# Contribution à la caractérisation des mécanismes dissipatifs sous sollicitation d'impact de structures composites sandwichs intégrant des fibres naturelles. Proposition d'une zone d'absorption pour siège pilote

Clément Audibert

▶ **To cite this version:**

Clément Audibert. Contribution à la caractérisation des mécanismes dissipatifs sous sollicitation d'impact de structures composites sandwichs intégrant des fibres naturelles. Proposition d'une zone d'absorption pour siège pilote. Autre. ISAE-ENSMA Ecole Nationale Supérieure de Mécanique et d'Aérotechique - Poitiers, 2017. Français. NNT : 2017ESMA0030 . tel-02155522

**HAL Id: tel-02155522**

**https://theses.hal.science/tel-02155522**

Submitted on 13 Jun 2019

**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.

# THESE

Pour l'obtention du Grade de
DOCTEUR DE L'ECOLE NATIONALE SUPERIEURE DE MECANIQUE ET D'AEROTECHNIQUE
(Diplôme National – Arrêté du 25 mai 2016)

Ecole Doctorale :
Sciences et Ingénierie en Matériaux, Mécanique, Energétique et Aéronautique

Secteur de Recherche : Mécanique des solides, des matériaux, des structures et des surfaces

Présentée par :
Clément AUDIBERT
**********

Contribution à la caractérisation des mécanismes dissipatifs sous sollicitation d'impact de structures composites sandwichs intégrant des fibres naturelles-proposition d'une zone d'absorption pour siège pilote

**********

Directeur de thèse : GRANDIDIER Jean-Claude
Co-encadrant : ANDREANI Anne Sophie
Co-encadrant : LAINE Eric

**********

Soutenue le 11/12/2017
Devant la Commission d'Examen
**********

## JURY

Président :
BALEY Christophe, Professeur, Université Bretagne Sud
Rapporteurs :
GUILLAUMAT Laurent, Professeur, Arts et Métiers ParisTech
RONEL Sylvie, Professeur, Université Lyon 1
Membres du jury :
ESPINOSA Christine, Enseignante chercheuse, ISAE SUPAERO
GRANDIDIER Jean-Claude, Professeur, ISAE ENSMA
ANDREANI Anne-Sophie, Ingénieure de recherche, RESCOLL
LAINE Eric, Ingénieur de recherche, ISAE ENSMA

# Remerciements

Je voudrais tout d'abord remercier mon directeur de thèse, Jean-Claude GRANDIDIER, pour toute son aide. Je suis reconnaissant d'avoir bénéficier de son regard critique et son expertise scientifique. Cela m'a permis d'aborder les problèmes différemment et m'a donné l'envie de poursuivre dans la recherche et l'enseignement.

Merci à Laurent GUILLAUMAT et Sylvie RONEL qui m'ont fait l'honneur d'être rapporteurs de ma thèse et qui ont pris le temps de m'écouter et de discuter avec moi. Leurs remarques m'ont permis de prendre du recul sur l'ensemble de mon travail. Je tiens à remercier Christophe BALEY et Christine ESPINOSA d'être membre mon jury de thèse, pour leur participation scientifique ainsi que le temps qu'ils ont consacré à mes recherches.

Cette thèse a été réalisée dans le cadre du projet FUI GENOSIA, je remercie donc Stelia et tous les partenaires pour leur confiance. Je remercie également mes principaux fournisseurs et sous-traitant : Sicomin, Depestel, Hexcel et C3 technologie.

J'ai effectué mes travaux au sein de la société RESCOLL (ancien CRITT MPC) à Rochefort, je tiens donc à remercier tous les membres du labo qui ont participé de près ou de loin à mes travaux. Des remerciements particuliers vont à Annette Roy, ancienne directrice R&D du CRITT MPC, pour m'avoir donné l'opportunité d'intégrer son équipe de recherche et pour son soutien moral pendant ces 3 années.

Il est important pour moi de manifester toute ma gratitude à Anne-Sophie ANDREANI, chef de projet à Rescoll et co-encadrante de ma thèse. Merci pour son accompagnement, son soutien et la confiance qu'elle m'a manifestée. Merci également des longues heures de relectures qu'elle a pu passer sur la correction de mon mémoire et de mes publications. Je tiens à remercier Eric LAINE, ingénieur de recherche à P' et co-encadrant de ma thèse, pour ses conseils et son analyse sur mes résultats. Je remercie également David MELLIER pour le temps qu'il a consacré à la réalisation de mes tomographies.

Enfin, il m'aurait été impossible de finir ce doctorat sans le soutien de mes amis et de mes proches. Mes premiers mots vont à Kelly, qui m'a soutenu depuis le début de notre rencontre. C'est grâce à toi que j'ai pu traverser les moments difficile et j'espère vivre d'autres aventures. Je n'oublie pas mes poteaux de thèse, Matthias et Florent, qui m'ont fait oublier la lourdeur de la thèse avec les fous rires au bureau et les sessions surf. Merci à Øléron Subaqua pour ces 2 années que j'ai passées à leur côté (et Magali pour sa relecture !). Je remercie également tous les participants à ces 3 folles années : ma planche, mon vélo, ForecastSurf, la salle composite, mon touctouc, ma C5 fuego et Pouka. Merci les boloss et tous ceux que j'ai oubliés!

Pour finir, toutes mes pensées vont à mes parents et mon frère. Avec une mention particulière à ma mère pour sa relecture, son soutien indéfectible et à mon père qui m'a insufflé la curiosité pour la mécanique et qui s'est révélé être un véritable moteur tout au long de mes études. Tout comme moi ils n'auraient jamais imaginé que mon parcours me mènerait à cela, j'espère qu'ils en sont fiers. Merci pour l'enfance magique qu'ils m'ont offert et tous les sacrifices qu'ils ont pu réaliser.

# Notations

**Symboles :**

CDCF : cahier des charges

Nida : nid d'abeille

ρ : Masse volumique

m : Masse

Vf : Volume de fibre

σ : Contrainte

ε : Déformation

E : Modules élastique

G : Module de cisaillement

CRP : chargement répété progressif

UD : unidirectionel

**Unités :**

MPa : Megapascal

GPa : Gigapascal

˚C : Degré Celsius

m: Mètre

mm: Millimètre

J : Joule

ms : Milliseconde

s : Seconde

# Table des matières

**PARTIE 1: CADRE DE LA THESE ..... 10**

1 CONTEXTE DE L'ETUDE ..... 10
2 PRESENTATION DES MATERIAUX COMPOSITES ..... 11
3 CAHIER DES CHARGES ..... 12
4 PRESENTATION DU CONCEPT D'ASSISE DISSIPATIVE ..... 14
5 PROBLEMATIQUE ..... 15

**PARTIE 2: ÉTUDE BIBLIOGRAPHIQUE ..... 18**

1 L'ESSAI D'IMPACT TYPE CRASH ..... 18
*1.1 Différents régimes de réponse aux impacts ..... 18*
*1.2 Essai d'impact basse vitesse à masse tombante ..... 19*
2 LA DISSIPATION D'ENERGIE DU CRASH DANS LES SANDWICHS ..... 23
*2.1 Dissipation d'énergie dans les peaux en composite stratifié ..... 24*
*2.2 Dissipation d'énergie de l'âme ..... 26*
*2.3 Paramètres influant sur la dissipation d'énergie du sandwich ..... 31*
*2.4 Observation du faciès de rupture et de l'endommagement dans un sandwich ..... 32*
3 MODELISATION DU COMPORTEMENT ..... 34
*3.1 Modélisation du comportement des peaux ..... 34*
*3.2 Modélisation du comportement de l'âme ..... 36*
4 EXEMPLES DE STRUCTURES SANDWICHS INNOVANTES ..... 38
*4.1 Matériaux d'âme innovants ..... 38*
*4.2 Composites stratifiés prometteurs ..... 40*
5 SYNTHESE BIBLIOGRAPHIQUE ..... 45

**PARTIE 3: DEMARCHE DE L'ETUDE ..... 46**

1 DEMARCHE EXPERIMENTALE ET NUMERIQUE ..... 47
*1.1 Démarche suivie pour la compréhension du comportement à l'impact ..... 47*
*1.2 Démarche pour valider la solution composite pour l'assise ..... 48*
2 MATERIAUX ET PROCEDES UTILISES ..... 49
*2.1 Matériaux constitutifs des peaux ..... 49*
*2.2 Matériau d'âme ..... 50*
*2.3 Mise en œuvre du sandwich ..... 51*
3 CARACTERISATION DES PROPRIETES PHYSIQUES ..... 51
*3.1 Densité ..... 52*
*3.2 Taux de fibres ..... 52*
4 CARACTERISATION DES PROPRIETES MECANIQUES DES MATERIAUX ..... 53
*4.1 Caractérisation mécanique des matériaux constitutifs des peaux ..... 53*
*4.2 Caractérisation mécanique des âmes ..... 57*
5 CARACTERISATION DU COMPORTEMENT A L'IMPACT DE SEMI-STRUCTURES ..... 59
*5.1 Objectifs ..... 59*
*5.2 Mise en place de l'essai de masse tombante ..... 59*
*5.3 Présentation des semi-structures ..... 63*

**PARTIE 4: MATERIAUX : CARACTERISATION MECANIQUE ET LOI DE COMPORTEMENT ..... 68**

1 COMPORTEMENT DU COMPOSITE CARBONE ..... 68
2 MODELISATION DU COMPORTEMENT DU CFRP ..... 72
*2.1 Critère de rupture ..... 72*

*2.2 Endommagement et plasticité ... 73*
*2.3 Identification du modèle ... 74*
3 COMPORTEMENT DU COMPOSITE HYBRIDE KEVLAR/LIN ... 76
*3.1 Comportement en traction ... 76*
*3.2 Comportement en flexion 3 points ... 83*
*3.3 Comparaison Hybride/non hybride ... 85*
*3.4 Bilan ... 86*
4 MODELISATION DU COMPORTEMENT DU COMPOSITE KEVLAR/LIN ... 87
*4.1 Plasticité anisotrope ... 87*
*4.2 Elasticité endommageable anisotrope ... 87*
*4.3 Identification du modèle ... 87*
5 COMPORTEMENT DES MATERIAUX D'AMES ... 90
*5.1 Comportement en compression suivant l'épaisseur (hors plan) ... 90*
*5.2 Résultats des essais de cisaillement ... 94*
*5.3 Effet de la vitesse de sollicitation ... 95*
*5.4 Bilan ... 96*
6 MODELISATION DU COMPORTEMENT DES AMES NIDA NOMEX ... 97
*6.1 Endommagement et plasticité ... 97*
*6.2 Couplage compression/cisaillement ... 99*
*6.3 Identification du modèle ... 99*
7 SYNTHESE DU COMPORTEMENT DES MATERIAUX DU SANDWICH ... 101

**PARTIE 5: IMPACT DE SEMI-STRUCTURES : CARACTERISATION ET MODELISATION ... 102**

1 COMPORTEMENT SOUS IMPACT DES SEMI STRUCTURES ... 102
*1.1 Concept 1 : Impact sur laminé monolithique carbone et hybride ... 102*
*1.2 Concept 2 : impact sur sandwich carbone/Nomex ... 107*
*1.3 Concept 3 : Sandwich dissymétrique hybride ... 115*
*1.4 Bilan ... 118*
2 MODELISATION NUMERIQUE DE L'ESSAI D'IMPACT ... 120
*2.1 Modélisation des conditions d'essais ... 120*
*2.2 Simulation du concept 1 : laminé hybride ... 121*
*2.3 Simulation du concept 2 : sandwich carbone ... 125*
*2.4 Simulation du concept 3 : sandwich dissymétrique hybride ... 130*
*2.5 Bilan ... 132*
3 SYNTHESE ET DISCUSSION ... 133

**PARTIE 6: VALIDATION D'UNE SOLUTION TECHNOLOGIQUE ... 134**

1 ELABORATION D'UN MODELE DE PRE DIMENSIONNEMENT ... 134
*1.1 Cas de charges ... 134*
*1.1 Conditions limites ... 134*
2 RESULTATS REFERENCES : ASSISE ALUMINIUM D'A350 ... 135
*2.1 Réponse au chargement dynamique ... 135*
*2.2 Réponse au chargement statique ... 138*
3 DIMENSIONNEMENT D'UNE ZONE D'ABSORPTION D'ASSISE EN COMPOSITE ... 139
*3.1 Présentation de la conception de la zone d'absorption ... 139*
*3.2 Réponse au chargement dynamique ... 139*
*3.3 Vérification de la tenue en charge statique ... 143*
4 COMPARAISON ASSISE ALUMINIUM / ASSISE COMPOSITE ... 145
5 SYNTHESE ET DISCUSSION ... 147

**CONCLUSION ET PERSPECTIVES** ..... **148**

**REFERENCES BIBLIOGRAPHIQUES** ..... **150**

**LISTE DES FIGURES** ..... **158**

# Partie 1: Cadre de la thèse

## 1 Contexte de l'étude

Un des principaux objectifs de l'aéronautique est de construire des avions de plus en plus légers. Ce but commun aux constructeurs aéronautiques vient du fait que la consommation en carburant d'un avion est intimement liée à sa masse. En effet, un allègement d'1 tonne représente, au cours de la vie d'un avion, une réduction de consommation de 6 000 tonnes de kérosène et une réduction de 20 000 tonnes de gaz à effet de serre [1]. Plusieurs solutions sont développées, parmi elles figure le choix de matériaux adaptés à chaque partie de la structure. Ainsi ces dernières années, l'industrie aéronautique a principalement déployé l'utilisation des matériaux composites. Ce choix s'explique par la faible densité des composites comprise entre 1 200 kg/m$^3$ et 1 800 kg/m$^3$ conduisant à un gain de masse très intéressant en comparaison avec une structure en aluminium 2024 avec une densité de 2700 kg/m$^3$ [2]. Parmi les exemples récents, citons le Boeing 787 et l'Airbus A350 XWB, dont environ 50% des pièces structurales sont faites de composites [3].

Ce travail s'inscrit dans cette problématique de réduction de masse, de sécurité inhérent au domaine aéronautique, il concerne plus spécifiquement les sièges de pilotes d'avion de ligne. Un siège pilote doit répondre à différentes exigences imposées par les normes de l'environnement cockpit. Tout d'abord les éléments composant le siège doivent avoir une durée de vie d'au moins 30 ans. Ceci implique une faible sensibilité à la corrosion et au vieillissement ainsi qu'une stabilité des propriétés des matériaux utilisés. De plus, le siège doit satisfaire la norme feu/fumée FAR 25.853 [4], ainsi, les matériaux doivent être certifiés FST (Fire Smoke Toxicity), avec une faible toxicité des fumées dégagées et une faible inflammabilité. Concernant les exigences mécaniques, le siège est constitué de 3 pièces principales, qui sont : le dossier, l'assise et l'embase (Figure 1.1).

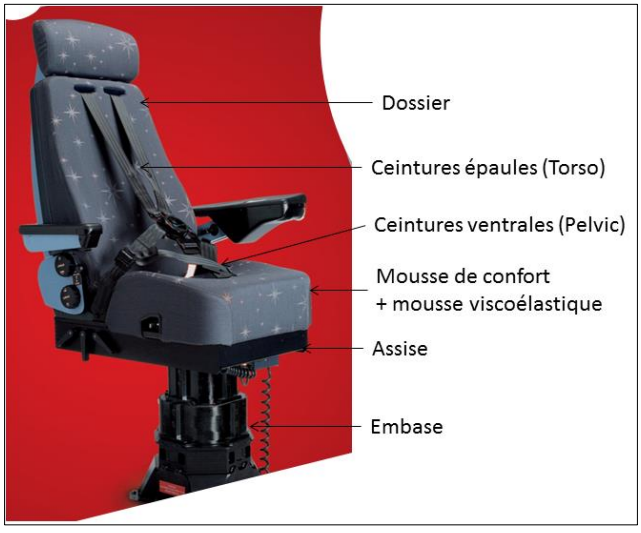



*Figure 1.1 : Photo d'un siège de pilote et des différents composants du siège Stelia Aerospace Group*

Ces pièces sont considérées comme des pièces structurales primaires d'effort de classe 1, elles doivent donc résister à plusieurs cas de chargement spécifiés par la norme AS 8049. Les cas de chargements les plus dimensionnant sont les crashs tests. Lors de ces crashs tests, le siège doit remplir deux critères, le premier est de conserver son intégrité. Plus précisément lors du crash, des

ruptures peuvent se produire mais les pièces de structures doivent pouvoir soutenir les principaux efforts. Le deuxième critère est la dissipation d'une partie de l'énergie du crash dans le siège pour garantir que les efforts transmis au pilote ne dépassent pas les limites admissibles par le corps humain. Le crash test le plus sévère est le crash vertical qui doit être absorbé par l'assise. Ce chargement fait de l'assise une pièce technique représentant une part importante de la masse du siège.

Enfin, un dernier aspect économique doit être pris en considération. En effet, les solutions matériaux sélectionnées doivent tenir compte de l'approvisionnement, des coûts matières et des coûts de transformation. Cet aspect doit être évalué en termes de consommation d'énergie, d'investissement outillage et réalisable. La cadence de production et la qualité de pièces réalisées doivent également entrer en ligne de compte avec une production visée d'environ 1 000 sièges/an. La masse et les coûts visés sont de l'ordre de 500€/3Kg pour le dossier et 700€/4Kg pour l'assise.

## 2 Présentation des matériaux composites

Il existe deux grandes catégories de matériaux composites utilisées dans l'industrie : les composites stratifiés appelés également monolithiques et les composites sandwichs. Le stratifié est un empilement de plusieurs plis, qui sont constitués par des renforts et une matrice (Figure 1.2 (a)). Les renforts prennent généralement la forme de fibres ou de particules, assurant l'essentiel des propriétés mécaniques du composite. La matrice dans laquelle sont noyés les renforts, assure la cohésion de l'ensemble des fibres, le transfert des efforts (et donc les propriétés mécaniques) ainsi que la protection de l'environnement extérieure. Le sandwich est constitué de 3 parties assurant des rôles différents : les peaux, l'adhésif et l'âme. Une illustration de la composition d'un sandwich est donnée en Figure 1.2 (b).

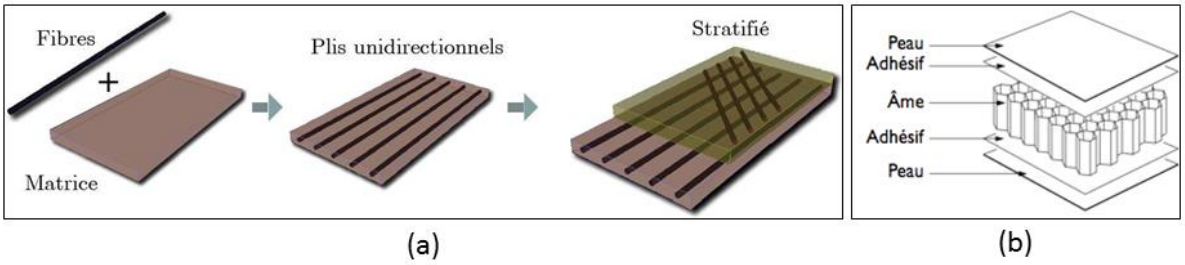



*Figure 1.2 : Composition d'une structure composite : (a)Stratifié monolithique [5] ; (b)sandwich [6]*

Les sandwichs ont été conçus dans l'optique d'apporter une rigidité plus grande en flexion tout en conservant une masse minime. Le but premier est donc de répartir la sollicitation de flexion dans les différents composants, ce qui se traduit par des peaux qui reprennent les contraintes de traction et de compression. Différents matériaux peuvent être utilisés suivant la rigidité et la résistance en traction/compression recherchées : métal, stratifié composite en fibres de verre ou carbone. L'âme a pour fonction principale de maintenir une certaine épaisseur entre les deux peaux afin de conserver la rigidité globale due au moment d'inertie (visible sur la Figure 1.3). La couche centrale doit assurer la reprise des contraintes de cisaillement induites par les déplacements différentiels des peaux supérieures et inférieures. Afin de conserver une masse réduite, elle est généralement de basse densité et possède des caractéristiques mécaniques beaucoup plus faibles que les peaux: balsa, liège, mousse. Pour des applications exigeant des rigidités plus élevées, des âmes architecturées en nid d'abeilles (appelées nida) peuvent être utilisées. L'adhésif assure la liaison entre la peau et l'âme et

joue un rôle capital dans la cohésion de l'ensemble. Afin de transmettre les efforts de cisaillement entre les peaux et l'âme, cette liaison doit être la plus continue possible, sans porosité et d'une épaisseur constante.

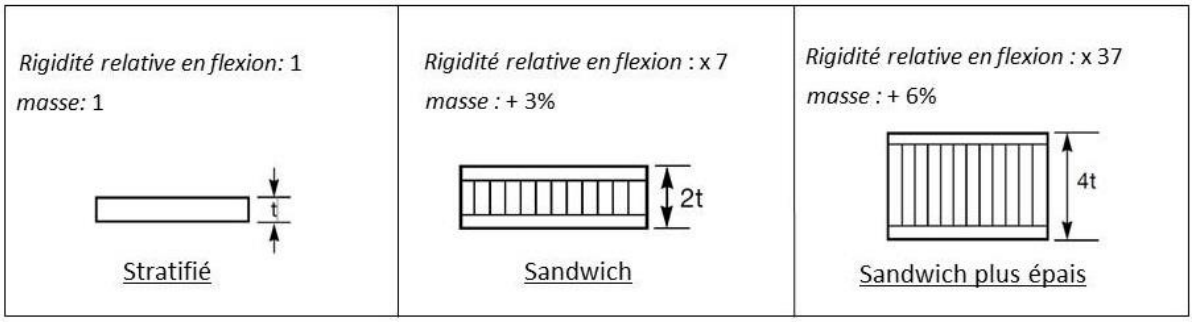



*Figure 1.3 : Evolution de la masse et de la rigidité en flexion en fonction de l'épaisseur d'âme d'une structure sandwich (modifié depuis [6])*

Dans l'industrie aéronautique, les matériaux d'âme les plus utilisés sont les nids d'abeilles pour leur grande rigidité. Concernant les peaux stratifiées, les avionneurs privilégient la fibre de carbone à la fibre de verre pour sa grande rigidité et sa faible masse. L'utilisation de fibres de carbone rend difficile l'utilisation de nida en aluminium pour des raisons de corrosion galvanique, c'est pourquoi les sandwichs les plus rencontrés sont composés de nida Nomex [6].

## 3 Cahier des charges

Dans ce travail, le choix matériau a été axé sur les exigences mécaniques au crash du cahier des charges et la diminution de masse. Les autres exigences telles que le coût, la durée de vie, le vieillissement, la tenue au feu, ne sont pas étudiées ici. Afin de piloter les choix matériaux il est nécessaire d'avoir une connaissance fine des spécifications techniques requises. Cette partie présente donc les différents critères du cahier des charges de l'assise de siège pilote, à savoir le chargement statique, le chargement dynamique et les encombrements.

**Critère en chargement statique :** En tant que pièce primaire d'effort, l'assise du siège pilote doit conserver son intégrité pour différents cas de charge. Parmi ces cas, le plus dimensionnant est le cas « downward » (effort de compression sur l'assise). L'assise doit être en mesure de résister à un chargement nominal de 3 000 N sans occasionner de déformation permanente et sans activer de mécanisme de dissipation d'énergie. Le siège doit également être capable de supporter une charge ultime correspondant à une force de 12 096 N sans activer de rupture pendant 3 secondes.

**Critère en chargement dynamique :** Durant le crash, les pilotes de l'avion sont soumis à une forte décélération induisant des efforts importants dans la colonne vertébrale du pilote. La norme AS 8049 impose donc un crash-test, spécifiant l'application d'un pic de décélération de 14G en 80 ms et incliné à 30° de la verticale, contrôlé par un accéléromètre. Cela revient à un chargement de 12 G appliqué selon la direction verticale (Figure 1.4). En considérant un pilote ayant une masse de 77 kg, cette décélération correspond, environ, à un pic de force de 9064 N en 80 ms. Pour ne pas engendrer une fracture de la colonne vertébrale pendant la décélération, la compression du pelvis du pilote ne doit pas excéder 6 670 N.

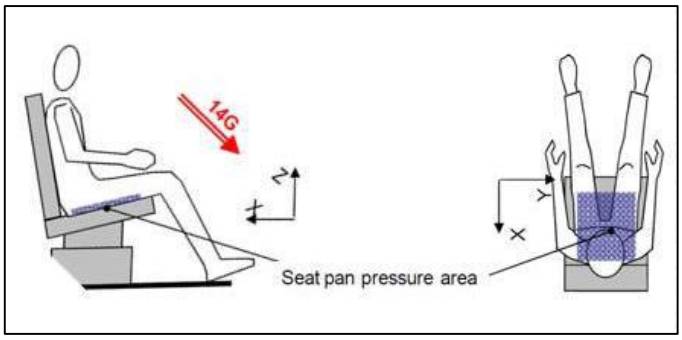



*Figure 1.4 : chargement dynamique appliqué au siège pilote extrait de la norme AS8049*

L'assise constitue une pièce primaire d'effort, le cahier des charges impose une faible déformation en flexion de l'assise (quasi nulle pour Airbus) et la conservation de son intégrité. De plus, plusieurs pièces mécaniques sous l'assise (mécanismes de position du siège) ne peuvent entrer en contact avec celle-ci du fait de leur forte raideur, ce qui limite la flexion permise. Ainsi le critère de dissipation d'énergie par déformation peut être satisfait uniquement par la seule déformation du matériau dans son épaisseur. Le déplacement ne peut pas dépasser 28 mm. Le siège pilote actuel est composé d'une assise en aluminium recouverte d'une mousse de confort ainsi que d'un complexe mousse viscoélastique assurant la dissipation d'énergie du crash (voir Figure 1.5). Le constructeur a démontré qu'il apparaît une surcompression de la colonne vertébrale lors d'un essai de décélération sur l'assise en aluminium avec uniquement la mousse de confort sans la mousse dissipative. Les essais montrent également que l'assise en aluminium ne se déforme pas et ne participe pas à la dissipation d'énergie du crash. C'est la raison pour laquelle l'utilisation de cette mousse viscoélastique est obligatoire pour vérifier les critères.

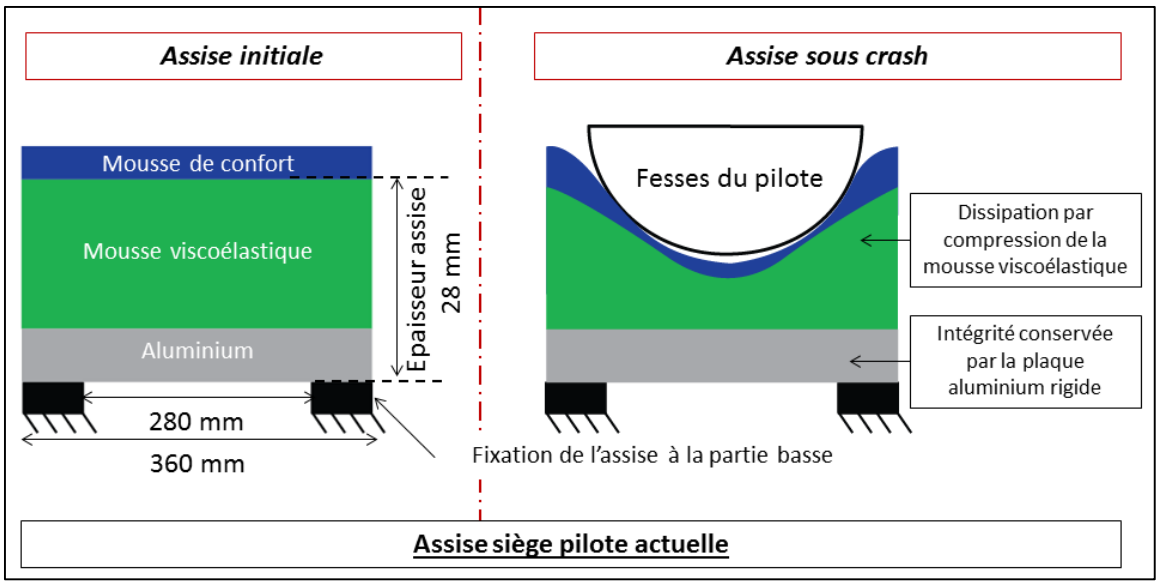



*Figure 1.5 : Schéma des conditions de crash et de fixation de l'assise*

Toutefois cette mousse se trouve être très encombrante pour un espace cockpit réduit et onéreuse du point de vue du constructeur. Ainsi, dans un objectif de réduction de masse et de coût, le constructeur souhaiterait intégrer la fonction de dissipation d'énergie directement dans l'assise et limiter par la même occasion l'encombrement.

# 4 Présentation du concept d'assise dissipative

Le but, ici, est donc d'aboutir à une solution matériaux pouvant remplir les différentes fonctions :

- Rigidité : validation de la tenue sous chargement statique
- Sécurité : système dissipatif avec conservation de l'intégrité de la structure

Afin de réduire la masse de l'assise, l'utilisation de matériaux composites peut être intéressante pour remplacer l'aluminium. De plus, pour satisfaire le critère de rigidité, l'utilisation d'une structure sandwich semble également intéressante ce qui contribuera à alléger la structure. Concernant la dissipation d'énergie de crash, de nombreuses solutions ont été étudiées, notamment, l'absorption de l'énergie par déformation plastique de poutre tubulaire [7],[8]. Cette thématique a d'ailleurs été largement exploitée et développée par l'industrie automobile au travers d'absorbeurs de choc avec des matériaux et géométries variés [9],[10]. Plusieurs travaux traitent de l'utilisation des sandwichs, avec des âmes de types nids d'abeilles, comme dissipateur d'énergie mécanique lors de crash [11], [12], [13]. En effet le caractère cellulaire du nida permet d'obtenir un comportement en crash proche des absorbeurs de chocs de type poutre tubulaire. Il semble donc intéressant de coupler la forte rigidité ainsi que la performance en crash offertes par le sandwich avec âme nida.

En tenant compte du cahier des charges mécaniques, un concept a été imaginé afin d'optimiser les différents critères (Figure 1.6). L'assise est un sandwich dissymétrique composée d'une âme en nid d'abeille Nomex, d'une peau inférieure rigide, et d'une peau supérieure plus souple. L'idée est de dissiper l'énergie en mixant les modes (pour réduire la force d'impact) par l'endommagement de la peau supérieure et par l'écrasement du nida tout en conservant l'intégrité de la structure avec la peau inférieure plus rigide. D'autre part, pour une sollicitation statique, la structure sandwich confère une forte rigidité. Cette solution présente différents avantages. Tout d'abord elle permet à l'assise d'assurer les différentes fonctions de rigidité et de dissipation d'énergie, ce qui permet au final de supprimer la mousse viscoélastique en ne conservant que la mousse de confort. De plus, l'utilisation de sandwichs composites permet d'avoir accès à des procédés de mise en œuvre « one shoot », réduisant le temps de fabrication de l'assise. Ce qui contribue également à la réduction du coût final de l'assise.

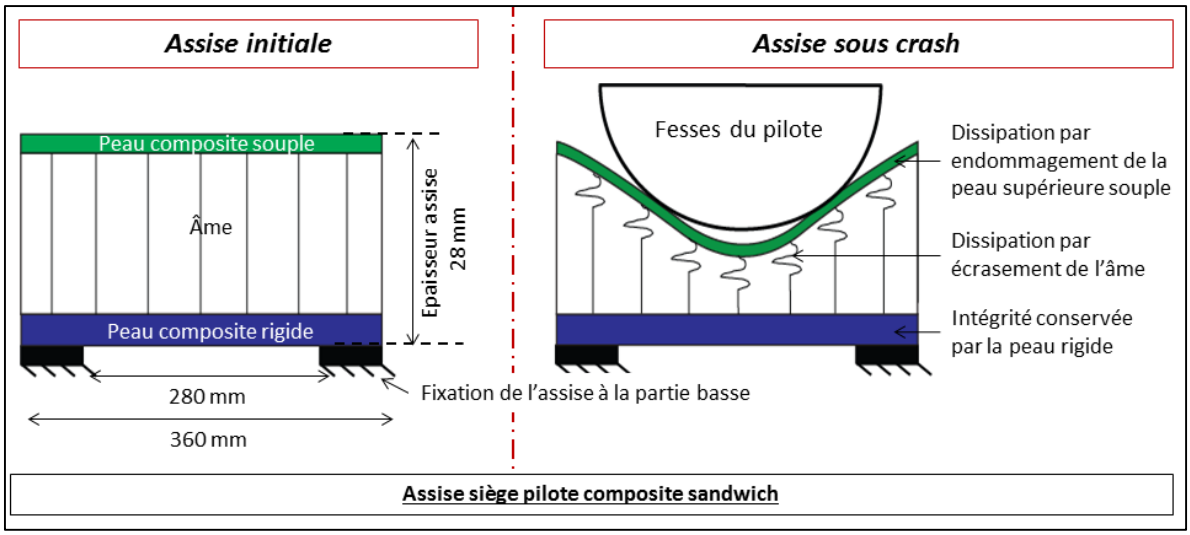



*Figure 1.6 : Illustration d'un concept innovant d'assise de siège pilote en structure sandwich composite*

## 5 Problématique

Cette étude s'inscrit dans le cadre du projet FUI GENOSIA visant à concevoir la nouvelle génération de siège pilote. Ces travaux de thèse ont pour objectif, la recherche d'une nouvelle assise multi matériaux pouvant remplir les différents critères du cahier des charges. Ainsi le matériau doit être à la fois très rigide, pour remplir le critère de rigidité en flexion, et à la fois endommageable pour absorber et dissiper l'énergie du crash. L'objectif est de proposer une solution multi matériaux innovante permettant de cumuler ces deux critères avec un gain de masse par rapport à la solution actuelle. Enfin, un dernier aspect à prendre en compte est l'aspect environnemental. En effet, les matériaux utilisés aujourd'hui sont très énergivores dans leur fabrication (l'aluminium et la fibre de carbone par exemple) et pose un problème de recyclage en fin de vie. Pour pallier à ce défaut, des composites à fibres végétales ont fait leur apparition. Ces nouveaux matériaux ne sont pas utilisés en aéronautique en raison de leur performance plus faible et de leur sensibilité au vieillissement. Ainsi, il est également question de démontrer la faisabilité d'utiliser les fibres naturelles pour répondre au cahier des charges mécaniques d'une pièce structurale. Les aspects durabilité ne seront pas abordés ici.

L'utilisation de la combinaison de matériaux en tant que dissipateurs d'énergie suppose d'avoir les connaissances et les outils théoriques et numériques nécessaires pour appréhender leur ruine et prédire la réponse de la structure. Or, l'assemblage de plusieurs matériaux engendre des comportements parfois complexes, il est encore difficile, aujourd'hui, de prédire le comportement de ces matériaux à rupture et la ruine d'assemblages complexes. Des outils numériques pour appréhender l'endommagement et la rupture sont implémentés dans les codes de calculs du commerce, mais ils ne suffisent pas [14]. Cette raison pousse les industriels et les scientifiques à développer de nouveaux outils numériques pour prédire le comportement d'une large gamme de matériaux. De plus, les modèles permettant d'avoir une prédiction fine de la rupture nécessitent souvent un temps de calcul rédhibitoire à l'utilisation industrielle lors de la phase de conception.

L'objet de ce travail est d'apporter une réponse à la faisabilité d'une assise de siège pilote en matériau composite intégrant des fibres naturelles. Elle doit être déformable pour dissiper l'énergie

d'un crash et valider les critères de chargement. D'un point de vue scientifique, il s'agit d'identifier les paramètres et les mécanismes clés nécessaires à la maîtrise de la dissipation d'énergie par déformation d'une structure composite sandwich lors d'un impact. Enfin d'un point de vue industriel, les paramètres identifiés conduiront à la création d'un outil numérique permettant de modéliser le comportement à l'impact d'une structure sandwich dans un temps raisonnable. Le but étant de permettre la conception et le dimensionnement de structures sandwichs composites sous chargement de type crash.

Ce manuscrit s'articule en cinq chapitres. Le premier est une étude bibliographique, il a pour but de donner les notions nécessaires à la compréhension d'un crash sur matériau composite et de dresser un état de l'art de solutions innovantes existantes. Le deuxième chapitre présente la démarche mise en place, avec les matériaux et le procédé de fabrication utilisé. Les protocoles des essais y sont aussi explicités. Dans la troisième partie, les résultats de caractérisation du comportement des matériaux sont présentés, analysés et une modélisation est élaborée. Le quatrième chapitre présente les résultats d'essais réalisés sur semi-structure avec les multi-matériaux. Un modèle numérique de corrélation est construit, confronté aux résultats d'essais afin d'ouvrir une discussion sur les résultats obtenus. La dernière partie compare, la solution multi-matériaux proposée, avec l'assise actuelle en aluminium en intégrant les conditions de test industriel et statue sur la validation de l'outil numérique développé.

