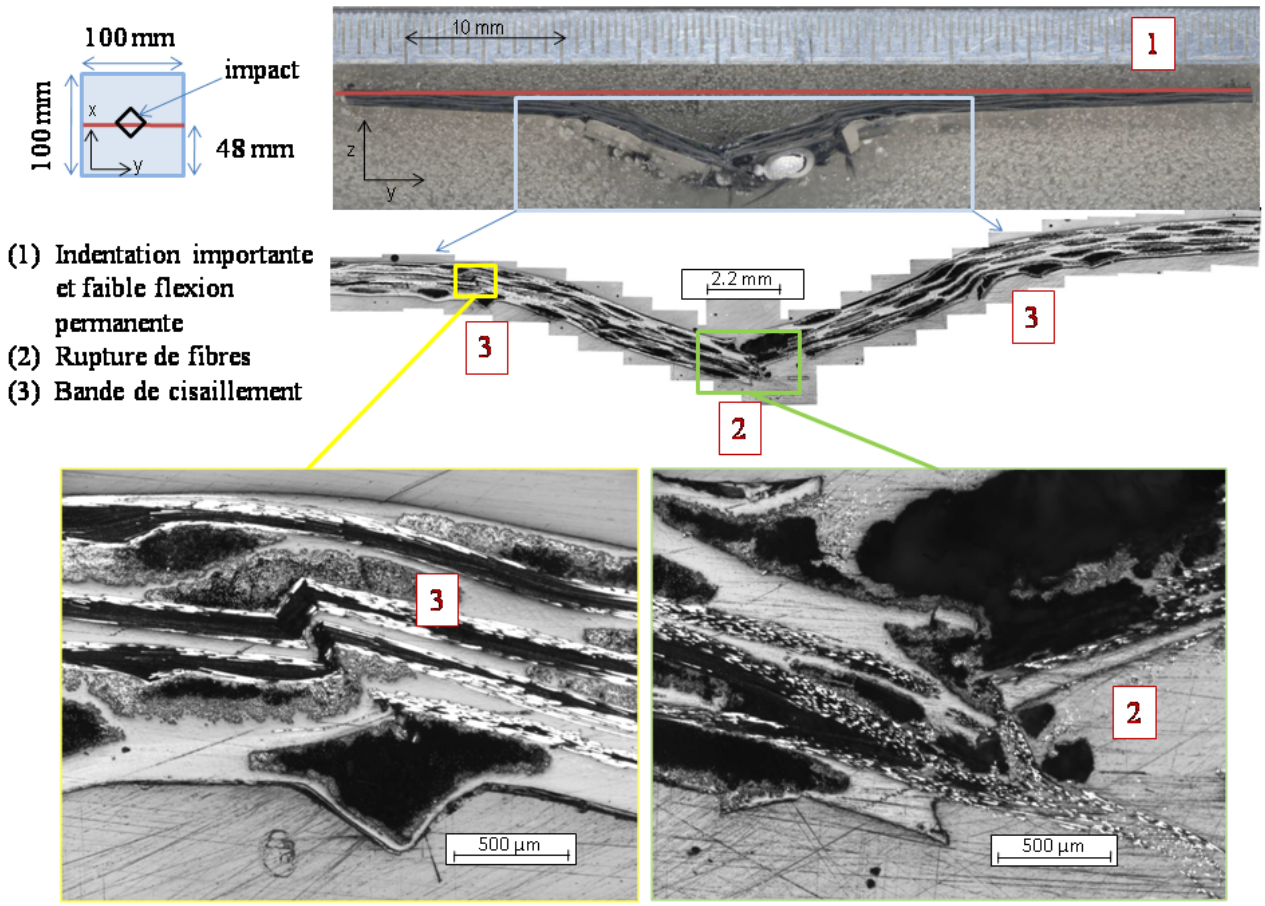


FIGURE 1.44: Micrographies d'une coupe d'une zone endommagée d'un composite PA-4C

Deux zones sont fortement endommagées :

1. De la rupture de fibres et de matrice sont principalement observées dans la zone (2) de la figure 1.44 située sous l'impacteur. La sollicitation à l'origine de ces endommagements est, étant donné les conditions géométriques, de la traction sur les plis inférieurs et de la compression sur les plis supérieurs. C'est dans ces zones que se développent les premiers dommages responsables des oscillations enregistrées durant la deuxième phase (Figure 1.37b).
2. De la rupture de fibres et du cisaillement de matrice sont observés sur la zone (3) de la figure 1.44 au niveau de la ligne neutre. Ces endommagements sont dus à des contraintes de cisaillement. En effet, le maximum de la contrainte en cisaillement pour un matériau soumis à une flexion macroscopique se trouve le long de la ligne neutre.

Le scénario d'endommagement de la plaque PA-4C est illustré par le schéma 1.45.

L'impacteur impose une sollicitation de type flexion 3 points. Celle-ci conduit à la rupture du composite due aux contraintes de compression et de traction respectivement dans les parties supérieures et inférieures.

Les « pétales » subissent un chargement de type plaque encastrée qui conduit à l'augmentation des contraintes de cission dans le plan moyen de la plaque dues au cisaillement. Ces contraintes diminuant inversement proportionellement à la distance du centre de le plaque, elles ne sont pas directement à l'origine des ruptures de fibres mais à l'origine de l'instabilité qui provoque le flamblement de celles-ci sous un effort de compression (Figure 1.37a, zone (3) et Figure 1.45 (e)). Ces endommagement sont responsable des nombreuses oscillations observé sur la courbe de force/déplacement lors la troisième phase (décrite section 1.4.4.1). Cette phase est intéressante d'un point de vue dissipation d'énergie, mais est responsable de la perforation de la structure. Ce matériau n'est pas le mieux adapté dans notre cas, car l'absence de perforation est le critère le plus important.

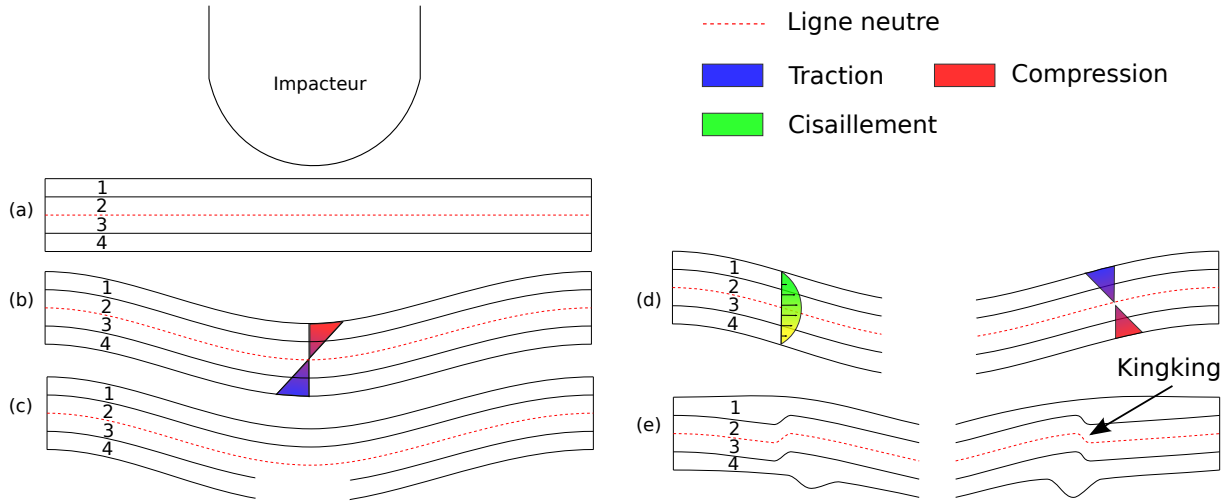


FIGURE 1.45: Schéma décrivant un scénario de rupture du PA-4C

1.4.5.2 Influence du type de fibres et du type de motifs sur le composite carbone

Le Carbo-2C n'ayant pas été perforé et n'ayant pas de dommages visibles à l'œil, seule l'observation au microscope permet de détecter les endommagements responsables de l'apparition des oscillations sur les courbes (Figure 1.39a).

L'observation des micrographies (Figure 1.46 (1)) montre que la déformation permanente de la plaque est très faible et a lieu uniquement sous de l'impacteur. De plus, aucune variation d'épaisseur n'est constatée (2) sur la plaque qui pourrait indiquer un éventuel endommagement de la matrice.

Des observations plus fines révèlent une faible densité de fissurations de matrice dans la partie inférieure située sous l'impacteur (3-4). Les fissures sont initiées sur le bord inférieur de la plaque, là où la contrainte de traction est la plus forte, et se propagent dans l'épaisseur perpendiculairement aux fibres. Cette propagation est stoppée à l'interface du pli supérieur (4), jusqu'au moment où la contrainte devient suffisamment élevée pour initier un délaminage (5). Peu d'énergie est consommée car peu de nouvelles surfaces ont été créées. Ceci explique l'absence de boucle d'hystérésis sur la courbe force déplacement.

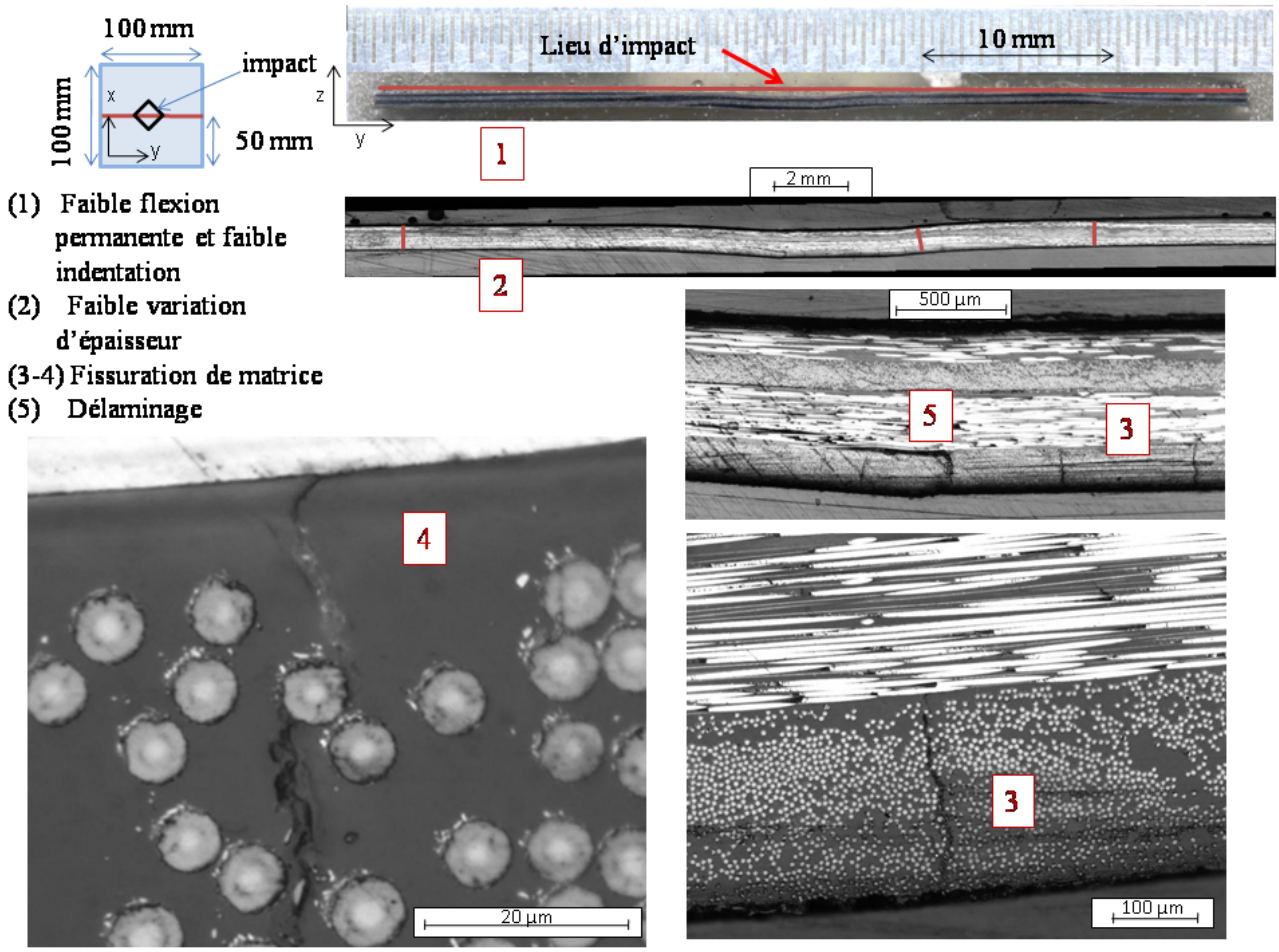


FIGURE 1.46: Micrographies d'une coupe d'une zone endommagée d'un composite Carbo-2C

Même si les composites PA-4C et Carbo-2C sont constitués de fibres de carbone et de matrice en polyamide, ils ont des comportements totalement différents vis-à-vis du même impact. On peut donc conclure sur une forte influence de la nature des fibres de carbone et du motif utilisé.

1.4.5.3 Influence de l'ajout d'additifs dans le Kevlar/époxy

Un changement significatif de comportement a été mis en évidence lorsque les Nanostrengths ont été rajoutés à la matrice époxy.

L'observation des micrographies (Figure 1.47 (1)) montre que la déformation permanente de la plaque a lieu sur toute la partie utile de la plaque. Cet enfoncement permanent allant jusqu'à 3,5 mm sous l'impact est intéressant d'un point de vue structure de sécurité passive, car le matériau cellulaire associé dissiperait de l'énergie sur une large zone. L'absence de perforation évite également l'indentation du matériau cellulaire qui pourrait se densifier et transmettre beaucoup trop d'efforts à la tête.

L'augmentation de l'épaisseur (de 0,80 mm à 1,45 mm) de la plaque en dessous du point d'impact (Figure 1.47 (2)) est expliquée par l'apparition d'une forte densité d'endommagement (principalement de la microfissuration). Ces endommagements sont, par ailleurs, responsables des oscillations dans la seconde zone de la courbe (figure 1.41). Des observations à des échelles plus fines au niveau de l'impact révèlent des zones d'endommagement par fissuration de matrice inter-toron (2) et de cisaillement de matrice intra-toron (3). La création de cette forte densité

de microfissuration dissipe une grande quantité d'énergie. Ce matériau est sélectionné pour sa résistance à la perforation et sa capacité à absorber de l'énergie.

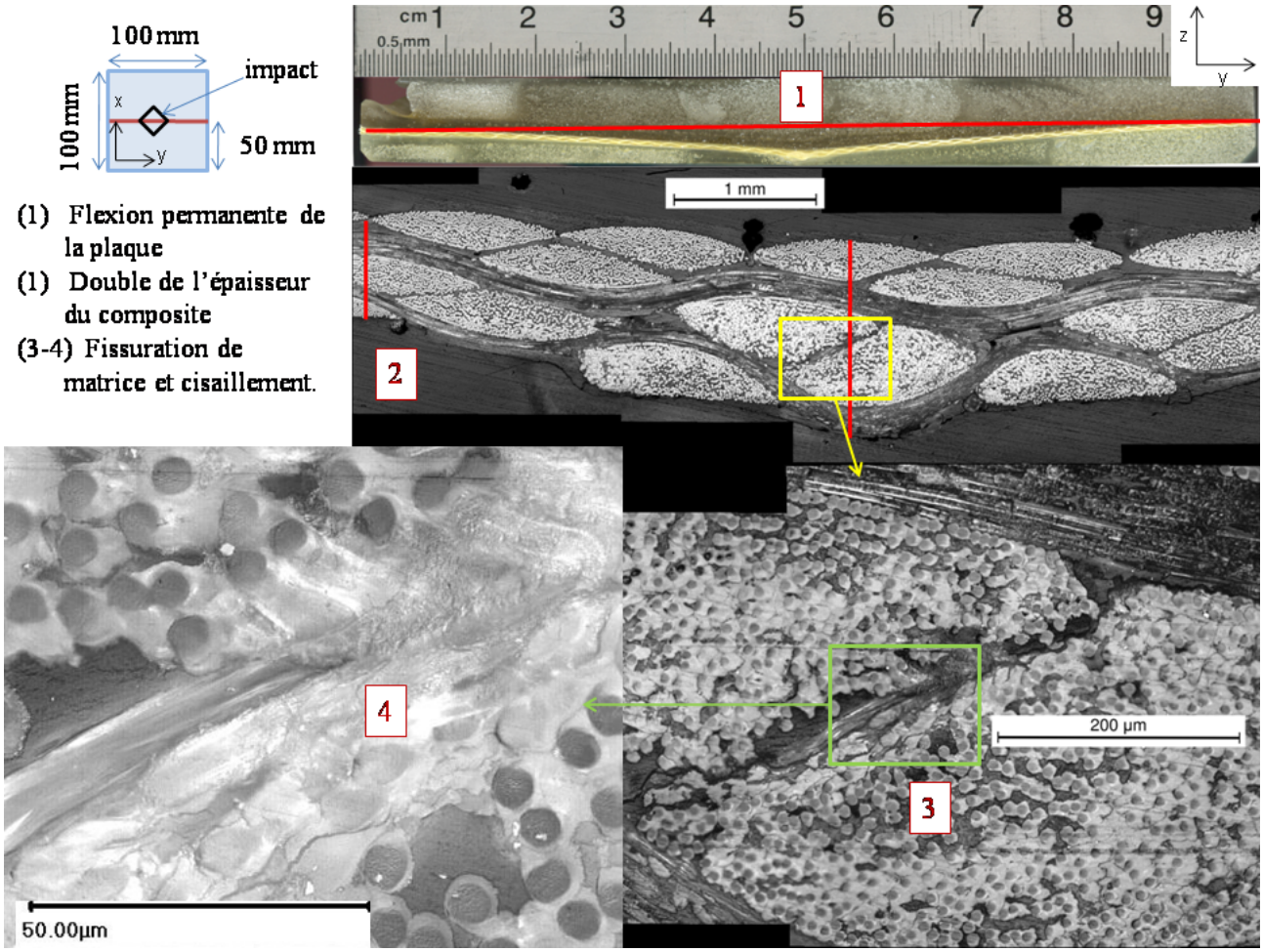


FIGURE 1.47: Micrographies d'une coupe d'une zone endommagée sur l'Epoxy-NS-3K

1.5 Conclusion

La première partie de ce chapitre expose les fondements des normes en vigueur dans le domaine des casques et la problématique industrielle à résoudre qui constituent le cadre de l'étude scientifique de ce projet. D'un point de vue industriel, le casque doit intégrer de nouvelles fonctionnalités tout en répondant à un cahier des charges de plus en plus strict. Pour cela deux points essentiels sont la réduction de la masse et de l'encombrement. D'un point de vue réglementaire, les casques doivent être conformes à des normes basées sur des critères issus de la traumatologie et de la biomécanique. L'enjeu scientifique est alors d'identifier les relations existantes entre la réponse macroscopique du casque aux tests normatifs et les mécanismes mis en jeu aux échelles plus fines afin de proposer des matériaux aux caractéristiques accrues.

La deuxième partie a présenté, après une brève introduction générale sur les normes des casques, une norme en vigueur dans le domaine des casques aéronautiques militaires d'un point de vue résistance mécanique. Deux types de tests ont été identifiés, les tests d'atténuation de chocs et les tests de perforation. De nombreux tests ont été réalisés par différents auteurs sur des casques de vélos et de motos. Ces études issues de la bibliographie, confrontées aux résultats expérimentaux obtenus au laboratoire sur les casques aéronautiques ont permis de voir les similitudes existantes.

La troisième partie s'attache à la détection des endommagements et à leur quantification. Des tests ont été réalisés sur des casques sans peinture de façon à voir la morphologie des dommages et permettre une analyse par thermographie infrarouge. Ces inspections ont révélé que dans le cas du test de perforation, les endommagements sont principalement de la rupture de fibres, de la fissuration de matrice, de la décohésion fibres/matrice. Cependant, ces analyses ne permettent pas de déterminer les proportions de ces endommagements et leur rôle dans l'absorption d'énergie. Pour pallier à ce problème, des études numériques ont été réalisées sur le casque en entier, mais sont fortement dépendantes des hypothèses de modélisation. Selon l'étude de Kostopoulos [58] pour un essai d'atténuation de chocs, la mousse est responsable de 70 à 80% de l'énergie absorbée et la coque participe à l'énergie dissipée de façon prépondérante par du délaminage. La protection à la perforation étant principalement réalisée par la coque, cela nous incite à explorer le comportement de la coque vis-à-vis de la perforation.

Des similitudes ont été constatées, au niveau de la phénoménologie de l'impact, entre des casques, des structures planes sandwich et des plaques bridées. Pour étudier le comportement des matériaux composites candidats vis-à-vis de la perforation, nous avons choisi le test d'impact sur plaques bridées. La raison étant que l'investigation est plus aisée sur des plaques bridées soumises à un impact, car elles dépendent de moins de paramètres structuraux que les sandwichs. De plus, nous avons fait le choix de ne pas étudier le couplage mousse/coque. L'investigation a porté sur leur comportement macroscopique et également sur l'identification des mécanismes d'endommagement au niveau microscopique.

Deux matériaux ayant des comportements macroscopiques et microscopiques très différents ont révélé une bonne résistance à la perforation, il s'agit du PA-2C et l'Epoxy-NS-3K. Le composite Epoxy-NS-3K contrairement au PA-2C dissipe beaucoup d'énergie grâce à une haute densité de micro-fissuration. Nous choisissons pour la suite de travailler uniquement sur le Epoxy-NS-3K et le matériau de référence Epoxy-3K. L'enjeu est maintenant de déterminer comment et dans quelle proportion les nanoparticules vont changer le comportement du composite Kevlar/Époxy.

Chapitre 2

Influence des caractéristiques du composite sur la phénoménologie de l'impact

Ce deuxième chapitre a pour objectif de présenter la famille de matériaux composites (Kevlar époxy avec ou sans Nanostrengths) choisie pour la coque du casque et d'étudier l'influence de leur constitution sur la phénoménologie de l'impact. En effet, 3 éléments peuvent influencer la phénoménologie de l'impact : 1-les caractéristiques matériaux 2-la géométrie de l'éprouvette et 3-les conditions aux limites. Ici, la géométrie des éprouvettes et les conditions aux limites sont fixées.

Dans la première partie, on s'attachera à bien définir les matériaux de l'étude. Suite à la campagne d'essais d'impact sur plusieurs composites (présentée dans le premier chapitre) une famille de matériaux composites à fibres de kevlar et matrice époxy chargée ou non de nanoparticules d'élastomère a été sélectionnée. Définir un matériau de cette famille n'est pas aisé car il est fonction d'un grand nombre de caractéristiques (taux de fibres, taux de nanostrengths, présence de microdéfauts) qui ont des influences importantes sur les propriétés mécaniques.

Dans la seconde partie, les influences du pourcentage de nanostrengths, du taux de fibres et de la présence de défauts sur le comportement à l'impact d'une plaque composite seront étudiées d'un point de vue macroscopique et microscopique.

2.1 Définition des matériaux de l'étude

2.1.1 Introduction aux matériaux composites de l'étude

Un matériau composite résulte de l'assemblage d'un renfort et d'une matrice dans le but d'obtenir des performances globales améliorées, vis-à-vis d'un besoin spécifique. Les matériaux composites ainsi obtenus ont des propriétés auxquelles les matériaux constitutifs seuls ne peuvent prétendre.

Une classification des matériaux composites peut se baser sur la composition de la matrice (organique, céramique, métallique) et sur la nature du renfort (organique, céramique, métallique). Les matériaux utilisant les matrices céramiques et métalliques sont essentiellement utilisés dans le secteur spatial et aéronautique pour des applications à haute température. Les matériaux composites à matrice organique sont quant à eux utilisés dans de nombreux secteurs pour des applications dont les températures sont inférieures à 300°C. La fibre est choisie pour ses performances mécaniques et le gain de masse qu'elle permet, notamment pour les applications aéronautiques.

Parmi chacune des familles de matériaux composites, un sous-classement peut être établi vis-à-vis de la géométrie des renforts et de la façon dont ils sont assemblés (fibres courtes, fibres longues, fibres tissées). Les matériaux composites à fibres courtes sont essentiellement utilisés pour des produits de grande distribution, car ils peuvent être fabriqués en grande série par un procédé d'injection ; ces applications ne nécessitent pas de performances mécaniques avancées. Les matériaux composites à fibres longues sont utilisés pour des applications plus spécifiques qui nécessitent un renforcement dans des directions privilégiées. Les stratifiés sont obtenus par empilements successifs de plis unidirectionnels dans ces directions privilégiées. Les tissés sont obtenus grâce aux techniques textiles qui permettent de créer des motifs plus complexes. Les tissus 2D (Taffetas, sergé 2x2, satin, etc.), 3D (interlock) et 4D sont principalement utilisés pour des applications ayant besoin de renforts multidirectionnels et une bonne tenue aux impacts.

Les matériaux composites que nous allons étudier sont des composites tissés (Taffetas) à matrice (Époxy) et renfort (Kevlar) organiques. Le choix de la matrice organique a été motivé par les conditions de non-dégradation du casque, imposées par le cahier des charges, sur une plage de température de -40°C à 70°C. Le choix du renfort a été motivé par sa forte capacité à la déformation et sa haute résistance à rupture. Le choix du tissage a été motivé par sa bonne tenue aux sollicitations hors plan et à la perforation [65].

La définition d'un matériau composite passe par la connaissance de ses caractéristiques. Celles-ci dépendent des paramètres utilisés lors de la fabrication et pilotent les propriétés mécaniques du composite (figure 2.1).

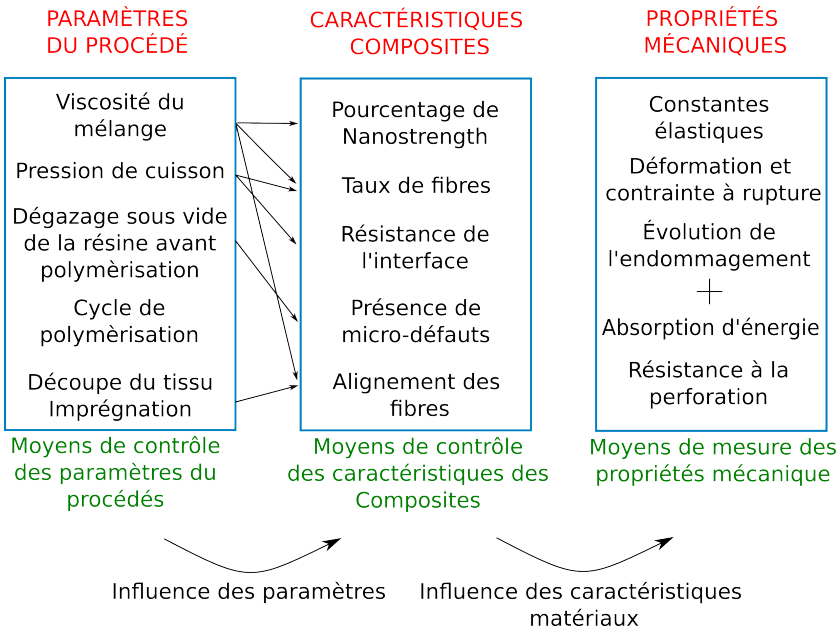


FIGURE 2.1: Schéma présentant l'influence des paramètres procédés sur les caractéristiques du composite et les propriétés mécaniques

Pour un composite tissé, les données concernant le type de fibres, le type de matrice, le type de tissage et l'orientation des plis ne suffisent pas. Il faut maîtriser le protocole de fabrication qui pilote quatre caractéristiques supplémentaires :
– la fraction volumique de fibres rapportée au volume total du composite,
– la population de défauts,
– la dispersion de l'alignement des torons.
– et pour notre étude, la fraction volumique de Nanostrenghts rapportée au volume de la résine.
Le moyen de mise en œuvre ne permettant pas de faire varier une seule caractéristique. Il est donc nécessaire de toutes les contrôler après modification d'un paramètre du procédé.

2.1.2 Les constituants

2.1.2.1 Les fibres d'aramide

L'aramide est un polymère dont le nom vient de la contraction de « aromatic polyamide ». Les fibres d'aramide sont obtenues par extrusion du polymère dans une filière puis sont étirées, lavées, séchées et embobinées. Le diamètre des fibres est de l'ordre de 12 μm.

Elles sont appelées fibres de Kevlar par abus de langage puisque c'est le nom des fibres commercialisées par la société Du Pont de Nemours. Les différentes fibres d'aramide disponibles sont :
– Nomex (méta-aramide) - Du Pont de Nemours
– Teijin connex (méta-aramide) - Teijin
– Kevlar (para-aramide) - Du Pont de Nemours
– Twaron (para-aramide) - Akzo
– Technora (para-aramide) - Teijin

Les caractéristiques mécaniques de différentes fibres sont résumées dans le tableau 2.2. Celles utilisées pour les matériaux composites de l'étude sont des fibres de Kevlar 129.

Material	Fibre type	Tensile strength (GPa)	Tensile modulus (GPa)	Strain to failure (%)	Density ($g.cm^3$)
Aramid	Twaron HM1055	2,8	125	2,5	1,45
	Twaron HS2000	3,8	90	3,5	1,44
	Kevlar 29	3,6	83	4,0	1,44
	Kevlar 49	2,9	135	2,8	1,45
	Kevlar 129	*3,4*	*99*	*3,3*	*1,45*
	Kevlar 149	3,4	186	2,0	1,47

TABLE 2.2: Propriétés des fibres d'aramide (revue de la littérature [4])

2.1.2.2 La résine époxy

La résine époxy utilisée est de l'épolam vendue par AXSON. Elle est choisie pour sa faible fluidité, pour ses propriétés mécaniques et physiques et enfin pour sa bonne affinité avec les fibres de kevlar 129. Certaines propriétés physiques et mécaniques de la résine sont fournies par le distributeur (Tableau 2.3). Aucun accélérateur n'a été rajouté dans la résine utilisée.

PROPRIETES PHYSIQUES					
Composition		RESINE	DURCISSEUR	ACCELERATEUR	MELANGE
Proportion de mélange en poids Proportion de mélange en volume à 25°C		100 100	34 41	0 à 10 -	
Aspect		liquide	liquide	liquide	liquide
Couleur		incolore	incolore	incolore	incolore
Viscosité à 25°C (mPa.s)	BROOKFIELD LVT	1.600	35	1.300	500
Densité à 25°C	ISO 1675 : 1985	1,17	0,95	1,10	1,10
Pot life à 25°C sur 500 g (min)	Gel Timer TECAM			0 phr acc. : 2 h 15 10 phr acc. : 15 min *(Se reporter à la courbe)*	

PROPRIETES MECANIQUES (1)			
Module de flexion	ISO 178 : 2001	MPa	3.100
Contrainte en flexion maximale	ISO 178 :2001	MPa	120
Résistance en traction	ISO 527 : 1993	MPa	80
Dureté finale	ISO 868 : 2003	Shore D	85
Température de transition vitreuse (Tg)	ISO 11359 : 2002	°C	82
Temps de démoulage à température ambiante sans accélérateur	LT 051 : 1998	h	48
Temps de durcissement complet à température ambiante	-	j	7

(1) *: Valeurs moyennes obtenues sur éprouvettes normalisées / Durcissement 24 h à température ambiante + 16h à 60°C et à des taux d'accélérateur compris entre 0% et 7% par rapport à la résine.*

TABLE 2.3: Propriétés physiques et mécaniques de l'épolam.

2.1.2.3 La matrice époxy avec Nanostrength

Les matrices époxy sont souvent utilisées dans les applications à hautes performances pour leur bonne rigidité, cependant, leur comportement fragile les rend très sensibles et peu résistantes aux chocs. Cette faible résistance est directement liée aux faibles taux de restitution d'énergie lors de la propagation d'une fissure dans ce milieu homogène. Pour améliorer la résistance aux chocs, une pratique commune consiste à introduire des charges qui peuvent être des particules souples (généralement des élastomères). Ces particules ont un double effet :

- Premièrement, elles sont des lieux de concentration de contrainte (au sens d'Inglis [12]) qui vont favoriser l'initiation de fissures. Elles sont aussi des lieux de ralentissement et d'arrêt de la propagation de fissures. En effet, la vitesse de propagation des fissures est en partie liée aux modules des matériaux traversés.
- Deuxièmement, elles sont le siège de phénomènes de cavitation qui dissipent beaucoup d'énergie.

Pour une même zone endommagée, ces inclusions vont donc favoriser la multifissuration du matériau et augmenter la quantité d'énergie dissipée. Cependant, il est difficile d'obtenir une bonne dispersion de ces particules dans la matrice. La forte réticulation du réseau époxy pousse à l'utilisation de grandes quantités d'élastomères dans la résine, ceci au détriment de la rigidité du matériau final.

Une pratique récente consiste à introduire une phase élastomérique initialement miscible dans le précurseur. Cette phase se ségrègue durant la réticulation de la résine pour créer des nodules élastomériques de tailles nanométriques. Les mêmes ténacités qu'avec des élastomères traditionnels sont obtenues, mais avec un pourcentage de particules ajoutées beaucoup plus faible. Ainsi la rigidité de la matrice n'est pas drastiquement réduite.

Les nanoparticules d'élastomères rajoutées dans notre matrice époxy sont des copolymères triblocs (PMMA-bloc-PBuA-bloc-PMMA) commercialisées par Arkema sous le nom de Nanostrength (noté NS). Différents copolymères (M22, M42, M52N, etc...) sont disponibles, caractérisés par leur masse moléculaire, le rapport de PMMA/PBuA et leur affinité avec le durcisseur. Une étude physico-chimique de plusieurs co-polymères a été réalisée en utilisant des techniques de Résonance Magnétique Nucléaire (RMN) et de Chromatographie d'Exclusion Stérique (CES). Cette étude permet de mesurer les masses moléculaires des co-polymères et de déterminer la proportion des différents blocs (tableau 2.4).

Copolymère à bloc	Paramètres de la distribution des masses moléculaires obtenues par CES				Composition (%molaire) à partir de la RMN		
	Mw (Kg/mol)	Mn (Kg/mol)	Ip	$\frac{dn}{dc}$ (mL/g)	PBuA	PMMA	PDMA
M22	126	94	1,35	0,082	36	64	
M42	208	146	1,43	0,072	31	69	
M52N	147	95	1,54	0,071	45,6	43	11,4

Table 2.4: Propriétés physico-chimiques des copolymères triblocs

La bonne dilution du copolymère dans la matrice de diglycidyléther du bisphénol A (DGEBA) est permise grâce aux blocs PMMA qui ont une très forte affinité avec celle-ci. Notons que, comme l'ont montré Serrano et al. [79] des copolymères aléatoires de méthyle méthacrylate

(MMA) et de N,N-dimetylacrylamide (DMA) peuvent être aussi utilisés pour améliorer la miscibilité des copolymères dans la résine DGEBA. Dans les deux cas, les performances des résines utilisant un durcisseur polaire (ce qui est le cas pour notre matrice) sont améliorées.

La nanostructuration est induite par de fortes répulsions (gouvernées par la thermodynamique), entre les blocs extérieurs (PMMA) et intérieurs (PBA) du copolymère. Ceci rend la nanostructuration indépendante des conditions de mise en œuvre.

Les courbes de la documentation technique du Nanostrengths (Figure 2.2) montrent que, en traction et présence de NS, la déformation à rupture et la contrainte à rupture de la matrice sont augmentées, seule une faible baisse de la rigidité est constatée.

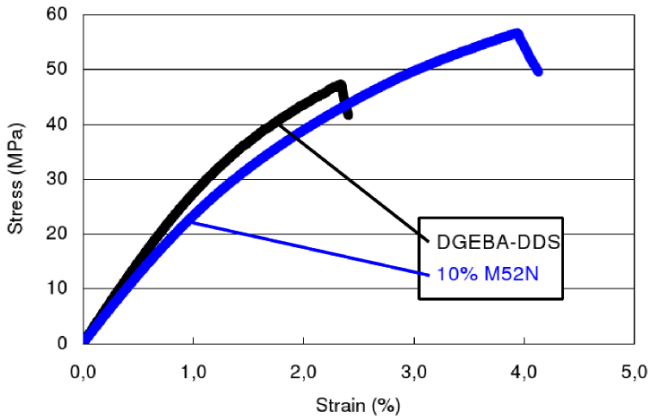


FIGURE 2.2: Courbe contrainte/déformation d'une résine époxy avec et sans Nanostrengths M52N sollicitée en traction (fiche technique du produit)

L'ajout de copolymères triblocs se structurant à l'échelle nanoscopique renforce le réseau époxy et augmente sa ténacité. Elle passe par exemple de $G_{1c} = 180\,J.m^{-2}$ pour la résine à $G_{1c} = 1870\,J.m^{-2}$ pour la résine chargée en M52N [10, 11]. Cette augmentation du taux de restitution d'énergie est d'autant plus significative que la température de transition vitreuse (Tg) de la résine est faible. En effet, la Tg est reliée à deux paramètres (la longueur et la rigidité des chaînes macromoléculaire) qui peuvent expliquer la facilité avec laquelle les NS se structurent au sein du réseau. La résine du projet Itech se situe dans le cas le plus favorable avec une Tg relativement faible de l'ordre de 80°C à 90°C.

2.1.3 Caractéristiques du Composite Kevlar / Époxy

Un protocole de référence (tableau 2.5) est utilisé pour la fabrication des plaques. Les caractéristiques sont pilotées par la modification de certains paramètres de fabrication. Dans notre cas, seuls le pourcentage de Nanostrenghs et la pression appliquée durant la cuisson seront modifiés. Par ce biais, l'influence du pourcentage de Nanostrengths, du taux de fibres, de la présence de micro-défauts et de l'orientation des torons sur les propriétés mécaniques seront étudiées.

Paramètres	Protocole	Paramètres	Protocole
Pression	2,5 bars	Orientation des plis	0/0/0
Date de réalisation	29.03.10	Masse de durcisseur pour 100g de pre-polymère	+34,50%
Type de NS	M52N	Durée mélange résine + durcisseur	3 min
% de NS (masse)	10%	Durée de dégazage	4 min
% de diluant (masse)	10%	Durée de repos	0 min
Température de mélange	80°C	Durée de drapage	5 min
Durée de mélange	1h30	Température de cuisson	90°C
Dégazage	Oui	Durée cuisson	1h30
Type de renfort	kevlar 129	Température de post cuisson	80°C
Nombre de plis	3	Durée post cuisson	2h

TABLE 2.5: Paramètres du procédé de réalisation des plaques de (K-NS) avec différent taux de fibres

2.1.3.1 Le pourcentage de Nanostrength

Les composites avec 0% et 10% de NS dans la matrice sont étudiés, car :

1. des essais préliminaires d'impact, sur des plaques ayant 5%, 10% et 15% de NS, ont été réalisés sur la tour de chute, dans des conditions similaires à celles utilisées au chapitre 1. Ces essais ont montré que la perforation des plaques était évitée uniquement pour un taux de 10% de NS. La transition entre la perforation et la non-perforation se situe donc dans l'intervalle [5% 10%].
2. la viscosité de la résine augmente fortement en fonction du pourcentage de NS (Figure 2.3). Pour que la mise en œuvre soit toujours possible, il faut que la viscosité ne soit pas trop importante. Lorsque l'on introduit des NS dans la résine, pour obtenir une viscosité équivalente à la résine sans NS il faut augmenter la température du mélange. Cela engendre plusieurs problèmes, comme l'augmentation de la vitesse de réticulation et la difficulté de l'enduction manuelle du tissu.

D'un point de vue industriel, la résine époxy épolam contenant 10% de Nanostrengths en masse est trop visqueuse pour être utilisée dans le processus de fabrication du casque. Des solutions ont été trouvés pour résoudre ce problème, pour des raisons de confidentialité le produit sera appelé diluant (figure 2.4).

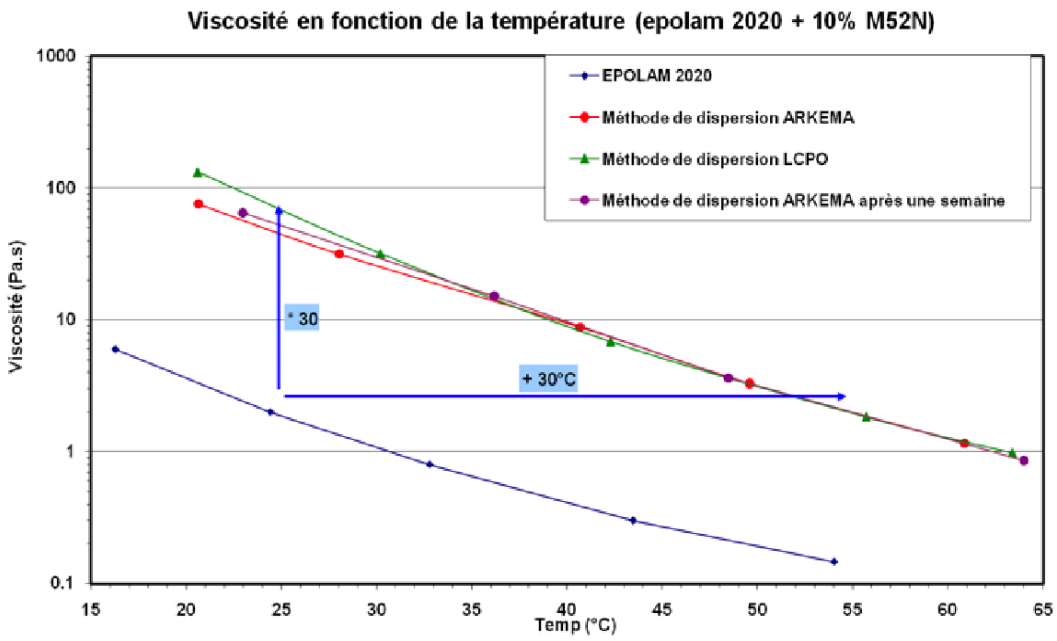


FIGURE 2.3: Évolution de la viscosité de la résine avec et sans NS en fonction de la température.

La masse volumique des Nanostrengths est sensiblement égale à celle de la résine, on parlera donc indifféremment de pourcentage massique ou de pourcentage volumique. La quantité de produit nécessaire au mélange étant obtenue par pesée, le terme « pourcentage de nanostrengths » se réfère davantage au pourcentage massique. La problématique étant d'étudier l'influence du pourcentage de Nanostrength sur le comportement du composite, on veille à garder la même proportion de résine épolam et de diluant.

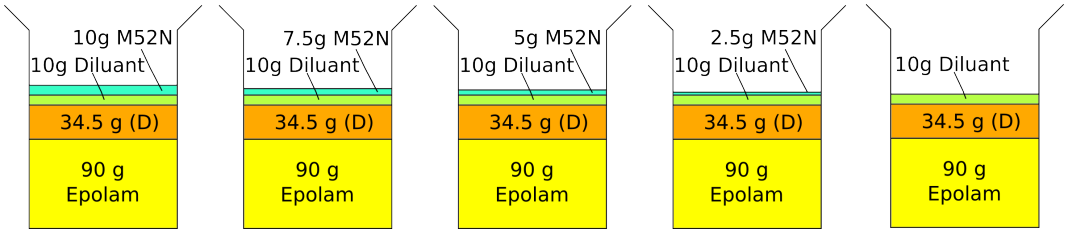


FIGURE 2.4: Schémas présentant les différents mélanges réalisés

La répartition après mélange des Nanostrengths est homogène dans la résine puisqu'il ne s'agit pas d'une dispersion, mais d'une dissolution [30, 64]. Des images de la matrice avec 10% de NS ont été réalisées au Microscope Électronique à Transmission (MET) pour vérifier la bonne dispersion des copolymères M52N. L'image de la figure 2.5 montre une bonne répartition des copolymères dans la matrice et révèle leurs structures vermiculaires. Après réticulation de la résine, les Nanostrengths se ségrèguent et on obtient une dispersion de nodules dans la matrice.

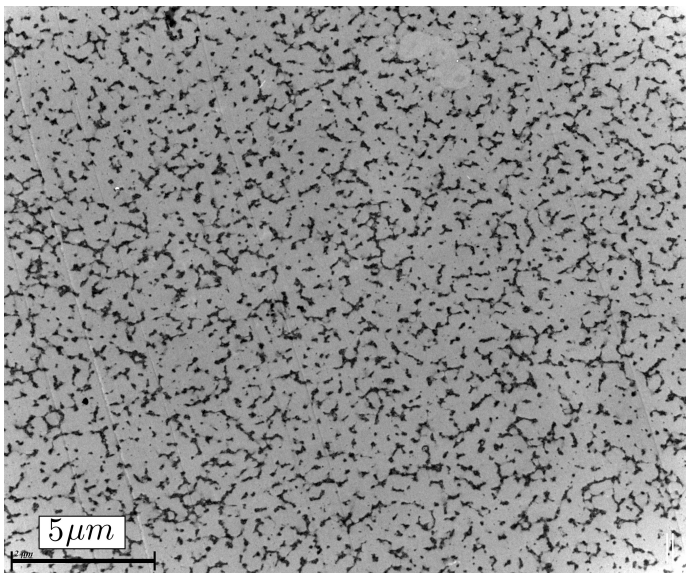


FIGURE 2.5: Dispersion des Nanostrengths dans la résine (image MET)

2.1.3.2 Le taux de fibres

Lorsque le terme " taux de fibres " est employé, il fait référence à la fraction massique de fibres dans le composite. La densité des fibres de Kevlar 129 est sensiblement égale à celle de la matrice époxy utilisée. Cette particularité permet là encore d'utiliser indifféremment la fraction massique ou la fraction volumique, qui est regroupée sous le terme " taux de fibres ".

Les taux de fibres mesurés sur la structure réelle sont compris entre 40% et 73% selon les zones du casque. Les valeurs que nous souhaitons étudier sont de 52% et 78%, elles correspondent à la gamme de taux de fibres industriellement réalisable.

Différents moyens existent pour mesurer le taux de fibres, en particulier, la mesure par pesée et la mesure par thermogravimétrie (TGA).

La mesure par pesée : Cette technique non destructive consiste, connaissant la masse volumique des constituants et le volume du composite, à peser la plaque dont on souhaite connaître le taux de fibres. Ensuite sachant que :

$$\begin{cases} m_{composite} = \rho_{fibres} \times V_{fibres} + \rho_{matrice} \times V_{matrice} \\ V_{tot} = V_{fibres} + V_{matrice} \end{cases} \tag{2.1}$$

Les volumes respectifs de fibres et de matrice sont alors déterminés.

$$\begin{cases} V_{matrice} = \frac{m_{composite} - \rho_{fibres} V_{tot}}{\rho_{mat} - \rho_{fibres}} \\ V_{tot} = V_{fibres} + V_{matrice} \end{cases} \tag{2.2}$$

Cependant, le calcul des volumes par cette méthode est très sensible à la différence des masses volumiques $\rho_{mat} - \rho_{fibres}$ qui est proche de 0 dans notre cas. Cette technique de mesure ne sera donc pas choisie.

Une autre solution consiste à utiliser la masse de tissu sec. La masse surfacique de fibres dans l'échantillon peut être calculée par la seule connaissance de la masse surfacique du kevlar 129 (donnée fabricant : $190\, g.m^{-2}$) et du nombre de plis. La masse de résine est obtenue par simple soustraction entre la masse surfacique totale de l'échantillon et la masse surfacique de fibres.

La difficulté de cette technique réside dans le calcul précis de la surface de l'échantillon, qui est déterminée par un traitement d'image sur un scan de l'échantillon.

La mesure par thermogravimétrie : Une autre technique, destructive, permet de mesurer le taux massique de fibres quelle que soit la masse volumique des constituants. Elle consiste à faire subir au matériau une consigne de température (rampe) et à mesurer la perte de masse en fonction de la température, c'est-à-dire au fur et à mesure que les composants brûlent (Figure 2.6). L'analyse peut être faite sous atmosphère azotée ou sous air.

Cette technique nécessite d'avoir réalisé au préalable deux mesures, une avec le tissu seul (courbe rouge, figure 2.6) et une avec la matrice seule (courbe verte, figure 2.6). Ces deux courbes correspondent aux cas limites, c'est-à-dire 0% et 100% de matrice. La courbe bleue, représentant la perte de masse du matériau composite, se situe nécessairement entre ces deux cas limites. Le taux de fibres est alors calculé lorsque les températures paliers sont atteintes (ici 900°C).

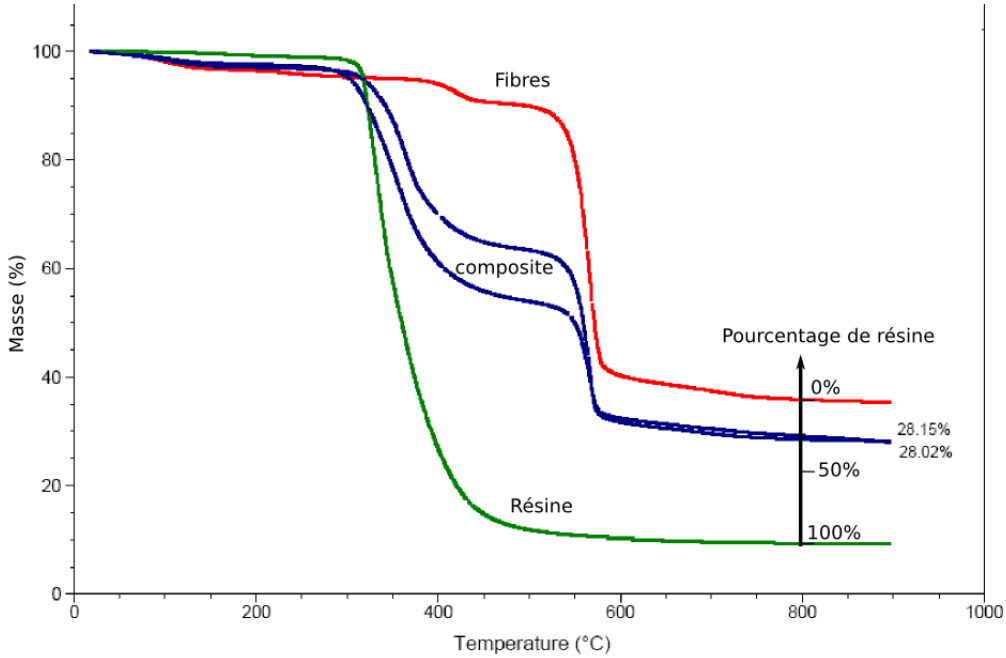
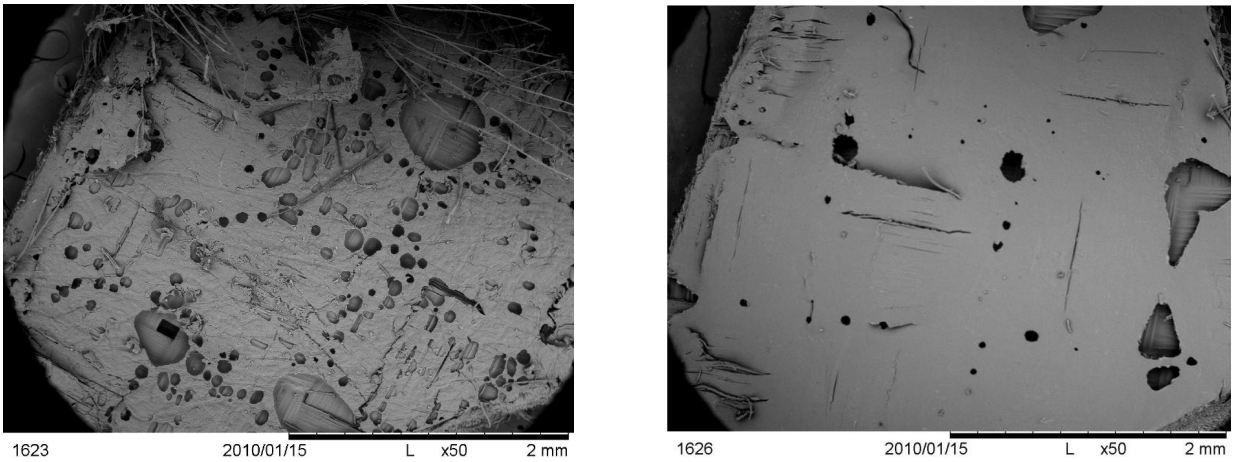


FIGURE 2.6: Courbes thermogravimétriques de la résine (vert), des fibres (rouge) et celles des deux prélèvements effectués sur un composite Kevlar NS (bleu)

2.1.3.3 La présence de défauts

Des observations au microscope électronique révèlent la présence de nombreux défauts en surface (bulles d'air) (Figure 2.7).



(a) Éprouvette de Kevlar NS 10% (résine dégazée) (b) Éprouvette de Kevlar NS 10% (résine dégazée)

FIGURE 2.7: Micrographies présentant les défauts dans le composite.

D'autres observations (micrographies optiques), réalisées sur des sections de plaques avec et sans NS, révèlent des bulles d'air dans l'épaisseur de l'échantillon (figures 2.9 et 2.8). Les coupes sont observées successivement avec deux modes d'éclairage, qui permettent de visualiser : pour le champ sombre les défauts vus par transparence, et pour le champ clair les défauts de surfaces. Sur les micrographies, tous les défauts présents ne sont pas signalés, seuls certains défauts sont entourés pour exemple. La présence de bulles d'air est observée indifféremment dans les composites avec et sans NS ayant une matrice préalablement dégazée.

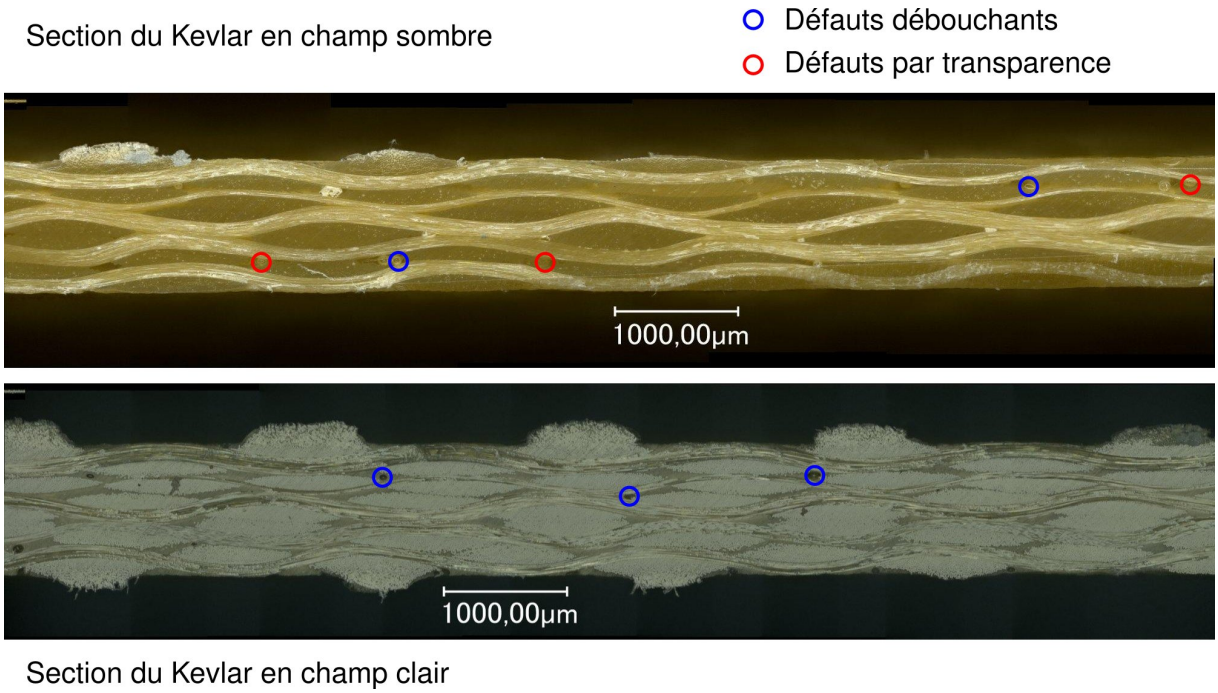


FIGURE 2.8: Micrographie d'une section de kevlar (résine dégazée).

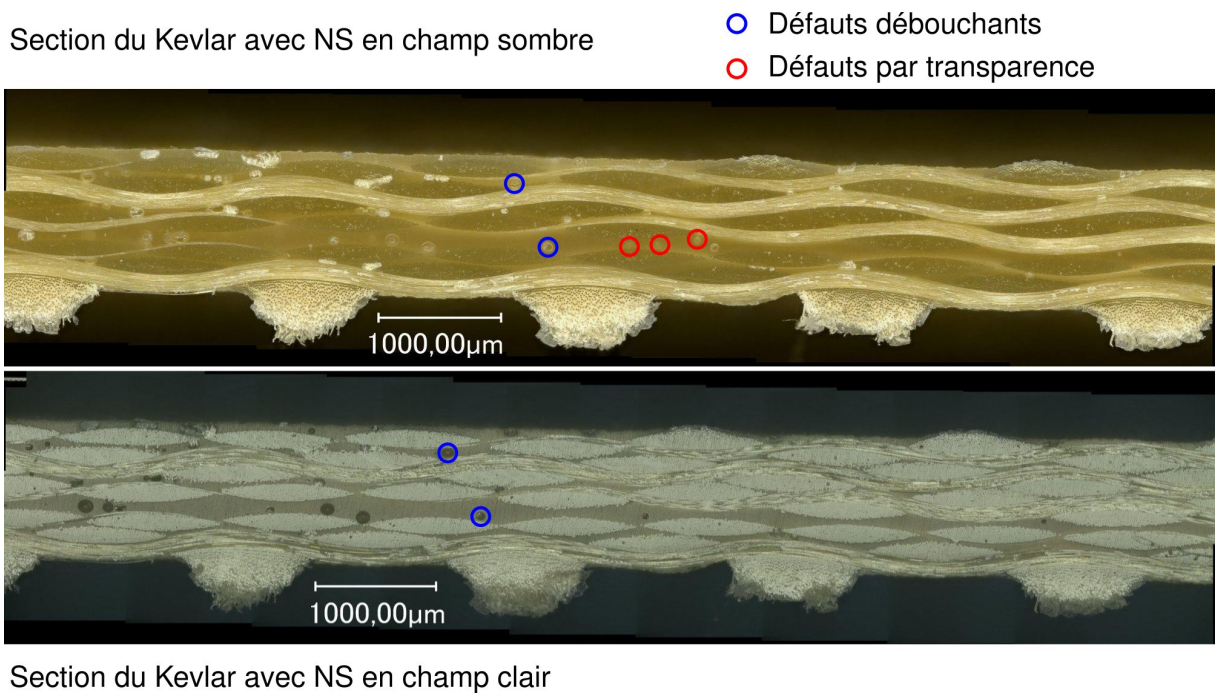


FIGURE 2.9: Micrographie d'une section de kevlar (résine dégazée) avec NS.

Pour augmenter le taux de défauts, l'étape consistant à dégazer la résine sous vide est omise. Cependant, le procédé de fabrication par thermocompression rajoute une grande quantité de défauts, dans des proportions aléatoires. Il est donc difficile d'attribuer la présence de nombreux défauts à l'omission de l'étape de dégazage. En ce sens, c'est l'influence du dégazage qui sera étudiée et non pas l'influence de la présence de défauts.

La présence de bulles d'air est directement liée au procédé de fabrication par thermocompression utilisé industriellement pour la fabrication des casques. Un procédé de mise en œuvre de type RTM pourrait réduire significativement la quantité de bulles d'air.

2.1.3.4 L'orientation des torons

Pour la réalisation des plaques, l'objectif est d'obtenir des torons orientés à (0°/90°) pour tous les plis constitutifs du composite. La consigne d'orientation est appliquée manuellement par l'opérateur lors de la découpe du tissu et de la mise en place dans le moule. La vérification de l'orientation des torons ne peut être faite que sur les plis visibles. Les sources de dispersion sont dues à la découpe du tissu (très déformable), à l'imprégnation et au fluage de la résine dû à la pression.

Les orientations des torons dans les deux couches extérieures du composite peuvent être déterminées par une analyse visuelle de surface. Le scanner Canon permet d'enregistrer des images hautes définitions (Figure 2.10) sur lesquelles l'orientation de chaque toron peut être déterminée. Des mesures sur plusieurs éprouvettes montrent que les désorientations des torons ne dépassent pas 5°.

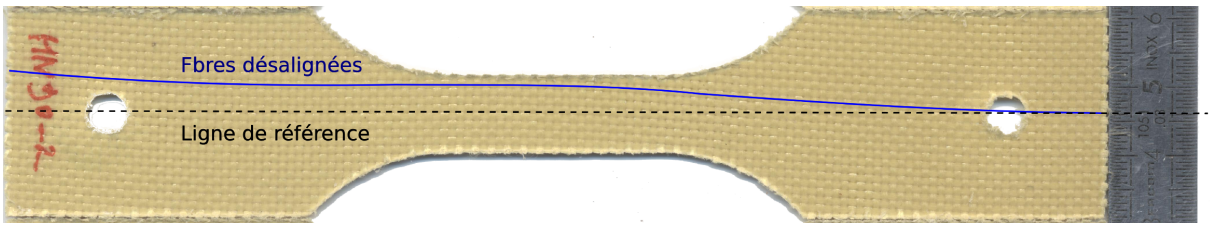


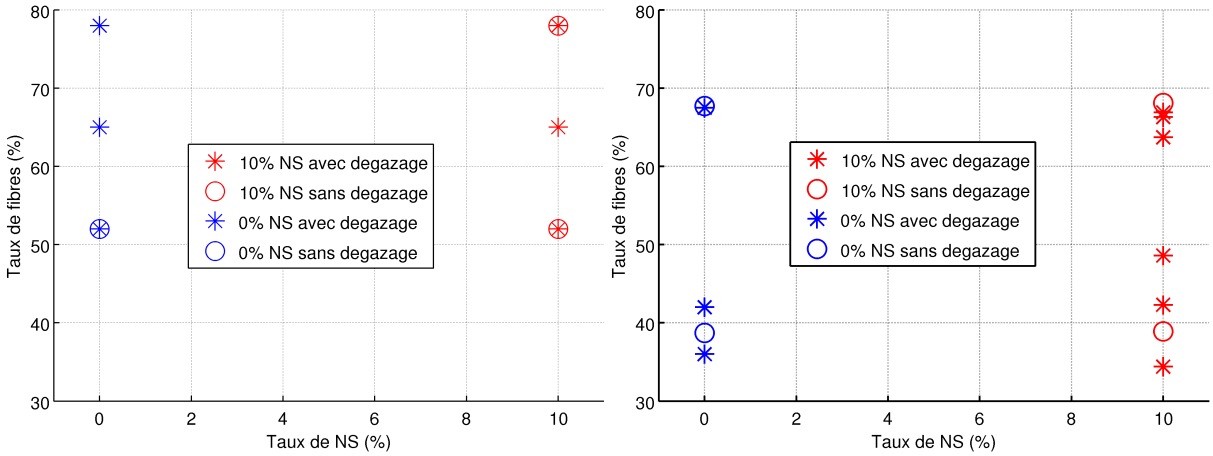
FIGURE 2.10: Image d'une éprouvette haltère de Kevlar NS qui montre le désalignement des torons

2.1.3.5 Caractéristiques des composites

En conclusion, tous les échantillons sont préparés avec 3 plis de kevlar et l'étude porte sur un domaine (Figure 2.11) prenant en compte :

1. l'influence du taux de fibres sur l'énergie absorbée avec une composition de matrice constante (0% puis 10% de Nanostrengths),
2. l'influence de la présence ou non de Nanostrengths sur l'énergie absorbée pour un taux de fibres constant,
3. l'influence du dégazage sur l'énergie absorbée

L'influence du désalignement des torons n'est pas considérée.



(a) Graphique représentant le domaine théorique {Pourcentage de Nanostrengths ; Taux de fibres}

(b) Graphique représentant le domaine exploré

FIGURE 2.11: Cartographie des expériences envisagées pour décrire l'influence des paramètres taux de fibre et taux de NS

2.2 Influence des caractéristiques sur la phénoménologie et le comportement à l'impact.

Les premiers essais d'impact réalisés dans le chapitre 1 avaient, entre autres, pour objectif de sélectionner certains matériaux parmi plusieurs candidats. Le critère principal de cette sélection était la résistance à la perforation. Une hauteur de chute de 50 cm et une énergie d'impact de 8,7 J avaient été sélectionnées pour ne pas conduire systématiquement à la perforation.

Dans ce deuxième chapitre, les essais ont pour objectif de montrer l'influence de certains paramètres physico-chimiques et structuraux sur la résistance à la perforation et sur l'énergie dissipée lors de l'impact. Afin de pouvoir quantifier ces deux grandeurs, les essais d'impact sont réalisés avec une énergie plus grande (17,4 J), conduisant systématiquement à la perforation. Ainsi, tous les modes de ruine sont activés.

2.2.1 Dispositif expérimental

Les conditions d'essai sont identiques à celles définies au chapitre 1 (section 1.4.3) hormis la hauteur de chute, qui passe de 0,50 m à 1 m. La mesure de la vitesse de l'impacteur juste avant l'impact permet de vérifier la reproductibilité des conditions initiales. La vitesse moyenne mesurée pendant les 8 millisecondes précédant l'impact est de $4.42 \pm 0.09\, m.s^{-1}$. Cette vitesse est très proche de la valeur théorique ($4.43\, m.s^{-1}$).

2.2.2 Déroulement de l'impact et définitions de critères de comparaison

2.2.2.1 Déroulement de l'impact

D'un point de vue macroscopique, le déroulement de l'impact peut être décrit grâce à des images prises par la caméra rapide et à l'évolution de la force et du déplacement. La figure 2.12 représente les différents états remarquables de la plaque au cours de l'impact. Durant les premiers instants de l'impact, la plaque se déforme de manière élastique (a). Après le domaine élastique, un blanchiment de la matrice est observé (b). L'opacité de la résine visualisée sous l'impacteur est due à l'endommagement de la matrice (micro-fissures qui interagissent avec la lumière). Il est important de remarquer que la chute de l'effort correspond à la rupture des fibres et à l'initiation de la perforation (c). L'impacteur perfore la plaque et écarte les quatre pétales crées lors du déchirement du composite, dans la direction des fibres (d). L'effort ne revient pas immédiatement à zéro, cet effort résiduel correspond au frottement entre l'impacteur et les pétales de la plaque lors de la pénétration (e).