# Partie 2: Étude bibliographique

Cette partie bibliographique a deux objectifs :

Le premier est d'utiliser les données de la littérature afin d'orienter les choix matériaux pour remplir au mieux le cahier des charges de cette étude. Étant donné la grande rigidité de l'assise imposée par le cahier des charges, il a été convenu que l'étude porterait plus spécifiquement sur la dissipation d'énergie dans une structure multi matériaux de type composite sandwich composée de matériaux innovants.

Le second objectif est de fournir les notions nécessaires à la compréhension de la dissipation d'énergie dans les matériaux composites sandwichs. Pour appréhender la capacité d'absorbtion de l'énergie d'un impact, il est nécessaire d'étudier le phénomène d'impact, les mécanismes d'endommagement induits, ainsi que l'influence de différents paramètres matériaux sur la réponse d'une structure.

## 1 L'essai d'impact type crash

Dans la littérature, la problématique d'impact sur structure est largement abordée et couvre de nombreux cas avec des impacts à des vitesses et des énergies très variées. Il convient donc de cerner ce qu'implique une sollicitation d'impact et de borner l'étude au domaine d'impact de type crash.

### 1.1 Différents régimes de réponse aux impacts

Il existe de nombreuses études traitant des problèmes d'impacts à des vitesses différentes. Il est couramment pris comme référence dans la littérature que les impacts en dessous de 10 m/s sont considérés comme des impacts basses vitesses et au-delà elles sont nommées hautes vitesses [15]. La gamme de vitesse va déterminer le type de réponse de la plaque, schématiquement trois régimes d'impact sont possibles (Figure 2.1) [16].

Le premier survient à énergie élevée et grande vitesse (typique des impacts balistiques), entraînant une réponse de la cible dominée par la propagation des ondes vibratoires sur l'échelle de l'épaisseur avec un temps d'impact court (Figure 2.1 (a)). Le temps de réponse est suffisamment court pour que ces ondes n'aient pas le temps d'atteindre les limites de la structure impactée. Les conditions aux limites de la plaque influent alors peu sur la réponse à l'impact. Le comportement global est alors davantage dicté par les propriétés du matériau constituant la structure.

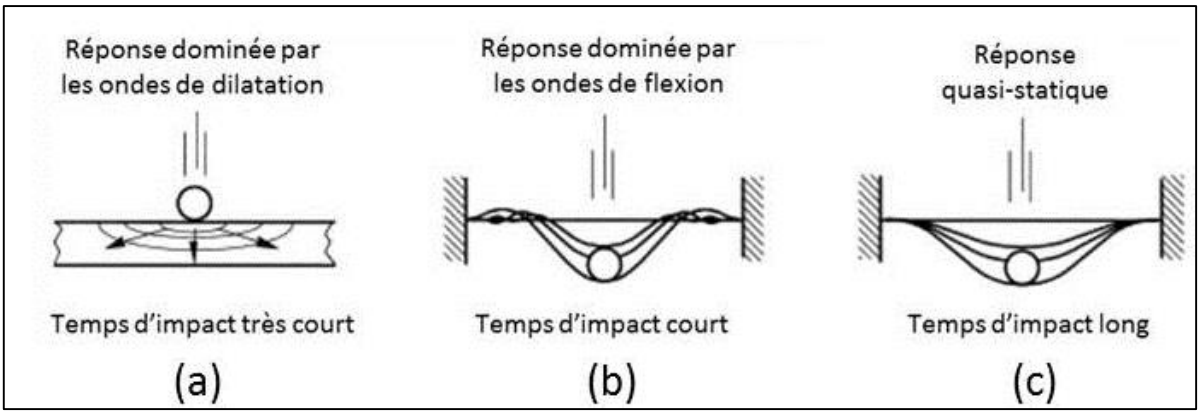



*Figure 2.1 : Types de réponses à un impact [16]*

Le deuxième cas, avec un temps d'impact plus long, est un cas intermédiaire entre la configuration basse vitesse et la configuration haute vitesse. Ici, la réponse de la cible est dominée par les ondes de flexion et de cisaillement (Figure 2.1 (b)). La dernière configuration correspond à des impacts de faible énergie et basse vitesse (Figure 2.1 (c)). Le temps d'impact est suffisamment long pour que les ondes de déformations liées au choc se propagent et soient réfléchies aux limites de la cible. La réponse du spécimen impacté est alors fortement influencée par les conditions aux limites. Dans cette situation, il est alors possible d'établir une équivalence entre un impact et une indentation quasi-statique. D'après le cahier des charges, le cadre d'étude de cette thèse s'inscrit dans le cas d'une configuration basse vitesse (Figure 2.1 (c)) avec des vitesses d'impacts inférieures à 10 m/s.

## 1.2 Essai d'impact basse vitesse à masse tombante

Afin d'évaluer les propriétés des matériaux composites soumis à un impact faible vitesse, différents montages expérimentaux peuvent être utilisés (Test Charpy, test Izod, et test d'impact à masse tombante). Au vu des essais dans la littérature visant à caractériser la capacité d'une structure à dissiper de l'énergie, l'essai de masse tombante semble se rapprocher le mieux de conditions de type crash avec des masses relativement importantes et des vitesses se rapprochant de celles d'un crash (10 m/s) [17], [13]. En effet, l'étude de synthèse [15] a montré que, contrairement aux autres essais, celui-ci permet d'adapter une plus grande variété d'impacteurs et autorise des conditions de fixations du spécimen modifiables. Il est ainsi possible de se rapprocher des conditions de crash en concevant des semi-structures adéquates. L'étude est donc exclusivement centrée sur les sollicitations induites par un impact de type masse tombante.

### 1.2.1 Sollicitations induites par l'impact

Lors d'un essai d'impact à masse tombante, l'éprouvette subit deux sollicitations principales : les contraintes locales générées par la force de contact et les contraintes globales générées par la flexion de l'éprouvette. Davies et Robinson [18] proposent (en Figure 2.2) une représentation des contraintes vues par la plaque. D'après eux, proche de l'impacteur, le matériau voit un pic de contraintes de cisaillement inter laminaire à l'origine du délaminage ainsi qu'une contrainte normale de compression. En s'éloignant de l'impacteur, la plaque est essentiellement soumise à des contraintes normales issues de la flexion.

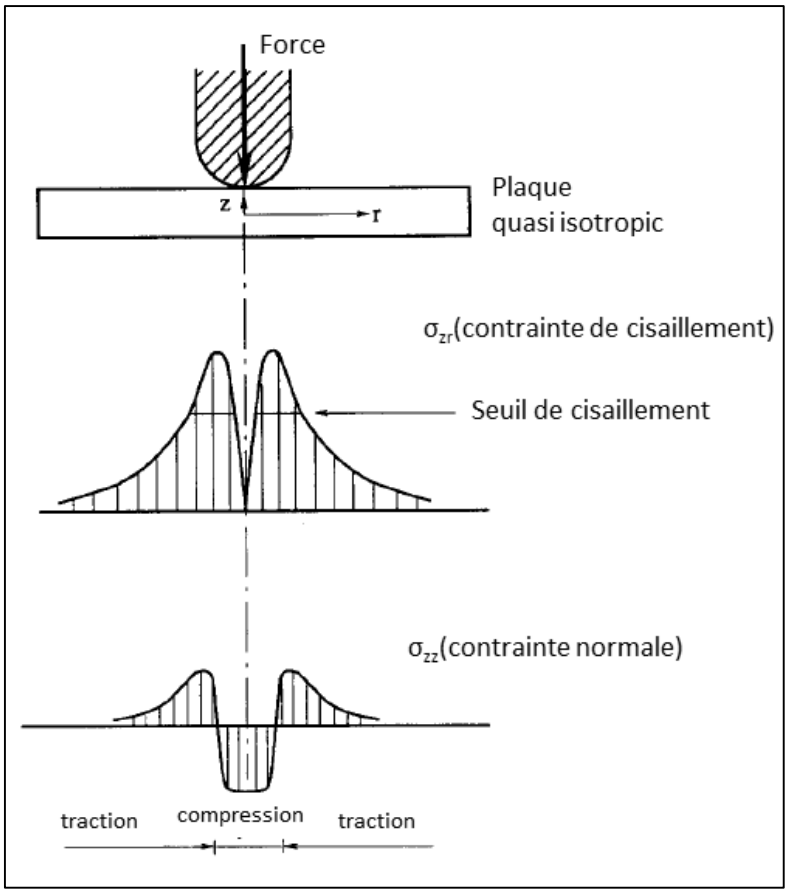



*Figure 2.2 : Estimation de la répartition des contraintes dans une plaque composite quasi isotrope soumise à un impact basse vitesse [18]*

### 1.2.2 Influence des paramètres d'essais de masse tombante

De nombreuses études expérimentales traitent de la réponse à un impact d'une plaque composite stratifiée en termes de force de contact et en termes de déflexion [19]. Dans certaines situations, le bruit du capteur de force principalement dû aux vibrations de l'impacteur est filtré [20]. Cependant, ce filtrage peut masquer des informations importantes, comme l'apparition des délaminages caractérisée par la chute brutale de la force de contact [18].

Lors de l'impact, Aktas [21] distingue trois cas donnant des historiques de force de contact différents correspondant au rebond, à la pénétration et à la perforation. Il représente ces différences sur un diagramme de profil énergétique d'impact (Figure 2.3). Ce diagramme représente la quantité d'énergie dissipée par la plaque lors de l'impact en fonction de l'énergie d'impact incidente. Le segment AB représente le cas avec rebond de l'impacteur. Une partie de l'énergie d'impact est restituée à l'impacteur pour permettre le rebond. L'énergie dissipée augmente avec l'énergie d'impact jusqu'à atteindre le seuil B à partir duquel l'impacteur ne rebondit plus. Le segment BC représente le cas où l'impacteur est stoppé. L'énergie dissipée augmente avec l'augmentation d'énergie d'impact jusqu'à atteindre le seuil C qui marque le début de la perforation. Le segment CD représente le cas où l'impacteur perfore la plaque. Dans ce cas l'énergie dissipée n'augmente plus avec l'énergie d'impact et reste constante.[22]

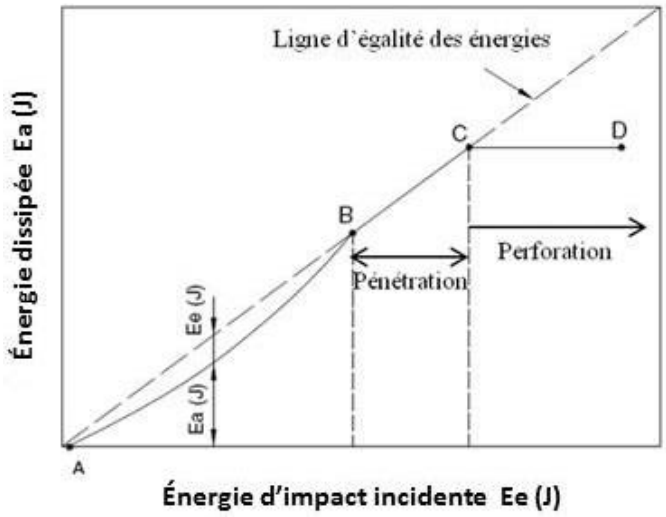



*Figure 2.3 : Diagramme de profil énergétique des impacts [21]*

Dans le cas d'un rebond, l'impacteur indente la cible sans pénétration. Lorsque la totalité de l'énergie d'impact incidente a été fournie à la plaque, une partie de cette énergie est restituée à l'impacteur pour le renvoyer dans la direction opposée à celle de l'impact. La vitesse de l'impacteur s'annule lorsque la déflexion maximale est atteinte. Le contact impacteur/plaque est perdu lorsque la force de contact revient à zéro. L'énergie dissipée par la plaque correspond à la différence entre l'énergie d'impact incidente et l'énergie restituée. Cette énergie dissipée correspond à l'aire de la boucle fermée formée par la courbe de la force de contact en fonction du déplacement de l'impacteur. Dans le cas d'une perforation où la boucle est ouverte, l'énergie dissipée correspond à l'aire sous la courbe force/déplacement. Ces deux réponses sont visibles sur la Figure 2.4 [23].

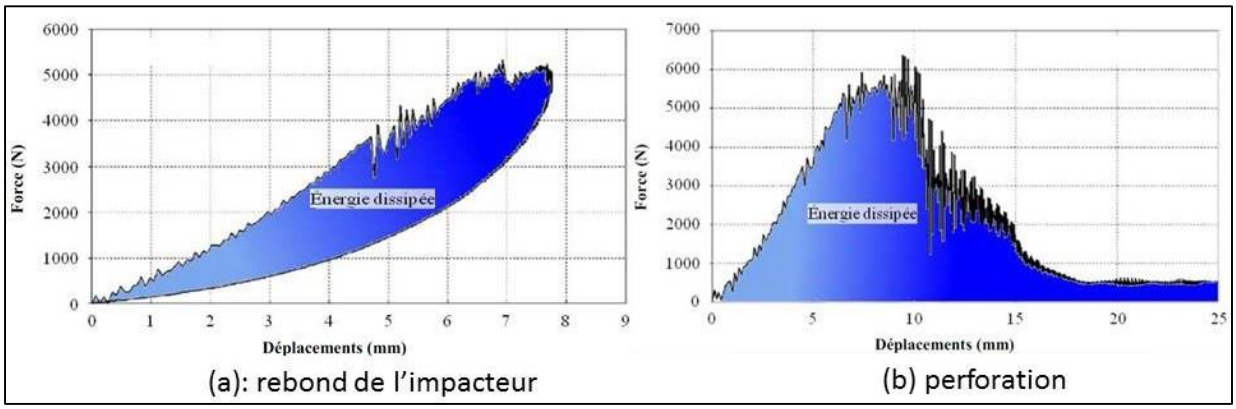



*Figure 2.4 : Réponse classique à un impact basse vitesse d'une plaque composite stratifiée en fibres de verre (a) avec rebond de l'impacteur; (b) avec perforation [23]*

L'énergie dissipée lors de l'impact est principalement due aux dommages dans le composite (Figure 2.5). Cet endommagement est visible sur l'historique de la force de contact avec l'apparition de deux seuils. Le premier seuil est marqué par de vives oscillations reliées aux premiers endommagements au sein du matériau. Le second seuil est caractérisé par une chute brutale de la force, suivie d'une nouvelle augmentation selon une pente plus faible. Ce second seuil est attribué à l'apparition de délaminage marquant des effets significatifs sur le comportement global de la cible, c'est pourquoi il est nommé seuil d'endommagement ou seuil de délaminage [19].

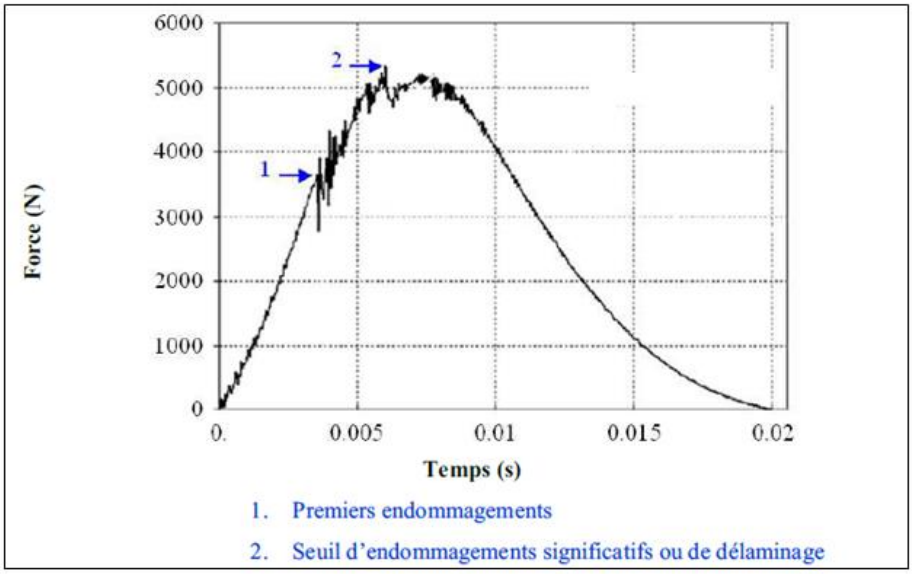



*Figure 2.5 : Réponse classique à un impact basse vitesse d'une plaque composite stratifiée en fibres de verre, avec rebond de l'impacteur : historique de la force de contact[23]*

Dans cette étude, afin de garantir la bonne intégrité de l'assise du pilote en cas de crash « downward », la perforation est proscrite. L'énergie absorbée par l'impacteur doit être minimisée. Le cas idéal recherché est l'arrêt de l'impacteur avec une dissipation de l'énergie maximum par endommagement et déformation plastique du matériau et donc un rebond élastique de l'impacteur quasi inexistant.

Afin d'appréhender les mécanismes dissipatifs dans les matériaux, il convient de bien identifier les paramètres inhérents à l'essai pouvant influer sur la réponse de la structure impactée. Le paragraphe suivant a donc pour but de comprendre les effets des paramètres typiques de l'essai de masse tombante sur la réponse du matériau, à savoir : l'effet de la vitesse d'impact et l'effet des caractéristiques de l'impacteur.

❖ *Vitesse d'impact*

Dans son étude, Farley [24] traite de l'effet de la vitesse d'impact dans un matériau en comparant les niveaux d'énergies dissipés de tubes carbone/époxy et kevlar/époxy avec des orientations différentes. Il met en avant deux conclusions.

La première montre que l'influence de la vitesse sur l'énergie dissipée est fonction du mécanisme mis en jeu pendant le crash. En effet, la dépendance en vitesse du seuil d'énergie spécifique absorbée (noté SEA) apparaît lorsque la majorité de l'énergie dissipée est due à la fissuration inter-laminaire. Ainsi, une plaque avec des fibres orientées à 45° soumise à un impact activera principalement un mécanisme de fissuration matricielle et verra sa réponse plus dépendante à la vitesse qu'un impact sur une plaque avec fibres orientées à 0° qui activera des ruptures fragiles des fibres.

La deuxième conclusion est que la viscoélasticité des matériaux utilisés est à l'origine de cette dépendance à la vitesse. En effet, il apparaît que les tubes carbone/époxy possédant des orientations de fibres différentes de 0° activent le cisaillement de la matrice. La matrice étant un polymère avec une réponse viscoélastique, cela rend l'énergie dissipée dépendante de la vitesse. De plus, les tubes en Kevlar/époxy montrent un comportement dépendant de la vitesse même pour des fibres à 0°.

L'auteur explique cet effet par la combinaison de la viscoélasticité de la matrice et de la fibre de Kevlar qui est également un polymère. Il remarque également que cette dépendance à la vitesse se manifeste essentiellement pour des vitesses supérieures à 6 m/s.

❖ *Caractéristiques de l'impacteur*

Dans les expériences d'impact sur plaques, il y a de nombreuses études traitant principalement de l'influence des dimensions et de la forme de l'impacteur. Dans une étude [25] comparant différents diamètres d'impacteurs hémisphériques, il apparaît que plus le diamètre est grand, plus l'énergie d'initiation d'endommagement est grande. Cela est dû à la force de contact qui est plus répartie dans le cas de grands diamètres générant une pression moins intense qui s'avère rester inférieure au seuil d'endommagement. Cependant, à énergie d'impact identique, la taille de la zone endommagée est, quant à elle, indépendante de la masse de l'impacteur et croît linéairement avec l'énergie d'impact [26].

Erbil [27] démontre, dans son étude sur le chargement d'impact par masse tombante, que la force de contact ainsi que l'étendue de la zone endommagée, augmentent avec l'énergie d'impact. Il met également en évidence la différence entre deux impacts de même énergie mais de masses différentes. Un impacteur léger provoquera une onde avec une fréquence plus haute et une amplitude plus faible qu'un impacteur lourd, ce qui a pour effet d'augmenter la zone délaminée. Cela montre qu'il est important de considérer la forme de l'impacteur en fonction de l'application visée.

En conclusion, le comportement à l'impact du matériau varie fortement en fonction des paramètres de l'essai (vitesse, masse, géométrie). Ainsi, pour assurer une bonne corrélation entre un essai de masse tombante et un essai de crash, il est important d'évaluer la sensibilité du matériau à différentes conditions d'impact.

## 2 La dissipation d'énergie du crash dans les sandwichs

Ce paragraphe traite de l'étude des mécanismes dissipatifs dans les sandwichs. Dans un premier temps, l'exposé traite spécifiquement des dommages des peaux stratifiées et de l'âme nida. Dans un second temps, l'assemblage des deux matériaux au sein des structures sandwich fait l'objet d'une présentation des mécanismes d'endommagement.

De nombreux travaux traitent de l'identification des mécanismes de ruine dans les sandwichs à peaux composites carbone/époxy et âme en nid d'abeilles soumises à des sollicitations d'impact [28]. Dans le cas d'un sandwich en condition de flexion, lors de l'impact, la peau supérieure est principalement soumise à la compression alors que la peau inférieure travaille en traction. L'âme récupère le cisaillement due à la flexion et également la compression hors plan due à la pression de l'impacteur. Pour des impacts à faibles vitesses, les dommages sont généralement induits au niveau de la peau impactée (face supérieure), de l'âme et de l'interface âme/peau impactée. La peau inférieure demeure généralement intacte (voir Figure 2.6).

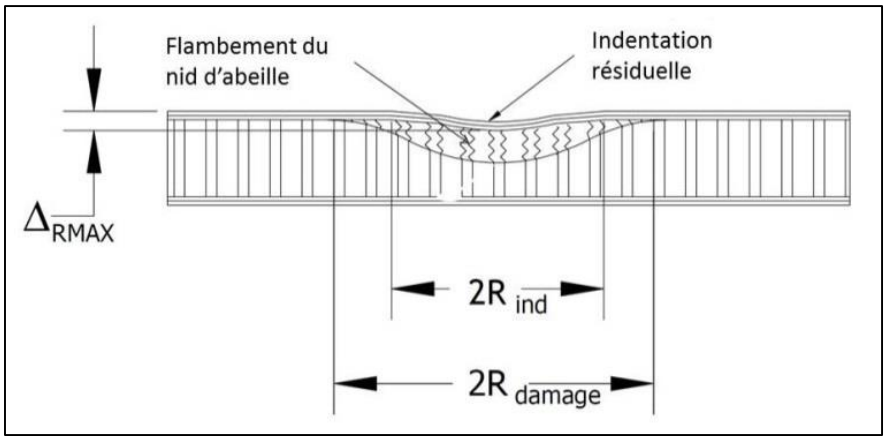



*Figure 2.6 : Empreinte résiduelle au point de l'impact et diamètre de la surface de l'empreinte [29]*

Les types de dommages qui peuvent apparaître au niveau de la peau sont identiques à ceux présents dans les essais d'impacts sur stratifiés monolithiques à savoir: le délaminage des plis, la fissuration de la matrice, le déchaussement de fibres et la rupture de fibres [29].

## 2.1 Dissipation d'énergie dans les peaux en composite stratifié

### 2.1.1 Mécanismes d'endommagement

Les nombreux travaux réalisés ont permis d'expliciter le scénario d'endommagement [30] et par exemple [31] (Figure 2.7).

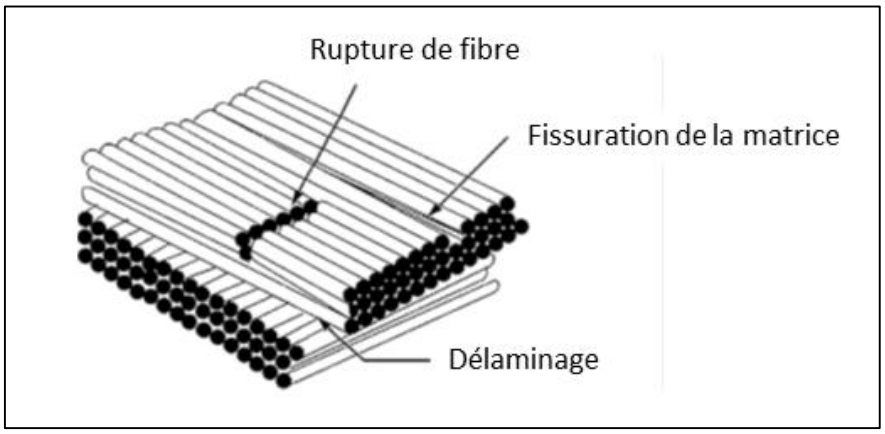



*Figure 2.7 : Endommagements observés dans un stratifié de plis unidirectionnels (UD)[31]*

Les dommages sont généralement répartis autour du point d'impact sous la forme d'un cône d'endommagement (Figure 2.8).

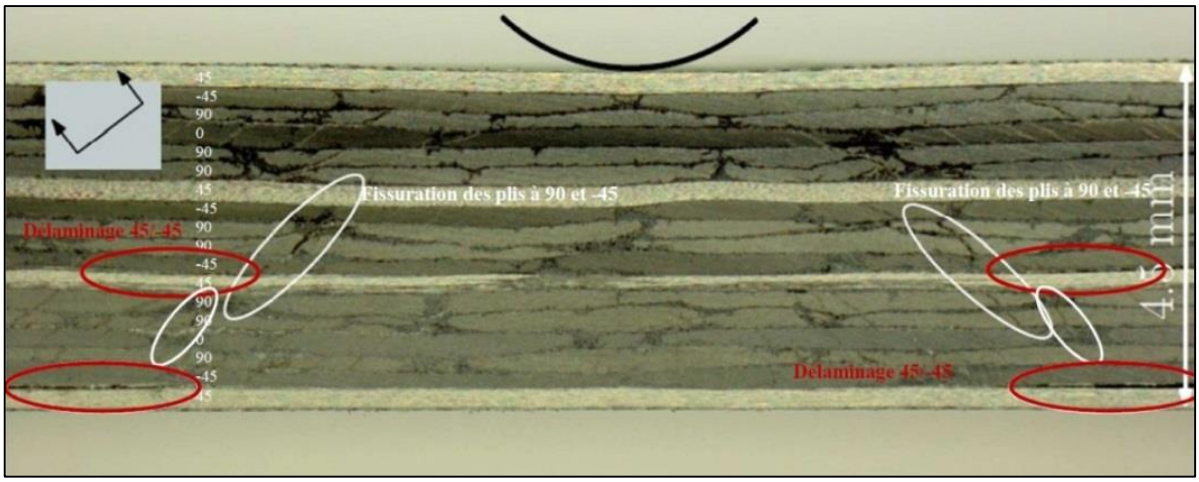



*Figure 2.8 : Micrographie d'une coupe à 45° stratification [45 ,-45 ,90 ,0 ,90 ,90 ,45 ,-45 ,90]s impacté à 20 J [32]*

Abrate et al. distinguent deux cas : les laminés fins et les laminés épais [33]. Dans les laminés fins (Figure 2.9 (a)), les zones endommagées sont plus étendues à proximité de la face opposée à l'impact et plus restreintes à proximité du point d'impact. Les endommagements obtenus sous un impact basse vitesse (< 10 m/s) sont liés à deux phénomènes: l'indentation de l'impacteur sur la face impactée, et la déflection globale de la plaque. Les dommages sont séparés en deux régions. Dans une région localisée près du point d'impact, l'endommagement est induit par des contraintes résultantes de la flexion de la cible et de la force de contact. Dans la région environnante, l'endommagement est induit par les contraintes résultantes de la flexion et des forces de cisaillement transverses.

Le deuxième cas concerne les laminés épais (Figure 2.9 (b)). Le laminé, étant plus rigide, se déforme moins à l'impact ce qui induit une force de contact et des contraintes de cisaillement transverses plus élevées, conduisant à un cône d'endommagement inversé par rapport à celui présent dans les laminés fins.

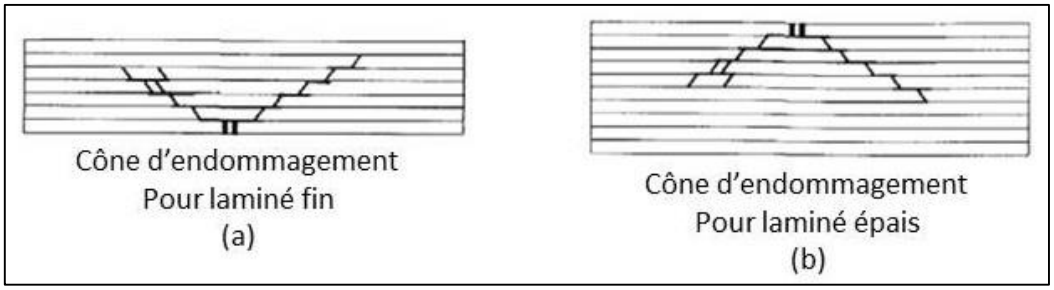



*Figure 2.9 : réponse à un impact faible vitesse d'un laminé fin (a) et d'un laminé épais (b)[28]*

Ainsi, un impact sur laminé fin caractérise un effet de structure (conditionné par les contraintes de flexion) alors qu'un laminé épais est plus représentatif du comportement hors plan du matériau (plus sensible au cisaillement transverse).

### 2.1.2 Paramètres influant sur la dissipation d'énergie des peaux composites

Il s'est avéré que l'influence de la séquence d'empilement sur la réponse à l'impact dépendait de 3 paramètres : l'angle d'interface (différence d'angle entre 2 plis consécutifs), l'orientation des plis par rapport à un axe fixe et le groupement de plis de même orientation. La modification des angles d'orientation des plis et la séquence d'empilement influencent la forme et la taille de la zone endommagée. Shuchang [34] a étudié le délaminage dans des stratifiés de plis UD carbone/ époxy impactés. Les résultats ont mis en évidence que la surface et la forme de la zone délaminée sont fonction de l'empilement du laminé et le délaminage se développe à proximité de la surface opposée à l'impact. De plus, le groupement de plis de même orientation réduit la résistance à l'impact et, de ce fait, favorise une zone endommagée plus étendue [35]. L'ajout d'interface 0°/45° sur la surface impactée permet d'augmenter l'énergie dissipée en augmentant le cisaillement inter laminaire et en augmentant la zone délaminée [35].

## 2.2 Dissipation d'énergie de l'âme

Il apparaît que les nida présentent des propriétés dans le plan et hors plan différentes de par leur architecture et la méthode de fabrication, il est donc important d'avoir une bonne compréhension des étapes de fabrication et de leurs conséquences sur les propriétés. Un des procédés utilisés pour la fabrication des Nomex est illustré dans la Figure 2.10, il se déroule de la façon suivante [36] :

1- Des bandes de papier aramide sont superposées et collées par des bandes d'adhésif.
2- L'ensemble est extrudé dans la direction W afin d'obtenir des cellules hexagonales.
3- Le bloc de cellule est imprégné dans un bain de résine phénolique.

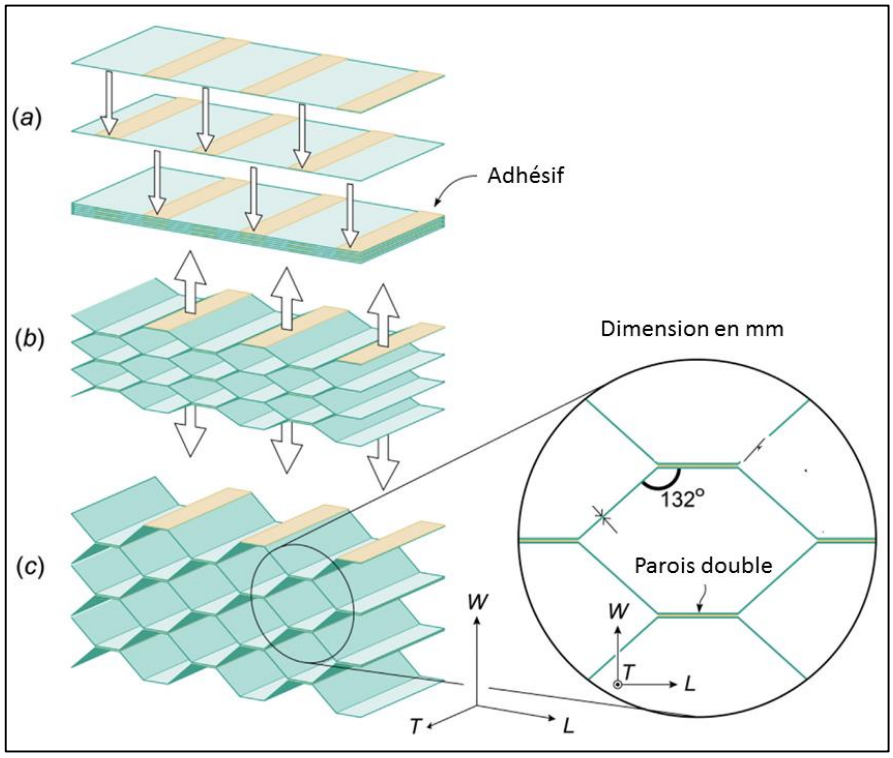



*Figure 2.10 : Étapes de la fabrication d'un nid d'abeilles Nomex [37]*

Les propriétés du nid d'abeilles sont données dans le repère lié à la direction d'expansion du nida « W », et à la direction transverse « L ».

### 2.2.1 Mécanismes d'endommagement

Lors d'un essai d'impact sur sandwich, trois mécanismes peuvent intervenir dans la dissipation d'énergie de l'âme [38] (Figure 2.11): le flambement des parois, le cisaillement des parois, et le décollement peau/âme.

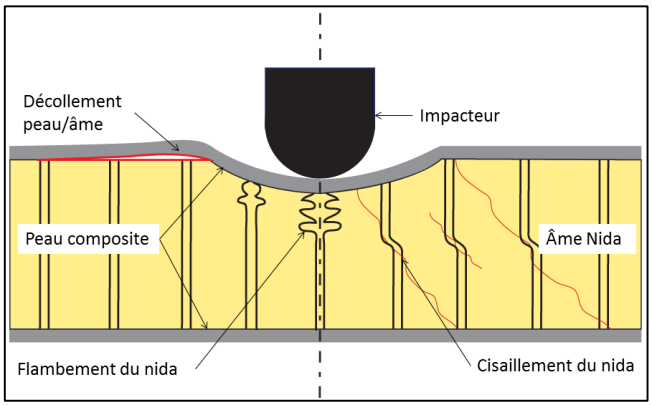



*Figure 2.11 : Mécanismes dissipatifs dans un sandwich avec âme en nid d'abeilles Nomex soumis à un impact faible vitesse adapté de [38]*

Il est important de comprendre quels niveaux d'énergies sont capables de dissiper ces mécanismes et quels paramètres peuvent influer sur leur activation.

**Le flambement en compression :**

Classiquement, le comportement des nids d'abeilles en compression est souvent rapporté à l'étude de géométries simples de type tube [39],[40]. L'influence du facteur géométrique a largement été abordée dans la littérature au travers d'essais de compression sur des tubes circulaires, rectangulaires et/ou hexagonaux. Ainsi, il apparaît que le plissement des tubes en compression peut être de deux types (Figure 2.12) : axisymétrique (ou diamant) ou bien non axisymétrique (ou multilobe). Le mode de flambage est conditionné par le ratio géométrique entre le diamètre et l'épaisseur du tube. Par exemple pour des matériaux métalliques, un tube circulaire aura une réponse axisymétrique pour un ratio inférieure à 80 [39].

*Figure 2.12 : mode de flambement possible pour des structures tubulaires métalliques en compression [41]*

Aminda et al. [42], ont mené une étude phénoménologique sur le comportement en compression de nida Nomex (Figure 2.13). Ils démontrent qu'en compression, le flambement du nida s'initie au point de chargement maximum (1), appelé « peak load ». Ce brusque flambement entraîne une chute de force, ce premier pli est suivi d'un deuxième pli puis de multiples plis. Cet enchaînement de plis conduit à la formation d'un plateau de contrainte avec une accumulation de déformations plastiques (point 2 et 3 sur la courbe de la Figure 2.13). Ce plateau permet donc au matériau de stocker et de dissiper l'énergie mécanique à travers l'accumulation de déformation par flambements successifs. C'est la raison pour laquelle le mode de déformation par flambage sous compression, de structure tubulaire ou nid d'abeilles, est couramment utilisé pour dissiper l'énergie mécanique en cas de crash.