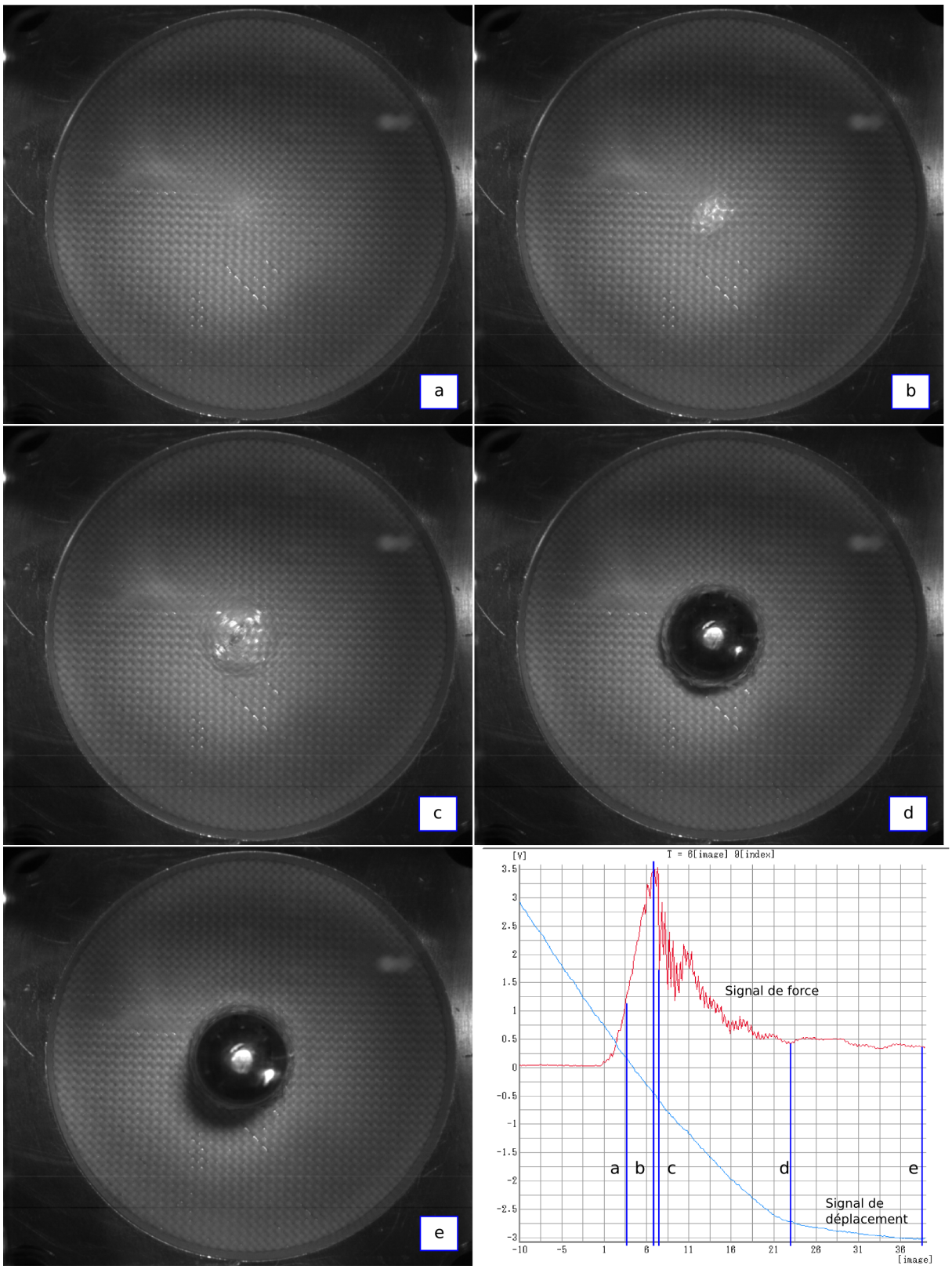


FIGURE 2.12: Images présentant la progression du dommage et mesure de la force lors d'un impact d'une hauteur de 1 m et d'une énergie de 17 J. Les images de la plaque impactée correspondent aux traits verticaux bleus sur le graphique représentant en rouge la force et en bleu le déplacement de l'impacteur en fonction du temps.

2.2.2.2 Définitions des critères de comparaison

Pour chaque essai, deux critères sont choisis.

Le premier critère permet de classer les plaques vis-à-vis de leur résistance à l'initiation de la perforation. Il est défini comme étant le travail de la force de contact jusqu'à l'initiation de la perforation. Il est calculé par l'intégrale de la courbe force-déplacement entre 0 mm et le déplacement correspondant à la rupture de fibres (Figure 2.13). La rupture de fibre étant responsable de la chute de l'effort, nous avons donc choisi comme deuxième borne de l'intégrale, le déplacement correspondant à la force maximale. Ceci est en accord avec l'analyse visuelle du film montrant le dessous de l'éprouvette au cours de l'impact (section 2.2.2.1). Le travail de la force représente alors l'énergie élastique emmagasinée dans la plaque, l'énergie dissipée par l'endommagement de la matrice, l'énergie dissipée par frottement et l'énergie dissipée sous forme d'onde dans le dispositif expérimental. Une plaque résistera d'autant plus à la perforation que la valeur de ce travail sera importante.

Le deuxième critère permet de classer les plaques vis-à-vis de l'énergie dissipée par la perforation. Il est défini comme étant le travail de la force de contact jusqu'à une valeur de déplacement de 16,5 mm. Ce travail est calculé par l'intégrale de la courbe force-déplacement pour un déplacement compris entre 0 et 16,5 mm (Figure 2.13). La valeur de 16,5 mm correspond à la valeur pour laquelle il y a systématiquement perforation et pénétration de l'impacteur. Le travail de la force représente alors l'énergie élastique emmagasinée dans la plaque, l'énergie dissipée par l'endommagement de la matrice, l'énergie dissipée par la rupture des fibres, l'énergie dissipée par frottement et l'énergie dissipée sous forme d'onde dans le dispositif expérimental. Ce critère est donc l'image de l'énergie dissipée par la perforation.

Les travaux sont calculés à partir de l'origine du déplacement qui correspond au premier contact entre l'impacteur et la plaque. L'instant du premier contact est défini par l'instant où la force de contact dépasse 30N.

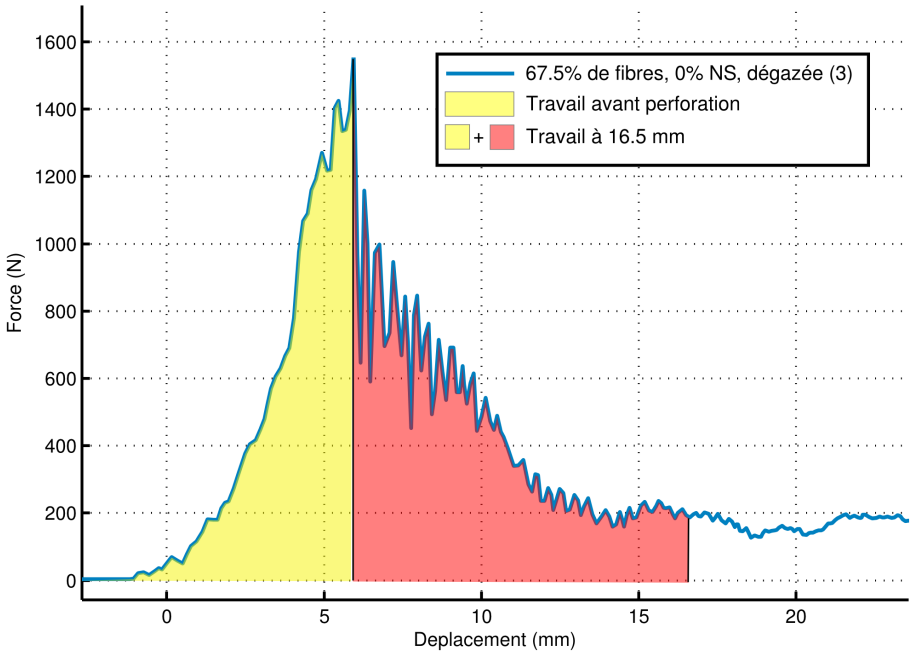


FIGURE 2.13: Représentation du travail de la force de contact lors d'un essai d'impact

Ces critères permettent de comparer les différentes plaques entre elles.

Toutes les plaques ayant la même quantité de fibres (3 plis) et une quantité de résine différente, les comparaisons sont effectuées pour des plaques de masses et d'épaisseurs différentes.

L'augmentation de l'épaisseur aura pour conséquence d'augmenter la rigidité flexionnelle de la plaque, d'où une diminution du temps de contact et d'où une localisation plus importante des déformations.

Une plaque de $1\,m^2$ avec un taux de fibres de 70% aura une masse de $m_{composite} = m_{fibre} + {}^{0.3}/_{0.7} \times m_{fibre} = 814\,g$ tandis qu'une plaque avec 35% de fibres aura une masse de $1628\,g$. À priori, avec la même quantité de fibres et davantage de matrice, l'énergie nécessaire à l'initiation de la perforation et l'énergie dissipée par la perforation devraient être supérieures. Pour s'affranchir de cet effet, les critères sont normalisés par l'épaisseur. La mesure de l'épaisseur moyenne de l'éprouvette étant difficile à réaliser, la masse surfacique est utilisée. Les échantillons ayant une surface de travail identique on peut écrire :

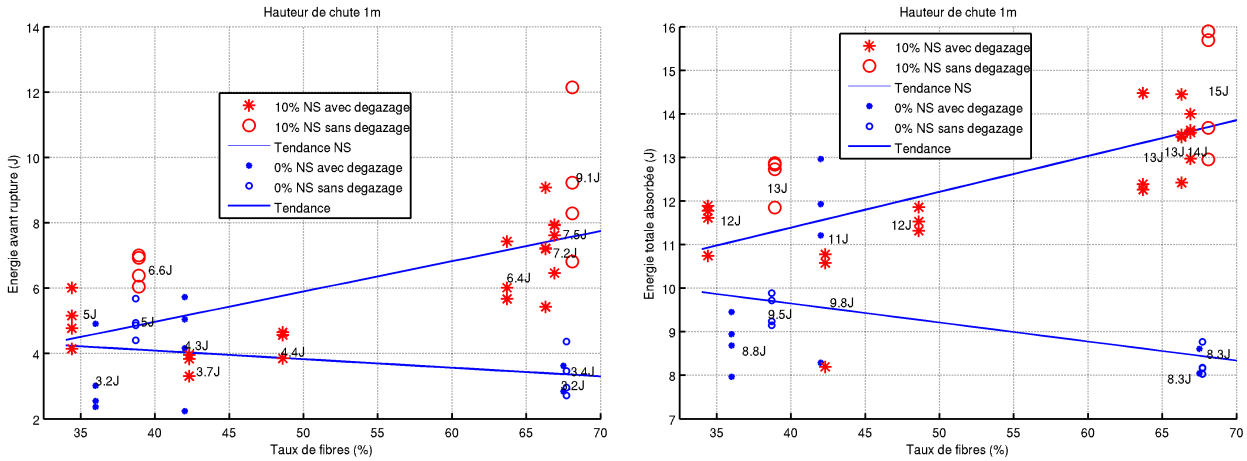
$$m_{surfacique} = \frac{m_{fibre} + m_{matrice}}{S} = \frac{m_{fibre}}{S} + \frac{\rho_{matrice} \times V_{matrice}}{S} = Cte + e \times \rho_{matrice} \tag{2.3}$$

La masse surfacique de matrice dépend linéairement de l'épaisseur (e). Nous avons donc décidé de présenter les critères normalisés par la masse surfacique, nous parlerons de valeurs spécifiques.

2.2.3 Résultats et analyses macroscopiques

2.2.3.1 Présentation des résultats en fonction des critères

Les résultats des essais présentés en figure 2.14, représentent l'énergie nécessaire à l'initiation de la perforation (2.14a) et l'énergie dissipée par la perforation (2.14b) en fonction du taux de fibres, de la présence ou non de 10% de NS et du dégazage.



(a) Critère 1 : Énergie nécessaire à l'initiation de la perforation

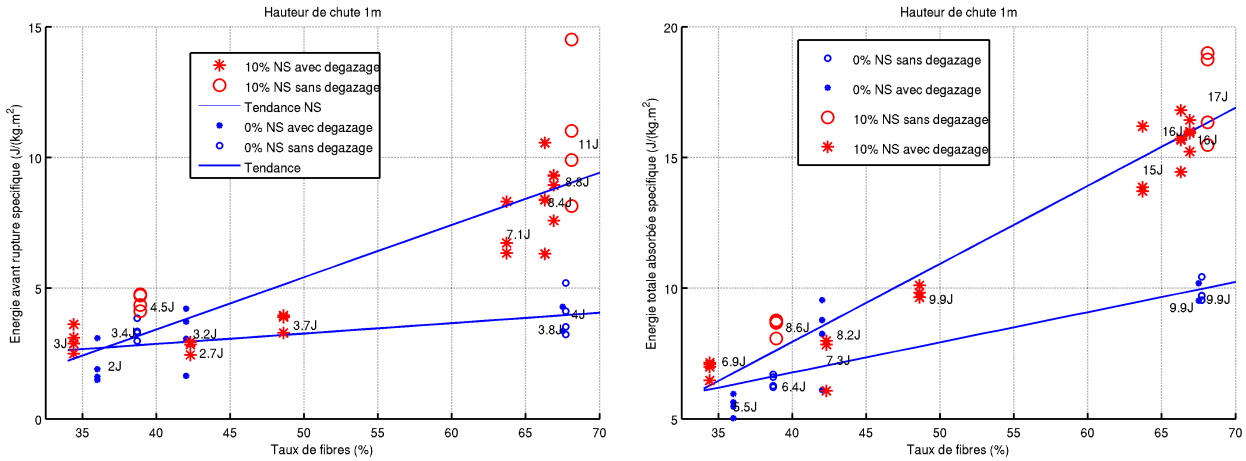
(b) Critère 2 : Énergie absorbée par la perforation

FIGURE 2.14: Critères énergétiques calculés en fonction du taux de fibres, du pourcentage de NS et du dégazage.

L'augmentation attendue d'énergie absorbée, liée à l'augmentation de la quantité de matière (résine), n'est pas toujours vérifiée. En effet, qu'il y ait ou pas dégazage, seules les plaques sans NS présentent une augmentation des deux critères avec la diminution du taux de fibres. Ces conclusions sont à pondérer par les dispersions relativement importantes.

Les résultats des essais présentés en figure 2.15 sont normalisés par la masse surfacique de chaque échantillon. L'énergie spécifique nécessaire à l'initiation de la perforation (2.15a) et

l'énergie spécifique totale absorbée (2.15b) en fonction du taux massique de fibres permettent de comparer les performances des différentes plaques. Il faut néanmoins rester vigilant quant à l'interprétation des valeurs normalisées puisque cette opération consiste à ramener tous les matériaux à une épaisseur unique de manière linéaire. L'hypothèse, sous-entendue, faite lors de cette opération est de négliger les effets non linéaires dus au changement de la géométrie de l'éprouvette.



(a) Critère 1s : Énergie spécifique nécessaire à l'initiation de la perforation

(b) Critère 2s : Énergie spécifique absorbée par la perforation à 16,5 mm

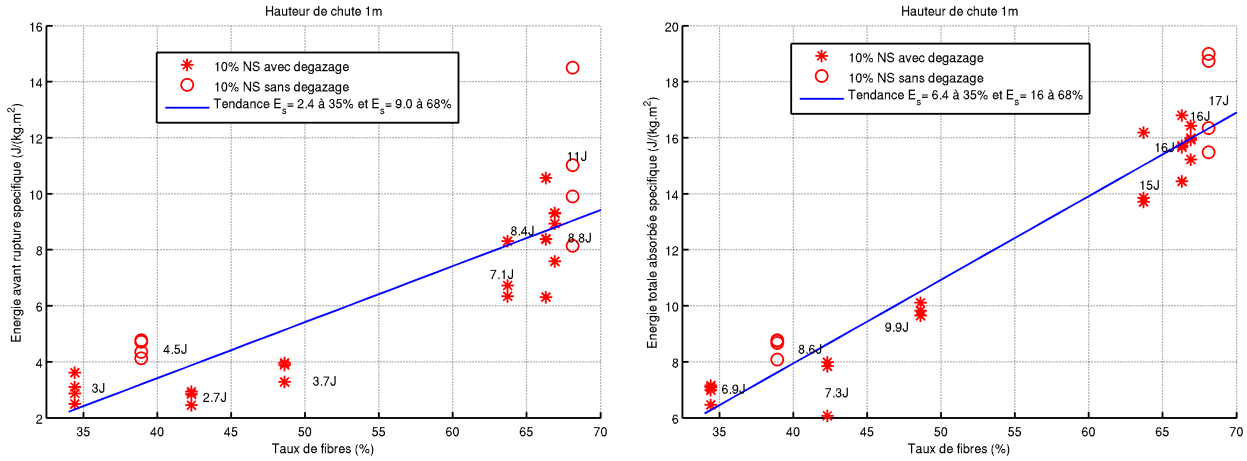
FIGURE 2.15: Critères énergétiques spécifique en fonction du taux de fibres, du pourcentage de NS et du dégazage.

2.2.3.2 Influence du dégazage (présence de défauts)

Pour des valeurs du taux de fibres de 38%, l'absence de dégazage augmente anormalement l'énergie dissipée avant rupture. Toutefois, l'influence du dégazage n'est pas significative pour les autres valeurs de taux de fibres.

2.2.3.3 À pourcentage de Nanostrengths constant

L'énergie spécifique avant rupture et l'énergie totale spécifique absorbée pour des échantillons avec 10 % de NS augmentent en fonction du taux de fibres (Figure 2.16). L'augmentation, entre 38% et 68% de fibres, de l'énergie spécifique nécessaire à l'initiation de la perforation est en moyenne de 275% et l'augmentation de l'énergie dissipée par la perforation est en moyenne de 150%. Cela s'explique en partie par les performances mécaniques des fibres bien supérieures à celle de la matrice (le nombre de torons restant identique).

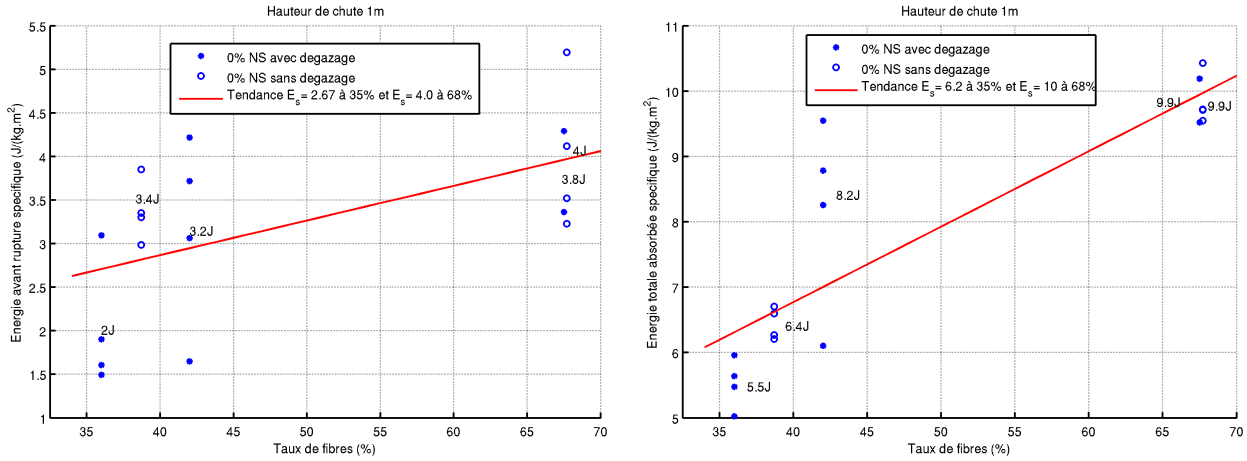


(a) Critère 1s : Énergie spécifique nécessaire à l'initiation de la perforation

(b) Critère 2s : Énergie spécifique absorbée par la perforation à 16,5 mm

FIGURE 2.16: Critères énergétiques spécifique en fonction du taux de fibres et du dégazage pour le Kevlar avec NS.

Des résultats voisins, mais dans une moindre mesure, sont trouvés pour les composites sans NS (Figure 2.17). Une augmentation de 50% est évaluée pour le premier critère et une augmentation de 38% pour le deuxième critère. Là aussi cette augmentation est justifiée par les propriétés mécaniques supérieures des fibres.



(a) Critère 1s : Énergie spécifique nécessaire à l'initiation de la perforation

(b) Critère 2s : Énergie spécifique absorbée par la perforation à 16,5 mm

FIGURE 2.17: Critères énergétiques spécifique en fonction du taux de fibres et du dégazage pour le Kevlar sans NS.

2.2.3.4 À taux massiques de fibres constants

Pour des taux de fibres de l'ordre de 35 % ou de 68 %, les deux critères augmentent systématiquement lorsque des Nanostrenghts sont rajoutés dans la résine, qu'il y ait dégazage ou pas. À taux de fibre constant, l'augmentation de l'énergie nécessaire à l'initiation de la perforation peut être due à plusieurs phénomènes. Une première contribution des Nanostrengths est sûrement due à l'augmentation de l'énergie élastique stockée dans la plaque, car l'ajout de NS accroît le domaine élastique de la matrice époxy. Une deuxième contribution des NS

est sûrement due à l'augmentation de l'énergie dissipée par l'endommagement de la matrice. Les Nanostrengths ajoutés dans la matrice époxy permettent de dissiper une grande quantité d'énergie par le phénomène de nanocavitation, qui se traduit macroscopiquement par l'augmentation de la ténacité. Une troisième contribution, liée au couplage des deux précédentes est une plus large distribution de l'endommagement.

2.2.3.5 Couplage des deux effets (% de NS, % de fibres)

Les nanostrengths ajoutés dans la matrice augmentent l'énergie absorbée par la plaque. Cette augmentation est d'autant plus importante que le taux de fibres est important. Cette constatation est surprenante, car plus le composite est riche en fibres, moins il y a de matrice et donc de nanostrengths et cependant plus les nanostrengths jouent un rôle important. Une hypothèse pour expliquer cette constatation est la suivante :

- Pour les faibles taux de fibres, qu'il y ait ou pas de NS, les fibres sont bien imprégnées par la résine. Les fibres jouent donc pleinement leur rôle de renfort mécanique.
- Pour les forts taux de fibres, sans NS, les fibres ne sont pas toutes bien imprégnées à cause de la faible quantité de matrice. L'ajout de NS dans la résine va permettre d'augmenter l'affinité matrice/fibres. Les fibres seront donc mieux imprégnées et pourront jouer pleinement leur rôle.

En conclusion, les meilleures performances vis-à-vis de la résistance à la perforation sont obtenues pour des composites avec 10% de Nanostrength et un fort taux de fibres.

2.2.4 Résultats et analyses microscopiques

Pour mettre en évidence les différents processus d'endommagement, des échantillons non tous perforés sont observés. Ils ont été impactés dans des conditions identiques à celles présentées dans le chapitre 1 (Section 1.4.3).

L'endommagement de la matrice est visualisé par transparence sur une table lumineuse (figure 2.18).

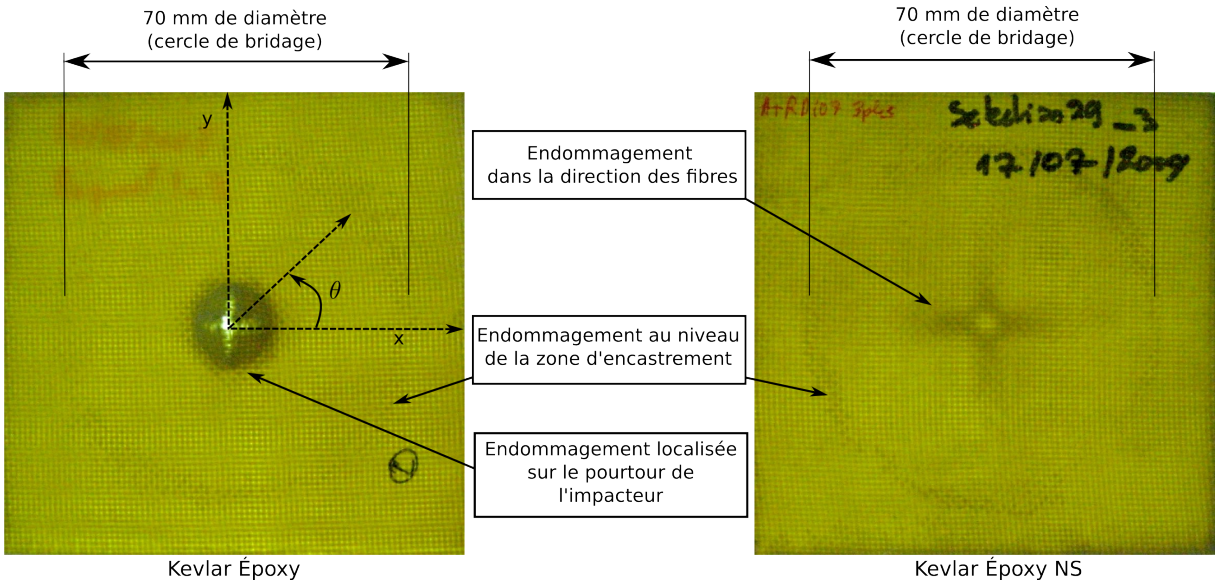


FIGURE 2.18: Images mettant en évidence l'endommagement sur deux éprouvettes impactées à $3.13\,m.s^{-1}$ sur la tour de chute (observations par transparence)

Deux zones d'endommagement sont clairement identifiées, l'une au niveau de l'impact et l'autre au niveau de l'encastrement.

1. L'endommagement près du cercle de bridage ne semble privilégier aucune direction, que ce soit dans le sens des fibres ou à 45°. Pourtant comme le système de bridage est axi-symétrique et le tissu équilibré on aurait pu s'attendre à une distribution périodique du dommage en fonction des coordonnées polaires dans le repère défini au centre de la plaque (Figure 2.18). Ce résultat est certainement dû *i)* à la dispersion intrinsèque du matériau, *ii)* à la non-uniformité du champ de pression de serrage, *iii)* aux variations du positionnement de la plaque dans le système de bridage. Quant à l'origine de l'endommagement, il est principalement dû au moment fléchissant qui est directement lié au diamètre du cercle. Il est donc clair que cet endommagement joue un rôle sur le comportement global et sur le développement des deux zones d'endommagement. Dans ces conditions, pour une analyse quantitative, il est difficile de comparer les tests provenant des différents auteurs (section 1.4.1) qui utilisent des diamètres et des géométries différentes. Dans notre cas le diamètre du cercle reste constant et les variations d'épaisseur entre les différentes plaques restent faibles. Le couplage entre les deux endommagements est considéré comme constant lors des essais. De plus, l'endommagement près du cercle de bridage est considéré comme négligeable devant le dommage au centre de la plaque et ne sera pas examiné par la suite.
2. L'observation de l'endommagement au niveau de l'impact (figure 2.19) montre des morphologies très différentes en fonction de la présence ou non de NS.

– Le dommage présent sur la plaque sans NS (figure 2.19a) est localisé sous l'impacteur (17-18 mm de diamètre). L'endommagement est principalement de la rupture de fibres dans la partie centrale et de la micro-fissuration de matrice sur le pourtour de l'impacteur et dans les quatre pétales déformés en flexion.
– L'endommagement présent sur la plaque avec NS (figure 2.19b) est beaucoup plus diffus et étendu. Il est réparti suivant la direction des fibres orientées à 0° et 90° et a une forme de croix. C'est principalement de la micro-fissuration de matrice et du délaminage dans la partie centrale.

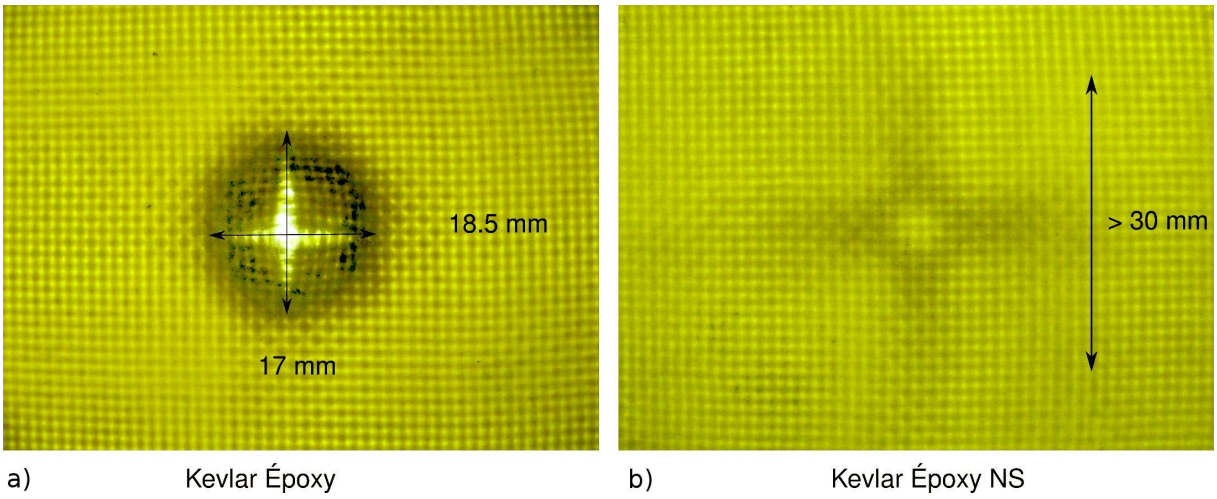


FIGURE 2.19: Zoom sur l'endommagement de deux éprouvettes impactées à $3.13\,m.s^{-1}$ sur la tour de chute (observation par transparence)

Cette technique de visualisation permet d'obtenir une cartographie de la projection des endommagements dans le plan de l'éprouvette. Elle ne permet pas de faire la distinction entre les différents types d'endommagement qui sont essentiellement de la fissuration de matrice et du délaminage (identifiés chapitre 1, section 1.4.5).

2.2.5 Essais d'impact sur la résine seule

Les composites avec Nanostrengths résistent beaucoup mieux à la perforation que les composites qui en sont dépourvus. Les Nanostrengths étant répartis dans la matrice époxy, ils modifient essentiellement le comportement de la matrice et de l'interface fibres/matrice. Il existe donc une contribution non négligeable de la matrice.

Le comportement de la matrice seule soumise à un impact est investigué. Des conditions similaires à celles utilisées dans le chapitre 1 sont choisies (section 1.4.3.1 ; une hauteur de chute de $0.5\,m$ et une masse de l'impacteur de $1.77\,kg$). Les plaques de résines sont préparées dans les mêmes conditions que le composite (i.e même protocole, cf Tableau 2.5) à la seule différence qu'un moule vertical (Figure 2.20) est utilisé pour obtenir un bon état de surface et évacuer les bulles d'air.

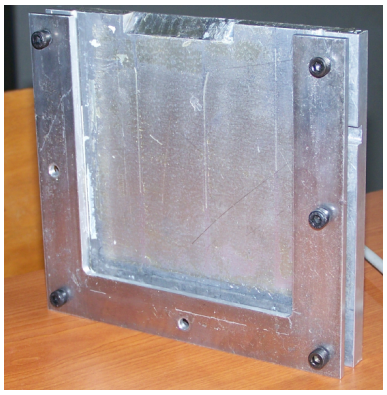
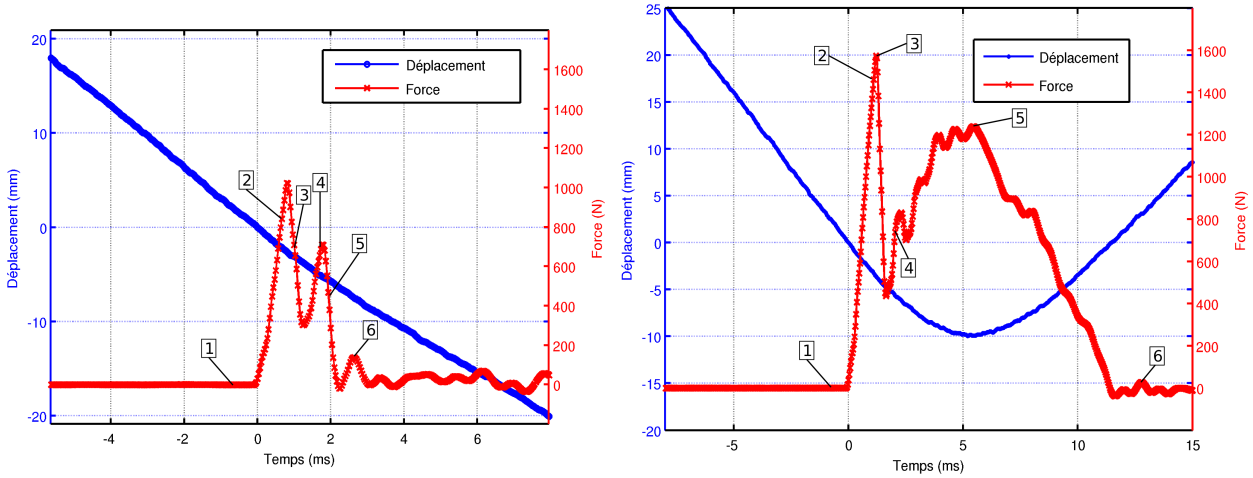


FIGURE 2.20: Photo du moule vertical.

Les plaques sont carrées ($100 \times 100\,mm$) et ont une épaisseur de $4\,mm$. L'instrumentation de la tour de chute est identique aux essais d'impacts sur les plaques composites.

Les courbes de déplacement de l'impacteur (Figure 2.21) montrent clairement que la plaque de résine sans NS est perforée lors du choc, tandis que celle avec NS a résisté puisque l'impacteur a rebondi. Les courbes de force montrent quant à elles des phénomènes de charge et de décharge au cours de l'impact qui correspondraient à des ruptures successives de la résine. Les images prises lors de l'impact permettent d'expliquer et d'associer certains phénomènes aux variations de la force de contact. Sur le graphique 2.21, les numéros correspondent aux étapes caractéristiques illustrées figures 2.22 et 2.24.



(a) Époxy sans NS

(b) Époxy avec 10% de Nanostrengths

FIGURE 2.21: Évolution de la force de contact et du déplacement de l'impacteur en fonction du temps lors d'un impact sur une plaque de 4 mm d'épaisseur. Les numéros font référence aux images des figures 2.22 et 2.24.

Au début de l'impact, après établissement du contact, la plaque se déforme de manière élastique jusqu'au maximum d'effort. Cette déformation élastique est confirmée par les images {1} et {2} de la figure 2.22 qui ne montrent pas l'apparition d'endommagement. Cette première phase élastique est identique pour les deux résines. La seule différence notable est le niveau d'effort à partir duquel la fissuration commence (Figure 2.23). Pour la résine sans NS, la fissuration apparaît pour un effort de 1000 N (correspondant à une flèche de 2,5 mm). Elle apparaît pour un effort de 1600N (correspondant à une flèche de 3,6 mm) pour la résine avec NS. L'ajout de NS dans la résine époxy augmente de façon significative la force (60%) et la flèche (44%).

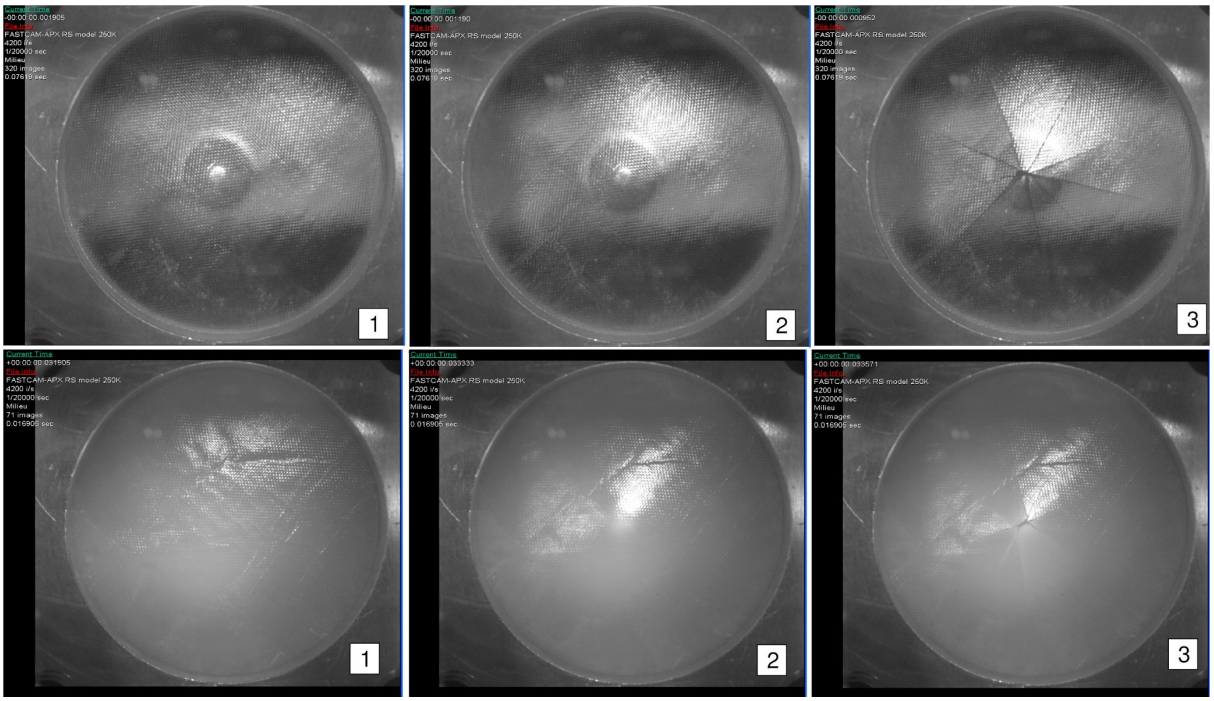
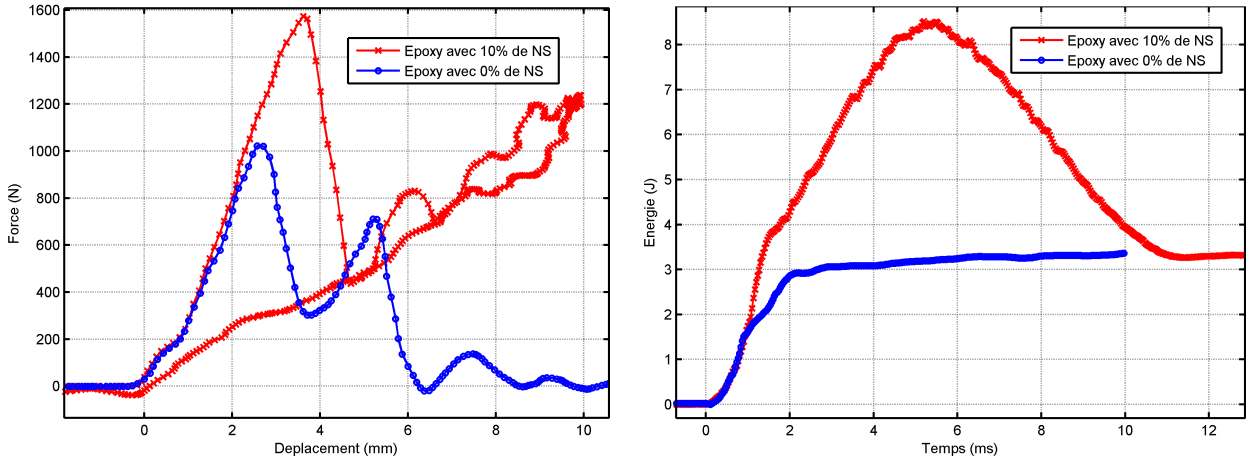


FIGURE 2.22: Les photos représentent des impacts sur une plaque de résine époxy avec 0% (résine transparente, images du haut) et 10% (résine opaque, images du bas) de Nanostrength.

Cette phase élastique se termine avec l'apparition de fissures radiales (Figure 2.22 {3}) s'initiant au centre de la plaque et qui se propagent très rapidement. Ces fissures partitionnent les plaques en une dizaine de morceaux de dimensions voisines, ce qui réduit fortement leur rigidité. Une chute importante de l'effort de contact est alors constatée. L'impacteur, possédant encore de l'énergie cinétique, continue à charger de manière élastique tous les pétales créés. Cette flexion de chaque pétale se poursuit jusqu'à atteindre l'état correspondant à l'image {4} de la figure 2.24. À partir de cet instant, les plaques vont suivre des histoires de chargement différentes, l'une menant à la rupture de la plaque et l'autre au rebond élastique de l'impacteur.



(a) Force de contact en fonction du déplacement de l'impacteur

(b) Travail de la force de contact en fonction du déplacement de l'impacteur

FIGURE 2.23: Essais d'impact sur des plaques de 4mm d'épaisseur de résine époxy avec 0% et 10% de Nanostrengths.

Pour la plaque sans NS, les lamelles chargées en flexion vont continuer à absorber de l'énergie de manière élastique jusqu'à une flèche de 5,3mm (correspondant à une force de 700N). Après ce nouveau maximum local de force {4}, il y a rupture de chacun des pétales en plusieurs endroits suite à l'apparition de fissures orthoradiales. Sur l'image {5} de la figure 2.24, trois cercles correspondants aux fissures orthoradiales peuvent été observés. L'énergie élastique stockée dans la plaque est alors en partie consommée par la création de ces nouvelles fissures et en partie convertie en énergie cinétique dans chacun des éclats de résine. L'image {6} montre la rupture de la plaque et la pénétration de l'impacteur.

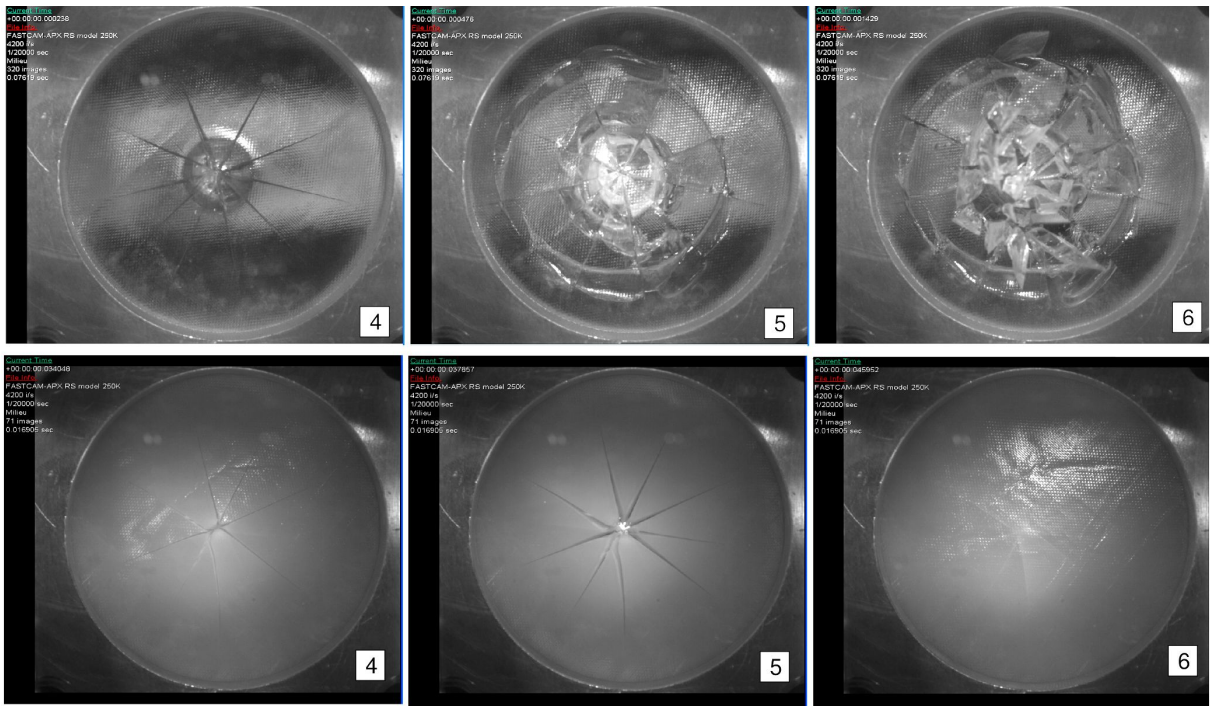


FIGURE 2.24: Les deux photos représentent des impacts sur une plaque de résine époxy avec 0% (résine transparente, images du haut) et 10% (résine opaque, images du bas) de Nanostrength (suite).

Pour la plaque avec NS, les lamelles chargées en flexion continuent à absorber de l'énergie de manière élastique jusqu'à une flèche de 10 mm et un maximum de force de 1200N. Les oscillations de la force de contact visibles sur la courbe entre 6 mm de déplacement à 10 mm, correspondent au maintien du contact entre l'impacteur et tous les pétales. En {5}, la vitesse de l'impacteur est nulle et une grande partie de son énergie cinétique initiale est stockée dans la plaque. La valeur minimale de l'énergie élastique stockée dans la plaque est l'énergie cinétique de l'impacteur au rebond (figure 2.23b). Celle-ci est déterminée par la différence entre le travail maximum de la force : 8,5 J (proche des 8,68 J correspondant à l'énergie cinétique initiale de l'impacteur) et l'énergie dissipée 3,3 J. L'énergie élastique restituée par la plaque avec NS est de 5,2 Joules.

Le travail de la force de contact (figure 2.23b) montre que l'énergie dissipée par les deux plaques est identique. Donc à énergie dissipée égale, la plaque avec NS résiste à la perforation tandis que la plaque de résine sans NS est détruite (Figure 2.25). Cela signifie également que la surface de fissure à créer pour absorber la même quantité d'énergie est beaucoup plus importante pour la résine seule. Ces résultats sont en adéquation avec les mesures du taux de restitution d'énergie G_{1c} qui est passé de $180\,J.m^{-2}$ à $1870\,J.m^{-2}$ avec l'ajout de 10% de Nanostrength M52N.

Pour confirmer, des essais de choc type Charpy ont été réalisés sur des éprouvettes non entaillées découpées dans les plaques de résine. La résilience moyenne pour les essais sur la résine seule est $29,7\,kJ.m^{-2}$ contre une valeur de $48,9\,kJ.m^{-2}$ pour la résine avec NS, soit une augmentation de 64%. Ces résultats tendent à confirmer les observations faites sur l'essai d'impact avec la tour de chute.

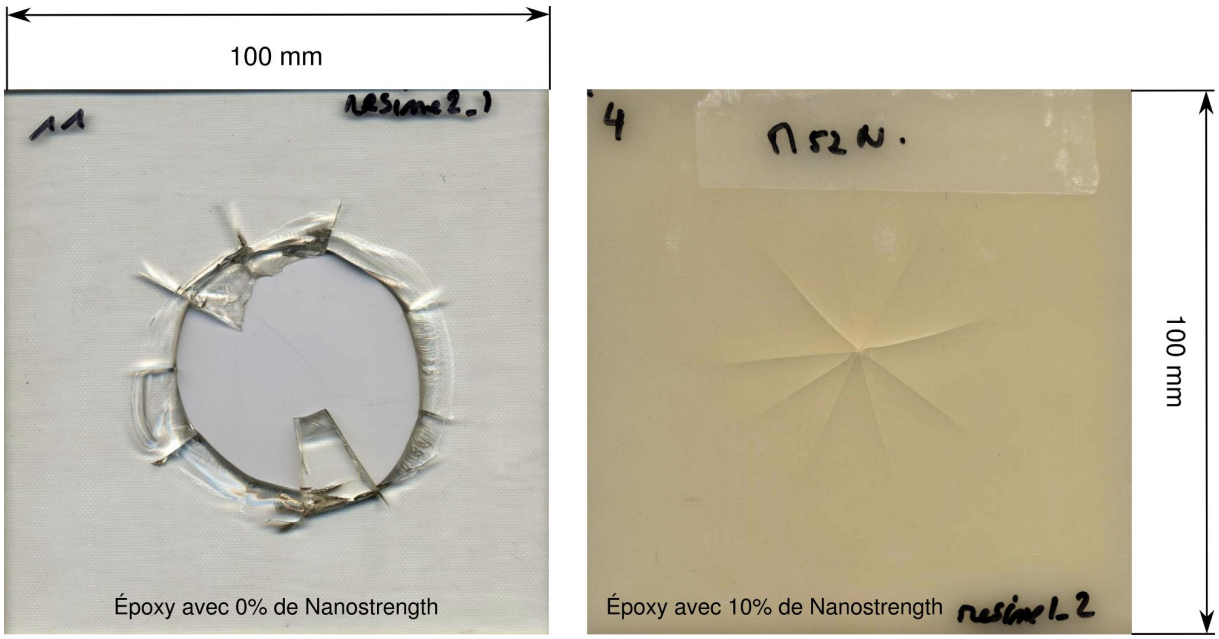


FIGURE 2.25: Les deux photos représentent les plaques de résine époxy sans et avec NS après impact.

2.3 Conclusion

Dans la première partie de ce chapitre, les constituants du composite kevlar époxy avec et sans Nanostrength M52N ont été présentés en détail. La connaissance des constituants du composite n'étant pas suffisante pour le décrire complètement, il a été nécessaire de détailler la procédure de mise en œuvre.

Dans la deuxième partie, l'influence de trois caractéristiques du composite sur le comportement à la perforation a été investiguée. Il s'agit du taux de fibres, du pourcentage de nanostrengths et de la réalisation ou non d'un dégazage préalable de la résine. Pour cette étude, deux critères (basés sur l'observation de la phénoménologie et la mesure de la force) ont été définis. Le premier correspond à l'énergie nécessaire à l'initiation de la perforation et le second correspond à l'énergie dissipée par la perforation. Il a été montré que l'influence du dégazage est négligeable comparée à l'influence du taux de fibres et du pourcentage de NS. Les meilleures formulations pour le composite vis-à-vis de sa résistance à la perforation correspondent à un fort taux de fibres et un pourcentage de 10% de Nanostrength.

Des cartographies d'endommagements différentes ont été mises en évidence en fonction de la présence ou non de Nanostrength. Ces cartographies serviront de base de données pour les simulations numériques.

Suspectant, une forte influence de la matrice, des tests d'impact sur la matrice seule ont été réalisés. Une amélioration significative de la résistance à l'impact sur la résine époxy avec Nanostrength a été mise en évidence, ce qui a permis de vérifier l'augmentation de la ténacité.

Chapitre 3

Modèle de comportement des matériaux composites

Ce troisième chapitre a pour objectif d'exposer les différentes échelles de modélisation, d'en choisir certaines et de proposer des modèles adaptés. De très nombreux modèles définis à diverses échelles permettent de représenter le comportement d'un matériau composite, mais seuls certains modèles sont envisageables pour notre application. Ce modèle sera choisi de façon à pouvoir étudier l'influence des caractéristiques du composite kevlar sur son comportement mécanique. Ce chapitre est donc une étape essentielle pour pouvoir simuler le comportement du composite dans un code de calcul.

La première partie de ce chapitre a pour but d'introduire la délicate question de l'échelle de modélisation. Les différentes échelles de modélisation communément admises sont présentées.

La seconde partie a pour objet d'énoncer les différents modèles pertinents à l'échelle macroscopique et à l'échelle de la structure.

Les matériaux composites présentés précédemment ont un comportement élastique endommageable, caractéristique des composites ayant une matrice époxy et des fibres à comportement élastique fragile. L'ajout de nanoparticules d'élastomères (Nanostrengths M52N) dans la matrice époxy semble rendre le comportement du composite sensible à la vitesse de déformation (Chapitre 4). Dans l'idéal, nous souhaitons avoir un modèle endommageable sensible à la vitesse de déformation qui permet de modéliser le comportement anisotrope des composites. Le modèle choisi doit prendre également en compte les différents endommagements et le délaminage du matériau. Les essais numériques sont conduits jusqu'à la rupture du matériau, il faudra donc veiller à définir un critère de rupture.

Le choix d'un modèle permettant de décrire tous les phénomènes cités précédemment conduit à un modèle dont l'identification, dans le temps imparti pour cette étude et avec des contraintes industrielles fortes, ne peut pas être faite avec la rigueur souhaitée. L'objet de ce chapitre est alors, partant d'une description complète des phénomènes, de justifier les choix et les hypothèses faits pour simplifier le modèle.

3.1 Échelles de modélisation et différents modèles

Un modèle permet de décrire des phénomènes physiques en se basant sur l'observation. Comme nous l'avons vu dans le chapitre précédent, l'observation peut avoir lieu à différentes échelles, ce qui entraîne une description et une modélisation des phénomènes à ces différentes échelles. Les différentes échelles de la modélisation d'un composite sont présentées dans les principaux ouvrages généralistes [15, 37, 13, 92]. À chaque échelle, définie par la taille de son Volume Élémentaire Représentatif (VER), il existe un grand nombre de modèles de complexité variable.

3.1.1 Échelle de modélisation pour les composites stratifiés

Trois échelles de modélisation micro, méso et macro sont couramment retenues pour les matériaux composites stratifiés. Celles-ci sont résumées dans le tableau 3.1.

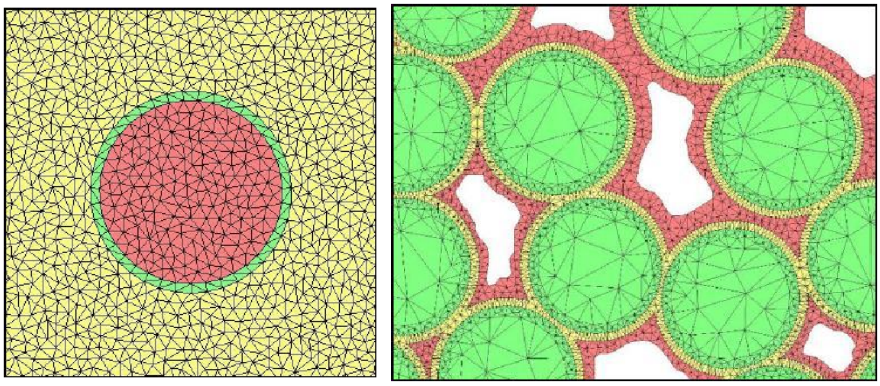
Échelle	VER	Utilisation	Images
Micro	Échelle à laquelle le VER est différent pour la fibre et la matrice et éventuellement l'interphase et les porosités.	Les résultats de l'interaction entre la fibre et la matrice, obtenus par l'intermédiaire de modèles, permettent d'accéder au comportement d'une cellule représentative d'une partie du pli du stratifié.	[21]
Méso	Échelle à laquelle on ne distingue plus les fibres de la matrice. Le VER est définie à l'échelle du pli	Cette échelle est utilisée pour modéliser des structures de faibles dimensions et pour modéliser explicitement le délaminage	[80]
Macro	Échelle à laquelle on ne distingue plus les différents couches du stratifiés	Elle est utilisée pour le calcul de structure de grande dimension	Cruciform, Trigger, Tensor Skin, Sine Wave Beam [67]

TABLE 3.1: Différentes échelles de modélisation pour un composite stratifié.

3.1.2 Échelle de modélisation pour les composites tissés

Pour les composites tissés, quatre échelles de modélisation sont définies : micro, méso, macro et structure.

Échelle microscopique À l'échelle microscopique, le VER est défini à l'échelle des constituants élémentaires : la fibre, la matrice et éventuellement l'interphase et les vides. Les résultats de l'interaction entre la fibre et la matrice, obtenus par l'intermédiaire de modèles, nous permettent d'accéder au comportement d'un toron. Les modèles les plus simples pour représenter le comportement d'une fibre enrobée d'une matrice sont ceux de Voigt et Reuss [15]. Ceux-ci peuvent être complexifiés en utilisant des modèles cylindriques. Comme nous l'avons vu dans la partie observation, la répartition des fibres dans la matrice au sein du toron n'est pas homogène. Pour prendre en compte cette distribution de fibres spécifique au procédé, il faut introduire une approche probabiliste [40, 42]. D'autres approches basées sur les éléments finis sont proposées. Elles permettent également de modéliser l'interphase entre la fibre et la matrice (Figure 3.1).



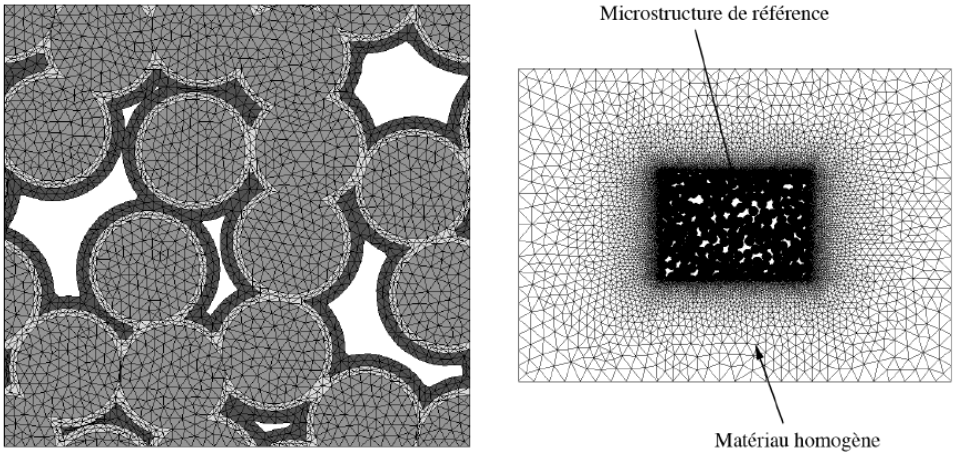
(a) Détail du maillage de la microstructure

(b) Maillage de l'interphase en périphérie de la fibre

FIGURE 3.1: Modélisation à l'échelle microscopique [75]

Couegnat [24] utilise pour modéliser la cellule élémentaire d'un composite à fibres de carbones et matrice céramique respectivement : un matériau isotrope transverse et isotrope. Il introduit des éléments isotropes transverses pour représenter les propriétés de l'interface.

Les propriétés mécaniques du VER sont, dans la quasi-totalité des cas, obtenues par un calcul éléments finis. Couegnat [24] montre qu'un VER contenant plus de 10 fibres est représentatif pour l'estimation des propriétés élastiques de la microstructure à condition d'utiliser la méthode ECA (Embbeded Cell Approach) [89].



(a) Maillage d'une cellule élémentaire périodique d'une portion de toron CMC [24].

(b) Microstructure plongée dans un maillage homogène [24].

FIGURE 3.2: Illustration de la méthode ECA

Cette méthode consiste à plonger la microstructure à caractériser dans un maillage périodique d'un matériau homogène (Figure 3.2). Les propriétés initiales du matériau homogène sont choisies aléatoirement et un calcul d'homogénéisation périodique est réalisé sur le maillage complet. En effectuant les moyennes des contraintes dans la zone centrale pour différents chargements élémentaires, on obtient une première estimation des propriétés de la microstructure. Elles sont ensuite affectées au matériau homogène et la procédure est itérée jusqu'à convergence. Le matériau homogène a alors les mêmes propriétés effectives que celles de la microstructure de référence. Cette méthode permet ainsi d'estimer indirectement les propriétés élastiques effectives d'une microstructure non périodique, sans avoir à se préoccuper des effets de bords.

Échelle mésoscopique À l'échelle mésoscopique (Figure 3.3), le VER est défini au niveau du toron et la distinction entre les fibres de la matrice n'est plus faite. Le VER doit posséder une quantité suffisante de fibres et de matrice pour que son comportement soit représentatif. Cette échelle permet d'appréhender le comportement d'une partie du pli ou d'une partie du composite (dans le cas de faible épaisseur). (Figure 3.3).

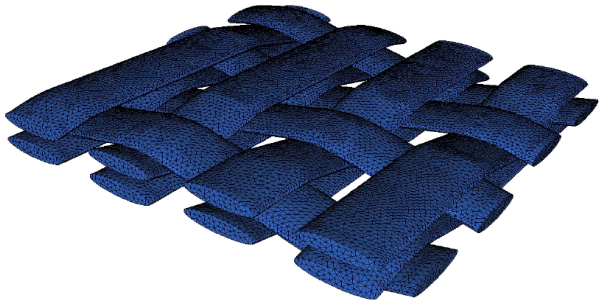


FIGURE 3.3: Modélisation d'un pli à l'échelle mésoscopique. [24]

Échelle macroscopique À l'échelle macroscopique, le VER est défini au niveau du pli, la distinction entre les torons et la matrice n'étant pas faite. Selon la complexité du modèle et les phénomènes physiques ayant lieu dans le pli : l'élasticité, l'anisotropie, l'endommagement, la plasticité et la viscosité peuvent être pris en compte. À cette échelle, seul le délaminage est modélisé de façon explicite le plus souvent par des éléments cohésifs. Les lois de comportements définies à cette échelle sont souvent complexes, car elles doivent rendre compte des phénomènes intervenant au sein du VER de manière implicite. De nombreux modèles décrits à cette échelle sont fondés sur la thermodynamique. Dans son ouvrage sur les mécanismes du dommage, Jean Lemaitre [61] propose plusieurs modèles d'endommagement basés sur des considérations thermodynamiques. Ces modèles d'endommagement écrits initialement pour les matériaux métalliques ont été ré-écrits et appliqués aux matériaux composites. On peut citer Alain Thionnet [85, 86] qui a coécrit deux ouvrages définissant de manière très précise le cadre d'utilisation de la thermodynamique en mécanique des milieux continus pour des composites.

Échelle structure À l'échelle structure, le VER est défini au niveau du stratifié. Le comportement du VER, en général anisotrope, est déterminé par la théorie des stratifiés[37]. À cette échelle tous les phénomènes physiques sont définis de manière implicite par l'intermédiaire de variables d'état. Cette échelle est utilisée surtout pour le calcul de structures de grandes dimensions, comme la coque d'un casque par exemple.

Approche multiéchelle Ne pouvant modéliser une structure entière à l'échelle microscopique et ayant besoin de quantifier les phénomènes intervenant à l'échelle de la microstructure, de plus en plus de chercheurs travaillent sur des approches multiéchelles. Différentes approches multiéchelles existent et sont adaptées à des problèmes spécifiques. Lubineau [63] a développé dans sa thèse un mésomodèle d'endommagement pour les composites stratifiés permettant de relier l'échelle microscopique à l'échelle mésoscopique. Il a montré que le mésomodèle peut s'interpréter de manière totalement cohérente comme une vision "homogénéisée" des modèles classiques de micromécanique. Dès lors, les lois de dégradation méso peuvent être construites à partir des lois micro ; ceci permet d'intégrer dans le calcul de structure des informations précieuses issues des échelles inférieures. Couegnat [24] a également proposé un modèle pour les matériaux composites à renfort tissé basé sur une approche multiéchelle de type DMD "Discrete

Micro Damage". Ce modèle permettant de relier l'échelle microscopique à l'échelle macroscopique est particulièrement bien adapté à notre situation puisqu'il traite de composites tissés type taffetas et satin. La figure 3.4 montre les différentes échelles utilisées par Couegnat pour la modélisation d'un composite tissé.

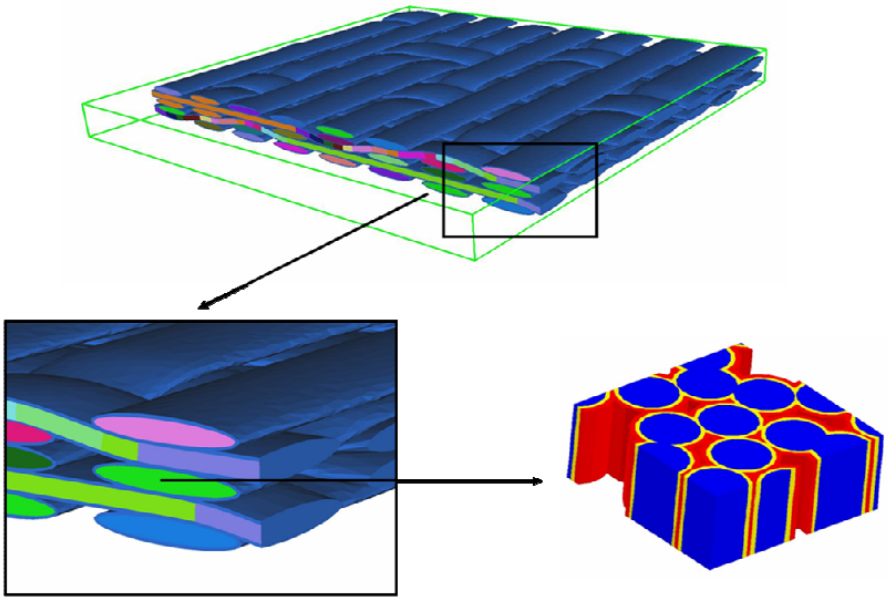


FIGURE 3.4: Les différentes échelles d'un matériau composite à renfort tissé : de l'échelle du renfort (en haut) à l'échelle des constituants (en bas à droite). [24]

3.1.3 Choix d'échelles de modélisation

Les modélisations à l'échelle microscopique et mésoscopique sont abandonnées car elles sont beaucoup trop fines et conduiraient à des coûts de calcul rédhibitoires pour les simulations sur le casque.

Les modélisations à l'échelle de la structure et à l'échelle macroscopiques semblent être les plus adaptées à notre problème puisqu'elles permettent de prendre en compte des mécanismes de dégradation de manière explicite ou implicite. La différence majeure entre ces deux approches est la prise en compte du délaminage. Il reste à définir, en fonction des différents modèles décrits, celle qui est la plus adaptée. C'est l'objet des deux parties suivantes.

3.2 Modèles à l'échelle macroscopique et de la structure

La modélisation à l'échelle macroscopique considère le pli comme homogène. Les phénomènes intervenant à l'intérieur du pli doivent donc être définis de manière implicite grâce à une loi de comportement plus ou moins complexe. Les modèles les plus simples considèrent uniquement l'élasticité du composite et les plus compliqués prennent en compte un grand nombre de phénomènes tels que l'endommagement et la viscoplasticité. Dans cette partie, nous décrirons uniquement certains modèles adaptés à notre matériau, chacun ayant des degrés de complexité différents.

3.2.1 Introduction de la notion d'endommagement continu

L'endommagement dans les composites est un processus mécanique bien différent de la déformation, même si les causes initiales des deux phénomènes sont identiques [28]. L'endommagement, qui revêt un caractère d'irréversibilité, est la détérioration plus au moins progressive du matériau. Il représente les discontinuités surfaciques comme les microfissures ou volumiques comme les cavités, à l'échelle microscopique. La théorie de l'endommagement consiste alors en une modélisation de la dégradation progressive de la matière de l'état vierge à la rupture de l'élément de volume. Cette notion de rupture correspond à l'amorçage d'une fissure à l'échelle macroscopique de la taille de l'élément de volume représentatif.

L'endommagement des matériaux est un phénomène complexe à modéliser, car il dépend du mode de sollicitation. Il est également fortement dépendant de l'échelle de modélisation. Une modélisation à l'échelle microscopique est très représentative des mécanismes d'endommagement, cependant elle conduit à un nombre beaucoup trop grand d'éléments pour réaliser un calcul de structure. L'idée est alors de considérer le matériau homogène équivalent qui obéit à une loi de comportement continûment dépendante d'une variable d'endommagement (Figure 3.5).

L'évaluation de l'influence des paramètres microstructuraux sur le comportement global consiste à faire le lien entre les échelles microscopiques et macroscopiques par l'intermédiaire de techniques d'homogénéisation. Les observations d'un point de vue microscopique et mésoscopique sont un guide pour la détermination et le choix des critères locaux d'endommagement (fissurations, décohésions, ...).

Les premières modélisations du dommage d'un point de vue macroscopique ont été réalisées par Kachanov [57] en une dimension pour des métaux. Pour un métal, et de façon générale pour un grand nombre de matériaux (dont les composites) l'endommagement ne survient qu'à partir d'un certain seuil de déformation. Avant que l'endommagement n'apparaisse, en élasticité linéaire, la contrainte est liée à la déformation pour un chargement uniaxial par la relation suivante :

$$\sigma = \frac{F}{S} = E_0 \varepsilon \tag{3.1}$$

avec S la surface du VER, F la force appliquée au VER et E_0 le module de Young. Pour introduire le dommage, l'idée est de considérer que les microdommages présents au sein d'un VER réduisent la surface effective du VER. Lorsque le matériau commence à s'endommager, une surface S_d de vide va être créée et donc seule la surface $S - S_d$ va résister à la sollicitation. Rabotnov [77] introduit le concept de contrainte effective définie comme étant la contrainte vue par la partie non endommagée du matériau :

$$\begin{aligned} \tilde{\sigma} = \tfrac{F}{S-S_d} \quad &\Longleftrightarrow \quad \tilde{\sigma} = \tfrac{F}{S\left(1-\frac{S_d}{S}\right)} \\ &\Longleftrightarrow \quad \tilde{\sigma} = \tfrac{\sigma}{(1-D)} \end{aligned} \tag{3.2}$$

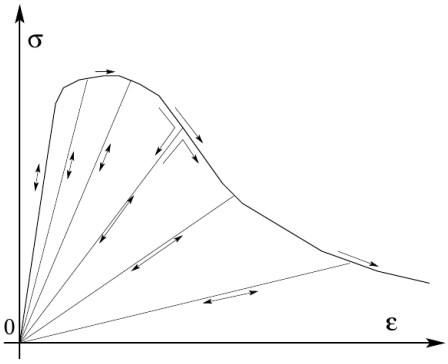
le rapport de la surface des vides S_d sur celle du VER S est identifié comme une variable de dommage surfacique D. Cette variable vaut 0 pour le matériau non endommagé ($S_d = 0$) et vaut 1 lors de la rupture. L'intérêt d'introduire la variable scalaire D est de passer de l'échelle de la microstructure à l'échelle supérieure.

Avec cette définition un matériau initialement isotrope reste isotrope, seule la rigidité apparente du matériau (caractérisé par son module de Young initial E_0) est affectée par l'endommagement de la façon suivante :

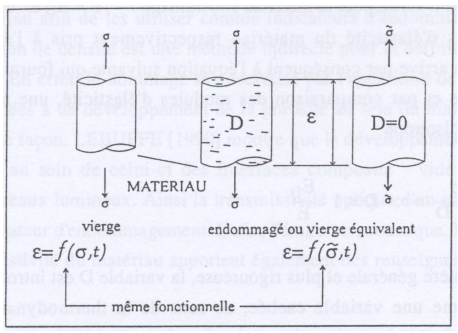
$$\tilde{E} = E_0(1 - D) \tag{3.3}$$

Cette relation peut être établie par le principe d'équivalence en déformation décrit sur la figure 3.5 et qui s'exprime mathématiquement par :

$$\tilde{\sigma} = E\varepsilon \quad \Longleftrightarrow \quad \begin{cases} \sigma = \tilde{E}\varepsilon \\ E = E_0(1 - D) \end{cases} \tag{3.4}$$



(a) Endommagement pur (Cours Michel Bornert)



(b) Équivalence en déformation [28].

FIGURE 3.5: Courbe d'endommagement et illustration pour un matériau isotrope

Par l'intermédiaire de la thermodynamique et de cette variable d'endommagement, Jean Lemaitre [61] va pouvoir bâtir des lois d'endommagements continues. Lors d'un chargement, l'endommagement intervient à partir d'un certain seuil de déformation ε_{endo} et conduit à la rupture au-delà d'un autre seuil de déformation ε_{rup}.

Pour résumer, la définition d'un comportement élastique endommageable 1D isotrope nécessite :
- une loi de comportement élastique initiale,
- un seuil d'initiation de l'endommagement défini par une variable scalaire. Ce seuil est défini soit « en contrainte » soit « en déformation », le seuil en déformation étant le plus utilisé. De plus, ce seuil est une fonction de l'histoire du chargement. En effet, une fois le matériau endommagé et déchargé, lors de l'application d'une nouvelle charge, le seuil d'endommagement aura été repoussé.
- une loi d'évolution de l'endommagement,
- un critère de rupture (souvent exprimé en contrainte).

3.2.2 Notion étendue de l'endommagement

La modélisation de l'endommagement des matériaux composites doit tenir compte d'un certain nombre de phénomènes spécifiques à ceux-ci.

3.2.2.1 Caractère anisotrope de l'endommagement

La modélisation de l'endommagement isotrope dans un matériau isotrope est rarement représentative de la réalité. En effet, les phénomènes d'endommagement responsables de la dégradation d'un matériau initialement isotrope peuvent provoquer de l'anisotropie. Par exemple, dans un matériau isotrope, la création d'un réseau de microfissure transverse à la direction

de traction (Figure 3.5) va fortement dégrader les propriétés du matériau dans la direction de traction. Cependant, les propriétés élastiques dans le sens transverse ne vont pas pour autant être dégradées de la même façon. Bien qu'initialement isotrope, le matériau va devenir anisotrope puisque les modules suivant ses différentes directions deviennent différents. Le caractère scalaire de l'endommagement ne suffira donc plus pour traduire le caractère anisotropique de l'endommagement. Il faut donc introduire une variable tensorielle de l'endommagement et cela même pour un matériau initialement isotrope.

3.2.2.2 Caractère unilatéral de l'endommagement

Le caractère unilatéral de l'endommagement signifie que l'endommagement n'a pas les mêmes conséquences dans un sens de chargement et dans l'autre (ex : traction puis compression). Par exemple :

- La traction d'un composite dans le sens transverse à la direction de ses fibres provoque un endommagement de la matrice caractérisé par l'apparition de fissurations parallèles à l'orientation des fibres. Cet endommagement provoque une perte de rigidité du composite dans cette direction qui sera traduite par l'incrément de la variable d'endommagement dans cette direction. À la suite de cette traction, une sollicitation de compression est appliquée dans la même direction. Les fissures créées précédemment vont se refermer (sans cicatrisation) et la surface effective du matériau sollicitée sera la surface initiale du matériau. Les propriétés élastiques du matériau en compression seront donc les propriétés initiales du matériau. L'endommagement en traction n'a donc pas d'effet sur le comportement en compression.
- À l'inverse, une compression au-delà du seuil d'endommagement du matériau, toujours dans la direction transverse, va provoquer l'endommagement de la matrice et cet endommagement matriciel aura une incidence sur le comportement en traction du composite.

3.2.2.3 Couplage des endommagements

Un autre phénomène important à prendre en compte est le couplage entre les différents endommagements. Ce couplage des endommagements va dépendre de la description interne utilisée pour rendre compte des phénomènes physiques sous-jacents. Par exemple :

- l'observation d'un composite subissant une sollicitation de traction dans la direction des fibres nous révèle qu'une rupture de fibres dégrade la matrice environnante. Cette dégradation se traduit par une dégradation des propriétés longitudinales, mais aussi transverses du composite.
- à l'inverse, une traction dans la direction transverse va endommager la matrice sans pour autant provoquer des ruptures de fibres.

Selon les cas, il faudra tenir compte ou non du couplage en fonction de la connaissance des phénomènes physiques sous-jacents.

3.2.2.4 Endommagement orienté par le chargement ou par la microstructure

Deux types d'endommagement peuvent être décrits en fonction de la microstructure du matériau. En effet, l'endommagement peut être, soit orienté par le chargement, soit par la microstructure. Par exemple :

- Les matériaux homogènes isotropes n'ont pas, à priori, d'orientation préférentielle pour l'endommagement. L'endommagement va donc se développer et s'orienter en fonction du chargement. On parle dans ce cas d'endommagement orienté par le chargement. C'est également le cas de certains composites à matrices céramiques, pour lesquels les propriétés de la matrice sont proches de celle des fibres.

– Les matériaux composites ayant des constituants aux propriétés mécaniques contrastées développeront un endommagement préférentiellement orienté par leurs microstructures et non par le chargement. On parle dans ce cas d'endommagement orienté par la microstructure. La majorité des composites à matrice organique rentre dans cette catégorie là.

Différentes approches sont utilisées pour modéliser l'endommagement des composites tissés. Certaines se basent sur les théories développées pour les matériaux composites stratifiés, d'autres se basent sur la phénoménologie des tissées [65, 66, 46, 87].

3.2.3 Approche basée sur le modèle de Matzenmiller [66]

Matzenmiller propose un modèle élastique endommageable pour décrire le comportement d'un composite unidirectionnel. Il est important de décrire ce modèle, car il est extrapolable aux composites tissés moyennant certaines hypothèses. Ce modèle est proposé pour les matériaux initialement orthotropes dans le cadre de contrainte plane. L'hypothèse est faite, qu'après endommagement le matériau reste orthotrope. De nombreuses hypothèses relatives à l'utilisation de ce modèle sont décrites dans l'article de Matzenmiller [66]. Certaines d'entre elles sont rappelées ici afin de justifier la loi de comportement utilisée ci-après :

– Un essai de traction ou de compression dans la direction des fibres dégrade l'ensemble des propriétés du composite.
– Un essai de traction transverse à la direction des fibres, de compression transverse à la direction des fibres ou de cisaillement n'a pas d'influence sur le dommage dans le sens des fibres.
– La création de dommages lors du déchargement de l'éprouvette est négligée.
– La création de dommages lors de la recharge avant d'atteindre la déformation précédemment atteinte est négligée.
– Le caractère unilatéral de l'endommagement est pris en compte pour la traction compression (Voir paragraphe 3.2.2.2).
– L'endommagement créé lors d'une sollicitation de cisaillement agit de la même manière quelque soit le sens de chargement.
– Le comportement non linéaire est dû uniquement à l'endommagement.

3.2.3.1 Lois de comportement et effet du dommage

Matzenmiller se base sur une loi de comportement linéaire élastique reliant le tenseur des déformations et le tenseur des contraintes effectives :

$$\varepsilon = S_0\tilde{\sigma}, \qquad \varepsilon = \begin{bmatrix} \varepsilon_1 \\ \varepsilon_{22} \\ 2\varepsilon_{12} \end{bmatrix}, \qquad S_0 = \begin{bmatrix} \frac{1}{E_1} & -\frac{\nu_{21}}{E_1} & \\ -\frac{\nu_{12}}{E_2} & \frac{1}{E_2} & \\ & & \frac{1}{G_{12}} \end{bmatrix} \tag{3.5}$$

Avec $E_1, E_2, G_{12}, \nu_{12}, \nu_{21}$ les paramètres du matériau sain.

En étendant la notion de contrainte effective au cas tridimensionnel, l'idée est de construire un tenseur qui représente l'endommagement pour n'importe quelle facette. La relation entre la contrainte effective et la contrainte mésoscopique est définie en notation de Voigt par :

$$\tilde{\sigma} = M\sigma \tag{3.6}$$

où M est un opérateur tensoriel d'endommagement, $\tilde{\sigma}$ est le tenseur des contraintes effectives et σ le tenseur des contraintes définies tel que :

$$\sigma = \begin{bmatrix} \sigma_1 \\ \sigma_2 \\ \tau \end{bmatrix}, \qquad \tilde{\sigma} = \begin{bmatrix} \tilde{\sigma}_1 \\ \tilde{\sigma}_2 \\ \tilde{\tau} \end{bmatrix}, \qquad M = \begin{bmatrix} \frac{1}{1-d_1} & & \\ & \frac{1}{1-d_2} & \\ & & \frac{1}{1-d_{12}} \end{bmatrix} \tag{3.7}$$

Le profil du tenseur d'endommagement est gardé, en revanche des valeurs de d_1 et d_2 (3.7) sont définies pour rendre compte du comportement en traction (d_{1t} , d_{2t}) et en compression (d_{1c} , d_{2c}). C'est la solution retenue pour tenir compte du caractère unilatéral de l'endommagement. Le paramètre d'endommagement d_{12} lié au cisaillement reste quant à lui identique quel que soit le signe de τ.

Le tenseur des souplesses endommagées $S(d)$ est défini par :

$$S(d) = SM = \begin{bmatrix} \frac{1}{(1-d_1)E_1} & -\frac{\nu_{21}}{E_1} & \\ -\frac{\nu_{12}}{E_2} & \frac{1}{(1-d_2)E_2} & \\ & & \frac{1}{(1-d_{12})G_{12}} \end{bmatrix} \tag{3.8}$$

Cette matrice est définie tant que $d_i < 1$. Les couplages entre les endommagements apparaissent dans l'expression de la matrice de rigidité.

La loi de comportement dans le repère principal s'écrit de la manière suivante :

$$\begin{bmatrix} \sigma_1 \\ \sigma_2 \\ \tau \end{bmatrix} = \frac{1}{c} \begin{bmatrix} (1-d_1)E_1 & (1-d_1)(1-d_2)\nu_{21}E_1 & 0 \\ (1-d_1)(1-d_2)\nu_{12}E_1 & (1-d_2)E_2 & 0 \\ 0 & 0 & c(1-d_{12})G_{12} \end{bmatrix} \times \begin{bmatrix} \varepsilon_1 \\ \varepsilon_2 \\ \gamma \end{bmatrix} \tag{3.9}$$

avec $c = 1 - (1-d_1)(1-d_2)\nu_{12}\nu_{21}$

3.2.3.2 Surface seuil d'endommagement

Il faut définir un critère pour déterminer les limites du domaine élastique. Ce critère est défini par une surface exprimée soit dans l'espace des contraintes $f(\sigma, d, r)$, soit dans l'espace des déformations $g(\varepsilon, d, r)$. La taille du domaine élastique est mesurée par la variable « seuil » r. Cette surface seuil peut être décomposée en sous surfaces suivant les différentes directions principales. Un exemple de surface correspondant à un composite unidirectionnel est donné en figure 3.6. Les expressions analytiques de ces surfaces sont données par les équations suivantes :

$$f_1 = \frac{\sigma_1^2}{(1-d_{1\,c,t})^2 X_{c,t}^2} - r_{1\,c,t} = 0 \tag{3.10}$$

$$f_2 = \frac{\sigma_2^2}{(1-d_{2\,c,t})^2 Y_{c,t}^2} + \frac{\tau^2}{(1-d_{12})^2 S_c^2} - r_2 = 0 \tag{3.11}$$

où $(\,)_{c,t}$ est utilisé de manière générique pour exprimer la traction et la compression, $X_{c,t}, Y_{c,t}, S$ sont les limites en contrainte respectivement pour la traction/compression dans le sens longitudinal, pour la traction/compression dans le sens transverse et pour le cisaillement.

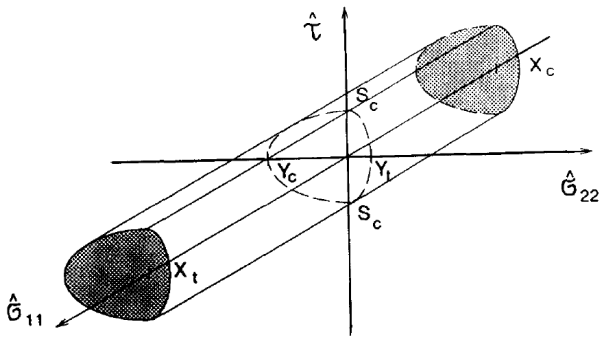


FIGURE 3.6: Critère multisurface formé par f_1 et f_2 dans l'espace des contraintes effectives

Ainsi :
- si $f(\sigma) < 0$, le comportement du matériau est élastique,
- si $f(\sigma) = 0$ et $\dot{f}(\sigma) > 0$, la surface seuil, également appelée surface de charge, est atteinte. La réponse du matériau dépend alors des incréments de charge appliqués et il y a lieu de définir les lois d'évolution de l'endommagement.
- si $f(\sigma) = 0$ et $\dot{f}(\sigma) = 0$ l'état du matériau n'évolue plus,
- si $f(\sigma) = 0$ et $\dot{f}(\sigma) < 0$, le matériau est dans un état de décharge élastique,
- enfin, le cas $f(\sigma) > 0$ est impossible à atteindre de par les précédentes définitions.

3.2.3.3 Lois d'évolution de l'endommagement

Une fois la fonctionnelle f définissant la surface de chargement choisie, il faut déterminer la façon dont elle va évoluer jusqu'à rupture. C'est la loi d'évolution du dommage qui traduit le développement de l'endommagement. Pour éviter la cicatrisation du matériau, les fonctions d'endommagement sont monotones et croissantes ($\dot{d} \geqslant 0$).

Dans le cas d'une traction dans la direction des fibres, la loi d'évolution du dommage est définie par :

$$d_i = 1 - exp\left[-\frac{1}{me}\left(\frac{\varepsilon_i}{\varepsilon_f}\right)^m\right] \tag{3.12}$$

où ε_f est la déformation nominale à rupture et m un paramètre à identifier.

3.2.3.4 Conclusion

Le modèle de Matzenmiller basé sur la phénoménologie des composites unidirectionnels (UD) permet de définir un cadre pour l'endommagement, son initiation et son évolution. Ce modèle est également implémenté dans LS-Dyna, code de calcul en dynamique explicite choisi pour cette étude.

3.2.4 Approche basée sur le modèle de Hochard [47, 46]

L'approche développée par Christian Hochard pour les composites tissés est basée sur une théorie développée pour les composites stratifiés. L'hypothèse permettant de passer d'une théorie à l'autre est que le composite tissé 2D est assimilé à un empilement de plis unidirectionnels.

Cet empilement devant respecter la proportion δ de fibres dans une direction et $1-\delta$ dans la direction perpendiculaire (Figure 3.7).

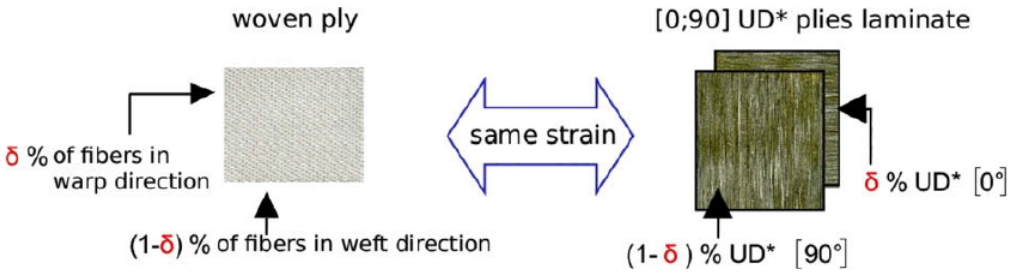


FIGURE 3.7: Équivalence en déformation entre un tissé et un unidirectionnel. [47]

Le passage des deux plis unidirectionnels au pli du composite tissé se fait en appliquant la théorie des stratifiés aux deux plis virtuels.

$$\begin{aligned} \varepsilon_{tissu} &= \varepsilon_{stratifié\,virtuel} \\ S_{tissu}.\sigma &= S_{stratifié\,virtuel}.\sigma \end{aligned}$$

D'où :

$$S_{tissu} = S_{stratifié\,virtuel} = \left(\delta Q_0^{UD*} + (1-\delta)Q_{90}^{UD*}\right)^{-1} \tag{3.13}$$

Ce modèle est établi dans le cadre de l'hypothèse des contraintes planes, ce qui permet de travailler uniquement avec les matrices de rigidité réduite.

3.2.4.1 Hypothèse au niveau du pli tissé

L'évolution de l'endommagement est prise en compte par la définition de trois variables internes :
- d_1 représentant l'endommagement dans la direction des fibres,
- d_2 correspondant à l'endommagement de la matrice dans la direction transverse (fissures parallèles aux fibres),
- d_{12} traduisant l'endommagement dû au cisaillement.

De manière analogue à la définition en 1D (section 3.2.1) l'endommagement affecte la rigidité du composite :

$$\begin{aligned} E_1 &= E_1^0(1-d_1) \\ E_2 &= E_2^0(1-d_2) \\ G_{12} &= G_{12}^0(1-d_{12}) \end{aligned} \tag{3.14}$$

Ces variables d'endommagement sont basées sur l'endommagement des plis virtuels constitutifs du tissu.

3.2.4.2 Hypothèse au niveau des plis unidirectionnels tissés

Dans la direction des fibres, le comportement du pli unidirectionnel est élastique linéaire (pas de variable d_1^*). Dans la direction transverse, son comportement est élastique endommageable dû à l'apparition de fissures parallèles à la direction des fibres. Les relations tensorielles permettant de relier les propriétés endommagées de l'UD à ses propriétés initiales sont les suivantes :

$$Q_0^{UD*} = \begin{bmatrix} E_1^* & \frac{E_2^*}{\nu_{21}} & \\ \frac{E_1^*}{\nu_{12}} & E_2^* & \\ & & G_{12}^* \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} E_1^{0*} & \frac{E_2^{0*}}{\nu_{21}} & \\ \frac{E_1^{0*}}{\nu_{12}} & (1-d_2^{*0^\circ})E_2^{0*} & \\ & & (1-d_{12}^{*0^\circ})G_{12}^{0*} \end{bmatrix} \tag{3.15}$$

$$Q_{90}^{UD*} = \begin{bmatrix} E_2^* & \frac{E_1^*}{\nu_{12}} & \\ \frac{E_2^*}{\nu_{21}} & E_1^* & \\ & & G_{12}^* \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} (1-d_2^{*90^\circ})E_2^{0*} & \frac{E_1^{0*}}{\nu_{12}} & \\ \frac{E_2^{0*}}{\nu_{21}} & E_1^{0*} & \\ & & (1-d_{12}^{*90^\circ})G_{12}^{0*} \end{bmatrix} \tag{3.16}$$

Or d'après 3.14 :

$$d_1 = \frac{E_1^0 - E_1}{E_1^0} \tag{3.17}$$

et d'après 3.13, 3.15 et 3.16 :

$$\begin{aligned} E_1^0 &= \delta E_1^{0*} + (1-\delta)E_2^{0*} \\ E_1 &= \delta E_1^{0*} + (1-\delta)(1-d_2^{*90^\circ})E_2^{0*} \end{aligned} \tag{3.18}$$

D'où :

$$d_1 = \frac{(1-\delta)d_2^{*90^\circ}E_2^{0*}}{E_1^0} \tag{3.19}$$

On fait de même pour les autres variables d'endommagements et on trouve :

$$\begin{cases} d_1 = \frac{(1-\delta)d_2^{*90^\circ}E_2^{0*}}{E_1^0} \\ d_2 = \frac{\delta d_2^{*90^\circ}E_2^{0*}}{E_2^0} \\ d_{12} = \delta d_{12}^{*0^\circ} + (1-\delta)d_{12}^{*90^\circ} \end{cases} \tag{3.20}$$

3.2.5 Modèle du MAT_058

Le MAT_058 est basé sur le modèle élastique endommageable décrit par Matzenmiller [66]. Ce modèle est décrit pour les matériaux initialement orthotropes. L'hypothèse est faite, qu'après endommagement le matériau reste orthotrope. Toutes les autres hypothèses relatives à l'utilisation de ce modèle sont décrites par Matzenmiller [66]. Certaines d'entre elles sont rappelées dans la section 3.2.3.

Trois déclinaisons du modèle sont proposées en fonction du type de surface « seuil » d'endommagement. Les déclinaisons MAT_58b et MAT_58c s'inspirent de l'approche Hochard pour passer d'un modèle type Mazenmiller, adapté au composite UD, à un modèle pour les composites tissés.

Dans l'implémentation du MAT_58b l'hypothèse est faite que le tissu est équilibré, ce qui implique l'égalité des propriétés longitudinales et transverses. Dans cette formulation, la surface

de charge est définie par deux fonctions, l'une pour la traction et l'autre pour la compression. Le critère s'écrit :

$$f_1 = \frac{\sigma_1^2}{(1-d_{1c,t})^2 X_{c,t}^2} + \frac{\tau^2}{(1-d_{12})^2 S^2} - r_{1c,t} \tag{3.21}$$

Où f_1 est le critère d'endommagement dans la direction 1, $d_{1c,t}$ est l'endommagement soit en compression, soit en traction dans la direction 1, d_{12} est l'endommagement dû au cisaillement, $X_{c,t}$ est la contrainte à rupture en traction ou en compression et S est la contrainte à rupture en cisaillement. La figure 3.8 donne une représentation de la surface dans l'espace des contraintes effectives.

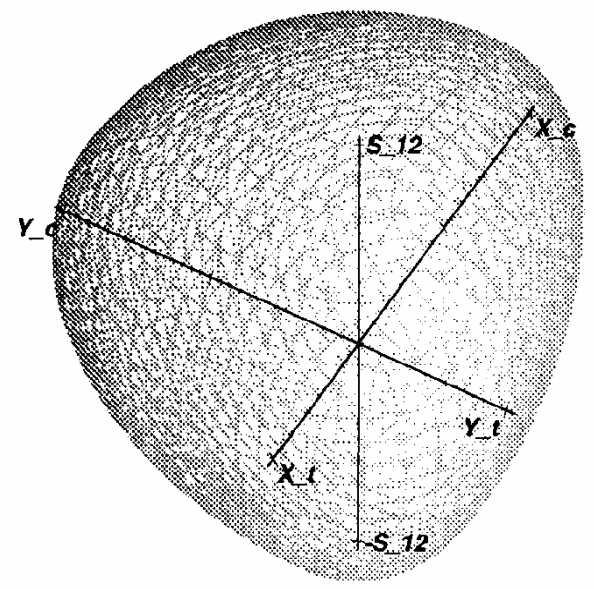


FIGURE 3.8: Critère formé par f_1 dans l'espace des contraintes effectives (MAT_58b)

Dans l'implémentation MAT_58c, toutes les surfaces sont découplées et permettent de décrire un parallélépipède rectangle. La figure 3.9 donne une représentation de la surface f_1 seuil dans l'espace des contraintes effectives. les surfaces sont définies par :

$$\begin{cases} f_1 = \frac{\sigma_1^2}{(1-d_{1c,t})^2 X_{c,t}^2} - r_{1c,t} \\ f_2 = \frac{\sigma_2^2}{(1-d_{2c,t})^2 Y_{c,t}^2} - r_{2c,t} \\ f_{12} = \frac{\tau_2^2}{(1-d_{12c,t})^2 S_{c,t}^2} - r_{12} \end{cases} \tag{3.22}$$

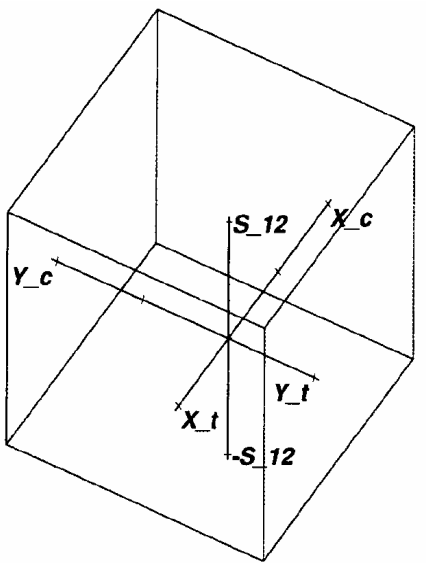


FIGURE 3.9: Critère formé par f_1, f_2 et f_{12} dans l'espace des contraintes effectives (MAT_58c)

La loi de comportement et en particulier l'effet du dommage peut s'écrire dans le repère principal :

$$\begin{bmatrix} \sigma_1 \\ \sigma_2 \\ \tau \end{bmatrix} = \frac{1}{c} \begin{bmatrix} (1-d_1)E_1 & (1-d_1)(1-d_2)\nu_{21}E_1 & 0 \\ (1-d_1)(1-d_2)\nu_{12}E_1 & (1-d_2)E_2 & 0 \\ 0 & 0 & c(1-d_s)G_{12} \end{bmatrix} \times \begin{bmatrix} \varepsilon_1 \\ \varepsilon_2 \\ \gamma \end{bmatrix} \quad (3.23)$$

avec $c = 1 - (1-d_1)(1-d_2)\nu_{12}\nu_{21}$

Un traitement particulier du comportement en cisaillement peut être activé pour tenir compte des fortes non-linéarités de la loi d'évolution de l'endommagement au-delà d'un certain seuil de déformation. Ce traitement (figure 3.10) consiste à introduire un nouveau couple de valeurs (τ_1= TAU1 et γ_1=GAMMA1) qui est le seuil à partir duquel le comportement devient linaire jusqu'à la rupture. La rupture est définie par un couple de valeurs (S_c=SC et γ_{MS}=GMS).

Un comportement élastoplastique peut être défini grâce à l'ajout du paramètre SLIMS. Ce comportement est déclenché une fois la valeur SC×SLIMS atteinte et permet de maintenir la contrainte constante au-delà de la distorsion à rupture (γ_{MS}) jusqu'à l'érosion de l'élément. On note ici (Figure 3.10) l'importance de garder le produit SC×SLIMS supérieur à TAU de manière à garder un comportement physique.

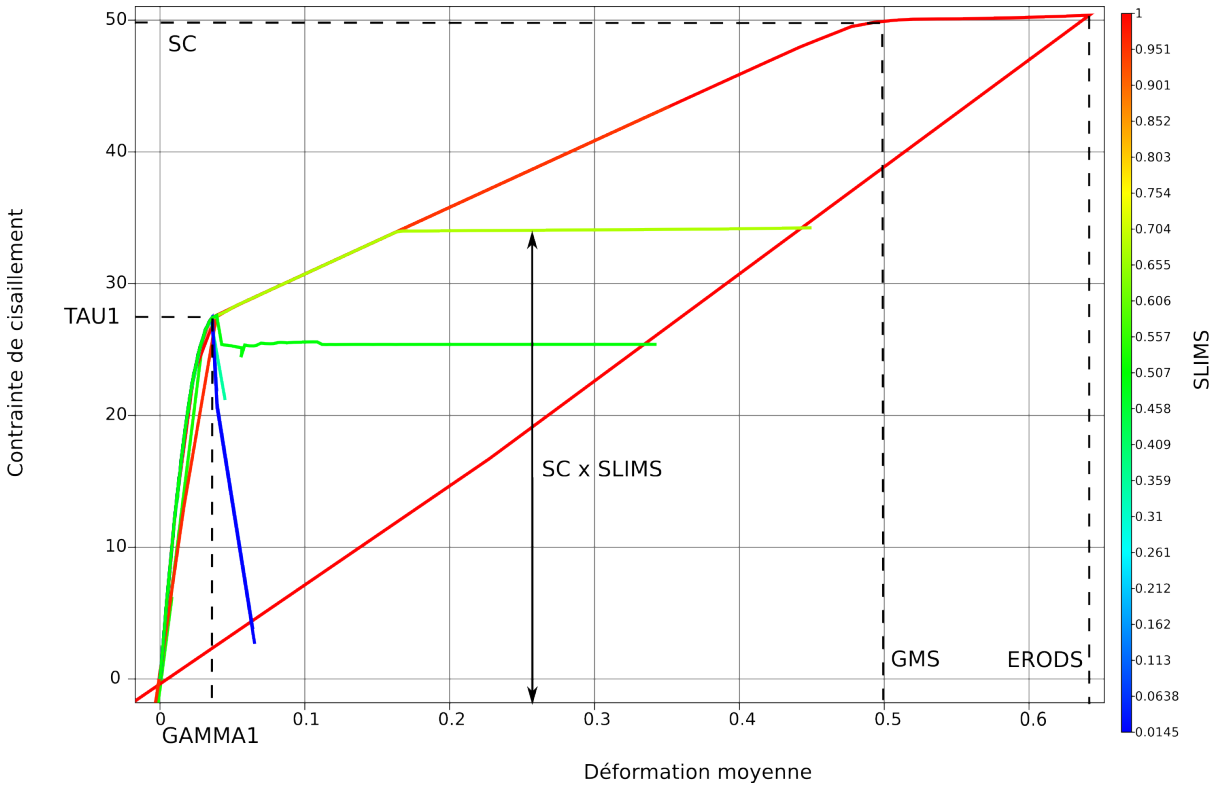


FIGURE 3.10: Définition des différents paramètres caractéristiques du comportement du matériau au cisaillement (MAT_58c)

3.2.6 Modélisation du délaminage

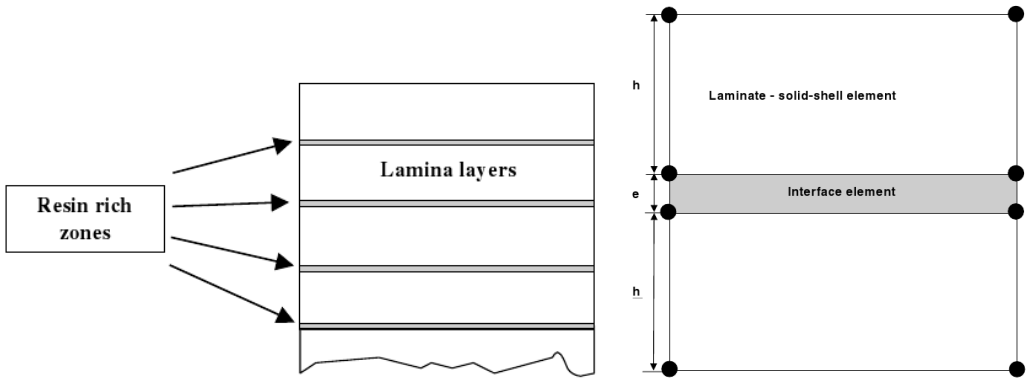
Physiquement, le délaminage correspond à la rupture de l'interface entre deux plis. Pour modéliser le délaminage, il est donc judicieux de s'intéresser à la mécanique de la rupture qui traite de l'amorçage et de la propagation de fissure. La base de la mécanique de la rupture date des années 1920 avec la première théorie proposée par Griffith concernant des matériaux fragiles tels que le verre. Sa théorie est fondée sur la compétition entre l'énergie élastique restituée lors de l'avancée de la fissure et l'énergie dissipée sous forme de création de nouvelles surfaces [33]. Cela signifie que la fissure se propagera uniquement si l'énergie élastique relaxée par l'avancée de la fissure est supérieure à celle nécessaire pour créer de nouvelles surfaces (par propagation de la fissure).

Les principales difficultés de modélisation dans un matériau composite proviennent des hétérogénéités et des modes d'endommagement multiples, des degrés d'anisotropie différents, intervenant à diverses échelles de la structure. Par une approche à l'échelle mésoscopique, on peut distinguer les endommagements intralaminaires et interlaminaires, tout en prenant en compte le fait que ces mécanismes interagissent.

Aymard [6] s'est intéressé à la modélisation du comportement des composites stratifiés à matrice céramique soumis à un impact. Son étude se limite à la modélisation de la rupture interlaminaire : le délaminage. Ce dernier est créé par un état de surcontraintes locales, entraînant l'ouverture des plis et donc une rupture de contact entre les couches. L'approche proposée est une méthode de suivi d'interface, fondée sur la résolution d'un problème de Riemann, construit à partir d'une loi de comportement représentative de la détérioration des propriétés mécaniques de l'interface et du couplage entre les différents mécanismes d'endommagement. Cependant,

son approche prenant en compte la propagation d'onde à l'interface est d'avantage adaptée à la dynamique rapide qu'aux impacts faibles vitesses.

Une autre approche du délaminage peut être faite en utilisant des éléments d'interface. La modélisation du délaminage par éléments d'interface exploite le fait que les différentes couches du composite sont séparées par des zones riches en résine (Figure 3.11).



(a) Schéma représentant le composite [52].

(b) Schéma d'un élément interface d'épaisseur e entre deux éléments "solid-shell" d'épaisseur h [52]

FIGURE 3.11: Éléments interfaces pour la modélisation du délaminage

Ludovic Ballère [7] utilise des éléments cohésifs pour modéliser le délaminage dans un composite carbone-époxy. Le principe des zones cohésives est basé sur celui des éléments interfaces, mais avec une épaisseur nulle. Une loi de comportement appropriée est choisie pour gérer le déplacement de deux nœuds vis-à-vis de trois modes de rupture fondamentaux 3.12.

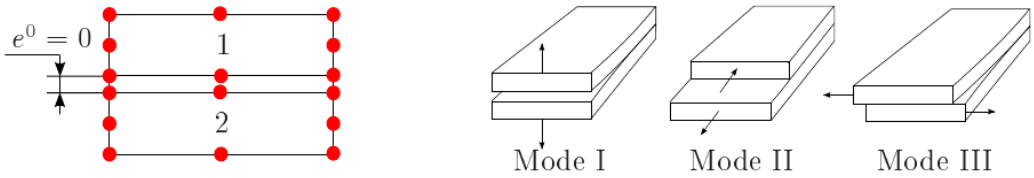


FIGURE 3.12: Principe des zones cohésives et modes de rupture fondamentaux [7].

3.3 Conclusion

Ce troisième chapitre a permis de définir les différentes échelles de modélisation, et de choisir l'échelle de la structure et l'échelle macroscopique comme échelle d'étude. Différents modèles sont présentés pour introduire le modèle sur lequel nous avons choisi de travailler. Le modèle choisi est implémenté dans le code de calcul Ls-Dyna, sous le MAT_058c. Ce modèle est une adaptation du modèle de Matzenmiller [66], type Hochard, aux composites tissés. Le modèle choisi est explicite, car les conditions d'impact (vitesse et énergie) nécessitent de prendre en compte les effets inertiels, les modes propres de la structure et le couplage 'réponse structure'/'réponse matériau' [32] et cela bien que la dépendance du matériau vis-à-vis de la vitesse de déformation ne soit pas prise en compte.

Chapitre 4

Identification du modèle de comportement du composite

Une fois le modèle de comportement choisi, il reste la délicate tâche d'identifier les paramètres du modèle. En effet, pour utiliser un modèle, il faut renseigner les valeurs de paramètres et quantifier la sensibilité de ces paramètres vis-à-vis des caractéristiques du matériau. L'objet de cette quatrième partie consiste à l'identification expérimentale des paramètres du modèle.

Introduction

Pour décrire le comportement du composite Kevlar avec et sans NS, un modèle élastique endommageable a été choisi. Bien que le caractère viscoélastique de la matrice époxy provoque une dépendance de la réponse du composite vis-à-vis de la vitesse de sollicitation, cette dépendance n'est pas explicitée dans la formulation du modèle. Cependant, nous pouvons supposer que la dépendance de ce comportement est faible sur les plages de vitesse de déformation considérées, que cela soit en quasi-statique (usage courant de la structure) ou en dynamique (lors d'un choc). Les caractéristiques des composites sont donc identifiées pour deux vitesses de déformation.

Ce chapitre est scindé en 5 sections. La section 1 a pour objet de présenter les paramètres du modèle choisi et la stratégie expérimentale d'identification. Dans les deuxième et troisième sections, l'identification des propriétés (dans le plan et hors-plan) du composite est faite. L'influence de la vitesse de déformation sur les propriétés mécaniques est alors présentée en section 4. Enfin, la dernière section détaille l'étude de l'évolution de l'endommagement en fonction de l'état de déformation.

4.1 Paramètres à identifier et stratégie d'identification

4.1.1 Paramètres d'entrée

Les exigences liées à la problématique industrielle ont nécessité le choix d'une approche macroscopique et le choix d'une loi de comportement implémentée dans le code de calcul Ls-Dyna. La loi élastique endommageable choisie (MAT_058) nécessite l'identification d'un jeu de paramètres d'entrée (tableau 4.1).

4.1.2 Stratégie d'identification des paramètres du modèle

Trois catégories de paramètres doivent être identifiés : *i)* les propriétés élastiques du matériau, *ii)* les paramètres relatifs à l'endommagement et à la rupture, *iii)* et ceux liés au comportement après rupture. Ces propriétés doivent être considérées dans le plan du composite et hors-plan. Dans la loi de comportement MAT_058 les propriétés hors plans sont prises en compte. De plus, dans ce modèle, les propriétés relatives à l'endommagement et à la rupture sont décrites en déformations et en contraintes.

L'ensemble de ce jeu de données a été identifié par des essais de traction, des essais de flexion 3 points sur appuis rapprochés et des essais par mesure ultrasonore. Ce chapitre révèle aussi que l'identification du comportement à rupture de structures composites par de simples essais de traction n'est pas si aisée.

La technique de corrélation d'images est abondamment utilisée pour déterminer les champs de déformation. La validation de notre méthode de mesure par corrélation d'images est détaillée en Annexe A.

La définition de certains paramètres numériques, même s'ils peuvent être reliés à un phénomène physique (par exemple, le paramètre SLIMT à une tenue résiduelle en traction), est basée sur des résultats de la bibliographie.

Les stratégies employées pour l'identification des différents paramètres sont résumées tableau 4.1.

Nom	Signification	Moyen d'identification
MID	Nom du matériau	Nom du matériau
RO	Masse volumique (ρ)	Par pesée dans l'air puis dans l'eau
EA	Module de Young (E_1)	Essai de traction dans le sens des fibres (à 0°)
EB	Module de Young (E_2)	Essai de traction dans le sens des fibres (à 90°)
(EC)	Module de Young (E_3) pas utilisé	pas utilisé (Ultrason)
PRBA	Module de Poisson (ν_{21})	Essai de traction à 0°
TAU1	Limite élastique en cisaillement (τ_1)	Essai de traction à 45°
GAMMA1	Limite élastique en distorsion (γ_1)	Essai de traction à 45°
GAB	Module de cisaillement (G_{12})	Essai de traction à 45°
GBC	Module de cisaillement (G_{23})	Flexion 3 points sur appuis rapprochés et méthode ultrasonore
GCA	Module de cisaillement (G_{31})	Flexion 3 points sur appuis rapprochés et méthode ultrasonore
SLIMT1	Contrainte résiduelle après rupture Facteur [0 ;1] Traction sens 1	Optimisation sur les essais d'impact
SLIMC1	Contrainte résiduelle après rupture Facteur [0 ;1] Compression sens 2	Valeur extraite de la littérature
SLIMT2	Contrainte résiduelle après rupture Facteur [0 ;1] Traction sens 1	Optimisation sur les essais d'impact
SLIMC2	Contrainte résiduelle après rupture Facteur [0 ;1] Compression sens 2	Valeur extraite de la littérature
SLIMS	Contrainte résiduelle après rupture Facteur [0 ;1] Cisaillement	Optimisation sur les essais d'impact
ERODS	Déformation à partir de laquelle l'élément est supprimé	Déformation à partir de laquelle l'élément sera supprimé
SOFT	Facteur [0 ;1] assouplissement des éléments voisins à celui érodé	Facteur pour réduire les instabilités numériques après rupture d'un élément [43]
E11C	Déformation à rupture en compression (ε_{r1c})	Valeur extraite de la littérature
E11T	Déformation à rupture en traction (ε_{r1t})	Essai de traction à 0°
E22C	Déformation à rupture en compression (ε_{r2c})	Valeur extraite de la littérature
E22T	Déformation à rupture en traction (ε_{r2t})	Essai de traction à 0°
GMS	Distorsion à rupture en cisaillement(γ_r)	Essai de traction à 45°
XC	Contrainte à rupture en compression (σ_{r1c})	Valeur extraite de la littérature
XT	Contrainte à rupture en traction (σ_{r1t})	Essai de traction à 0°
YC	Contrainte à rupture en compression (σ_{r2c})	Valeur extraite de la littérature
YT	Contrainte à rupture en traction (σ_{r2t})	Essai de traction à 0°
SC	Contrainte à rupture en cisaillement (τ_r)	Essai de traction à 45°

TABLE 4.1: Paramètres du matériau MAT_058

4.2 Identification des propriétés élastiques dans le plan

L'objectif des essais réalisés dans cette partie est d'identifier des propriétés dans le plan du composite en fonction du pourcentage de NS et du taux de fibres. Pour cette campagne, la structure du matériau composite n'est pas considérée afin de déterminer les grandeurs à l'échelle macroscopique. Cependant, l'analyse locale des champs de déformation (section 4.2.5) montre que la frontière entre le matériau et la structure n'est pas aisée à établir.

4.2.1 Propriétés mécaniques à identifier

Des considérations d'ordre géométrique (figure 4.1) permettent de simplifier la loi de comportement dans le domaine élastique.

- Le composite étudié est un empilement de tissus taffetas équilibré, dont tous les plis sont orientés dans la même direction. Le composite est donc orthotrope symétrique.
- La faible épaisseur (comprise entre 0,9 mm et 1,2 mm) comparée aux autres dimensions de l'éprouvette permet de faire l'hypothèse d'un état de contraintes planes.

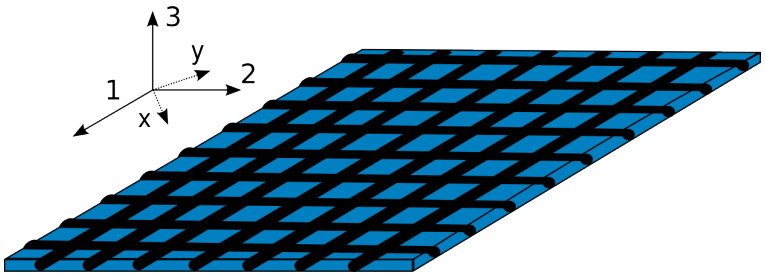


FIGURE 4.1: Repère et orientation des renforts des matériaux

4.2.1.1 Détermination de la matrice de rigidité réduite

Trois constantes élastiques ($E_1 = E_2$, ν_{21}, G_{12}) doivent être déterminées.

Selon l'hypothèse des contraintes planes, la relation tensorielle dans le repère du matériau associant contraintes et déformations est la suivante [15] :

$$\begin{bmatrix} \varepsilon_1 \\ \varepsilon_2 \\ \varepsilon_6 \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} S_{11} & S_{12} & 0 \\ S_{12} & S_{11} & 0 \\ 0 & 0 & S_{66} \end{bmatrix} \begin{bmatrix} \sigma_1 \\ \sigma_2 \\ \sigma_6 \end{bmatrix} \tag{4.1}$$

Dans le tenseur des souplesses, trois coefficients sont à déterminer : S_{11}, S_{12}, S_{66}

Pour déterminer les propriétés élastiques, des essais de traction normalisés sont réalisés selon la norme NF EN ISO 527-4. Cette norme peut être appliquée aux composites thermoplastiques et thermodurcissables renforcés par des fibres de verre, de carbone et d'aramide.

Deux essais de traction sont nécessaires.

Un essai de traction dans le sens des fibres permet d'obtenir les valeurs de S_{11} et S_{12}. L'essai étant réalisé dans le repère principal du matériau (axes d'orthotropies), seule la composante σ_1 est non nulle. D'après l'équation 4.1 on a :

$$\begin{bmatrix} \sigma_1 \\ \sigma_2 \\ \sigma_6 \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} \frac{F}{S} \\ 0 \\ 0 \end{bmatrix} \; et\ 4.1 \Longrightarrow \quad S_{11} = \frac{\varepsilon_1}{\sigma_1}\ et\ S_{12} = \frac{\varepsilon_2}{\sigma_1} \tag{4.2}$$

Un essai de traction à 45° doit être réalisé pour déterminer la souplesse en cisaillement. La déformation est mesurée dans l'axe de la traction et perpendiculairement à celui-ci. La relation tensorielle reliant l'état de contrainte à l'état de déformation n'est plus exprimée dans les axes d'orthotropie, un changement de base est nécessaire.

Dans le repère {x,y} (figure 4.1) on a :

$$\begin{bmatrix} \sigma_{xx} \\ \sigma_{yy} \\ \sigma_{xy} \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} \frac{F}{S} \\ 0 \\ 0 \end{bmatrix}$$

Dans ce cas, le module de cisaillement G_{12} est déterminé par la formule suivante :

$$\frac{1}{S_{66}} = G_{12} = \frac{\tau_{12\,j} - \tau_{12\,i}}{\gamma_{12\,j} - \gamma_{12\,i}} \tag{4.3}$$

Avec $\tau_{12} = \frac{F}{2S} = \frac{1}{2}\sigma_{xx}$, S la section de l'éprouvette et $\gamma_{12} = \varepsilon_{xx} - \varepsilon_{yy} = 2\varepsilon_{12}$. Les indices i et j correspondent respectivement à une valeur de déformation de 0,001 et de 0,005.

4.2.1.2 Limites à rupture

Les limites à rupture en contrainte et en déformation dans la direction des fibres et en cisaillement, correspondant à la ruine de la structure, sont à déterminer. Pour nos matériaux, il peut s'agir d'une rupture intervenant en traction, en cisaillement ou par délaminage. Un scénario de ruine peut être élaboré à partir de l'étude des champs de déformation avant rupture et de l'observation post-mortem des éprouvettes.

4.2.2 Géométries des éprouvettes

La norme NF EN ISO 527-4 préconise d'utiliser des éprouvettes de géométrie rectangulaires. Des essais de traction quasi-statique ont été réalisés avec cette géométrie pour filmer la cinétique de rupture et pour comparer les propriétés des différents matériaux candidats.

Pour s'affranchir de l'effet structure, la même géométrie doit être utilisée pour les essais quasi-statiques et dynamiques. Cependant, les éprouvettes normalisée ne peuvent pas être utilisées en dynamiques. En effet, les essais sur la roue inertielle, plus contraignants (section 4.4.1), ont dicté le choix d'une géométrie haltères (figure 4.2).

Les éprouvettes ont été obtenues par découpe jet d'eau. Cette technique permet d'obtenir un bien meilleur état de surface que si elles avaient été découpées avec une scie diamantée. Ainsi, 5 lots d'éprouvettes avec des taux de 0%, 2.5%, 5%, 7.5% et 10% de NS ont été découpés. Malgré le soin apporté à la découpe, on remarque sur certaines éprouvettes des microdélaminages au niveau des bords des talons (zone a, figure 4.3) et des trous d'ancrages (zone b). Ces délaminages ne sont pas nocifs, tant qu'ils sont situés dans la zone d'encrage des talons et en dehors de la zone utile (zone c). Chaque lot est composé de 7 éprouvettes à 0° et 7 éprouvettes à 45°. Le taux de fibres est un paramètre de l'étude, il est mesuré sur chaque éprouvette et a des valeurs comprises entre 50 et 72%.

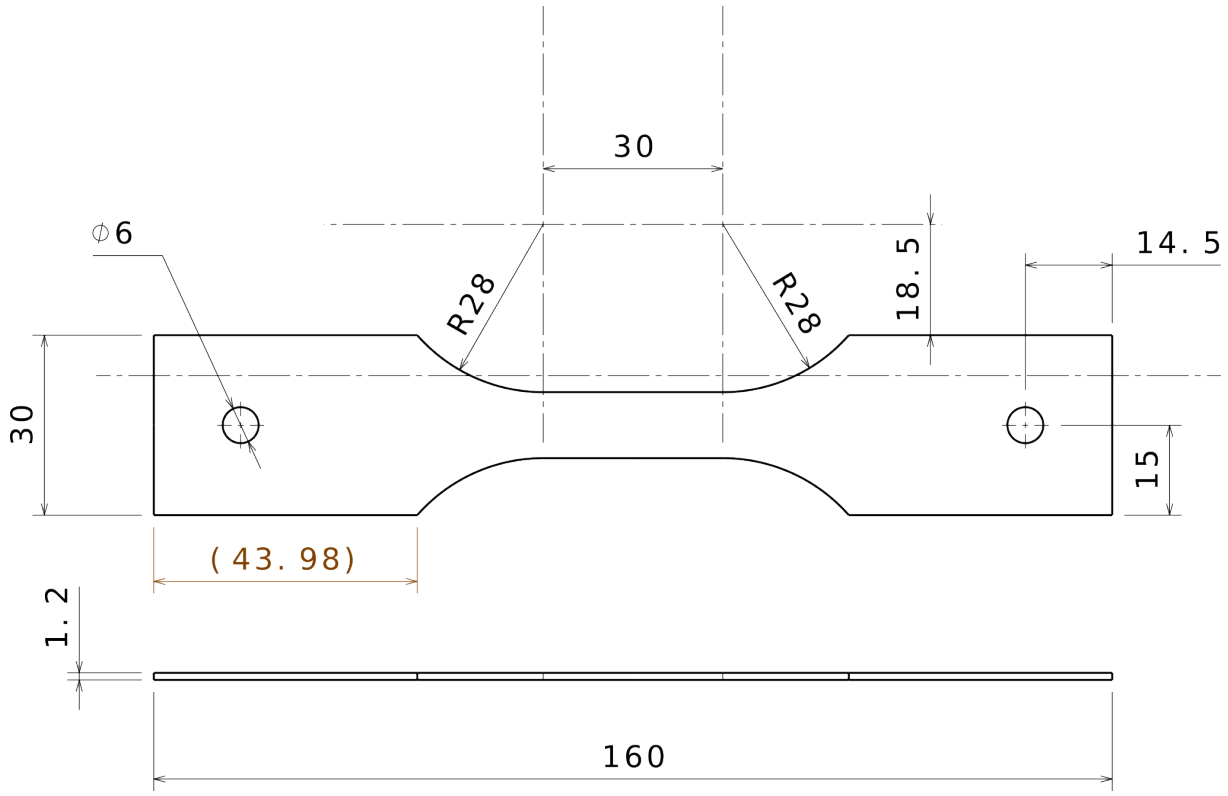


FIGURE 4.2: Plan de l'éprouvette de traction (mm)

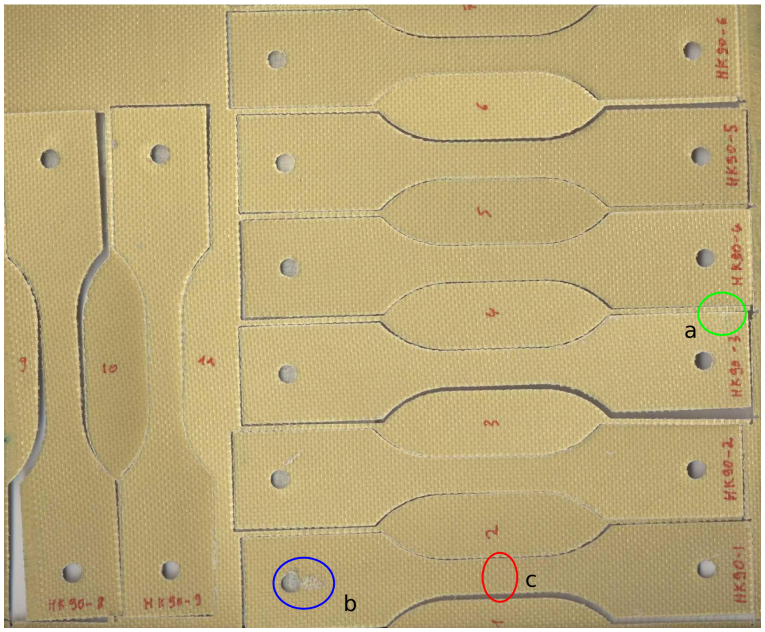


FIGURE 4.3: Photos des éprouvettes Kevlar à 90° découpées dans une plaque de 240*240 mm

La désignation des éprouvettes utilisée dans la suite du manuscrit est la suivante :

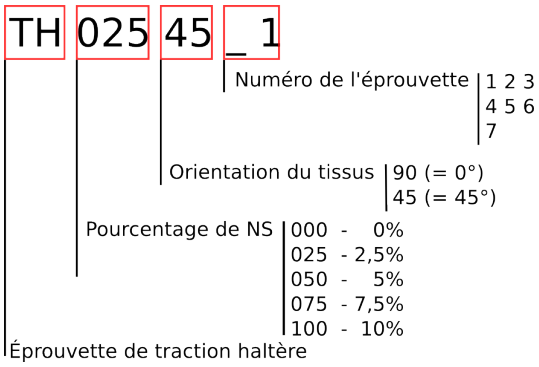


FIGURE 4.4: Désignation des éprouvettes

4.2.3 Description du dispositif expérimental de traction

Les essais sont réalisés sur une machine de traction électromécanique de marque Zwick et d'une capacité maximale de 240kN. Une vitesse de déformation initiale de $1.2 \times 10^{-3} s^{-1}$ est imposée à l'éprouvette en appliquant une consigne de déplacement de $5.76\, mm.min^{-1}$ à la traverse de la machine. La vitesse de déformation choisie est la même que celle imposée pour les essais de traction sur les éprouvettes normalisées.

Deux montages ont été utilisés en fonction de l'effort appliqué lors de la sollicitation de traction.

– Le premier utilise des mors autoserrants et un capteur de 240kN (de classe 0,5 sur la plage 1kN). Ce montage est utilisé pour les essais de traction sur les éprouvettes à 0° (figure 4.5).

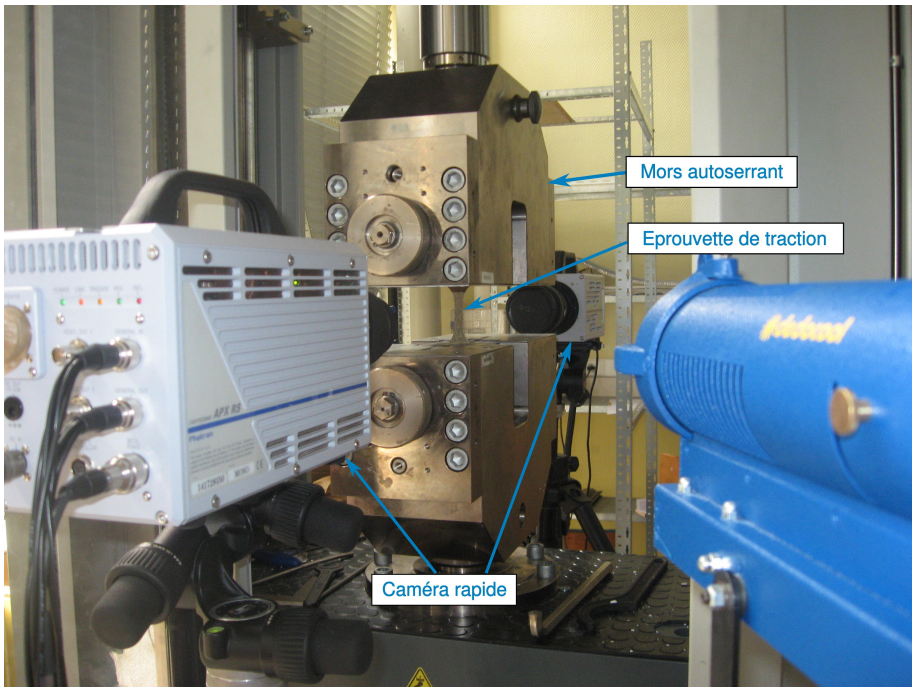


FIGURE 4.5: Montage de traction pour les éprouvettes à 90°

– Le deuxième montage utilise les mors autoserrants de plus faibles capacités et le capteur de 10kN (de classe 0,5 sur la plage 40N). Le montage est utilisé pour les essais de traction sur les éprouvettes à 45° (Figure 4.6).

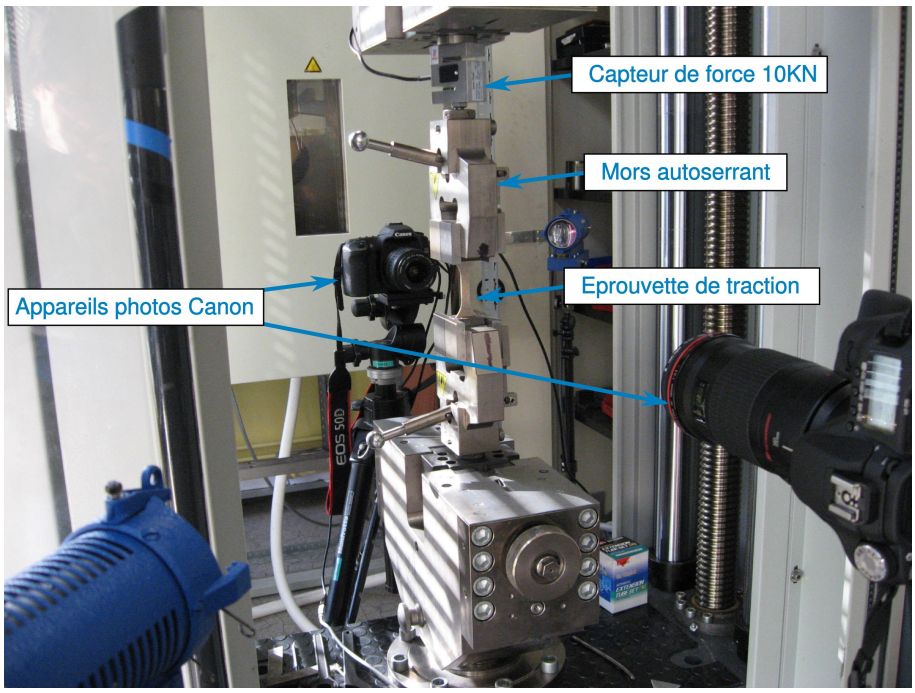


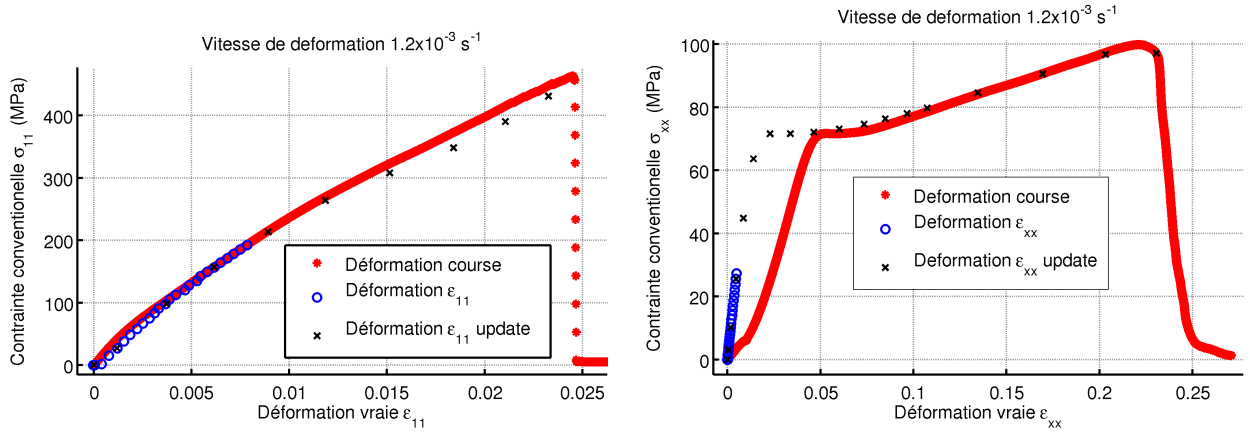
FIGURE 4.6: Montage de traction pour les éprouvettes à 45°

La contrainte conventionnelle est calculée à partir de l'effort mesuré par le capteur de force (10kN ou 240kN).

Les deux faces de l'éprouvette sont photographiées par deux appareils photo (Canon EOS 50D) avec une définition de 4752x3168 pixels. Ils sont synchronisés grâce à un Générateur Basse Fréquence (GBF) qui déclenche l'acquisition des images à une fréquence de 2Hz. Les images obtenues sont traitées par corrélation pour obtenir les déformations moyennes longitudinales (ε_{11}) et transverses (ε_{22}).

4.2.4 Exploitation des résultats.

Nous ne présentons que les résultats obtenus sur les éprouvettes haltères. Les propriétés élastiques du matériau sont identifiées pour des déformations comprises entre 0,05% et 0,3%. Le module de Young est calculé à l'aide d'une régression linéaire sur cette plage de déformation (Figure 4.7a). Le coefficient de Poisson est établi comme la moyenne des rapports des déformations transverses (ε_{22}) et longitudinales (ε_{11}).



(a) Traction sur l'éprouvette TH00090-1

(b) Traction sur l'éprouvette TH00045-1

FIGURE 4.7: Comparaison des déformations mesurées par la corrélation et celles mesurées par le déplacement de la traverse dans le repère de l'éprouvette. (update = corrélation réalisée en actualisant l'image de référence)

La mesure de la déformation à rupture est difficile à obtenir en corrélation d'images, car le matériau est fortement endommagé et parfois le mouchetis se décolle. Pour résoudre ce problème, un coefficient correctif k est déterminé entre la déformation ε_{tr} déduite du déplacement de la traverse et la déformation ε_{corr} calculée par corrélation d'images. Ce coefficient est appliqué à la déformation ε_{tr} lorsque la corrélation d'images ne permet plus d'obtenir le champ de déformation (Figure 4.7). Cette méthode a été vérifiée sur les éprouvettes pour lesquelles la mesure par corrélation d'images a été possible jusqu'à la rupture. Cette extrapolation n'est valable que sur une faible plage de déformation au voisinage de la rupture.

Les contraintes et les déformations sont exprimées dans le repère matériau. Les résultats de ces essais sont présentés figures 4.8 et 4.9.