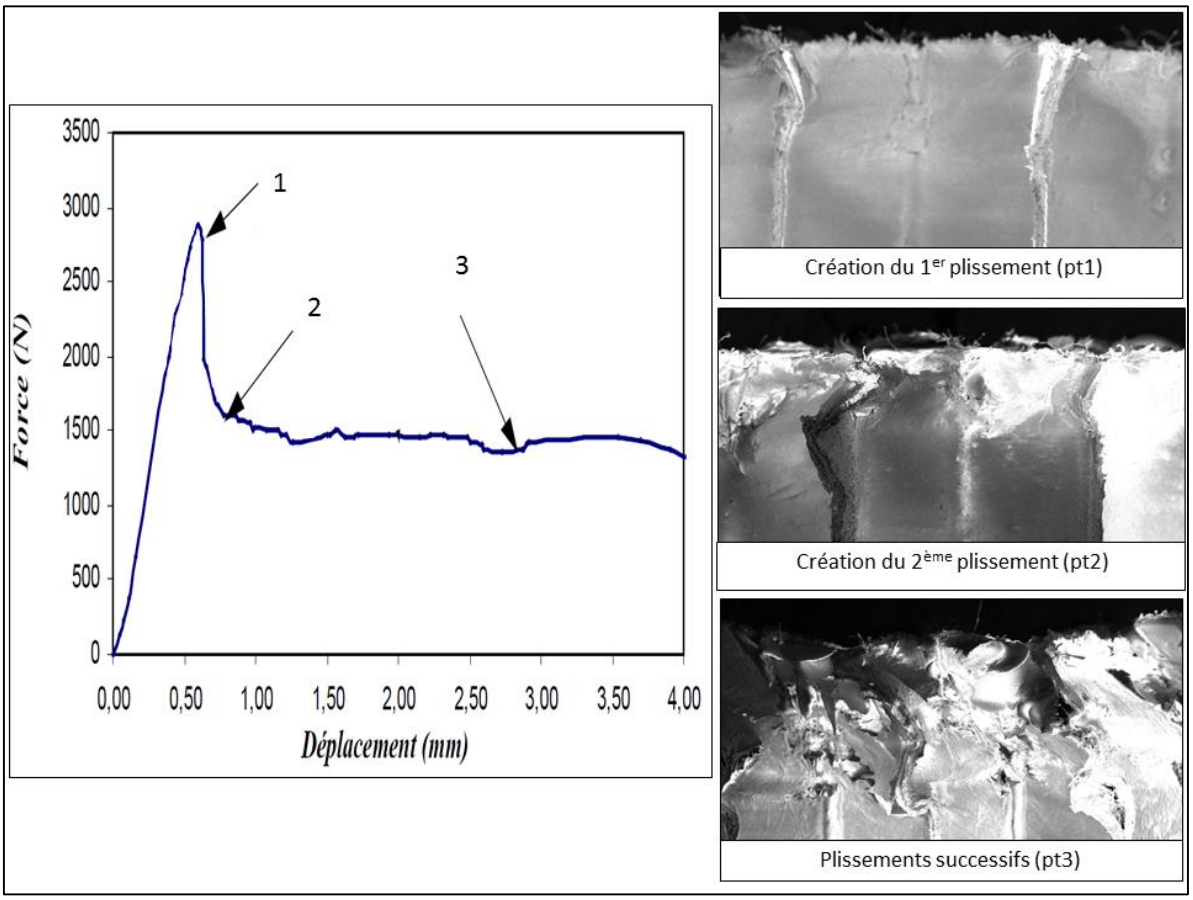



*Figure 2.13 :Phénoménologie de déformation d'un nida Nomex en compression pure [42]*

**Le cisaillement des parois du nida :**

Le cisaillement du nida intervient essentiellement lorsque l'impact génère une forte flexion du sandwich. En effet, lors de cette sollicitation, le glissement différentiel des peaux supérieures et inférieures du sandwich conduit à un cisaillement du nida. Contrairement à la compression, ce cisaillement se matérialise par une rupture fragile des parois de nida, conduisant à une chute brutale de la rigidité du sandwich. Marguet [43], a effectué une caractérisation en cisaillement de nida Nomex (Figure 2.14). Il met en évidence cette rupture fragile en cisaillement et montre également l'anisotropie en cisaillement liée à la géométrie des cellules.

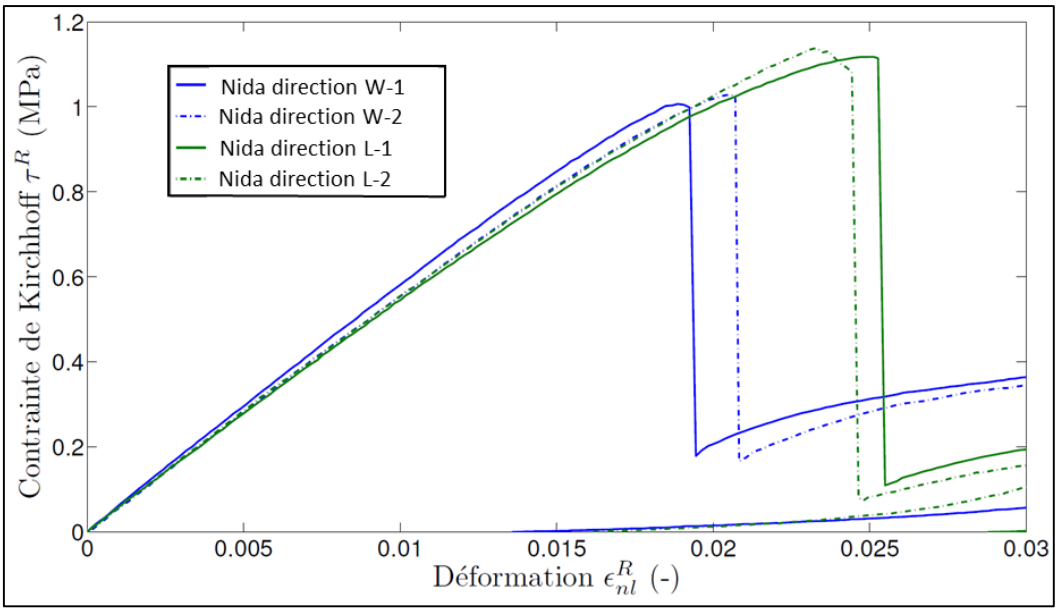



*Figure 2.14 : Essais de cisaillement sur nida Nomex suivant la direction L et W [43]*

Dans la direction L, le flux de cisaillement est repris dans le plan des doubles parois contrairement au cisaillement dans la direction W sollicitant les parois dans la direction transverse. C'est pour cette raison que la rigidité et la charge à rupture en cisaillement dans la direction L est plus grande que dans la direction W.

### 2.2.2 Paramètres influant sur la dissipation d'énergie de l'âme

Lors d'un impact, un couplage entre les deux mécanismes intervient du fait de la forte compression et de la flexion imposée par l'impacteur. Ainsi, il convient d'étudier leurs interactions et les paramètres favorisant leurs initiations.

**Couplage entre compression et cisaillement transverse**

Hou [44] et Tousni [45] ont mené une étude expérimentale et numérique sur le couplage en cisaillement transverse et en compression d'un nid d'abeilles aluminium. Ils évaluent ce couplage au moyen d'essais d'impact de type Hopkinson en faisant varier l'orientation du nida par rapport à l'axe d'impact (Figure 2.15).

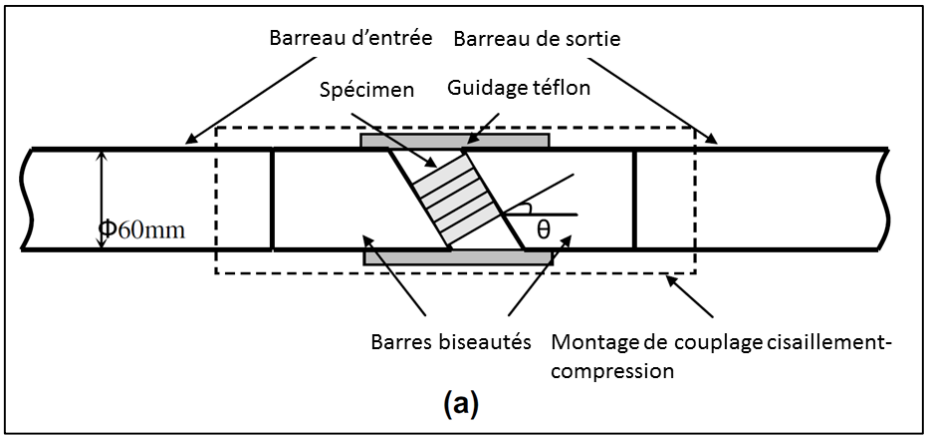



*Figure 2.15 : Montage d'impact de type barre d'Hopkinson [44]*

Ils mettent en évidence l'existence de deux modes d'endommagement (illustré Figure 2.16) pouvant apparaître lors d'une sollicitation mixte :

- Mode 1 : l'axe de la cellule reste vertical comme lors d'une compression pure. Des plissements successifs apparaissent accompagnés d'une translation globale de la cellule engendrée par le cisaillement.
- Mode 2 : une rotation de l'axe de la cellule est observée. Des plis de flambement apparaissent localement proches des peaux et ils sont désaxés par rapport à la compression pure.

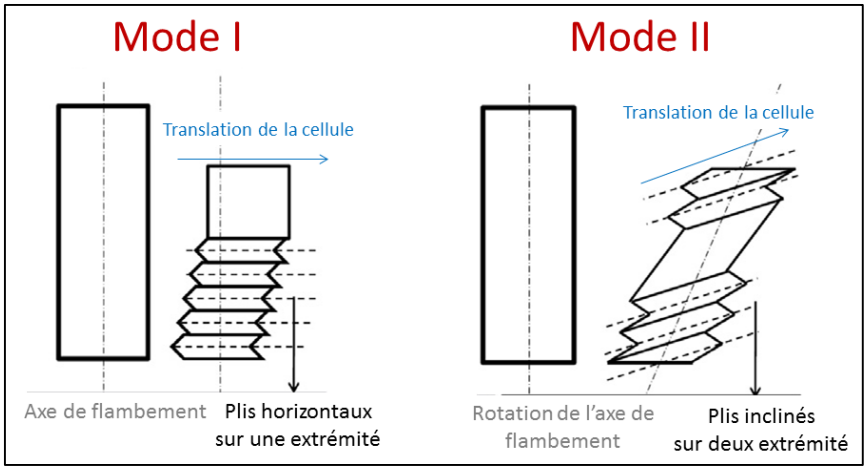



*Figure 2.16 : Mode d'endommagement d'un nida d'abeilles sous sollicitation mixte compression/cisaillement transverse [45]*

Pendant l'essai de compression/cisaillement, une compétition s'instaure entre ces deux modes. Plus le chargement est désaxé par rapport à l'axe vertical des cellules et plus la rotation des cellules sera privilégiée. De plus, ce mode est plus présent dans les essais quasi-statique, car la rotation des cellules a le temps de s'initier et de se développer.

Enfin, les auteurs concluent sur le fait que l'étude expérimentale ne permet pas de découpler ces deux effets et que le recours à la simulation numérique est nécessaire pour résoudre ce problème.

Cela montre qu'il est nécessaire, dans un premier temps, de bien identifier les modes de rupture initiés dans l'âme pendant l'impact. Et dans un second temps, d'élaborer un modèle numérique afin de découpler les deux modes identifiés indépendamment lors des essais de compression et de cisaillement. Ce modèle devra permettre de corréler l'essai d'impact afin d'identifier la part d'énergie dissipée par chacun des modes.

**Influence de la mise en œuvre sur les propriétés mécaniques**

Anderson [46] a montré que selon la face du sandwich symétrique impactée, il existe une réponse différente en termes de force de contact. Il attribue cet effet à la différence de taille du congé de colle entre les 2 faces (Figure 2.17). En effet, le film d'adhésif entre le nid d'abeilles et les peaux a pour but de créer un congé de colle pour obtenir l'interface peau/âme la plus performante. Or il se trouve que du fait de la gravité, lors de la cuisson du sandwich, ce congé de colle a tendance à être plus prononcé sur une des faces du sandwich.

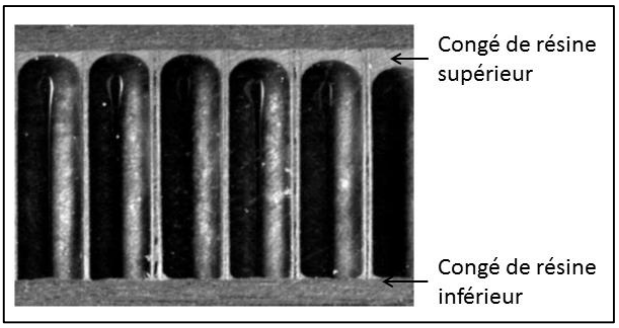



*Figure 2.17 : Section d'un sandwich avec nid d'abeilles montrant la différence de congé de colle entre la face haute et la face basse [46]*

Cette influence des conditions d'interface peau/âme a été confirmée dans une autre étude [42] au travers d'essais de compression sur Nomex dans 3 configurations : sans peau, avec une peau et avec deux peaux. Ces essais montrent une variation notable du seuil de flambement et de son lieu d'initiation dans l'épaisseur. Les peaux et le congé de colle ont pour effet de rigidifier localement le nida, augmentant ainsi la charge de flambage.

## 2.3 Paramètres influant sur la dissipation d'énergie du sandwich

Cette partie a pour but de présenter les mécanismes d'endommagement des peaux et de l'âme assemblées dans un sandwich, de comprendre leurs interactions et dans quelles situations ils sont générés. Ainsi, lors de l'impact d'un sandwich, quatre mécanismes d'endommagement peuvent être présents : le flambement de l'âme en compression, le cisaillement de l'âme, le délaminage, la fissuration de la matrice, et la rupture de fibre de la peau impactée.

Shengqing [38] a caractérisé les mécanismes mis en jeu lors d'impact de sandwich avec une âme en nid d'abeilles Nomex assemblée à des peaux en carbone/époxy. Lors de l'impact, une compétition s'établit entre ces différents modes de rupture. Il met en avant la dépendance de ces modes de rupture avec les paramètres géométriques :

| Type de dommage | Conditions d'initiations |
|---|---|
| Fissuration matricielle et rupture de fibres | - Peaux de faible épaisseur<br>- Âme à haute densité<br>- Faible résistance des peaux par rapport à l'âme |
| Flambement en compression de l'âme | - Peaux fines<br>- Hauteur de l'âme importante |
| Cisaillement de l'âme | - Âme à faible rigidité combinée à des peaux épaisses et rigides |

*Figure 2.18 : Tableau récapitulatif des conditions d'initiations des dommages lors d'impact sur sandwich [38]*

L'initiation de ces types de dommages conduit à des scénarios de ruptures différents (Figure 2.19). Mines et al [47] ont étudié le comportement statique et le comportement à l'impact de poutres sandwichs pour différentes peaux composites, avec des tissus d'aramide, de carbone, de verre, de mat de fibres de verre discontinues et avec une résine époxy ou polyester. Deux types de matériaux

d'âme ont été utilisés, une âme nid d'abeilles en aluminium et une âme en feutre. Quatre mécanismes de rupture ont été identifiés.

Le Mode (I) se résume à une rupture en compression de la peau supérieure suivie soit de l'écrasement de l'âme (Mode I-a) soit de la rupture en cisaillement de l'âme (Mode I-b). Les auteurs font remarquer que les échantillons qui ont été brisés selon ce mode de rupture (Mode I) ont tous une résistance en compression inférieure à celle en traction.

Le Mode (II) consiste en une rupture par cisaillement de l'âme. Ce mode de rupture a été notamment observé dans le cas des poutres sandwichs à peaux composites en fibres de Kevlar. D'après les auteurs, ceci est vraisemblablement dû à la faible résistance à la compression des fibres d'aramide.

En Mode (III), une rupture survenue à l'interface âme/peau supérieure a eu comme conséquence la rupture par cisaillement de l'âme.

Finalement, les échantillons dont la résistance à la traction est inférieure à celle en compression ont subit une rupture en traction de la peau inférieure (Mode IV).

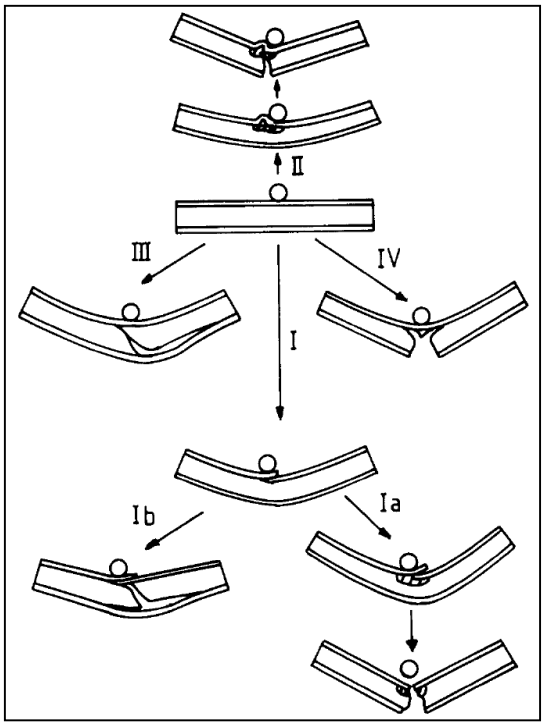



*Figure 2.19 : Schéma présentant les modes de ruptures observés lors de l'impact de sandwich avec des âmes et des peaux différentes. I- rupture de la peau supérieure par compression ; Ia- rupture stable de l'âme ; Ib- rupture de l'âme par cisaillement ; II- rupture de la peau supérieure par flambement local ; III- rupture de l'âme par cisaillement ;IV- rupture de la peau inférieure par traction[47]*

## 2.4 Observation du faciès de rupture et de l'endommagement dans un sandwich

Un des aspects importants dans l'étude de l'endommagement des matériaux composites est la détection et la quantification des dommages causés lors du chargement. Les observer et les caractériser est un enjeu majeur dans le contexte des structures sandwich composites.

Dans la littérature, de nombreuses études emploient le scan à ultrasons pour observer l'endommagement dans les composites stratifiés [32], [48]. Cette méthode appelée C-Scan permet d'appréhender assez finement les délaminages dans les différentes couches du laminé et donne l'étendue de la zone endommagée par l'impact. Cette méthode est très souvent utilisée pour évaluer la capacité des modèles numériques à capter les phénomènes de délaminage.

Elle est couramment utilisée en aéronautique pour déceler les délaminages des peaux stratifiées ainsi que les décollements peaux/âmes[49], [50]. Cependant, dans le cas de sandwich impacté, en raison de difficultés liées à la propagation de l'onde dans les cavités du nida, le C-scan ne permet pas de rendre compte de l'état des parois du nid d'abeilles, notamment les multiples flambements pouvant être présents [10].

De nombreuses observations sont également faites au microscope électronique à balayage (MEB) [42]. Cet outil permet d'observer la matière soumis à un bombardement d'électrons balayant la surface de l'échantillon. Ce système génère des images très fines et locales qui permettent, sur un faciès de rupture, d'identifier les mécanismes mis en jeux. Mais cela nécessite un découpage de l'échantillon pour permettre l'observation à cœur et n'apporte aucune information à cœur ou de cinétique. Des essais in-situ sont possibles mais ils ne sont que statiques.

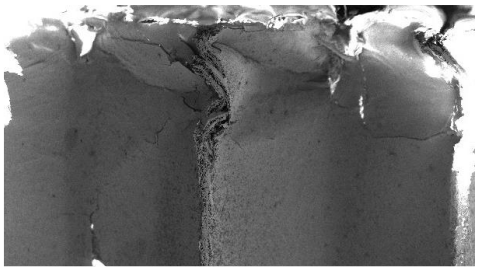


*Figure 2.20 : Cliché MEB du flambement d'une arrête de Nomex après un essai de compression[42]*

Une autre méthode utilisée pour identifier les endommagements des matériaux composites est la tomographie par rayon X. Cette méthode consiste à effectuer différents clichés radiographiques sous différents angles en mettant en rotation l'échantillon. Cela permet de reconstituer une image tridimensionnelle de l'échantillon, et donc, d'observer les endommagements dans les peaux [51], [52]. Cette méthode est également très employée dans l'étude des matériaux poreux de type mousse car elle donne accès à une analyse fine de l'état des parois des cellules qui la composent [53]. La tomographie est particulièrement adaptée à l'étude de sandwichs composites. Dans son travail sur les assemblages en T de sandwich, Fleuret [54] montre qu'il est possible de suivre correctement l'évolution de l'endommagement du nida d'un sandwich grâce à la tomographie rayon X (Figure 2.21). Il met en évidence le flambement des cellules dû à une pression élevée de l'autoclave lors de la mise en œuvre du sandwich. Ceci lui permet, dans le cadre d'un dimensionnement prédictif, de tenir compte des déformations initiales des cellules dans sa modélisation numérique.

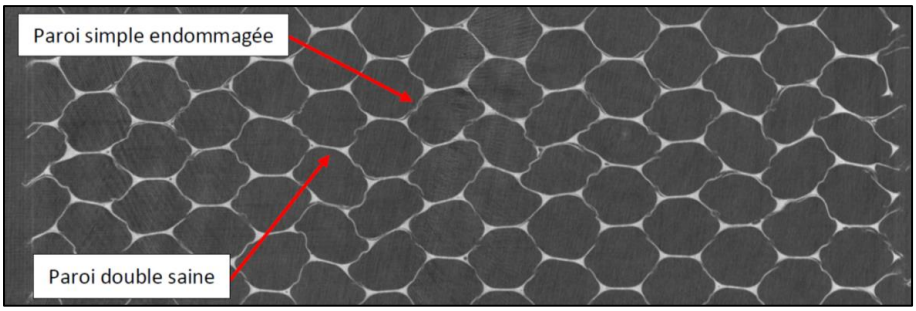



*Figure 2.21 : Image de tomographie RX d'un nida Nomex endommagé [54]*

# 3 Modélisation du comportement

La dissipation d'énergie dans un sandwich peut être répartie selon deux origines. La première est liée aux propriétés mécaniques de chaque matériau qui compose le sandwich. La seconde est l'effet de structure du sandwich qui conditionne le mode de rupture final et privilégie certains mécanismes au détriment d'autres. Cette conclusion conduit à identifier les différents mécanismes inhérents à chaque matériau et à étudier dans un deuxième temps leur interaction. D'un point de vue industriel, il est très intéressant de pouvoir réaliser cette seconde étude par des simulations numériques. En effet, cette démarche permet de réaliser une conception prédictive bien moins coûteuse que la réalisation d'essais onéreux. Toutefois cela suppose d'avoir une démarche efficace pour caractériser l'endommagement des matériaux utilisés et garantir que la simulation soit capable de capter tous les phénomènes liés à la structure du sandwich. L'objectif de cette partie est donc de réaliser un état de l'art des outils adaptés pour modéliser l'endommagement dans les sandwichs impactés.

## 3.1 Modélisation du comportement des peaux

La modélisation des composites stratifiés avec des sollicitions variées a été largement abordée dans la littérature. Ces modèles permettent de représenter l'endommagement et la rupture de ces matériaux avec un degré de finesse important. Chacun traite l'endommagement différemment et selon des observations à différentes échelles. Trois types de représentation se distinguent : microscopique (représentation des fibres et de la matrice), mésoscopique (représentation de plis homogènes) et macroscopique (représentation d'un matériau homogène). Les modèles microscopiques offrent la représentation la plus réaliste des phénomènes pouvant intervenir à l'échelle de la fibre et de la résine qui l'entoure; cette précision requiert un temps de calcul considérable rendant ces modèles inaptes aux calculs de structures. Cependant ces modélisations ne permettent pas d'appréhender l'impact sur le comportement global du déploiement de larges zones d'endommagement. Les approches mésoscopiques permettent de rendre compte de la muti fissuration des plis et des couplages avec les délaminages. A l'opposé les modèles macroscopiques permettent d'approcher avec une bonne précision et un faible temps de calcul le comportement de structures en intégrant la perte de rigidité mais ils sont dépendants de l'empilement utilisé lors de la caractérisation. Les modèles à cette échelle peuvent être élaborés par des approches mésoscopiques en faisant ressortir les effets majeurs sur la rigidité et les déformations permanentes. Dans l'industrie, les modèles macroscopiques sont destinés à la conception et l'optimisation des structures dans un temps raisonnable, alors que les modèles mésoscopique sont mieux adaptés aux simulations de validation et ou qualification des pièces finales, de plus comme ces derniers tiennent compte de

l'endommagement à l'échelle du pli, ils offrent la possibilité d'optimiser l'empilement et ainsi de dimensionner.

**Modélisation de l'endommagement dans le pli :**

Parmi les travaux sur l'endommagement des composites, Hashin a été un des précurseurs, il a fourni les critères de base utilisés dans la majorité des modèles créés aujourd'hui [55]. Ces critères ont été développés initialement pour des composites UD (Uni Directionnel), et ont été étendus au cas des composites tissés.

Dans de nombreux travaux, l'initiation des dommages est captée par des critères de type Hashin en y apportant certaines modifications spécifiques aux vitesses élevées. Par exemple, Zhang [56], simule l'endommagement induit lors de l'impact à faible vitesse sur un composite stratifié. Il utilise un critère d'Hashin 3D pour piloter l'abattement des composantes du tenseur de rigidité du matériau. Il implémente des contacts cohésifs à l'interface des plis afin de rendre compte du délaminage. Son modèle se trouve être relativement efficace en termes de temps de calcul (environ 25 h sur une machine de 8 processeurs). Il obtient une bonne corrélation de la force de contact ainsi qu'une bonne approximation de la zone endommagée. Ce type de calcul est considéré comme un bon compromis entre la finesse de la prédiction et un temps de calcul industriellement viable.

Afin d'améliorer la représentation des ruptures hors plan, Puck [57] a proposé un critère tridimensionnel visant à identifier le plan de rupture en fonction du chargement vu par le matériau (Figure 2.22). Ce modèle permet spécifiquement de donner une bonne approximation de la surface de rupture. Ce critère a été utilisé pour améliorer la prédiction de la surface de rupture de composites impactés [58]. Un critère de Hashin est utilisé pour prendre en compte la rupture de fibre et le critère de Puck est utilisé pour modéliser la fissuration matricielle. La surface de rupture numérique est comparée à l'observation aux rayons X réalisée sur les spécimens impactés. Il observe une bonne corrélation de la force de contact ainsi que de la surface endommagée. Le critère de Puck a été développé pour des plis UD, il montre de bons résultats, il serait donc intéressant de l'évaluer pour des composites tissés. Cependant, la résolution accrue de la surface de rupture nécessite un temps de calcul supplémentaire. En effet, le critère de Puck nécessite d'identifier, pour chaque élément et chaque incrément de calcul, l'orientation de ce plan qui satisfait un critère maximal.

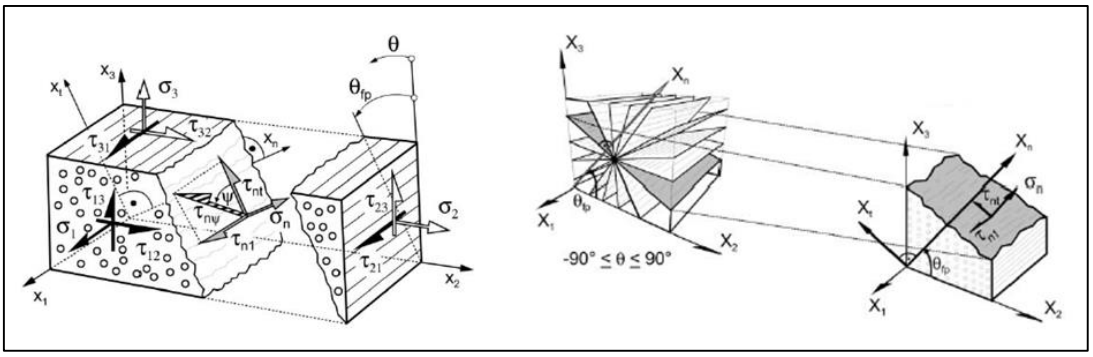



*Figure 2.22 : Illustration de la recherche du plan de rupture en fonction du chargement [57]*

**Modélisation du délaminage :**

Lors de sollicitations d'impacts, l'endommagement le plus fréquent pouvant apparaître également pour de faibles énergies est le délaminage inter laminaire. Considéré comme un problème majeur du composite, ce phénomène et sa prédiction ont largement été abordés dans la littérature. Ainsi plusieurs méthodes ont été développées. La première méthode est la fissuration virtuelle VCCT (Virtual Crack Closure Technique). Elle consiste à utiliser des éléments pouvant se séparer à partir d'une certaine charge, ce qui permet de modéliser la fissuration intralaminaire et interlaminaire [59]. Cette technique permet de ne pas imposer un chemin de fissuration, donnant en général une bonne estimation de la fissuration, mais nécessite un temps de calcul relativement élevé.

Les outils les plus employés dans la modélisation de délaminage sont l'utilisation d'éléments cohésifs. Cette technique permet de modéliser la fissuration interlaminaire avec un temps plus faible que la méthode VCCT, mais restreint le chemin de fissuration aux zones où ces éléments d'interfaces ont été ajoutés. Ces éléments sont également utilisés pour modéliser des collages car ils permettent de tenir compte des propriétés mécaniques du film de colle.

Une autre méthode, proche de celle-ci, consiste à utiliser un contact cohésif entre les plis (sans ajout d'éléments d'interfaces), ce qui permet de réduire le temps de calcul. Ce contact possède des propriétés adhésives endommageables permettant de modéliser un délaminage mais ne prend pas en compte les propriétés d'un éventuel pli de colle ou d'une zone riche en résine. Un autre défaut de ces deux dernières méthodes est qu'elles rendent le résultat du calcul fortement dépendant du maillage [60]. Malgré ce défaut, les zones cohésives ont montré une grande efficacité pour la prédiction des zones délaminées après un impact [61], [62], [34] (Figure 2.23).

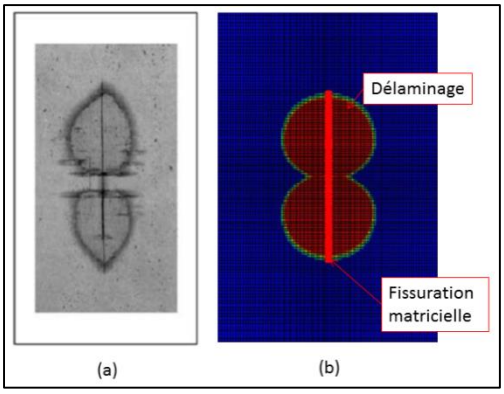



*Figure 2.23 : Comparaison du délaminage : (a)observé expérimentalement par RX et (b) prédit par la simulation numérique [61]*

## 3.2 Modélisation du comportement de l'âme

Les structures de type nid d'abeilles ont fait l'objet de beaucoup de travaux et les modèles visant à représenter les différents scénarii de rupture ne manquent pas. Les études traitant de l'impact sur des nids d'abeilles en aluminium conduisent globalement à de bons résultats en termes de compréhension des mécanismes de rupture et de corrélation avec un modèle numérique. Ce n'est pas le cas des nids d'abeille Nomex qui présentent un comportement plus instable (dû à la rupture plus fragile) et complexe à appréhender et à modéliser.

Dans la littérature, trois types de modélisations peuvent être identifiés: la modélisation 3D coque, la modélisation 3D homogène et la modélisation discrète.

***1er type de modèle : coque 3D***

La première solution consiste à modéliser le Nomex le plus fidèlement possible en représentant les parois et les cellules. Etant donnée la faible épaisseur des parois, beaucoup d'études ont choisi de le modéliser en utilisant des éléments finis de type coque (dans un but d'économie en temps de calcul). Ce type de modélisation est plus adapté qu'un volume homogénéisé pour représenter le flambement, le cisaillement et le déchirement des parois de cellules observés lors des essais.

Elaborer un tel modèle nécessite une représentation précise de la géométrie des cellules. Dans cette étude, Roy et al. [63] montrent que le module de cisaillement est fortement impacté par la variation géométrique des cellules. Ce type de modèle pose également un premier problème qui est la caractérisation des propriétés mécaniques du matériau constitutif des parois. En effet, les parois sont constituées d'un tissu d'aramide plongée dans un bain de résine phénolique. Comme le montre la Figure 2.24, ce procédé engendre de nombreux défauts comme les bulles de gaz prisonnières des parois, manques locaux de résines.

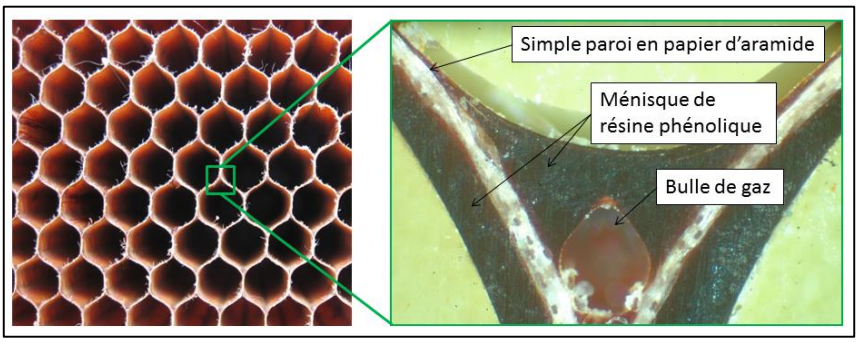



*Figure 2.24 : Micrographie de la jonction entre simple et double parois, appelée bord de plateau, d'une cellule de nid d'abeilles Nomex [43]*

Concernant les propriétés des parois, la bibliographie est assez pauvre et le fabricant ne dispose pas de ces données. Le peu de données disponibles montrent des propriétés très disparates allant du simple au double [63]. Il est par conséquent très compliqué d'obtenir des propriétés matériaux représentatives. C'est pourquoi certains auteurs ont recours à des optimisations numériques [54]. De plus, la grande variabilité dimensionnelle des congés de résines au niveau du point triple appelé « bord de plateau » rend également très complexe la définition d'une épaisseur de parois. Plusieurs travaux ont montré que la géométrie et la distribution de matière dans la région de « bord de plateau » constituent des paramètres clés dans les propriétés mécaniques du nida [64],[65], [66], [64], [67],[68].

***2ème type de modèle : 3D continue homogène***

Une autre approche consiste à modéliser le Nomex comme un milieu continu élasto-plastique équivalent. Cette méthode nécessite un critère de plasticité mixte compression/cisaillement donnant de bons résultats mais elle ne permet pas de rendre compte du pic d'instabilité visible sur des essais de compression.

Dans les modèles utilisant un solide homogène, certains sont contraints à utiliser une loi de comportement avec suppression des éléments ayant atteint le critère de rupture[69]. En effet, un élément trop fortement distordu risque d'augmenter considérablement le temps de calcul ou même conduire à une non convergence du calcul.

***3ème type de modèle : Discret***

Une étude sur le comportement en compression de sandwich avec âme en Nomex et peau métallique [42] montre que l'essentiel des flux d'efforts en compression transite à la jonction de 3 cellules (bord de plateau). Sur ce constat, un modèle numérique du Nomex a été proposé [70],[71],[72]. Il consiste à représenter le nida par une grille de ressorts verticaux avec un comportement non linéaire en compression, identifié au moyen d'un essai simple d'indentation statique, permettant ainsi de représenter le pic de chargement et le plateau plastique (Figure 2.13). Cette modélisation permet une bonne corrélation avec les essais d'indentation statique et les essais d'impact basse vitesse. En revanche, les ressorts n'étant pas en mesure de reprendre le cisaillement transverse, pour représenter le comportement en flexion du sandwich, il est nécessaire d'ajouter une force nodale équivalente sur les bords libres de la peau supérieure. Cette solution de modélisation est intéressante car elle permet d'obtenir des résultats très satisfaisants avec un temps de calcul très faible en comparaison des modèles classiques de sandwich. Etant donné le contexte industriel de notre étude et le souhait de créer un outil numérique de conception prédictive, il est intéressant d'élaborer des modèles ne générant pas des temps de calcul élevés.

# 4 Exemples de structures sandwichs innovantes

Cette partie a pour but de proposer des solutions innovantes et prometteuses concernant les matériaux constitutifs de l'âme et des peaux pour les applications de dissipation d'énergie mécanique. La littérature est très riche concernant ce sujet et une nette tendance est constatée dans le développement de matériaux architecturés et multi matériaux.