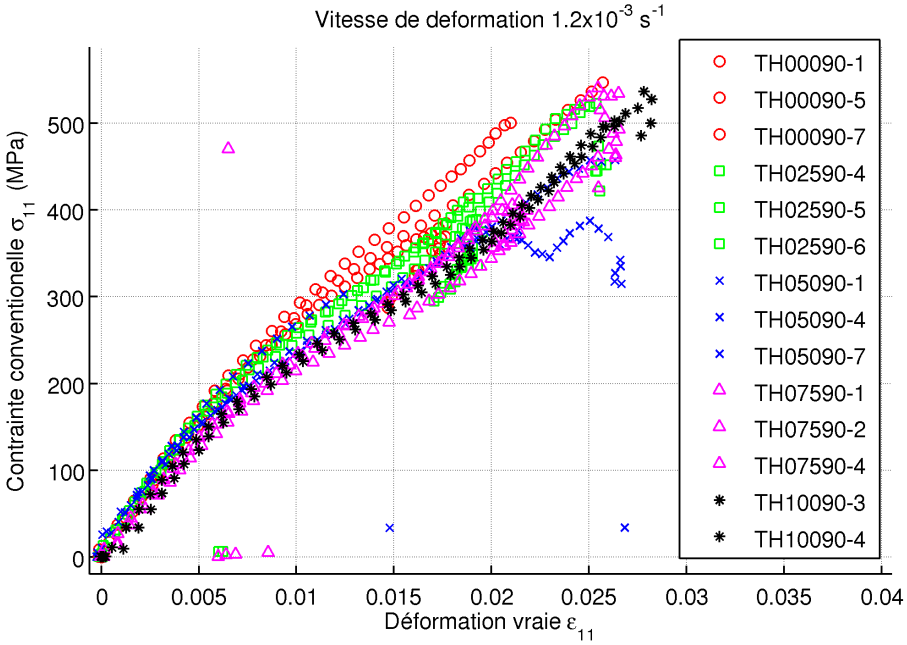


FIGURE 4.8: Réponses $\sigma - \varepsilon$ obtenues sur les éprouvettes haltères (0°)

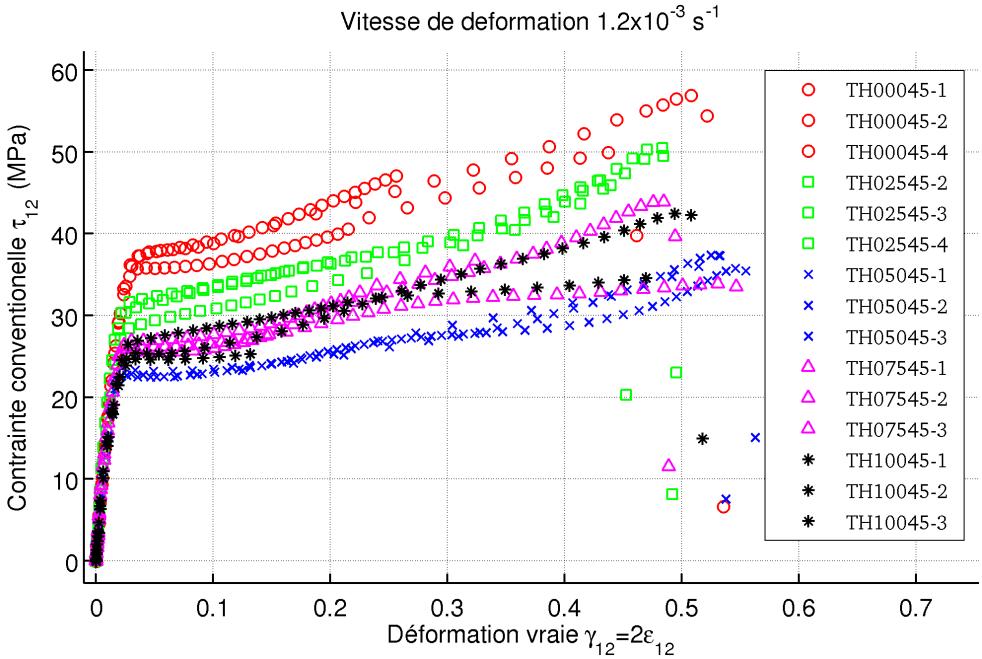
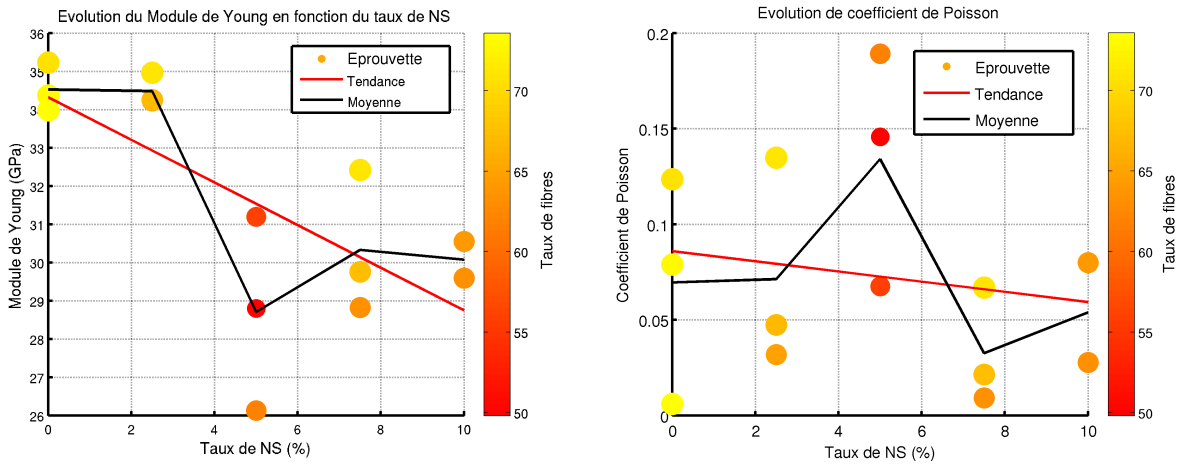


FIGURE 4.9: Réponses $\tau - \gamma$ obtenues sur les éprouvettes haltères (45°)

4.2.4.1 Influence du pourcentage de NS sur le comportement élastique

L'ajout de NS dans la matrice a une influence sur le module de Young. On note une baisse de 13% lorsque le taux de NS est de 10% (figure 4.10a). Cependant, ces résultats sont a pondérer puisqu'une forte dispersion des mesures est constatée. Cette dispersion peut être expliquée par le taux de fibres variable d'une éprouvette à l'autre. Une autre source de dispersion non négligeable est le désalignement des fibres (section 4.5.4.2). Il peut agir de façon notable sur les résultats. C'est sûrement la conjonction de ces deux phénomènes qui est responsable de la baisse importante de module pour 5% de NS.

L'ajout de NS dans la matrice a aussi une influence sur le coefficient de Poisson puisque sa valeur diminue de 31% lorsque le taux de NS atteint 10%.



(a) Éprouvettes prélevées à 0°

(b) Éprouvettes prélevées à 0°

FIGURE 4.10: Évolution du module de Young et du coefficient de Poisson en fonction du pourcentage de NS et du taux de fibres.

Le module de cisaillement est déterminé à partir des déformations ε_{11} et ε_{22} mesurées pendant un essai de traction à 45° (voir équation 4.3). Malgré les dispersions importantes, une diminution de 8% du module G_{12} peut être notée avec l'ajout de 10% de NS.

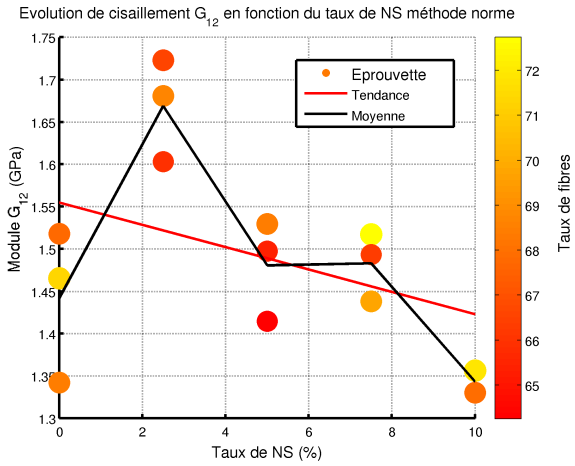
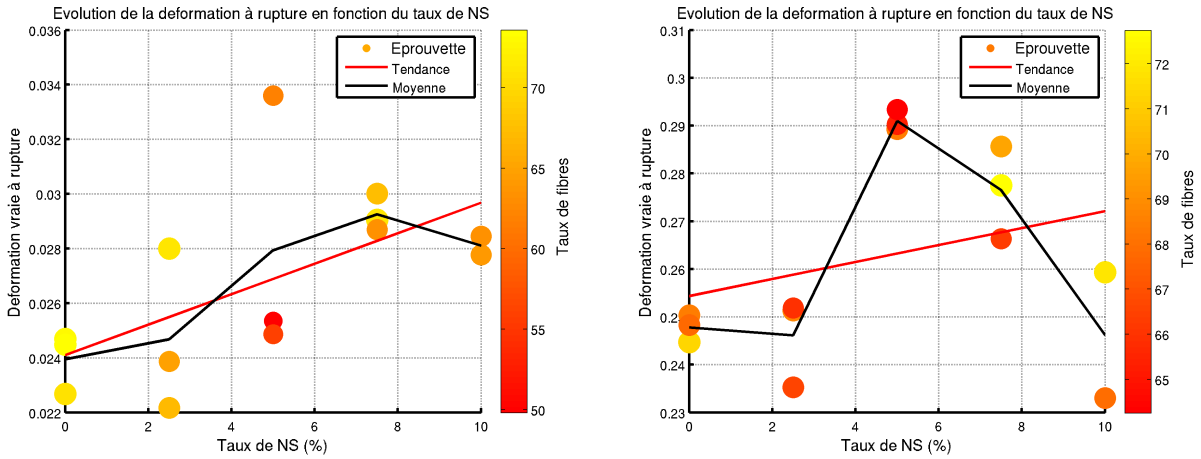


FIGURE 4.11: Évolution du module de cisaillement G_{12} en fonction du pourcentage de NS et du taux de fibres

4.2.4.2 Influence du pourcentage de NS sur le comportement à rupture

Une augmentation de 14% en moyenne de la déformation à rupture ($\varepsilon_{11,r}$) est constatée (dans la direction des fibres) avec l'ajout de 10% de NS (figure 4.12a). Les sources de dispersion sont identiques à celles décrites pour l'étude du comportement élastique.
Il est plus difficile de conclure sur la déformation à rupture ($\varepsilon_{xx,r}$) dans le cas d'essais de traction à 45° puisque de fortes variations sont notées en fonction du taux de NS (figure 4.12b).

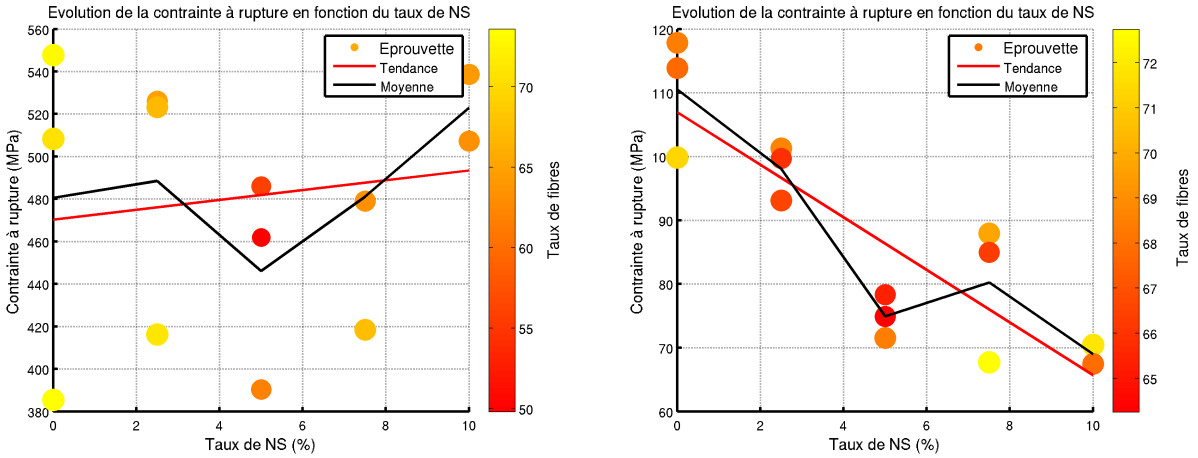


(a) Éprouvettes prélevées à 0°

(b) Éprouvettes prélevées à 45°

FIGURE 4.12: Évolution de la déformation à rupture en fonction du pourcentage de NS et du taux de fibres dans le repère global

Une augmentation moyenne de 8% de la contrainte à rupture ($\sigma_{11,r}$) est mesurée dans la direction des fibres, tandis qu'une baisse importante de la contrainte à rupture ($\sigma_{xx,r}$) est notée en fonction du pourcentage de NS dans le cas d'essais de traction à 45° (figure 4.12a). Cette baisse est en moyenne de 37% avec l'ajout de 10% de NS.



(a) Éprouvettes prélevées à 0°

(b) Éprouvettes prélevées à 45°

FIGURE 4.13: Évolution de la contrainte à rupture en fonction du pourcentage de NS et du taux de fibres dans le repère global

4.2.4.3 Bilan et discussion sur les tendances

Cette étude a permis de montrer l'influence du taux de NS sur quatre grandeurs caractéristiques (tableaux 4.2 et 4.3). Malgré la forte dispersion des résultats inhérente au matériau, certaines conclusions peuvent être faites :

1. La diminution des modules de Young et de cisaillement G_{12} peut être reliée à l'introduction de 10% de particules plus souples dans la matrice.
2. L'augmentation de la contrainte à rupture dans la direction des fibres pour le kevlar avec NS peut s'expliquer par une meilleure accommodation de la matrice lors de la réorientation de fibres dans la direction de traction.
3. L'influence du taux de fibres semble être négligeable par rapport à l'influence des NS sur le paramètre contrainte à rupture $\sigma_{xx,r}$. Les essais de traction à 45° mettent en évidence le comportement mécanique particulier de la matrice chargée en NS. Les NS dégradent les propriétés mécaniques du composite en cisaillement.

Taux de NS	Module de Young (GPa)	Déformation vraie à rupture	Contrainte à rupture (MPa)	Coefficient de Poisson
0%	34,5	0,022	480	0,07
2,5%	34,5	0,024	488	0,072
5%	28,7	0,026	446	0,134
7,5%	30,3	0,025	481	0,032
10%	30,7	0,028	522	0,054
Écart relatif entre 0 et 10%	(-11%)	(+27%)	(+9%)	(-23%)

TABLE 4.2: Récapitulatifs des résultats d'essais à 90°

Taux de NS	Module G_{12} (MPa)	Déformation à rupture $\varepsilon_{12} = \frac{1}{2}\gamma$	Contrainte à rupture (MPa)
0%	1450	0,248	55
2,5%	1780	0,246	49
5%	1420	0,291	37,5
7.5%	1530	0,276	40
10%	1350	0,246	34,5
Écart relatif entre 0 et 10%	(-7%)	(-1%)	(-37%)

TABLE 4.3: Récapitulatifs des résultats d'essais à 45°

4.2.5 Matériau / structure une frontière bien difficile à établir

La corrélation d'images révèle un champ de déformation non homogène sur la zone utile de l'éprouvette, qui s'accentue au cours de la traction. L'éprouvette doit alors être considérée comme une structure en cours d'endommagement. Les valeurs de contrainte et de déformation ne sont plus triviales à déterminer et même à définir. L'observation post-mortem des éprouvettes suggère des redistributions de charges difficiles à scénariser.

4.2.5.1 Mise en évidence des hétérogénéités de comportement

Les photos interprétées par la corrélation d'images permettent de visualiser la déformation des torons constituant le tissage taffetas du composite.

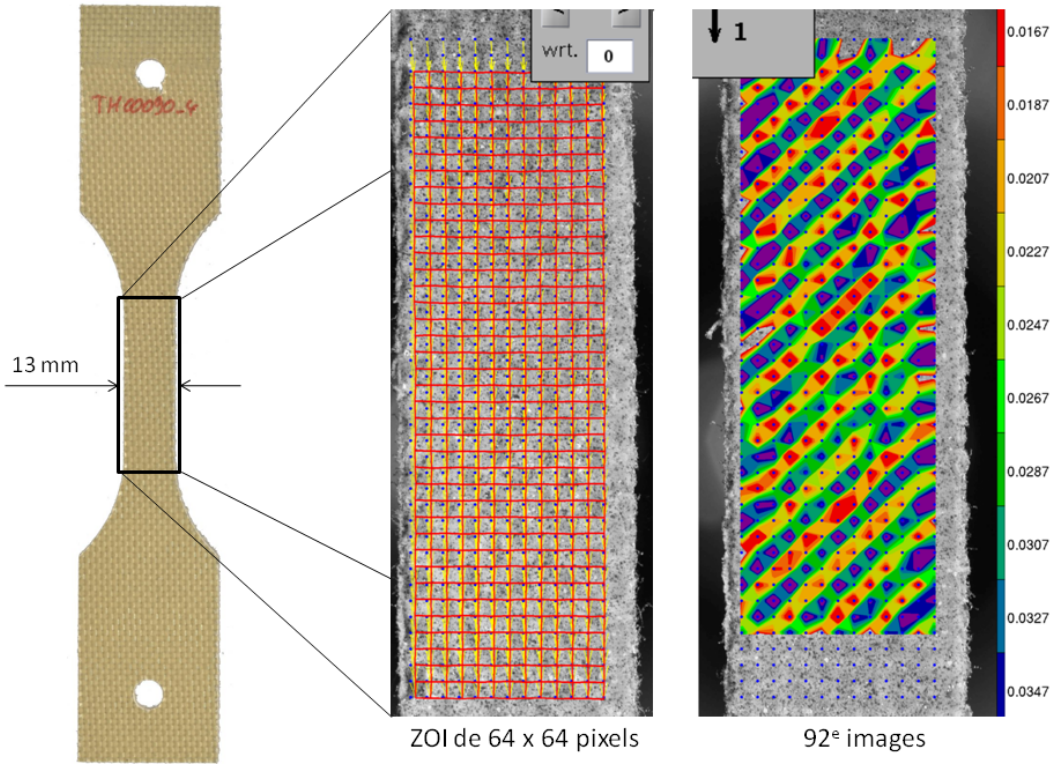


FIGURE 4.14: Images montrant l'hétérogénéité du champ de déformation longitudinale lors d'une sollicitation de traction dans la direction des fibres

Pour illustrer ces propos, un exemple correspondant à un essai de traction sur un composite à 0° est choisi (Figure 4.14). L'observation de la cartographie des déformations longitudinales révèle une alternance entre les torons longitudinaux qui se déforment peu (rouge : 1,67%) et les torons transversaux qui se déforment davantage (bleu, violet : 3,5%). Pour s'affranchir de ces hétérogénéités, l'idée est de déterminer les caractéristiques du composite sur des tronçons d'éprouvette (correspondant à environ 8 motifs de tissus dans la largeur). L'étude d'un tronçon d'éprouvette permet, également, de considérer que les fibres de chaque pli ont la même orientation en fonction de la direction de traction.

4.2.5.2 Mesure du comportement local

Pour chaque image correspondant à un instant donné et à un effort donné, la déformation de chaque tronçon horizontal de l'éprouvette peut être calculée. De plus, l'état de contrainte moyen de chaque section peut être déterminé (quelle que soit la distribution de la contrainte), car le flux de contrainte (i.e force) passant à travers chaque section d'éprouvette est identique. Pour un essai de traction dans la direction des fibres, les courbes de contrainte/déformation constituent un faisceau de courbe (Figure 4.15) La courbe noire représente le comportement moyen du composite sur la zone utile de l'éprouvette. Le faisceau quant à lui révèle la dispersion du comportement au sein même de la zone utile de l'éprouvette. La dispersion des déformations faible au début de l'essai de traction devient de plus en plus importante à mesure que l'éprouvette se rapproche de la rupture. Ce phénomène n'est pas surprenant puisque l'endommagement se localise et se développe préférentiellement sur des zones d'imperfection géométriques et matérielles.

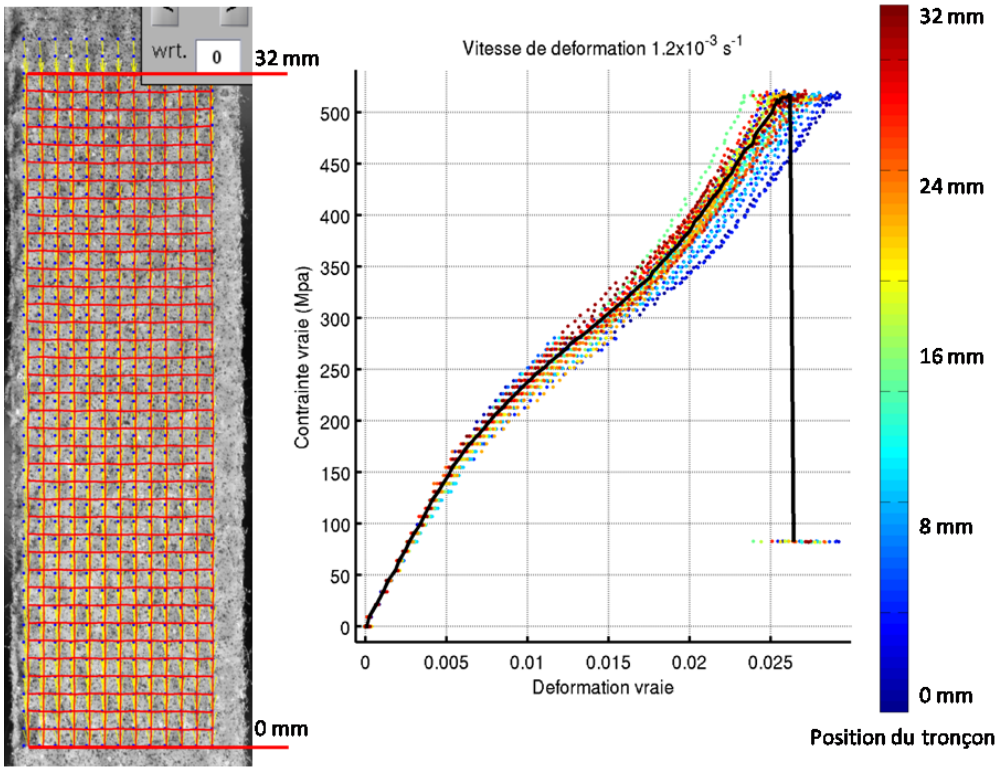


FIGURE 4.15: Mesures locales de la déformation longitudinale pour chaque tronçon.

La même méthode est appliquée pour obtenir le faisceau de déformations transverses.

Précédemment, la contrainte était obtenue par le rapport de la force de traction sur la section initiale de l'éprouvette. Cette contrainte, appelée contrainte nominale, ne représente pas l'état réel de contrainte subi par le matériau. En effet, la section de l'éprouvette évolue au cours de l'essai et la contrainte vraie doit être recalculée à chaque incrément de force à partir de $S(t)$.

De plus, la contrainte est différente pour chaque tronçon de la zone utile de l'éprouvette dès lors qu'il y a une localisation. Le calcul de $S(t)$ doit être fait pour chaque tronçon. La connaissance de la largeur initiale des éprouvettes et du faisceau de courbe représentant l'évolution de la déformation transverse en fonction du temps permet de calculer l'évolution de la largeur $b(t)$ de chaque tronçon. L'évolution de l'épaisseur $e(t)$ de l'éprouvette n'étant pas accessible expérimentalement, le coefficient de Poisson ν_{13} déterminé par les essais ultrasonores (tableau 4.4) est utilisé pour calculer la variation d'épaisseur de l'éprouvette. Cette analyse donne accès à l'évolution spatiale et temporelle de la section de l'éprouvette.

$$\sigma_v = \frac{F}{S(t)} \quad \text{avec} \quad S(t) = b(t) \times e(t) = b_0(1+\varepsilon_{22}) \times e_0(1+\nu_{13} \times \varepsilon_{11}) \tag{4.4}$$

La contrainte vraie et la déformation vraie de chaque tronçon sont calculées pour chaque image (figure 4.16).

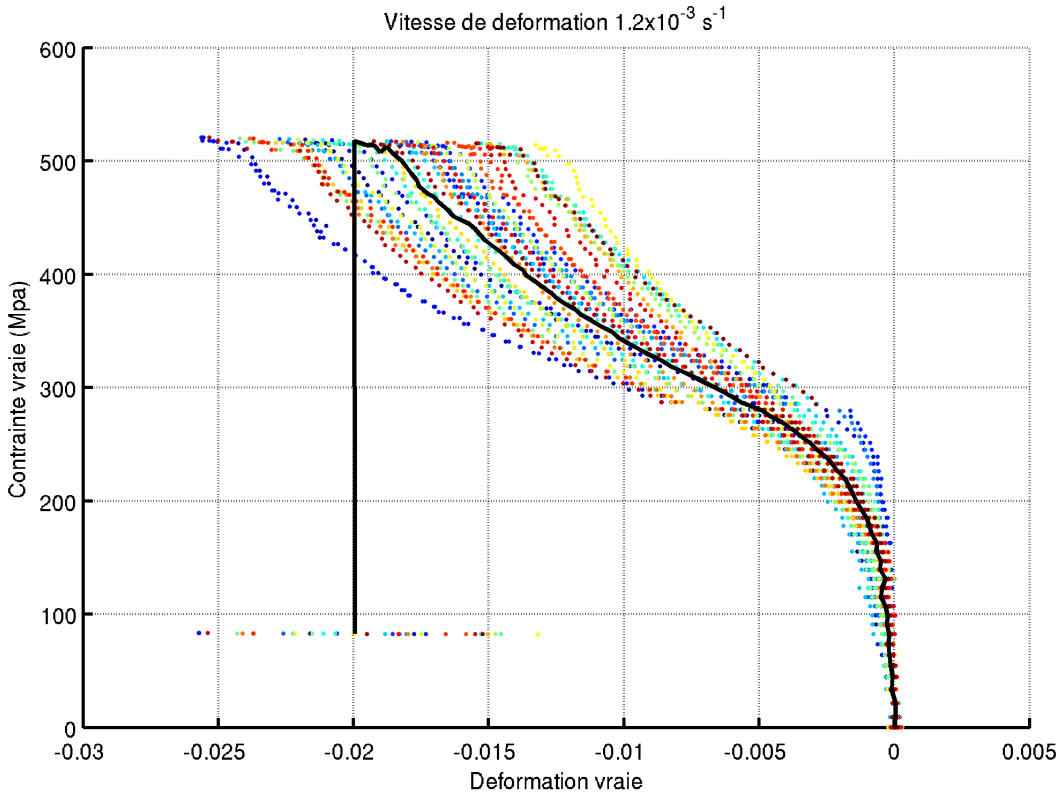
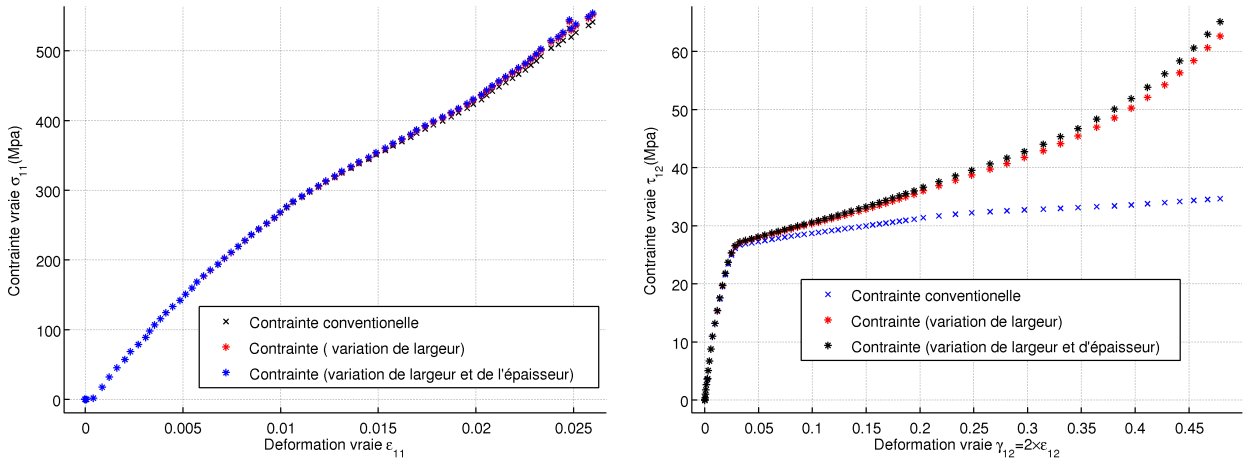


FIGURE 4.16: Mesures locales de la déformation transverse pour chaque tronçon.

Les courbes de contrainte/déformation moyennes sont comparées avec les différentes corrections pour les essais de traction dans le sens des fibres (figure 4.17a) et pour les essais de traction à 45° (figure 4.17b). Les faibles différences entre les courbes de traction sur les éprouvettes à 0° traduisent les faibles variations de section. Les valeurs déterminées sont identiques selon l'une ou l'autre méthode.



(a) Mesure moyenne sur l'éprouvette TH10090_1 (b) Mesure moyenne sur l'éprouvette TH10045_1

FIGURE 4.17: Comparaison des réponses en contrainte / déformation vraies obtenues en tenant compte de la réduction de la largeur et de l'épaisseur (éprouvette à 45° et 10% de NS).

Cependant, pour les essais de traction à 45°, la variation de sections n'est plus négligeable. Une différence jusqu'à un facteur 2 sur la contrainte à rupture est constatée (figure 4.19b). Cette variation importante de section est illustrée par les deux photos prises avant et après l'essai de traction (Figure 4.18).

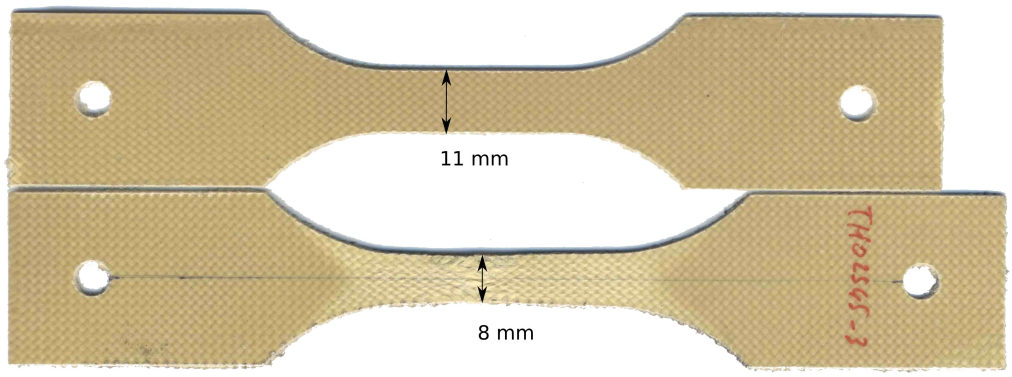
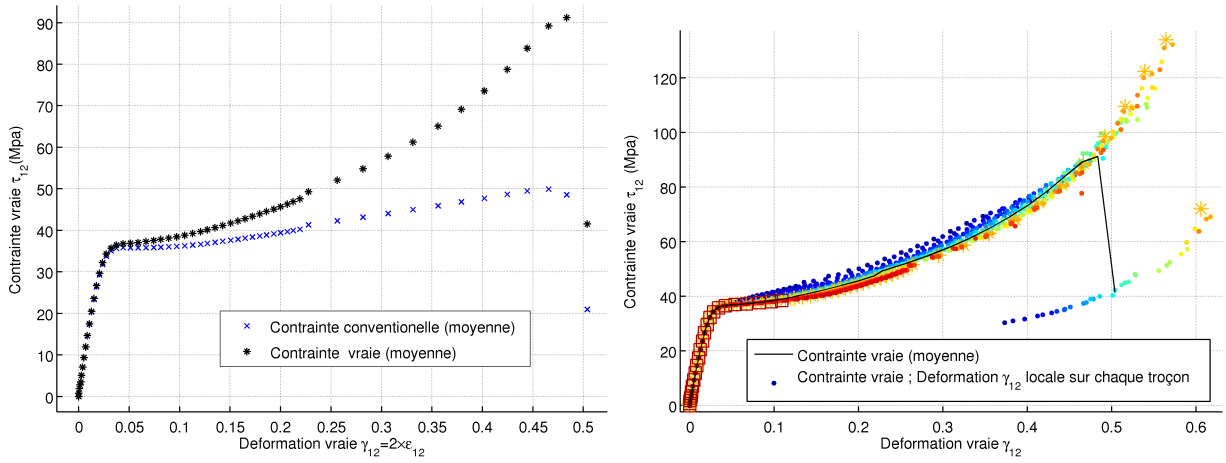


FIGURE 4.18: Éprouvette avant et après l'essai de traction (orientation des fibres à 45°)

Durant la partie élastique aucune localisation n'est observée (figure 4.19b). Entre 2% et 10% de déformation, la dispersion des courbes de comportement est faible puisque tous les tronçons sont constitués à priori du même matériau, cependant leur évolution temporelle n'est pas la même. En effet, un tronçon du bas de l'éprouvette représenté par des carrés rouges subit au maximum 11% de déformation et une contrainte de 40MPa, mais cela ne veut pas dire qu'il rompe à ces niveaux-là. S'il n'y avait pas eu rupture d'un tronçon située plus haut, dont l'histoire est représentée par les étoiles orange, la courbe de contrainte déformation du tronçon situé plus bas aurait suivi la même histoire. C'est-à-dire que la déformation et la contrainte à rupture du composite se lisent, non pas sur la courbe moyenne (noire) mais sur le tronçon ayant réellement rompu.

La contrainte à rupture locale est augmentée d'un facteur de 30% par rapport à la contrainte moyenne vraie à rupture (figure 4.19a). L'augmentation de la contrainte après endommagement de la matrice est due à deux contributions. La première contribution est la réorientation des fibres dans la direction de traction et la deuxième est la réduction de la section.



(a) Mesure moyenne sur l'éprouvette TH00045_1 (b) Mesures locales sur l'éprouvette TH00045_1

FIGURE 4.19: Comparaison des courbes en contrainte/ déformation vraie obtenues en tenant compte de réduction de la largeur et de l'épaisseur sur une éprouvette à 45° et 0% de NS.

4.2.5.3 Quelle courbe est représentative du comportement du matériau ?

Pour les essais à 0° (dans la direction des fibres) et pour des éprouvettes de faible section (éprouvettes de géométrie haltère), l'essentiel de la résistance mécanique du composite est apporté par les fibres longitudinales. La quantité de fibres supportant l'effort est à priori la même à l'instant initial et avant la rupture. Si l'on considère que la première rupture de fibres précipite la rupture du composite selon un processus irréversible. La première rupture de fibres peut être assimilée à la résistance composite. Ce choix ne compromet pas les hypothèses du code de calcul, qui stipulent, *i)* que la résistance du matériau est à relever au point de la déformation à rupture : le processus irréversible peut être considéré, en vertu de nos objectifs, comme quasi instantané, *ii)* que l'énergie à rupture doit être calculée en tenant compte de la déformation ultime : l'erreur faite sur l'évaluation de l'énergie à rupture selon le choix de la première rupture de fibres ou de la rupture finale est négligeable. Dans ce cas-là, il est légitime pour le calcul de la contrainte à rupture de diviser l'effort de traction par la surface initiale de la zone utile. Notons aussi, au passage, que la réduction de section due aux effets Poisson (figure 4.17) est négligeable.

Pour les essais à 45°, la notion de contrainte à rupture soulève un problème différent, puisque la rupture finale est précédée d'une étape de dégradation révélant une déformation d'amplitude relativement élevée. Cette étape de dégradation participe à une forte consommation d'énergie et met en jeu le comportement de la matrice (microfissurations et décohésions interfaciales). Les fibres quant à elles se réorientent mais ne rompent pas. Pour identifier la déformation à rupture et la contrainte à rupture, correspondant à notre modèle, la contrainte à rupture doit être évaluée à la rupture finale de l'éprouvette. Ceci permet de prendre en compte tous les phénomènes dissipatifs d'énergie, ce qui nous importe dans notre étude. Maintenant que la déformation à rupture a été définie, il reste à définir quelles méthodes utiliser pour le calcul de la contrainte à rupture. En effet, il existe une grande différence entre la contrainte conventionnelle et la contrainte vraie (figure 4.19a) et également entre la mesure moyenne et les mesures locales (figure 4.19b). Ces constatations se heurtent ici, à la limite de l'approche milieu continu à l'échelle macroscopique. Pour résoudre ce problème, il se pose la question de la taille du Volume Élémentaire Représentatif (VER). La contrainte à rupture doit être définie pour un élément d'une certaine taille qui doit être choisie avec pertinence. Dans notre cas, la taille d'un VER est de l'ordre de 2 motifs de tissus en hauteur et en largeur, c'est-à-dire 2,5 mm. Quatre VER sont

alors présents dans la largeur de l'éprouvette (figure 4.14). La contrainte à rupture, obtenue par la mesure locale sur la zone qui s'est réellement déformée, est plus proche du comportement du VER. Delà, la notion de taille minimale pour les éléments du maillage est introduite. Si une description plus fine doit être faite, il faudra alors descendre dans les échelles de modélisation.

4.2.5.4 Cinétiques de rupture des éprouvettes

L'observation post mortem des éprouvettes sollicitées en traction dans la direction des fibres révèle trois types de rupture (figure 4.20). La rupture est soit perpendiculaire (Cas 1) soit à 45 ° (Cas 2) par rapport à la direction de sollicitation. Quelque soit le taux de fibres et qu'il y ait ou pas des NS, dans majorité des cas, la rupture est une combinaison des deux cas précédents (Cas 3).

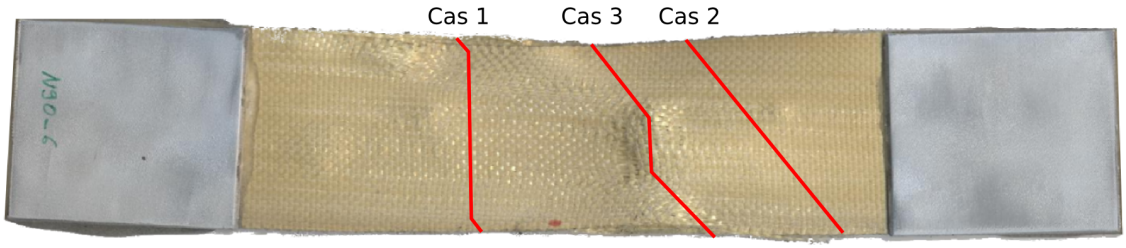


FIGURE 4.20: Éprouvette de traction en Kevlar avec Nanostrengths après essai

Pour déterminer le scénario d'endommagement, la face de l'éprouvette non recouverte par le mouchetis est filmée pendant la rupture avec une caméra rapide photron SA3. Cette rupture brève est filmée à une fréquence de 2000 images par seconde et avec un temps d'obturation de 1/3800s. Bien que l'essai est considéré comme quasi-statique, la rupture ne l'est pas.

1. Les photos de la figure 4.21 montrent clairement que la rupture s'amorce sur le bord de l'éprouvette suite à des délaminages (Figure 4.21, 1) puis se propage vers le centre de l'éprouvette. C'est 0,593 seconde après le délaminage que la rupture a lieu dans le sens perpendiculaire à la direction de traction.
2. Le désalignement des torons de l'ordre de 3° par rapport à l'axe de traction se retrouve sur le motif du délaminage. Cette constatation suggère que le délaminage est essentiellement dû aux différentes orientations des fibres dans les plis. En effet, deux plis consécutifs ayant des orientations de fibres différentes ont tendance à cisailler la matrice pour réorienter les fibres dans la direction de traction. Lorsque la matrice ne peut plus accommoder les déformations, il y a création du délaminage.

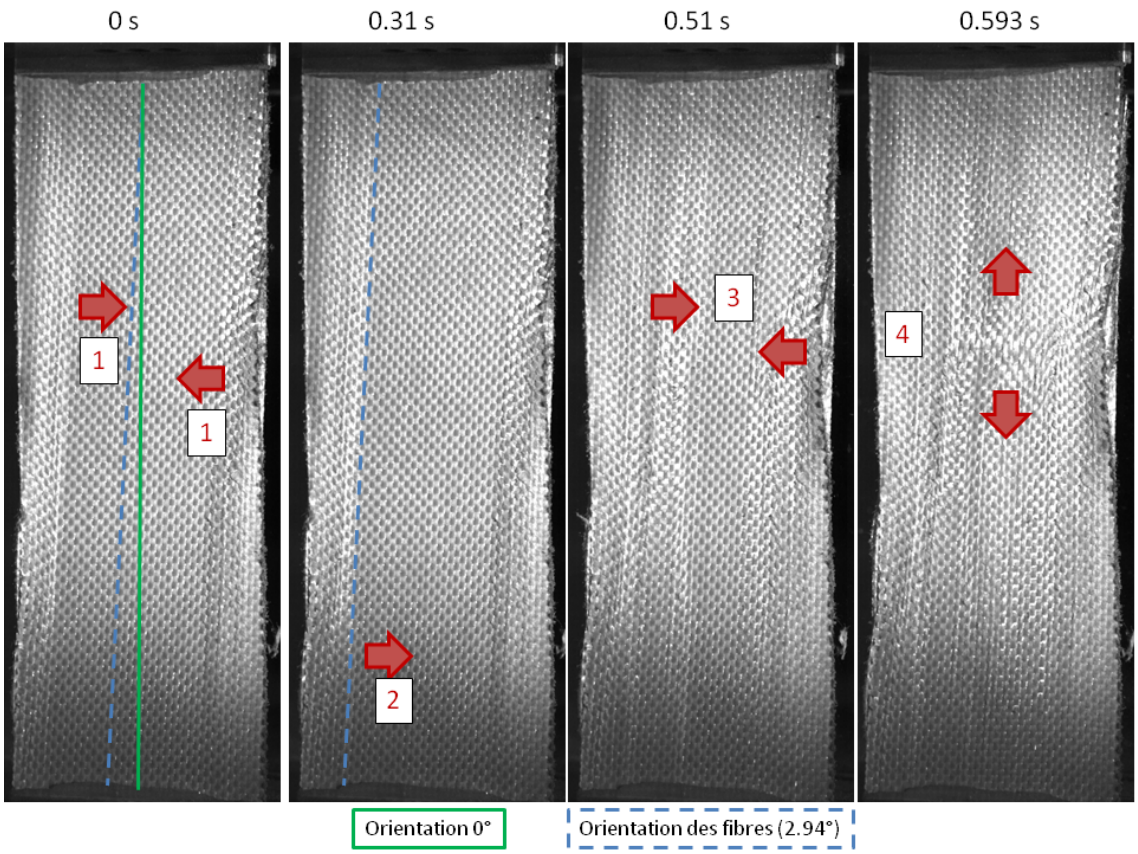


FIGURE 4.21: Cinétique d'endommagement du Kevlar avec Nanostrengths en traction

Les images obtenues permettent de visualiser la cinétique de rupture et d'affirmer que l'éprouvette doit être considérée comme une structure en cours d'endommagement.

4.3 Identification des propriétés élastiques hors-plan

Les différences entre les valeurs identifiées (dans le plan des éprouvettes) pour le Kevlar avec et sans NS ne suffisent pas à expliquer les différences de comportement observées lors des essais d'impact sur tour de chute. L'ajout de Nanostrengths est également responsable de la modification des propriétés hors-plans du composite.

J. Schneider [78] s'est intéressé à la caractérisation des propriétés hors-plan d'un composite interlock. Pour cela une campagne d'essais allant de la traction sur des éprouvettes de forme « diabolo » et « queue d'aronde » à des essais de torsion et de flexion 3 points sur appuis rapprochés a été développée par l'auteur. Ces éprouvettes (traction/torsion), sont d'épaisseurs bien plus importantes que celles utilisées pour la coque du casque. Pour les obtenir, il faudrait changer le procédé de fabrication et, par la même, le matériau.

La nécessité de garder inchangé le procédé utilisé industriellement impose une limite d'épaisseur pour l'éprouvette de l'ordre de 4 mm. Le comportement hors-plan ne peut être investigué que par des essais de flexion 3 points sur appuis rapprochés. Une autre solution est la caractérisation par méthode ultrasonore.

4.3.1 Mesure par ultrason

4.3.1.1 Méthode de caractérisation par ultrason

La méthode de caractérisation par ultrasons consiste à envoyer, pour différentes orientations de la plaque, une onde périodique et à mesurer l'onde transmise. La plaque est maintenue par un goniomètre entre deux capteurs piézoélectriques servant d'émetteur et de récepteur ; ces capteurs sont suffisamment éloignés de la plaque pour que l'hypothèse de propagation en onde plane puisse être faite. Le tout est immergé dans une cuve (Voir section 4.3.1.3) de façon à adapter au mieux les impédances des différents milieux traversés et pour minimiser la quantité d'énergie réfléchie aux interfaces eau/plaque. Les caractéristiques de l'onde doivent être choisies avec précaution : le matériau doit être homogène vis-à-vis de la longueur d'onde et l'amplitude doit être adaptée pour que les déformations restent dans le domaine élastique.

Cette technique permet d'identifier la fonction de transfert du milieu [18]. Une procédure d'optimisation entre mesures et calculs théoriques (dans le cas d'une plaque homogène, anisotropique et viscoélastique) permet de déterminer les caractéristiques mécaniques réelles et imaginaires de la plaque. Une technique d'inversion de type Newton-Raphson [18] améliore la précision et la vitesse de convergence du calcul.

Cette méthode a été utilisée avec succès sur plusieurs matériaux : une plaque en verre (non-viscoélastique), une plaque en polymère (viscoélastique) et un composite époxy renforcé par des fibres de verre (anisotrope, viscoélastique) [18].

4.3.1.2 Géométrie des éprouvettes

Les essais permettant de caractériser les propriétés hors-plan nécessitent la fabrication d'éprouvettes d'épaisseurs plus importantes que celles utilisées jusqu'à présent pour les essais d'impact sur plaque (3 plis) et de traction (5 plis). En effet, les essais de caractérisation ultrasonore nécessitent des épaisseurs comprises entre 3,5 mm et 10 mm pour que le signal soit suffisamment atténué et qu'il prenne « l'empreinte du matériau ». Toutefois le signal ne doit pas être trop atténué pour qu'il soit toujours mesurable.

Deux éprouvettes de 20 plis ont été fabriquées :
- la première éprouvette rectangulaire de dimension $182.9 \times 186.6 \times 4.45\,mm^3$ est du Kevlar sans NS. La densité moyenne de l'éprouvette est calculée grâce à deux pesées, l'une dans l'air et l'autre dans l'eau. Sa masse volumique est de $1224\,kg.m^{-3}$.
- la seconde éprouvette rectangulaire de dimension $154.6 \times 181.38 \times 4.45\,mm^3$ est du Kevlar avec NS. Sa masse volumique est de $1225\,kg.m^{-3}$.

Les deux plaques ont été fabriquées avec le protocole décrit au chapitre 2. Le taux de fibres dans les plaques est contrôlé par la méthode par pesée (section 2.1.3.2). Les taux de fibres moyens sont respectivement de 70% et 72% pour les plaques avec et sans NS.

4.3.1.3 Mesures ultrasonores en régime périodique sinusoïdal

Les émetteurs à ultrasons sont placés en regard, de chaque côté de la plaque (figure 4.22). Le signal transmis est enregistré pour chaque angle de la plaque sur la plage [0,45°] avec un pas de 3°. La fréquence d'excitation est de 500 kHz, soit une longueur d'onde d'environ 1cm. Cette longueur est bien supérieure à la taille des motifs élémentaires du tissu taffetas. De plus, l'amplitude de l'onde utilisée est très faible, de l'ordre de 10 à 100 nanomètres par mètre, ce qui permet de rester dans le domaine élastique.

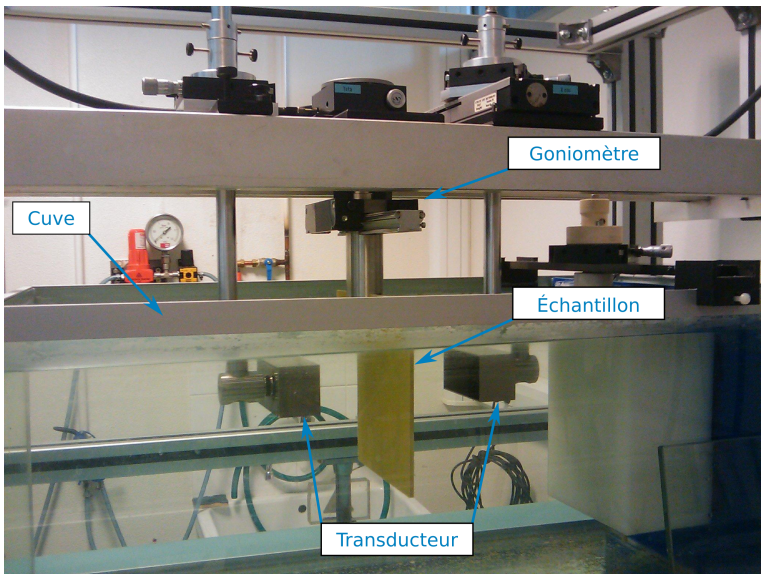


FIGURE 4.22: Dispositif de mesure par ultrason

4.3.1.4 Résultats et interprétation

Les paramètres identifiés résumés dans les tableaux 4.4 et 4.5 sont des valeurs complexes. La partie imaginaire n'est donnée qu'a titre informatif.

	(GPa)		(GPa)		(GPa)
C_{11}	40(1+i2%)	E_1	36(1+i2,5%)	ν_{12}	0,07(1+i6,2%)
C_{22}	42(1+i10%)	E_2	37(1+i9,7%)	ν_{13}	0,14(1+i2,9%)
C_{33}	12(1+i15%)	E_3	10(1+i15%)	ν_{23}	0,17(1+i3,8%)
C_{44}	4,0(1+i5%)	G_{23}	4,0(1+i5%)	ν_{21}	0,06(1-i0,9%)
C_{55}	4,0(1+i5%)	G_{13}	4,0(1+i5%)	ν_{31}	0,51(1-i9,6%)
C_{66}	2,9 (1+i16%)	G_{12}	2,96(1+i16%)	ν_{32}	0,63(1-i1,5%)
C_{12}	8,3(1+i13%)				
C_{13}	7,0(1+i5%)				
C_{23}	7,0(1+i6%)				

TABLE 4.4: Modules élastiques pour le Kevlar sans NS obtenus pour une sollicitation de fréquence 500kHz.

	(GPa)		(GPa)		(GPa)
C_{11}	40(1+i2%)	E_1	36(1+i2,7%)	ν_{12}	0,07(1+i5,2%)
C_{22}	41(1+i11%)	E_2	36(1+i10%)	ν_{13}	0,14(1+i2,8%)
C_{33}	13(1+i156%)	E_3	10(1+i16%)	ν_{23}	0,17(1+i4,6%)
C_{44}	4,0(1+i5%)	G_{23}	4,0(1+i5%)	ν_{21}	0,06(1-i2,6%)
C_{55}	4,0(1+i5%)	G_{13}	4,0(1+i5%)	ν_{31}	0,51(1-i11%)
C_{66}	2,94(1+i18%)	G_{12}	2,94(1+i18%)	ν_{32}	0,63(1-i1,0%)
C_{12}	8,0(1+i15%)				
C_{13}	7,0(1+i6%)				
C_{23}	7,0(1+i6%)				

TABLE 4.5: Modules élastiques pour le Kevlar avec NS obtenus pour une sollicitation de fréquence 500kHz.

Ces résultats confirment que les modules de Young dans la direction 1 et 2 sont identiques (composite symétrique). De plus, les valeurs des modules sont identiques pour les deux plaques à l'incertitude près. La présence de Nanostrength ne modifie pas les modules élastiques pour ce type de sollicitation.

Il est donc possible de conclure que les différences entre le Kevlar avec et sans NS n'apparaissent que pour des déformations plus importantes faisant intervenir d'autres mécanismes que l'élasticité, tel l'endommagement.

4.3.2 Mesure par l'essai de flexion 3 points sur appuis rapprochés.

4.3.2.1 Propriétés mécaniques à identifier et élaboration d'une stratégie

Ces essais de flexion 3 points sur appuis rapprochés ont pour objectif de maximiser les contraintes de cission dans l'épaisseur du composite pour mesurer les modules hors-plan $G_{13} = G_{23}$.

Ces essais permettent une identification des paramètres si certaines hypothèses sont vérifiées (normes NF ISO 14130 ou ASTM D2344). Ces hypothèses portent sur la géométrie de la poutre, la distance entre appuis (parce qu'elle conditionne le rapport entre la contrainte tangentielle et la contrainte normale) et le diamètre des appuis (parce qu'il conditionne la surface de contact et par voie de conséquence l'amplitude et la distribution du champ de contrainte due à la pression de contact).

La formule permettant de calculer la contrainte maximale en cisaillement prend alors une expression simple :

$$\tau_{13_{max}} = \frac{3F}{4b \times e} \tag{4.5}$$

Avec b la largeur de l'éprouvette, e l'épaisseur de l'éprouvette et F la force appliquée. Cette expression est valide uniquement dans le cadre de la théorie des poutres (e et b faibles devant L).

L'évolution du profil des contraintes dans l'épaisseur de l'éprouvette change en fonction de la largeur de la poutre ([60], figure 4.23). Les échantillons sont découpés pour obtenir des poutres ayant un rapport largeur/épaisseur compris entre 1 et 2. Les champs peuvent être considérés comme uniformes dans la largeur. Ainsi, le champ de distorsion mesuré à la surface de l'éprouvette est pratiquement identique à celui existant dans le plan moyen de l'éprouvette.

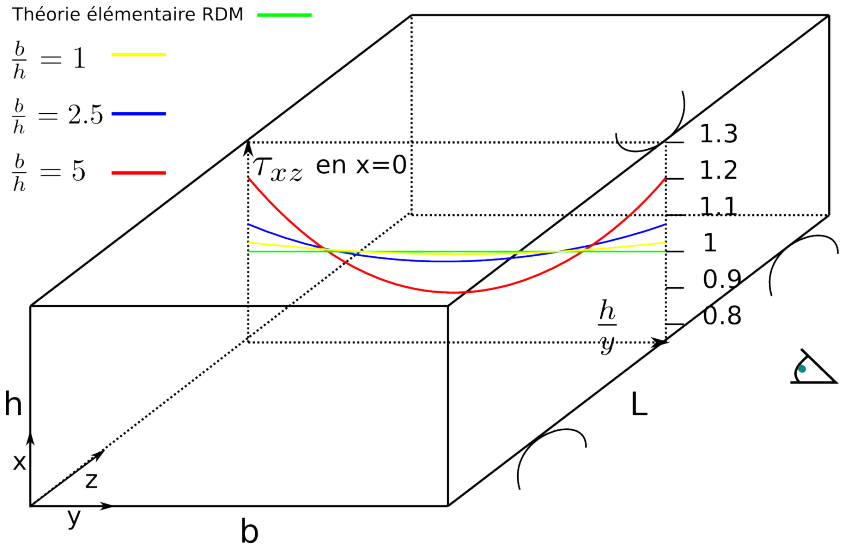
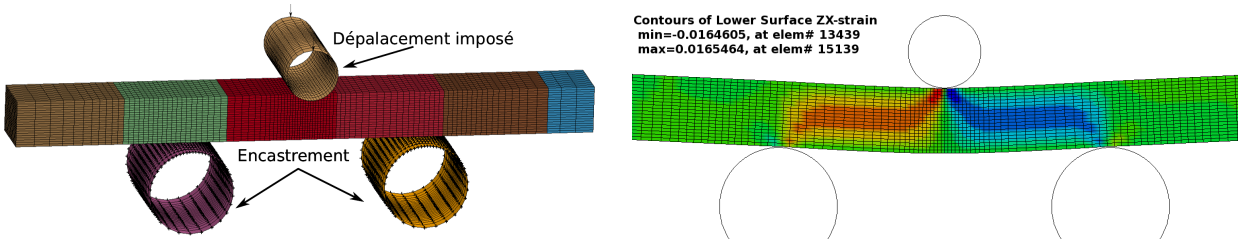


FIGURE 4.23: Profil d'évolution des contraintes de cission dans la largeur, pour une poutre en flexion 3 points

Certaines précisions doivent être apportées sur la distribution du champ de cission et ses origines, avant de déterminer la distorsion associée à la contrainte de cisaillement maximum (qui permettra de calculer le module de cisaillement G_{13}). Ce champ de contraintes résulte de deux contributions *i)* celle due à l'effort tranchant (celle qui nous intéresse) *ii)* celle due aux contacts entre les appuis et l'éprouvette. Cette dernière contribution dépend aussi de l'évolution des surfaces de contact entre les cylindres et l'éprouvette (indentations).

Le champ de distorsion $^1/_2\gamma_{13} = \varepsilon_{13} = {}^1/_2\,(grad13 + grad31)$ déterminé par corrélation d'images résulte lui aussi de la superposition des contributions mentionnées ci-dessus. Il faudrait alors extraire uniquement le champ de distorsion induit par l'effort tranchant. Cela n'étant pas possible, des dispositions vis-à-vis du choix de la géométrie des éprouvettes doivent être faites pour supposer que la distorsion est due uniquement aux contraintes de cission.

Afin d'aider au choix de la géométrie des poutres et d'étudier la distribution des contraintes de cisaillement et de distorsion dans l'épaisseur des poutres, un calcul numérique en élasticité linéaire a été réalisé. Ce calcul numérique est réalisé avec LS-Dyna (code de calcul dynamique) et la résolution des équations est faite de manière explicite. Des éléments tétraédriques et une loi de comportement orthotropique symétrique ont été choisis respectivement pour discrétiser le domaine et représenter le comportement du matériau. Les valeurs dans le plan utilisées pour le matériau sont celles identifiées par les essais de traction et les valeurs hors-plans sont celles déterminées par les mesures ultrasonores. Les cylindres sont modélisés par des corps rigides et le contact est traité par la méthode de pénalité. L'option de contact automatique est activée de manière à traiter pour chaque contact, le cylindre comme surface maîtresse et la poutre comme surface esclave et réciproquement. Les conditions aux limites sont notifiées sur la figure 4.24. Le chargement de la poutre est imposé par le déplacement linéaire du cylindre supérieur.

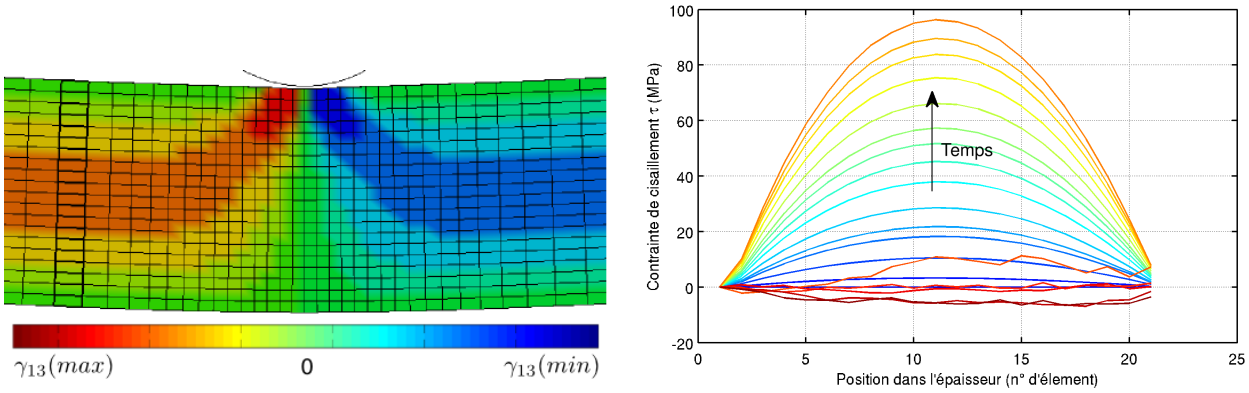


(a) Conditions au limites (b) Champs de distorsion ε_{13}

FIGURE 4.24: Essais de flexion 3 points sur appuis rapprochés ; maillage et champ de distorsion.

Sous le cylindre supérieur apparaissent les valeurs maximales de distorsion qui sont essentiellement dues au contact hertzien (Figure 4.25a). Ce contact affecte, de façon non négligeable, le champ de distorsion de la zone centrée sous le cylindre, et ce sur une largeur de l'ordre du diamètre du cylindre. La distribution parabolique (Figure 4.25b), vérifiant la nullité des champs de cission et de distorsion sur les bords libres, est relativement homogène dans la longueur de la poutre, jusqu'à ce que réapparaissent de nouvelles perturbations, moins marquées, dues aux deux cylindres d'appuis.

La formule donnant l'expression de la contrainte maximale de cission est vérifiée le long de la fibre neutre de la poutre et à une distance d'un rayon des cylindres d'appuis.



(a) Zone choisie pour la visualisation de τ_{13} (b) Distribution de τ_{13} en fonction de l'épaisseur

FIGURE 4.25: Distribution parabolique du champ de contrainte de cission

4.3.2.2 Géométrie des éprouvettes

Les essais de flexion 3 points sur appuis rapprochés nécessitent des échantillons relativement épais. Une épaisseur de 4 mm permet de mesurer les champs de déplacement et donc de distorsion par corrélation d'images.

Les plaques épaisses caractérisées par ultrason ont été découpées. Un soin particulier a été apporté à la préparation des échantillons (Figure 4.26). Les faces découpées sont polies pour enlever les zones endommagées, réduire les concentrations de contraintes et faire apparaître clairement le tissage de la poutre.

FIGURE 4.26: Photographie d'une éprouvette de flexion 3 points après polissage

4.3.2.3 Mesures par des essais de flexion 3 points sur appuis rapprochés

Les essais de flexion 3 points sur appuis rapprochés (figure 4.27) sont réalisés sur la machine de traction/compression électromécanique Zwick décrite précédemment en section 4.2.3. Le capteur de force utilisé est de 10kN. Dans la perspective (section 4.5) de mesurer l'influence de l'endommagement sur la rigidité flexionnelle, des cycles de charge/décharge sont réalisés par incrément de 0,2 mm en déplacement. La vitesse de déplacement de la traverse est fixée à 1 mm par minute et la décharge s'effectue jusqu'à atteindre la force de 50 N.

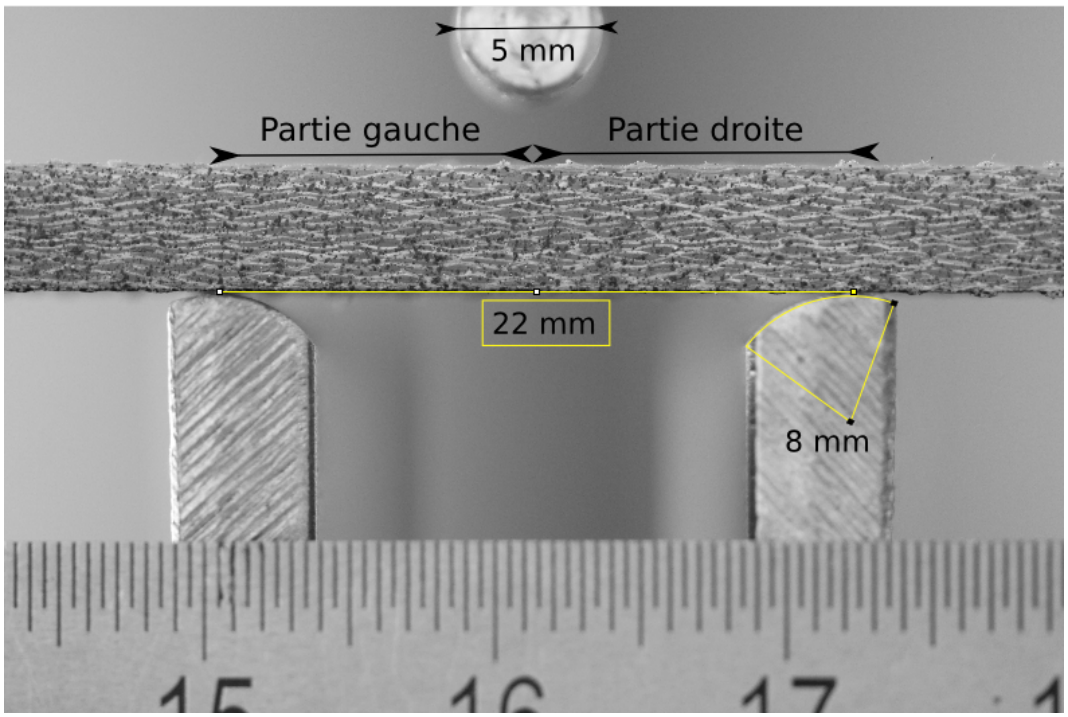


FIGURE 4.27: Montage de l'essai de flexion 3 points sur appuis rapprochés

Un mouchetis de fines gouttelettes de peinture noire et blanche est déposé sur la tranche de l'éprouvette. L'appareil photographique utilisé (Canon EOS 50D) permet d'obtenir des images de la poutre d'une résolution de 4752×600 pixels. La prise d'image à une fréquence de 2Hz est synchronisée avec l'acquisition du déplacement et de la force.

4.3.2.4 Résultats de la flexion 3 points sur appuis rapprochés

L'étude des images (figure 4.28) permet de distinguer deux phases : *i)* la phase élastique correspondant à une déformation réversible symétrique de part et d'autre du cylindre supérieur, *ii)* la phase d'endommagement correspondant à une localisation de la déformation d'un côté de l'éprouvette.

Une dissymétrie du champ de déformation apparaît. Cette dissymétrie provient en partie d'un mauvais centrage du cylindre supérieur qui, malgré le soin apporté au montage, provoque une instabilité toujours du côté gauche.

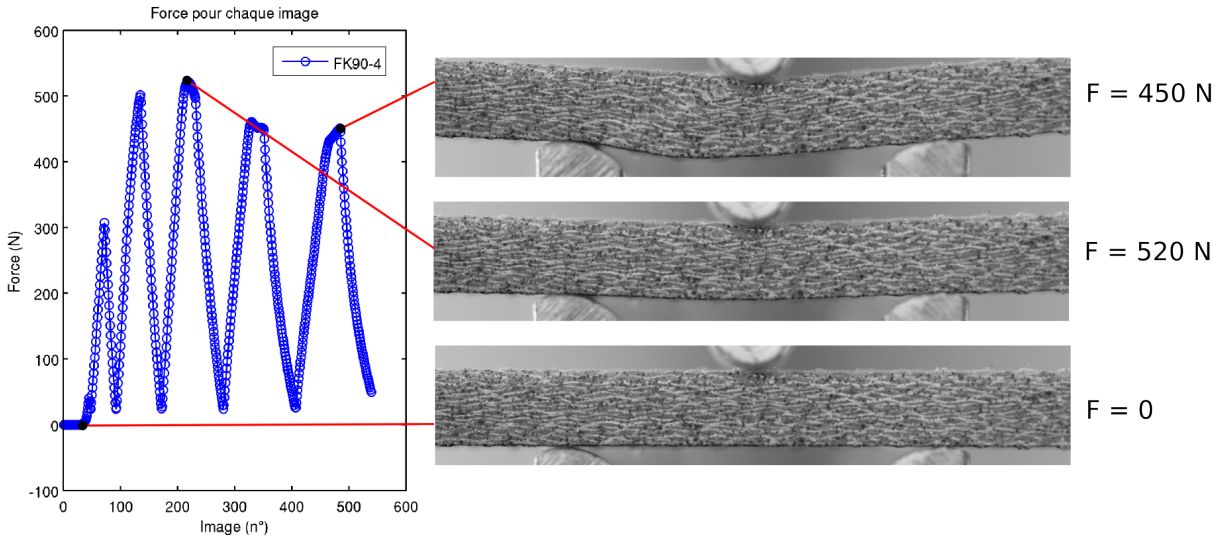


FIGURE 4.28: Évolution de l'état de l'éprouvette en fonction de la sollicitation.

4.3.2.5 Confrontation expérience / simulation

La confrontation des champs mesurés par corrélation d'images et des champs obtenus par simulation numérique permet de valider et de montrer les limites des hypothèses précédemment énoncées. Les mesures par corrélation d'images donnent accès aux champs de déplacement. Le mouvement de corps rigide est soustrait pour visualiser les déplacements relatifs (Figure 4.29).