## 4.1 Matériaux d'âme innovants

**Âme à gradient de densité**

Certains auteurs étudient des matériaux architecturés à gradients de propriétés. Ces matériaux offrent des perspectives intéressantes en tant qu'absorbeurs de chocs aux regards de leur performance à l'impact. Dans ses travaux, Rahmé [73] étudie un bouclier dissipatif formé d'une couche protectrice constituée de billes en polymère (non défini par l'auteur) et recouvert par une couche de Kevlar (0°/90°) (voir Figure 2.25 (a)). Avec ce système, l'auteur est parvenu à protéger totalement le substrat du délaminage suite à un impact. En contrepartie, ce système engendre une augmentation significative de la masse. En effet, pour la configuration 1, la protection est efficace (aucun délaminage repéré) jusqu'à 30 Joules et induit une augmentation de 90% de la masse. Dans la configuration 2, le bouclier protège de l'impact jusqu'à 50 Joules et induit une augmentation de masse de 150%. Dans la même idée, Zeng [74] étudie la dissipation d'énergie de sandwichs à peaux métalliques et dotés d'une âme constituée d'un empilement de sphères creuses (fournie par la société ATECA) avec un gradient de densité piloté par l'épaisseur de parois des sphères (voir Figure 2.25 (b)) . L'impact de 45 m/s est réalisé au moyen d'une barre d'Hopkinson sur différents spécimens : âme à densité homogène, âme avec gradient de densité. Il démontre une meilleure dissipation d'énergie dans le cas de l'âme possédant un gradient de densité. Il explique cela par le fait qu'une densité plus faible de l'âme proche de la face impactée évite la perforation de celle-ci, favorisant la dissipation d'énergie par compression de l'âme.

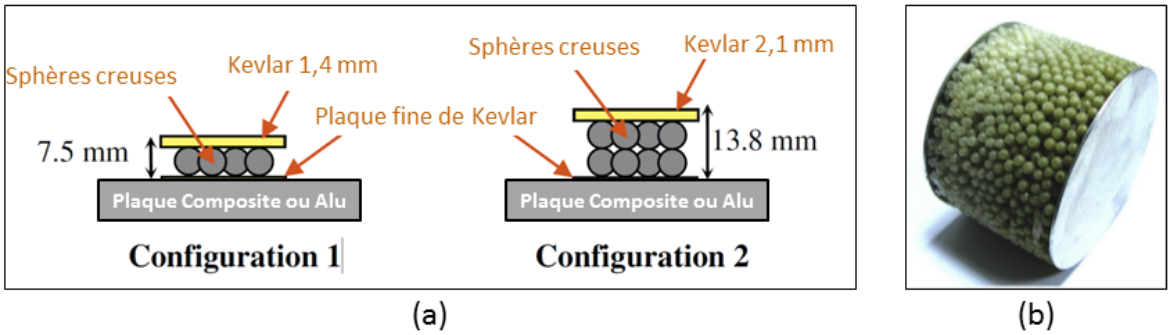



*Figure 2.25 : Âme en sphères creuses :(a) 2 configurations de couches protectrices [73] (b) Âme à gradient de densité [74]*

Dans une autre étude, Gardner [75] travaille sur des mousses comportant un gradient de masse volumique. L'auteur démontre qu'à épaisseur constante, une mousse à 4 couches de densité croissante est plus performante qu'une mousse de densité homogène. Cela est dû à la multiplication des interfaces qui augmente le temps de propagation de l'onde de choc dans le matériau. Ceci a pour effet de retarder le temps d'initiation des dommages, laissant ainsi le temps à l'âme de se comprimer progressivement et de dissiper plus d'énergie lors de l'impact.

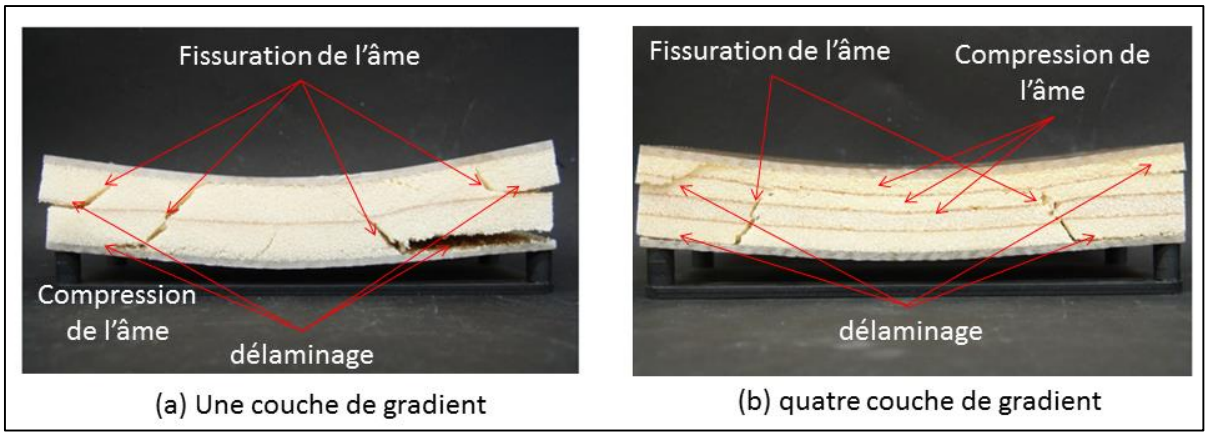



*Figure 2.26 : Comparaison des faciès de rupture entre deux sandwichs avec des gradients de densité de l'âme différents [75]*

**Âme composite architecturée**

Un autre vecteur de travaux est celui des âmes composites architecturées (Figure 2.27). Ces âmes présentent de nombreux avantages en termes de performances mécaniques mais également en termes de processus de fabrication avec la possibilité pour certaines solutions de supprimer le collage âme/peau [76], [77], [78].

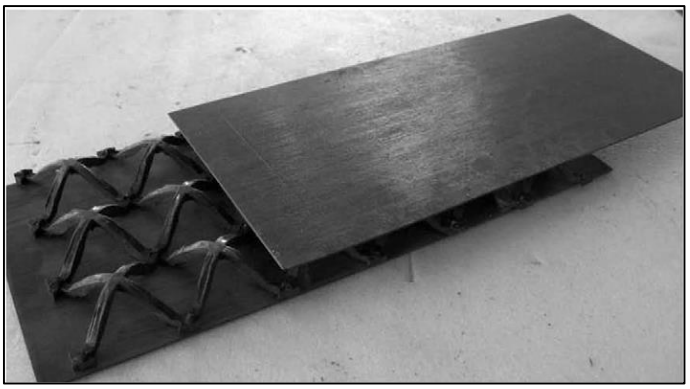


*Figure 2.27 : Photo d'une structure treillis fabriquée avec des prés imprégnés carbone/époxy [78]*

Ces structures, prometteuses, permettent d'atteindre de hautes rigidités (supérieures aux nidas) et une haute capacité d'absorption d'énergie, avec de très faibles densités (Figure 2.28). Cela est dû à la haute rigidité du carbone et à l'énergie dissipée par la rupture de ces fibres. Cependant les processus de fabrication utilisés dans ces travaux, encore au stade du laboratoire, n'ont pas atteint la maturation nécessaire à l'industrialisation [79].

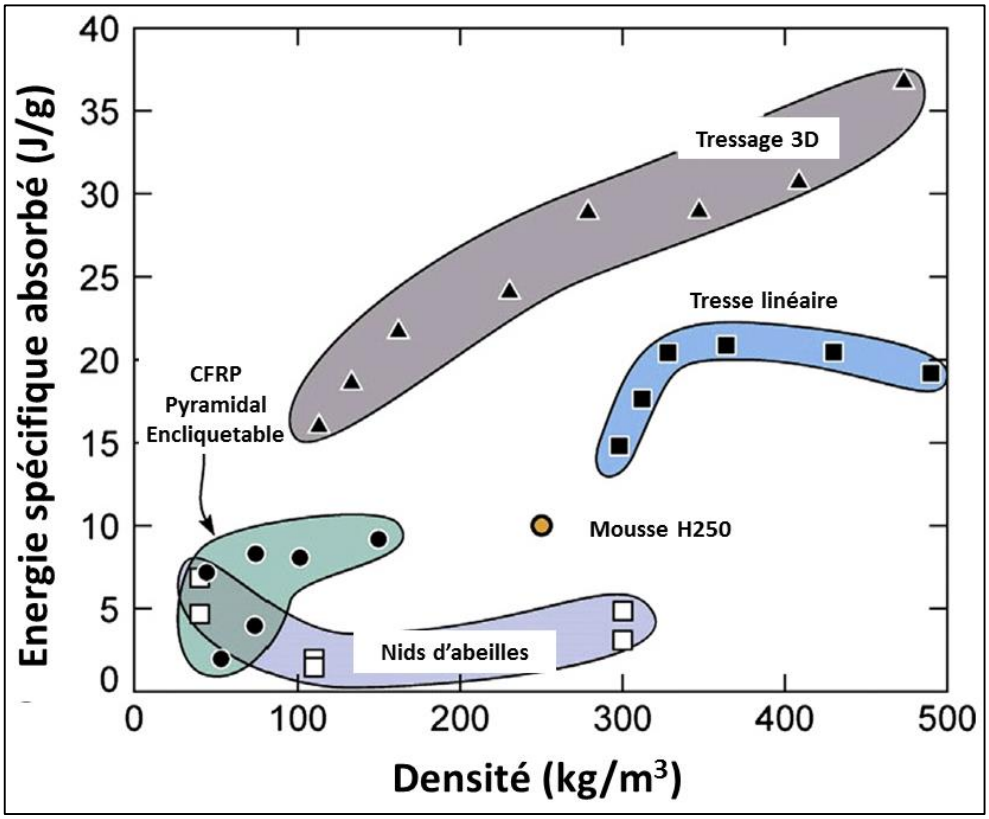



*Figure 2.28 : Comparaison de l'énergie spécifique dissipée pour différentes âmes architecturées [76]*

### 4.2 Composites stratifiés prometteurs

Depuis leur création, la sensibilité à l'impact des composites (notamment du carbone) a été vecteurs de tentatives visant à améliorer leur tolérance aux dommages. Deux axes d'amélioration ont été dégagés. Le premier, concerne l'utilisation de différentes fibres moins sensibles à l'impact que le

carbone avec l'hybridation des tissus. La seconde idée est de rendre la matrice plus ductile que les résines époxy utilisées ayant un comportement très fragile.

### 4.2.1 Inventaire de fibres performantes en impact

Les composites les plus utilisés sont ceux à base de fibres de verre et de carbone. Ces fibres présentent une très faible résistance à l'impact, c'est pourquoi d'autres fibres ont été étudiées pour obtenir de meilleures propriétés à l'impact. Parmi ces fibres, il y a des fibres minérales, des fibres polymères, et des fibres naturelles. Les ressources documentaires sont abondantes sur le comportement à l'impact de composites à matrice époxy avec ces différentes fibres.

- *Fibres polymères :*

Les fibres polymères sont très connues pour leur résistance à l'impact et leur forte capacité de dissipation d'énergie. La plus connue est le Kevlar (aramide) qui met à profit ses caractéristiques dans les applications balistiques et blindage. La forte capacité dissipative du Kevlar est liée à sa capacité à stocker l'énergie sous forme de déformation plastique [80]. Il est également utilisé dans la fabrication du bord de fuite des pales d'hélicoptère, dans le but d'amortir les chocs aérodynamiques et d'éviter de transmettre les vibrations au rotor [81]. Une autre fibre, la Dynema (Polyéthylène très haute densité) avec un comportement proche du Kevlar est également utilisée dans les applications de crash militaire [82]. Leurs principaux défauts majeurs sont leur faible résistance en compression, leur faible résistance face à l'humidité et leur prix qui reste très élevé [2]. Ceci limite donc leur utilisation à des besoins spécifiques dans l'industrie.

- *Les fibres végétales :*

En raison du contexte environnemental et de la problématique de fabrication énergivore de certaines fibres (carbone, verres…), de nombreuses études ont traité de l'utilisation de fibres végétale (lin, chanvre, bambou,…) [83]. Il s'avère que les fibres de lin figurent être la plus performante des fibres végétales d'un point de vue rapport entre propriétés mécaniques et prix. En effet, le composite lin/époxy possède des propriétés mécaniques spécifiques (traction, compression, flexion) avoisinant celles du verre/époxy [84]. De plus, la France est l'un des 1$^{er}$ pays producteur de lin ce qui constitue un avantage en terme d'approvisionnement. Malgré tous ses avantages, le lin reste peu utilisé, en particulier en aéronautique, en raison du coût relatif plus faible de l'aluminium. De même, la forte variabilité des propriétés des fibres de lin (pouvant varier jusqu'à 30% contrairement aux fibres synthétiques ayant une variabilité inférieure à 5% [84]) pose un problème en terme de certification matériau pour l'industrie aéronautique. En revanche, il est important de mentionner que malgré la forte variabilité des fibres, les propriétés du composite final sont beaucoup moins variables par un effet de moyenne. De plus, malgré de bonnes propriétés spécifiques, le taux volumique de fibre du composite final lin/époxy (tvf=30% d'après [84]) est inférieur à ces homologues à fibres synthétiques (tvf=60% d'après [54]). Ceci conduit à des propriétés finales de contrainte à rupture du composite lin inférieures au composite verre rendant son utilisation impossible sur pièce primaire d'effort.

Il est possible de mettre à profit le comportement de différentes fibres en les couplant dans un tissu dit hybride. La partie suivante s'intéresse donc aux possibilités qu'offrent ces tissus.

- *Les tissus hybrides :*

L'idée des tissus hybrides est d'obtenir un bon compromis entre les comportements de différentes fibres. Plusieurs fournisseurs proposent des tissus bi-matériaux comme le carbone/Kevlar, le verre/Kevlar ou le Carbone/Dynema. La rigidité obtenue est principalement influencée par la fibre la plus rigide. Ceci rend donc le composite hybride carbone/Kevlar plus rigide que le composite Kevlar.

Des composites hybrides à matrice époxy couplant du basalte à d'autres fibres ont été développés. Il est apparu que l'hybride verre/basalte voit sa résistance à l'impact (tolérance au dommage) et sa rigidité en flexion augmenter par rapport aux stratifiés classiques (verre/époxy ou basalte/époxy) [85]. Ceci est dû au basalte qui est une fois et demie plus rigide que le verre.

Une autre étude a montré l'intérêt de coupler du basalte avec du Kevlar. L'hybride basalte/Kevlar arrive à des performances, en termes de rigidité et d'énergie dissipée, égales au kevlar seul. Ceci est très intéressant en termes de coût car le Kevlar est très cher (Kevlar~30€/m [86], basalte~8€/m [87]) et le coupler au basalte permet de réduire le prix sans perdre la propriété de dissipation de l'énergie d'impact [88].

Des travaux sur des stratifiés couplant des fibres minérales, synthétiques et naturelles ont également été menés. Il a été montré que le stratifié hybride [verre/lin/basalte] permettait d'obtenir le meilleur compromis en termes d'amortissement et de performances mécaniques par rapport aux stratifiés pris indépendamment (verre/époxy, basalte/époxy et lin/époxy). En effet, l'hybride possède un meilleur amortissement que le verre et des caractéristiques mécaniques en flexion et en traction (rigidité et contrainte à rupture) supérieures à celles du lin (inférieures à celles du basalte et du verre) [89].

L'utilisation de tissus couplant des fibres végétales et des fibres synthétiques constitue donc une solution intéressante pour palier au faible taux de fibres du lin par exemple et au fort coût des fibres synthétiques.

### 4.2.2 Inventaire de matrices performantes en impact

La matrice la plus utilisé, notamment par l'aéronautique, est l'époxy pour sa grande rigidité, une contrainte à rupture élevée et un faible allongement à rupture. Ceci a pour effet de favoriser le transfert de charge sur les fibres conduisant à des propriétés mécaniques élevées. Cependant, la grande rigidité de cette résine la rend très peu tenace et donc sensible à la propagation de fissure lors d'impact. Pour pallier à ce problème, d'autres polymères ont été envisagés et sont utilisés.

**Matrice thermoplastique**

Les matrices thermoplastiques dites de hautes performances, ont été l'objet de nombreuses études. En effet, l'objectif étant de conserver une grande rigidité comparable à l'époxy tout en augmentant sa ténacité, les matrices les plus étudiées sont le PEEK, le PEKK, le PEI, le PPS, le PI et le PAI [90], [91],[92]. Ces hautes rigidités sont dues au fort tôt de cristallinité de ces polymères qui peut atteindre 60% [93].

Aucher [94] a mené une étude comparative sur l'utilisation de ces matrices en remplacement des matrices époxy. Il démontre de meilleures propriétés post-impact et une rigidité comparable à un composite à matrice époxy. Cela est dû essentiellement à la plus grande ductilité des thermoplastiques qui permet d'accommoder l'impact et d'éviter le premier stade d'endommagement de décohésion fibre/matrice. Il en résulte un seuil d'initiation

d'endommagement plus élevé (90% de la contrainte à rupture) que pour une matrice époxy fragile (70% de la contrainte à rupture).

Ces matrices prometteuses permettent donc d'améliorer la ténacité et la tolérance aux dommages des composites. Cependant, le prix est encore un frein à leur utilisation en grande quantité dans l'industrie. En effet, en moyenne un pré imprégné carbone/époxy coûte 78€/kg là où un pré imprégné carbone/PEEK coûte 95€/kg soit 20 % plus cher. Avec l'utilisation croissante il est possible que, par effet de volume, et avec le développement des procédés à forte cadences (emboutissage, thermoformage,…), les prix chutent, mais dans l'état actuel du marché et pour de faible cadence de production cela reste un frein.

**Matrice chargée en particule :**

Une autre voie a été étudiée, il s'agit d'ajouter des charges dans la résine pour la rendre plus tenace. Le but des charges est de créer des obstacles à la propagation de fissures au sein de la résine, qui est à l'origine des décohésions fibre/matrice et du délaminage (Figure 2.29). L'ajout de nano tube de carbone a notamment été testé [95], [96]. Il en résulte un meilleur amortissement en faible déformation, une augmentation respective de la rigidité, de la contrainte à rupture et de la tolérance aux dommages de 56%, 70% et 140% [97]. Une étude similaire a testé l'effet d'ajout de nano particule de verre et de silica dans une matrice PP et PI [98]. L'auteur constate également une amélioration des propriétés mécaniques avec notamment une augmentation de l'énergie absorbée lors d'un impact.

Une autre technologie consiste à charger la matrice avec des nodules élastomère. Le principe reste le même, augmenter l'énergie nécessaire à la propagation de fissure pour le rendre plus tolérant aux chocs. L'ajout d'élastomère permet de passer d'un matériau avec un mode de rupture fragile à un mode de rupture ductile. Un exemple connu, est le polystyrène choc où la multiplication des fissures entre les nodules conduit à une forte capacité d'absorption avec un endommagement important de la matrice sans apparition de rupture [99]. Cette technologie est notamment utilisée pour la réalisation de joint de colle. Des études similaires ont été menées sur une matrice époxy avec l'ajout de nodule de thermoplastique PEI. Cela a pour effet d'augmenter considérablement les propriétés à l'impact et la tolérance aux dommages de l'époxy connue pour son comportement très fragile.

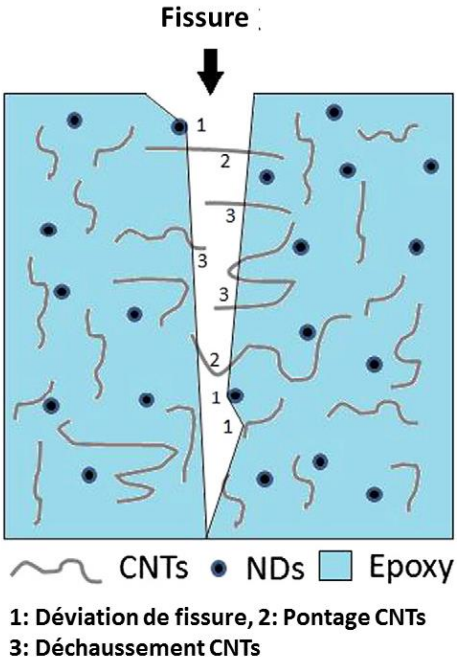



*Figure 2.29 : Illustration de la propagation de fissure dans une matrice époxy chargée en nanotube carbone [97]*

Malgré de très intéressantes augmentations de propriétés mécaniques, ces charges posent un problème d'un point de vue fabrication. En effet, l'utilisation de résines chargées, en infusion, engendre une ségrégation des particules dans les zones inter-plis ayant pour effet de favoriser l'initiation de délaminage dans ces zones riches en résine et en charges. Enfin, ces charges ont pour effet d'augmenter considérablement la viscosité de la résine, ce qui ne permet plus d'utiliser de procédé de type infusion de résine. L'utilisation de charge a néanmoins trouvé une application dans la réalisation de pré imprégnés carbone/époxy chargés en nanotubes carbone à hauteur de 2 % en masse [100].

# 5 Synthèse bibliographique

Le secteur industriel a un certain intérêt dans l'élaboration d'une assise multi matériaux. Afin de remplir les différentes fonctions mécaniques du cahier des charges, un concept de sandwich dissymétrique composé d'une peau supérieure souple, d'une âme de type nida et d'une peau inférieure rigide, a été imaginé. Un état de l'art a permis d'évaluer des solutions innovantes, il a montré qu'il existe de multiples solutions pour dissiper de l'énergie dans une solution sandwich. Concernant les stratifiés innovants, il s'est avéré que les tissus hybrides pouvaient être très potentiellement intéressants puisqu'ils couplent l'avantage de différentes fibres et doit permettre d'optimiser la réponse à l'impact. Du côté des âmes, il a été montré qu'il existait un certain intérêt dans l'utilisation de matériaux architecturés dissipatifs. Le gradient de densité est un paramètre intéressant à envisager pour optimiser la dissipation d'énergie dans les âmes. D'un point de vue processus de fabrication et compte tenu du contexte économique de l'application (prix, cadence…), le choix s'est plus spécifiquement porté sur un sandwich avec un nida Nomex.

Cette étude bibliographique a également soulevée la problématique liée à la complexité dans la maitrise et la compréhension de la dissipation d'énergie mécanique dans les sandwichs. En effet, la dissipation d'énergie dans ces matériaux fait intervenir de nombreux paramètres, comme la rupture de fibres dans les peaux ou l'écrasement du nida par flambement des parois. Les modes d'endommagements des composites, et notamment les composites à fibres de carbone, sont aujourd'hui bien connus et de nombreux modèles permettent de les représenter plus ou moins fidèlement. Concernant les âmes en nid d'abeilles, de nombreux travaux permettent de bien appréhender le comportement de ces structures sous sollicitations simples (compression ou cisaillement). Le caractère instable du flambement rend sa modélisation complexe et très consommatrice en temps de calcul. Ce problème a motivé des travaux intéressants de modélisation efficace en terme de temps de calcul et de représentativité, avec par exemple une représentation du nida par des ressorts non linéaires permettant d'avoir une bonne approche de la déformation en compression [42]. Mais le couplage cisaillement/compression constitue toujours un verrou scientifique nécessaire à la compréhension de son comportement sous sollicitations mixtes.

Ce travail s'inscrit dans cette thématique de la compréhension des mécanismes dissipatifs dans un sandwich multi-matériaux. L'objectif final est donc de pouvoir quantifier la part d'énergie dissipée par le sandwich dans le but de les maitriser dans une structure innovante d'absorption. Il est essentiel de maîtriser la distribution de cette dissipation d'énergie au travers des peaux de l'âme et de leur assemblage afin de tirer le meilleur profit de chaque mécanisme pour optimiser l'absorption au choc. Du point de vue scientifique cela sous-entend qu'il est nécessaire de comprendre l'initiation, la propagation et le couplage de ces mécanismes pendant l'impact.

# Partie 3: Démarche de l'étude

Afin de prédire la capacité dissipative d'un sandwich multi-matériaux lors d'un impact, il est nécessaire d'identifier les mécanismes de rupture mis en jeu, leurs rôles et comprendre leurs propagations. En effet, différents modes de rupture peuvent apparaître au sein des peaux et de l'âme ou bien à l'interface. Pour y parvenir et permettre la création d'un modèle prédictif capable de réaliser une conception virtuelle, un protocole d'analyse a été mis en place :

- Comportement des matériaux

Les différents matériaux constitutifs de l'assise sont caractérisés de manière indépendante sous différentes sollicitations mécaniques. Les essais sont instrumentés en vue d'identifier et de quantifier les mécanismes d'endommagement s'initiant jusqu'à la rupture. L'analyse de ces résultats permet de développer des lois de comportement représentatives des phénomènes observés qui sont ensuite implémentées dans le code éléments finis Abaqus©.

- Comportement des matériaux sous impact de type crash

Cette deuxième étape consiste à caractériser la réponse des matériaux sous impact de type crash. Pour cela un banc d'essais de type masse tombante a été conçu. Cet essai est instrumenté afin de mesurer la réponse de chaque matériau en termes de force d'impact, déformation, énergie dissipée ; et des observations par tomographie sont réalisées afin d'identifier les mécanismes de rupture activés. Les résultats de ces essais sont ensuite confrontés aux résultats d'un modèle de corrélation numérique intégrant les lois de comportement matériaux précédemment identifiées. L'objectif final de cette partie est double : vérifier que le modèle matériau permet bien de décrire les mécanismes d'endommagement observés et obtenir une simulation industriellement viable permettant de prédire la réponse à l'impact en un temps de calcul acceptable.

- Comportement de la structure globale

Cette étape fait suite au développement du modèle multi-matériaux développé. L'objectif est la simulation de la réponse de la structure d'assise absorbante avec le chargement donné par le cahier des charges. L'objectif de cette partie est d'optimiser la structure d'un point de vue industriel afin de proposer une assise multifonctionnelle en terme de reprises d'efforts et de dissipation d'énergie.

# 1 Démarche expérimentale et numérique

L'étude bibliographique a montré que l'essai élémentaire de masse tombante est de manière générale le plus adapté pour étudier la réponse à l'impact d'un matériau. Il offre la possibilité de découpler les mécanismes de ruptures. Il est important de remarquer que cet essai est différent de celui imposé par la norme AS8049, utilisé par Stelia pour qualifier leur siège. Celui-ci est un essai dynamique de décélération de 14G (Cf. Partie 1:3) réalisé sur la structure entière du siège avec de nombreux assemblages. L'objectif de la thèse étant la compréhension des mécanismes dissipatifs en cas de crash, s'appuyer sur cette norme est complètement inapproprié pour l'étude de matériaux élémentaires.

Ainsi, pour pouvoir répondre à la fois à la problématique industrielle lié à l'assise et à la compréhension scientifique des mécanismes de rupture, une démarche couplant analyse expérimentale et numérique est mise en place, elle est présentée dans le paragraphe suivant.

## 1.1 Démarche suivie pour la compréhension du comportement à l'impact

L'objectif est d'identifier les paramètres principaux et les couplages pouvant intervenir dans la dissipation d'énergie lors d'un impact. L'analyse des résultats a pour but de générer la connaissance suffisante pour permettre une conception optimale de l'assise pour le siège pilote.

Dans un premier temps, les différents matériaux sont impactés avec un impacteur d'une masse de 70 kg à une vitesse de 2 $m.s^{-1}$. Cette vitesse a été choisie pour ne pas dépasser les limites des capteurs de l'essai de masse tombante. L'instrumentation permet de suivre l'évolution des variables d'impact (force, déplacement, vitesse, accélération). Suite à l'impact les éprouvettes sont tomographiées dans le but de visualiser l'endommagement induit pendant.

La seconde partie de l'étude consiste à réaliser une simulation de l'essai d'impact en utilisant le modèle matériau développé via les essais de caractérisation présentés en Partie 3:4. Le but de la simulation est de découpler les différents mécanismes de rupture pouvant apparaître, quantifier les niveaux d'énergie dissipés par chacun des matériaux et comprendre leurs interactions les uns avec les autres. Un autre objectif est la création d'un modèle numérique permettant une conception prédictive. L'essai d'impact est donc corrélé par un calcul numérique réalisé sous Abaqus explicit. Les variables d'impact enregistrées lors de l'essai sont donc comparées à celles fournies par l'analyse numérique. Les modes de ruptures observés par tomographie sont également confrontés à ceux observés dans la simulation. Une fois la capacité prédictive du modèle validé, il est possible de l'utiliser pour réaliser de l'optimisation structurale, par exemple en modifiant l'orientation et le nombre des plis.

L'ensemble de la démarche est résumée sur le diagramme en Figure 3.1.

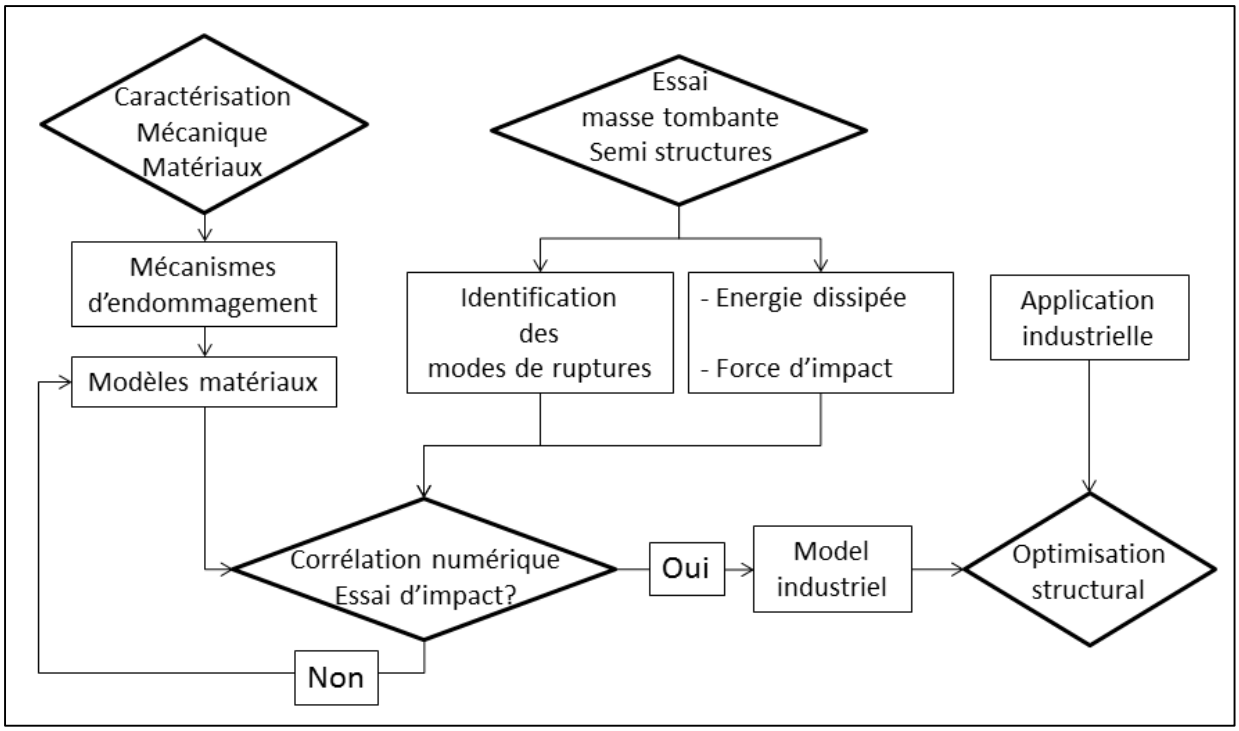



*Figure 3.1 : Diagramme résumant la démarche de l'étude pour appréhender la tenue de la structure composite sandwich*

## 1.2 Démarche pour valider la solution composite pour l'assise

L'essai de masse tombante permet de quantifier l'énergie dissipée dans le matériau. Cependant cet essai est différent de l'essai de la norme AS8049 validant la structure de l'assise.

Aussi dans le but d'avoir une référence pour une comparaison par la suite, un essai d'impact est réalisé sur une assise A350 en aluminium. Cet essai est ensuite simulé numériquement pour s'assurer que le modèle numérique (intégrant les lois d'endommagent) capte correctement les conditions de l'essai. Sachant que l'assise A350 passe les tests de la norme AS8049 cela permet aussi de valider que le modèle de comportement est capable de simuler les essais industriel à 14G.

Suite à ces corrélations, des simulations numériques sont réalisées avec le chargement statique et dynamique spécifiée par la norme AS 8049. Ces simulations permettent de valider ou invalider le dimensionnement de l'assise. Dans un second temps une optimisation de la structure est réalisée en modifiant le nombre de plis et les orientations. Cette dernière étape permet de valider l'outil numérique dans un contexte de dimensionnement industriel. L'assise optimisée est ensuite comparée en termes de masse, de rigidité et capacité dissipative.

Cette démarche est représentée par le diagramme en Figure 3.2.

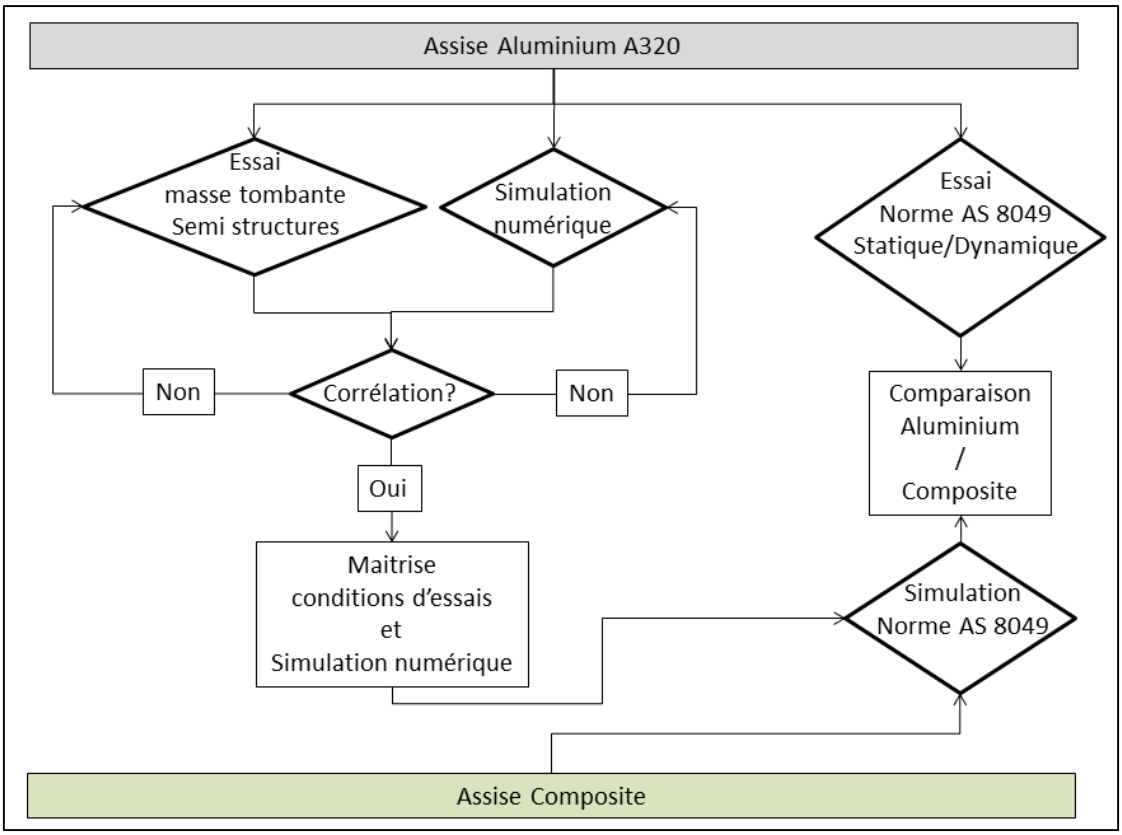



*Figure 3.2 : Diagramme résumant la démarche pour valider la capacité du modèle à simuler les essais de la norme AS 8049*

# 2 Matériaux et procédés utilisés

La solution étudiée est un sandwich dissymétrique hybride comme présenté en Partie 1:4. Le cahier des charges a conduit à différents choix matériaux. Tout d'abord, l'un des objectifs est de connaitre le bénéfice de l'apport de fibres naturelles dans un sandwich rigide pour leurs capacités d'amortissement et dissipative. Un nouveau composite hybride Kevlar/lin est choisi pour remplir le rôle de peau supérieure souple. L'utilisation d'âme de type nid d'abeille Nomex étant intéressant d'un point vue dissipatif et d'un point de vue rigidité en flexion, différents nida sont sélectionnés. Enfin, le carbone étant connu pour sa forte rigidité spécifique, la peau rigide sera réalisée en composite avec un pré imprégné tissé carbone/époxy.