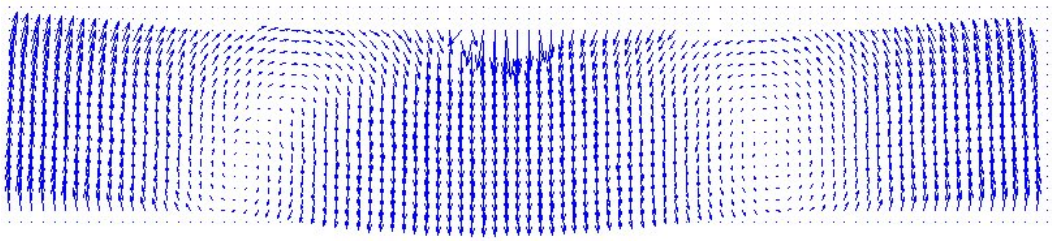
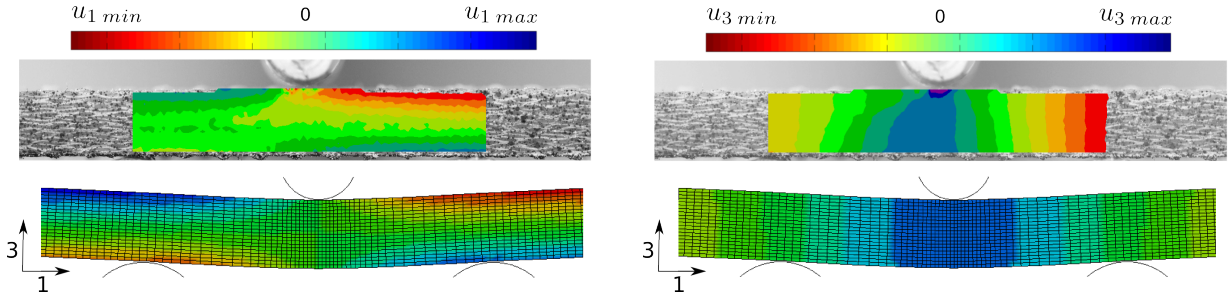


FIGURE 4.29: Champs de déplacement relatif

La comparaison des champs de déplacement mesurés et calculés (Figure 4.30) montre que les conditions de symétrie des champs ne sont pas parfaitement satisfaites. Les imperfections géométriques du montage et la variabilité du matériau en sont les principaux responsables.

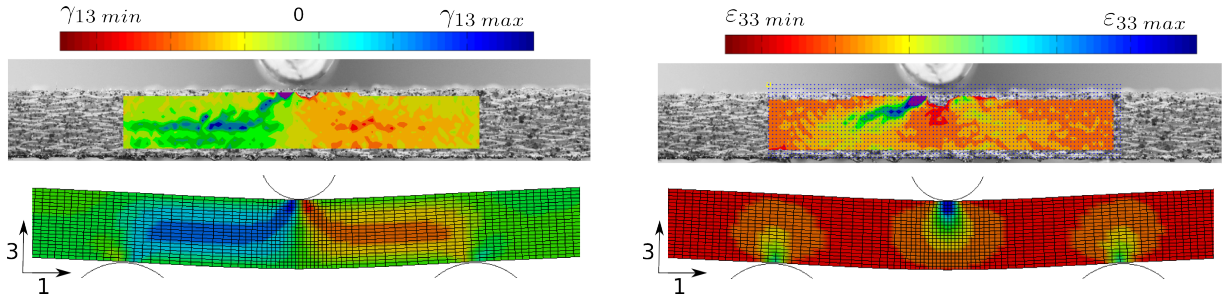


(a) Direction 1 (b) Direction 3

FIGURE 4.30: Comparaison du déplacement mesuré et calculé.

Les champs de déformations et de distorsion obtenus par mesure et par calcul sont comparés d'un point de vue qualitatif (Figure 4.31). La distribution des distorsions ε_{13} ressemble fortement à celle calculée numériquement, soit *i)* une antisymétrie de part et d'autre du cylindre, *ii)* une localisation de la déformation sous le cylindre central, *iii)* une zone affectée par le contact hertzien de la taille du diamètre du cylindre et *iv)* un maximum des distorsions le long de la fibre neutre. L'expression simple du cisaillement maximal τ_{13}, donnée théoriquement dans les normes est donc valide uniquement sur une zone centrale suffisamment éloignée des appuis. Afin de minimiser le bruit de mesure, la distorsion ε_{13} est moyennée sur une zone suffisamment proche de la ligne moyenne.τ_{13max} réel est obtenu.

La comparaison des déformations ε_{33} montre que l'indentation de l'éprouvette par le cylindre supérieur et le cône de hertz sont plus développés expérimentalement que sur les simulations numériques.



(a) Distorsion ε_{13} (b) Déformation ε_{33}

FIGURE 4.31: Comparaison des déformations mesurées et calculées.

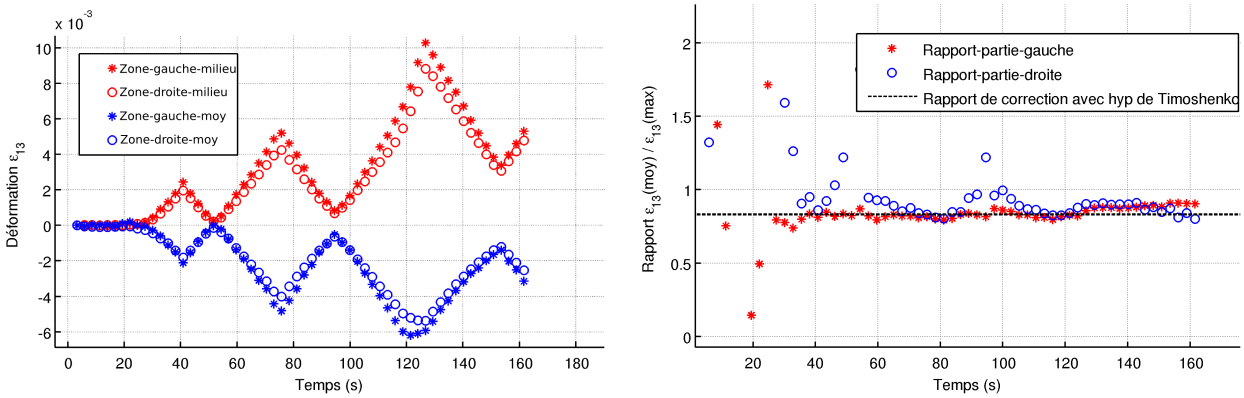
4.3.2.6 Identification

L'analyse de champ effectuée permet de comparer les distorsions mesurées sur la partie gauche et sur la partie droite des éprouvettes (Figure 4.27). Pour chacune d'elle, les distorsions sont mesurées sur une zone de 96 pixels centrée sur la ligne moyenne (figure 4.32) et sur une zone de 600 pixels correspondant à l'épaisseur de l'éprouvette (figure 4.32).

La valeur de la distorsion moyenne sur l'épaisseur permet d'estimer l'erreur commise si l'hypothèse de Timoshenko [25] est considérée (cisaillement transverse constant dans l'épaisseur). Cette hypothèse généralisée aux cas des plaques (Reissner-Mindlin [25]) et des coques est très souvent utilisée dans l'implémentation des éléments coques dans les codes de calcul. C'est d'ailleurs l'hypothèse utilisée dans la formulation des éléments coques (Chapitre 5). Dans la théorie des poutres, lorsqu'une approximation de Timoshenko est utilisée, un rapport correctif

est introduit pour obtenir la vraie raideur de la poutre. Ce rapport a pour valeur théorique 5/6 dans le cas d'une poutre de section pleine rectangulaire. Le rapport de la déformation moyenne sur la déformation maximale est comparé au coefficient correcteur 5/6 (Figure 4.32b) ; le coefficient correcteur de 5/6 est une bonne valeur.

La suite de l'exploitation et de l'identification sont réalisées avec les mesures faites sur la zone centrale dans le but de garder un maximum de précision.



(a) Composite Kevlar sans NS (b) Composite Kevlar sans NS

FIGURE 4.32: Évolution de la déformation dans la zone gauche et droite de l'éprouvette. Comparaison du rapport de la distorsion moyenne avec celle mesurée dans la zone centrale.

Tant que la déformation de l'éprouvette testée reste élastique, la formule 4.5, donnant accès à la contrainte de cission τ_{13} maximale, peut être appliquée sur la zone centrale. Les courbes représentant le comportement du kevlar avec et sans NS sont présentées (figure 4.33), mais certaines précautions doivent être prises. En effet, l'endommagement apparaît de manière significative sur le dernier cycle de charge/décharge (figure 4.33). Le matériau au centre de l'éprouvette n'a plus les mêmes propriétés que le matériau initial. La distribution des contraintes de cission n'est donc plus parabolique et l'expression de la contrainte maximale ne peut plus s'écrire simplement.

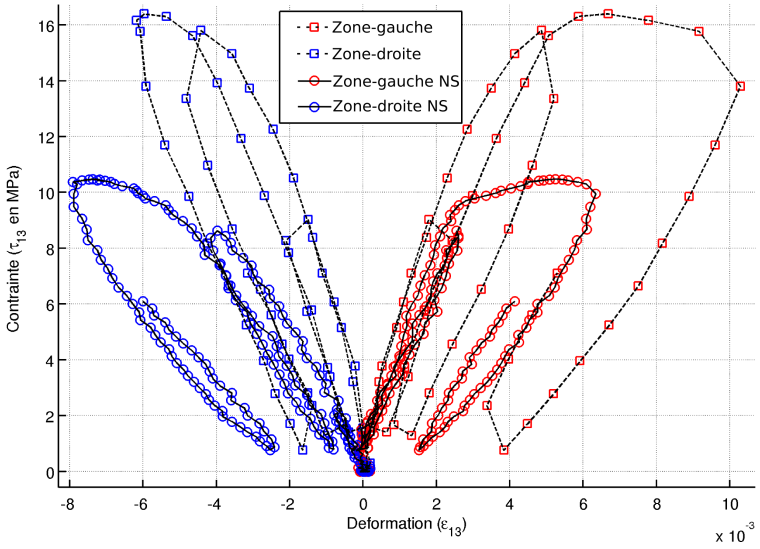
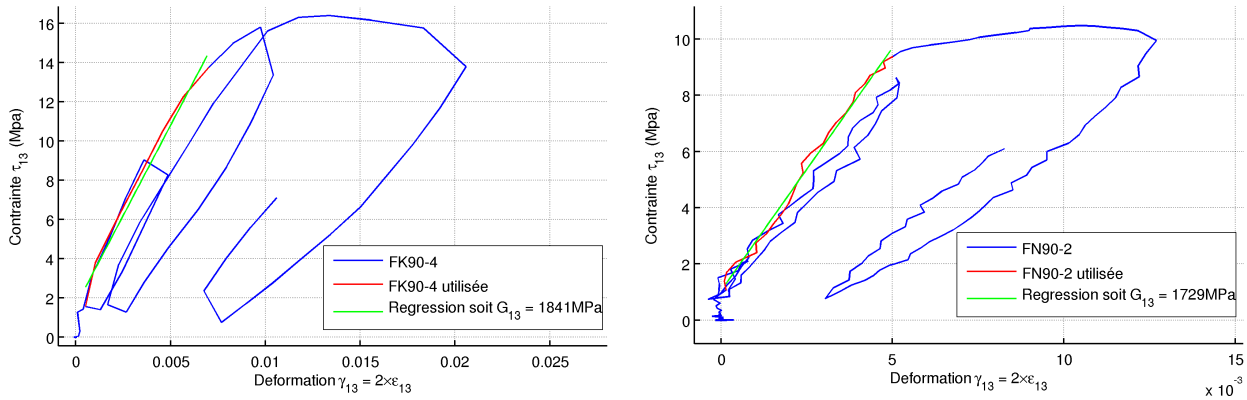


FIGURE 4.33: Évolution de l'état de contrainte de l'éprouvette Kevlar avec et sans NS en fonction du niveau de la déformation.

Les modules de cisaillement G_{13} tels que $\tau_{13} = G_{13} \times 2\varepsilon_{13}$ peuvent être identifiés pour des faibles valeurs de déformation (Figure 4.34). On obtient des valeurs de $1,8\,GPa$ pour le kevlar sans NS et de $1,7\,GPa$ pour le Kevlar avec NS.

Ces essais montrent que la différence entre le composite Kevlar avec et sans NS ne porte pas sur les valeurs du module de Young, mais sur la limite d'élasticité qui passe respectivement de $16\,MPa$ à $9\,MPa$ soit une diminution de 44%.



(a) Composite Kevlar sans NS

(b) Composite Kevlar avec NS

FIGURE 4.34: Evolution de la contrainte τ_{13} en fonction de la déformation γ_{13}

4.4 Influence de la vitesse de déformation

Lors d'un impact sur une plaque bridée dans des mors circulaires, le composite travaille essentiellement en bi-traction dans la direction des fibres. Les vitesses de déformation atteintes dans le matériau sous l'impacteur sont de l'ordre de $10\,s^{-1}$ (voir paragraphe 1.4.4.3), il est donc indispensable d'identifier le comportement du matériau à ces vitesses de déformation.

Deux types d'essais sont réalisés pour estimer l'influence de la vitesse de déformation sur les propriétés dans le plan et sur les propriétés hors-plan. L'étude des propriétés dans le plan est faite à l'aide d'un essai de traction sur roue inertielle, et l'étude des propriétés hors-plan est réalisée à l'aide d'un vérin hydraulique.

4.4.1 Traction dynamique

4.4.1.1 Présentation de la roue inertielle

La roue inertielle (Figure 4.35) est un dispositif expérimental qui permet de réaliser un essai de traction à vitesse constante[35, 34]. Les éléments essentiels de cette machine sont une roue (diamètre 1 m, masse 620 kg) et un système pendulaire.

La roue, munie d'un marteau en périphérie, est mise en rotation par un moteur asynchrone. La vitesse, asservie, est programmable de 2 à 40 $m.s^{-1}$ et l'énergie emmagasinée est alors comprise entre 530 J et 200 kJ.

Une extrémité de l'échantillon à tester est fixée à un système pendulaire, son autre extrémité est équipée d'une enclume. Lorsque la vitesse de rotation souhaitée est atteinte, le système pendulaire est abaissé, le marteau impacte l'enclume et l'éprouvette est chargée.

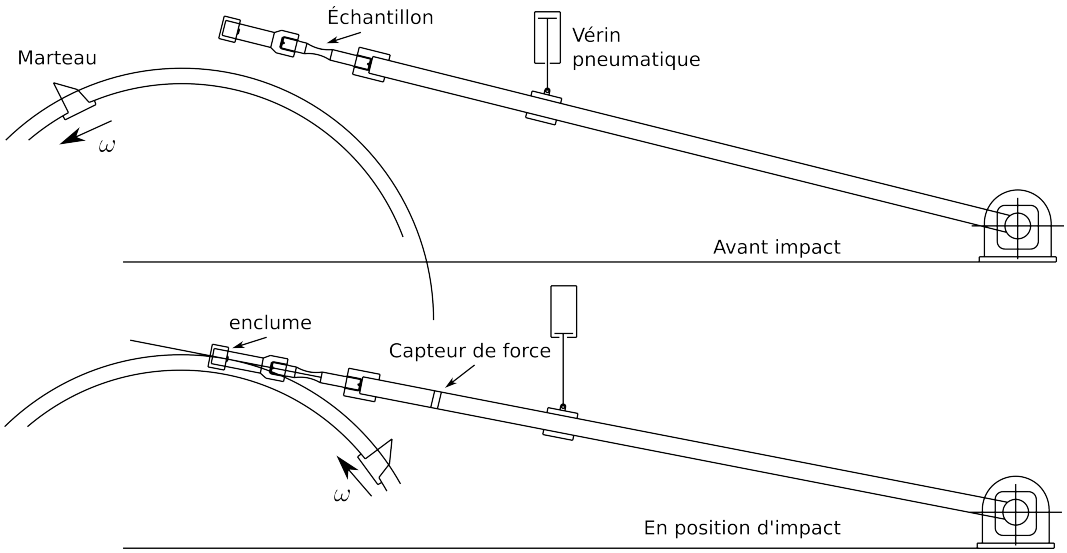
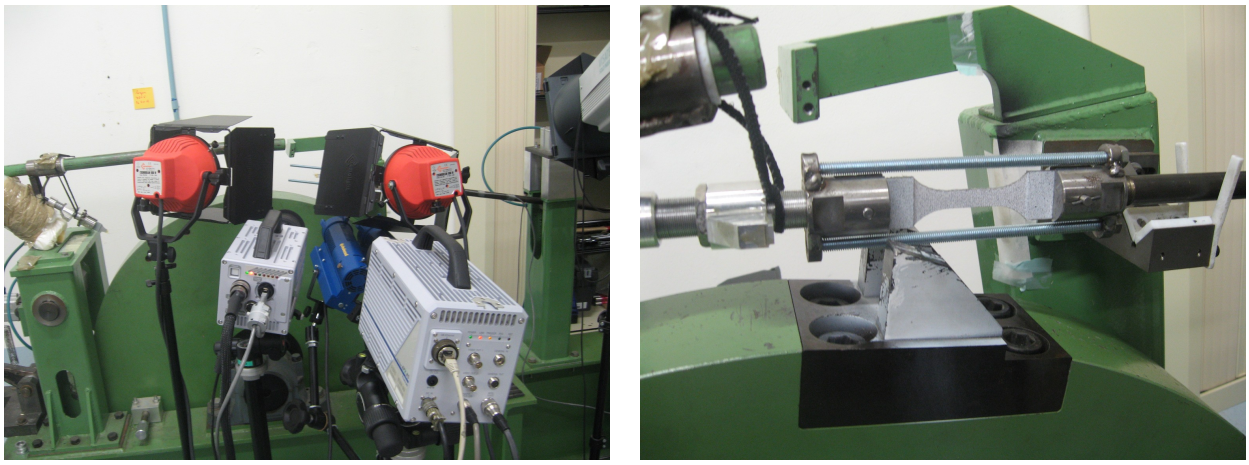


FIGURE 4.35: Schéma de principe de la roue inertielle

Compte tenu des dimensions relatives d'une éprouvette (de l'ordre de 160 mm) et de la roue (diamètre de 1 m), le chargement est une traction pure. De plus, l'énergie disponible au moment de l'impact est toujours très supérieure à l'énergie nécessaire à la rupture d'une éprouvette (de l'ordre de 17 J pour la traction dans la direction des fibres, et 6J pour la traction dans la direction à 45°). La vitesse de chargement reste donc quasi-constante pendant l'essai (variation inférieure à 0,5% à 5 $m.s^{-1}$).



(a) Dispositif expérimental (b) Montage de maintien de l'éprouvette

FIGURE 4.36: Photographies de la roue inertielle

Le système pendulaire est une chaîne constituée de l'enclume, de l'éprouvette et du porte-éprouvette en liaison pivot avec le bâti de la machine (Figure 4.36). Le porte-éprouvette est une barre de 3 mètres, équipée d'un pont complet constitué de jauges d'extensométrie qui joue le rôle de capteur de force (Figure 4.35). Grâce à ce pont, la déformation générée par l'onde de choc élastique qui se propage dans la barre après l'impact est mesurée. La force d'impact acceptable est donc fonction du "matériau" barre et de son diamètre. L'onde de traction se propage dans la barre et se réfléchit intégralement en onde de traction lorsqu'elle atteint le bâti au niveau du pivot (qui tient lieu d'encastrement). La durée de l'essai est donc dictée par le matériau constitutif de la barre, car il faut que l'essai soit terminé avant que l'onde ne vienne

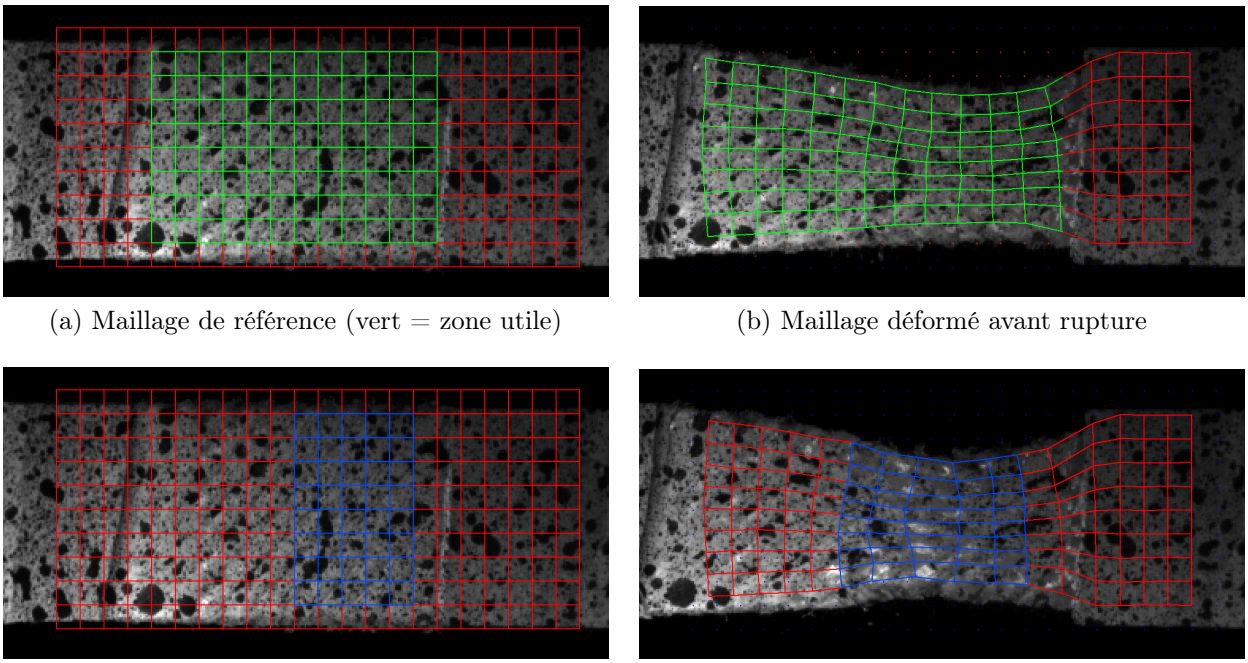
recharger l'échantillon. La barre utilisée pour nos essais est en bronze et a un diamètre de $20\,mm$. L'effort maximum et la durée de traction doivent rester inférieurs à $50\,kN$ et à $1600\,\mu s$ respectivement. Les essais sont réalisés pour une vitesse linéaire de traction de $10\,m.s^{-1}$.

4.4.1.2 Présentation des éprouvettes

La dimension des éprouvettes est conditionnée par le dispositif expérimental. Des éprouvettes plates doivent avoir une longueur inférieure à 160 mm et une largeur inférieure à 30 mm. Le système d'amarrage nécessite le collage de talons permettant le passage d'une goupille (figure 4.36b). Cette goupille permet de pré-contraindre le talon de l'éprouvette contre la barre mesurant la force. Des talons en aluminium de 2 mm d'épaisseur ont été choisis pour leurs propriétés élastiques permettant d'accommoder suffisamment les déformations au niveau de l'interface et de transmettre l'effort. Le collage des talons sur les plaques doit être réalisé avec soin pour permettre le passage du flux de contrainte sans rompre. Les éprouvettes sont une géométrie haltère pour localiser la rupture dans la zone utile. Elles sont découpées par jet d'eau à partir de l'assemblage talon/plaque.

4.4.1.3 Moyens d'investigations

Le déformation est estimée par une analyse d'images (suivi de marqueurs, corrélation d'images) ou directement mesurée avec des jauges d'extensométrie collées sur l'éprouvette.



(a) Maillage de référence (vert = zone utile)

(b) Maillage déformé avant rupture

(c) Maillage de référence (bleu = zone de localisation)

(d) Maillage déformé juste avant rupture

FIGURE 4.37: Photographies prise à différents instants d'un essai de traction dynamique sur l'éprouvette THRK45-3 (0% de NS ; orientation 45°)

Un des avantages lors de l'exploitation des essais de traction par corrélation d'images est le calcul local de la déformation. En effet, comme en quasi-statique (section 4.2.5), la valeur de la déformation est différente en fonction du choix de la zone de mesure sur l'éprouvette. Ce phénomène est lié à la localisation de la déformation. Il est négligeable dans les essais à 0° (pas

de localisation), mais est exacerbé lors des essais hors axes et particulièrement pour les essais à 45° (figure 4.37).

La mesure de déformation est réalisée sur deux zones (Figure 4.37a et 4.37c). La première zone, coloriée en vert {a,b}, correspond à la partie utile de l'éprouvette. La deuxième zone, coloriée en bleu {c,d}, correspond à la partie de l'éprouvette où la déformation se localise.

Les courbes de distorsion (γ_{12}) sont normalisées par la distorsion maximale ($\gamma_{12max_{loc}}$) (figure 4.38). Une différence de 20% est constatée entre les deux valeurs de distorsion maximale.

Pour cette étude, la distorsion moyenne est mesurée sur la zone utile de l'éprouvette. La vitesse de déformation ($\dot{\varepsilon}$) pour les essais à 0° est de l'ordre de $10^2\,s^{-1}$ et celle de distorsion ($\dot{\gamma}_{12}$) pour les essais de traction à 45° est de l'ordre de $10^3\,s^{-1}$.

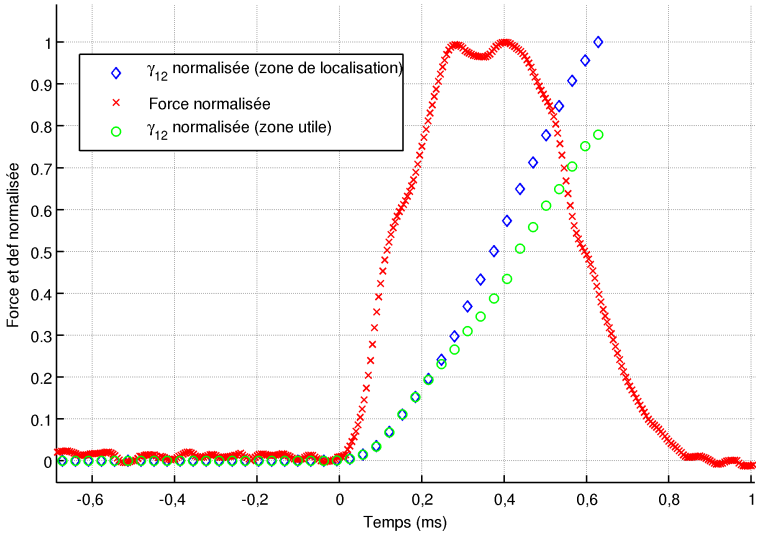
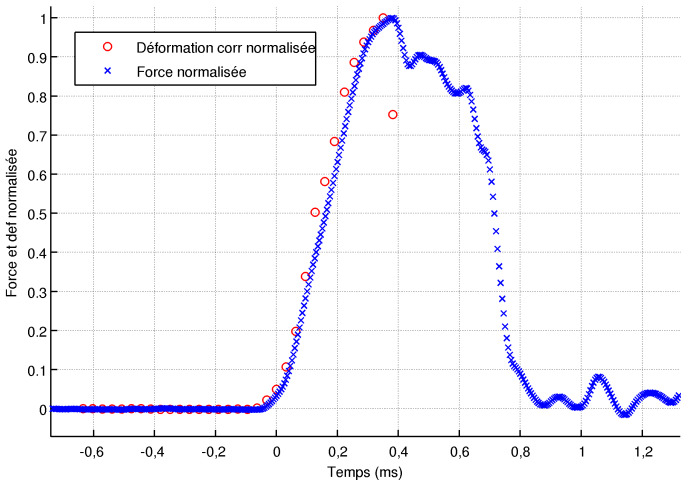


FIGURE 4.38: Force et Déformation normalisée en fonction du temps et de la zone de mesure. (éprouvette THRK45-3)

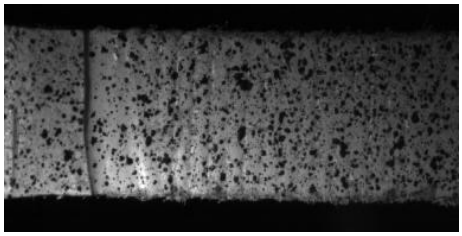
Une des difficultés liées au caractère dynamique des essais est de resynchroniser les signaux de force et de déformation. En effet, bien que l'acquisition des signaux soit synchronisée, un temps de vol est nécessaire à l'onde pour parcourir la distance séparant la zone d'acquisition des images et la zone de mesure de l'effort. Le signal mesuré sur la barre est représentatif de la force subie par l'éprouvette $70\,\mu s$ plus tôt. Ainsi, un recalage est effectué entre les signaux de force et de déformation (figure 4.39b).



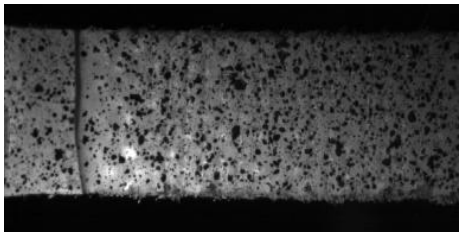
(a) Synchronisation des signaux

FIGURE 4.39: Résultat d'un essai de traction sur l'éprouvette THRN90-3.

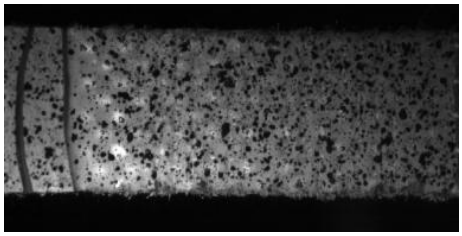
Une autre difficulté d'exploitation des mesures est liée à la rupture en délaminage du composite. Les plis du composite se désolidarisent et la déformation calculée sur le pli extérieur ne correspond plus à la déformation de l'éprouvette. Ceci est illustré figure 4.39b où on observe une chute de la déformation alors que la valeur de la force reste importante. Le pli extérieur a rompu, la rupture des autres plis s'échelonne sur 300 μs. Ce phénomène peut être expliqué par une observation attentive de la vidéo qui montre un délaminage des différents plis de l'éprouvette (Figure 4.40).



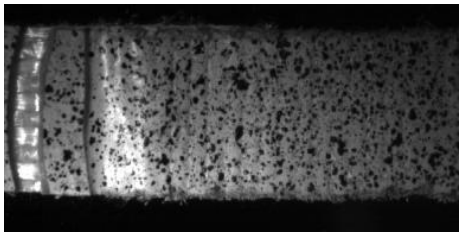
(a) Éprouvette à 0 ms



(b) Éprouvette à 0,1 ms



(c) Éprouvette à 0,3 ms



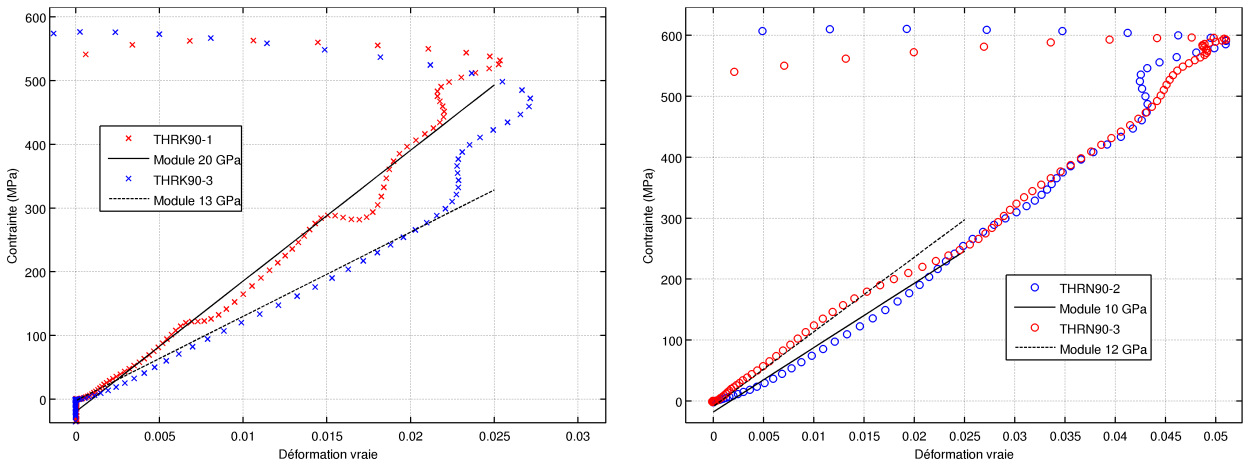
(d) Éprouvette à 0,4 ms

FIGURE 4.40: Traction dynamique sur l'éprouvette THRK90-3 (0% de NS ; orientation 0°)

L'évolution de la contrainte en fonction de la déformation est déterminée une fois les signaux resynchronisés et interpolés. Le module de Young en sollicitation dynamique est alors calculé par une régression linéaire pour des déformations dans l'intervalle $[0.001; 0.005]$.

4.4.1.4 Présentation des résultats

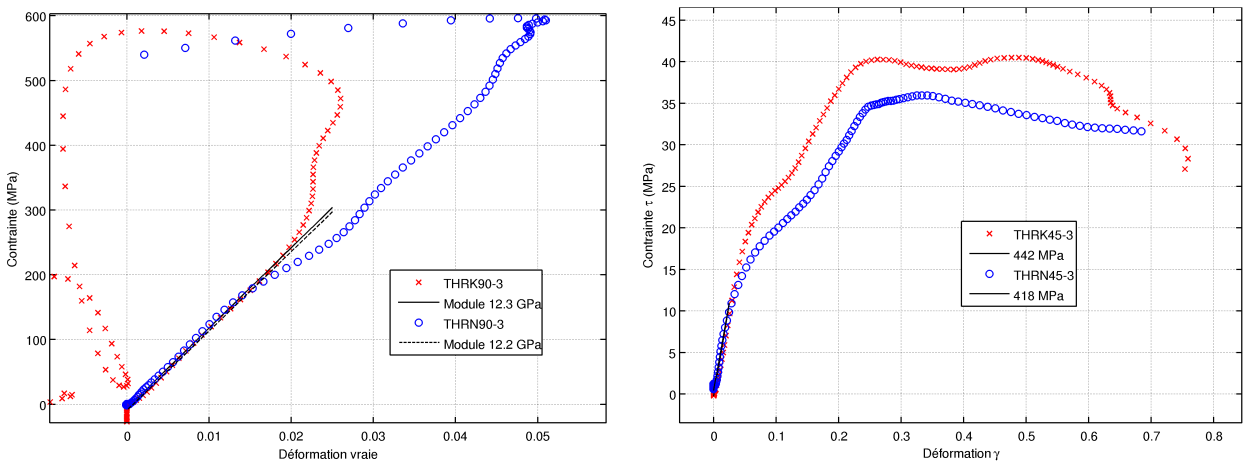
Résultats à 0° Une comparaison des courbes contrainte/déformation pour des éprouvettes avec et sans NS est effectuée (figure 4.41). Le module de Young en dynamique des deux matériaux est quasiment identique de l'ordre de $12\,GPa$, au-delà de 2% de déformation les deux courbes divergent (figure 4.42a). La réponse du Kevlar avec NS reste pratiquement linéaire jusqu'à 5% de déformation, tandis que le Kevlar sans NS semble se rigidifier brutalement. Les déformations à rupture sont de 2.5% et de 5% pour respectivement le Kevlar sans et avec NS (Figure 4.42a). Quant à la contrainte à rupture, elle reste pratiquement identique.



(a) Composite Kevlar sans NS. (b) Composite Kevlar avec NS.

FIGURE 4.41: Réponse contraintes/déformations des matériaux sous sollicitation de traction dans la direction des fibres.

Certaines précautions doivent être prises quant à l'exploitation de la courbe contrainte/déformation du Kevlar. En effet, l'augmentation brutale de la contrainte pour une déformation pratiquement constante au-delà de 2% de déformation peut être due à un délaminage des plis. Ce délaminage provoque une diminution de la déformation sur le pli visualisé alors que le chargement sur les plis intérieurs continue.



(a) Essais dans la direction des fibres. (b) Essais hors-axes à 45°.

FIGURE 4.42: Réponse contraintes/déformations des matériaux sous sollicitation de traction. Comparaison des courbes pour le Kevlar avec et sans NS.

Résultats à 45° À l'instar des résultats obtenus pour les essais à 0°, le module de cisaillement pour les deux matériaux est pratiquement le même (442 MPa et 418 MPa). Les comportements des composites avec et sans NS divergent au-delà de 5% de déformation. La déformation à rupture du Kevlar est légèrement supérieure à celle du Kevlar avec NS (75% et 69%). La contrainte nominale maximale du Kevlar est également supérieure à celle du Kevlar avec NS (40 MPa contre 35 MPa).

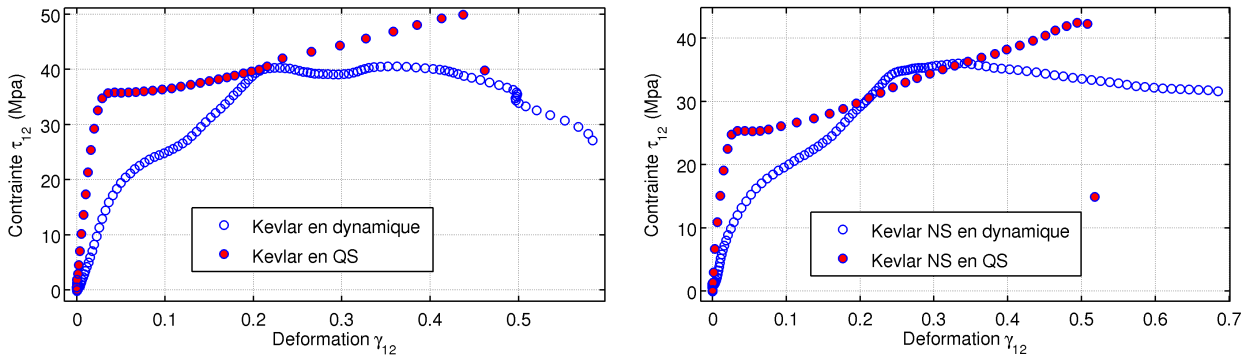
4.4.1.5 Comparaison des résultats avec les essais quasi-statiques

Influence de la vitesse de déformation sur les propriétés dans la direction des fibres Les résultats de traction dynamique sont surprenants, car les valeurs des modules sont bien inférieures aux résultats en quasi-statique. Alors qu'un rhéodurcissement du composite était attendu.

Les contraintes à rupture en quasi-statique de 480 MPa et de 522 MPa augmentent en dynamique à 575 MPa et à 600 MPa respectivement pour le Kevlar sans et avec NS. Cela correspond à une augmentation de 16% de la contrainte limite à rupture pour le Kevlar et de 13% pour le Kevlar avec NS.

Les déformations à rupture en quasi-statique de 2,48% et de 2,46% augmentent en dynamique à 2,6% et à 5,1% respectivement pour le Kevlar et le Kevlar avec NS. Une augmentation significative de la déformation à rupture (200%) est constatée pour le Kevlar avec NS. Cette déformation à rupture élevée pourrait être due à un endommagement diffus de la matrice. Cette augmentation de la déformation pourrait aussi être due à des frottements entre les fibres et la matrice qui continuent à transmettre l'effort.

Influence de la vitesse de distorsion sur les propriétés dans la direction à 45° Comme pour les essais à 0°, on constate qu'en dynamique les modules de cisaillement G_{13} sont inférieurs (-69%) aux modules quasi-statique. La vitesse de déformation ne semble pas avoir d'influence sur la limite d'élasticité de Kevlar (figure 4.43a), mais une influence sur celle du Kevlar avec NS (figure 4.43b). Une augmentation des déformations à rupture est également constatée pour les deux matériaux lorsque la vitesse de déformation augmente.



(a) Kevlar sans NS (b) Kevlar avec NS

FIGURE 4.43: Réponse $\tau_{12}-\gamma_{12}$ du composite sous sollicitation de traction statique et dynamique dans la direction à 45°

4.4.2 Flexion 3 points dynamique sur appuis rapprochés

4.4.2.1 Présentation des éprouvettes et du dispositif expérimental

Les éprouvettes pour les essais dynamiques de flexion 3 points sont identiques à celles utilisées pour les essais de flexion en quasi-statique (section 4.3.2.2). Le taux de fibres des éprouvettes est compris entre 58% et 63%.

Le montage de flexion dynamique (figure 4.44) est le même que celui utilisé pour les essais quasi-statiques (section 4.3.2.3). La poutre est positionnée sur les deux appuis inférieurs du montage. Celui-ci est fixé sur un vérin hydraulique qui permet d'imposer un déplacement à vitesse constante. Une distance initiale doit être prévue entre la poutre et le cylindre supérieur pour permettre la mise en vitesse du montage. L'impact de la poutre sur le cylindre supérieur se produit jusqu'à la consigne d'arrêt du vérin.

Dans notre cas, le vérin est positionné de tel sort que la distance séparant le dessus de la poutre et le cylindre supérieure soit de 10 mm. La consigne de vitesse pour le vérin est de $0.5\,m.s^{-1}$.

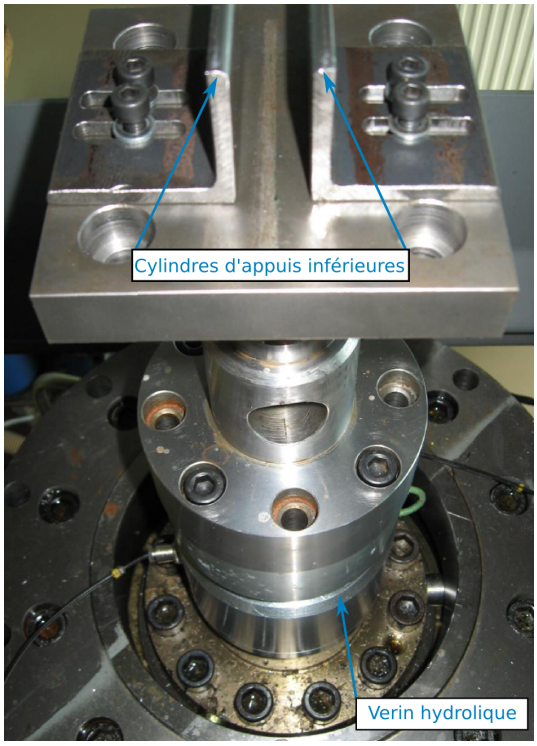


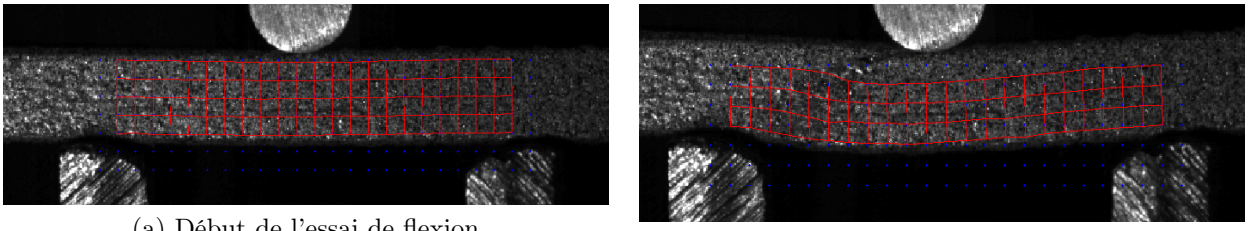
FIGURE 4.44: Montage de flexion 3 points sur appuis rapprochés sur le vérin dynamique

Mesure de la force La force est mesurée par un capteur piézoélectrique (Kistler 9011A) préalablement étalonné sur une plage de mesure de 500 N pour 10V.

Mesure du déplacement/déformation Lors de l'essai, une camera rapide Photron permet de filmer l'éprouvette à une vitesse de 20000 images par seconde avec un temps d'obturation de $^1/_{30000}\,s$. La résolution de l'image est de 768x176 pixels avec un codage sur 12 bits. L'acquisition du signal de force étant synchronisée avec la prise d'image, cela permet une exploitation précise des données.

4.4.2.2 Zone de mesure pour la déformation

La résolution des images de flexion dynamique ne permet pas, à contrario des images en quasi-statique, d'avoir une bonne résolution spatiale. Nous allons tout de même analyser d'un point de vue qualitatif les champs de déplacement (figure 4.45) et de déformation. Nous voyons sur ce maillage qu'il y a clairement une localisation de la déformation du côté droit de l'éprouvette. Cette localisation s'initie préférentiellement d'un côté en raison de la difficulté du positionnement du cylindre central, les mesures sur les deux côtés de l'éprouvette sont exploitées.

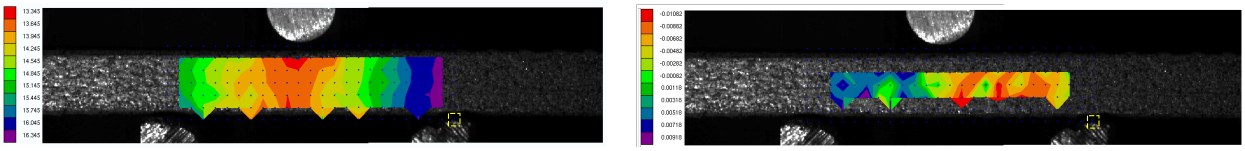


(a) Début de l'essai de flexion

(b) Initiation de la localisation du côté droit

FIGURE 4.45: Photographies de l'éprouvette FK90-5 lors de l'essai de flexion dynamique.

Bien que peu de zones d'intérêt au sens de la corrélation d'images soient disponibles dans l'épaisseur, les champs de déplacement et de distorsion peuvent être visualisés (Figure 4.46). Il reste difficile de choisir une zone, le long de la ligne moyenne, sans que celle-ci ne corresponde à la distorsion moyenne sur toute l'épaisseur de la poutre. Pour le calcul de la distorsion maximale et par la suite le calcul de G_{13}, la distorsion est mesurée sur l'épaisseur de la poutre.



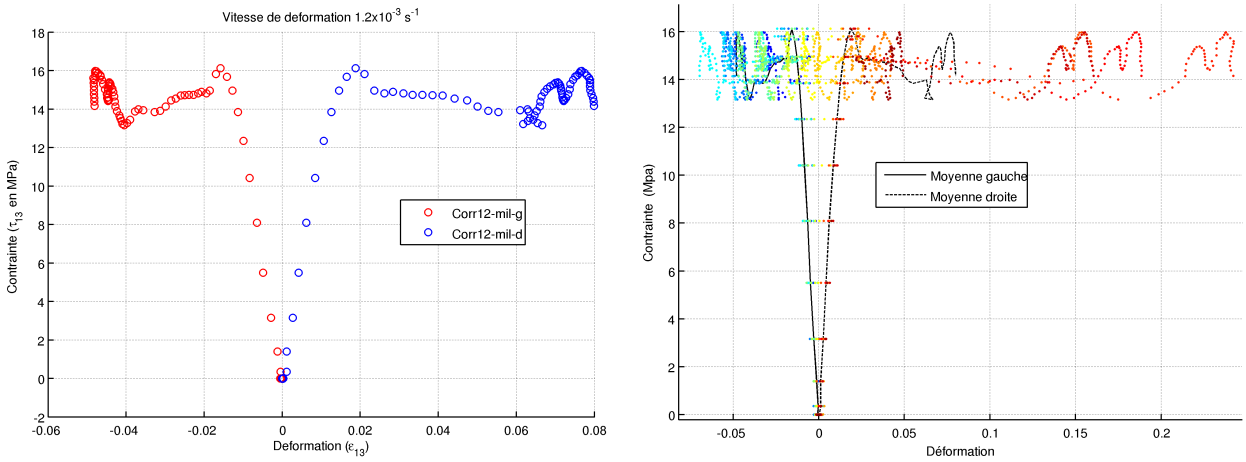
(a) Champ de déplacement dans la direction 3

(b) Champ de distorsion ε_{13}

FIGURE 4.46: Déformations sur les photographies de l'éprouvette FN90-4 lors de l'essai de flexion dynamique.

4.4.2.3 Résultats hors plan

Grâce à la mesure de force et au calcul de la déformation par la corrélation d'image $\varepsilon_{13} = {}^1\!/_2(grad13 + grad31)$ la courbe de comportement est déterminée de chaque côté du cylindre central (figure 4.47). Ces courbes vont permettre de déterminer les modules de cisaillement G_{13}=G_{23} grâce à la relation $\tau_{13} = G_{13} \times 2\varepsilon_{13}$.



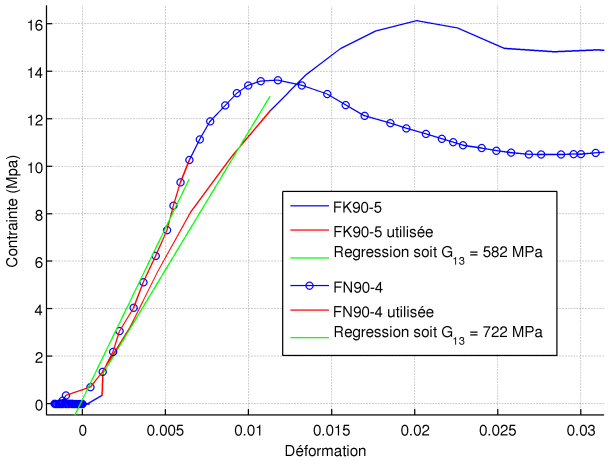
(a) Distorsion dans la zone centrale, à gauche et à droite.

(b) Distorsion pour chaque tronçon d'éprouvette.

FIGURE 4.47: Réponse $\tau_{13} - \varepsilon_{13}$ de l'éprouvette FK90-5 lors d'un essai de flexion dynamique

Étant donnée la forte localisation de la déformation d'un côté de l'éprouvette, les modules sont déterminés sur les deux côtés de l'éprouvette (figure 4.48). Le module dynamique G_{13} du kevlar avec NS est supérieur de 20% à ceux du kevlar seul pour le côté droit de l'éprouvette. Cette mesure est surprenante, car on aurait pu s'attendre à un module moins élevé avec les Nanostrengths.

Le calcul théorique la contrainte est répartie de manière égale des deux côtés de l'éprouvette, ce qui n'est évidemment pas le cas dans la réalité. La contrainte est donc surestimée d'un côté et sous-estimée de l'autre. Néanmoins, les observation restent les même dans les deux cas.



(a) Distorsion pour chaque tronçon d'éprouvette.

FIGURE 4.48: Réponse $\tau_{13} - \varepsilon_{13}$ de l'éprouvette FK90-5 lors d'un essai de flexion dynamique et calcul des modules de cisaillement

4.4.2.4 Comparaison des résultats dynamiques et quasi-statiques

Que ce soit pour le composite avec ou sans NS, les modules G_{13} diminuent de 1800 MPa à 700 MPa en moyenne entre quasi-statique et dynamique, soit une dégradation de 60%. Le même ordre de grandeur pour la dégradation des propriétés en traction a été observé.

La vitesse de déformation ne semble pas avoir d'influence sur la contrainte limite d'endommagement pour le composite kevlar seul. Pour le kevlar avec NS, on note une plus forte sensibilité (33%) de la limite d'endommagement à la vitesse de déformation. Elle augmente de $9\,MPa$ en quasi-statique à $13.5\,MPa$ en dynamique.

4.4.3 Influence de la vitesse de déformation

Noms	Composite Kevlar			Composite Kevlar NS		
	Quasi-statique	Dynamique	%	Quasi-statique	Dynamique	%
EA	34,5 GPa	16,5 GPa	-52	30,7 GPa	11 GPa	-64
ε_r	2.4×10^{-2}	2.7×10^{-2}	+11	2.48×10^{-2}	5.1×10^{-2}	+105
σ_r	480 MPa	575 MPa	+17	522 MPa	600 MPa	+13
G_{12}	1400 MPa	440 MPa	-69	1320 MPa	420 MPa	-68
GAMMA	36 MPa	40 MPa	+11	25 MPa	35 MPa	+40
G_{13}	1850 MPa	850 MPa	-54	1750 MPa	600 MPa	-66
$\gamma_{13,r}$	16 MPa	16 MPa	-	9 MPa	13,5 MPa	+33

TABLE 4.6: Tableau des paramètres déterminés en quasi-statique et en dynamique

4.5 Évolution de l'endommagement et son effet

D'un point de vue macroscopique, les limites élastiques en contrainte et en déformation correspondent à l'apparition des premiers phénomènes irréversibles d'endommagements. Ces endommagements dégradent les propriétés mécaniques du matériau et sont responsables de la perte de linéarité des courbes contrainte/déformation.

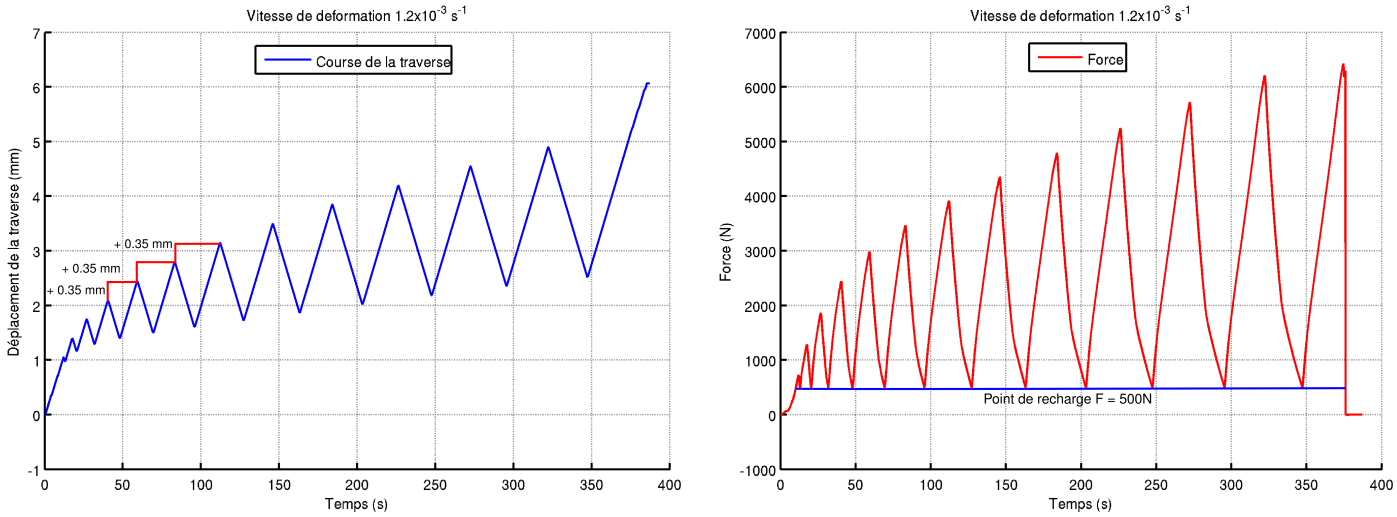
L'évolution de l'endommagement est caractérisée par un tenseur, qui dans notre cas peut se réduire à deux variables si on néglige les effets de l'endommagement sur les modules hors-plans (ceci revient à ne pas tenir compte, notamment, du délaminage). La première variable d_{11} dégrade le module d'élasticité E_{11}, la seconde d_{12} dégrade le module de cisaillement G_{12}. Ces variables, dépendantes de la déformation, sont accessibles par des essais de charge-décharge, à la condition d'une non-localisation.

4.5.1 Méthode pour mesurer l'effet de l'endommagement

L'endommagement a pour principale conséquence la détérioration des modules élastiques. Des essais de charge/décharge sont effectués. À chaque incrément de déplacement, un nouveau matériau de rigidité plus faible est créé, déchargé puis re-testé.

Les consignes imposées pour les essais à 0° sont pour la charge, des incréments de déplacement de 0,35 mm, et pour la décharge un retour à une force minimale de 500N (figure 4.49). Les consignes imposées pour les essais à 45° sont pour la charge, des incréments de déplacement de 0,6 mm et pour la décharge un retour à une force minimale de 150N.

La décharge est toujours effectuée à la même vitesse de déplacement de la traverse.



(a) (b)

FIGURE 4.49: Consignes imposées lors des essais de charge/décharge à 0°. (a) Consigne en déplacement lors du chargement (incrément de 0.35 mm par cycle). (b) Consigne en force lors de la décharge (force minimale imposée de 500N).

La mesure de la rigidité sur un essai de charge/décharge est difficile en raison de la présence de boucles d'hystérésis. Celles-ci sont principalement dues aux frottements entre les fibres et la matrice et entre les lèvres de fissure dans la matrice. Trois méthodes de mesure de rigidité sont proposées, deux pour les essais à 0° et une pour les essais à 45°.

Dans tous les cas, la contrainte vaut F/S_0 (contrainte nominale) et la déformation est mesurée par corrélation d'images.

4.5.1.1 Méthode 1

Elle consiste à rechercher l'indice du minimum ($\varepsilon_{min\,loc}$, point rouge, figure 4.50) et du maximum ($\varepsilon_{max\,loc}$, point bleu, figure 4.50) de la contrainte pour chaque cycle. La pente permettant de déterminer le module de Young est calculée par une régression linéaire sur chaque intervalle $[\varepsilon_{min\,loc}\,,\,\varepsilon_{max\,loc}]$.

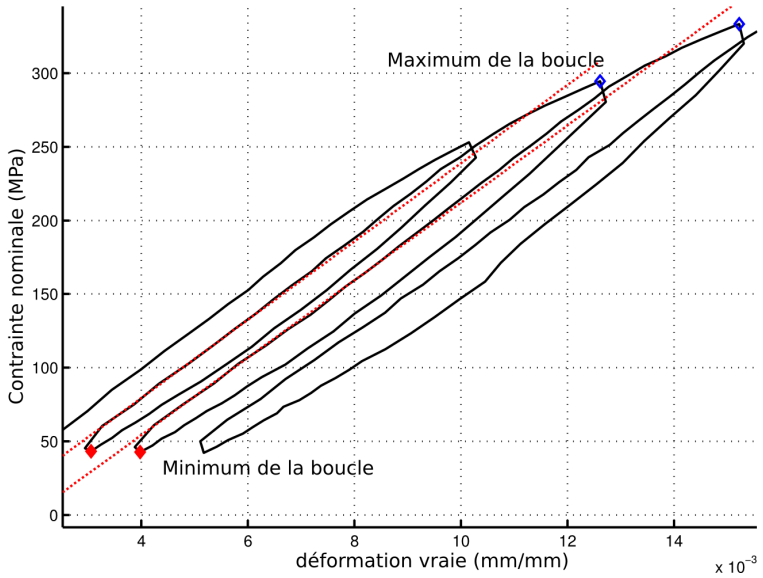


FIGURE 4.50: Graphique illustrant la méthode de détermination de la rigidité à partir des minimums et des maximums de chaque cycle (méthode 1 - éprouvette à 0°)

4.5.1.2 Méthode 2

La méthode 2 permet de ne pas considérer l'endommagement lors d'un nouveau cycle. Elle consiste à rechercher tous les minimums locaux ($\sigma_{min\,loc}$) et maximums locaux ($\sigma_{max\,loc}$). Pour le cycle $(i+1)$, lors de la charge, la valeur de la contrainte $\sigma_{max\,cal}(i+1)$ est recherché sur l'intervalle$[\sigma_{min\,loc}(i+1)\,,\,\sigma_{max\,loc}(i+1)]$ de manière à être la plus proche de $\sigma_{max\,loc}(i)$. Celle-ci ($\sigma_{max\,cal}(i+1)$) est représentée par un diamant vert sur le graphique de la figure 4.51. La pente est calculée par une régression linéaire sur chaque intervalle $[\sigma_{min\,loc}(i+1)\,,\,\sigma_{max\,cal}(i+1)]$.

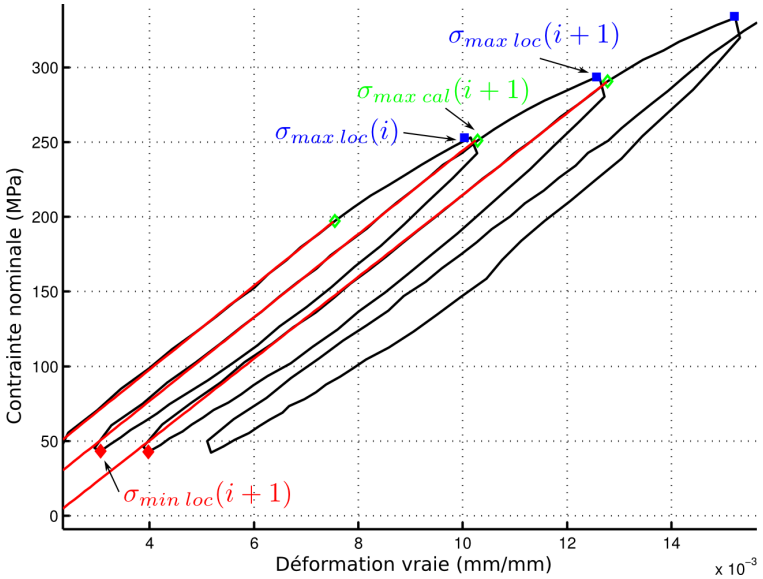


FIGURE 4.51: Graphique illustrant la méthode de détermination de la rigidité à partir de $\sigma_{min\,loc}(i+1)$ et de $\sigma_{min\,cal}(i+1)$ (méthode 2 - éprouvette à 0°)

4.5.1.3 Méthode 3

Dans la zone des contraintes maximales, on choisit niveau pour lequel la déformation lors de la charge est bien différentiable de la déformation lors de la décharge (ici 60 MPa). On procède de la même façon dans la zone des contraintes minimales (vers 30 MPa). La pente est calculée par une régression linéaire sur chaque intervalle de charge et de décharge (pente bleue pour la charge et verte pour la décharge).

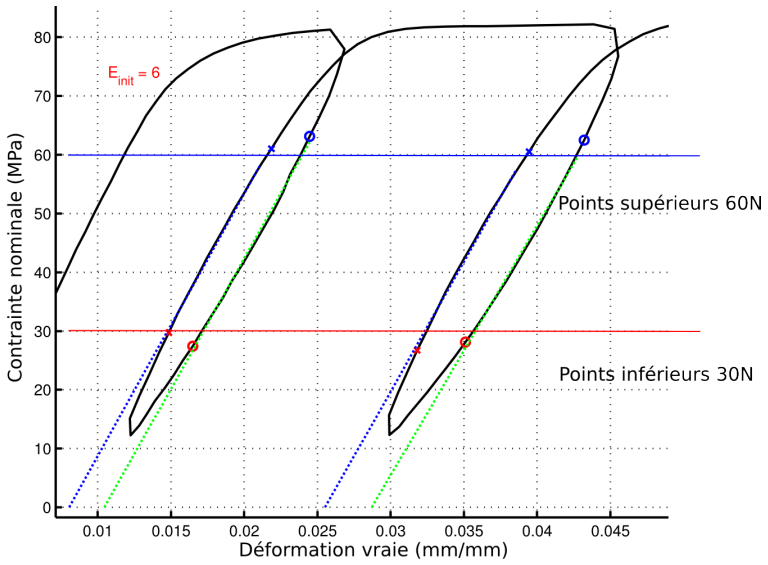


FIGURE 4.52: Graphique illustrant la méthode de détermination de la rigidité en choisissant 2 valeurs seuils de contraintes (méthode 3 - éprouvette à 45°)

4.5.2 Résultats sur les composites orientés à 0°

4.5.2.1 Réponse macroscopique du composite et calcul des modules

Les essais sont réalisés sur une éprouvette de chaque type, à savoir [0, 2.5, 5, 7.5, 10]% de Nanostrengths. Contrairement aux attentes et quelques soit la méthode employée (Figure 4.53), on constate une diminution puis une augmentation du module de Young en fonction de la déformation. Le module initialement de 33 GPa (calculé pour une déformation comprise entre 0.1×10^{-3} et 1.44×10^{-3}) diminue jusqu'à une valeur de 26 GPa pour finalement revenir à une valeur de 34 GPa. La méthode de calcul du module n'est pas en cause. Des propositions pour l'interprétation de ces résultats concernant la réorientation des fibres sont présentées dans la quatrième partie de cette section.

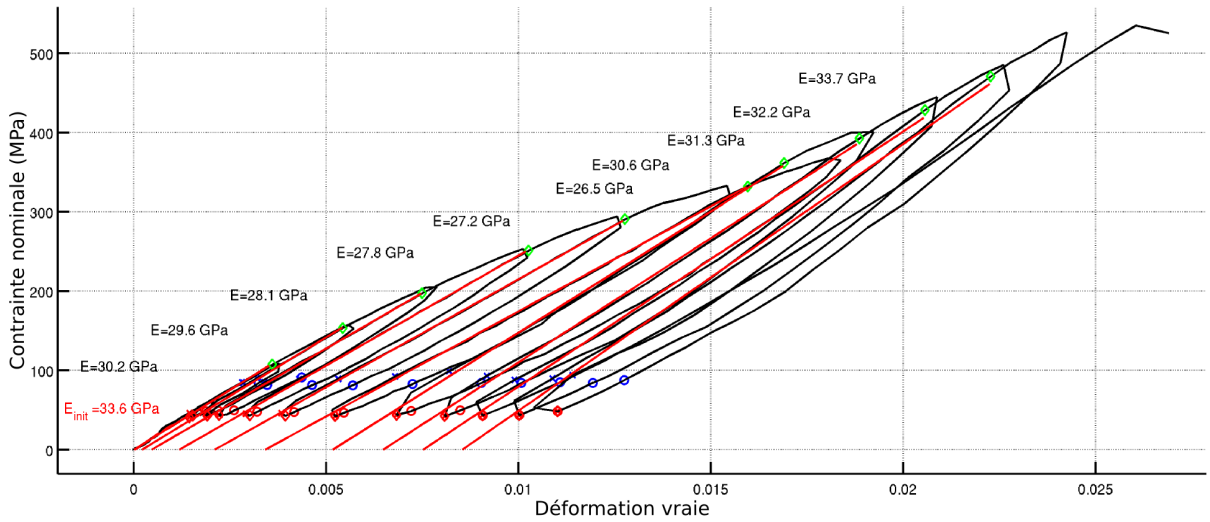


FIGURE 4.53: Contrainte en fonction de la déformation pour l'éprouvette TH00090_4. Calcul des modules selon la méthode 2

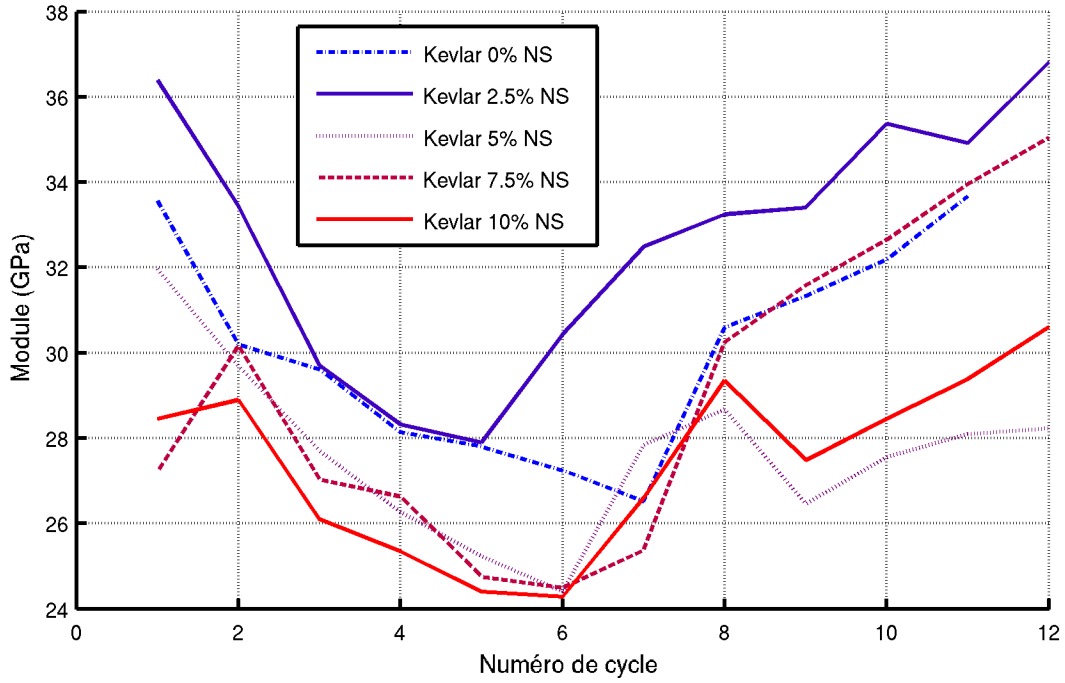


FIGURE 4.54: Évolution du module de Young (calculé selon la méthode 2) en fonction du nombre de cycles pour chaque éprouvette testée.

La diminution puis l'augmentation du module de Young sont constatées quelque soit le pourcentage de NS (figure 4.54). Une diminution des raideurs en fonction du pourcentage de NS est de nouveau constatée.

4.5.2.2 Visualisation de l'endommagement en cours d'essai

Une face de l'éprouvette est éclairée uniformément pour révéler par transparence l'endommagement (Figure 4.55). Des photos sont enregistrées et codées en niveaux de gris. La diminution des niveaux de gris sur les images est corrélée à l'apparition de l'endommagement et plus par-

ticulièrement à la création de microfissures dans la matrice. En effet, ces microfissures créent de nouvelles interfaces qui réduisent la transparence de la matrice.

L'observation des images prises pendant l'essai révèle que l'endommagement est bien présent et évolue significativement pour des déformations correspondant à la rigidification du composite. Cela signifie qu'un autre mécanisme compense la dégradation de raideur due à l'endommagement de la matrice.

Par ailleurs, on observe que l'endommagement n'apparaît pas et n'évolue pas de façon uniforme sur la surface de l'éprouvette.

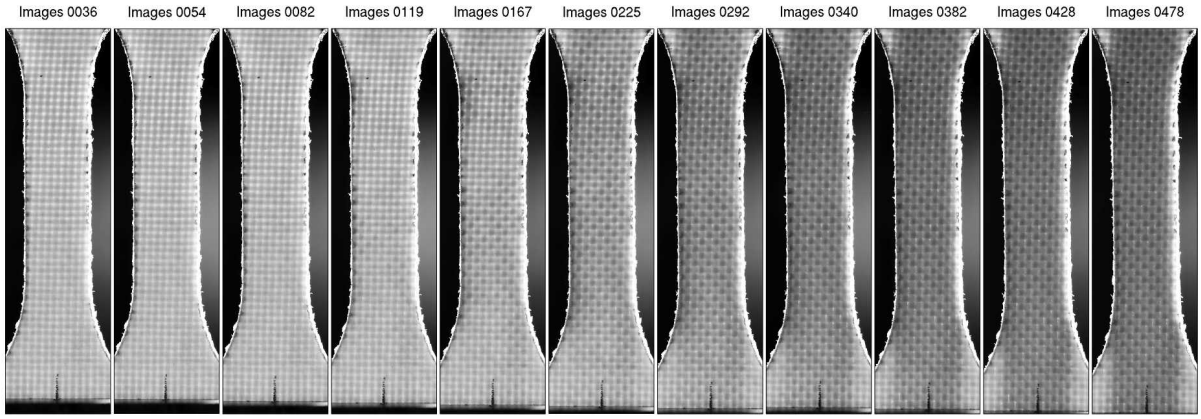


FIGURE 4.55: Photographies présentant l'état d'endommagement de l'éprouvette TH00090_4 pour chaque $\sigma_{max\,loc}(i)$ (endommagement observé par transparence)

Par comparaison des niveaux de gris, l'évolution de l'endommagement peut être quantifiée. Cependant, l'évolution du niveau de gris ne peut pas être mesurée par simple soustraction de deux images consécutives, car la déformation de l'éprouvette déplace et déforme le motif observé. Pour mesurer l'évolution du niveau de gris d'une zone, il faut la choisir suffisamment petite pour négliger sa déformation.

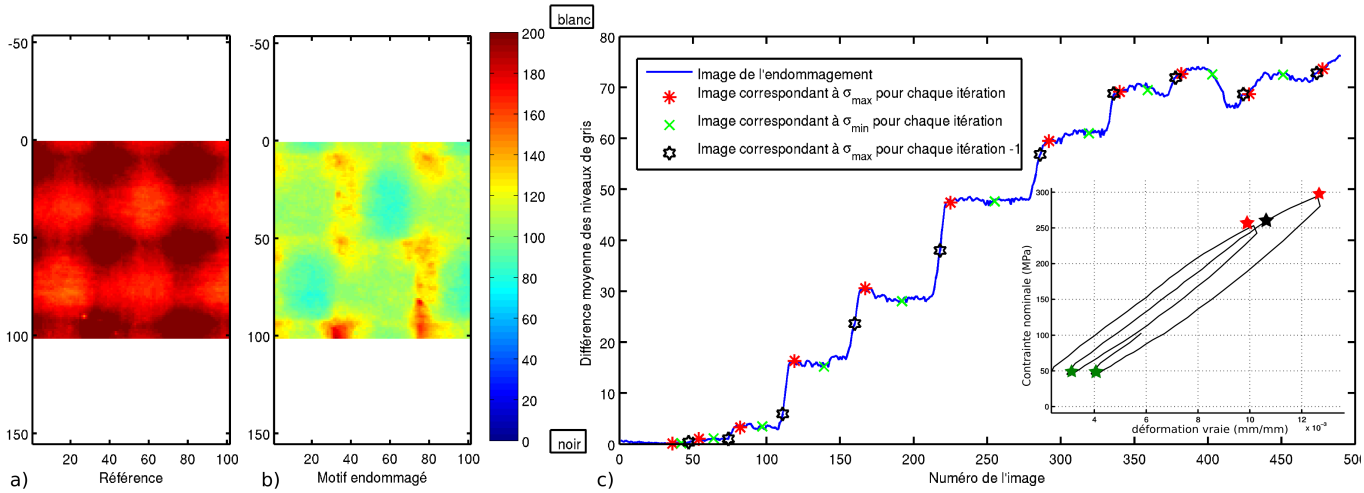


FIGURE 4.56: Champ de niveau de gris au centre de l'éprouvette sur les images 0 (a) et 350 (b). (c) Graphique représentant la variation de niveau de gris au centre de l'éprouvette (TH00090_4) traduisant l'état d'endommagement.

Le suivi du motif choisi est réalisé grâce à de la corrélation d'image. Les résultats présentés sous forme de graphique (figure 4.56) représentent l'évolution de la différence de niveau de gris

entre l'image de référence et l'image courante. Ce graphique est donc l'image de l'évolution de l'endommagement. L'écart à la conservation du flux lumineux est un indicateur quantitatif de l'état d'endommagement de l'éprouvette.

Les différents cycles de charge/décharge sont clairement visualisés sur le graphique. Le premier cycle, dont le maximum correspond à l'image 36 (figure 4.55) montre qu'il n'y a pas d'endommagement détectable par cette méthode pour cette déformation. L'endommagement n'apparaît qu'à partir du cycle suivant dont le maximum correspond à l'image 54. Ensuite, il augmente significativement jusqu'à atteindre une certaine saturation au-delà de la 400e image.

L'exploitation des images obtenues par transparence permet aussi de valider certaines hypothèses émises précédemment quant à l'évolution du dommage.

La première hypothèse, faite lors du choix du modèle, section 3.2.5, concerne la non-évolution de l'endommagement à la décharge. Elle est confirmée par le fait que l'endommagement n'évolue pas de manière significative entre le maximum (étoile rouge) et le minimum (croix verte) de contrainte. Dans certains cas, une faible augmentation de la transparence est mesurée lors de la décharge, ce qui peut traduire la fermeture de certaines fissures (sans cicatrisation).

La deuxième hypothèse faite concerne la non-évolution de l'endommagement à la recharge tant que la contrainte maximale précédente n'est pas atteinte. Elle est confirmée pour de faibles déformations. Pour des déformations plus importantes, l'endommagement n'évolue pas pendant la recharge, mais redémarre un peu avant la contrainte maximale du cycle précédent. Cette zone reste très limitée et l'hypothèse de départ peut être validée.

4.5.3 Résultats sur les composites orientés à 45°

4.5.3.1 Réponse macroscopique du composite et calcul des modules

Le module de rigidité est calculé grâce à la méthode 3. Elle est bien adaptée pour les essais à 45°, car l'augmentation de la contrainte à chaque cycle est faible. Les pentes calculées à la charge et à la décharge sont identiques (figure 4.57 et 4.58).

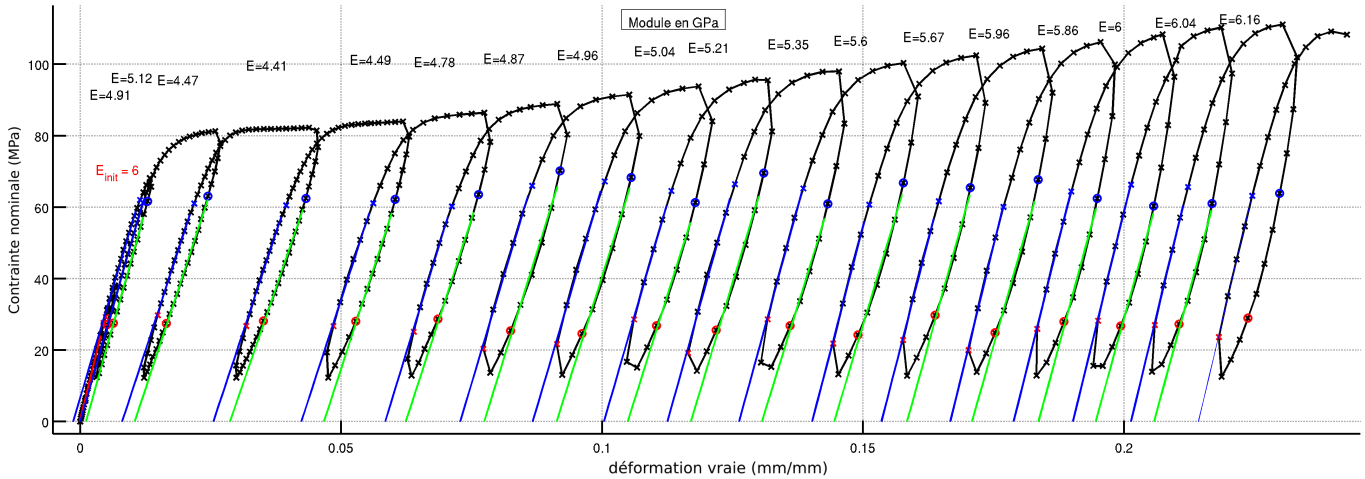


FIGURE 4.57: Contrainte en fonction de la déformation pour l'éprouvette TH00045_5. Calcul des modules selon la méthode 3

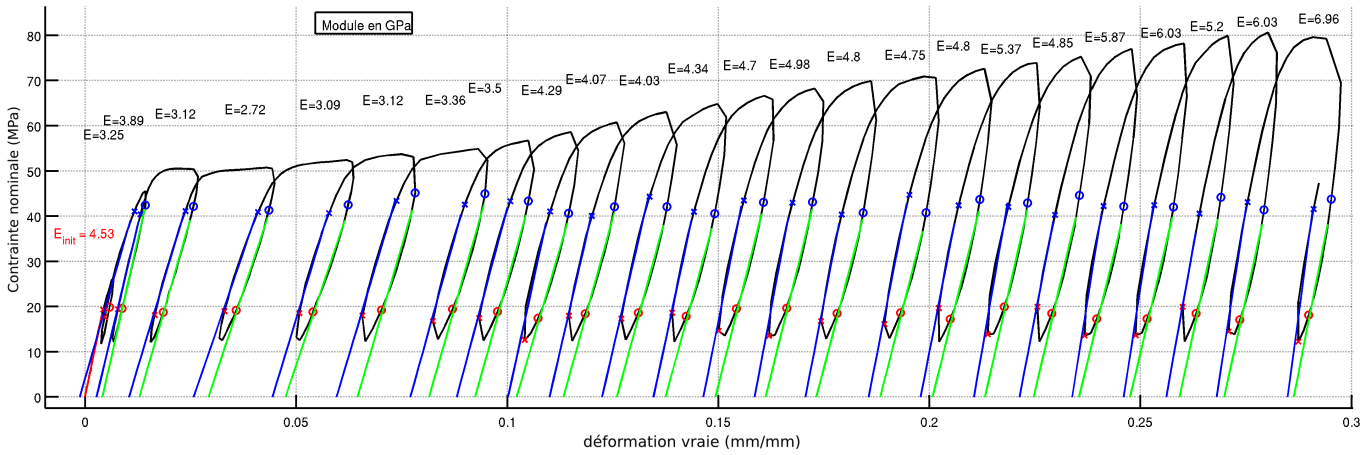


FIGURE 4.58: Contrainte en fonction de la déformation pour l'éprouvette TH10045_5 (10% de NS). Calcul des modules selon la méthode 3

Dans le cas du Kevlar sans NS le module de rigidité initial (6,0 GPa) chute à une valeur minimale de 4,4 GPa puis une augmente jusqu'à une valeur de 6,2 GPa (Figure 4.59). Les contraintes maximales pour chaque cycle évoluent peu à partir de 1% de déformation et restent dans l'intervalle [80MPa 120MPa].

Dans le cas du Kevlar avec NS la déformation à rupture est plus importante, mais les valeurs de contraintes maximales sont comprises dans l'intervalle [50MPa 80MPa]. D'un point de vue rigidité, le module initial (4,5 GPa) chute jusqu'à une valeur minimale de 2,7 GPa puis augmente pour atteindre une valeur de 6 GPa avant rupture (Figure 4.59).

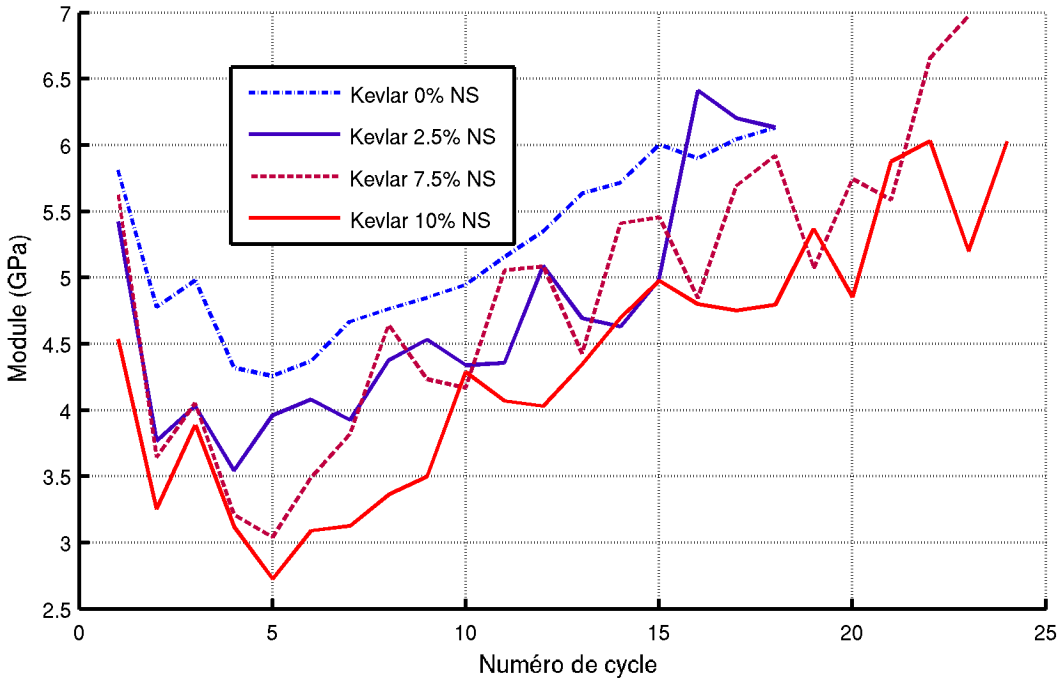


FIGURE 4.59: Évolution du module de Young (calculé selon la méthode 3) en fonction du nombre de cycles pour chaque éprouvette testée.

4.5.3.2 Visualisation de l'endommagement par transparence

Pour des faibles déformations, l'endommagement apparaître sous forme de bandes diffuses (Figure 4.60). Par la suite, il se localise dans la partie centrale de la zone utile de l'éprouvette.

Finalement le matériau devient trop opaque. L'homogénéité de l'endommagement n'est donc pas clairement démontrée.

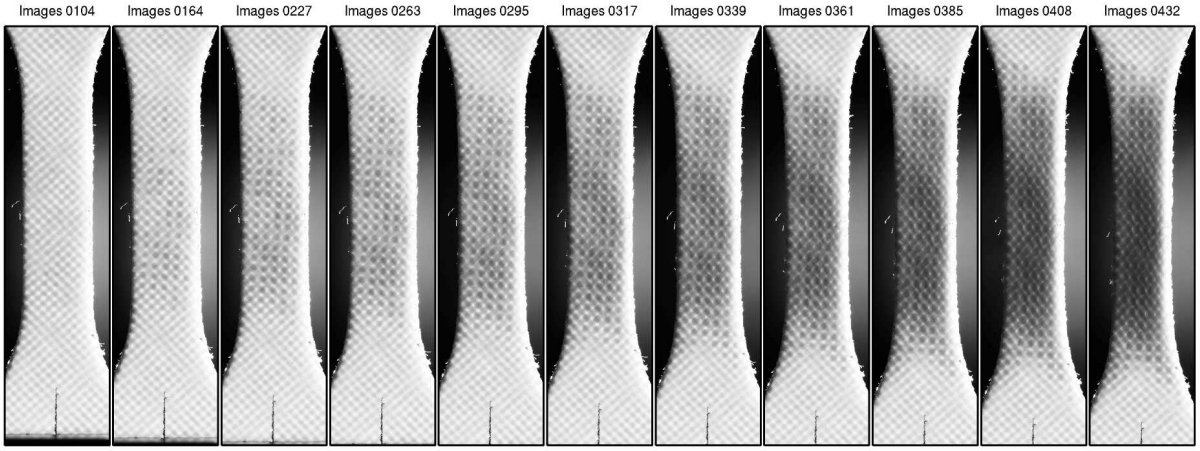


FIGURE 4.60: Photographies présentant l'état d'endommagement de l'éprouvette TH00045_5 pour chaque $\sigma_{max\,loc}(i)$ (du 3e au 13e cycle)

Aucun endommagement n'est détecté durant les 2 premiers cycles (Figure 4.61). L'endommagement n'apparaît qu'à partir du cycle suivant dont le maximum correspond à l'image 104 (Figure 4.60). Il augmente de manière significative jusqu'à atteindre la saturation de la mesure par transparence au-delà de la 500e image.

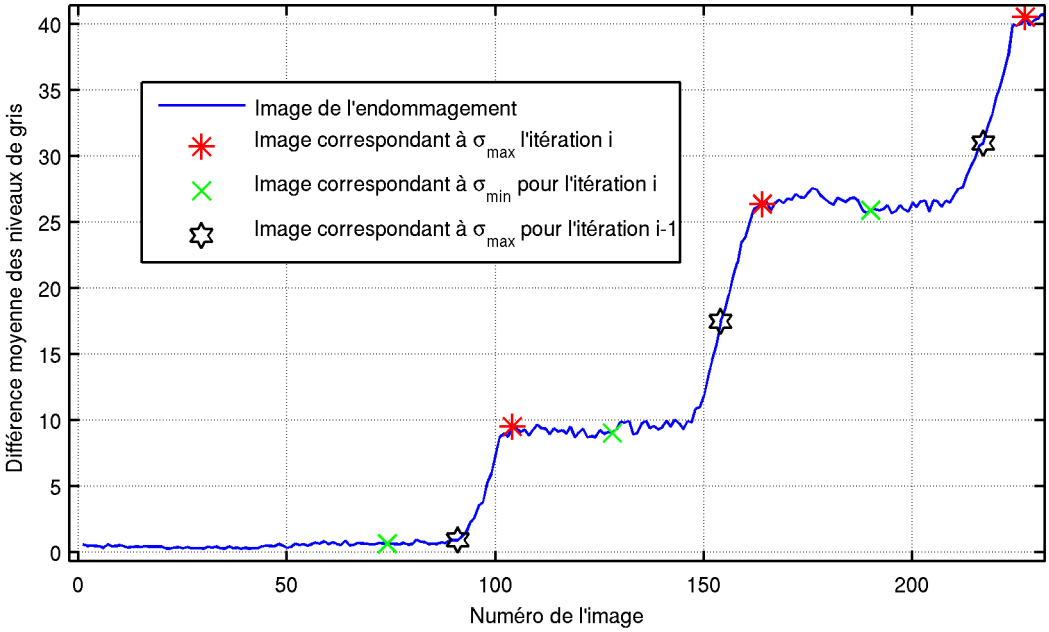


FIGURE 4.61: Graphique représentant la variation de niveau de gris au centre de l'éprouvette (TH00045_5) traduisant l'état d'endommagement.

Les deux hypothèses, précédemment énoncées, de non-endommagement pendant la décharge et la recharge sont aussi validées pour les essais à 45°. Les mêmes réserves peuvent être formulées pour la deuxième hypothèse puisque l'endommagement redémarre un petit peu avant la contrainte maximale du cycle précédent (Figure 4.61).

4.5.4 Interprétation des résultats et discussion

Les courbes d'évolution des modules (Figures 4.54 et 4.61) montrent clairement que l'endommagement n'est pas le seul phénomène à modifier les propriétés élastiques. En effet, l'évolution de la rigidité aurait dû être une fonction strictement décroissante de l'endommagement. Or, les essais réalisés montrent que la rigidité croît à partir de 1,55% de déformation vraie pour les essais à 0° et, à partir de 3% de déformation vraie pour les essais à 45°.

4.5.4.1 Endommagement

Une estimation de la contribution de la matrice à la rigidité du composite peut être déterminée par la loi des mélanges. Le taux de fibres dans les éprouvettes est de l'ordre de 68%. Le module de Young du Kevlar 129 est de 99 GPa et celui de la résine époxy de 3 GPa. En faisant l'hypothèse que seules les 50% des fibres longitudinales contribuent à la raideur, la contribution de la matrice est maximisée. La loi des mélanges donne :

$$E_1 = V_{fibres} \times E_{fibres} + (1 - V_{fibres}) \times E_{matrice} \tag{4.6}$$

L'application numérique conduit à : $E_1 = 0.34 \times 99 + 0.64 \times 3 = 36.6 + 1.92 = 38.52\,GPa$ soit une contribution de 5% de la matrice à la rigidité du composite. C'est-à-dire dans l'hypothèse forte où toute la matrice est endommagée, sa contribution maximale à la perte de rigidité est de 5%.

Les valeurs des modules de Young (figure 4.54), montrent une dégradation maximale de ces modules de l'ordre de 20% pour le Kevlar et de 15% pour le Kevlar avec NS. Cette dégradation ne peut pas être expliquée par la seule détérioration de la matrice. Le désalignement des fibres joue un rôle significatif dans la diminution du module de Young, mais aussi dans son augmentation à la fin de l'essai.

4.5.4.2 Réalignement des fibres

Le processus de fabrication par thermocompression des plaques dans lesquelles sont découpées les éprouvettes induit un désalignement des fibres et des plis (Figure2.10). Lorsque le composite est soumis à une sollicitation de traction dans le sens des fibres, les fibres désalignées avec l'axe de traction ont tendance à se réaligner. Estimons alors l'influence du désalignement des fibres sur la rigidité du composite. L'évaluation des propriétés mécaniques d'un composite dans une direction quelconque θ, est donnée par la formule suivante [15] :

$$\frac{1}{E_{\theta^\circ}} = \frac{1}{E_1} cos^4\theta + \frac{1}{E_2} sin^4\theta + \left[\frac{1}{G_{12}} - 2\frac{\nu_{12}}{E_1}\right] cos^2\theta\, sin^2\theta \tag{4.7}$$

Dans le cas d'un tissu équilibré $E_1 = E_2$ d'où :

$$\frac{1}{E_{\theta^\circ}} = \frac{1}{E_1}\left(cos^4\theta + sin^4\theta\right) + \left[\frac{1}{G_{12}} - 2\frac{\nu_{12}}{E_1}\right] cos^2\theta\, sin^2\theta \tag{4.8}$$

Le module de cisaillement et le coefficient de poisson ont une influence importante sur l'évaluation de la rigidité. Il est alors nécessaire de mettre en évidence la sensibilité de l'évolution de E_θ vis-à-vis du module de cisaillement G_{12} et du coefficient de poisson ν_{12} . L'évolution du module de rigidité E_θ en fonction de l'angle de traction θ est représentée (Figure 4.62). Les valeurs des modules utilisées pour le matériau de référence sont :

$$\begin{cases} E_1 = E_2 = 36\,GPa \\ G_{12} = 4GPa \\ \nu_{12} = 0.07 \\ \theta \in [0:90]^\circ \end{cases} \tag{4.9}$$

Les variations de $G_{12} \in [0:(0.35):4]\,GPa$ et de $\nu_{12} \in [0.07:(0.1):0.5]$ seront faites autour de ce matériau référence.

Plusieurs remarques peuvent être formulées suite à l'analyse des courbes (figure 4.62). *i)* Le module G_{12} a une influence beaucoup plus importante que le coefficient de Poisson ν_{12} sur le module de rigidité. *ii)* L'influence de G_{12} sur la rigidité est prépondérante pour les petits angles et faible pour les angles proches de 45°. *iii)* L'influence du module de Poisson ν_{12} est quant à elle prépondérante pour des angles de 45° et faible pour les petits angles.

Dans notre cas, le désalignement des fibres est de l'ordre de 5° maximum, ce qui signifie que l'influence de ν_{12} est négligeable devant celle de G_{12}.

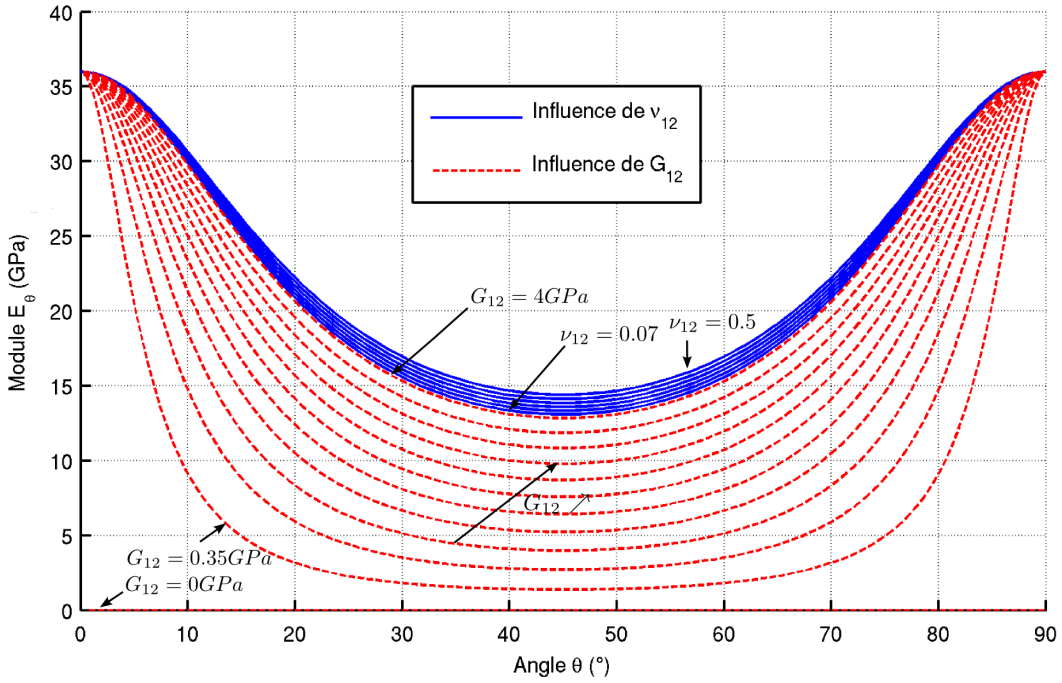


FIGURE 4.62: Évolution du module de rigidité en fonction de l'angle de traction θ. Influence du module de cisaillement G_{12} et du coefficient de poisson ν_{12}.

Étant donné la très forte sensibilité de la rigidité (E_θ) au module de cisaillement G_{12} et les fortes différences de mesure de G_{12} en quasi-statique (1,3 GPa) et en régime périodique (4 GPa), il est indispensable d'estimer l'influence de G_{12} sur la rigidité pour différents petits angles θ. L'évolution de la rigidité en fonction de G_{12} est décrite pour une famille de courbes paramétrées par $\theta \in [0:(1):5]^\circ$ (figure 4.63).

- Pour l'hypothèse basse ($G_{12} = 1.3\,GPa$, trait noir vertical), un composite de raideur initiale de $30\,GPa$, ayant un désalignement de fibres de 5°, aura une raideur de $36\,GPa$ lorsque ses fibres seront orientées à 0°. L'augmentation de raideur correspondante est de 20%.
- Pour l'hypothèse haute ($G_{12} = 4\,GPa$, trait noir vertical), un composite de raideur initiale de $34\,GPa$, ayant un désalignement de fibres de 5°, aura une raideur de $36\,GPa$ lorsque ses fibres seront orientées à 0°. L'augmentation de raideur correspondante est de 5%.

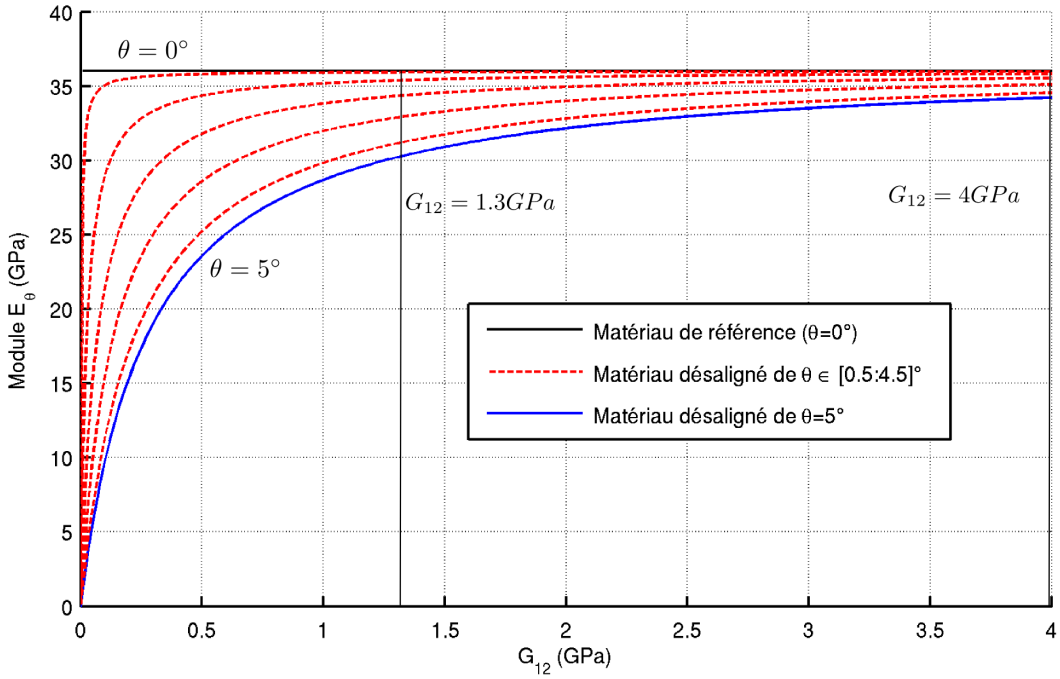


FIGURE 4.63: Évolution du module de rigidité en fonction du module de cisaillement G_{12} (paramétrés par θ pour des petits angles).

4.5.4.3 Compétition de deux mécanismes

La compétition entre l'endommagement et le réalignement des fibres est responsable de la diminution puis de l'augmentation de la rigidité des éprouvettes.

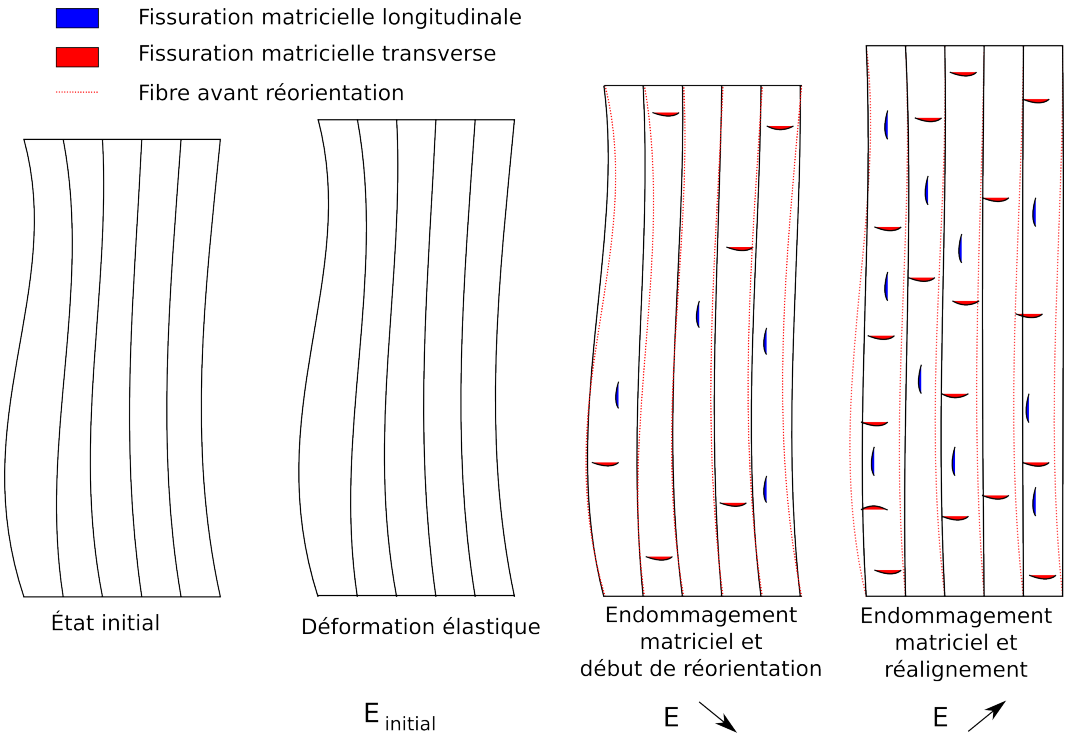


FIGURE 4.64: Schéma du scénario illustrant la compétition entre endommagement et réorientation des fibres.

Les fibres étant enrobées dans la matrice, elles ne pourront se réaligner que si la matrice environnante est endommagée. Le scénario illustré par la figure 4.64 (dans laquelle sont représentées uniquement les fibres dans la direction de traction) est alors le suivant :

1. Le désalignement des fibres dans l'éprouvette saine est attesté par l'observation des éprouvettes. La rigidité initiale de l'éprouvette, plus basse que ce que prévoit la loi des mélanges, est due au désalignement de fibres.
2. Lors du chargement, la diminution du module de Young est d'une part due à l'endommagement de la matrice (fissuration transverse et longitudinale), et, d'autre part amplifiée par le fait que l'endommagement de la matrice libère les fibres qui commencent à se réaligner. Lors de cette phase d'accommodation, un incrément de force produit une déformation importante qui se traduit par une chute du module de Young de l'ordre de 20%.
3. Une fois que la matrice est en partie endommagée et que les fibres ont commencé à s'aligner, le mécanisme de réorientation des fibres entre en compétition avec les mécanismes d'endommagement de la matrice jusqu'à les compenser (au bout de 4 à 6 cycles pour l'orientation à 0°, figure 4.54).
4. Finalement, le mécanisme de réalignement de fibres prend le dessus et amène le composite à une raideur en traction supérieure ou égale à celle qu'il avait au début. Toutefois, l'évolution de l'endommagement est attestée par l'augmentation de l'opacité de l'éprouvette.

4.6 Conclusion

Cette étude expérimentale destinée à identifier les paramètres de la loi de comportement choisie pour modéliser le composite a nécessité la réalisation un grand nombre d'essais.

Les propriétés dans le plan du composite ont été étudiées. Il en ressort, des baisses relativement faibles du module de Young (13%), et du module de cisaillement (8%) avec l'introduction de 10% de Nanostrength. Elles sont expliquées par l'introduction d'une phase plus souple. La contrainte à rupture augmente pour une sollicitation dans la direction des fibres (8%), mais chute significativement (37%) pour les essais à 45°. Une diminution importante de la limite d'élasticité en contrainte (34%) est observée.

La corrélation d'images, donnant accès aux champs de déformation, a permis de mettre en évidence la dispersion du comportement du composite au sein de la zone utile de l'éprouvette. Cette dispersion faible au début de l'essai devient de plus en plus marquée au fur et à mesure de l'endommagement de l'éprouvette. De plus, le phénomène de « striction » dans les essais à 45° pose le problème du calcul des contraintes à rupture et des déformations à rupture. Suivant le mode de calcul, la contrainte à rupture peut augmenter de 250% avec la prise en compte de la « striction » et de la localisation.

Le comportement hors-plan du composite a été étudié, par l'intermédiaire de l'essai de flexion 3 points sur appuis rapprochés et d'une caractérisation par ultrason. L'étude détaillée des essais de flexion montre une faible diminution des modules G_{13} (5%) avec l'ajout de NS, mais une diminution significative (43%) de la limite d'élasticité en contrainte. Il semblerait que les NS influent principalement sur les seuils d'endommagement.

L'influence de la vitesse de déformation sur les propriétés du composite a été étudiée. Une baisse, en l'absence d'artefacts expérimentaux, des modules élastiques de l'ordre de 50% est constatée entre les mesures quasi-statiques et dynamiques. Cette baisse des modules est observée à partir de résultats obtenus sur deux dispositifs différents (roue inertielle et vérin hydraulique) et sur trois propriétés différentes (E, G_{12} et G_{13}). Par ailleurs, une augmentation des déformations à

rupture dans la direction des fibres de l'ordre de 10% pour le kevlar et de 100% pour le kevlar avec NS est mesurée.

Finalement, nous nous sommes intéressés à l'étude de l'endommagement en traction grâce à des essais de charge/décharge. Les mesures par corrélation d'images et les observations par transparence permettent de valider certaines hypothèses faites sur l'endommagement dans le modèle MAT_058. Par exemple, l'hypothèse que l'endommagement est négligeable lors de la décharge de l'éprouvette est vérifiée expérimentalement par l'étude des niveaux de transparence. Cette étude met également en évidence la compétition de l'endommagement de la matrice et du phénomène de réalignement des fibres, qui est responsable de la chute du module de Young puis de son augmentation lors de l'essai de traction.

L'identification du modèle de comportement MAT_58 est résumée pour les deux matériaux (Kevlar et Kevlar NS) dans le tableau 4.7.

	Valeurs Kevlar		Valeurs Kevlar NS	
Non du matériau	Quasi-statique	Dynamique	Quasi-statique	Dynamique
RO	1,224	1,224	1,225	1,225
EA	34,5 GPa	36 $GPa*$	30,7 GPa	36 $GPa*$
EB	34,5 GPa	36 $GPa*$	30,7 GPa	36 $GPa*$
(EC)	10,12 $GPa*$	10,12 $GPa*$	10,31 $GPa*$	10,31 $GPa*$
PRBA	0,07*	0,07*	0,07*	0,07*
TAU1	38MPa	40MPa	25MPa	35MPa
GAMMA1	0,04	0,04	0,04	0,025
GAB	1400 MPa ou 2960 $MPa*$	2960 $MPa*$	1350 MPa ou 2940 $MPa*$	2940 $MPa*$
GBC	3700 MPa ou 4000 $MPa*$	4000 $MPa*$	3500 MPa ou 4000 $MPa*$	4000 $MPa*$
GCA	3700 MPa ou 4000 $MPa*$	4000 $MPa*$	3500 MPa ou 4000 $MPa*$	4000 $MPa*$
SLIMT1	0,10	0,10	0,10	0,10
SLIMC1	1	1	1	1
SLIMT2	0,10	0,10	0,10	0,10
SLIMC2	1	1	1	1
SLIMS	1	1	1	1
ERODS	0,75	0,75	0,75	0,75
SOFT	1	1	1	1
E11C	0,0623**	0,0623**	0,0623**	0,0623**
E11T	0,022	0,027	0,028	0,051
E22C	0,0623**	0,0623**	0,0623**	0,0623**
E22T	0,022	0,027	0,028	0,051
GMS	0,496	0,75	0,492	0,69
XC	266 MPa	266 MPa	266 MPa	266 MPa
XT	480 MPa	575 MPa	522 MPa	600 MPa
YC	266 MPa	266 MPa	266 MPa	266 MPa
YT	480 MPa	575 MPa	522 MPa	600 MPa
SC	55 MPa	40 MPa	34,5 MPa	35 MPa

TABLE 4.7: Valeurs des paramètres du matériau MAT_058 (*valeur déterminée par ultrason) (**valeur de la littérature) dans le repère matériau

Chapitre 5

Étude de sensibilité, recalage et validation du modèle. Vers la modélisation et l'optimisation du casque.

Ce cinquième et dernier chapitre a pour objectif d'apporter tous les éléments pour aboutir à la simulation et à l'optimisation du casque.

Les prérequis indispensables à cette simulation sont i) la confrontation des essais numériques et expérimentaux, ii) la réalisation de test de sensibilité, iii) l'optimisation des paramètres et iv) la validation du modèle vis-à-vis d'autres tests expérimentaux.

Introduction

L'identification des paramètres du modèle faite dans le chapitre 4, pour les deux composites, permet d'avoir un jeu de données initiales. Cependant, ces paramètres ne sont pas assurés de rendre compte des différences mesurées sur des essais sur structures. Il faut donc commencer par valider le modèle sur des essais proches de ceux utilisés pour l'identification (essais de traction à 0° et 45°). Ensuite, une analyse de sensibilité des paramètres permet de voir comment ils influent sur la réponse de la structure. Une optimisation permet de recaler les paramètres influents du modèle pour avoir une adéquation entre les réponses expérimentales et numériques. Sachant que le modèle choisi ne décrit pas l'intégralité des phénomènes physiques observés dans le composite, un recalage par l'intermédiaire de paramètres numériques est indispensable.

La démarche utilisée est résumée en figure 5.1.

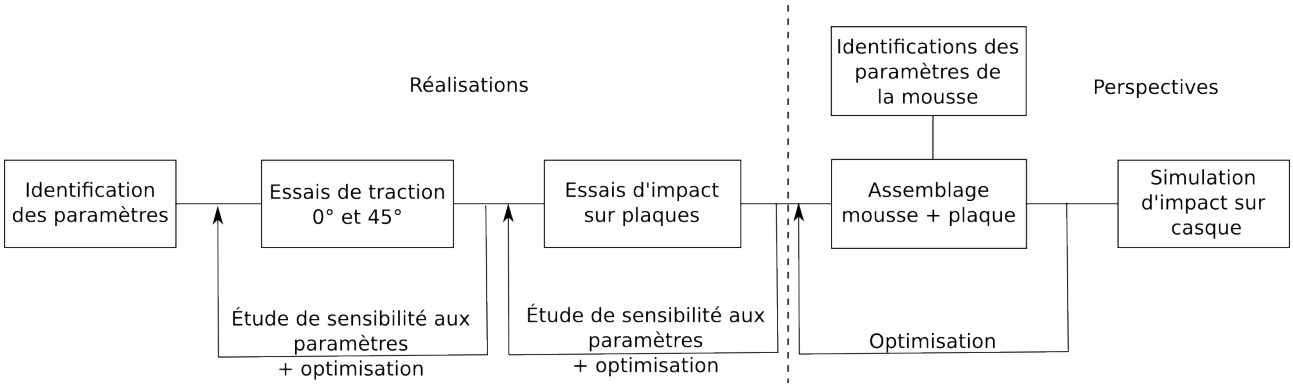


FIGURE 5.1: Démarche pour aboutir à la simulation d'impact sur le casque.

5.1 Modélisation des essais de traction.

La simulation des essais de traction à 0° et 45° permet d'observer la distribution et l'évolution des différents champs (contrainte, déformation, endommagement) jusqu'à rupture. Ces résultats sont discutés et comparés à ceux obtenus de manière expérimentale. Une étude de sensibilité sur les paramètres est réalisée pour connaître leurs importances relatives.

5.1.1 Simulation sur les éprouvettes haltères et confrontation des résultats

Les essais de traction numériques sont effectués sur une éprouvette de géométrie haltère, maillée avec Salomé (logiciel libre développé par EDF). La possibilité de créer des scripts Python, pour créer la géométrie et les maillages, permet de développer une interface permettant d'exporter des maillages au format LS-DYNA et générer le script de l'étude associé.

Les propriétés de symétrie ne sont pas utilisées pour réduire par 4 la taille du maillage (Figure 5.2) pour deux raisons : *i)* pour étudier l'influence de l'orientation des torons sur la réponse de l'éprouvette et *ii)* pour réaliser une étude dynamique (sensible à la propagation des ondes).

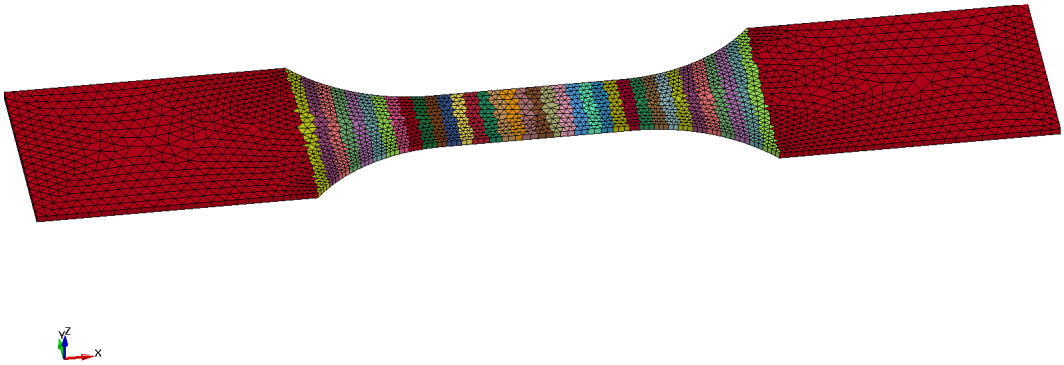


FIGURE 5.2: Maillage de l'éprouvette haltère intégré dans l'épaisseur

Pour la modélisation du casque, de géométrie complexe, des éléments coques triangles seront utilisés. La discrétisation de l'éprouvette est faite avec le même type d'éléments. Les maillages utilisés pour les essais de traction dans la direction des fibres et à 45° sont identiques.

Une intégration complète (Elform16) est choisie comme formulation pour les éléments. Cette formulation de type Belytschko-Tsay est améliorée pour éviter les verrouillages dus à l'intégration complète et avoir un meilleur comportement en flexion dans le plan du composite [Man, 31, 83].

Les éprouvettes simulées sont constituées de 5 plis de Kevlar tissé taffetas orientés dans la même direction. Dans le modèle choisi (MAT_058), une orientation différente peut être affectée à chaque pli. Chaque orientation est représentée par un point d'intégration dans l'épaisseur de l'élément coque.

Les essais numériques sont réalisés avec les valeurs identifies au chapitre précédent (Tableau 4.7)

La comparaison des résultats numériques et expérimentaux portera sur les courbes contrainte/déformation (σ/ε) et des courbes de force/déformation (F/ε) car :

- la comparaison des courbes (σ/ε) et (F/ε) permet de prendre en compte l'effet structure inhérent à la géométrie de l'éprouvette.
- la déformation est préférée au déplacement car ce dernier intégré les déformations des parties non utiles de l'éprouvette, les glissements possibles au niveau des mors et des talons.

L'estimation des écarts est du type (résultats expérimentaux - résultats numériques)/(résultats expérimentaux).

5.1.1.1 Essais de traction à 0°

La rupture s'est produite prématurément dans la zone de raccordement (partie utile/talon) qui est une zone de concentration de contraintes (Figure 5.3).

La déformation et non le déplacement est utilisée pour les courbes, car la valeur de déplacement est sujette à la déformation des parties non utiles de l'éprouvette et au glissement dans les mors et les talons. La comparaison des courbes force/déformation permet donc de s'affranchir de ces phénomènes.

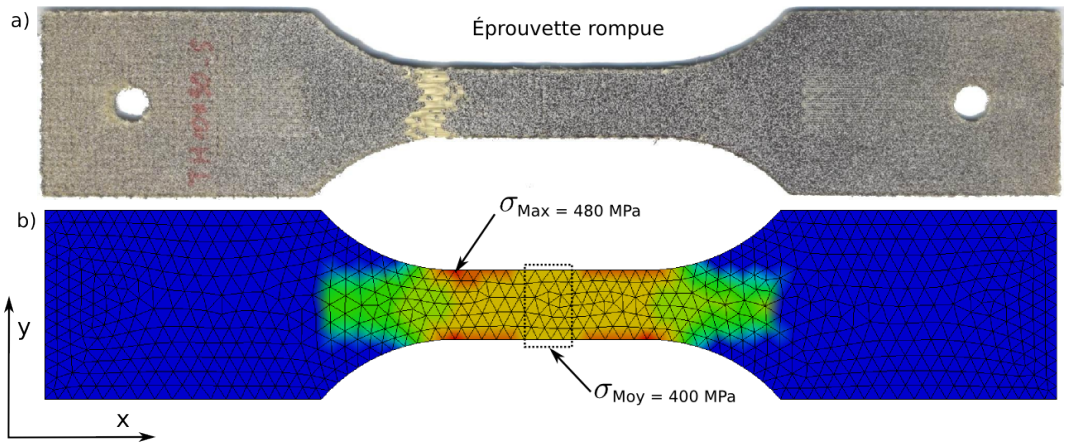


FIGURE 5.3: (a) Éprouvette de Kevlar à 0° rompue, (b) résultat de la simulation montrant le champ de contrainte σ_{11} dans le repère global

La comparaison des courbes de traction numérique et expérimentale (Figure 5.4) montre que la déformation et la contrainte à rupture sont sous-estimées. Cela est expliqué par la rupture des éléments dans la zone de concentration de contrainte ($\sigma_{max} = 480\,MPa$) alors que la contrainte est mesurée dans la zone moyenne ($\sigma_{moy} = 400\,MPa$).

De plus, les paramètres sont identifiés en moyenne sur plusieurs éprouvettes. Dès lors, bien que la courbe la plus représentative du comportement moyen soit choisie, des différences entre les courbes expérimentales et numériques sont inévitables.

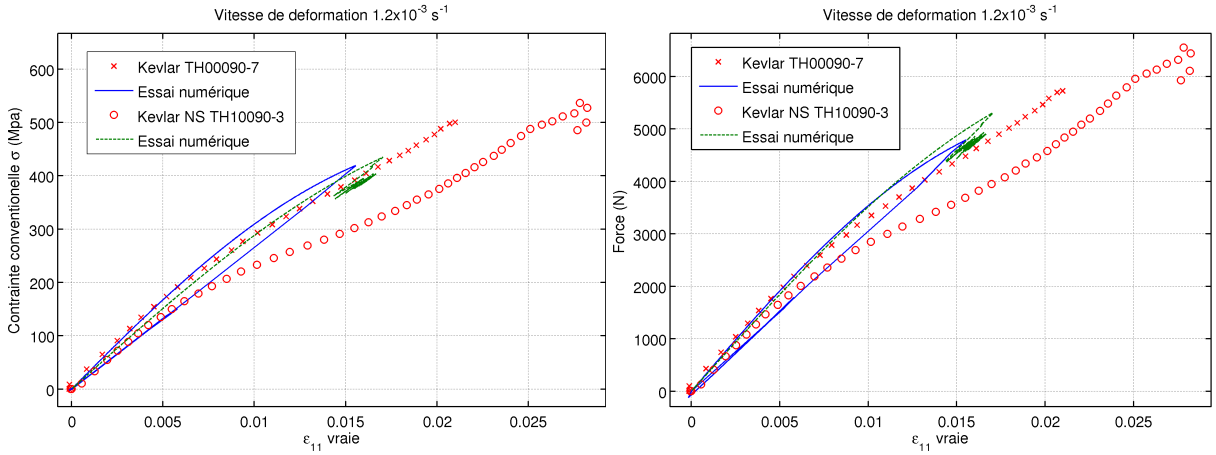


FIGURE 5.4: Réponse $\sigma - \varepsilon$ et $F - \varepsilon$ des éprouvettes lors d'essais de traction à 0° numériques et expérimentaux

Le cumul des deux effets (structure et éprouvette singulière) conduit à sous-estimer la force à rupture. Connaissant les valeurs des contraintes à rupture introduites dans la loi de comportement matériau, leurs contributions respectives sont évaluées (tableau 5.1).

La différence entre les courbes de traction s'explique principalement par la concentration de contrainte due à l'accident géométrique.

	Numérique / expérimentale $\left(\frac{\sigma_{max\,exp}-\sigma_{max\,num}}{\sigma_{max\,exp}}\right)$	Numérique / valeurs identifiés $\left(\frac{\sigma_{max\,id}-\sigma_{max\,num}}{\sigma_{max\,id}}\right)$	Contribution de l'effet structure $\left(\frac{\sigma_{max\,id}-\sigma_{max\,num}}{\sigma_{max\,exp}-\sigma_{max\,num}}\right)$	Contribution de l'effet éprouvette singulière $1-\left(\frac{\sigma_{max\,id}-\sigma_{max\,num}}{\sigma_{max\,exp}-\sigma_{max\,num}}\right)$
Contrainte K	17,5%	12,7%	68,2%	31,8%
Contrainte N	19,2%	16,4%	82%	18%
Force K	17,6%	-	-	-
Force N	19,3%	-	-	-

TABLE 5.1: Tableau des différences relatives entre les contraintes maximales calculées numériquement, identifiées en moyenne sur un lot d'éprouvettes et mesurées expérimentalement sur une éprouvette choisie comme représentative pour un essai de traction à 0°

D'un point de vue général, l'aspect des courbes numériques ne traduit pas totalement le comportement expérimental. En effet, le point d'inflexion noté sur les deux courbes expérimentales, traduisant la compétition entre les phénomènes d'endommagement et de réalignement des fibres (Section 4.5.4.3), n'est pas traduit numériquement.

En conclusion, une étude de sensibilité aux différents paramètres et une identification par méthode inverse sont nécessaires pour déterminer les vraies valeurs des déformations et des contraintes à rupture.

5.1.1.2 Essais de traction à 45°

Pour ce lot d'éprouvettes, la rupture a lieu au centre de la zone utile pour les essais expérimentaux comme pour les essais numériques.

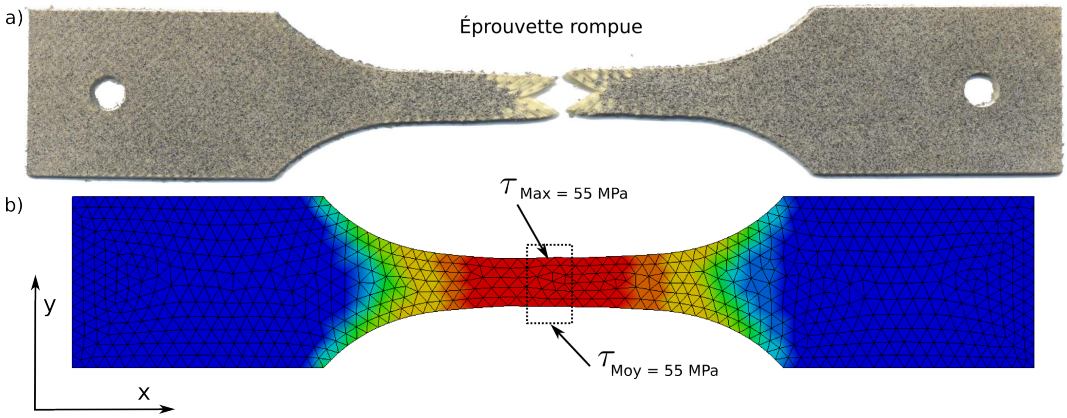


FIGURE 5.5: (a) Éprouvette de Kevlar à 45° rompue, (b) résultat de la simulation montrant le champ de cisaillement τ_{12} dans le repère global

Contrairement aux essais à 0°, les courbes de contrainte/distorsion calculées numériquement sont proches des courbes expérimentales (Figure 5.6). L'effet structure est beaucoup moins marqué. Le choix des valeurs pour l'éprouvette de référence est prépondérant (Tableau 5.2).

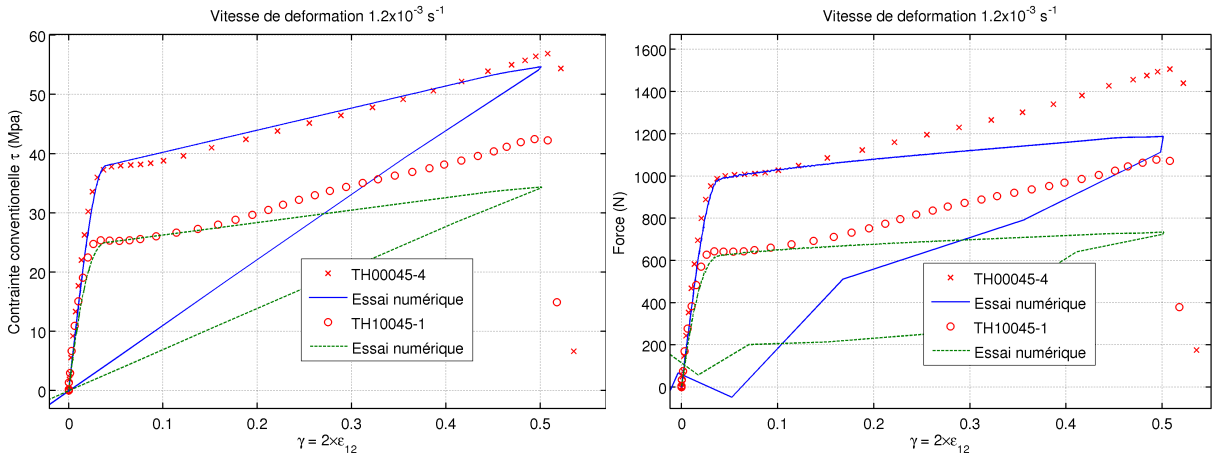


FIGURE 5.6: Réponse $\tau - \gamma$ et $F - \gamma$ des éprouvettes lors d'essais de traction à 45° numériques et expérimentaux

	Numérique / expérimentale $\left(\frac{\tau_{max\,exp}-\tau_{max\,num}}{\tau_{max\,exp}}\right)$	Numérique / valeurs identifiés $\left(\frac{\tau_{max\,id}-\tau_{max\,num}}{\tau_{max\,id}}\right)$	Contribution de l'effet structure $\left(\frac{\tau_{max\,id}-\tau_{max\,num}}{\tau_{max\,exp}-\tau_{max\,num}}\right)$	Contribution de l'effet éprouvette singulière $1-\left(\frac{\tau_{max\,id}-\tau_{max\,num}}{\tau_{max\,exp}-\tau_{max\,num}}\right)$
Contrainte K	3,97%	0,60%	14,6%	85,4%
Contrainte N	19,3%	0,42%	1,8%	98,2%
Force K	21,2%	-	-	-
Force N	32%	-	-	-

TABLE 5.2: Tableau des différences relatives entre les contraintes maximales calculées numériquement, identifiées en moyenne sur un lot d'éprouvettes et mesurées expérimentalement sur une éprouvette choisie comme représentative pour un essai de traction à 45°

Les courbes de force/déformation sont différentes et ce plus particulièrement après la zone élastique. Nous avons montré (partie 4.2.5) que la réduction de la section de l'éprouvette devenait significative après la zone élastique et que le calcul des contraintes pouvait être actualisé en tenant compte de l'évolution de la section pour aboutir à l'état de contrainte vraie. La divergence des courbes de force après la zone élastique montre que les valeurs à utiliser pour les contraintes à rupture sont les contraintes vraies.

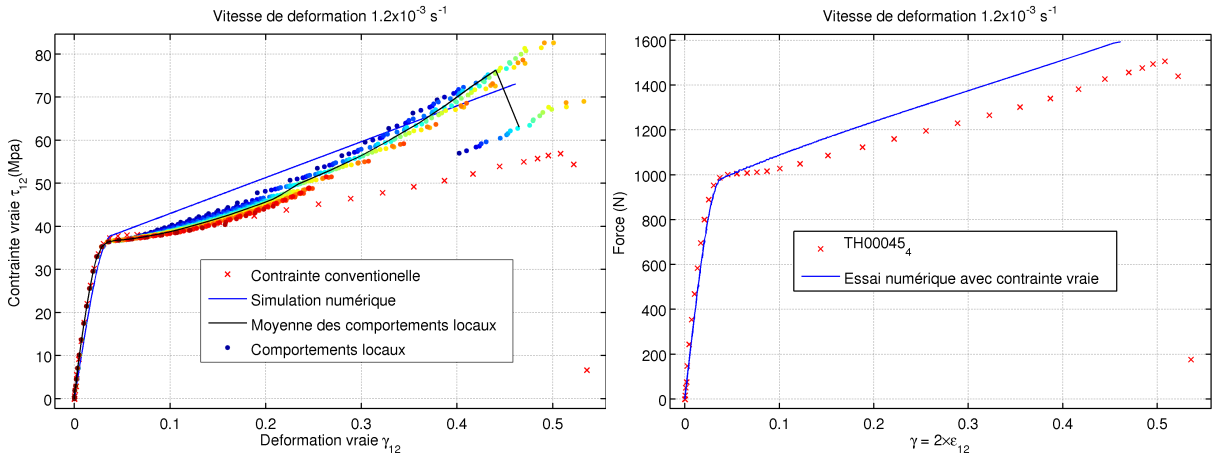


FIGURE 5.7: Réponse $\tau - \gamma$ et $F - \gamma$ des éprouvettes lors d'essais de traction à 45° numériques et expérimentaux avec prise en compte de la localisation

La prise en compte de l'évolution de la section dans l'identification de la courbe contrainte/-déformation conduit à surestimer de 15% la valeur de la force. Ceci peut être expliqué par l'incapacité du modèle à traduire correctement l'évolution de la section de l'éprouvette. En effet, la contraction de l'éprouvette, en partie liée au module de Poisson (non constant), est sous-estimée dans l'expérience numérique (Figure 5.8).

Numériquement, la largeur de l'éprouvette à rupture est de 8,63 mm. Cette largeur est sur-estimée par rapport à celle mesurée sur l'éprouvette (8,5 mm) après rupture et un temps de relaxation ou à celle calculée par corrélation (7,4 mm). La mesure directe sur les images prises pendant l'essai, l'une à l'instant initial et l'autre au moment de la rupture, confirme la valeur obtenue par corrélation (Figure 5.8).

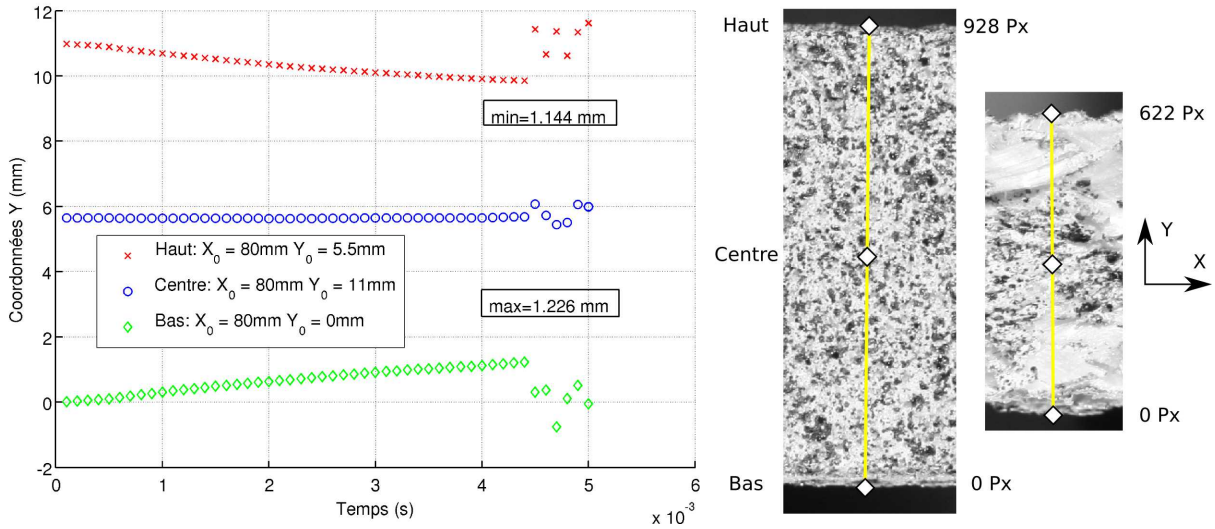


FIGURE 5.8: Évolution des coordonnées (selon Y) des points haut, mileu et bas de l'éprouvette de Kevlar lors d'un essai de traction numérique à 45°, confrontation à l'expérimental

L'identification réalisée au chapitre 4 a permis de représenter numériquement, malgré quelques différences, le comportement du composite pour les essais de traction à 45°.

5.1.2 Étude de sensibilité

Le jeu de paramètres identifié ne permet de représenter que partiellement le comportement des éprouvettes lors d'essais de traction à 0° et dans une moindre mesure lors d'essais à 45°. Ceci est principalement lié à la géométrie de l'éprouvette. Avant de s'intéresser à une identification inverse, il est important d'effectuer une analyse de sensibilité sur les paramètres du modèle pour voir lesquels ont le plus d'influence. La méthode choisie est la méthode de Monte-Carlo [39].

5.1.2.1 Étude de sensibilité sur l'essai de traction à 0°

La première analyse de sensibilité est réalisée sur du Kevlar. Cette étude porte sur 15 paramètres (tableau 5.3). Ces paramètres (variables) définissent un espace borné à 15 dimensions appelé espace de design. Les bornes de cet espace sont choisies pour chaque variable x_i :

$$x_i \in [x_{i_0} - 0.1x_{i_0}; x_{i_0} + 0.1x_{i_0}] \quad \forall i \in \{1; 15\} \tag{5.1}$$

soit une une plage de variation de$\pm 10\,\%$.

Une distribution uniforme de probabilité est définie sur chaque intervalle. Dans certains cas, les variables sont physiquement bornées. La valeur initiale est alors redéfinie pour que l'intervalle de design soit cohérent avec l'intervalle des valeurs possibles. Une plage de variation de $\pm 10\,\%$ est conservée. C'est le cas pour les variables $SLIMS$ et $SOFT$.