Afin d'étudier l'influence des matériaux constitutifs des peaux et des matériaux d'âme, sur la dissipation d'énergie, plusieurs concepts de sandwich vont être réalisés (Cf Partie 1:4). Le processus de fabrication ainsi que les matériaux utilisés sont explicités dans la partie suivante.

## 2.1 Matériaux constitutifs des peaux

Les deux matériaux composants les peaux sont : un composite carbone pour la peau rigide et un composite hybride kevlar/lin pour la peau souple.

- **<u>Composite carbone/époxy :</u>**

Pour des applications de type crash, l'utilisation de composite tissé est préférable au composite UD [22]. Le tissé permet d'absorber plus d'énergie et d'obtenir une meilleure tolérance au dommage

grâce à une meilleure répartition du cisaillement hors-plan induit par l'impact. En effet, l'ondulation des fibres dans les deux directions permet d'atteindre une plus grande rigidité en cisaillement [54] et augmente les propriétés hors-plan du composite (au détriment des propriétés membranaires par rapport un composite UD) [101].

Le choix se porte donc sur un composite carbone sergé 2/2 qui possède, de par son tissage, un fort embuvage (ondulation importante des fibres) présentant un bon compromis entre rigidité et cisaillement hors-plan. Ce composite est réalisé avec des pré-imprégnés carbone/époxy de 200g/m² avec un tissage sergé 2/2-12K, une résine R367-2 (référence : EQTC T700 fourni par Structil). Il est mis en œuvre en autoclave par la société C3T avec une pression de 1 bar à 120°C pendant 1h.

❖ **Composite hybride Kevlar/lin/époxy :**

L'intérêt des tissus hybrides est la dissipation d'énergie [102]. La fibre la plus connue est le Kevlar pour des applications de dissipation. Cette fibre a été couplée à d'autres fibres telles que le carbone ou le verre et ces associations ont été largement étudiés. En revanche la littérature ne traite pas de tissus hybride utilisant des fibres d'aramide et des fibres naturelles [80]. Alors que les propriétés dissipatives et d'amortissement des fibres naturelles ont été démontrées.

Dans ce contexte, un nouveau tissu hybride aramide/lin est testé, dans le but de coupler les avantages de ces deux fibres. Ce composite hybride est constitué d'un tissus taffetas hybride kevlar/lin de 325g/m² fourni par le groupe Depestel (LINCORE® FF HP1 325). Ce tissu possède un taux de fibres massique de 62% de fibres de lin et 38% de fibres de Kevlar (Figure 3.3(a)). Il est mis en œuvre par un procédé de type infusion de résine (Figure 3.3(b)). La résine utilisée est la résine époxy SR 1710 / SD 7820 fourni par Sicomin. Une cuisson du composite est alors réalisée en suivant les recommandations du fournisseur (40h à 23°C, 21h à 60°C puis 4h à 100°C).

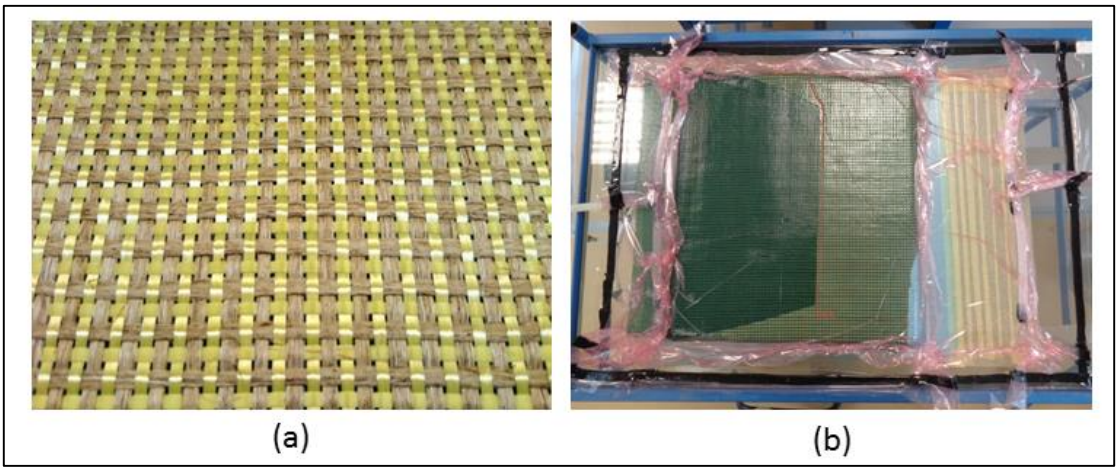



*Figure 3.3 : (a) Tissus taffetas hybride Kevlar/Lin (LINCORE® FF HP1 325) ; (b) Mise en œuvre d'une plaque composite Kevlar/lin par infusion de résine époxy sous vide*

## 2.2 Matériau d'âme

Pour évaluer l'effet de l'âme sur le comportement du sandwich au crash, trois types de nida (fournis par Hexcel) sont alors testés (Figure 3.4):

- Nida 1 (Ref: Nida HRH 1/8 8.0): densité=128 kg.m$^{-3}$, taille de cellule = 3.17 mm, épaisseur parois ~192 µm
- Nida 2 (Ref: Nida HRH 3/16 4.0): densité=64 kg.m$^{-3}$, taille de cellule = 4.75 mm, épaisseur parois ~ 175 µm
- Nida 3 : Nida HRH 3/16 4.0 rempli de sphères creuses polymères fourni par ATECA (Ref: P0811001B), densité = 112 kg.m$^{-3}$

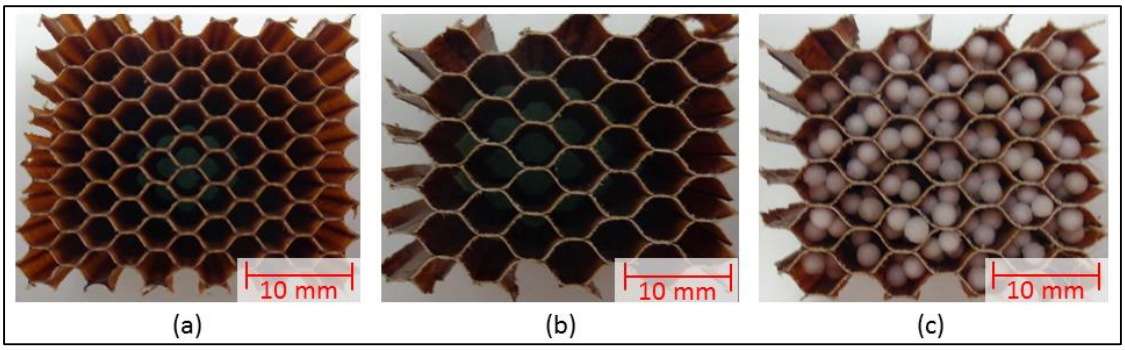



*Figure 3.4 : photo des 3 âmes nida testées : (a) Nida 1: 128 kg.m$^{-3}$ : (b) Nida 2: 64 kg.m$^{-3}$; (c) Nida 3: 64 kg.m$^{-3}$ + sphère creuse ATECA (Ref: P0811001B)*

La densité relative du nida constitue le paramètre pilotant l'ensemble des propriétés mécaniques. Le nida 64 kg.m$^{-3}$ a été choisi pour remplir le cahier des charges mécanique de l'assise dans le cadre d'un pré-dimensionnement réalisé par simulation numérique élastique linéaire. Le nida dense a été sélectionné pour obtenir une densité deux fois supérieures. L'objectif est d'évaluer l'influence de la densité sur l'énergie dissipée et plus précisément de quantifier l'effet de la taille des cellules et l'épaisseur des parois sur le comportement au crash. Le concept de nida rempli de billes polymères est également étudié. Le but de cette technique est d'augmenter la capacité dissipative du nida par écrasement des billes confinées dans le nida.

### 2.3 Mise en œuvre du sandwich

Pour réaliser un sandwich, il est nécessaire de positionner un film de colle entre les peaux et l'âme nida. Il s'agit d'un film époxy fourni par Structil (Référence ST 1035). Une fois le drapage du sandwich terminé, l'ensemble est cuit dans un autoclave avec une pression de 2 bars à 120°C pendant 1h. Les différentes éprouvettes sont ensuite découpées au jet d'eau.

Dans le cas des sandwichs hybrides, la peau supérieure en kevlar/lin est préalablement fabriquée par infusion de résine (procédé explicité en Partie 3:2.1) puis elle est ensuite collée au nida avec le film de colle Structil. L'ensemble du sandwich passe ensuite en autoclave pour cuire les plis de carbone et les plis de colle.

## 3 Caractérisation des propriétés physiques

La densité et le taux de fibres sont les principales grandeurs qui influencent le comportement dynamique et la résistance

La densité est un des paramètres nécessaires pour tenir compte des effets dynamiques, c'est une donnée à renseigner dans les modèles numériques explicit.

Le taux de fibres est un indicateur de la bonne qualité de fabrication du composite (taux de porosité et compaction des fibres), de plus, cette donnée est intéressante pour pouvoir comparer le comportement mécanique du composite avec ceux de la littérature.

## 3.1 Densité

La densité du matériau est mesurée par pesée hydrostatique à l'aide d'une balance Mettler Toledo XS104. Le même échantillon est pesé dans l'air puis dans un autre fluide, ici de l'eau, avec la même balance grâce au montage présenté en Figure 3.5. La densité est alors calculée à partir de ces masses et de la densité du milieu dans lequel elles ont été mesurées :

$$\rho = m_{air}\left(\frac{\rho_{eau}}{m_{air} - m_{eau}}\right) \quad (1)$$

Où $\rho_{eau}$ est la densité de l'eau prise en fonction de la température de la salle blanche mesurée lors de la pesée, $m_{air}$ est la masse dans l'air et $m_{eau}$ la masse dans l'eau. La densité calculée est de 1553 kg/m$^3$ pour le composite carbone et 1320 kg/m$^3$ pour le composite hybride.

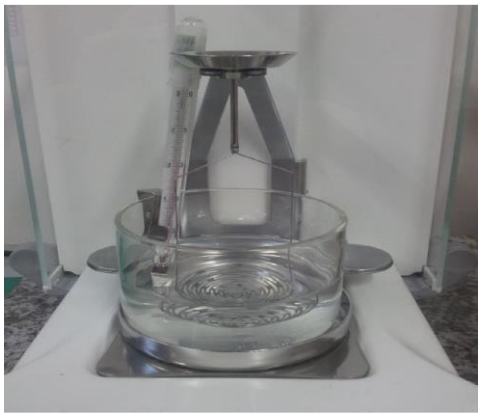


*Figure 3.5 : Balance de pesée hydrostatique dans deux fluides*

## 3.2 Taux de fibres

Deux méthodes sont utilisées pour mesurer le taux de fibres du composite carbone et du composite kevlar/lin. La première méthode est utilisable pour les composites à fibre minérale ou de synthèse (carbone). Elle consiste à plonger un échantillon dans une solution d'acide sulfurique et d'eau oxygénée à 160°C pendant 1h afin de dissoudre la résine époxy. La solution est ensuite filtrée pour en extraire uniquement les fibres de carbone. Les fibres sont alors pesées et un calcul entre la masse du composite, la masse des fibres et les densités permet d'accéder aux taux de fibres ainsi qu'au taux de porosité :

$$Vf = \frac{\frac{mf}{\rho f}}{\left(\frac{mf}{\rho f}\right) + \left(\frac{mm}{\rho m}\right)} \quad (2)$$

Avec :

$Vf$ : le taux volumique de fibre
$mf$ : la masse de fibre (pesée avant l'infusion sous vide)
$\rho f$ : la masse volumique des fibres

$mm$ : la masse de matrice dans le composite (déduite à partir de la masse de la plaque et $mf$)
$\rho m$: la masse volumique de la matrice

Avec cette méthode, le taux de fibres de carbone obtenu est de 60% avec un taux de porosité de 2%. Ces résultats sont comparables à ceux obtenus pour des composites fabriqués à partir de pré-imprégnés cuits en autoclave [103].

Pour le taux de fibres de kevlar et de lin, il est impossible de recourir à la même méthode puisque l'acide dissoudrait également les fibres naturelles et les fibres d'aramide. Une seconde méthode consistant à mesurer le taux de fibres par analyse au microscope de la section d'une éprouvette. Un morceau d'éprouvette est enrobé dans une résine époxy Presi MA2+ ayant de bonne propriété optique. Un polissage est réalisé avec des papiers abrasifs de granulométrie progressive sont utilisés (grain allant de 320 au spray diamanté de 1 µm) sur une polisseuse Struers Tegramin-30. Afin de rehausser les contrastes entre la fibre de Lin, la fibre de Kevlar et la résine, l'échantillon est plongé dans une solution de Bleu de Méthylène. Un microscope optique Zeiss Imager.A1m permet de réaliser des images de la section du composite (Figure 3.6). Une analyse numérique par contraste et facteur de forme est réalisée afin de séparer les fibres, la résine et les porosités. Le taux de porosité obtenu par cette méthode est de 2 % et le taux volumique total de fibres est de 40 % avec 19.4% de lin et 20.6% de kevlar.

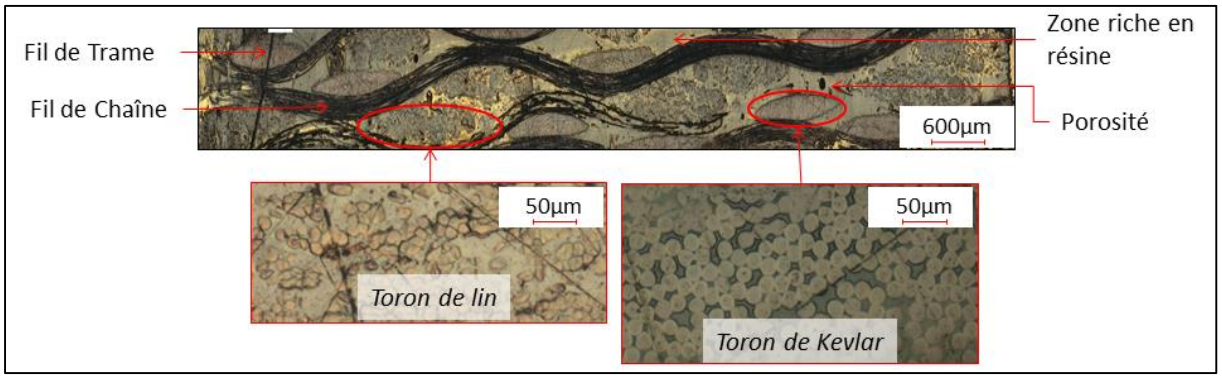



*Figure 3.6 : Section d'un composite kevlar/lin époxy observé au microscope*

# 4 Caractérisation des propriétés mécaniques des matériaux

Afin d'appréhender le comportement du sandwich, il est nécessaire de connaitre le comportement mécanique de chacun des matériaux le composant. Pour cela les essais de caractérisation matériaux sont présentés dans cette partie. Les résultats de ces essais permettent la création d'un modèle de comportement pouvant être implémenté dans une simulation numérique.

## 4.1 Caractérisation mécanique des matériaux constitutifs des peaux

Cette partie a pour but de présenter les essais de caractérisation mécanique réalisés sur les matériaux utilisés comme peaux dans cette étude. Ces essais sont donc réalisés sur le composite carbone ainsi que sur le laminé hybride kevlar/lin.

### 4.1.1 Essais de traction

**Protocole**

Pour caractériser les peaux, des essais de traction monotones et avec décharges sont réalisés pour les trois directions d'orthotropie du composite (0°, 90° et 45°), suivant la norme NF EN ISO 527-4. Ces différents types d'essais permettent de caractériser le comportement linéaire, plastique et endommageable. L'ensemble des essais est réalisé sur des populations de 5 éprouvettes.

Les essais monotones quasi-statiques sont pilotés en déplacement jusqu'à rupture. Les données d'essais sont exploitées en contrainte vraie et déformation vraie. Ils permettent de déterminer la contrainte à rupture, le module d'élasticité et de cisaillement ainsi que le coefficient de Poisson.

Les essais quasi-statiques avec décharges sont également pilotés en déplacement jusqu'à rupture. Ces essais, appelés CRP (charge répétée progressive), consistent en une succession de charges-décharges croissantes (Figure 3.7). Ils permettent de quantifier les déformations plastiques et l'endommagement. Pendant le cycle de déchargement, une hystérésis peut être observée, cette non-linéarité rend difficile l'identification d'un module linéaire. Le module est déterminé par la méthode du module sécant (représenté en trait vert en pointillé) consistant à mesurer la pente entre le sommet et la base de chaque boucle. Cette méthode s'avère être la plus adaptée dans le cas de boucle fortement ouverte[104].

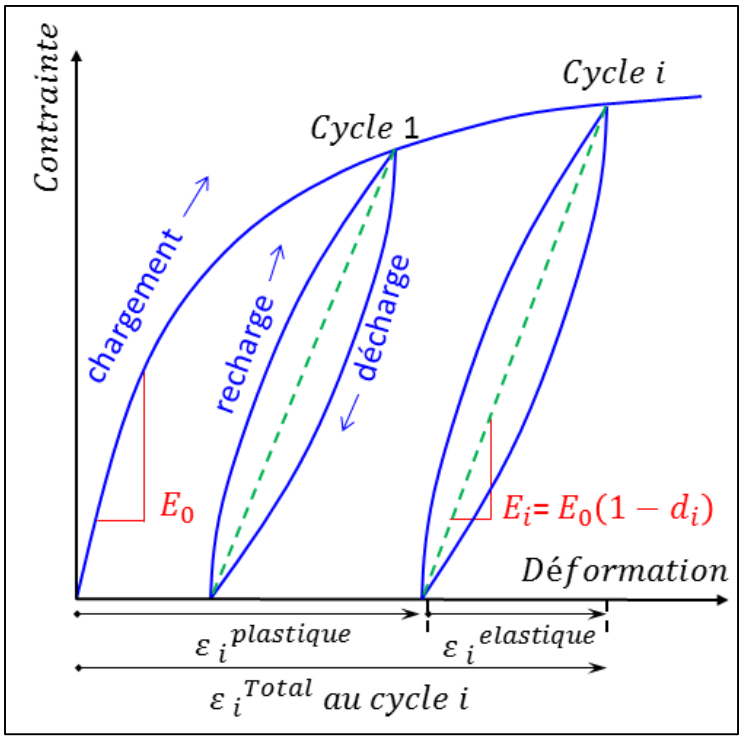



*Figure 3.7 : Schéma du chargement CRP pour l'identification de l'endommagement et de la plasticité*

**Instrumentation**

Les éprouvettes sont équipées de talons verre/Polyester collés à la colle Axson®140/400 BK, l'instrumentation de l'essai et les dimensions des éprouvettes sont données sur le schéma suivant de la Figure 3.8. Les essais de traction sont réalisés sur une machine Zwick/Roell® Z250 avec des cellules

de force de 250 kN dans une salle à atmosphère contrôlée à 23°C et 50 % d'humidité. Chaque éprouvette de traction est équipée d'une jauge bi HBM® K-XY3, de résistance 350 ohm, branchée en demi-pont (jauge bi directionnelle), collée perpendiculairement/parallèlement au sens de traction avec la colle cyanoacrylate (MBond 200). Ces jauges sont limitées à une déformation maximale de 3%. Dans le cas des éprouvettes à 45°, cette limite est inférieure aux déformations pouvant être atteint (de l'ordre de 15%). De plus les ruptures de fibres et fissurations multiples peuvent endommager la jauge durant l'essai. Ainsi, pour mesurer la déformation jusqu'à rupture l'extensomètre longitudinal de la machine et un extensomètre transversal Epsilon sont utilisés. La mesure de l'écartement des couteaux permet donc d'obtenir une déformation moyenne inter-couteaux.

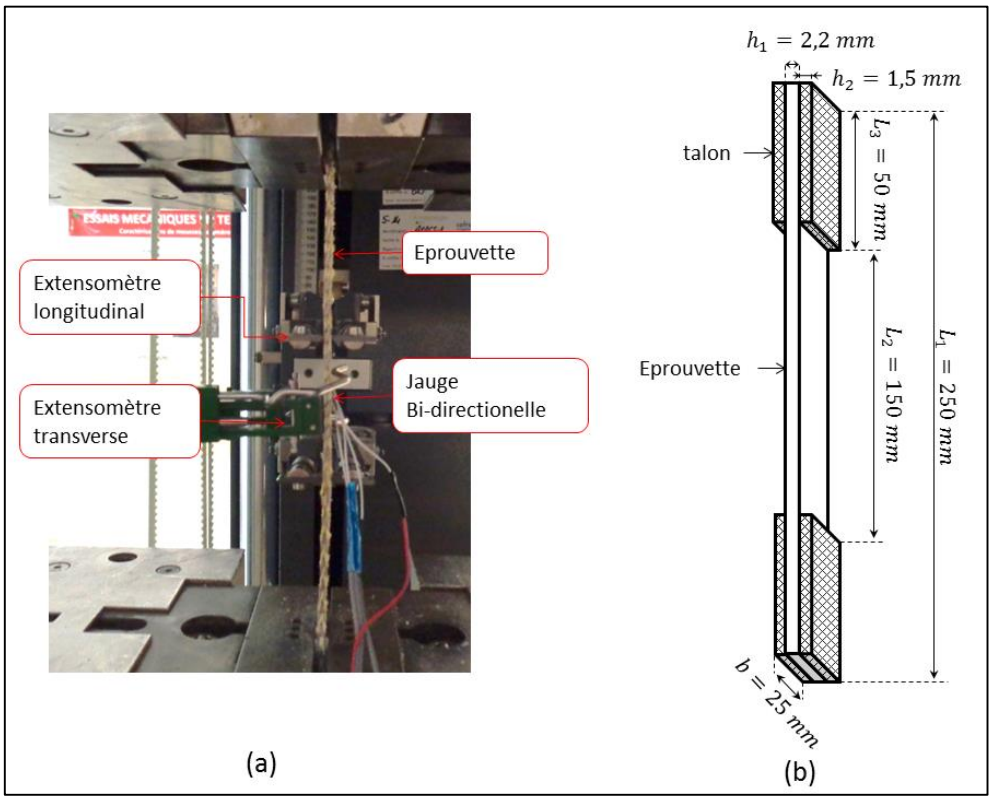



*Figure 3.8 : (a) Photo d'un essai de traction instrumenté par une jauge bidirectionnelle, un extensomètre à couteaux et d'un extensomètre clip on ;(b) Dimensions d'une éprouvette de traction suivant EN ISO 527-4*

### 4.1.2 Essais de flexion 3 points

Le kevlar est connue pour sa faiblesse en compression[105]. Cela est notamment observable dans le cas d'une sollicitation en flexion où le matériau est soumis à des contraintes de compression sur la face supérieure et des contraintes de traction sur la face inférieure. Il apparaît que la rupture du laminé kevlar se produit sur la face en compression par des micro flambements puis sur la face en traction, suivie par du délaminage [106].

La détermination des propriétés en compression des matériaux composites pose des difficultés du fait de l'instabilité en provoquant une rupture précoce par flambement. Grandidier [107] montre que la résistance en compression de composite UD carbone/époxy déterminée par flexion est supérieure à celle déterminée par compression. Ce qui tend à démontrer que la réalisation d'essai de

compression sous-estime la résistance en compression. Il a également été démontré que le micro flambage occasionnant la rupture est la conséquence d'un désalignement local des fibres superposé à un effet de structure [108]. En effet, ce désalignement local génère une déformation plastique par cisaillement de la matrice provocant l'instabilité. Cet effet est confirmé par Mechin [109] qui met en évidence, par des essais de flexion, l'influence des propriétés de la résine sur la résistance en compression des composites carbones. De plus, dans le cas du Kevlar les fibres elles-mêmes présentent une perte de rigidité et de résistance, effet qui se superpose à celui de l'ondulation et de l'effet de structure qui devient un effet du second ordre.

Compte tenu de ce contexte, afin de ne pas sous-estimer les propriétés de compression et étant donné que l'impact produit essentiellement des contraintes dues à la flexion de la plaque (Cf Partie 2:1.2.1), il a donc été décidé de déterminer les propriétés en compression par des essais de flexion 3 points. Le but est d'évaluer les propriétés en compression par une méthode d'identification inverse couplant les données d'essais à une simulation numérique. En effet, après avoir identifié les propriétés en traction, il est possible de simuler l'essai de flexion pour en déduire de manière indirecte les propriétés en compression. Les essais de flexion trois points sont réalisés selon la norme NF EN ISO 14125, le montage est présenté en Figure 3.9.

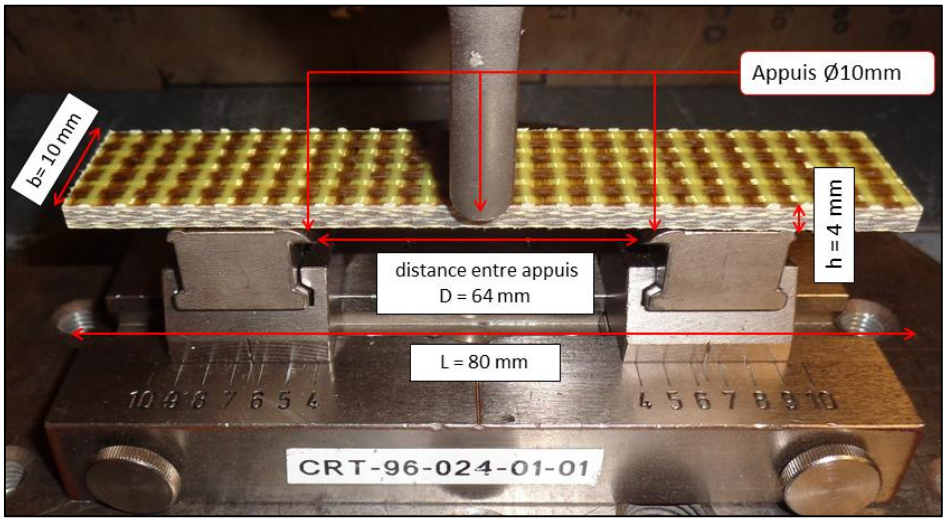



*Figure 3.9 : Photographie du montage d'essai de flexion 3 point sur un composite kevlar/lin*

Le chargement est piloté en déplacement à une vitesse de 1 mm/min. La force et le déplacement sont mesurés, les contraintes et les déformations sont ensuite calculées par les équations Eq(3) et Eq(4) faisant appel à la théorie des poutres. L'ensemble des essais est réalisé sur des populations de 5 éprouvettes.

$$\sigma = \frac{3FD}{2bh^2} \quad (3)$$

$$\varepsilon = \frac{6hS}{D^2} \quad (4)$$

Avec $F$ : la force, $S$: la flèche, $D$ : distance entre appuis, $b$ : largeur de l'éprouvette, $h$ : épaisseur de l'éprouvette.

## 4.2 Caractérisation mécanique des âmes

Dans le sandwich, l'âme a pour but de reprendre l'effort de compression et le cisaillement entre les deux peaux. Le but de cette partie est de présenter les essais de compression et de cisaillement mis en place pour la caractérisation de l'âme. L'étude bibliographique a montré l'importance, lors de l'identification des propriétés de l'âme, de considérer des conditions de collage identiques à celles utilisées pour la fabrication des sandwichs (Cf. Partie 2:2.2.2). Ainsi les essais de compression et de cisaillement sont réalisés sur sandwich avec des peaux en carbone/époxy collées par le film adhésif présenté en Partie 3:2.3.

### 4.2.1 Essai de compression

Pour caractériser l'âme nida, des essais de compression monotone et avec décharges sont réalisés sur une LloydLR50K (Figure 3.10). Ces différents types d'essais permettent de caractériser le comportement linéaire, plastique et endommageable.

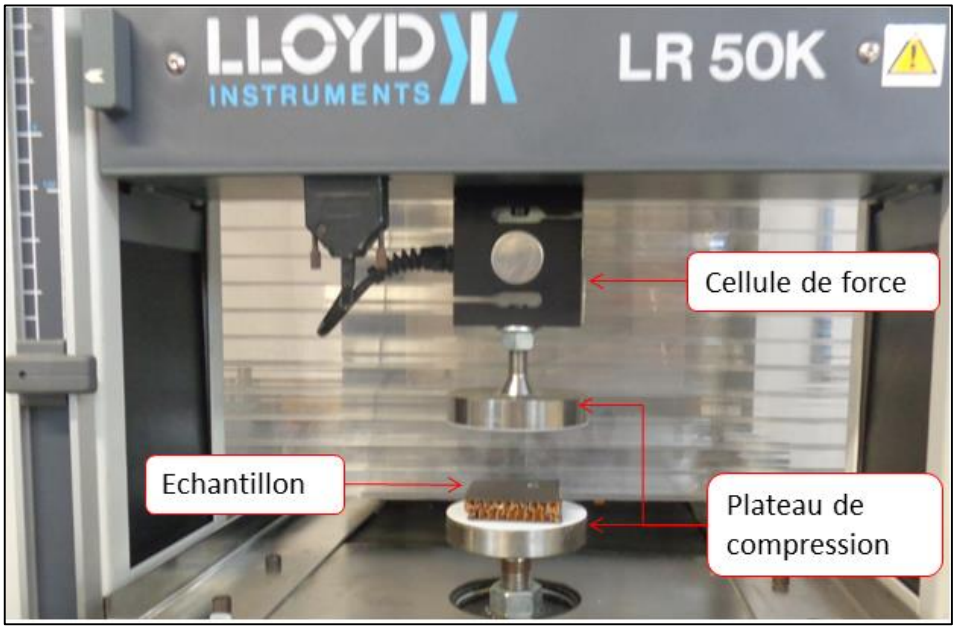



*Figure 3.10 : Montage d'essais de compression sur Lloyd LR50 K*

Les essais monotones quasi-statiques sont pilotés en déplacement à une vitesse de 1mm/min jusqu'à 80% de déformation. Ils permettent de déterminer la contrainte de flambement, le module d'élasticité et le plateau plastique.

Des essais monotones de compression réalisés avec une vitesse de 100 mm/min sont également réalisés. Ils permettent d'identifier l'existence d'une dépendance du matériau à la vitesse de sollicitation.

Les essais quasi-statiques avec décharges sont également pilotés en déplacement à une vitesse de 1mm/min jusqu'à 80% de déformation. Ces essais, sont basés sur le même principe que les essais CRP de traction sur composite. Ils permettent de quantifier les déformations plastiques et l'endommagement. L'ensemble des essais est réalisé sur des populations de 5 éprouvettes.

### 4.2.2 Essai de cisaillement

Plusieurs types d'essais de cisaillement existent, le plus connu dans l'industrie est l'essai suivant la norme ISO 1922. Ce type d'essai a été initialement développé par l'armée américaine (norme ASTM C273-94). Kelsey [110] et Grédiac [111] ont démontré que le chargement le long de la diagonale du nida implique un cisaillement non pur avec une flexion des peaux qui entrainent des surcontraintes au niveau des bords libres conduisant à une rupture prématurée (voir Figure 3.11).

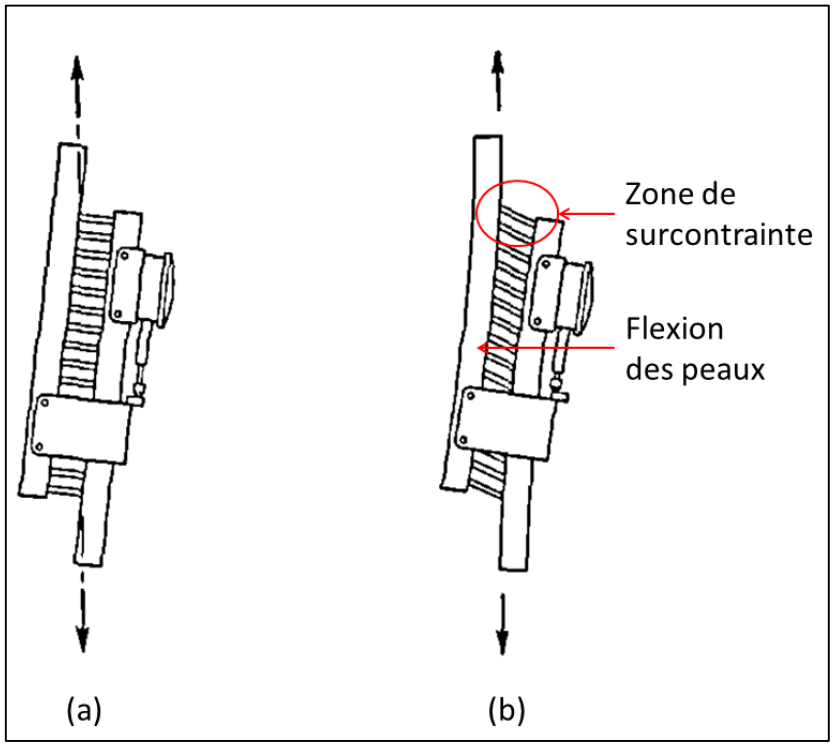



*Figure 3.11 : (a) Essai de cisaillement mono bloc ; (b) Flexion des faces d'une éprouvette mono bloc [110]*

D'autres essais, comme les essais ARCAN, permettent d'approcher beaucoup mieux le comportement en cisaillement et le couplage en compression [112]. Ces essais permettent de construire des enveloppes de rupture du nida mais sont complexes à analyser et nécessitent un outillage spécifique lourd à mettre en place [113]. Aussi, compte tenu de l'équipement disponible à Rescoll et du contexte industriel de ces travaux, il a été décidé d'utiliser les essais de caractérisation classiquement utilisés dans l'industrie en suivant la norme ISO 1922. L'hypothèse d'un champ de cisaillement homogène est globalement vérifiée pour des sandwichs avec des aspects ratio élevés (L/h > 12, indiqué par la norme). Ce qui est le cas des nids d'abeilles testés dans cette étude avec un ratio de 12.5.

Les essais monotones quasi-statiques sont pilotés en déplacement à une vitesse de 1mm/min jusqu'à 80% de déformation. Ils permettent de déterminer la contrainte à rupture et le module de cisaillement.

Dans le but d'évaluer la dépendance du matériau à la vitesse de sollicitation, des essais monotones sont réalisés avec une vitesse de déplacement de 100 mm/min (correspondant à une vitesse de déformation de 0.08 $s^{-1}$) supérieure de deux décades à la vitesse quasi-statique.

Les essais quasi-statiques avec décharges sont également pilotés en déplacement à une vitesse de 1mm/min jusqu'à 80% de déformation. Ces essais, sont basés sur le même principe que les essais CRP de traction sur composite. Ils permettent de quantifier les déformations plastiques et l'endommagement.

L'ensemble des essais est réalisé sur des populations de 5 éprouvettes dans les deux directions caractéristiques du nida : L et W.

# 5 Caractérisation du comportement à l'impact de semi-structures

## 5.1 Objectifs

L'objectif est d'étudier le comportement dynamique à l'impact des matériaux utilisés et d'évaluer l'influence de différents paramètres sur l'énergie dissipée. Cette partie présente la mise en place de l'essai de masse tombante, l'instrumentation utilisée ainsi que les différentes semis-structures élaborées.

## 5.2 Mise en place de l'essai de masse tombante

### 5.2.1 Conception de l'impacteur

Il existe une forte influence de la géométrie de l'impacteur sur les mécanismes mis en jeux pendant l'impact. Il est donc important de considérer la forme de l'impacteur en fonction de l'application visée. C'est pour cette raison que dans le cadre du crash de l'assise du siège pilote un impacteur a été conçu. Pour le concevoir, plusieurs simulations d'impact ont été réalisées en faisant varier le rayon de courbure de l'impacteur. Le modèle comprend un impacteur de 70 kg impactant une plaque d'aluminium 2024 de 15mm d'épaisseur en appui aux extrémités avec une vitesse initiale d'impact de 2 $m.s^{-1}$. Les appuis et l'impacteur sont des solides rigides et les contacts sont supposés sans frottement. La plaque aluminium est un solide maillé en élément 3D (C3D20).

Dans le cas d'impacteurs « trop plat », il apparait des concentrations de contraintes sur les bords extérieurs de l'impacteur induisant un fort cisaillement transverse (Figure 3.12 (b)). Cet état de contrainte n'étant pas observé dans l'essai de crash mené par Stelia, l'impacteur donnant l'état de contrainte le plus homogène est retenu, il s'agit d'un impacteur de rayon de courbure 200 mm (Figure 3.12 (a)).