EA=EB		GAB	GBC=GAC	PRBA	
ET pour (E11T=E22T)	XT=XC=YT=YC	GAMMA1	TAU	GMS	SC
SLIMT pour (SLIMT1=SLIMT2)	SLIMS	ERODS	SOFT	SFAC	

Table 5.3: Résumé des variables utilisées pour l'étude de sensibilité

L'étude porte sur 400 points d'expériences, correspondant à 400 jeux de paramètres choisis aléatoirement dans leur intervalle de définition. Pour vérifier l'indépendance entre les paramètres d'entrée (qui pourrait induire un biais dans l'interprétation des résultats), une matrice de corrélation est définie (Figure 5.9). Cette matrice est symétrique et permet de représenter dans la partie inférieure, la distribution d'une variable par rapport à une autre, dans la partie supérieure le coefficient de corrélation entre les deux variables et sur la diagonale la distribution statistique de chaque variable.

Trois classes sont définies, *i)* les variables correspondant aux paramètres dont l'influence est étudiée, *ii)* les réponses qui sont des valeurs ponctuelles mesurées après la simulation et *iii)* et les composites qui traduisent l'écart référence/calculs.

Les variables Il est particulièrement important, pour une analyse de sensibilité utilisant la méthode de Monte-Carlo, que toutes les variables soient choisies aléatoirement, c'est-à-dire qu'il n'y ait aucune dépendance entre les variables. En effet, cette méthode est basée sur le principe que toutes les combinaisons ont une égale probabilité d'être choisies et est d'autant plus précise que le nombre d'expériences est important. La matrice de corrélation permet de s'assurer que les valeurs des variables sont bien distribuées et qu'aucune corrélation n'existe entre elles.

Les réponses Les réponses sont des résultats de calculs, qui sont dans ce cas la déformation moyenne à rupture d'un tronçon de la zone centrale et la force minimale de traction. Une première forte dépendance est notée entre la force maximale de traction et la contrainte à rupture en traction (XT). Une deuxième existe entre la déformation moyenne et le paramètre ET qui est la déformation à rupture.

Les composites Les composites sont calculés à partir des réponses et des résultats de l'expérience de référence. Quatre composites sont définis, dans l'ordre : *1)* l'écart entre la force à rupture calculée et la force à rupture de référence, 2) l'écart entre la déformation à rupture calculée et la déformation à rupture de référence, 3) l'écart au sens de l'erreur quadratique moyenne entre la courbe force/déformation et la courbe de référence, 4) l'écart au sens de l'erreur quadratique moyenne entre la courbe contrainte/déformation et la courbe de référence.

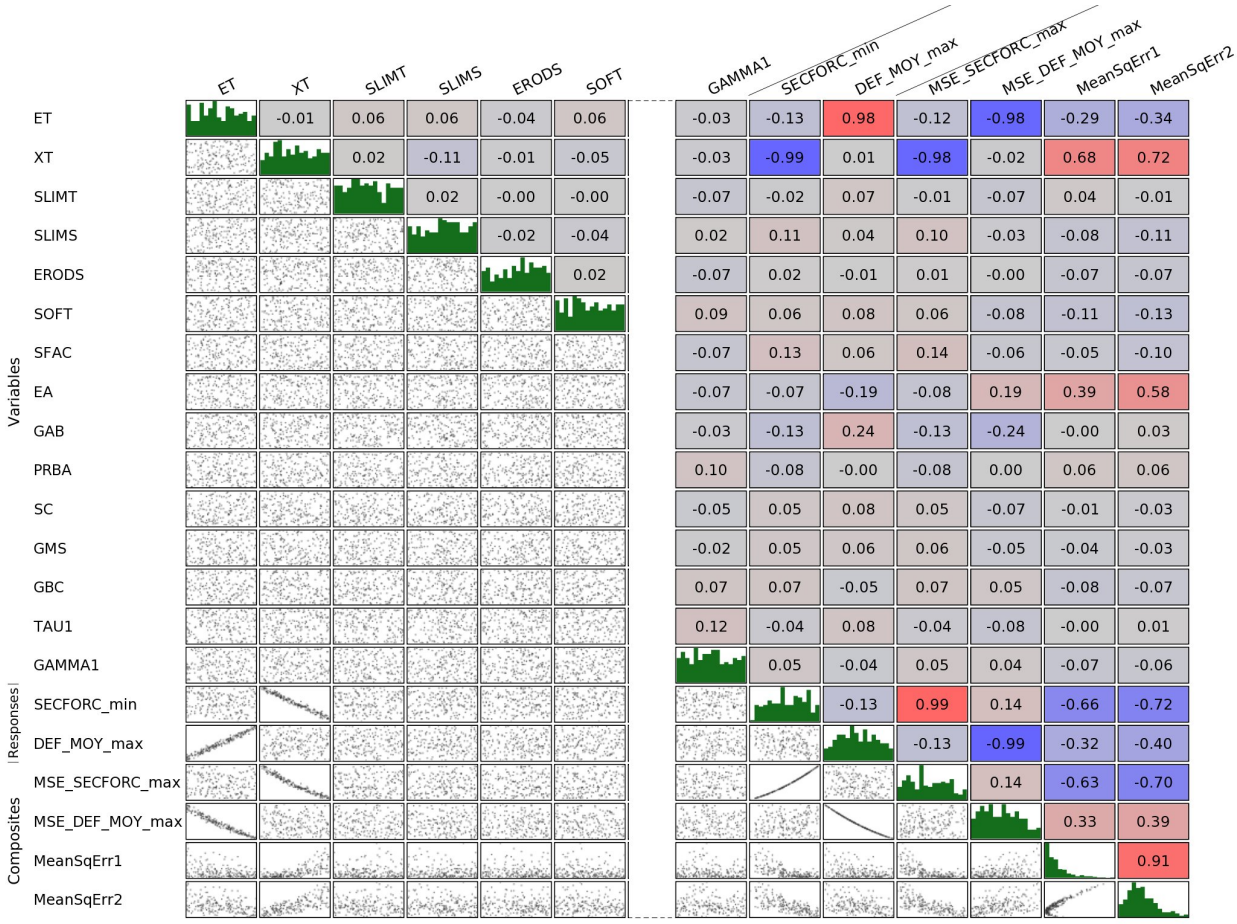


FIGURE 5.9: Matrice de corrélation entre les différents paramètres pour l'éprouvette de Kevlar à 0°

L'étude de sensibilité (figure 5.10) montre que la déformation à rupture est principalement influencée par un paramètre qui est évidemment la déformation à rupture (ET ; 96%) et dans une tout autre mesure la contrainte à rupture (XT, 2%). La force de traction à rupture est clairement influencée (97,8%) par la contrainte à rupture (XT). La courbe force/déformation est influencée par trois paramètres : XT (70%), ET (13%) et EA (12,3%). La courbe de comportement contrainte/déformation est elle aussi principalement influencée par ces trois paramètres : XT (60%), EA (35%) et ET (6%).

Les paramètres les plus influents sont, sans grande surprise, la contrainte à rupture, la déformation à rupture et le module de Young.

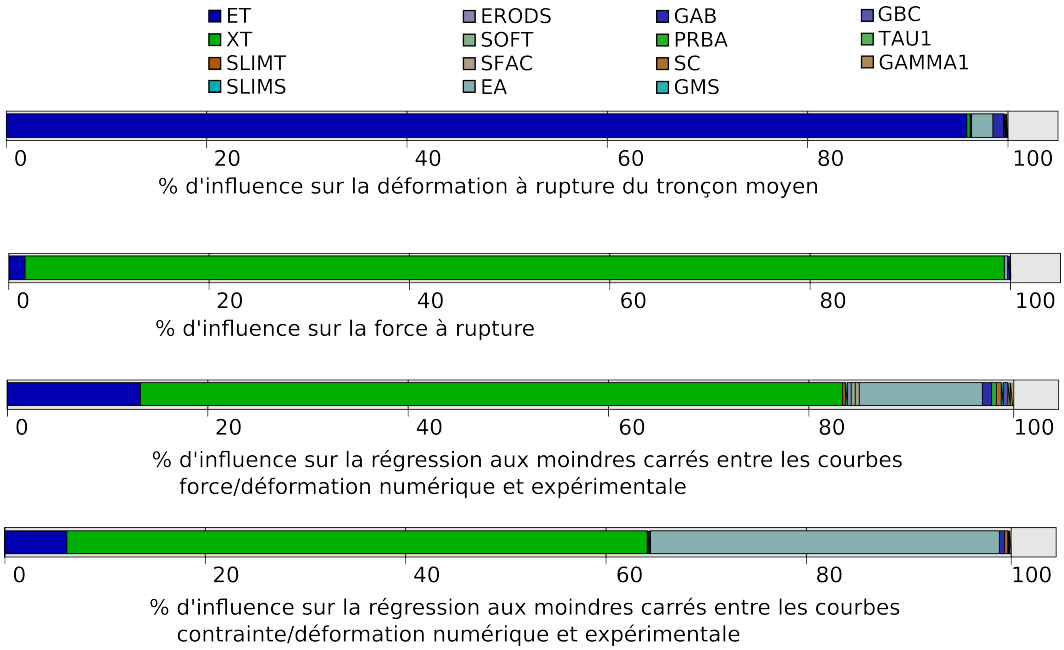


FIGURE 5.10: Résultats de l'étude de sensibilité (à 10%) des différents paramètres pour l'éprouvette de Kevlar à 0°

5.1.2.2 Étude de sensibilité sur l'essai de traction à 45°

L'étude de sensibilité est réalisée sur 400 essais avec les mêmes critères que précédemment. La figure 5.11 présente une partie de la matrice (influence des variables sur les sorties).

Des corrélations peuvent être clairement identifiées entre les paramètres SC et TAU1 et la valeur de la force à rupture. Contrairement à l'essai de traction à 0°, il n'existe pas une aussi forte corrélation entre l'erreur quadratique moyenne de la courbe de force/déformation (MeanSqErr1) et celle de la courbe de contrainte/déformation (MeanSqErr2).

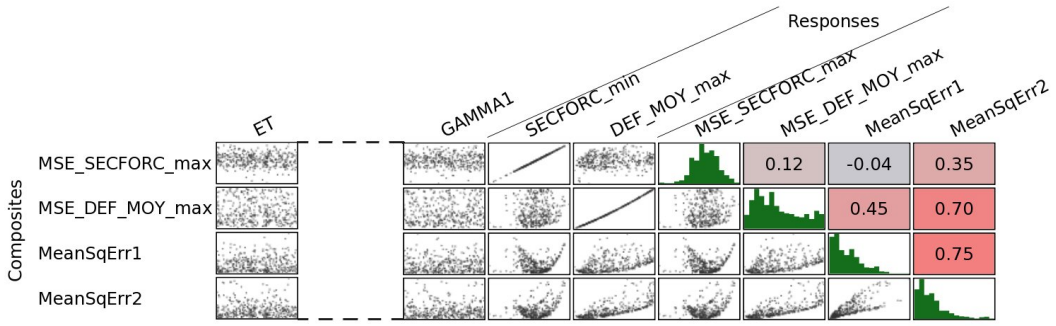


FIGURE 5.11: Matrice de corrélation entre les variables et les sorties pour l'éprouvette de Kevlar à 45°

Trois paramètres influent particulièrement sur la déformation à rupture et sur la contrainte à rupture : SLIMS (voir section 3.2.5), SC (contrainte limite d'élasticité) et TAU1 (contrainte limite d'élasticité) (tableau 5.12). Il est surprenant de constater que les deux paramètres GAMMA1 (limite élastique en déformation) et GMS (déformation à rupture) influent très

peu sur les résultats. Cette faible influence est expliquée par le fait que l'effet de ces paramètres est masqué par le paramètre SLIMS. Ce paramètre est donc choisi égal à 1 pour la suite de l'étude.

L'aspect général des courbes contraintes/déformation et force/déformation est affecté par tous les paramètres de manière non négligeable. Une prédominance des trois paramètres (SLIMS, SC et TAU) est tout de même présente.

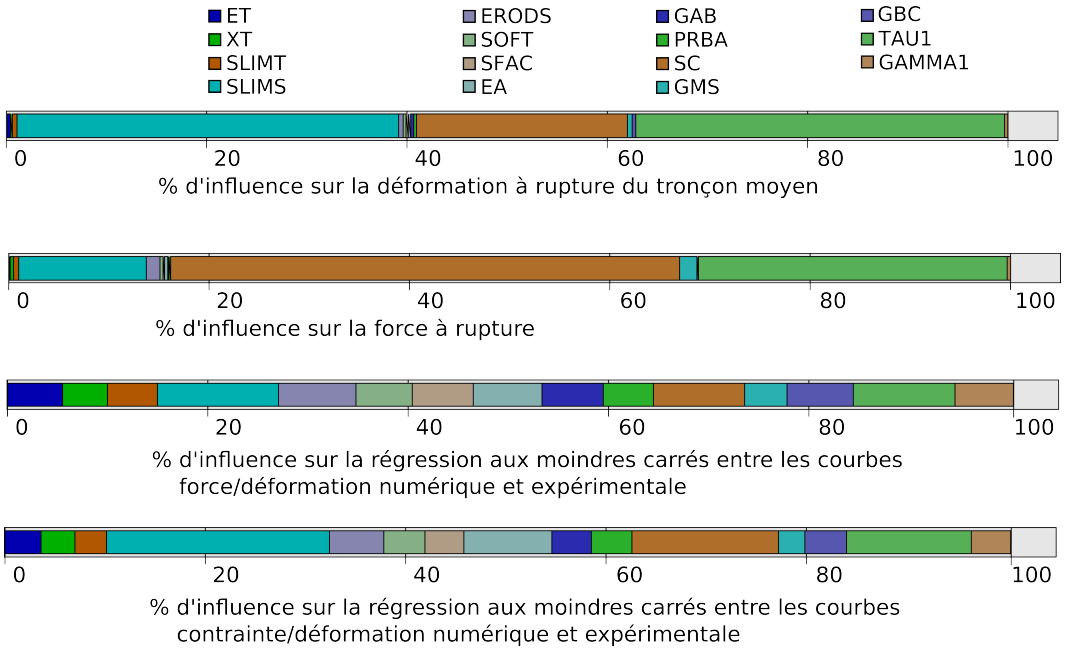


FIGURE 5.12: Résultats de l'étude sensibilité des différents paramètres pour l'éprouvette de Kevlar à 45°

Cette analyse de sensibilité permet d'identifier les paramètres qui ont une forte influence sur la réponse de l'éprouvette. Les valeurs de ces paramètres peuvent être déterminées avec précision puisque leur faible variation a une influence importante sur la réponse. L'essai de traction à 0° donne XT, ET et EA. L'essai de traction à 45° donne SLIMS, SC et TAU avec précision et un ordre de grandeur d'un certain nombre d'autres variables.

5.1.2.3 Sensibilité à la taille du maillage.

Le modèle de comportement utilisé (MAT_058) souffre, comme de nombreux modèles d'endommagement, d'un problème lié à la dépendance de la solution à la taille du maillage, on parle dans ce cas de modèle de type adoucissant (Figure 5.13). Cela se traduit par le fait que, sur un accident géométrique, la concentration de contrainte est d'autant mieux approchée que le maillage est fin. En effet, les éléments de grande taille ont un effet de moyenne sur l'élément qui tend à sous-estimer l'effet de la concentration de contrainte. Inversement plus le maillage est fin, plus la valeur du maximum de contrainte tend vers la valeur théorique. L'endommagement étant directement lié à la valeur de la contrainte, un maillage fin précipite la ruine de la structure.

Ce phénomène bien connu a été mis en évidence dans de nombreux articles et thèses [65, 56] mais pose toujours de sérieux problèmes quant à sa résolution. Différentes méthodes sont mises en œuvre pour s'affranchir de la dépendance des résultats à la taille du maillage. Des approches non locales ont été développées. Elles consistent à moyenner certaines variables sur des zones dont

la taille n'est pas basée sur le maillage, mais basées sur des considérations micromécaniques. D'autres approches existent et consistent par exemple à régulariser le problème en limitant la vitesse de propagation du dommage [59]. Cependant, compte tenu des délais impartis pour la thèse et de la complexité du problème, il a été choisi de ne pas implémenter de telles méthodes de régularisation.

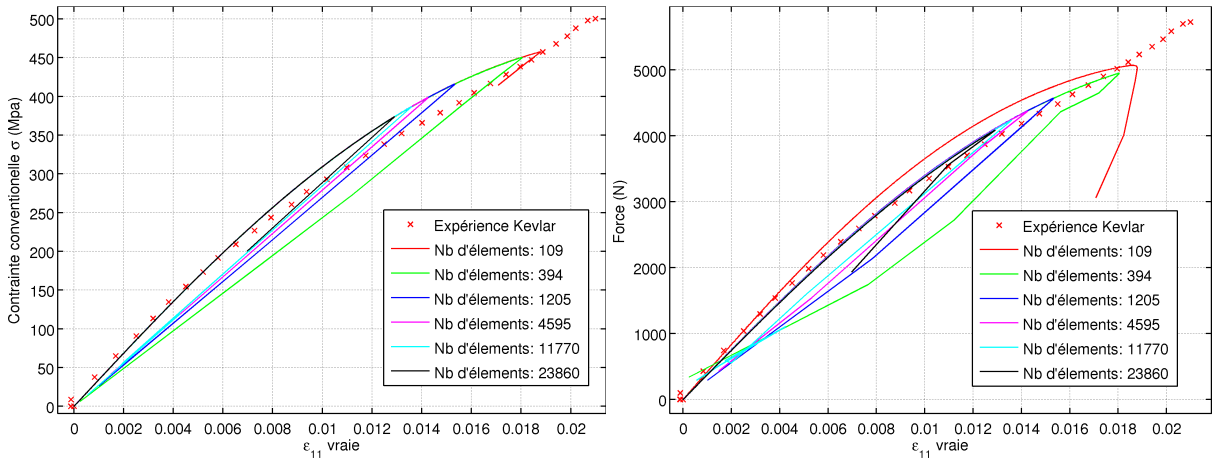


FIGURE 5.13: Réponse $\sigma - \varepsilon$ et $F - \varepsilon$ des éprouvettes lors d'essais de traction à 0° numériques et expérimentaux. Influence de la taille du maillage.

5.1.3 Optimisation d'un nouveau jeu de paramètres.

5.1.3.1 Principe de l'optimisation

L'optimisation d'un nouveau jeu de paramètres est faite sur l'essai de traction à 0°. Pour chacun des essais (Kevlar avec et sans NS), 2 objectifs sont définis. Il s'agit de la comparaison des forces à rupture et de la comparaison des courbes de force/déformation. Les valeurs cibles ne sont plus des résultats issus d'un calcul numérique fait avec les paramètres de références, mais sont les valeurs mesurées expérimentalement sur la courbe la plus représentative du comportement moyen. Afin d'améliorer la robustesse de la comparaison, une méthode basée sur le Partial Curve Mapping (PCM) [97] est employée à la place du calcul de l'erreur quadratique moyenne. Ce choix est motivé par le fait que la détermination de l'erreur quadratique se base sur un calcul de distance verticale entre les points des deux courbes, ce qui ne permet pas à la courbe d'avoir plusieurs antécédents. Par exemple, c'est le cas pour un impact avec rebond sur une plaque puisque le déplacement de l'impacteur, qui est l'abscisse de la courbe force/déplacement, n'est pas une fonction monotone. Cette technique a été implémentée et testée avec succès par K. Witowski [97] sur des boucles d'hystérésis.

5.1.3.2 Identification

L'optimisation est réalisée sur cinq paramètres ayant une influence significative sur la réponse de traction. Il s'agit, pour l'essai dans la direction des fibres des limites à rupture en contrainte (XT) et en déformation (ET), du paramètre pilotant la tenue résiduelle (SLIMT), du module de Young (EA) et du module de cisaillement dans le plan (GAB). L'optimisation est réalisée avec une procédure itérative permettant de réduire l'espace de design à chaque itération. L'avantage de cette méthode est de converger précisément vers l'optimum, mais elle a le défaut de pouvoir converger vers un optimum local. Pour éviter ce problème, 32 essais sont réalisés pour chaque

itération et la surface de réponse est approchée par une interpolation quadratique. Au total, la procédure d'optimisation est faite sur 10 itérations au cours desquelles la taille de l'espace de design est réduite (Figure 5.14).

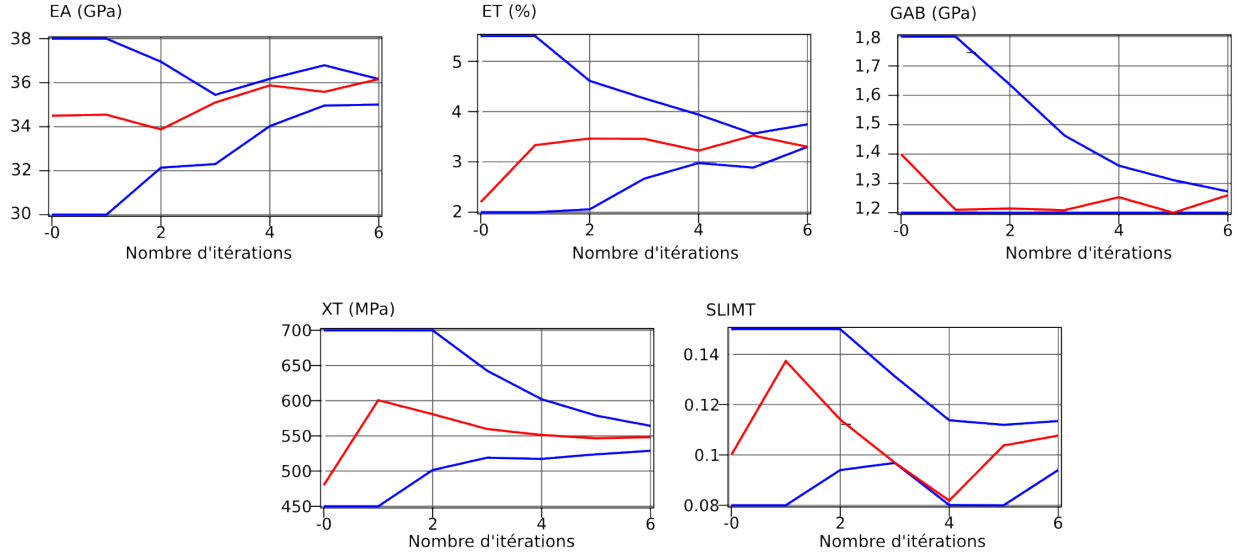


FIGURE 5.14: Graphiques de convergence de chacun des paramètres et évolution des bornes de l'espace de design

La réponse du matériau (Kevlar) correspondant au jeu de paramètres optimum (tableau 5.4) est la courbe épaisse en violet (figure 5.15). Les échelles de couleurs représentent la valeur de l'erreur commise sur le maximum de force et sur l'erreur quadratique moyenne.

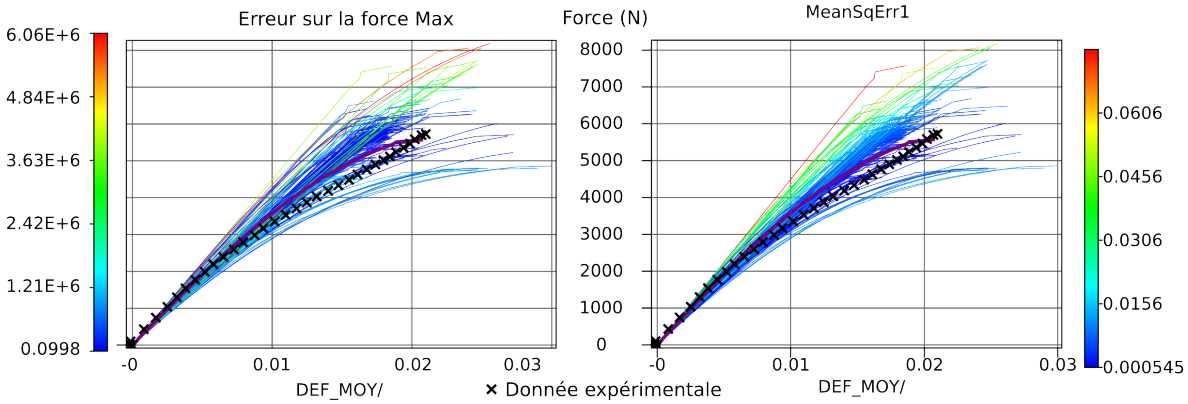


FIGURE 5.15: Courbes représentant la réponse expérimentale, le résultat optimal des simulations numériques et toutes les autres réponses (Kevlar)

Paramètres	EA (GPa)	ET (%)	GAB (MPa)	XT (MPa)	SLIMT
Kevlar	36	3,4	1250	550	0,11
Kevlar NS	35,4	4,5	1480	670	0,10

TABLE 5.4: Paramètres optimums pour le composite Kevlar

5.2 Validation de l'essai d'impact sur une plaque bridée dans un dispositif circulaire

Cette partie s'intéresse à la modélisation de l'essai d'impact sur une plaque bridée dans un dispositif circulaire. Ce test, réalisé à plusieurs reprises, sur les différents matériaux permet de confronter les résultats numériques et expérimentaux.

Les plaques utilisées pour cet essai sont constituées d'un empilement de 3 plis de Kevlar. L'impacteur est modélisé par des éléments coques rigides auxquels la masse totale de l'impacteur et son inertie sont affectées. Une section entière est consacrée aux problèmes des conditions aux limites.

5.2.1 Détermination des conditions aux limites

5.2.1.1 Encastrement des nœuds de la plaque sur les bords du dispositif de bridage

Les premiers essais numériques d'impact sont réalisés sur un disque circulaire de 70 mm de diamètre encastré sur son contour (figure 5.16). Les conditions d'impact sont celles utilisées dans le chapitre 1, à savoir une hauteur de chute de 0,5 m, une masse de 1,77kg. L'essai est réalisé sur une plaque en Kevlar sans NS (tableau 4.7). Les résultats montrent, comme attendu, un chargement principal en bi-traction dans le sens des fibres (voir contraintes dans les directions principales, Figure 5.16). Le chargement se poursuit jusqu'à la rupture en croix dans la direction des fibres. Les quatre pétales restants dans la direction à 45° subissent une flexion imposée par le passage de l'impacteur et sont des lieux de cisaillement maximum. La phénoménologie de l'impact correspond à celle identifiée dans le chapitre 1.

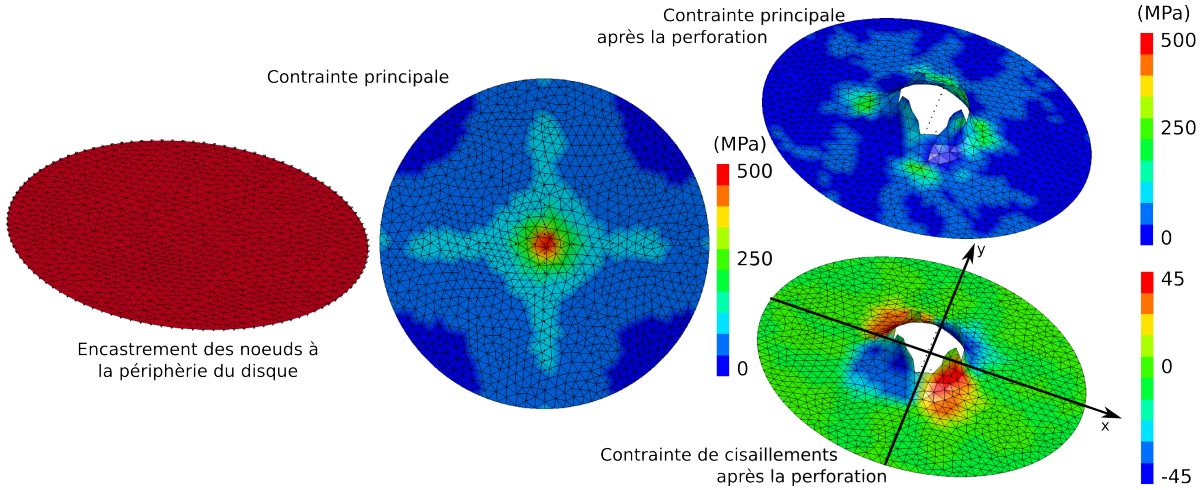
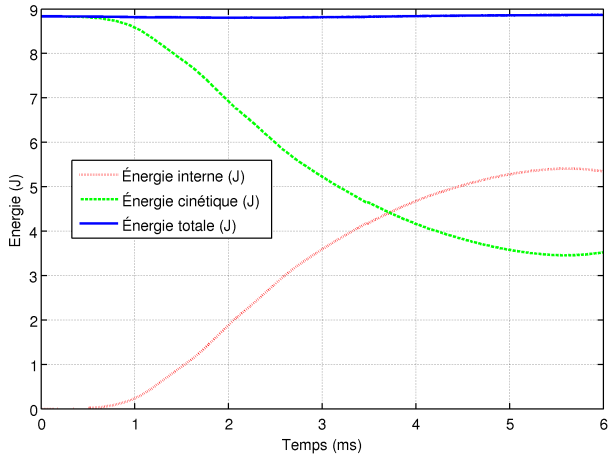
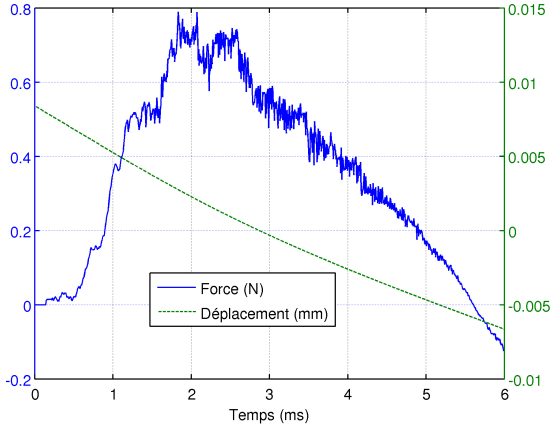


FIGURE 5.16: Conditions aux limites sur le maillage du disque représentant la plaque en composite (encastrement) et champs de contrainte à différents instants

Les conditions aux limites imposées pour cette simulation sont beaucoup plus sévères que celles existant réellement (glissement de la plaque en certains endroits). Ceci conduit à la ruine prématurée de la plaque. L'évolution de l'énergie cinétique de l'impacteur, de l'énergie interne de la plaque et de l'énergie totale du système en fonction du temps est calculée (figure 5.17). Seuls 5,4 Joules des 8,8 Joules disponibles sont convertis en énergie interne. Numériquement, la plaque absorbe beaucoup moins d'énergie qu'expérimentalement.



(a) Histoire énergétique du système {Impacteur,Plaque}



(b) Évolution de la force et du déplacement

FIGURE 5.17: Réponse numérique à un essai d'impact sur une plaque en Kevlar (hauteur = 0,5 m et poids = 1,77kg)

5.2.1.2 Mise en évidence du glissement (expérimental)

Malgré le soin apporté au bridage de l'éprouvette dans les mors circulaires, les observations faites à la caméra rapide (6300 images/s) montrent un glissement de la plaque dans la direction des fibres (figure 5.18). Une analyse par corrélation d'images 2D est réalisée sur la face arrière de la plaque. Bien que les déplacements hors-plan de la plaque modifient artificiellement les champs de déplacement dans le plan, le champ 2D est considéré comme une bonne approximation du champ réel. Ceci est d'autant plus vrai que nous nous intéressons aux déplacements près du cercle de bridage. La visualisation des champs de vecteur permet de confirmer un glissement de la plaque. Ce glissement à lieu majoritairement dans la direction des fibres. La dissymétrie des déplacements observés est attribuée aux aléas liés aux conditions de serrage, au positionnement de la plaque dans les mors et aux hétérogénéités du matériau (voir section 2.2.4).

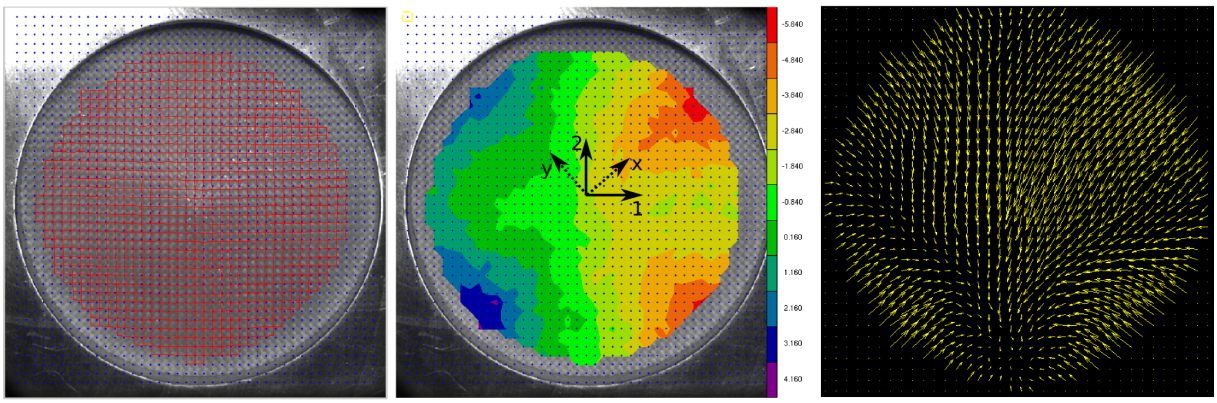
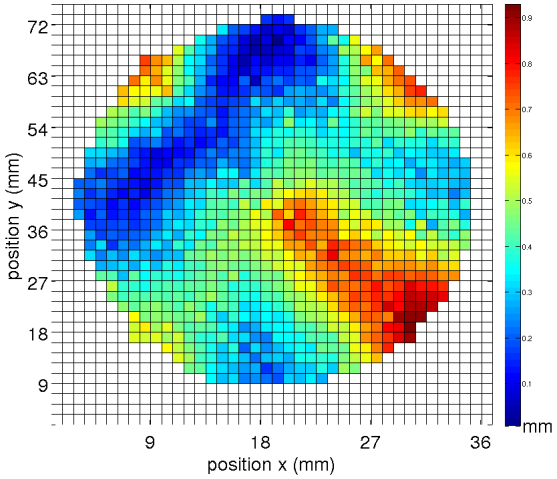


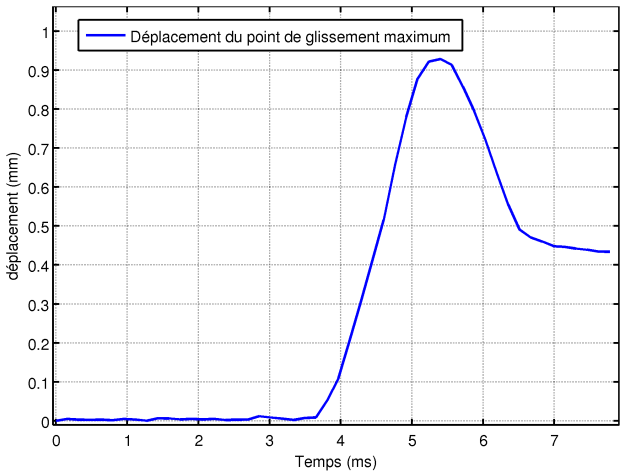
FIGURE 5.18: Photographies et images mettant en évidence le glissement de la plaque dans le dispositif de bridage

Pour évaluer le glissement des points autour du cercle de bridage, la norme du vecteur déplacement est calculée à chaque instant (figure 5.19).

La valeur maximale est de 0,93 mm (figure 5.19).



(a) Localisation des points à déplacement maximum (zones rouges)



(b) Déplacement du point de glissement maximum

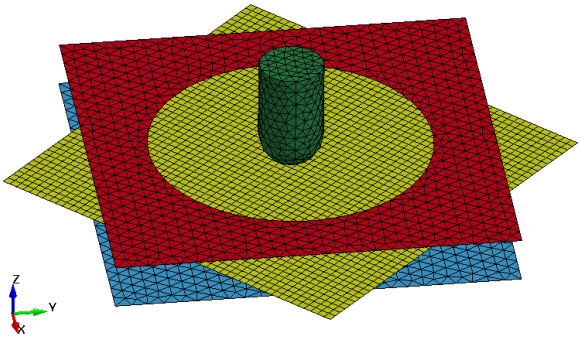
FIGURE 5.19: Essai d'impact d'une hauteur de 0,5 m et d'un poids de 1,77kg sur une plaque en Kevlar avec NS

5.2.1.3 Modélisation du système de bridage

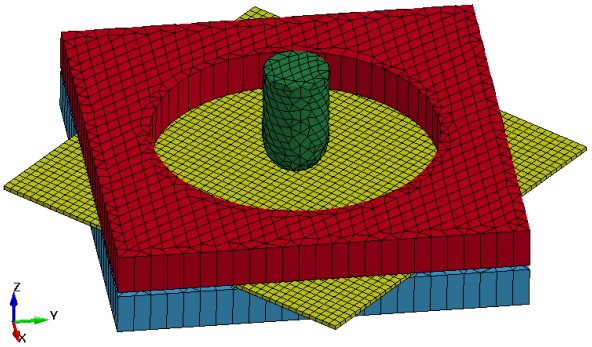
Une problématique similaire est abordée dans la thèse de H. Tsitsiris [93] pour la modélisation de l'impact d'une plaque sur un dispositif à barres d'Hopkinson. Pour reproduire au mieux les conditions expérimentales, les conditions aux limites sont définies à partir des données obtenues par corrélation d'images. Leur étude de sensibilité a révélé que le glissement de l'éprouvette dans les fixations est le paramètre qui influence le plus deux indicateurs : *1)* l'écart entre la courbe de force/déplacement expérimentale et numérique et *2)* l'écart quadratique entre le champ de déplacement expérimental et numérique. La modélisation de ce type d'essai doit donc tenir compte du phénomène de glissement.

La difficulté de la mesure des déplacements au plus près du cercle de bridage et l'impossibilité de prendre en compte l'énergie dissipée par le frottement lors du glissement nous incite à modéliser entièrement le système de bridage.

Celui-ci est constitué de deux plaques carrées d'aluminium d'une épaisseur de $10\,mm$ et d'une dimension de $100 \times 100\,mm$ maintenus en position par quatre vis exerçant chacune un effort de 5000 N. Les nœuds du mors inférieur sont encastrés et ceux du mors supérieur ont pour seul degré de liberté la translation suivant z.



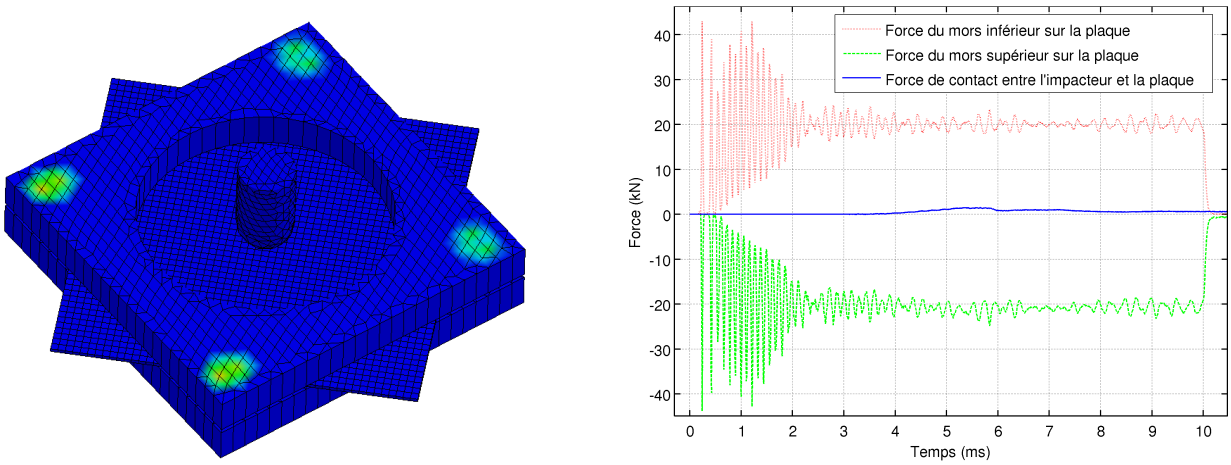
(a) Maillage par des éléments coques



(b) Intégration dans l'épaisseur des éléments coques

FIGURE 5.20: Maillage du dispositif de bridage, de la plaque et de l'impacteur

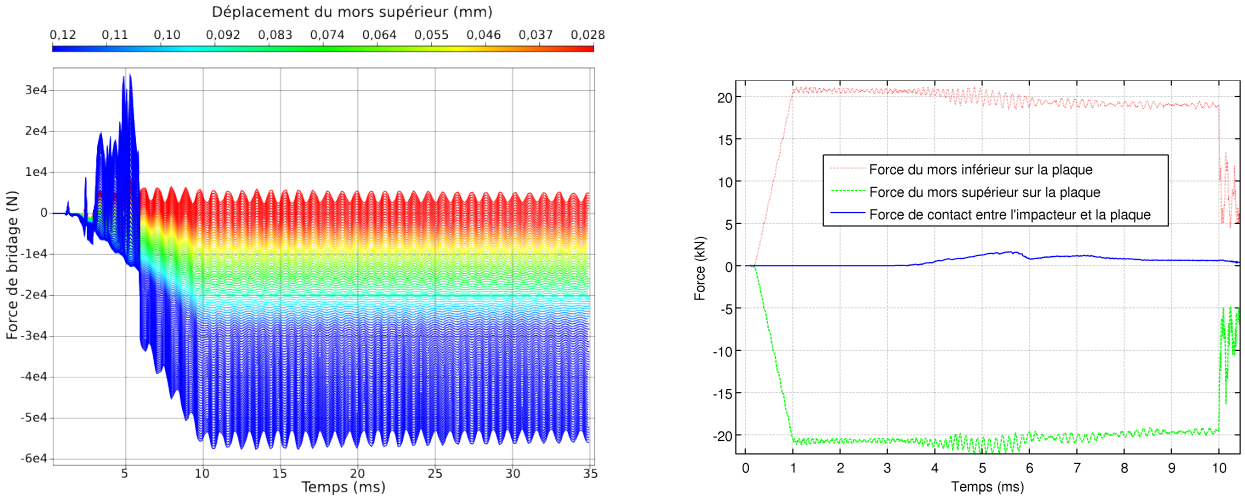
Effort de bridage : consigne en force Un effort de 5000 N est appliqué sur chaque ensemble de nœuds correspondant à une vis (figure 5.21a). La force de serrage souhaitée est obtenue après un temps de 2,5 ms (figure 5.21b). Le traitement de l'effort de contact par la méthode de pénalité (qui consiste à générer un effort de contact proportionnel à la pénétration des nœuds et aux raideurs des matériaux) provoque des oscillations importantes lorsqu'une consigne en force est utilisée.



(a) Contrainte suivant la direction z (b) Évolution des efforts de contact

FIGURE 5.21: Résultat avec une consigne en force

Effort de bridage : consigne en déplacement Pour éviter les oscillations purement numériques mises en évidence précédemment, une consigne en déplacement est utilisée. Un déplacement est appliqué sur les ensembles de nœuds correspondant aux vis, pour créer l'effort de bridage. Cette méthode nécessite une étape de calibration (Figure 5.22), qui consiste à rechercher le déplacement correspondant à l'effort de bridage. Pour obtenir un effort de serrage de 20 kN, le déplacement à imposer est de -0,090 mm. Cette méthode est beaucoup plus stable que la première et ne génère pas d'oscillations non physiques. Un déplacement de 0,10 mm est choisi pour simuler l'effort de serrage du dispositif.

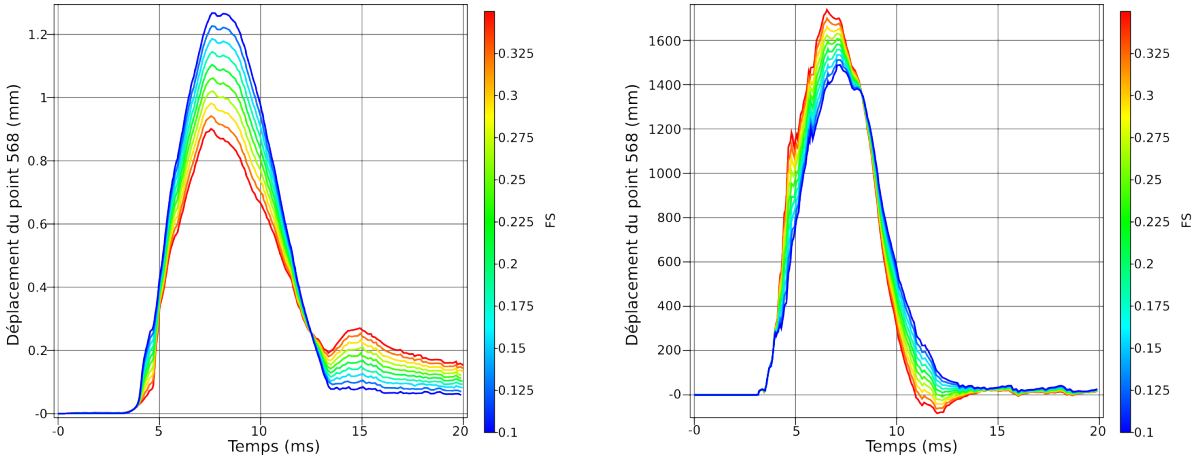


(a) Calibration du déplacement pour le bridage (b) Évolution des efforts de contact

FIGURE 5.22: Résultats pour une consigne en déplacement pour une consigne d'effort de 20kN

5.2.1.4 Évaluation du coefficient de frottement

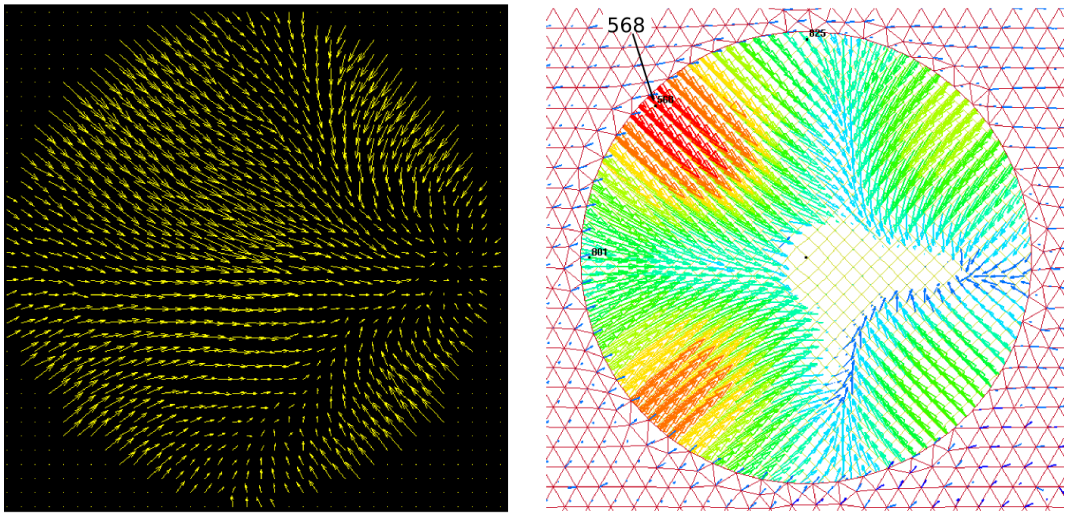
Une fois l'effort de bridage représenté correctement, il reste à déterminer le coefficient de frottement entre la plaque et les mors. Un coefficient de frottement statique (FS) est utilisé, déterminé à partir des valeurs de glissement mesurées. Le coefficient permettant d'obtenir un déplacement dans le plan x-y de 0.9 mm est identifié par une étude paramétrique (figure 5.23). Conformément à l'intuition, le déplacement est une fonction décroissante de FS, une valeur FS de 0.35 permet d'obtenir le glissement mesuré par corrélation.



(a) Évolution du déplacement (b) Évolution des efforts de contact

FIGURE 5.23: Courbes permettant de détermination le coefficient de frottement pour une consigne d'effort de 20kN

Par ailleurs, on note que le coefficient de frottement influence fortement l'évolution de la force. Une diminution de FS tend à faire baisser la raideur du système et la valeur maximale de la force. Dès lors l'identification du coefficient FS dépend des propriétés du matériau.



Champs de déplacement expérimental Champs de déplacement numérique

FIGURE 5.24: Champs de déplacement dans le plan x-y expérimental et numérique

Les champs de déplacement numérique et expérimental (figure 5.24) coïncident d'un point de vue qualitatif. Sur le champ de déplacement numérique, la dissymétrie résulte de l'application

du déplacement sur les nœuds du maillage non régulier du mors supérieur. Cette dissymétrie est en accord avec les observations expérimentales (section 5.2.1.2).

5.2.2 Étude de sensibilité sur les paramètres

Une étude de sensibilité est menée pour identifier les paramètres ayant le plus d'influence sur les réponses du test d'impact. À l'instar de ce qui a été fait pour les essais de traction, un intervalle de ±10% est choisi autour des valeurs identifiées expérimentalement. L'influence des variables (listées dans la figure 5.25) est étudiée sur quatre réponses définies comme étant : *i)* le déplacement maximum de l'impacteur, *ii)* la quantité d'énergie cinétique absorbée, *iii)* la valeur du pic de force et *iv)* le glissement maximum dans les mors.

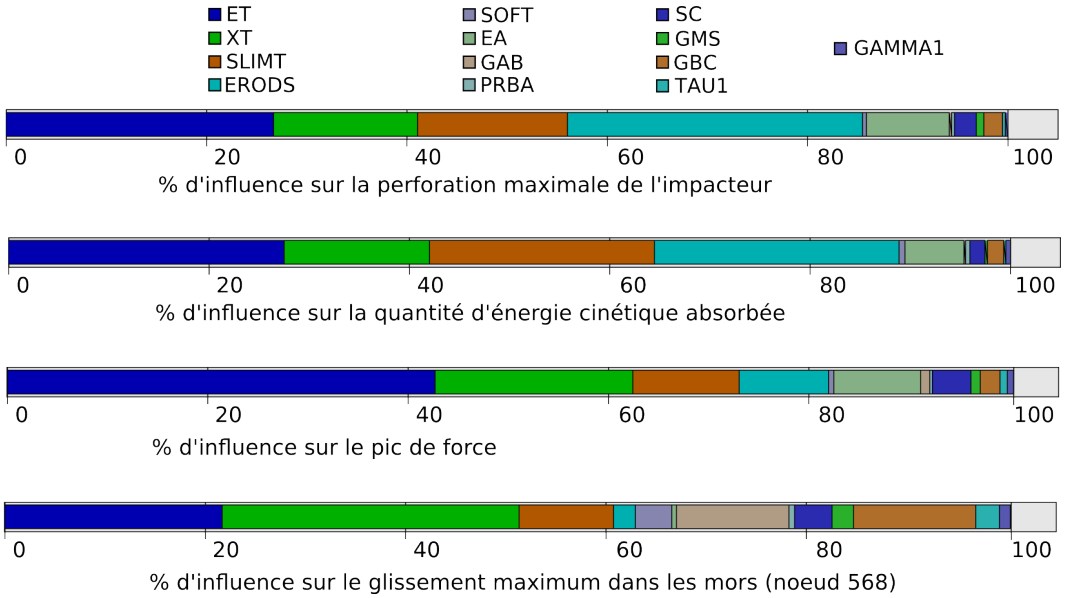


FIGURE 5.25: Résulats de l'étude de sensibilité (à 10%) des différents paramètres pour l'éprouvette de Kevlar avec NS sur un essai d'impact à 0,5m

Cinq paramètres agissent de façon non négligeable sur le déplacemement maximum de l'impacteur (figure 5.25), il s'agit du paramètre ERODS (29,5%), ET (26,7%), SLIMT (15%), XT (14,4%) et EA (8,3%). Il n'est pas étonnant de constater que les paramètres ERODS et SLIMT aient autant d'influence sur le comportement puisqu'ils correspondent respectivement à la déformation pour laquelle les éléments sont érodés et au pourcentage de tenue résiduelle en terme de contrainte d'un élément ayant atteint la rupture. Ces deux paramètres, permettant de définir le comportement après rupture, s'interprètent d'un point de vue micromécanique comme la tenue résiduelle du composite due aux frottements entre les fibres et la matrice avant le déchaussement complet des fibres. Les deux autres paramètres ET et XT sont liés au comportement à rupture en traction, ce qui va dans le sens de la rupture en bitraction évoquée à plusieurs reprises. L'influence de certains paramètres est illustrée sur les graphiques de la figure 5.26.

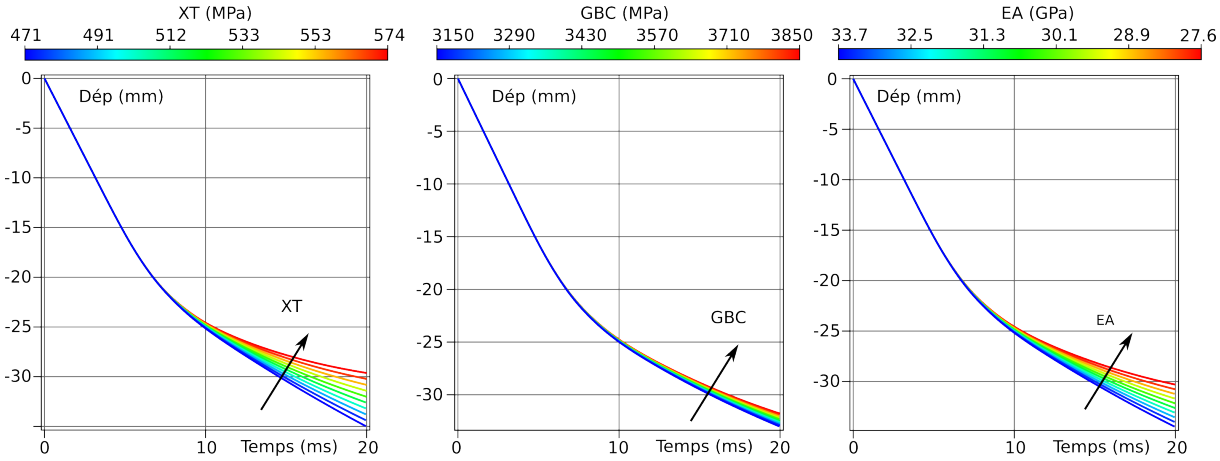


FIGURE 5.26: Résultats de l'étude portant sur l'influence de certains paramètres sur le déplacement de l'impacteur au cours du temps , pour une variation de 10% autour des valeurs d'une éprouvette de Kevlar avec NS (hauteur de chute 0,5m)

La quantité d'énergie cinétique absorbée est influencée dans des proportions similaires au déplacement maximum et les mêmes interprétations peuvent être formulées.

ET (42,5%), XT (19,5%), SLIMT (10%), ERODS (9%) et EA (9%) influencent l'effort maximum. On note donc que la valeur du pic de force dépend fortement des paramètres à rupture et que les deux paramètres traduisant le comportement après rupture sont secondaires.

Le glissement de la plaque est quant à lui influencé principalement par cinq paramètres (figure 5.25), XT (29,5%), ET (21,6%), GBC (12%), GAB (11%) et SLIMT (9,4%) (figure 5.27).

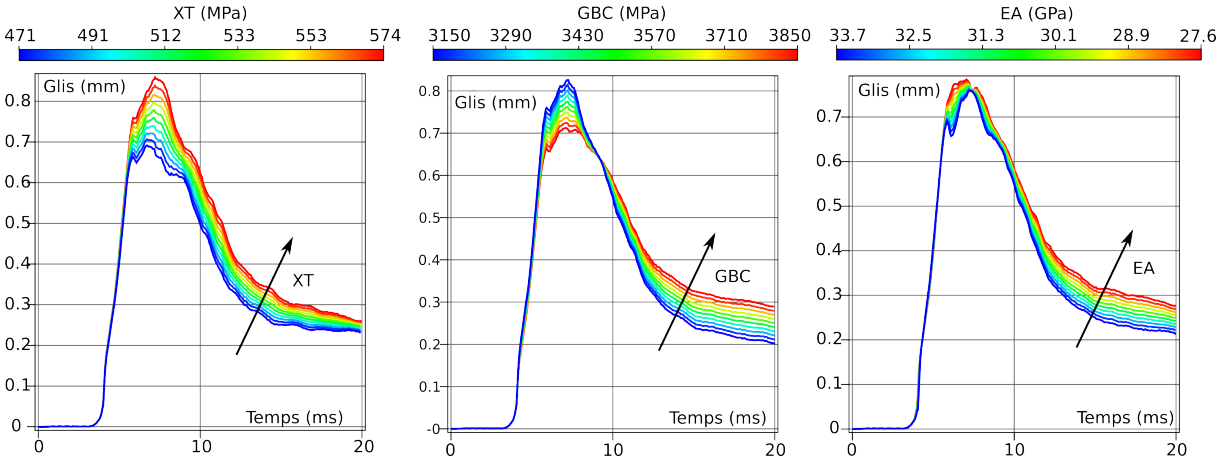


FIGURE 5.27: Résultats de l'étude portant sur l'influence de certains paramètres sur le glissement du nœud 568 au cours du temps, pour une variation de 10% autour des valeurs d'une éprouvette de Kevlar avec NS (hauteur de chute 0,5m)

Bilan :

Vis-à-vis de tous les indicateurs (Figure 5.28), les paramètres ayant une influence significative sont la déformation à rupture (ET), la contrainte à rupture (XT), ERODS et SLIMT. Les paramètres ayant une influence moyenne sont les modules élastiques (EA, GBC, GAB) et la limite à rupture en cisaillement (SC). Les paramètres ayant peu d'influence sont SOFT, GMS, TAU1, GAMMA1 et PRBA.

Dans le chapitre 4, nous avons montré que les différences les plus significatives entre les deux Kevlar étaient les limites d'élasticité en cisaillement (TAU1 et GAMMA1). Or, numériquement,

ces deux paramètres ont peu d'influence sur la réponse du composite à l'impact. Donc, si la différence entre les deux Kevlar provient bien de ces limites d'élasticité, le modèle ne peut pas traduire cette différence. À moins que, toutes les contributions tendent à faire évoluer les réponses dans le même sens et l'addition de ces effets aboutisse à reproduire correctement les différences mesurées.

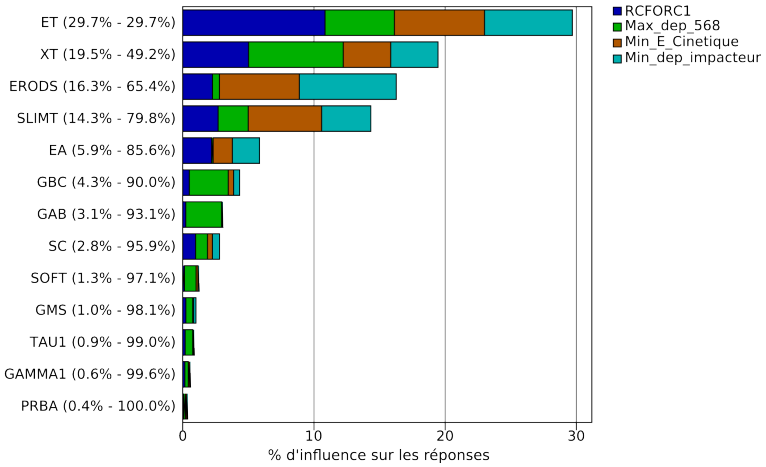


FIGURE 5.28: Résultats de l'étude de sensibilité (à 10%) des différents paramètres pour l'éprouvette de Kevlar avec NS sur un essai d'impact à 0,5m

5.2.3 Modélisation des essais d'impact à 0,5 m avec les paramètres déterminés expérimentalement

Les simulations réalisées avec les paramètres identifiés sur les éprouvettes ne permettent pas de traduire correctement la réponse de la plaque lors de l'impact. Pour obtenir un nouveau jeu de paramètres correspondant davantage à la réalité, une procédure d'optimisation est réalisée. Cette optimisation est menée grâce à un métamodèle construit sur un espace de design à neuf paramètres. Cinq itérations sont réalisées pour déterminer le meilleur jeu de paramètres vis-à-vis de la comparaison des courbes de forces et de déplacement numériques et expérimentales. Une priorité identique est accordée aux deux objectifs, dont la somme constitue le multicritère.

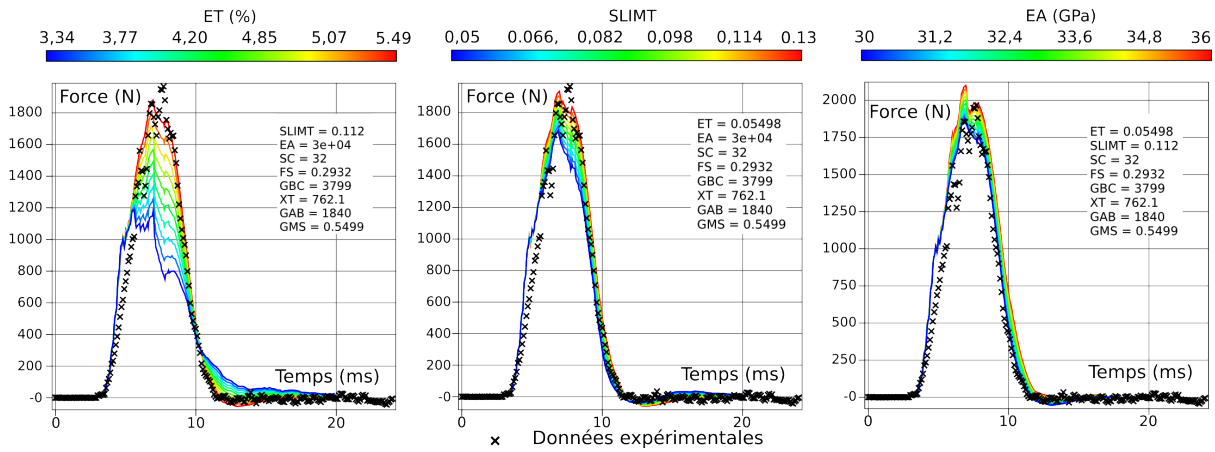


FIGURE 5.29: Résultats de l'influence de certains paramètres sur les courbes de force en fonction du temps. L'état de référence étant défini par les paramètres obtenus à la suite de la procédure d'optimisation.

Conformément à ce qui a été établi précédemment, la valeur de déformation à rupture a une forte influence sur l'évolution de la force au cours de l'impact.

La valeur de la déformation à rupture pour le Kevlar NS est de l'ordre de 5,5%. Cette valeur, bien supérieure à la valeur déterminée sur les essais quasi-statiques, correspond à la valeur déterminée à partir des essais de traction dynamique.

D'un point de vue déplacement, outre l'importance de la déformation à rupture, le paramètre SLIMT, permettant de gérer le comportement après rupture, a une influence non négligeable sur la courbe du déplacement après le rebond. Ce paramètre (SLIMT) traduit, physiquement, la tenue résiduelle du composite sous l'action des fibres se déchaussant de la matrice.

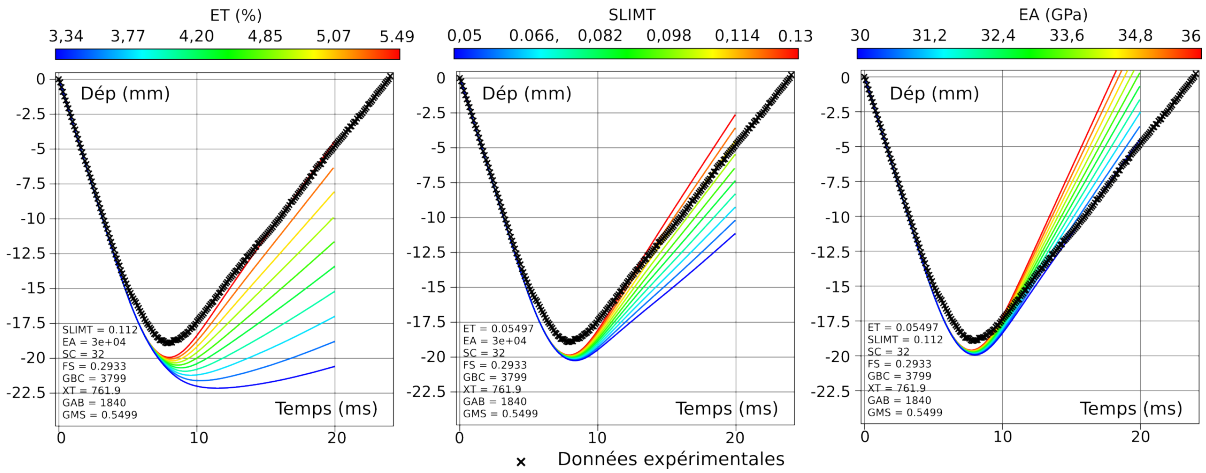


FIGURE 5.30: Résultats de l'influence de certains paramètres sur les courbes de déplacement en fonction du temps. L'état de référence étant défini par les paramètres obtenus à la suite de la procédure d'optimisation.

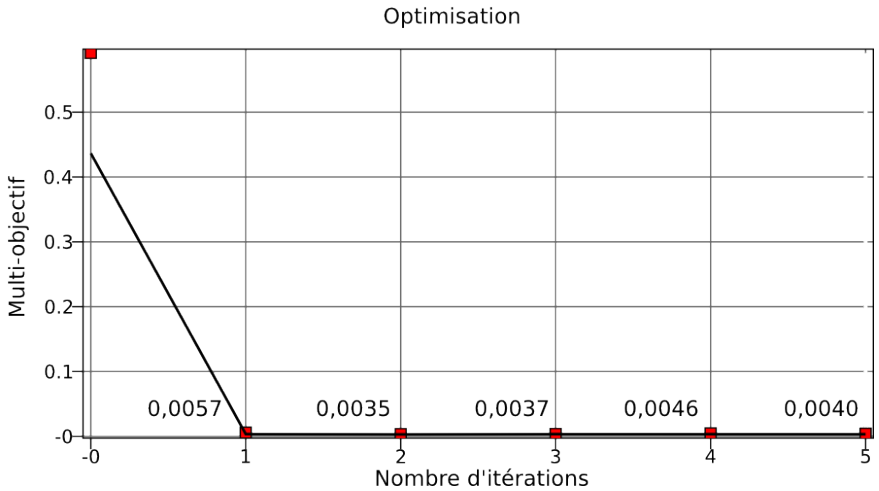


FIGURE 5.31: Évolution de la valeur du multiobjectif à minimiser en fonction des itérations

Le jeu de paramètres optimal qui minimise le multicritère (Figure 5.31) est déterminé à la deuxième itération. Les valeurs sont résumées dans le tableau 5.5, les autres paramètres restant inchangés par rapport au chapitre 4.