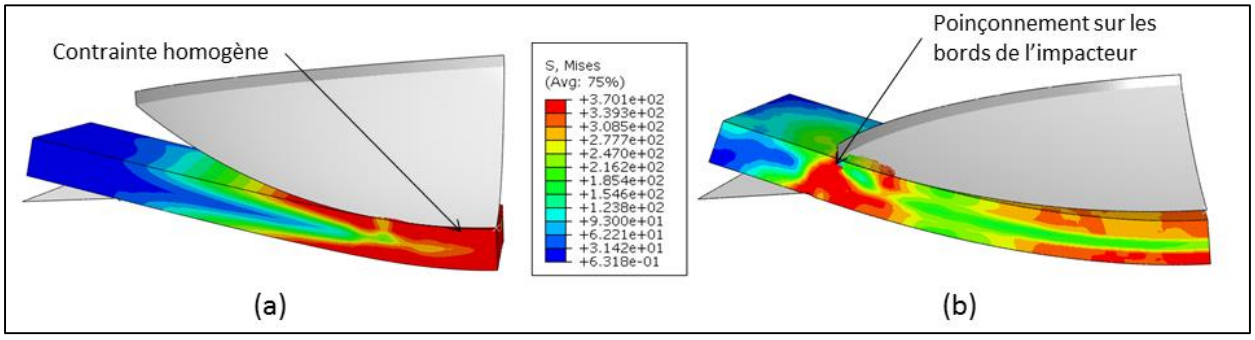



*Figure 3.12 : simulation d'un impact sur plaque aluminium 2024 avec deux impacteurs de rayons différents : (a) : Rayon 200mm ; (b) : Rayon 350 mm*

### 5.2.2 Protocole

Le but de cet essai est de comprendre le comportement du sandwich soumis à un impact et d'estimer la capacité des matériaux à dissiper l'énergie d'un impact. Dans le cadre de l'assise il a été convenu de se placer avec une masse de l'impacteur 70 kg proche du mannequin utilisé pour le test de crash.

Selon le CDCF (cahier des charges), en chargement dynamique, une flèche maximale de 20 mm est autorisée. L'écrasement dans l'épaisseur de l'assise est limité uniquement par l'épaisseur de l'assise de 28 mm. Elle est fixée sur les bords et d'autres fixations et éléments se trouvent sous celle-ci et constituent des points « dur » empêchant la flexion à certains endroits pendant le crash. Toutefois il n'est pas envisagé que l'assise entre en contact avec ces éléments durs lors du crash. Les conditions de chargement peuvent donc être assimilées à un intermédiaire entre un impact sur une assise en appui plan et un impact sur une assise en flexion. Dit autrement la conception de la structure d'absorption va conduire à une limitation forte de la flexion. Ainsi, afin de mieux appréhender les comportements des sandwichs, dans ce contexte, deux configurations sont envisagées : une permettant la flexion et la seconde sur un appui plan rigide. Les essais d'impact sont réalisés sur des éprouvettes, appelées semi-structures, avec des dimensions identiques à la zone d'absorption spécifiée par Stelia.

Les deux configurations d'impact envisagées sont schématisées sur la Figure 3.13. La première, dite en appui plan, consiste à impacter un sandwich posé sur une plaque d'acier infiniment rigide. Ce montage est destiné à tester la réponse du nida en compression seul sans flexion. Le deuxième montage, dit, en flexion, consiste à impacter les sandwichs et composites monolithiques en appuis sur les bords extérieurs induisant ainsi une flexion de l'éprouvette. Dans le cas des sandwichs, l'impact en flexion induit un fort couplage entre cisaillement et compression de l'âme. En comparant les résultats d'essais sur appui plan et en flexion cela permet de caractériser et identifier l'influence de ces modes de ruptures sur l'énergie dissipée.

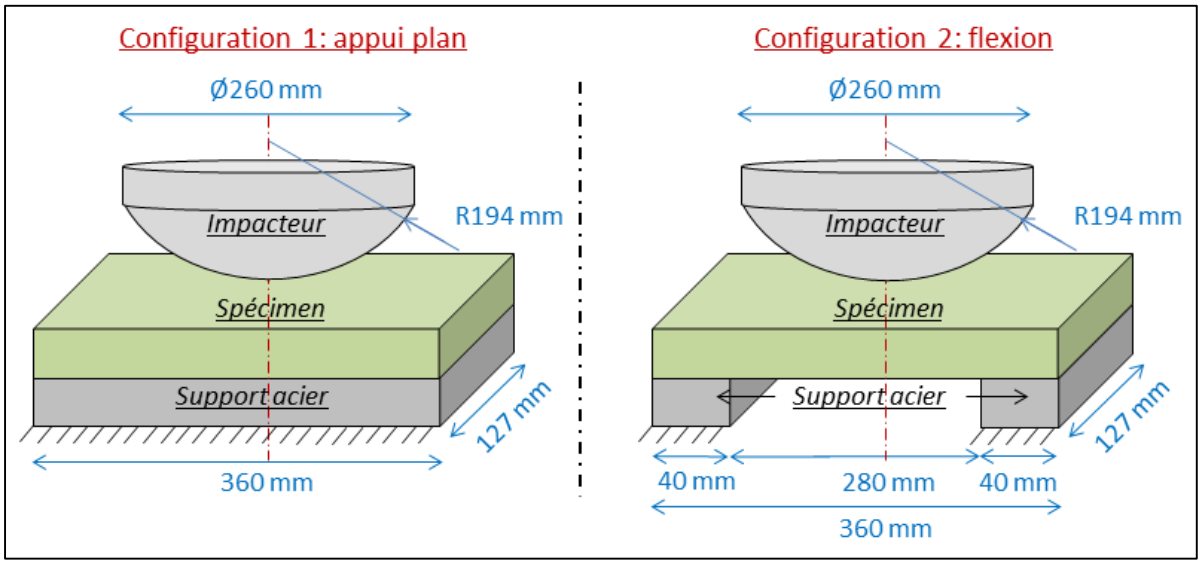



*Figure 3.13 : Configuration 1 : impact avec appui plan infiniment rigide en acier; configuration 2 : impact avec support pour flexion*

### 5.2.3 Instrumentation

Pour exploiter l'essai de masse tombante, deux types de mesures sont réalisées. Les premières mesures sont réalisées pendant l'essai d'impact et permettent de suivre l'évolution de certains paramètres d'ordre dynamique. Le deuxième type de mesure est réalisé avant et après impact et a pour but de fournir des informations matériaux sur le facteur à l'origine de la rupture.

La première chaine de mesure est composée d'un capteur de force, un capteur de déplacement laser, un accéléromètre et une caméra rapide (Figure 3.14).

Afin de mesurer la force d'impact provoquée par la décélération de l'impacteur avec une bonne précision dans un faible delta de temps, un capteur de force piézoélectrique de 120 kN (HBM CFT 120 KN) est utilisé.

Un accéléromètre de type IEPE plus sensible aux variations d'accélération est également ajouté. Les fortes amplitudes générées par celui-ci permettent d'identifier certains évènements comme des ruptures de fibres ou des délaminages. De plus une première intégration du signal de l'accéléromètre permet d'obtenir l'évolution de la vitesse de l'impacteur, tandis qu'une seconde intégration permet d'obtenir l'évolution du déplacement de l'impacteur pendant l'impact.

Dans le cas d'un impact en configuration de flexion, un capteur de déplacement laser (Keyence LK H157) permet de mesurer la flèche de la face opposée à l'impact.

Dans le but de suivre la cinétique globale d'endommagement sur la face extérieure de l'éprouvette un suivi de l'essai est réalisé par caméra rapide Optronis CRX3000 équipé d'un objectif ZEISS Planar T* 1,4/85.

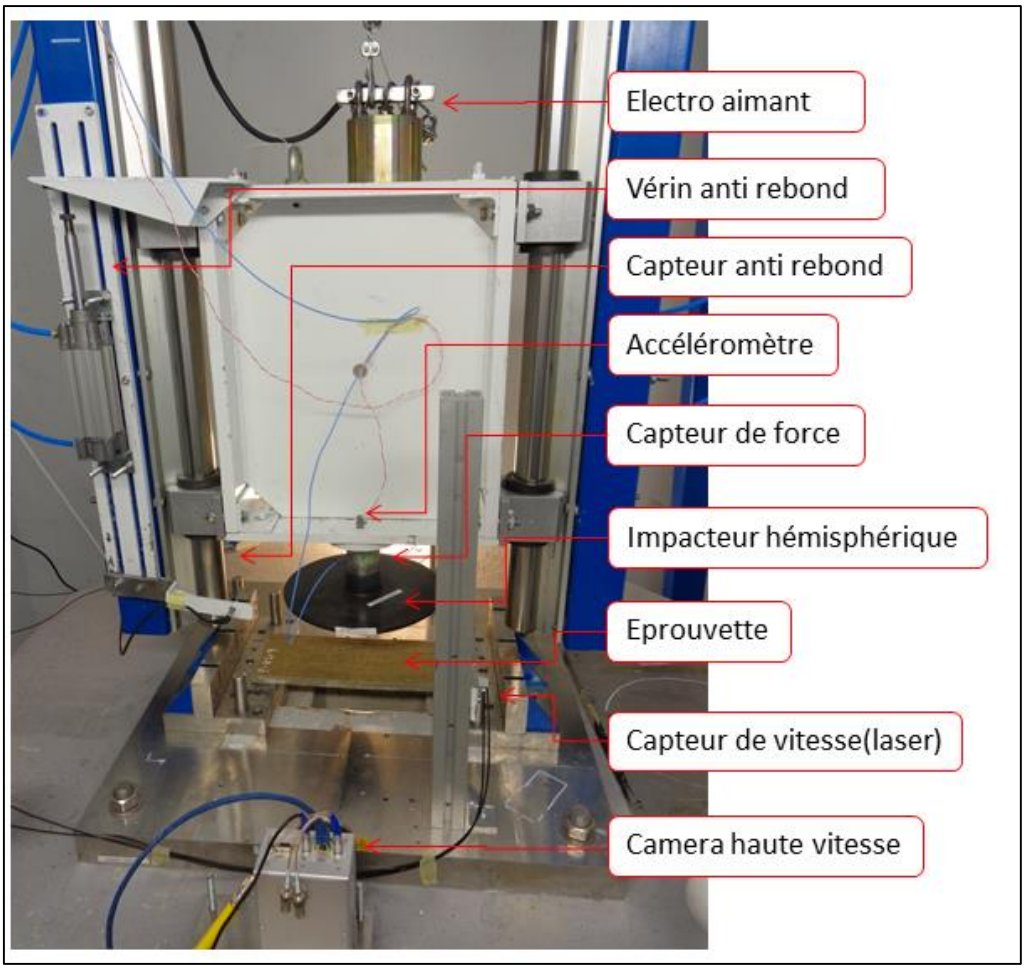



*Figure 3.14 : Photographie de l'essai de masse tombante instrumenté*

La seconde série de mesure est réalisée au moyen du tomographe de l'institut P'. En effet, dans le but de quantifier les mécanismes de rupture activés, des tomographies de chaque échantillon avant et après impacts sont réalisées. L'ensemble des tomographies est réalisé avec une tension de 60 kV et un courant de 500 µA.

Afin d'observer uniquement les dommages liés à un impact unique, un système anti-rebond composé de 2 vérins pneumatiques, d'un capteur laser et d'un automate industriel programmable, est mis en place.

### 5.2.4 Calibration

Les capteurs utilisés étant destinés à une mesure dynamique, ils s'avèrent très sensibles aux perturbations et il peut devenir difficile d'analyser la réponse du matériau. En effet, l'impacteur est constitué de plusieurs pièces assemblées donnant lieu à des jeux mécaniques parasites pouvant perturber la mesure. De plus le chariot est guidé sur un rail par des paliers lisses, qui, malgré leur faible coefficient de friction, peuvent générer des frottements importants engendrés par les vibrations lors de l'impact.

Afin de pouvoir analyser les résultats d'impact, il est donc important de réaliser un essai de calibration sur un matériau étalon afin d'identifier les perturbations liées au montage. Un essai d'impact est donc réalisé sur une plaque d'acier infiniment rigide fixé au bâti, la courbe issue de

l'impact est présentée en Figure 3.15. La plaque étant très rigide, la force d'impact arrive pratiquement à la limite du capteur de force avec 100 kN. Lors des essais d'impact sur les matériaux composites, la déformabilité des matériaux conduira à des forces d'impact beaucoup plus faibles (de l'ordre de 10 kN). Les fortes oscillations visibles à haute charge ne sont donc pas gênantes, cependant les oscillations en début de courbes seront comprises dans la mesure de la réponse du matériau. Ainsi, cet essai permettra de découpler les oscillations de forces dues à la réponse du matériau et les oscillations parasites dues au montage.

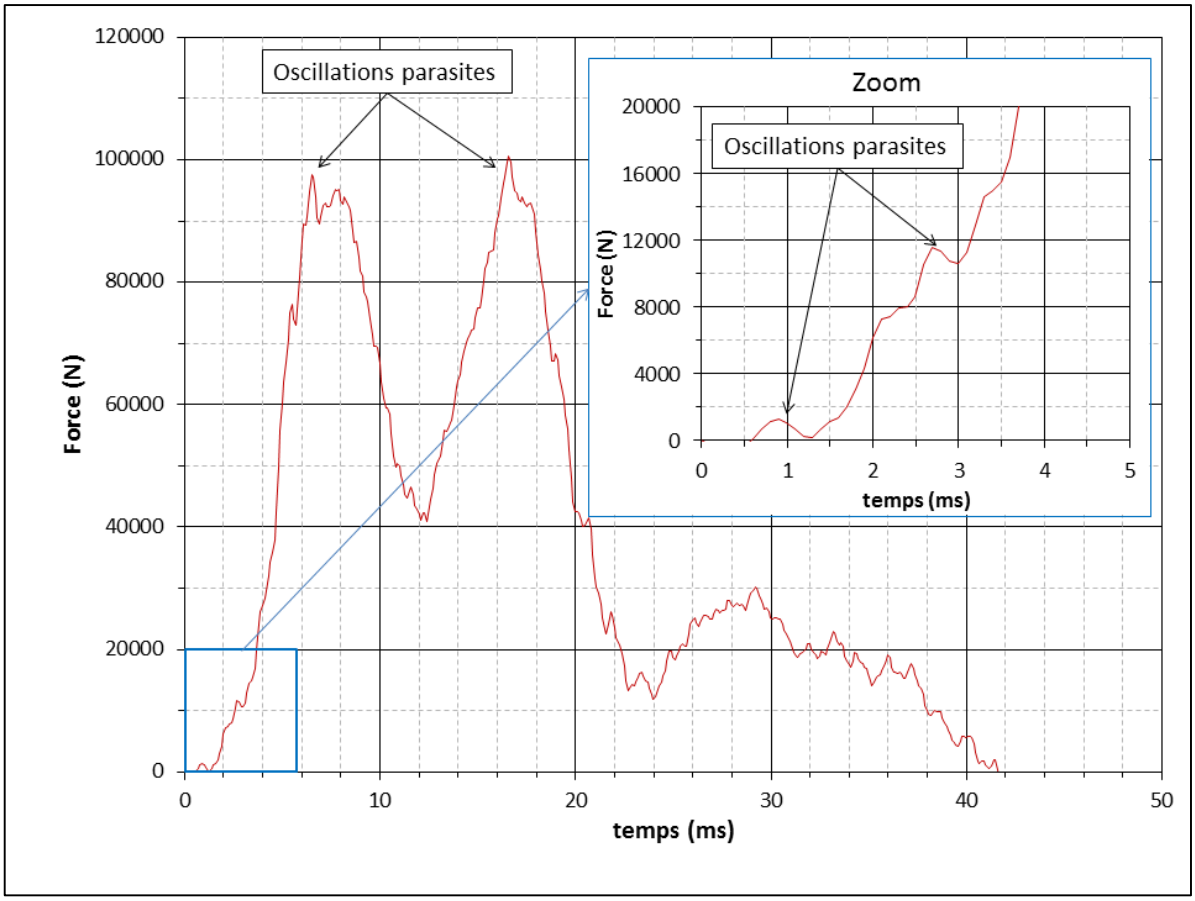



*Figure 3.15 : Courbe force/déplacement d'un impact à 2 m.s-1 sur une plaque d'acier infiniment rigide*

## 5.3 Présentation des semi-structures

L'impact de semi-structures implique un cas de chargement complexe pouvant faire intervenir différents mécanismes de ruptures avec de forts couplages (rupture de la peau, cisaillement et/ou flambement du nida, délaminage). Afin de les découpler, différents concepts sont testés. Le concept 1 est un laminé composite, les concepts 2 et 3 sont des sandwichs. Pour tous les concepts, les dimensions sont prises égales à celle de la zone d'absorption de l'assise (Figure 3.16).

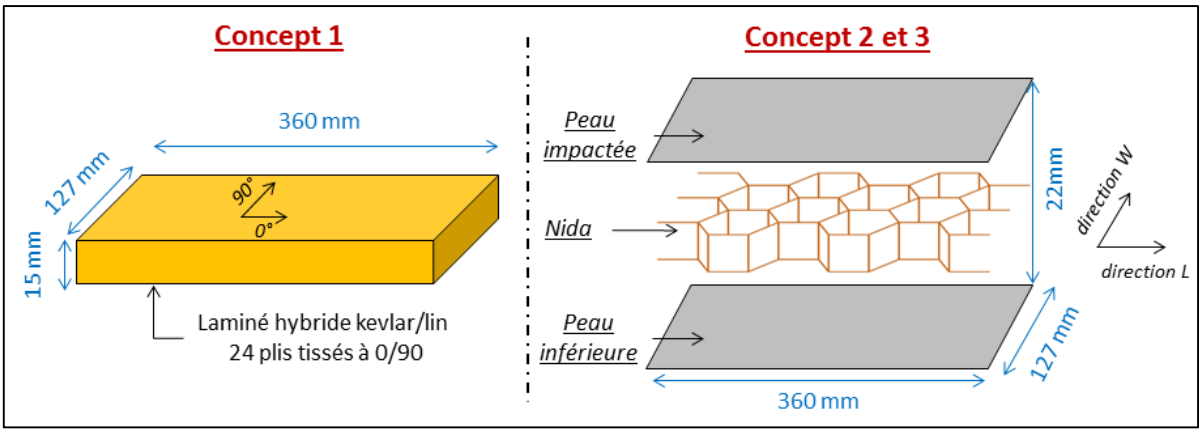



*Figure 3.16 : Dimensions des semis structures des concepts 1, 2 et 3*

### 5.3.1 Concept 1 : Laminé hybride kevlar/lin

L'étude bibliographique a montré un intérêt certain dans le couplage de différentes fibres. Les intérêts de ce type de stratifié sont multiples.

Le premier est la capacité de dissiper l'énergie par la déformation des fibres de kevlar et la rupture des fibres de lin. En effet, les fibres de kevlar sont connues pour leur capacité à dissiper l'énergie dans les applications de protections balistiques (gilet par balle). Un avantage de cet hybride est l'obtention d'un composite avec des propriétés mécaniques supérieures à celles d'un composite de lin pur. Cela pourrait permettre au lin d'être utilisé dans des pièces semi-structurales ou structurales. De plus, un autre avantage du lin est l'apport d'une fonction d'amortissement vibratoire. En effet, malgré que cet aspect ne soit pas étudié ici, un autre critère du CDCF est l'amortissement vibratoire. Enfin, le couplage de ces deux fibres permet l'obtention d'un tissu avec un prix inférieur à un tissu de kevlar pur. En effet, la fibre d'aramide est très onéreuse (~20€/ml) et son couplage avec la fibre de lin (~12€/ml) permet d'obtenir un tissu hybride avec un prix intermédiaire [86].

Trois plaques de dimensions 360 mm x 127 mm, d'épaisseur 15mm avec un empilement de 24 plis orientés à 0/90° sont réalisées puis impactées en configuration de flexion.

### 5.3.2 Concept 2 : Sandwich

**Sandwich symétrique**

Le but, lors de l'impact sur ce sandwich, est d'évaluer la capacité de l'âme à dissiper l'énergie d'impact en configuration d'appui plan (Cf. Partie 3:5.2.2). Trois sandwichs, avec différentes âmes, sont testés avec trois éprouvettes par types de sandwich. Les sandwichs sont composés de deux peaux symétriques composées de deux plis en carbone orientés à +/-45° et à 0/90° (Figure 3.17).

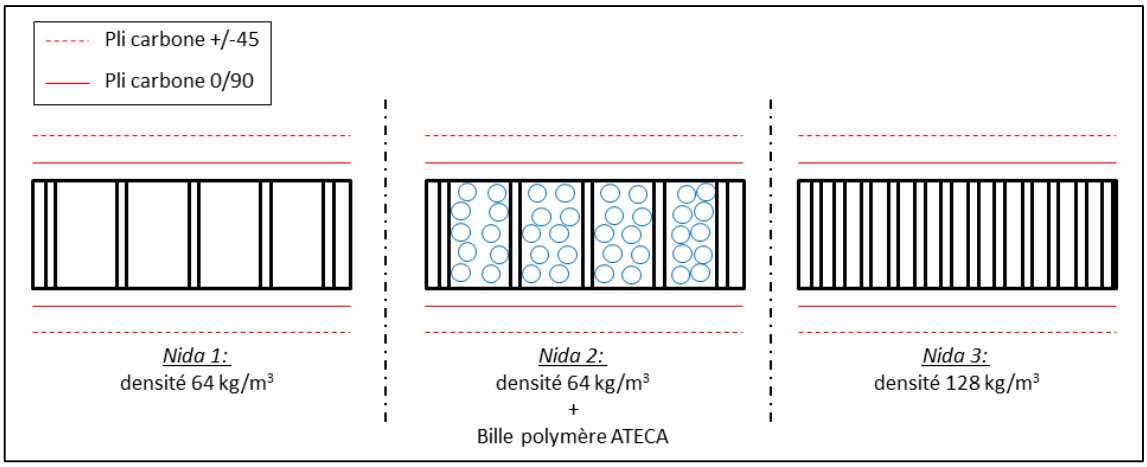



*Figure 3.17 : Schéma de trois sandwichs symétriques avec trois types d'âmes*

**Sandwich dissymétrique**

Le but est d'évaluer la capacité dissipative d'un sandwich dissymétrique en configuration de flexion (Cf. Partie 3:5.2.2). De plus, ces essais permettent d'identifier les couplages pouvant intervenir, quantifier leur impact sur la propagation des modes de ruptures et évaluer l'effet sur l'énergie dissipée. Trois sandwichs, avec différentes âmes, sont testés avec trois éprouvettes par types de sandwich. Les sandwichs sont composés d'une peau fine en carbone sur la face impactée et d'une peau épaisse en carbone sur la face opposée (Figure 3.18). La peau épaisse inférieure a pour but de garantir une faible flexion de l'assise et de conserver une certaine intégrité pendant le crash (condition imposée par le cahier des charges Cf Partie 1:3). Cette semi-structure est proche de la version finale de la structure.

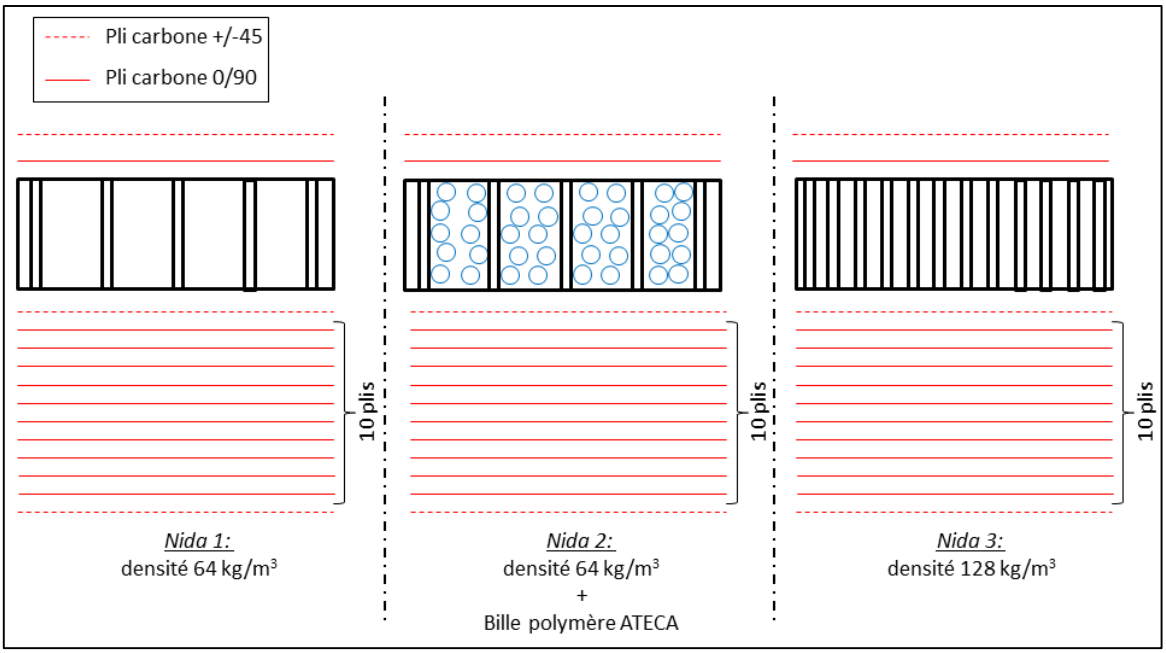



*Figure 3.18 : Schéma de trois sandwichs dissymétriques avec trois types d'âmes*

### 5.3.3 Concept 3 : Sandwich hybride

Le but est d'évaluer la capacité dissipative d'un sandwich hybride dissymétrique en configuration de flexion (Cf. Partie 3:5.2.2). L'objectif est d'identifier l'influence de la rigidité de la peau supérieure sur les modes de ruptures et d'évaluer l'effet sur l'énergie dissipée. Le sandwich est composé du nida 1, d'une peau fine en Kevlar/lin sur la face impactée et d'une peau épaisse en carbone sur la face opposée (Figure 3.19).

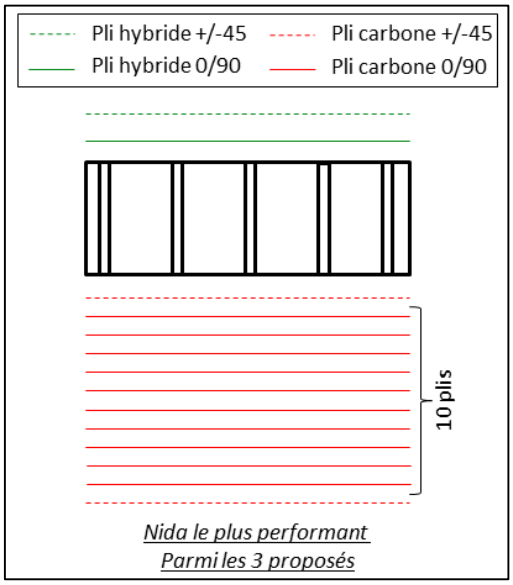



*Figure 3.19 : Schéma d'un sandwich dissymétrique hybride avec peau supérieure en kevlar/lin et peau inférieure en carbone*

# Partie 4: Matériaux : caractérisation mécanique et loi de comportement

Pour être en mesure de prédire la ruine d'une structure telle que l'assise sous un chargement tridimensionnelle il est nécessaire de caractériser et modéliser le comportement de chaque matériau qui compose le sandwich.

Ce chapitre présente les propriétés mécaniques de chaque matériau caractérisé par les différents essais. Dès lors, il est possible d'identifier le comportement et les mécanismes d'endommagement des matériaux. Ceci permet ensuite la création de modèle matériau pouvant être implémenté dans une simulation numérique afin de prédire au mieux la rupture du matériau.

## 1 Comportement du composite carbone

Cette partie a pour but de présenter et analyser les résultats des essais de caractérisation traction/compression réalisés sur le composite tissé carbone. Les essais de caractérisations ont été réalisés par C.Fleuret dans une étude précédente [54] qui utilisait le même matériau. Les éprouvettes ont subi des essais monotones et CRP en traction et en compression. Les courbes sont tracées jusqu'à rupture en contrainte vraie et déformation vraie. L'analyse de ces essais permet d'extraire les éléments nécessaires à l'élaboration d'un modèle matériau endommageable.

### 1.1.1 Résultats des essais de traction et compression à 0° et 90°

**Comportement en traction**

En traction, le comportement observé est linéaire avec un adoucissement à l'approche de la rupture. Les cycles de charges/décharges permettent d'identifier l'évolution du module d'élasticité durant le chargement (Figure 4.1). Aucune perte de rigidité significative n'est observée au cours de l'essai, qui serait le signe d'endommagement. La perte de linéarité en fin d'essai est due à une évolution très rapide de l'endommagement conduisant à la rupture finale de l'éprouvette. Aucune déformation résiduelle significative, témoignant d'une plasticité, n'est observée (de l'ordre de $10^{-2}$ % à la dernière décharge).

Le coefficient de Poisson s'avère très faible en raison des fibres transverses qui rigidifient énormément le matériau. Cette faible valeur le rend difficile à mesurer avec l'instrumentation mis en place. En effet, l'extensomètre transverse ne permet pas une précision suffisante. De plus, les jauges ont une taille de grille trop petite par rapport à la taille des torons ce qui ne permet pas d'obtenir une mesure sur une surface représentative du comportement global de l'échantillon. Malgré la dispersion élevée, un coefficient de Poisson moyen de 0.02 (+/-0.007) peut être défini. Aucune variation notable de celui-ci n'est observée durant les cycles de charge-décharge.

**Comportement en compression**

Les essais de compression ont été réalisés selon la norme AITM0008 avec des éprouvettes plus épaisses et plus courtes afin de limiter le flambage. Malgré ces précautions, la rupture intervient pour une contrainte d'une fois et demie inférieure à celle en traction. Cela provient de l'ondulation des fibres du tissé favorisant la flexion de l'éprouvette entrainant une rupture prématurée par

flambement en compression. A l'inverse, en traction, les fibres tendent à se réaligner dans l'axe de sollicitation, ce qui a pour effet d'augmenter légèrement le module élastique (augmentation de 1%) avant la rupture. En revanche, le module d'élasticité mesuré est identique à celui en traction (écart de 0.6%) et aucune perte de rigidité n'est constatée (Figure 4.1).

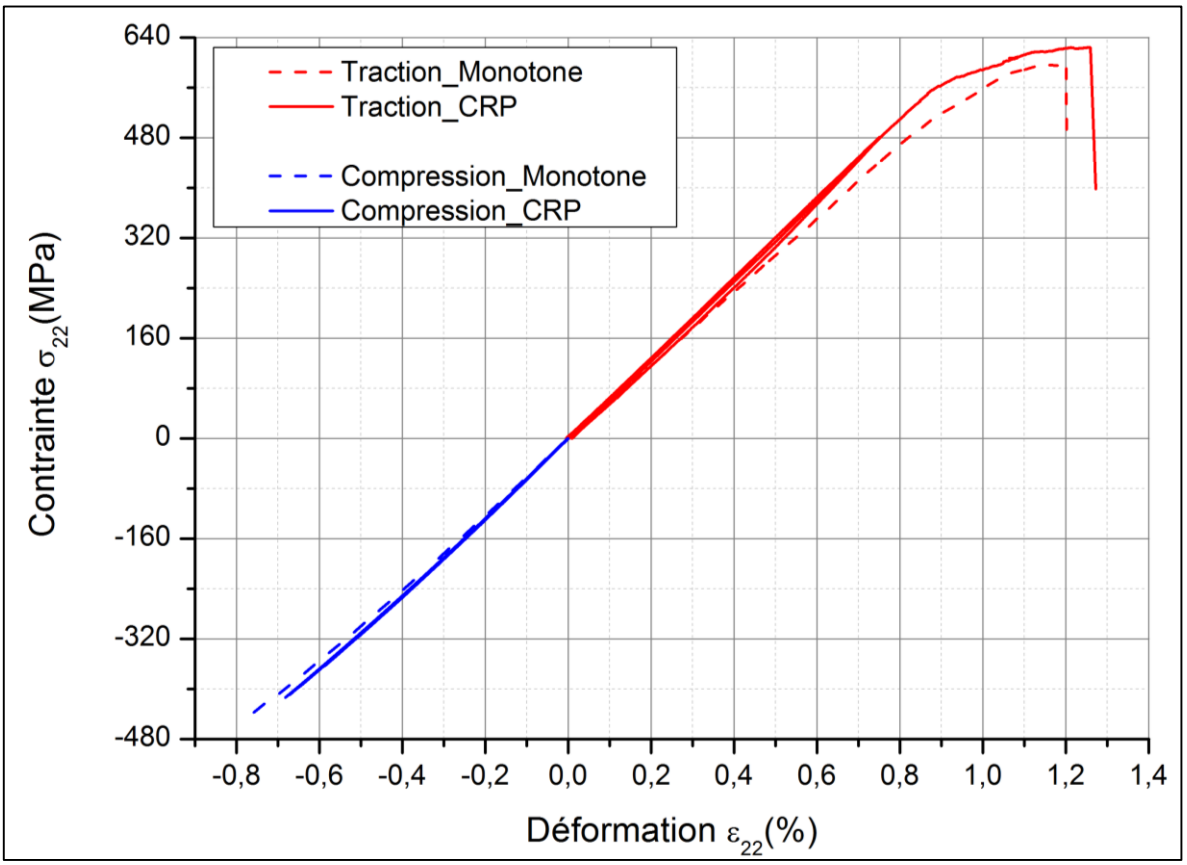



*Figure 4.1 : Courbes de traction et de compression de composite carbone tissé sollicité dans l'axe des fils de trames à une vitesse de 1mm.min$^{-1}$*

**Faciès de rupture**

La Figure 4.2 regroupe des photos des différents faciès de rupture observés après les essais de traction. En traction dans le sens des fibres (chaine et trame), la rupture intervient dans le plan orthogonal à l'axe de sollicitation (Figure 4.2 (a)). Alors qu'en compression, la rupture se créée selon un plan incliné à environ 45° de l'axe de sollicitation (Figure 4.2 (b)). Ceci s'explique par l'apparition de micro flambement des fibres de carbone initiant une bande de pliage [114], [115].

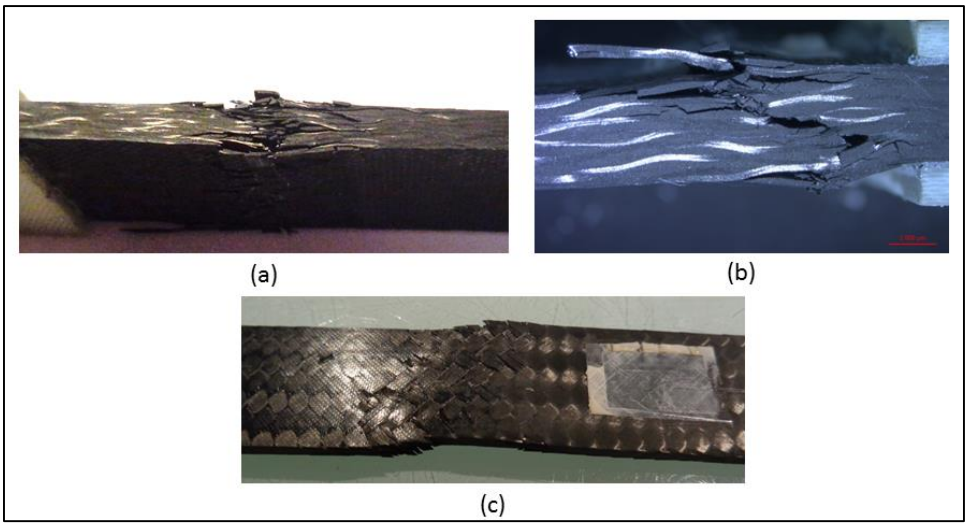



*Figure 4.2 : Faciès de rupture des éprouvettes de traction de composites carbones tissés : (a) Faciès de rupture en traction sens chaine ; (b) Faciès de rupture sens chaine en compression ; (c) Faciès de rupture en traction à 45° de l'axe des fibres*

**Dissymétrie chaine/trame**

Malgré le fait que le tissu utilisé soit un sergé 2/2 équilibré, la Figure 4.3 montre une différence entre le comportement dans le sens chaîne (0°) et trame (90°). En effet, le module élastique et la contrainte à rupture dans le sens trame sont plus faibles. Ce phénomène est également observé par Cerbu [116] dans des essais de traction sur un composite tissé lin/époxy. Cela est dû à une différence de tension, induit lors du procédé de tissage, entre les fils de trame et de chaine [117]. Cette différence de tension entre les deux axes modifie l'ondulation des fibres conduisant à des fibres plus alignées dans l'axe de chaine (0°) que dans l'axe de trame (90°), ce qui impacte les propriétés mécaniques du composite.