Paramètres	ET (%)	SLIMT	EA (GPa)	SC (MPa)
Valeurs	5.5	0.112	30	32
Paramètres	GBC (MPa)	XT (MPa)	GAB (MPa)	GMS (%)
Valeurs	3800	762	1840	55

Table 5.5: Paramètres optimums pour le composite Kevlar avec NS

Paramètres	ET (%)	SLIMT	EA (GPa)	SC (MPa)
Valeurs	3,16	0,07	39	34.5
Paramètres	GBC (MPa)	XT (MPa)	GAB (MPa)	GMS (%)
Valeurs	3000	691	3500	0.492

Table 5.6: Paramètres optimums pour le composite Kevlar sans NS

5.3 Conclusion

Dans ce chapitre dédié à la simulation, nous avons commencé par modéliser les essais de traction à 0° et 45° avec les paramètres identifiés au chapitre 4. Cette modélisation a permis de mettre en évidence plusieurs problèmes liés au modèle et à l'effet structure de l'éprouvette.

Pour les essais à 0°, la contrainte et la force en fonction de la déformation ont été sous-estimées à cause de la concentration de contrainte au niveau du congé. Une procédure d'optimisation a été nécessaire pour remonter aux vraies valeurs de contrainte et de déformation à rupture.

Pour les essais à 45° l'effet structure de l'éprouvette a très peu d'influence sur les résultats, mais le modèle utilisé ne permet pas de retranscrire correctement l'évolution de la section au cours de l'essai. Ceci est dû au fort réalignement de fibres responsable de l'évolution importante du coefficient de Poisson au-delà de la limite élastique.

Une analyse de sensibilité a été menée sur les deux essais pour révéler les paramètres qui ont le plus d'influence sur les réponses que l'on souhaite étudier. La sensibilité de la réponse à la taille du maillage a été également mise en évidence. Cette sensibilité au maillage est légèrement diminuée par le maintien des propriétés des éléments pour une courte déformation après rupture.

Nous nous sommes intéressés au comportement à l'impact sur les plaques en composite. La première modélisation, avec pour conditions aux limites l'encastrement de tous les nœuds sur pourtour du disque, a permis de reproduire qualitativement les phénomènes, mais d'un point de vue quantitatif ces conditions se sont révélées beaucoup trop sévères. En effet, un glissement au niveau des mors existe. Pour reproduire des conditions aux limites similaires, nous avons pris le parti de modéliser le dispositif de bridage. Grâce à une analyse de sensibilité, le déplacement à imposer sur les mors, au niveau des vis pour obtenir la force de bridage souhaitée, a été déterminé. Le coefficient de frottement propre aux conditions d'essai est ajusté par voie numérique pour obtenir le glissement correspondant aux observations. La comparaison des résultats d'impact numériques et expérimentaux a permis de valider le modèle et l'identification du modèle, mais aussi de montrer ses limites.

Conclusion générale et perspectives

Conclusion

L'objectif de ce travail de recherche découle d'une problématique industrielle : comment réduire la masse du casque aéronautique développé tout en maintenant un niveau de performances compatibles avec les normes et les exigences des utilisateurs ? Les performances du casque devant rester identiques, la réduction de masse ne peut se faire, que par un changement d'architecture –ceci a fait l'objet d'une étude de design-, et en utilisant des matériaux aux propriétés spécifiques améliorées.

Ce travail de thèse a débuté par la définition d'un essai sur structure élémentaire représentatif d'un impact perforant sur la coque d'un casque. Il fallait atteindre pour cet essai des sollicitations dynamiques similaires, une phénoménologie et des endommagements équivalents. La confrontation des résultats des essais menés au laboratoire avec les résultats de la littérature dans le domaine des impacts faibles vitesses sur composite a permis de définir une méthodologie et un dispositif expérimental d'impact. Un ensemble de matériaux composites candidats a donc été testé afin d'évaluer leur réponse à la perforation lors d'un impact. Le dispositif d'impact sur plaques bridées a permis de réaliser des essais sur plusieurs familles de matériaux composites (*Kevlar/époxy, Kevlar/Epoxy/Nanocharges, Carbone/PA12*). L'analyse des résultats a porté sur leur comportement macroscopique et également sur l'identification des mécanismes d'endommagement au niveau microscopique. De cette investigation, le matériau composite renfort Kevlar / matrice époxy chargée de copolymères triblocs (Nanostrength) a été sélectionné comme matériau constitutif de la coque du casque aéronautique.

Il était ensuite nécessaire d'évaluer l'influence du taux de Nanostrengths sur la réponse à l'impact du composite. La sensibilité de cette réponse a été aussi analysée en fonction du taux de fibre et de porosités. On note une influence significative du taux de fibres et du pourcentage de Nanostrengths sur le comportement à l'impact et la résistance à la perforation des plaques composites. Cette sensibilité a été mise en évidence par la réalisation d'une deuxième campagne d'essais et la définition de deux critères. L'un permet d'évaluer l'énergie nécessaire à l'initiation de la rupture et l'autre l'énergie dissipée par la rupture. L'étude a montré que les meilleures performances ont été obtenues pour des forts taux de fibres (proche de 70 %) et 10% de Nanostrengths. Cette première conclusion conduit à des recommandations sur la mise en œuvre de ce matériau composite chargé en nanoparticules d'élastomères. La réponse attendue (en vue d'une certification) de la coque à un impact ne pourra être atteinte que par une bonne maitrise du procédé de fabrication. Le procédé de mise en œuvre a en effet une influence non négligeable sur les caractéristiques de la structure du composite et par voie de conséquence sur ses propriétés mécaniques.

Le deuxième volet de cette thèse a été la modélisation du comportement des matériaux composites avec ou sans Nanostrength. Cette phase de modélisation impose une étude expérimentale de caractérisation de comportement des matériaux sous sollicitations statiques et dynamiques, le choix d'un modèle et son identification pour les deux matériaux. L'identification des propriétés du composite Kevlar époxy avec ou sans Nanostrength a nécessité la réalisation d'essais

matériaux.

Tout d'abord, les propriétés dans le plan du composite ont été déterminées par des essais de traction. Le pourcentage de Nanostrengths a une faible influence sur les propriétés élastiques du composite, mais agit de façon significative sur les seuils d'endommagement et sur son développement. Les mêmes constatations peuvent être faites pour les propriétés hors-plan déterminées par des essais de flexion 3 points. L'influence de la vitesse de déformation est étudiée sur le comportement en traction et en flexion du composite. Une augmentation significative de la déformation à rupture est mesurée pour le composite nano chargé en NS. Cependant, une baisse inexpliquée des modules est constatée sur tous les essais dynamiques. Lors de cette campagne expérimentale, une analyse fine des champs de déformation a été menée en utilisant la méthode de corrélation d'images. Cette analyse a montré certaines limites du modèle choisi. La mise en évidence de l'hétérogénéité des champs de déformation due au tissage et le phénomène de compétition entre l'endommagement de la matrice et la réorientation des fibres en sont des exemples.

La simulation d'un impact sur le casque a nécessité le choix d'une échelle de représentation et d'un modèle de comportement. Un modèle élastique endommageable a été choisi pour représenter le comportement du composite tissé. Ce modèle implémenté dans le code de calcul LS-DYNA pour des éléments coques permet de rendre compte de l'endommagement dans le plan du composite en traction, en compression et en cisaillement.

La confrontation des résultats expérimentaux et numériques des essais effectués pendant la phase d'identification montre qu'un recalage des valeurs des paramètres du modèle est nécessaire. Pour déterminer l'influence relative de chaque paramètre, une étude de sensibilité sur les essais de traction à 0° et 45° a été menée. Cette étude a permis d'optimiser les paramètres du modèle sur des essais quasi-statiques. Ensuite, les essais d'impact sur plaque bridée dans le dispositif circulaire ont été modélisés. La confrontation des résultats numériques et expérimentaux a révélé qu'une nouvelle procédure d'optimisation était nécessaire. Un nouveau jeu de paramètres, correspondant davantage aux valeurs identifiées en dynamique, a été déterminé.

Pour conclure, cette étude a permis la définition et l'élaboration d'un matériau composite aux performances améliorées vis-à-vis de la perforation. Un modèle de comportement de ce matériau a été proposé et identifié. De nombreux questionnements, concernant les hypothèses réalisées pour le modèle et pour l'identification, ont été soulevés grâce à l'analyse fine des champs de déformation et d'endommagement. Des simulations numériques ont permis d'optimiser les paramètres du modèle en vue d'une simulation complète d'un impact sur casque.

Perspectives

Ces travaux ont révélé les limites de l'approche macroscopique et du modèle de comportement utilisé, bien que la phénoménologie ait été décrite à l'échelle microscopique. Grâce à la base de données, constituée d'essais sur des matériaux et des structures, l'identification d'un modèle plus élaboré pourrait être réalisée. Plusieurs perspectives pourront améliorer la finesse de la modélisation et la description des phénomènes.

- Un modèle plus raffiné, décrit à l'échelle macroscopique et implémenté pour des éléments solides, prenant en compte les propriétés hors-plan du composite pourrait être utilisé.
- L'utilisation d'éléments cohésifs permettrait de modéliser le délaminage qui est responsable d'une part non négligeable de l'énergie dissipée.
- La réalisation de nouveaux essais de traction dynamique sur une nouvelle géométrie d'éprouvettes permettrait de lever le doute quant à l'identification des modules élastiques du composite.

- Le différentes zones du casque ne subissent pas la même vitesse de déformation au cours de l'impact. Un modèle viscoélastique permettrait de prendre en compte l'évolution des paramètres matériaux en fonction de la vitesse de déformation.
- La modélisation du calotin du casque nécessiterait l'identification d'un modèle de mousse et la réalisation d'essais complémentaires

Ces différentes étapes permettraient d'aboutir à une modélisation fine de l'impact sur le casque et de déterminer quels types d'endommagements permettent de dissiper le plus d'énergie et quels sont les assemblages les plus intéressants pour la réalisation du prototype de casque.

Bibliographie

[Man] *Hallquist, J.O. : LS-DYNA Theoretical Manual. Livermore Software Technology Corporation, Livermore, 2006.*

[2] (2006). Defence standard 05-102 military aircrew helmet impact standard. Rapport technique, Ministry of defence.

[3] Abdallah, E. A., Bouvet, C., Rivallant, S., Broll, B. et Barrau, J.-J. (2009). Experimental analysis of damage creation and permanent indentation on highly oriented plates. *Composites Science and Technology*, 69(7-8):1238 – 1245.

[4] Alcock, B., Cabrera, N., Barkoula, N.-M. et Peijs, T. (2006). Low velocity impact performance of recyclable all-polypropylene composites. *Composites Science and Technology*, 66(11-12):1724 – 1737.

[5] Alcock, B., Cabrera, N., Barkoula, N.-M., Wang, Z. et Peijs, T. (2008). The effect of temperature and strain rate on the impact performance of recyclable all-polypropylene composites. *Composites Part B : Engineering*, 39(3):537 – 547.

[6] Aymard, C., Le Roux, A. et Priou, P. (1997). Modélisation du délaminage dans un composite stratifié à partir d'un solveur de riemann. *Journal de Physique IV France*, 7: C3.809–C3.814.

[7] Ballère, L. (2008). *Tolérance aux dommages par impacts de structures courbes composites ; Effets d'échelles.* Thèse de doctorat, Arts et Métiers ParisTech.

[8] Ballère, L., Viot, P., Lataillade, j. L., Guillaumat, L. et Cloutet, S. (2009). Damage tolerance of impacted curved panels. *International Journal of Impact Engineering*, 36:243–253.

[9] Bandak, F. (1997). Biomechanic of impact traumatic brain injury. *Crashworthiness of Transportation System*, pages 53–93.

[10] Barsotti, R. (2009). Nanostrength block copolymers for epoxy toughening. *In ANTEC (SPE Conference), Chicago.*

[11] Barsotti, R., Chen, J. et Alu, A. (2010). Nanostrength block copolymers for wind energy. *In Materials Challenges in Alternative and Renewable Energies, Cocoa Beach.*

[12] Barton, J. et Guillemet, C. (2005). *Le verre, science et technologie.* Matériaux : Chimie. EDP sciences.

[13] Bathias, C. (2009). *Matériaux composites.* Dunod.

[14] Bergonnier, S. (2005). *Relations entre microstructure et propriétés mécaniques de matériaux enchevêtrés.* Thèse de doctorat, Université Paris 6.

[15] Berthelot, J.-M. (1992). *Matériaux composites.* Masson.

[16] Besnard, G., Hild, F. et Roux, S. (2006). "finite-element" displacement fields analysis from digital images : Application to portevin-le châtelier bands. *Experimental Mechanics*, 46:789–803.

[17] Bornert, M. (2007). Evaluation métrologique d'algorithmes de corrélation d'images numériques. *In 18 ème Congrès Français de Mécanique.*

[18] Castaings, M., Hosten, B. et Kundu, T. (2000). Inversion of ultrasonic, plane-wave transmission data in composite plates to infer viscoelastic material properties. *NDT & E International*, 33(6):377 – 392.

[19] Castanié, B., Aminanda, Y., Bouvet, C. et Barrau, J.-J. (2008). Core crush criterion to determine the strength of sandwich composite structures subjected to compression after impact. *Composite Structures*, 86:243 – 250.

[20] Chen, J. et Sun, C. (1985). Dynamic large deflection response of composite laminates subjected to impact. *Composite Structures*, 4(1):59 – 73.

[21] Chermaneanu, R., Guillaumat, L. et Dau, F. (2009). Transport de la variabilité dans les matériaux composites. *Comptes Rendus des JNC*, 16.

[22] Choi, I. H. et Lim, C. H. (2004). Low-velocity impact analysis of composite laminates using linearized contact law. *Composite Structures*, 66(1-4):125 – 132. Twelfth International Conference on Composite Structures.

[23] Christoforou, A. P. (2001). Impact dynamics and damage in composite structures. *Composite Structures*, 52(2):181 – 188.

[24] Couégnat, G. (2008). *Approche multiéchelle du comportement mécanique de matériaux composites à renfort tissé.* Thèse de doctorat, L'université de bordeaux 1.

[25] Dau, F. (2004). *Un élément fini C1 de coque à double courbure basé sur un modèle raffiné pour les problèmes linéaires et non linéaires de structures composites.* Thèse de doctorat, École des Arts et Métiers.

[26] de Morais, W., S.N.Monteiro et d'Almeida, J. (2005a). Effect of the laminate thickness on the composite strength to repeated low energy impacts. *Composite Structures*, 70(2):223 – 228.

[27] de Morais, W. A., Monteiro, S. N. et d'Almeida, J. R. M. (2005b). Evaluation of repeated low energy impact damage in carbon-epoxy composite materials. *Composite Structures*, 67(3):307 – 315. Dynamic Response of Advanced Materials and Structures.

[28] Delaet, M. (1995). *Influences des vitesses de chargement et de la temperature sur l'endommagement et la resistance de composites croises Verre/Epoxyde.* Thèse de doctorat, L'école nationale superieure d'arts et metiers.

[29] Di Landro, L., Sala, G. et Olivieri, D. (2002). Deformation mechanisms and energy absorption of polystyrene foams for protective helmets. *Polymer testing*, 21:217–228.

[30] Djahieche, A.-R. (2001). *Synthèse in situ de microparticules polyuréthane par polyaddition interfaciale dans un monomère époxyde. Application comme renforts de réseau époxyde-amine.* Thèse de doctorat, L'institut national des sciences appliquées de Lyon.

[31] Englemann, B., Whirley, R. et Goudreau, G. (New York (1989).). A simple shell element formulation for large-scale elastoplastic analysis. *In Analytical and Computational Models of Shells,*, 3.

[32] François, D. (2008). *Structural components : Mechanical Tests and Behavioral Laws*, volume Dynamic Tests, Jean-Luc Lataillade. ISTE ISBN : 9781848210158.

[33] François, D., Pineau, A. et Zaoui, A. (1992). *Comportement Mécanique des Matériaux.* Hermes.

[34] Froustey, C., Lambert, M., Charles, J. et Lataillade, J. (2007). Design of an impact loading machine based on a flywheel device : application to the fatigue resistance of the high rate pre-straining sensitivity of aluminium alloys. *Experimental Mechanics*, 47(6):709–721.

[35] Froustey, C. et Lataillade, J. L. (2008). Influence of large pre-straining of aluminium alloys on their residual fatigue resistance. *International Journal of Fatigue*, 30(5):908 – 916.

[36] Gadd, C. (1966). Use of the weighted impulse criterion for estimating injury hazard. 10th stapp car crash conference. *In 10th Stapp Car Crash Conference, Society of Automotive Engineers.*

[37] Gay, D. (1991). *Matériaux composites.* HERMES, 3 édition.

[38] Gilchrist, A. et Mills, N. (1994). Modelling of the impact response of motorcycle helmets. *International Journal of Impact Engineering*, 15, issue 3:201–218.

[39] Goda, K. et Phoenix, S. (1994). Reliability approach to the tensile strength of unidirectional cfrp composites by monte-carlo simulation in a shear-lag model. *Composites Science and Technology*, 50(4):457 – 468.

[40] Guillaumat, L. (1994). *Microfissuration des CMC : Relation avec la microstructure et le comportement mécanique.* Thèse de doctorat, L'université de Bordeaux 1.

[41] Gustin, J., Joneson, A., Mahinfalah, M. et Stone, J. (2005). Low velocity impact of combination kevlar/carbon fiber sandwich composites. *Composite Structures*, 69(4):396 – 406.

[42] Hashin, Z. (1965). On elastic behaviour of fibre reinforced materials of arbitrary transverse phase geometry. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 13(3):119 – 134.

[43] Heimbs, S., Strobl, F., Middendorf, P., Gardner, S., Eddington, B. et Key, J. (2009). Crash simulation of an f1 racing car front impact structure. *In 7th European LS-DYNA Conference.*

[44] Hild, F., Maire, E., Roux, S. et Witza, J.-F. (2009). Three dimensional analysis of a compression test on stone wool.

[45] Hild, F. et Roux, S. (2008). Correli q4 : A software for finite-element displacement field measurements by digital image correlation. Rapport technique, LMT.

[46] Hochard, C., Aubourg, P. A. et Charles, J. P. (2001). Modelling of the mechanical behaviour of woven-fabric cfrp laminates up to failure. *Composites Science and Technology*, 61(2):221 – 230.

[47] Hochard, C. et Thollon, Y. (2010). A generalized damage model for woven ply laminates under static and fatigue loading conditions. *International Journal of Fatigue*, 32(1):158 – 165. Fourth International Conference on Fatigue of Composites (ICFC4).

[48] Hosur, M., Adbullah, M. et Jeelani, S. (2005). Studies on the low-velocity impact response of woven hybrid composites. *Composite Structures*, 67(3):253 – 262. Dynamic Response of Advanced Materials and Structures.

[49] Hosur, M., Mohammed, A., Zainuddin, S. et Jeelani, S. (2008). Impact performance of nanophased foam core sandwich composites. *Materials Science and Engineering*, 498:100–109.

[50] Hui, S. K. et Yu, T. X. (2002). Modelling of the effectiveness of bicycle helmets under impact. *International Journal of Mechanical Sciences*, 44(6):1081 – 1100.

[51] Hurt, H., Onellet, J. et Thorn, D. (1981). Motorcycle accident cause factors and identification of countermeasures, vol. 1, final report, technical report. Rapport technique, Traffic Safety Center, University of Southern California, CA.

[52] Iannucci, L. et Willows, M. (2006). An energy based damage mechanics approach to modelling impact onto woven composite materials–part i : Numerical models. *Composites Part A : Applied Science and Manufacturing*, 37(11):2041 – 2056.

[53] Icardi, U. et Ferrero, L. (2009). Impact analysis of sandwich composites based on a refined plate element with strain energy updating. *Composite Structures*, 89:35–51.

[54] Imielinska, K. et Guillaumat, L. (2004). The effect of water immersion ageing on low-velocity impact behaviour of woven aramid-glass fibre/epoxy composites. *Composites Science and Technology*, 64(13-14):2271 – 2278.

[55] Jacobs, M. J. N. et Dingenen, J. L. J. V. (2004). Ballistic protection mechanisms in personal armour. *Journal of Materials Science*, 36:3137–3142.

[56] Jirasek, M. (1998). Nonlocal models for damage and fracture : Comparison of approaches. *International Journal of Solids and Structures*, 35(31-32):4133 – 4145.

[57] Kachanov, L. (1958). Time of the rupture process under creep conditions. *Izvestiya Akademii Nauk SSR Otd Tekh Nauk*, 8:26–31.

[58] Kostopoulos, V., Markopoulos, Y. P., Giannopoulos, G. et Vlachos, D. E. (2002). Finite element analysis of impact damage response of composite motorcycle safety helmets. *Composites Part B : Engineering*, 33(2):99 – 107.

[59] Ladevèze, P., Allix, O., Deü, J.-F. et Lévêque, D. (2000). A mesomodel for localisation and damage computation in laminates. *Computer Methods in Applied Mechanics and Engineering*, 183(1-2):105 – 122.

[60] Lataillade, J.-L. (1984). École d'hiver codemac.

[61] Lemaitre, J. (1996). *A Course on Damage Mechanics*. Springer.

[62] Liu, D.-S., Chang, C.-Y., Fan, C.-M. et Hsu, S.-L. (2003). Influence of environmental factors on energy absorption degradation of polystyrene foam in protective helmets. *Engineering Failure Analysis*, 10(5):581 – 591.

[63] Lubineau, G. (2002). *Sur un mésomodèle d'endommagement des composites stratifié relations micro-méso, possibilités et limites.* Thèse de doctorat, Ecole normale superieure de cachan.

[64] Maiez-Tribut, S. (2007). *Relations entre la composition d'un copolymère à blocs et la nanostructuration d'un polymère réticulé.* Thèse de doctorat, Institut National des Sciences Appliquées de Lyon.

[65] MARCIN, L. (2010). *Modélisation du comportement, de l'endommagement et de la rupture de matériaux composites à renforts tissés pour le dimensionnement robuste de structures.* Thèse de doctorat, Université Bordeaux 1.

[66] Matzenmiller, A., Lubliner, J. et Taylor, R. L. (1995). A constitutive model for anisotropic damage in fiber-composites. *Mechanics of Materials*, 20(2):125 – 152.

[67] McCarthy, M. A. et Wiggenraad, J. F. M. (2001). Numerical investigation of a crash test of a composite helicopter subfloor structure. *Composite Structures*, 51(4):345 – 359.

[68] Meyer, P. (1988). Low-velocity hard-object impact of filament-wound kevlar/epoxy composite. *Composites Science and Technology*, 33(4):279 – 293.

[69] Mitrevski, T., Marshall, I., Thomson, R., Jones, R. et Whittingham, B. (2005). The effect of impactor shape on the impact response of composite laminates. *Composite Structures*, 67(2):139 – 148. US Air Force Workshop Damage Assessment of Composite Structures.

[70] Morye, S. S., Hine, P. J., Duckett, R. A., Carr, D. J. et Ward, I. M. (1999). A comparison of the properties of hot compacted gel-spun polyethylene fibre composites with conventional gel-spun polyethylene fibre composites. *Composites Part A : Applied Science and Manufacturing*, 30(5):649 – 660.

[71] Naick, P. et Carnago, K. (1998). Theoretical relationship of hic-d to crush space for fmvss-201 head impact tests, and the effective use of fea in predicting hic for design, verification and optimization of countermeasures. *SAE Transactions*, pages 2465–2473.

[72] Otte, D., Chinn, B., Doyle, D., Strurrock, K. et Shuller, E. (1997). Accident description and analysis of motorcycle safety previous termhelmets. Rapport technique, Cost 327 Interim Reports, Accident Research Unit, Medical University Hanover, Germany.

[73] Pantos, E., Kockelmann, W., Chapon, L., Lutterotti, L., Bennet, S., Tobin, M., Mosselmans, J., Pradell, T., Salvado, N., Butí, S., Garner, R. et Prag, A. (2005). Neutron and x-ray characterisation of the metallurgical properties of a 7th century bc corinthian-type bronze helmet. *Nuclear Instruments and Methods in Physics Research Section B : Beam Interactions with Materials and Atoms*, 239(1-2):16 – 26.

[74] Pecault, S. (1996). *Tolérance au choc de structures sandwichs et effets d'échelle.* Thèse de doctorat, école nationale supérieure d'arts et métiers.

[75] Pineau, P., Couégnat, G. et Lamon, J. (2011). Virtual testing applied to transverse multiple cracking of tows in woven ceramic composites. *Mechanics Research Communications*, (0):–.

[76] Pinnoji, P., Mahajan, P., Bourdet, N., Deck, C. et Willinger, R. (2010). Impact dynamics of metal foam shells for motorcycle helmets : Experiments & numerical modeling. *International Journal of Impact Engineering*, 37(3):274 – 284.

[77] Rabotnov, Y. (1968). Creep rupture. *In Applied Mechanics. Proceedings of the 12th International Congress of Applied Mechanics.*

[78] Schneider, J., Aboura, Z., Khellil, K. et Marsal, M. B. D. (2009). Caractérisation du comportement hors plan d'un tissé interlock. *Comptes Rendus des JNC*, 16.

[79] Serrano, E., Gerard, P., Lortie, F., Pascault, J. et Portinha, D. (2008). Nanostructuration of unsaturated polyester by all-acrylic block copolymers. *Macromolecular Materials and Engineering*, 293:820–827.

[80] Sevkat, E., Liaw, B., Delale, F. et Raju, B. B. (2009). Drop-weight impact of plain-woven hybrid glass-graphite/toughened epoxy composites. *Composites Part A : Applied Science and Manufacturing*, 40(8):1090 – 1110. Special Issue : 15th French National Conference on Composites - JNC15.

[81] Shuaeib, F., Hamouda, A., Wong, S., Umar, R. R. et Ahmed, M. M. (2007). A new motorcycle helmet liner material : The finite element simulation and design of experiment optimization. *Materials & Design*, 28(1):182 – 195.

[82] Shuaeib, F. M., Hamouda, A. M. S., Umar, R. S. R., Hamdan, M. M. et Hashmi, M. S. J. (2002). Motorcycle helmet : Part i. biomechanics and computational issues. *Journal of Materials Processing Technology*, 123(3):406 – 421.

[83] Simo, J. et Hughes, T. (1986). On the variational foundations of assumed strain methods,. *Journal of Applied Mechanics*, 53:1685–1695.

[84] Sutton, M., Wolters, W., Peters, W., Ranson, W. et McNeill, S. (1983). Determination of displacements using an improved digital correlation method. *Image and Vision Computing*, 1(3):133 – 139.

[85] Thionnet, A. et Martin, C. (2004). *Mécanique et comportements des milieux continus - Tome 1, Concepts généraux.* Ellipses Marketing.

[86] Thionnet, A., Martin, C. et Barradas, S. (2004). *Mécanique et comportements des milieux continus - Tome 2, Applications et Théorie des Invariants.* Ellipses Marketing.

[87] Thollon, Y. et Hochard, C. (2009). A general damage model for woven fabric composite laminates up to first failure. *Mechanics of Materials*, 41(7):820 – 827.

[88] Tita, V., de Carvalho, J. et Vandepitte, D. (2008). Failure analysis of low velocity impact on thin composite laminates : Experimental and numerical approaches. *Composite Structures*, 83(4):413 – 428.

[89] Trias, D., Costa, J., Mayugo, J. et Hurtado, J. (2006). Random models versus periodic models for fiber reinforced composites. *Computational Materials Science*, 38:316–324.

[90] Triconnet, K. (2007). *Identification des proprietes mecaniques a partir de mesures de champs dans un materiau multi-phase.* Thèse de doctorat, l'école Nationale Supérieure d'Arts et Métiers.

[91] Triconnet, K., Derrien, K., Hild, F. et Baptiste, D. (2009). Parameter choice for optimized digital image correlation. *Optics and Lasers in Engineering*, 47(6):728 – 737.

[92] Tsai, S. W. et Hahn, H. T. (1980). *Introduction to composite materials*. Technomic.

[93] Tsitsiris, H. (2009). *Techniques expérimentales avancées aux barres de Hopkinson et imagerie rapide*. Thèse de doctorat, ENS Cachan / LMT.

[94] Viano, D. (1988). Biomechanic of head injury. toward a theory linking head dynamic motion, brain tissue deformation and neural trauma. *SAE Transactions Paper No 881706*, pages 1070–1089.

[95] Viot, P. (2007). Polymer foams to optimize passive safety structures in helmets. *International Journal of Crashworthiness*, 12 (03):299–310.

[96] Viot, P., Ballère, L., Guillaumat, L. et Lataillade, J.-L. (2008). Scale effects on the response of composite structures under impact loading. *Engineering Fracture Mechanics*, 75(9):2725 – 2736. Fracture of Composite Materials.

[97] Witowski, K., Feucht, M. et Stander, N. (2011). An effective curve matching metric for parameter identification using partial mapping. *8th European LS-DYNA Users Conference, Strasbourg*.

Annexes

A Méthode de corrélation d'images appliquée à la mécanique.

Les techniques classiques de mesure de déformation donnent accès à des mesures moyennes sur une ligne (cas des extensomètres à couteaux ou à laser) ou à des mesures moyennes locales (jauge de déformation). Une technique expérimentale de mesure de déformation de plus en plus utilisée est la corrélation d'images. L'avantage de cette technique est d'obtenir non pas des mesures scalaires, mais des champs de déformation sur toute une région.

La corrélation d'images appliquée à la mécanique est une méthode de mesure optique 2D ou 3D qui permet de mesurer des champs de déplacements. L'intérêt de cette méthode est double. Elle permet de déterminer, sans contact, les déplacements et par voie de conséquence les déformations. Elle permet aussi, selon la résolution utilisée, de faire apparaître des hétérogénéités de comportement. Les premières techniques ont été développées au début des années 1980 par Sutton [84].

A.1 Principe de la corrélation d'images

Le principe de la corrélation d'images numériques consiste à déterminer le champ de déplacement par appariement de zones homologues sur l'objet de référence et l'objet déformé [91, 44, 45, 16, 14]. Deux conditions majeures doivent être respectées pour appliquer cette méthode sur des images bidimensionnelles. Tout d'abord, la surface étudiée doit présenter un motif aléatoire avec une dynamique de niveaux de gris maximale. Ensuite, le capteur optique doit être parallèle à la région d'intérêt (ROI, Region Of Interest, Figure 32) pour éviter tout déplacement hors-plan responsable d'artefact de mesure.

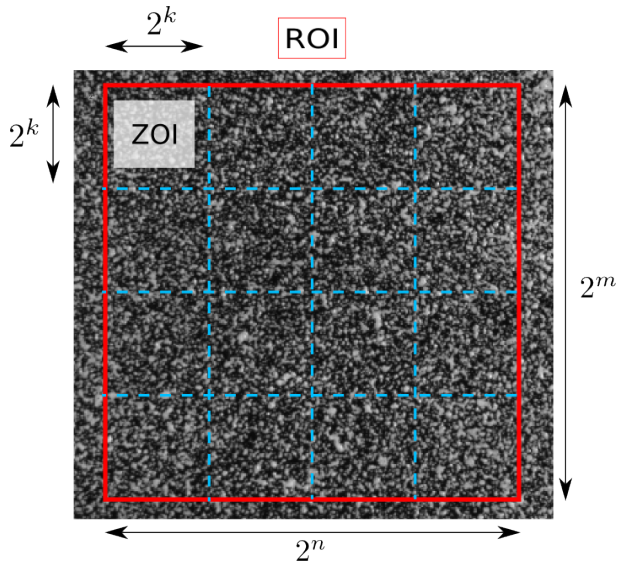


FIGURE 32: Définition de la région d'intérêt (ROI) et des zones d'intérêt (ZOI)

L'image est découpée en plusieurs zones (figure 32), appelées ZOI (Zone Of Interest). La procédure de corrélation est appliquée pour chaque ZOI afin d'obtenir un champ de déplacement. C'est à partir de ce champ de déplacement que sont calculées les déformations. Dans la plupart des logiciels de corrélation d'images, les zones ont des tailles en puissance de 2 (2^k, figure32) afin d'optimiser le calcul de corrélation (utilisation de la transformation de Fourier rapide (FFT)).

L'appariement de ZOI est réalisé par maximisation d'une fonction d'intercorrélation calculé sur les niveaux de gris des ZOI. La recherche de ce maximum nécessite une procédure d'optimisation. Elle est accompagnée d'une interpolation de la fonction d'intercorrélation qui permet d'améliorer la précision de la mesure à un niveau souspixel.

D'un point de vue mathématique, la corrélation d'images est basée sur la comparaison de deux signaux (champ de niveaux de gris sur une ZOI) appelés image de référence $f(x)$ et image déformée $g(x)$. La variable x est utilisée pour une coordonnée 2D. L'objectif est de rechercher la transformation ϕ telle que $g(x) = f(\phi(x))$. Un grand nombre de travaux [17] se limite à un mouvement de translation pour la transformation ϕ et c'est le choix que nous ferons également. Pour calculer le déplacement entre les deux images, un vecteur déplacement u est recherché tel que :

$$g(x) = f(x+u) + b(x) \tag{2}$$

Où $b(x)$ caractérise le bruit de mesure et le bruit numérique.

Le problème consiste à minimiser la différence entre $g(x)$ et $f(x+u)$ selon la norme 2 des fonctions de carré sommable.

$$\begin{aligned} \min_u \|g - f(. - U)\| &\iff \min_u \int [g(x) - f(x-u)]^2 \, dx \\ &\iff \min_u \left[\int \underset{\geqslant 0}{g^2(x)} dx + \int \underset{\geqslant 0}{f^2(x+u)} dx - 2 \int (g(x) f(x+u) dx \right] \end{aligned} \tag{3}$$

La résolution de l'équation 3 revient à chercher le déplacement u qui maximise la fonction d'intercorrélation :

$$\max_u \left[\int g(x) f(x+u) dx \right] = \max_u \left[(g \star f)(u) \right] \tag{4}$$

Où $\star$ est le produit d'intercorrélation.

La sensibilité de la mesure dépend fortement du motif aléatoire (texture ou mouchetis) des images enregistrées. Une analyse d'un mouchetis est présentée dans la section A.3.

A.2 Choix du logiciel de corrélation d'images

Dans la communauté française, Michel Bornert [17] a répertorié en 2007 sept logiciels différents de corrélation d'images utilisés en France. Il s'agit de 7D (P. Vacher, Univ. Savoie), Aramis 2D (S. Mistou, ENIT), Correla (J.C. Dupré/F. Brémand/P. Doumalin, Univ. Poitiers), Correli (F. Hild, ENS Cachan), CorrelManuV (M. Bornert, EP), KelKins (B. Wattrisse, Univ. Montpellier) et Vic-2D (L. Robert/J.J. Orteu, EMAC).

Pour cette étude, le logiciel $CORRELI^{Q4}$ [45] est utilisé. Il permet de travailler sur une séquence d'images et de déterminer des champs de déplacements et d'en déduire des champs de déformations. L'intérêt de ce logiciel par rapport aux logiciels commerciaux est de pouvoir maîtriser toutes les étapes du calcul. De plus, ce logiciel permet de mettre en place des indicateurs d'erreurs permettant d'évaluer la qualité du traitement par corrélation. [91].

A.3 Estimation à priori de la qualité de mesure

La précision de mesure par corrélation d'images dépend bien évidemment de la qualité de la prise de vue, donc dépend entre autres de la sensibilité du capteur optique et de la qualité du mouchetis déposé sur l'objet observé. Ce mouchetis est caractérisé par son histogramme de niveau de gris et par la fonction d'intercorrélation.

A.3.1 Encodage d'une image

La précision théorique de la corrélation d'images est directement liée à l'encodage des images [90] (Tableau 7). En effet, plus le gradient de niveau de gris est important, plus la précision est élevée.

Encodage (*bits*)	Nombre de niveaux de gris codé	Sensibilité maximale (px)
8	256	$3,9 \times 10^{-3}$
10	1024	$9,76 \times 10^{-4}$
12	4096	$2,44 \times 10^{-4}$
16	65536	$1,52 \times 10^{-5}$

TABLE 7: Sensibilité maximale en pixel, de la corrélation en fonction du niveau d'encodage du capteur

Deux capteurs sont utilisés pour enregistrer les images, suivant la vitesse de déformation imposée à l'échantillon.

Les essais nécessitant une vitesse d'acquisition élevée sont réalisés avec une caméra rapide (APX-RS) possédant un capteur 12 bits. La précision théorique est alors de $2,44 \times 10^{-4}\, px$.

Pour les essais quasi-statiques, un appareil photo numérique Canon EOS50D est utilisé. Dans ce cas, les images sont encodées en 24 bits RVB, c'est-à-dire que chaque pixel est codé sur 1

octet pour la couleur rouge, 1 octet pour le vert et 1 octet pour le bleu. Cependant, les capteurs couleur sont moins performants que les capteurs noir et blanc pour la corrélation d'images, car ils filtrent une partie du flux lumineux.

Le code RVB d'un pixel est en effet calculé grâce à l'interpolation des valeurs des pixels voisins. Pour retrouver les valeurs du flux lumineux sur chaque pixel, la fonction suivante est utilisée :

$$PixelNB = 0.3 \times PixelR + 0.59 \times PixelV + 0.11 \times PixelB \tag{5}$$

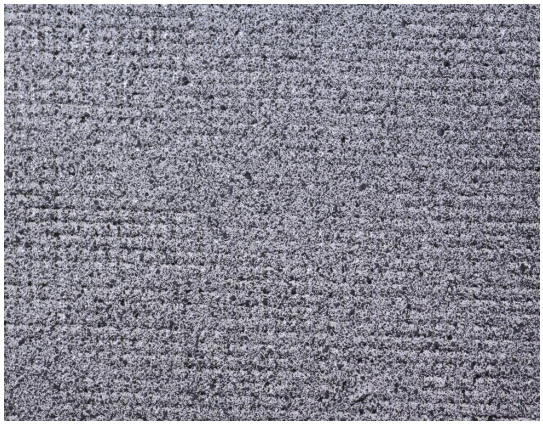
L'application du traitement correspondant à l'équation (5) ramène l'encodage sur une dynamique de 8 bits.

Pour augmenter la précision de la corrélation, un traitement supplémentaire permettant d'avoir un codage sur 12 bits peut être appliqué sur ces images. Il consiste à sommer les niveaux de gris sur des carrés de 4×4 pixels. Chaque nouveau pixel aura une valeur comprise entre 0 et 4080 ; 0, si les 16 pixels sont tous noirs et 4080 si les 16 pixels sont tous blancs. La précision théorique de la corrélation est alors de $2,44 \times 10^{-4}\,px$, mais cette opération se fait au détriment de la résolution de l'image (divisée par 16).

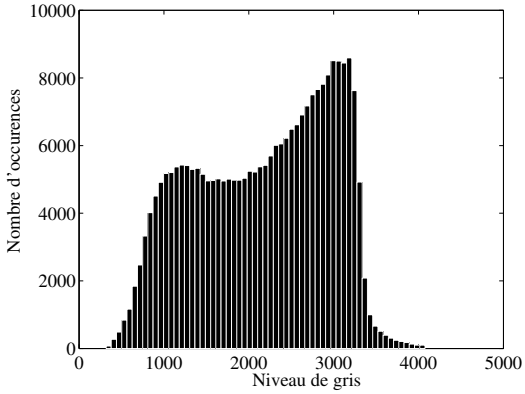
A.3.2 Étude de l'histogramme

L'histogramme est un indicateur qui permet d'avoir des informations relatives à la distribution des niveaux de gris de l'image. Deux exemples d'analyse d'images sont présentés : une sur un mouchetis déposé sur une éprouvette en Kevlar (K90-1) et l'autre sur un mouchetis déposé sur un Carbostamp (C45-2).

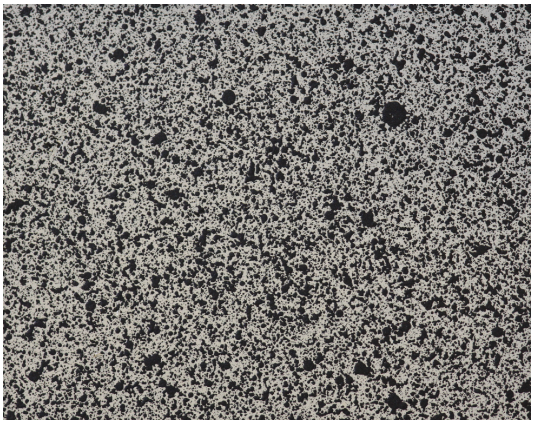
L'histogramme de l'image C45-2 (figure 33d) indique que l'image contient beaucoup de noir [de 0% à 25% de la dynamique], de blanc [75% à 100%] et peu de gris [50% à 75%]. Au contraire, l'histogramme du K90-1 (figure 33b) présente une distribution de niveau de gris beaucoup plus étendue. À priori, l'histogramme de l'image C45-2 est le meilleur puisque la précision de la corrélation est favorisée par un fort gradient de texture.



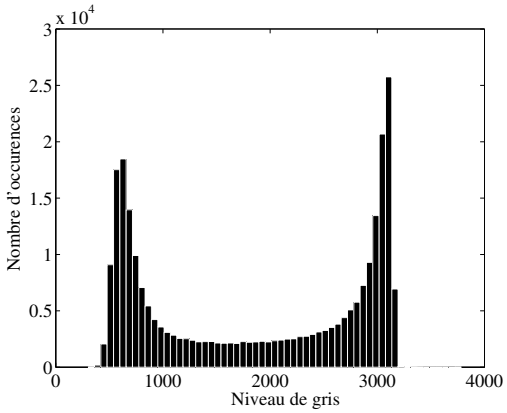
(a) Image du K90-1



(b) Histogramme du K90-1



(c) Image du C45-2



(d) Histogramme du C45-2

FIGURE 33: Image de référence et son histogramme correspondant

L'histogramme fournit une information globale sur la texture de l'image, mais le calcul de corrélation est effectué au niveau des ZOI. Cela signifie que la dynamique de l'image peut être satisfaisante sans pour autant que celle des ZOIs le soit. Ce sont donc les histogrammes de chaque ZOI qui doivent être étudiés. Il faut donc vérifier si chaque histogramme de ZOI possède suffisamment d'informations (sachant que la dimension d'une ZOI varie de 4 à 128 pixels de côté). Cette recherche sera la première étape dans le choix d'une taille de ZOI.

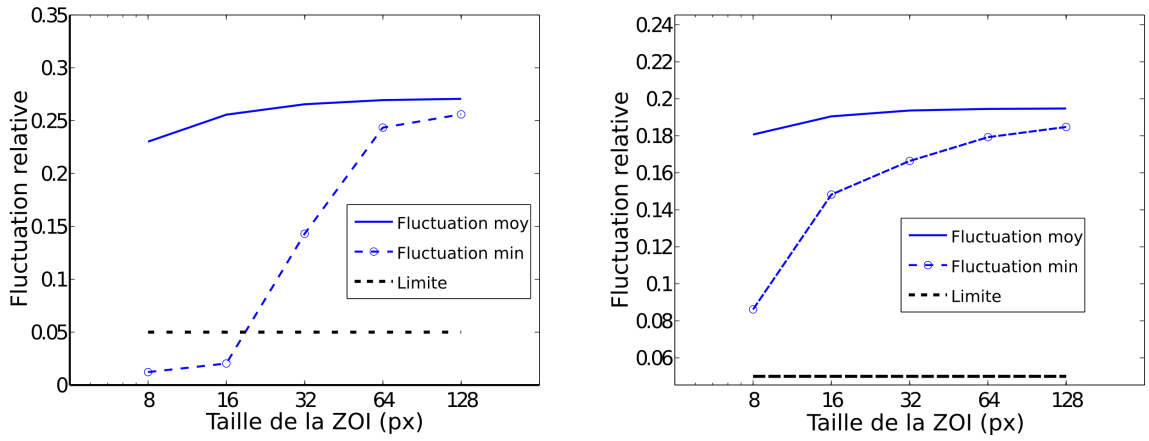
Pour chaque taille de ZOI et sur chaque ZOI ($zoi(x, y)$), la fluctuation relative f_r de niveaux de gris est calculée. Cette fonction est définie comme étant l'écart type de la distribution des niveaux de gris divisé par le niveau de gris maximum trouvé sur toutes les ZOI.

$$f_r(zoi) = \frac{\sigma(zoi(x, y))}{\underset{x,y}{max}(zoi(x, y))} \tag{6}$$

Deux indicateurs sont alors définis (figure 34a et 34b) :

- Le premier est la moyenne des fluctuations sur l'ensemble des ZOI ($< f_r >$) et donne une information quantitative moyenne.
- Le deuxième est la fluctuation relative minimale ($f_{r\,min} = \underset{zoi}{min} < f_r(zoi) >$), ce critère doit être supérieur à 0.05 [45].

Pour l'exemple considéré, la taille des ZOI doit être supérieure à 32 pour l'éprouvette C45-2 et supérieure à 8 pixels pour l'éprouvette K90-1. En effet, les gouttes de peinture noire de



(a) Fluctuation relative pour le C45-2

(b) Fluctuation relative pour le K90-1

FIGURE 34: Fluctuation relative des niveaux de gris

taille importante sur l'éprouvette C45-2 pénalisent fortement la qualité de son mouchetis. En conclusion l'histogramme permet d'avoir une information globale sur la qualité de l'image, mais ceci doit être complété par l'analyse des fluctuations relatives.

A.3.3 Étude de la texture par la fonction d'autocorrélation

Un deuxième critère basé sur le rayon d'autocorrélation est calculé sur chaque ZOI pour établir la taille optimale d'une ZOI. La formule d'autocorrélation est rappelée ci-dessous pour un signal continu $x(t)$:

L'autocorrélation consiste à corréler deux images identiques, l'une étant décalée spatialement par rapport à l'autre. Plus la décroissance de l'autocorrélation est franche autour de la position de superposition, plus l'algorithme de corrélation déterminera facilement le déplacement recherché. La fonction d'autocorrélation dépend uniquement de la texture de l'image et donne des renseignements importants sur la robustesse de la recherche du maximum.

$$R_f(\tau) = \int_{-\infty}^{+\infty} x(t+\tau)x^*(t)dt \tag{7}$$

Les opérations sont réalisées dans l'espace de Fourier afin de simplifier les calculs. Le théorème de Wiener–Khintchine énonce que la transformée de Fourier de l'autocorrélation est le produit de la transformée du signal par son conjugué.

$$\Gamma(\omega) = \int_{-\infty}^{+\infty} \int_{-\infty}^{+\infty} x^*(t)x(t+\tau)e^{+j\omega t}dtd\tau \tag{8}$$

Où x^*est le conjugué de x, j est le nombre imaginaire tel que $j^2 = -1$, et Γ la transformation de Fourier de l'autocorrélation.

Ce qui équivaut à :

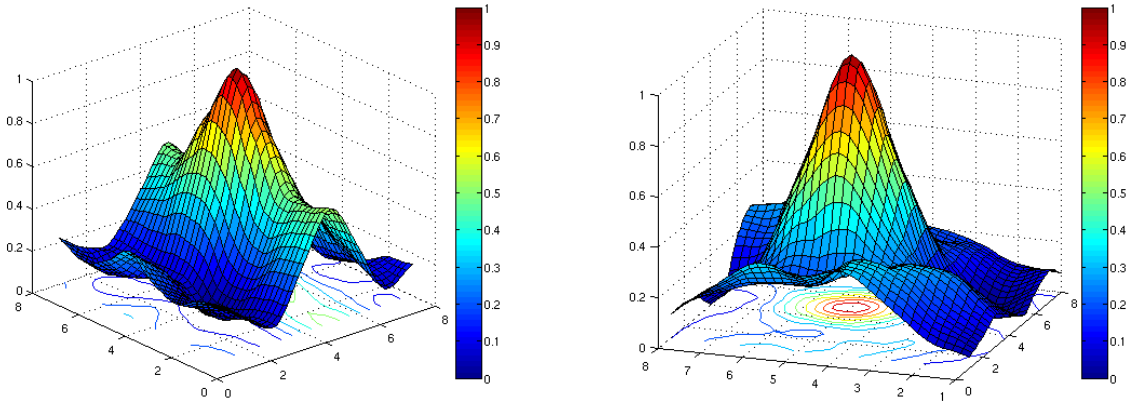
$$\Gamma(\omega) = X(\omega)X^*(\omega) \tag{9}$$

La première étape consiste à réaliser une transformation de Fourier discrète sur la ZOI $zoi(x, y)$.

$$ZOI(\omega, \varpi) = F_{2dis}(zoi(x, y)) \tag{10}$$

Où F_{2dis} est la transformée de Fourier discrète 2D.
L'autocorrélation des ZOI est calculée dans l'espace de Fourier grâce à la formule suivante :

$$R_f(\tau) = Re\left(F_{2dis}^{-1}\left(ZOI(\omega, \varpi) \times ZOI^*(\omega, \varpi)\right)\right) \tag{11}$$

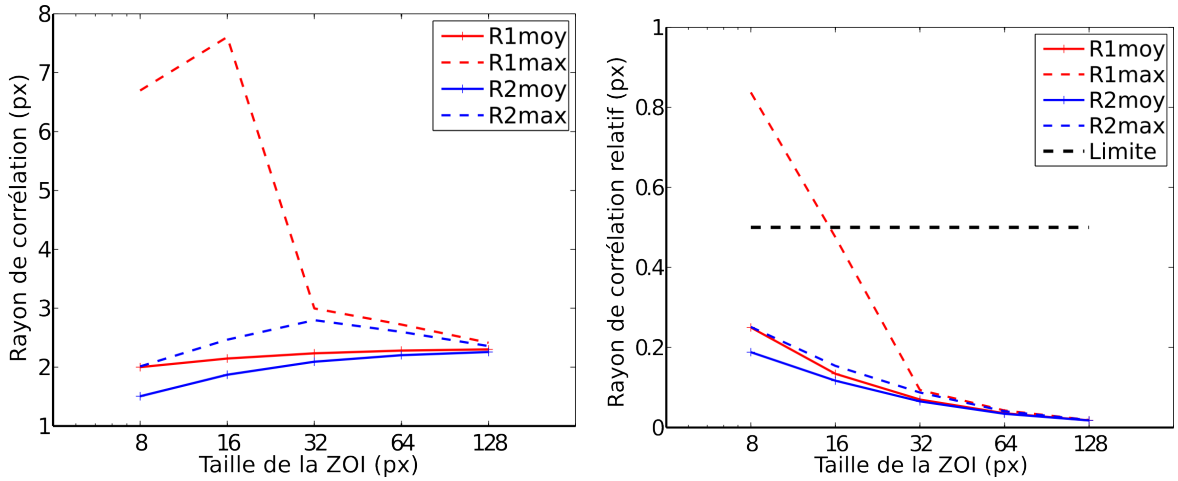


(a) C45-2 (b) K90-1

FIGURE 35: Fonction d'autocorrélation interpolée pour une zone de 8 pixels

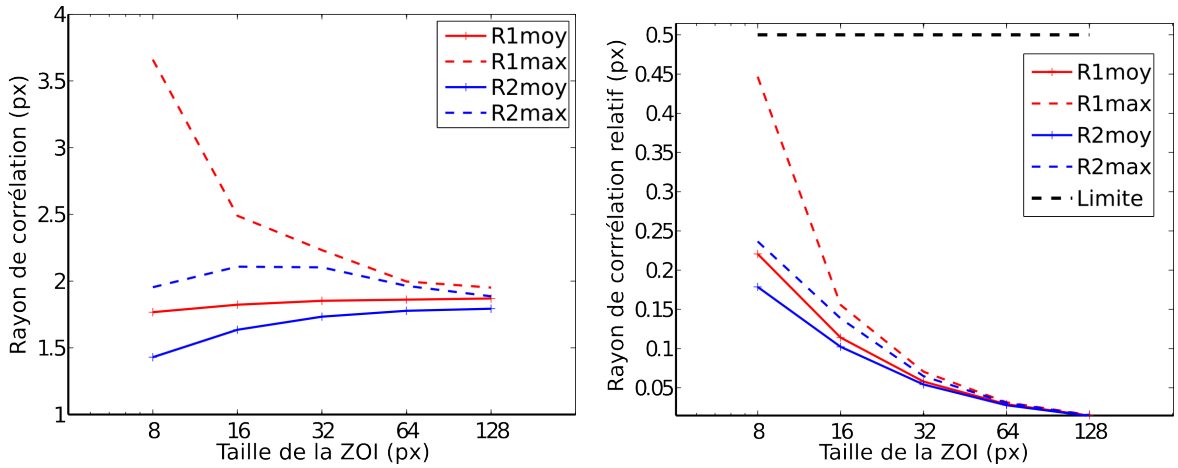
La figure 35 montre la cartographie des valeurs de la fonction discrète d'autocorrélation recalée au centre du domaine. Le calcul a été fait pour une ZOI de 8x8 pixels. D'une manière générale la décroissance de la fonction d'autocorrélation de la texture du K90-1 est plus franche que celle du C45-2. La texture du K90-1 permettra donc un calcul plus robuste. Sur le graphique du C45-2 une dissymétrie de la fonction est également remarquée. Ceci met en évidence l'anisotropie du mouchetis. Le calcul des déplacements sera moins robuste dans cette direction.

Pour évaluer cette fonction sur toutes les ZOIs, deux rayons dits d'autocorrélation (R1 et R2) sont calculés. Ils correspondent aux axes de l'ellipse obtenue par l'intersection de la fonction d'autocorrélation et d'un plan d'équation $R_f = cte$. Les rayons de corrélation moyens, maximums et normalisés sont représentés figure 36 pour le C45-2 et le K90-1.



(a) Rayon d'autocorrélation pour le C45-2 (b) Rayon d'autocorrélation normalisé (C45-2)

FIGURE 36: Indicateur d'autocorrélation



(a) Rayon d'autocorrélation pour le K90-1 (b) Rayon d'autocorrélation normalisé (K90-1)

FIGURE 37: Indicateur d'autocorrélation

Sur la figure 36a des valeurs très différentes de R1max et R2max témoignent également de l'anisotropie du mouchetis déposé sur l'éprouvette C45-2. Le mouchetis de K90-1 est isotrope puisque les deux rayons ont des valeurs voisines (figure 37b). Cet indicateur est encore plus pertinent lorsqu'il est normalisé par la taille de la ZOI (Figure 36b et 37b).

A.3.4 Incertitude de déformation

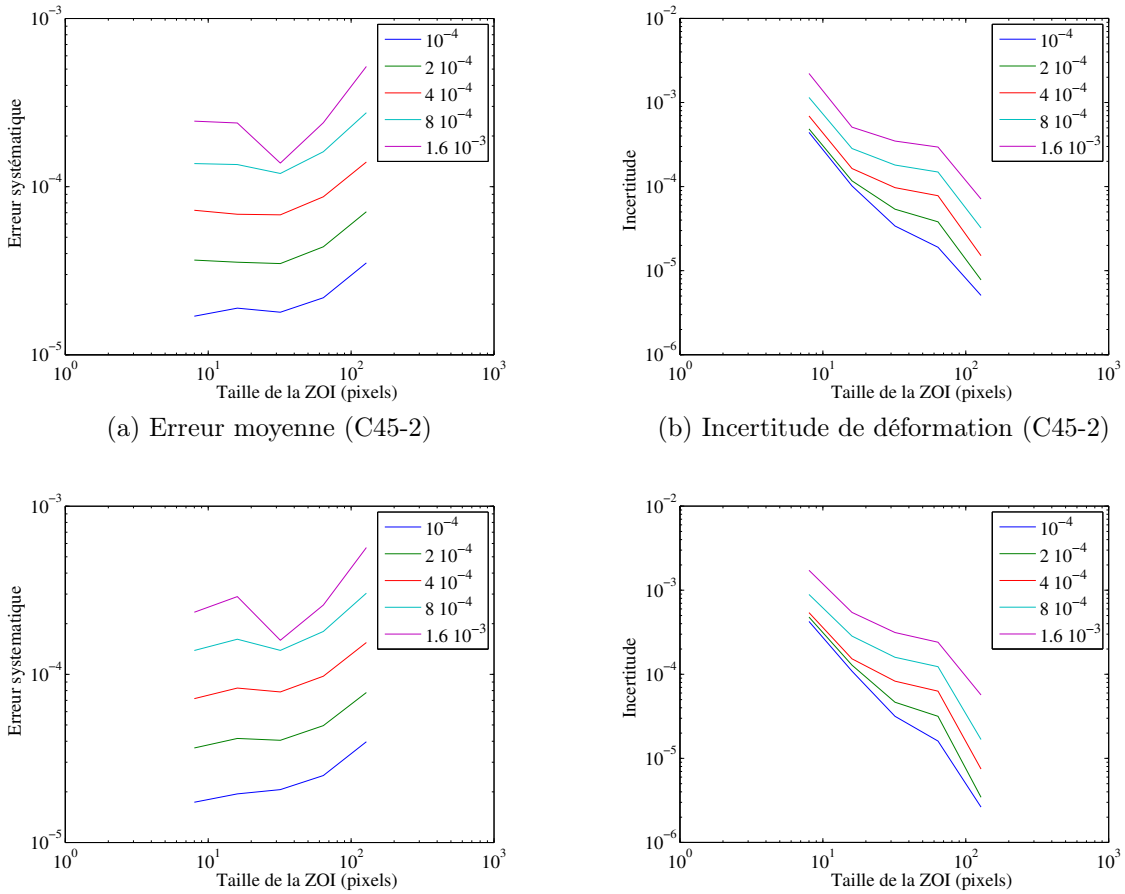
L'étude d'incertitude en déformation permet d'estimer l'erreur systématique faite sur les calculs de déformation. Cette étude est basée sur un calcul de corrélation entre une image de référence et cette même image artificiellement déformée. La déformation calculée est alors comparée à la déformation imposée. Le calcul est réalisé pour chaque ZOI et chaque valeur de déformation prédéterminée.

Pour cette étude, cinq valeurs de déformation (10^{-4}, 2×10^{-4}, 4×10^{-4}, 8×10^{-4}, 1.6×10^{-3}) ont été choisies.

Le premier indicateur est l'erreur systématique. Il est calculé comme étant la différence entre la moyenne du champ de déformation calculée et la déformation imposée. Pour nos exemples

l'erreur systématique augmente en fonction de la déformation (figure 38a et 38c). De plus, il est intéressant de remarquer qu'une grande taille de ZOI n'implique pas une faible erreur. Dans ce cas un optimum est trouvé pour une taille de ZOI de 32 pixels.

Le deuxième indicateur est de nature statistique, car c'est l'écart type du champ de déformation calculé pour chaque taille de ZOI (figure 38b et 38d). Pour nos exemples, il permet de faire deux constats : l'incertitude de déformation décroît en fonction de la taille des ZOI et augmente en fonction de la déformation imposée.



(a) Erreur moyenne (C45-2)

(b) Incertitude de déformation (C45-2)

(c) Erreur moyenne (K90-1)

(d) Incertitude de déformation (K90-1)

FIGURE 38: Incertitude de déformation pour les éprouvettes C45-2 et K90-1

En tenant compte de ces deux indicateurs, la taille de ZOI doit être de 32 pixels pour les deux images. Pour cette taille l'erreur systématique moyenne augmente peu en fonction de la déformation (figure 39), contrairement à l'écart type qui est particulièrement sensible à la déformation. Cela confirme l'intuition d'utiliser la plus grande zone possible pour calculer la déformation macroscopique, mais au détriment de la résolution spatiale.

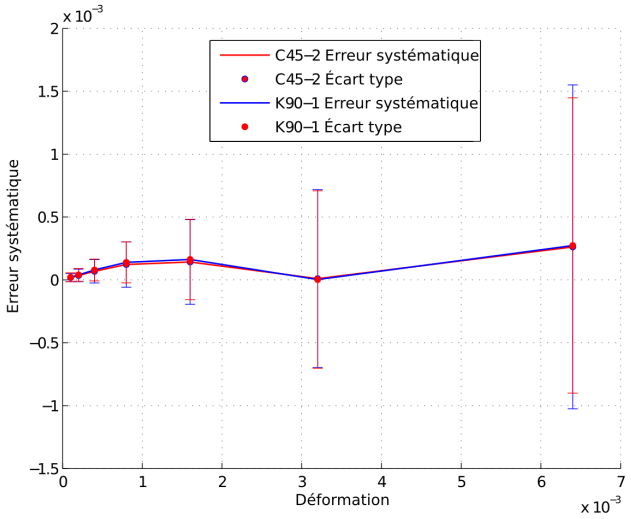
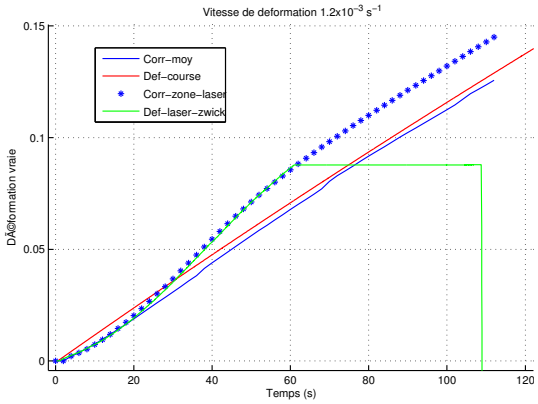


FIGURE 39: Erreur systématique et écart type pour une ZOI de 32 pixels.

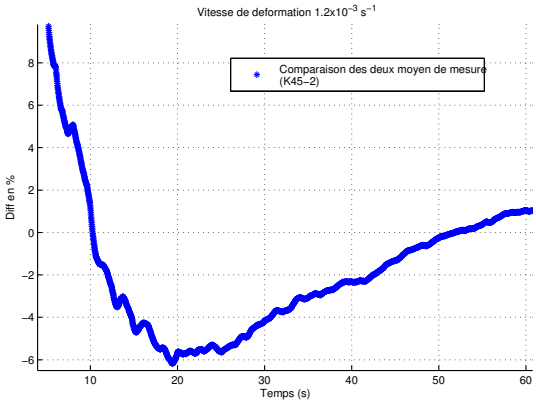
A.4 Validation de notre méthode de mesure par corrélation d'images

Pour évaluer la pertinence des mesures par corrélation d'images, une première approche consiste à comparer la déformation longitudinale moyenne obtenue (sur toute la surface de l'éprouvette) par corrélation avec la déformation calculée à partir du déplacement de la traverse. Ces deux mesures renseignent sur le comportement moyen du matériau. La concordance des deux mesures (Corr-moy et Def-course sur la figure 40) indique que la méthode de corrélation d'image permet d'obtenir avec une bonne précision la déformation moyenne, si on suppose que la machine de traction se déforme peu lors de cet essai. Pour vérifier cette hypothèse, l'instrumentation a été complétée par un extensomètre laser.

Les déformations mesurées sur la même zone de l'éprouvette par l'extensomètre laser (Def-laser-zwick) et par corrélation d'images (Corr-zone-laser) (figure 40) sont comparées. Le pourcentage d'écart entre les deux mesures (figure 40b) est important au début de l'essai (8%). Ceci s'explique par l'utilisation d'un échantillonnage plus lent pour la corrélation d'images que pour l'extensomètre laser. Cet écart diminue rapidement pour rester inférieur à 6 % et atteindre une valeur de 1% en fin d'acquisition (60 s). Notre méthode de traitement par corrélation d'images permet d'obtenir le champ de déformation avec une bonne précision ; cette méthode est donc utilisée pour l'ensemble des essais.



(a) Comparaison des différents moyen de mesure de la déformation



(b) Différence en % entre la déformation donnée par le laser et par la corrélation d'image sur la même zone

FIGURE 40: Mesure réalisée sur une éprouvette Kevlar de 250x50 mm à 45°

ÉTUDE DU COMPORTEMENT DYNAMIQUE DE MATÉRIAUX COMPOSITES SOUS SOLLICITATIONS DE CHOCS - APPLICATION À UN CASQUE AÉRONAUTIQUE

RÉSUMÉ : Constitué d'un calotin en mousse et d'une coque extérieure, un casque protège la tête d'un impact, respectivement en dissipant une partie de l'énergie du choc et en limitant la pénétration d'un objet impactant. Une attention particulière est portée à la coque du casque. En effet, même si la plus grande partie de l'énergie est dissipée par la mousse, la coque assure deux rôles essentiels qui sont la protection à la pénétration et la distribution des déformations sur la mousse. De plus, du côté industriel le gain de masse peut s'avérer plus important sur la coque que sur la mousse. L'objectif de ce travail de recherche, réalisé en collaboration avec Thalès Avionics, est d'établir, pour la coque, des relations entre les phénomènes intervenants à l'échelle microscopique et la réponse macroscopique de la structure lors d'une sollicitation. D'un point de vue industriel, cette étude permet de sélectionner des matériaux aux caractéristiques améliorées vis-à-vis de l'impact. Une première campagne d'essais a révélé que l'ajout de copolymère tribloc (Nanostrengths) dans la matrice du composite Kevlar/Époxy augmente significativement les performances à l'impact du composite. En premier lieu, l'influence des caractéristiques physico-chimiques sur le comportement à l'impact est étudiée. Il en ressort qu'un fort taux de fibre couplé à 10% de Nanostrength améliore significativement la résistance à la perforation et augmente l'énergie dissipée. Ensuite, en vue de modéliser la coque du casque et de déterminer les phénomènes qui favorisent la dissipation d'énergie, un modèle de comportement est choisi. Il s'agit d'un modèle élastique endommageable. L'identification du modèle est réalisée en quasi-statique et en dynamique grâce à des essais matériaux. L'identification du modèle est optimisée et validée par la confrontation des résultats expérimentaux et des résultats de simulation. Ce travail constitue la première étape, vers la modélisation du casque dans le but de quantifier les phénomènes et d'optimiser sa structure vis-à-vis de l'application industrielle.

MOTS-CLÉS : Matériaux composites, impact, dynamique, caractérisation, sécurité passive, modélisation de l'endommagement, aéronautique

STUDY OF DYNAMIC BEHAVIOR OF COMPOSITE MATERIALS APPLIED TO AERONAUTICAL HELMET

ABSTRACT : The structural components of the helmet are designed to protect the head from impact by dissipating the kinetic energy of the projectile and ensuring that any contact between the projectile and the impacted body is avoided. Most of the energy is dissipated by the inner core but the outer shell must be designed with the greatest attention since the structure has several critical roles during impact : resisting the perforation by the projectile and assisting the distribution of load on the foam. In addition, from a design point of view, the mass gain may be more important on the shell than on the foam. Though the outer shell and the inner foam are both essential, particular attention is paid to the helmet shell. The objective of this research, in collaboration with Thales Avionics, is to establish a relationship between phenomena occurring at the microscopic level and the macroscopic response. The study will provide significant new information to industry to aid them in selecting materials with improved characteristics under impact. A first series of tests revealed that the addition of triblock copolymer (Nanostrength) in the matrix of the Kevlar/Epoxy composite significantly increased the impact performance of the composite. The influence of the physico-chemical parameters on impact behavior was studied. It was observed that a high fibre weight fraction coupled with 10% Nanostrength considerably improved puncture resistance and increased the energy dissipated. Next, in order to understand the processes that promote energy dissipation and model numerically the helmet shell a behavior law was chosen. The model was an elastic material model with damage. Quasi-static and dynamic tests were performed to obtain the material parameters. The model identification was optimized and validated by comparing experimental data and simulation results. This work presents a significant first step towards developing a numerical model of the helmet that can quantify the phenomena and optimize the structure for industrial applications.

KEYWORDS : Composite materials, impact, dynamic, scale effects, passive security, damage modelling, aeronautical