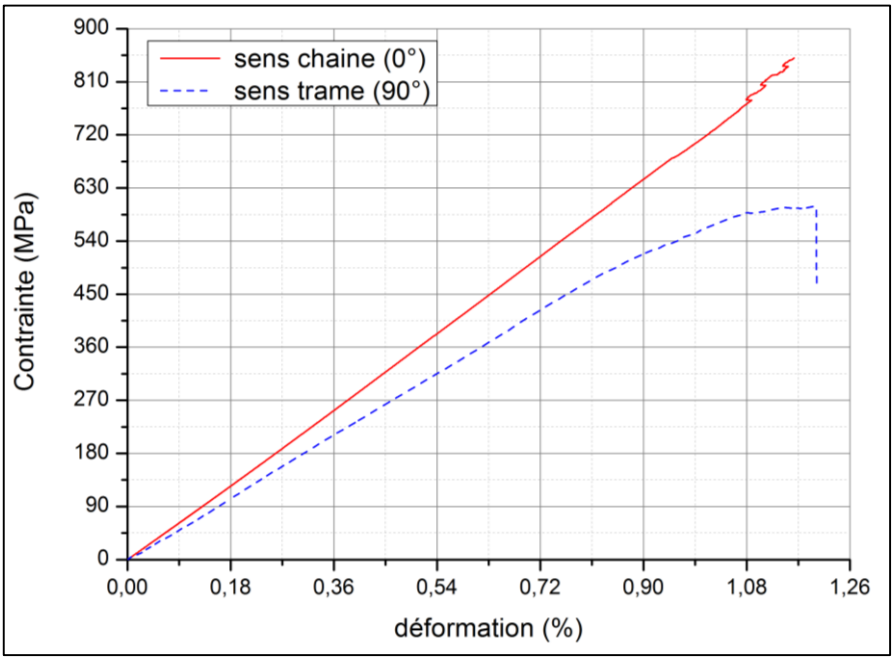



*Figure 4.3 : Courbe de comparaison entre des éprouvettes de composites carbone tissés sollicitées en traction dans le sens chaine et dans le sens trame à une vitesse de 1mm.min$^{-1}$*

### 1.1.2 Résultats des essais de traction à 45°

Les éprouvettes dont les plis sont disposés à ±45° de l'axe de sollicitation montrent une très forte non-linéarité provenant de déformations anélastiques du matériau (Figure 4.4). Les essais CRP permettent de découpler les différents mécanismes à l'origine de cette non-linéarité. Trois principaux mécanismes peuvent être identifiés: l'endommagement, la viscosité et la plasticité.

L'endommagement est caractérisé par une baisse du module élastique au cours des cycles.

L'ouverture des boucles est provoquée par le glissement entre les fibres et la matrice, le glissement des lèvres de fissures dans la matrice [118], [119]. Le caractère viscoélastique de la matrice polymère joue également un rôle dans le comportement en cisaillement [120] ,[121]. Ces phénomènes provoquent donc une dissipation d'énergie par « frottement interne » générant la boucle d'hystérésis observée. Cette dissipation visqueuse est considérée comme négligeable au regard de la plasticité et de l'endommagement [122]. Ce phénomène n'est donc pas pris en compte afin d'éviter une lourdeur du calcul numérique dans les étapes suivantes.

La plasticité est déterminée par un relevé de la déformation résiduelle $\gamma_{res}$ à chaque pied de boucle. En revanche la chute de module sécant des boucles en fonction de $\gamma_{res}$ est intégrée dans le modèle.

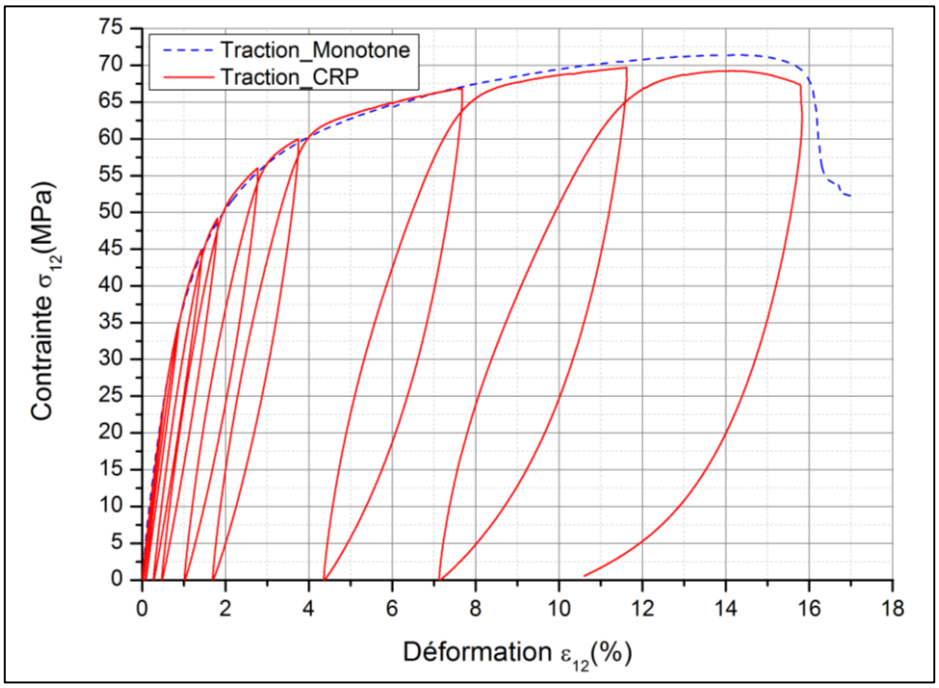



*Figure 4.4 :* Courbes contrainte/déformation de composite carbone tissé orientée à 45° de l'axe de traction

### 1.1.3 Bilan

Dans cette partie, les résultats d'essais de traction et compression ont été présentés. Les essais monotones à rupture ont permis d'identifier: le module d'élasticité (E), le coefficient de Poisson (ν), la contrainte et la déformation à rupture ($\sigma_r$ et $\varepsilon_r$). Les essais CRP ont permis de découpler les phénomènes d'endommagement, de plasticité et de viscosité. Dans le sens chaine et trame, les essais de traction et compression, indiquent un comportement élastique fragile linéaire avec une charge à rupture en compression inférieures de 1.5 fois la charge à rupture en traction. Avec une orientation de 45°, le matériau montre un comportement élasto-plastique-endommageable. En

raison de la présence des fibres transverses, le coefficient de Poisson est très faible avec une forte dispersion. En effet, les faibles déformations sont difficilement mesurables avec les moyens de mesures disponibles.

Le comportement du composite carbone étant identifié, un modèle de comportement du matériau peut ainsi être créé dans le but de simuler la réponse de ce matériau à des sollicitations plus complexes, un impact par exemple. Il intègre la dissipation due à la plasticité et à l'endommagement mais fait l'impasse sur la viscosité.

# 2 Modélisation du comportement du CFRP

Comme explicité dans la partie bibliographie, le composite carbone a déjà fait l'objet de nombreux modèles permettant d'accéder à une finesse remarquable [123], [124]. Cependant, un problème se pose tout de même lorsqu'on énonce une utilisation de ces modèles dans un but industriel. En effet, la qualité de représentation de ruptures de ces matériaux à un prix en termes de temps de calcul, les rendant difficilement utilisable dans un contexte industriel.

L'objectif de cette partie est de présenter le modèle matériau du composite tissé carbone/époxy permettant de prédire l'énergie dissipée par le matériau sous un impact dans un contexte industriel. Un modèle matériau élasto-plastique-endommageable basé sur un critère de rupture de type Hashin a été développé à l'échelle mésoscopique.

## 2.1 Critère de rupture

Un critère de Hashin tridimensionnel est implémenté afin de conserver un calcul léger pouvant être utilisé pour dimensionner l'assise et plus largement des structures. Ce critère tient compte des dysmétries chaine/trame et traction/compression. Il est construit de manière à prendre en compte le cisaillement hors-plan qui tient un rôle prédominant dans l'apparition de rupture lors d'un impact (cf Partie 2:1.2.1). Il se calcule comme indiqué dans la Figure 4.5 :

| Mode de rupture | Critère de rupture | |
|---|---|---|
| Rupture de fibre en traction *sens chaine* | $R_1{}^2 = \left(\frac{\sigma_{11}}{X_T}\right)^2 + \left(\frac{\sigma_{12}+\sigma_{13}}{S_{12}}\right)^2 = 1$ | $\sigma_{11} \geq 0$ |
| Rupture de fibre en compression *sens chaine* | $R_2{}^2 = \left(\frac{\sigma_{11}}{X_C}\right)^2 = 1$ | $\sigma_{11} < 0$ |
| Rupture de fibre en traction *sens trame* | $R_3{}^2 = \left(\frac{\sigma_{22}}{Y_T}\right)^2 + \left(\frac{\sigma_{12}+\sigma_{23}}{S_{12}}\right)^2 = 1$ | $\sigma_{22} \geq 0$ |
| Rupture de fibre en compression *sens trame* | $R_4{}^2 = \left(\frac{\sigma_{22}}{Y_C}\right)^2 = 1$ | $\sigma_{22} < 0$ |

*Figure 4.5 : Tableau récapitulatif du calcul du critère de rupture de type Hashin 3D*

Où $X_T$ et $Y_T$ représentent respectivement les contraintes à rupture en traction dans le sens chaine et le sens trame. $X_C$ et $Y_C$ représentent respectivement les contraintes à rupture en compression dans le sens chaine et le sens trame. Et $S_{12}$ représente la contrainte à rupture en cisaillement plan.

## 2.2 Endommagement et plasticité

Aucun endommagement et aucune déformation plastique n'ont été constatés lors des essais de traction dans la direction des fibres à la différence des essais sous un angle de 45°. En conséquence un endommagement et une plasticité anisotrope ont été employés afin de rendre compte de cette différence dans les réponses du tissé.

**Plasticité anisotrope**

La plasticité est introduite par une loi d'écrouissage extraite des essais de traction monotones à +/- 45°. L'anisotropie est introduite au moyen de la formulation de Hill présentée en Eq (1) :

$$F(\sigma) = \sqrt{F(\sigma_{22} - \sigma_{33})^2 + G(\sigma_{33} - \sigma_{11})^2 + H(\sigma_{11} - \sigma_{22})^2 + 2L{\sigma_{23}}^2 + 2M{\sigma_{31}}^2 + 2N{\sigma_{12}}^2} \qquad (1)$$

Avec $F, G, H, L, M, et\ N$, les coefficients de Hill permettant de piloter l'anisotropie. Dans le cas du composite carbone, ces coefficients sont déterminés à partir des données d'essais afin :

- de ne pas initier de la plasticité avant la rupture dans la direction des fibres
- de rendre compte de la non-linéarité à 45°.

**L'endommagement**

L'endommagement est implémenté dans Abaqus au moyen d'une loi de type tabulaire piloté par un sous-programme USFLD (UserField). Ce tableau permet d'assurer le couplage entre les différents modes de rupture, l'endommagement et la plasticité. La mise à jour des propriétés mécaniques s'effectue à chaque incrément de calcul, et peut se résumer par les équations Eq(2) et Eq(3). La dégradation du module de cisaillement $G_{12}$ est pilotée en fonction de l'évolution de la déformation plastique $\varepsilon_{pl\,12}$ (voir Figure 4.6). Dans la direction des fibres, lorsque le critère de rupture $R_i$ atteint 1, le module de rigidité $E_{ii}$ est dégradé dans la direction correspondante et le coefficient de Poisson tombe à 0. Une rigidité résiduelle de 1000 MPa est conservée afin de s'assurer de la convergence du calcul. En effet, avec des propriétés à zéro l'élément peut se distordre et faire diverger le calcul.

$$[C] = \begin{pmatrix} [1 - max(R_1, R_2)]E_{11} & (1 - d_{12})G_{12} & G_{13} \\ SYM & [1 - max(R_3, R_4)]E_{22} & G_{23} \\ SYM & SYM & E_{33} \end{pmatrix} \qquad (2)$$

Avec :

$$d_{12} = f(\varepsilon_{pl\,12}) \qquad (3)$$

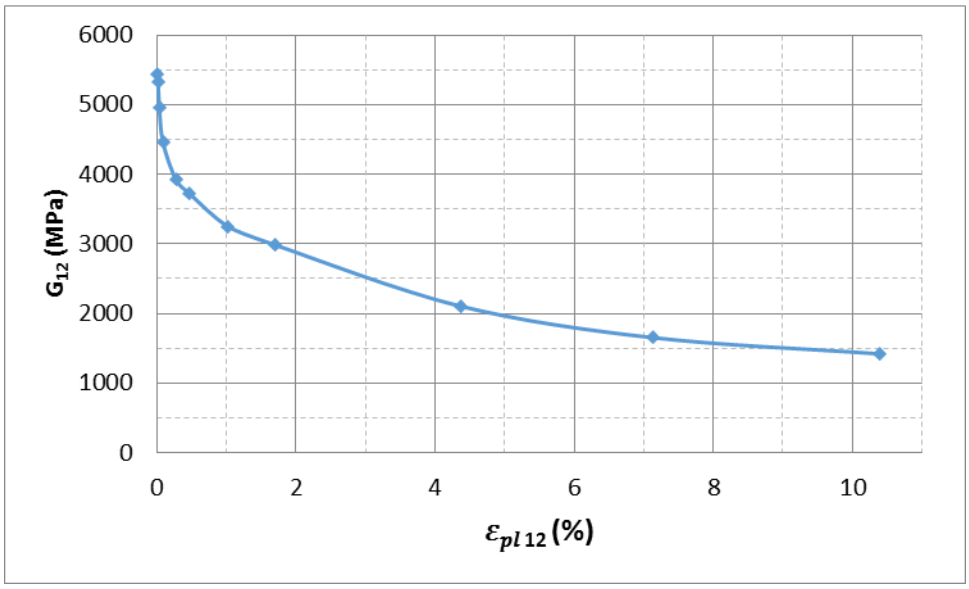



*Figure 4.6 : Evolution du module de cisaillement du composite tissé carbone en fonction de la déformation plastique issue des données d'essais de traction CRP dans la direction +/-45° à une vitesse de 1 mm.min$^{-1}$*

## 2.3 Identification du modèle

Afin de valider la capacité du modèle à prédire l'évolution de l'endommagement, de la plasticité et la rupture, des tests numériques sont réalisés sur une maille élémentaire. Des sollicitations de traction et compression sont appliquées dans les différents axes d'orthotropie du composite. Les résultats sont ensuite comparés aux résultats expérimentaux pour vérifier la bonne corrélation.

Les résultats montrent une bonne prédiction de la rupture en traction, dans le sens trame (Figure 4.7). La rupture en compression est moins bien corrélée, en particulier dans le sens chaine. Cet écart est dû à la flexion de l'éprouvette s'initiant durant la compression qui conduit à l'inflexion visible sur la courbe. Le chargement réalisé par a simulation numérique étant une compression pure, il est logique que le modèle ne prenne pas en compte cet effet non-linéaire.

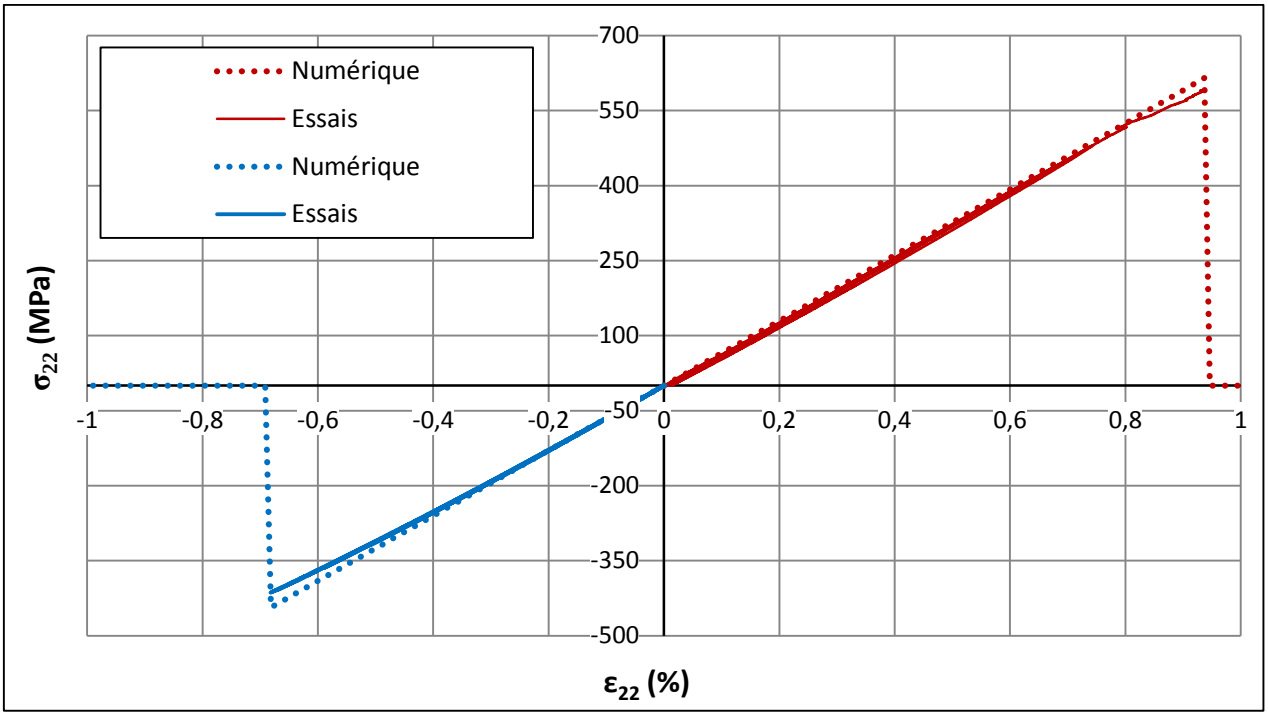



*Figure 4.7 : Comparaison des courbes contraintes-déformations du composite tissé carbone obtenues à partir des essais et du modèle numérique sollicité dans le sens trame à une vitesse de 1 mm.min$^{-1}$*

Concernant le comportement en cisaillement, la dégradation du module provoquée par l'endommagement et la déformation plastique sont correctement représentées (Figure 4.8). Le phénomène d'hystérésis observé lors des cycles n'est pas pris en compte étant donné qu'aucune contribution visqueuse n'a été implémentée dans le modèle.

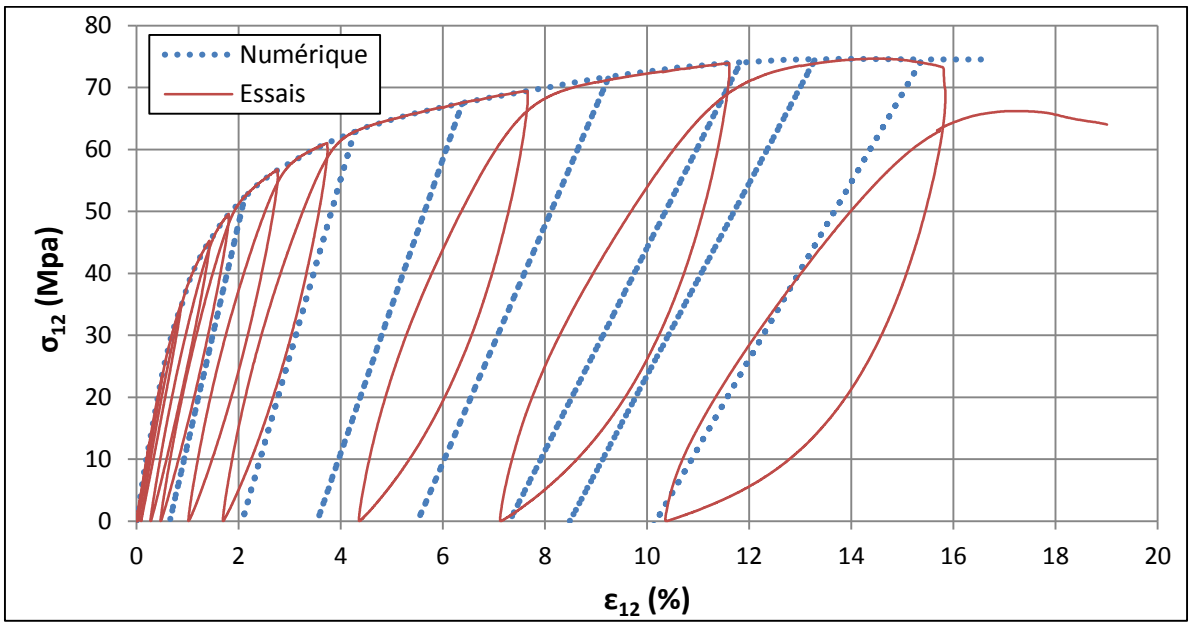



*Figure 4.8 : Comparaison des courbes contraintes-déformations du composite tissé carbone obtenues à partir des essais et à partir du modèle numérique du composite CFRP sollicité en cisaillement à une vitesse de 1 mm.min$^{-1}$*

# 3 Comportement du composite hybride Kevlar/Lin

Cette partie a pour but de présenter les résultats d'essais de caractérisation mécanique réalisés sur le composite kevlar/lin. Dans un premier temps, une analyse des essais de traction réalisés pour deux vitesses différentes est explicitée. Puis le comportement en flexion du matériau est étudié. Enfin, une synthèse du comportement du composite est alors réalisée.

## 3.1 Comportement en traction

### 3.1.1 Résultats des essais de traction à 1 mm/min

La Figure 4.9 regroupe les résultats obtenus lors des essais de traction à une vitesse de 1mm/min dans les différentes directions d'orthotropie du composite (0°, 90° et 45°).

**Comportement dans le sens chaine (0°) et dans le sens trame (90°) :**

Les essais dans le sens des fibres montrent une différence de 10% entre le sens chaine et le sens trame (Figure 4.9 (a)). Ce phénomène est identique à celui identifié dans les essais sur le carbone, il provient de la différence de tension lors du tissage.

La contrainte et la déformation à rupture mesurées à 0° et 90° sont respectivement de 170 MPa pour une déformation de 1.6% et de 152 MPa pour une déformation de 1.62%. Les courbes montrent un comportement en traction fortement non-linéaire (Figure 4.9 (a)). Les essais de traction CRP permettent de découpler les phénomènes à l'origine de cette anélasticité (Figure 4.9 (b)). Trois mécanismes ont ainsi pu être identifiés : l'endommagement, la plasticité et la viscosité.

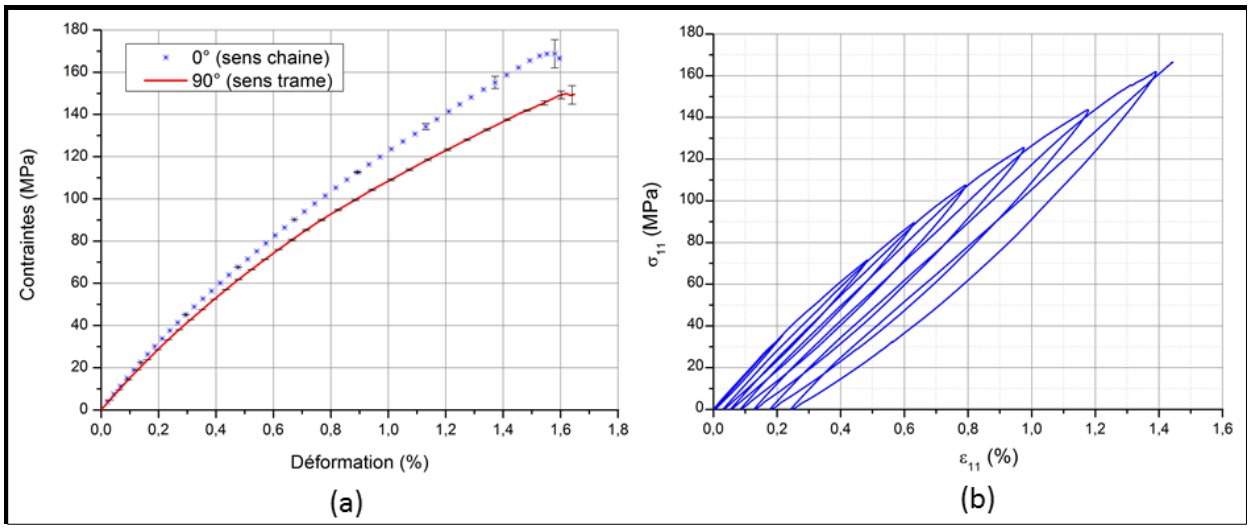



*Figure 4.9 : Résultats des essais de traction à une vitesse de 1 mm.min$^{-1}$dans le sens des fibres du composite hybride lin/Kevlar : (a) Traction monotone dans la direction 0° et 90°; (b) Traction CRP dans la direction 0°*

*Mécanisme d'endommagement :*

L'endommagement et la déformation plastique sont caractérisés avec la même méthode que celle explicitée dans l'étude du comportement du carbone. Contrairement au carbone qui ne montre pas de plasticité dans la direction des fibres, une déformation résiduelle est observable (Figure 4.9 (b)). De plus, une dégradation non négligeable du module est observable en Figure 4.10 (a). Il semblerait

que la dégradation du module soit une fonction de puissance de la déformation plastique ($y(x)= a +x^c$).

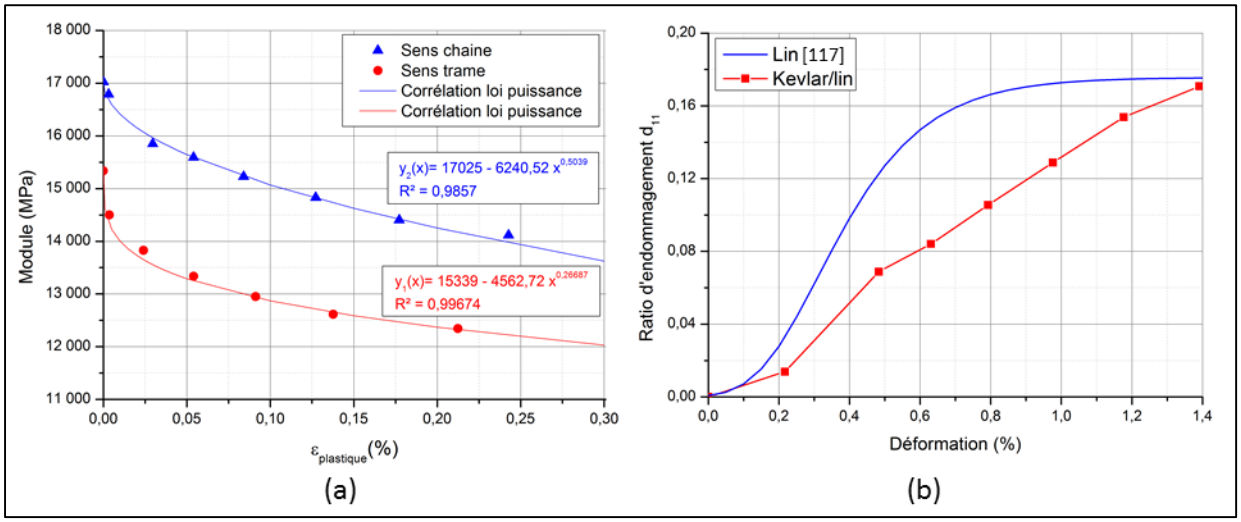



*Figure 4.10 : Evolution de l'endommagement sens fibres à une vitesse de 1 mm.min$^{-1}$: (a) Evolution du module élastique en fonction de la déformation résiduelle du kevlar/lin dans le sens chaine et le sens trame sollicité en traction ; (b) Comparaison de l'évolution du taux d'endommagement du composite hybride et d'un composite lin dans le sens fibres*

Ce phénomène semble être dû essentiellement à la fibre de lin. En effet, dans son étude sur un composite UD lin/époxy, Mahboob [125] met en évidence une évolution importante de l'endommagement, accompagnée d'une déformation résiduelle dans le sens des fibres. De plus les nombreuses études sur le comportement de l'aramide [126], [127], [128] ont démontré son comportement linéaire élasto-plastique. Une comparaison des cinétiques d'endommagement entre le composite hybride et un composite lin est présentée en Figure 4.10 (b). La cinétique du composite Kevlar/lin semble être un retard par rapport à celle du lin. Cela peut s'expliquer par le transfert de charge sur la fibre Kevlar. En effet, dans le stratifié lin, les multiples déchaussements de fibres de lin induisent une perte de rigidité, mais, dans l'hybride, la contrainte est transférée sur la fibre d'aramide qui compense la perte de rigidité. Cela suggère que la perte de rigidité est essentiellement due aux décohésions des fibres de lin.

*Mécanismes visqueux :*

Une hystérésis est mise en évidence pendant le rechargement. Ce phénomène n'est pas observé dans les composites classiques en carbone ou verre. Mais, ici, la nature « polymère » des fibres (aramide et lin) pourrait affecter la propriété visqueuse du composite. En effet, les propriétés d'amortissement de la fibre de lin ont été démontrées [129], [130] et la dépendance à la vitesse de sollicitation de la fibre d'aramide est bien connue [131], [132]. Ainsi, une première origine de cette hystérésis est la nature viscoélastique des fibres. Un deuxième paramètre pouvant influer est le glissement par friction à l'interface fibre-matrice et le frottement des lèvres des fissures matricielles [118], [119].

Afin d'évaluer l'influence de la viscosité du matériau, un autre essai de traction avec recouvrance est effectué. Le niveau de charge minimum après la décharge est maintenu pendant 30 minutes jusqu'à la recouvrance totale de la déformation visqueuse (la courbe contrainte/déformation est présentée à

la Figure 4.11(a)). Cet essai permet de tracer l'évolution de la déformation visqueuse, plastique et élastique (Figure 4.11 (b)). La part visqueuse est relativement faible par rapport à la part élastique et plastique et augmente avec la déformation totale. De plus, l'évolution de la déformation par rapport au temps (présenté en la Figure 4.11 (c)) montre une recouvrance rapide. Ainsi, à faible taux de vitesse de déformation, il y a peu d'influence visqueuse réelle sur le comportement. Cette observation suggère que l'hystérésis est essentiellement due aux multiples décohésions fibres/matrice qui introduisent des frottements à l'interface. Enfin, Haomiao [133] modélise le comportement du lin en incluant une composante visqueuse et compare ses résultats aux essais de traction sur des composites UD en lin/époxy. Il démontre que l'ouverture des boucles peut être pilotée par une composante viscoélastique et une composante viscoplastique.

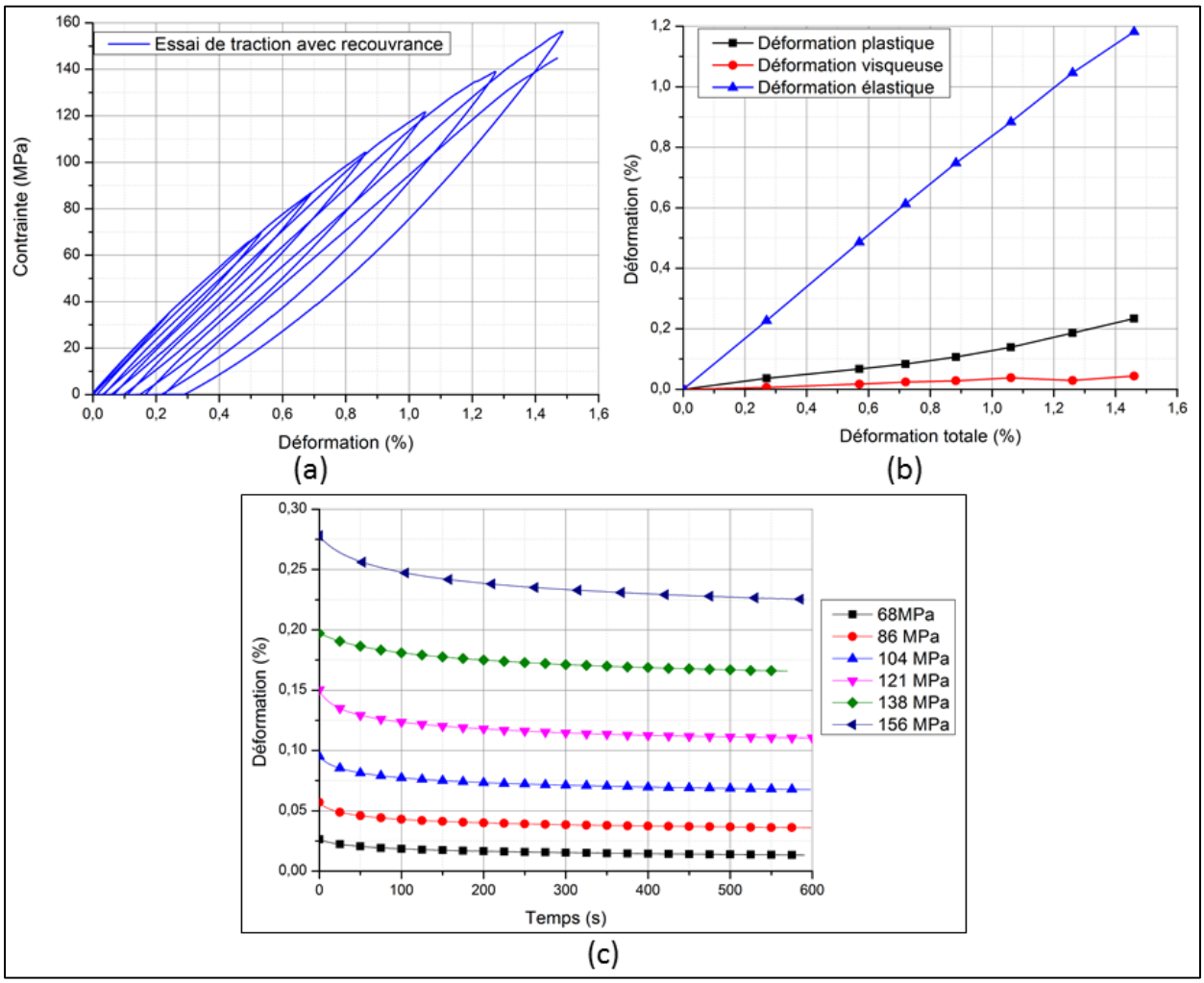



*Figure 4.11 : Résultats des essais de traction CRP à une vitesse de 1 mm.min$^{-1}$ avec palier de recouvrance de 30 minutes: (a) Courbe contraintes/déformations ; (b) Evolution des déformations élastique, plastique et visqueuse ; (c) Evolution de la déformation en fonction du temps de recouvrance à différents états de contraintes*

**Comportement dans le sens chaine (45°) :**

En cisaillement, le matériau démontre un comportement linéaire en début d'essai puis un comportement fortement anélastique jusqu'à rupture (Figure 4.12). Comme pour le comportement dans le sens fibres, l'essai CRP met en évidence une baisse du module ainsi qu'une forte déformation

résiduelle. Cette forte non-linéarité provient du cisaillement de la résine ainsi que du cisaillement des fibres.

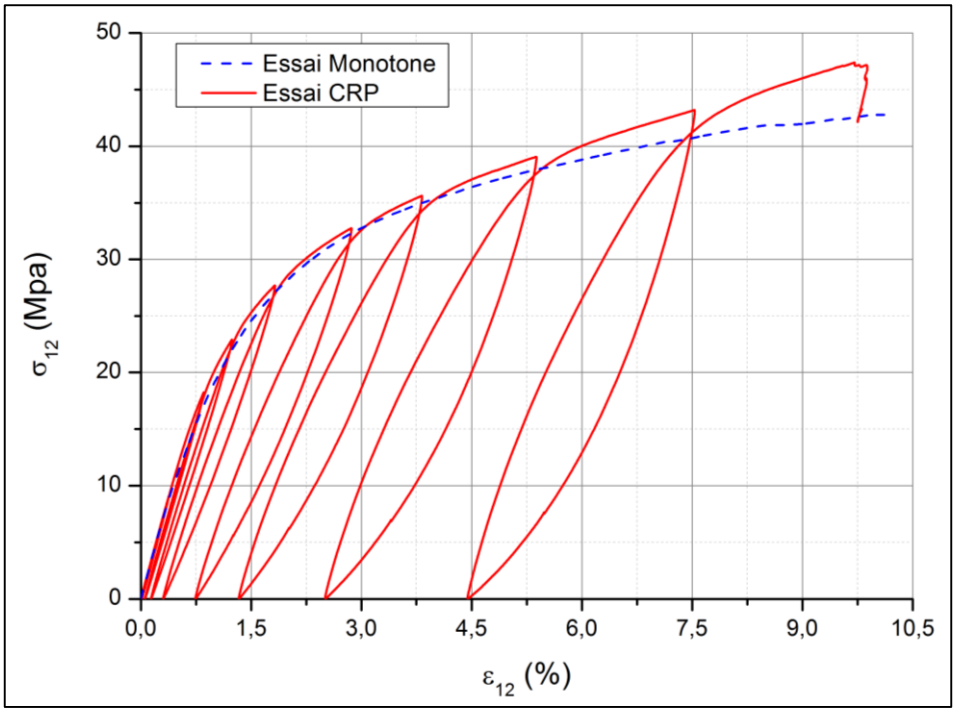



*Figure 4.12 : Courbe contrainte – déformation monotone et CRP du composite hybride lin/Kevlar sollicité en cisaillement (direction 45°) à une vitesse de 1 mm.min$^{-1}$*

La dégradation du module en cisaillement est présentée en Figure 4.13 (a). Le module se dégrade en deux temps. Dans un premier temps, jusqu'à une déformation de 1.2%, le module semble être une fonction de puissance de la déformation plastique ($y(x)= a +x^c$). Puis la dégradation se poursuit linéairement jusqu'à la rupture finale. Cette modification de cinétique d'endommagement provient d'une compétition entre l'endommagement de la matrice (décohésion fibres/matrice et fissuration matricielle) et la réorientation des fibres pendant l'essai. En effet, le cisaillement provoque une réorientation des fibres dans l'axe de traction, ce qui a pour effet d'augmenter la rigidité. Ainsi dans la première partie de la courbe l'endommagement matricielle crée une forte chute de module, puis dans la deuxième phase, le réalignement des fibres compense la perte de rigidité matricielle modifiant ainsi la cinétique de dégradation observée. Une comparaison entre l'évolution du ratio d'endommagement du composite du lin et du composite hybride dans la direction 45° est présentée dans la Figure 4.13 (b). L'évolution est assez similaire, ce qui suggère que le mécanisme d'endommagement n'est pas vraiment influencé par la nature des fibres. Les propriétés sont essentiellement pilotées par la propriété matricielle et l'interface fibreuse.

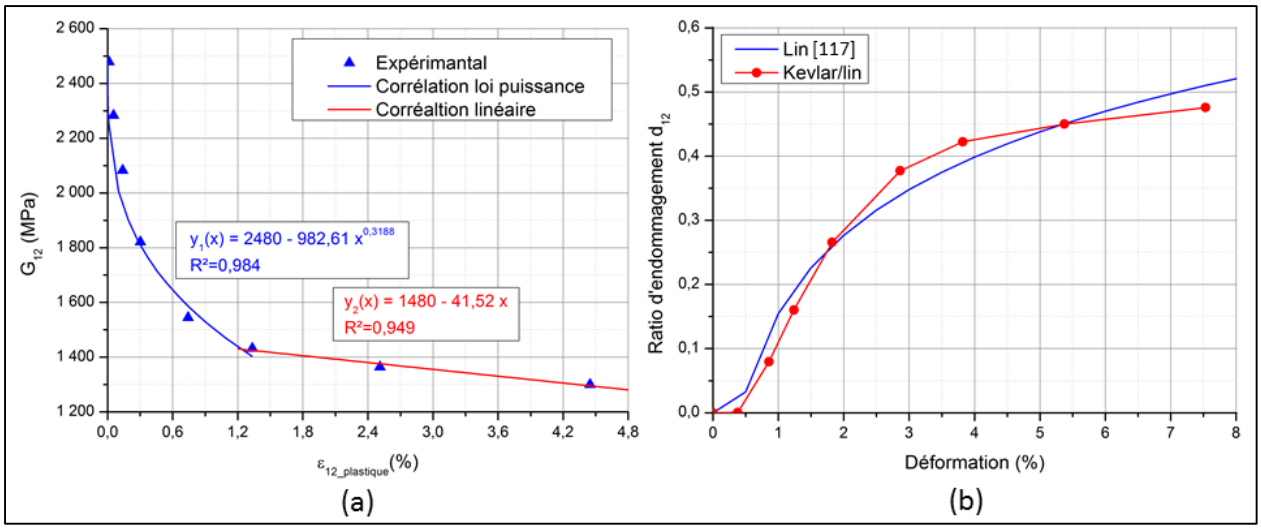



*Figure 4.13 : Evolution de l'endommagement en cisaillement à une vitesse de 1 mm.min$^{-1}$ : (a) Evolution du module élastique en fonction de la déformation résiduelle du kevlar/lin sollicité en cisaillement ; (b) Comparaison de l'évolution du taux d'endommagement du composite hybride et d'un composite lin sollicité en cisaillement*

L'hystérésis qui survient pendant le cycle de chargement-déchargement, en cisaillement, est classiquement observée sur les composites avec matrice polymère [120]. L'origine de ces phénomènes a été identifiée. Une partie provient du cisaillement de la matrice polymère qui introduit un comportement visqueux [134]. L'autre partie provient des frictions à l'interface fibres/matrice en raison des nombreuses décohésions. Ici, le comportement visqueux de la fibre pourrait également contribuer au comportement non-linéaire à des vitesses de sollicitations plus élevées. Par conséquent, l'hystérésis plus grande en cisaillement que dans le sens fibres, peut s'expliquer par l'addition de toutes ces contributions.

### 3.1.1 Résultats des essais de traction à 100 mm/min

Des essais de traction monotone ont été réalisés avec une vitesse de 100 mm/min (soit une différence de deux décades avec les essais précédents à 1mm/min). Afin d'évaluer la sensibilité du matériau à la vitesse de sollicitation, les résultats des essais aux deux vitesses sont comparés en Figure 4.14.

Dans le sens fibres, l'augmentation de la vitesse de sollicitation provoque une augmentation de la contrainte à rupture de 20% et une augmentation de la déformation à rupture de 10%. Le module semble peu affecté par le changement de vitesse avec une augmentation de 1.2% (avec une erreur de +/-0.1%). Dans le plan +/-45, le module de cisaillement semble également peu affecté avec une augmentation de 1.3 % (avec une erreur de +/-0.1%). En, revanche la contrainte à rupture augmente de 33% et la déformation à rupture de 16%.

La direction +/-45 est plus affectée que dans la direction des fibres. Ceci peut s'expliquer par l'influence plus importante de la viscosité de la résine époxy qui est plus sollicitée à 45 ° que dans l'axe des fibres. De plus, l'interface fibres matrice est également plus sollicitée, et il a été montré qu'une partie de la non-linéarité provenait des décohésions fibres/matrice. Cette observation tend à renforcer l'hypothèse selon laquelle la non-linéarité est essentiellement fonction de l'interface

fibres/matrice et qu'elle semble sensible à la vitesse. Une étude sur l'adhésion fibres de Kevlar/matrice [132] a d'ailleurs démontrée la sensibilité de l'interface à la vitesse de sollicitation.

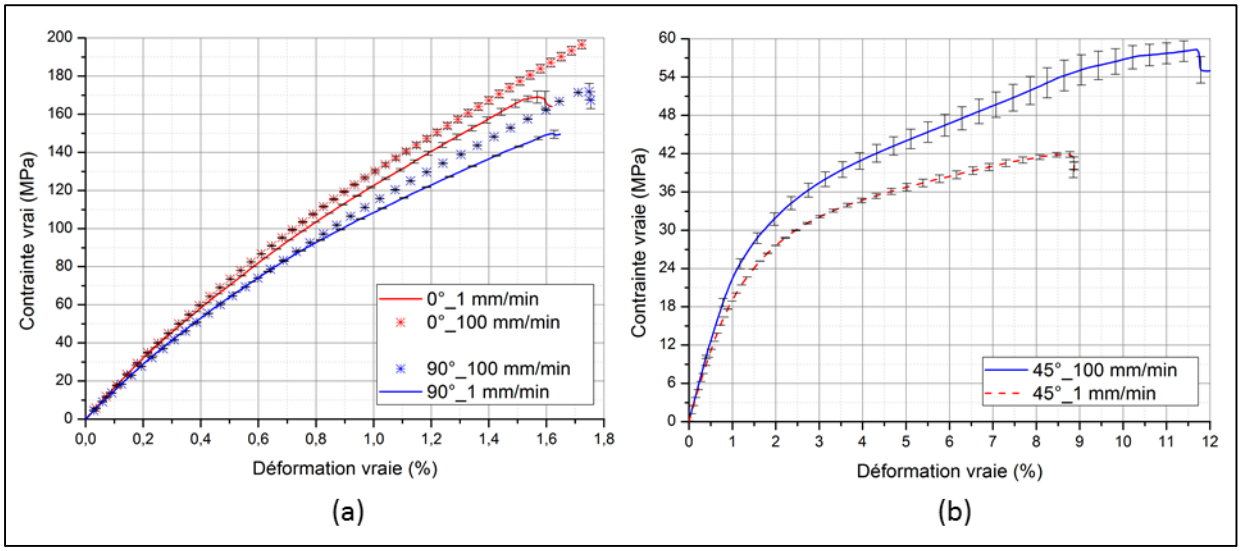



*Figure 4.14 : Comparaison des courbes contrainte-déformation du kevlar/lin sollicité à 1mm/min et 100 mm/min : (a) traction sens fibres (0° et 90°); (b) Cisaillement (45°)*

### 3.1.2 Fractographie

Afin de comprendre le scénario de rupture du composite, une analyse du faciès de rupture a été faite. La Figure 4.15 met en évidence une différence de faciès de rupture entre les fibres de lin et les fibres de Kevlar. En effet, les fibres de lin présentent une rupture semblable à une rupture fragile alors que l'aramide semble s'être déformée plastiquement avant la rupture.

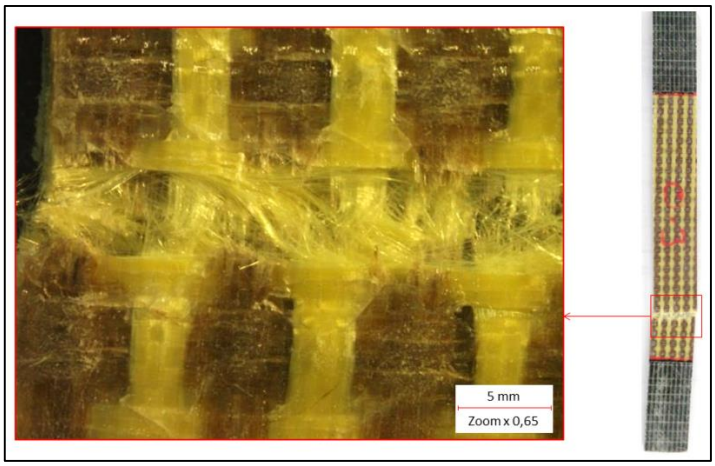



*Figure 4.15 : Observation du faciès de rupture d'une éprouvette composite Kevlar/lin sollicitée en traction dans le sens chaine*

Des observations au MEB (microscope électronique à balayage) du faciès de rupture ont été faites dans le but d'identifier les mécanismes de ruptures activés générant ce type de rupture.

L'image en Figure 4.16(a) montre une rupture des fibres de lin, avec des décohésions entre les fibres et la matrice. Cette rupture est caractéristique des composites à fibres de lin [135], et elle se produit en plusieurs étapes. Des fissures matricielles se créent, elles conduisent à des décohésions

fibres/matrice menant à la rupture finale par rupture des fibres [125]. La faible adhésion des fibres de lin à la matrice est connue, des études ultrasons[136], ont permis de montrer que la fissuration matricielle et la décohésion fibres/matrice sont les principaux mécanismes intervenant dans l'endommagement observé dans les composites à fibres de lin. Ces multiples décohésions peuvent introduire une dissipation par friction se manifestant à l'échelle macroscopique par l'hystérésis.

La rupture de la fibre de lin observé en Figure 4.16(b) résulte de la rupture de chaque microfibre qui la compose. Ils ne peuvent pas être observés avec le MEB environnemental utilisé ici. Cependant, dans la littérature [135], l'observation des microfibres permet de mettre en évidence une rupture par splitting avec cisaillement transverse (Figure 4.17) conduisant à un faciès de rupture ductile.

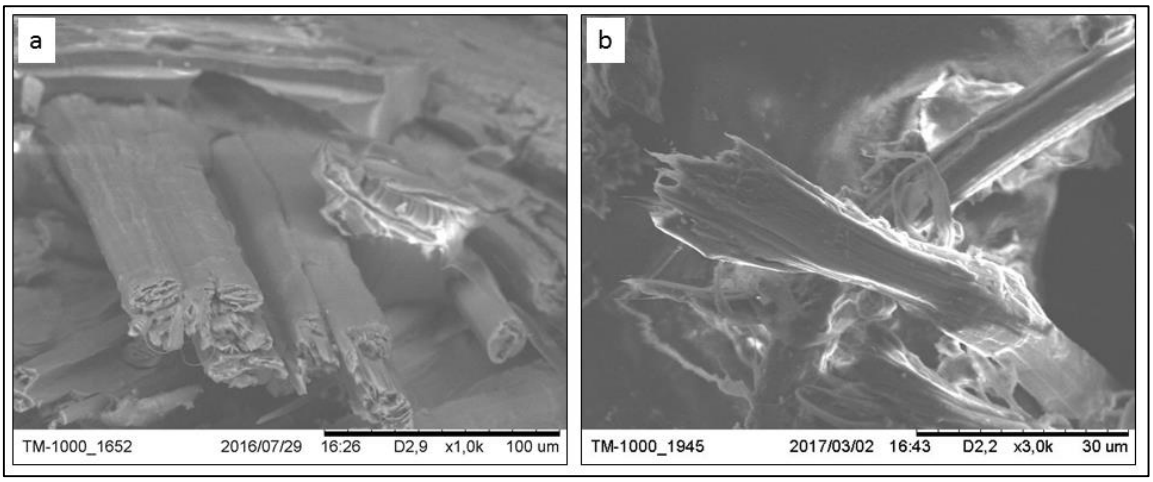



*Figure 4.16 : Images MEB de la rupture de la fibre de lin après un essai de traction sur composite kevlar/lin: (a) Rupture du lin avec décohésion fibres/matrice ; (b) Faciès de rupture d'une fibre de lin*

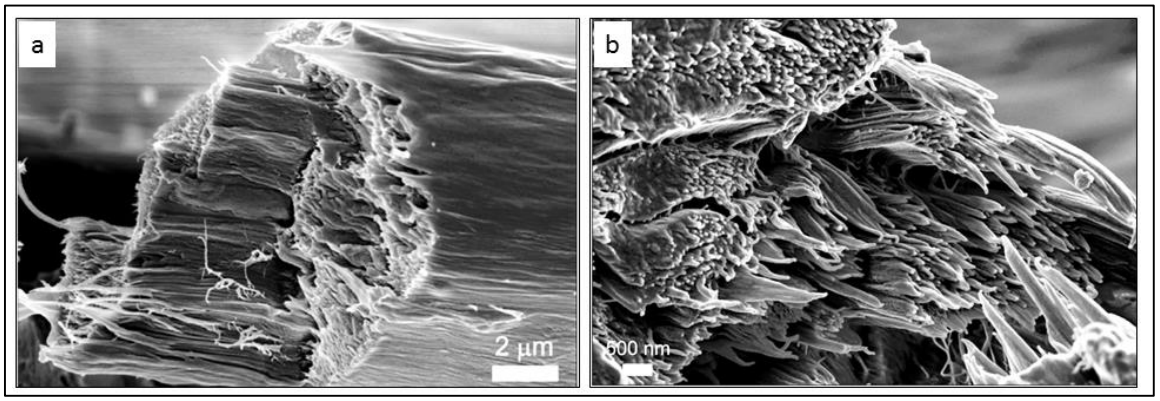



*Figure 4.17 : Image MEB de la rupture des micros-fibres composant le lin: (a) rupture d'une fibre de lin par splitting et cisaillement transverse ; (b) Faciès de rupture des microfibres de cellulose composant la paroi de la fibre de lin [135]*

Concernant la rupture du kevlar, la Figure 4.18 montre une rupture par splitting des fibres avec de fortes décohésions fibres/matrice. Cette rupture de l'aramide est également caractéristique et a été largement étudiée [128], [137]. Le mécanisme de splitting, à l'origine de la forte capacité dissipative de l'aramide, est attribué à la microstructure de la fibre constituée de rangées de lamelles fortement cristallines [126], [138]. Ainsi, le chargement en traction provoque un cisaillement des fibres, ce qui génère une déformation irréversible.

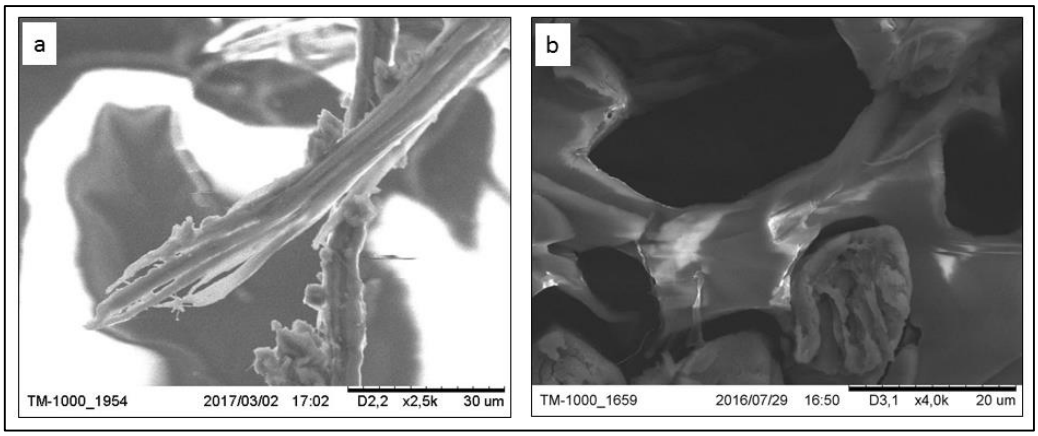



*Figure 4.18 : Image MEB de la rupture de fibre de Kevlar: (a) Rupture de fibre par splitting ; (b) Décohésion fibres/matrice*

Ces observations conjuguées aux déformations à rupture des fibres de lin et d'aramide permettent de formuler un scénario sur l'origine de la rupture du composite hybride. En effet, de par la faible déformation à rupture du lin ($\varepsilon_{rupture}$=1.5% [125]) par rapport à la fibre de kevlar ($\varepsilon_{rupture}$=2.5% [36]), les fibres de lin sont amenées à rompre en premier. La rupture du lin entraine un transfert de charge sur les fibres d'aramide menant à la rupture du composite par activation du mécanisme de splitting du kevlar. Ce scénario de rupture en deux temps permet d'expliquer le comportement macroscopique non-linéaire observé ainsi que le faciès de rupture des éprouvettes. En effet, la rupture des fibres de lin est principalement responsable de la dégradation du module et le comportement plastique de l'aramide et du lin induit une déformation résiduelle.

## 3.2 Comportement en flexion 3 points

La Figure 4.19 (a) présente la courbe contrainte-déformation issue de l'essai de flexion réalisé sur le composite kevlar/Lin. Trois zones peuvent être identifiées sur cette courbe. En effet, une première partie linaire est observable avec un module de 10 GPa. Puis, un net changement de pente est observable autour de 90 MPa pour une déformation de 0.8 %. Ce point marque le passage dans une seconde zone jusqu'à 2.8%, caractérisée par une déformation irréversible et une perte de rigidité. La dégradation du module élastique semble suivre une fonction linéaire de la déformation plastique (Figure 4.19 (b)). Ces dommages peuvent être identifiés sur la photo de la face de compression de la Figure 4.20 (b). Enfin, la fin de la courbe se caractérise par la rupture finale induit par rupture des fibres en traction. La photographie prise lors du test présentée à la Figure 4.20 (a), et l'observation du microscope à la Figure 4.20 (c), attestent que la rupture finale a lieu sur la face de traction. Ensuite, la fissure initiée sur le premier pli, se propage dans la direction longitudinale de l'échantillon conduisant à une initiation de délaminage près de l'axe neutre. Ce mode de rupture semble être proche de celui de l'aramide sollicité en flexion [106]. Les données de la littérature sur le comportement en flexion du Kevlar suggèrent que l'inflexion est induite par le comportement en compression de la fibre d'aramide. En effet, l'essai de flexion et les essais de compression effectués sur Kevlar mettent en évidence un module en compression et un seuil plastique inférieur à celui en traction [128]. Cette différence introduit un déplacement de la fibre neutre [139], il en résulte une déformation plastique sur la face en compression conduisant à la non-linéarité observée sur la courbe de flexion [140]. Une autre étude sur le composite lin/époxy démontre qu'il n'y a pas de différence de module en traction et en compression [125]. Cette observation suggère que la fibre

d'aramide introduit une sensibilité à la compression : le module et le seuil élastique en compression sont plus faibles qu'en traction. Ainsi, le changement de pente identifié sur l'essai de flexion peut être assimilé à la limite élastique en compression du composite hybride.

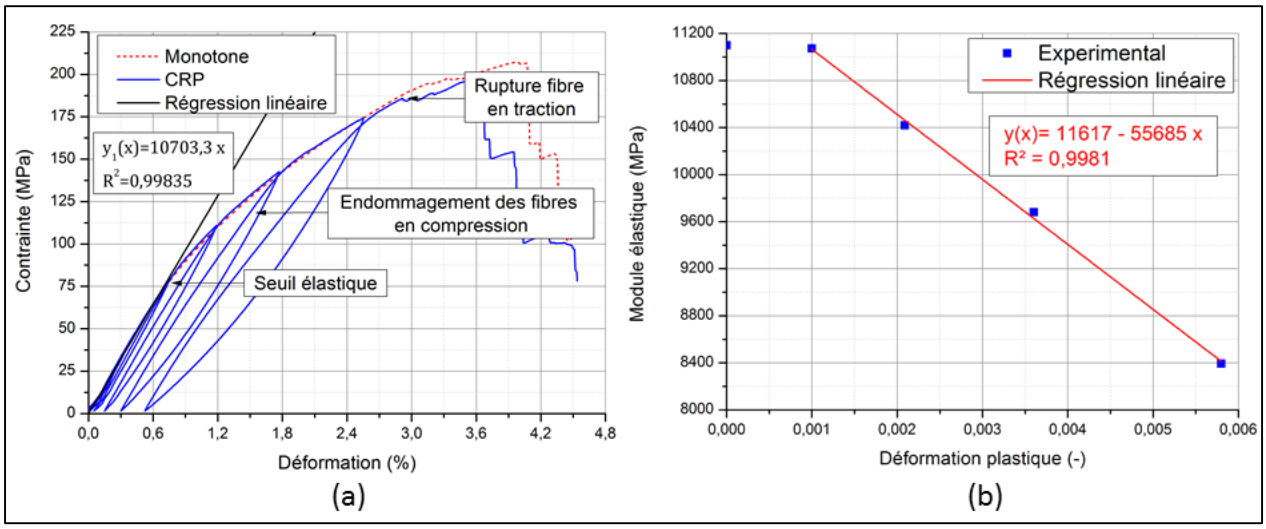



*Figure 4.19 : Courbe contrainte-déformation d'un essai de flexion 3 points sur un composite kevlar/lin à une vitesse de 1 mm.min$^{-1}$*

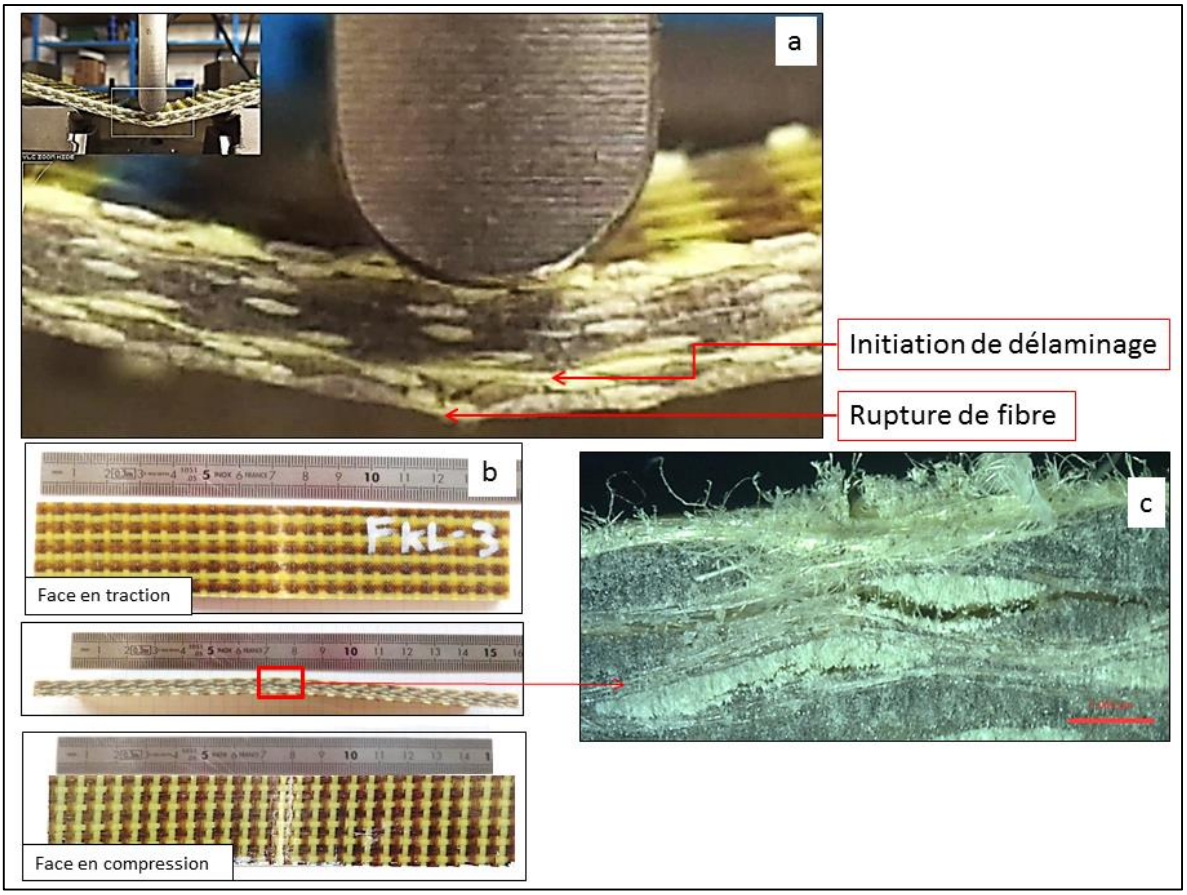



*Figure 4.20 : Faciès de rupture d'une éprouvette composite kevlar/lin sollicitée en flexion 3 points à une vitesse de 1 mm.min$^{-1}$: (a) Photographie de la rupture de fibres en traction avec délaminage pendant l'essai ; (b) Photographie d'une éprouvette après flexion 3pt ; (c) Image MEB de la face en traction avec rupture de fibres*

## 3.3 Comparaison Hybride/non hybride

Les résultats d'essais sont comparés aux données de la littérature sur le composite Kevlar et le composite du lin (Figure 4.22). Toutes les données présentées sont obtenues à partir de composites fabriqués à base de résine époxy et avec un tissage taffetas identique à celui de cette étude. L'hybride présente des propriétés mécaniques intermédiaires entre le composite Kevlar et le composite de lin. Le module de flexion identifié est 37% inférieur au module de traction, ce qui correspond à la différence observée dans le composite Kevlar [141]. La résistance à la compression est inférieure de 37% à la résistance à la traction, alors que dans le composite Kevlar, elle est inférieure de 70% [142]. Cela suggère que la fibre de lin apporte une meilleure résistance à la charge de compression.

| Propriété mécanique dans la direction des fibres (0°) | | Lin/époxy [116] | Kevlar 49/époxy [142] | Kevlar-lin/époxy |
|---|---|---|---|---|
| Traction | Module (GPa) | 5.8 | 30 | 16 |
| | Contrainte à rupture (MPa) | 68 | 291 | 172 |
| | Déformation à rupture (%) | 1.98 | 2.5 | 1.6 |
| Flexion | Module (GPa) | 2.1 | 28 | 10 |
| | Contrainte à rupture (MPa) | 101 | 345 | 200 |
| Comportement | | Elasto-plastique-endommageable | Elasto-plastique | Elasto-plastique-endommageable |

*Figure 4.21 : Tableau comparatif des propriétés mécaniques en traction et en flexion de composite Kevlar, lin et hybride*

## 3.4 Bilan

Dans cette partie, les résultats d'essais de traction et de flexion ont été présentés. Les essais monotones à rupture ont permis d'identifier: le module d'élasticité (E), le coefficient de Poisson (ν), la contrainte et la déformation à rupture ($\sigma_r$ et $\varepsilon_r$) (voir Figure 4.22). Les essais de traction indiquent un comportement fortement non-linéaire et anisotrope dans les trois directions d'orthotropie du matériau. La non-linéarité a été découplée, par les essais CRP en trois composantes: l'endommagement, la plasticité et la viscosité. L'analyse des faciès de rupture couplée à la littérature a montré que les phénomènes observés proviennent du comportement élasto-plastique-endommageable de la fibre de lin et également du comportement élasto-plastique de l'aramide. L'essai de flexion a permis de montrer que, la faiblesse en compression des fibres de Kevlar, est responsable du comportement non-linéaire observée conduisant à des propriétés en compression plus faibles que les propriétés en traction.

Enfin, il a été montré que les propriétés plus élevées du composite hybride que le composite lin pourrait être l'occasion d'introduire des fibres de lin dans des pièces structurales ou semi-structurales. Un autre avantage est l'utilisation de fibres de lin moins chères que les fibres d'aramides qui conduisent à un coût du tissu hybride inférieur à celui du tissu Kevlar.

| Direction | | Contrainte à rupture (MPa) | Déformation à rupture (%) | Module (GPa) | Coefficient de Poisson |
|---|---|---|---|---|---|
| **0°** | Moyenne | 172,0 | 1,62 | 16.45 | 0,0914 |
| | Ecart type | 2,9 | 0,15 | 0.855 | 0,0248 |
| **90°** | Moyenne | 151,2 | 1,67 | 14.83 | 0,100 |
| | Ecart type | 3,9 | 0,08 | 0.568 | 0,0253 |
| **45°** | Moyenne | 42,1 | 8,91 | 2254 | - |
| | Ecart type | 0,6 | 1,18 | 65 | - |

*Figure 4.22 : Tableau récapitulatif des propriétés identifiées par les essais de traction sur composite Kevlar/lin à une vitesse de 1 mm.min$^{-1}$*

Le comportement du composite kevlar/lin étant caractérisé, un modèle matériau peut ainsi être créé dans le but de simuler la réponse de ce matériau à des sollicitations plus complexes, un impact par exemple.

# 4 Modélisation du comportement du composite kevlar/lin

Une loi élasto-plastique-endommageable est implémentée avec une méthode identique à celle utilisée pour le composite carbone. Le critère de rupture utilisé est toujours le critère d'Hashin 3D (Cf Partie 4:2.1).

## 4.1 Plasticité anisotrope

La plasticité anisotrope est introduite au moyen de la formulation de Hill présentée en Eq (1). Le but est de modéliser la déformation résiduelle observée en traction dans l'axe des fibres et en cisaillement. Contrairement au carbone, la plasticité est activée dans les trois directions d'orthotropie du composite kevlar/lin. De plus la fonction de plasticité intègre la dissymétrie traction/compression identifiée par l'essai de flexion.

## 4.2 Elasticité endommageable anisotrope

Contrairement au carbone, l'endommagement étant également présent dans la direction des fibres, des modifications dans la gestion de l'endommagement sont nécessaires. Les modules initiaux sont dégradés via des variables d'endommagement notées $d_{ii}$ . Dans le sens chaine et trame, ces variables $d_{ii}$ sont fonction de l'évolution du critère d'Hashin $R_i$ (Eq(5), Eq(6)). Dans la direction 45°, les variables $d_{ij}$ représentant l'endommagement matriciel, sont fonctions de la déformation plastique $\varepsilon_{pl\,12}$ identifiée lors des essais de tractions en cisaillement (Eq(7)). La dissymétrie traction/compression mise en évidence par l'essai de flexion est également prise en compte au moyen d'une variable permettant de modifier la valeur initiale du module dans la direction des fibres suivant le signe de la contrainte dans cette même direction (Eq(8) et Eq(9)). La gestion des propriétés des éléments est gérée par un sous-programme USFLD développé sous Abaqus.

$$[C] = \begin{pmatrix} (1-d_{11})E_{11,i} & (1-d_{12})G_{12,i} & (1-d_{13})G_{13,i} \\ SYM & (1-d_{22})E_{22,i} & (1-d_{23})G_{23,i} \\ SYM & SYM & E33 \end{pmatrix} \quad (4)$$

$$d_{11} = f(R_1) \quad (5)$$

$$d_{22} = f(R_2) \quad (6)$$

$$d_{12} = d_{13} = d_{23} = f(\varepsilon_{pl\,12}) \quad (7)$$

$$E_{11,i} = E_{11,traction}\ si\ \sigma_{11} \geq 0\ ou\ E_{11,compression}\ si\ \sigma_{11} < 0 \quad (8)$$

$$E_{22,i} = E_{22,traction}\ si\ \sigma_{22} \geq 0\ ou\ E_{22,compression}\ si\ \sigma_{22} < 0 \quad (9)$$

## 4.3 Identification du modèle

Identification des propriétés en traction :

Afin de valider la capacité du modèle à prédire l'évolution de l'endommagement, de la plasticité et la rupture, des tests numériques sont réalisés sur une maille élémentaire. Des sollicitations de traction sont appliquées dans les différents axes d'orthotropie du composite. Les résultats sont ensuite comparés aux résultats expérimentaux pour vérifier leur bonne corrélation.

Les résultats montrent une bonne évaluation de la rupture en traction dans le sens des fibres (Figure 4.23). De plus l'endommagement et la déformation résiduelle semblent être bien représentés. De

même, en cisaillement le modèle semble simuler correctement l'endommagement ainsi que la plasticité (Figure 4.24). Comme dans le cas du carbone les hystérésis de boucle dues aux effets visqueux ont été négligées.

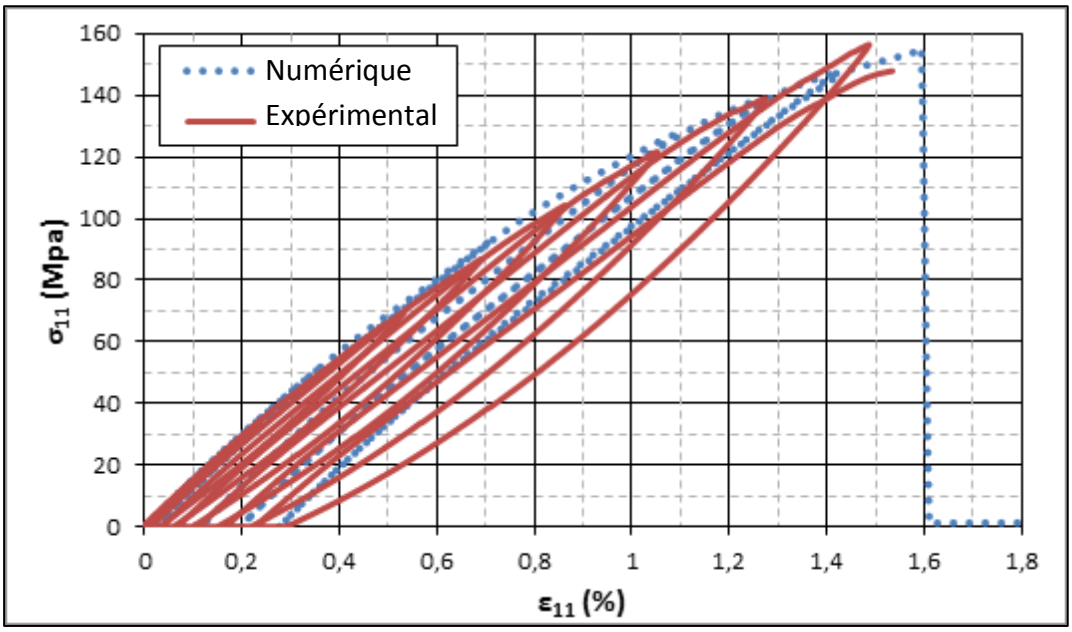



*Figure 4.23 : Comparaison des courbes contraintes-déformations obtenues à partir des essais à une vitesse de 1 mm.min$^{-1}$ et à partir du modèle numérique du composite Kevlar/lin sollicité en traction dans le sens chaine*

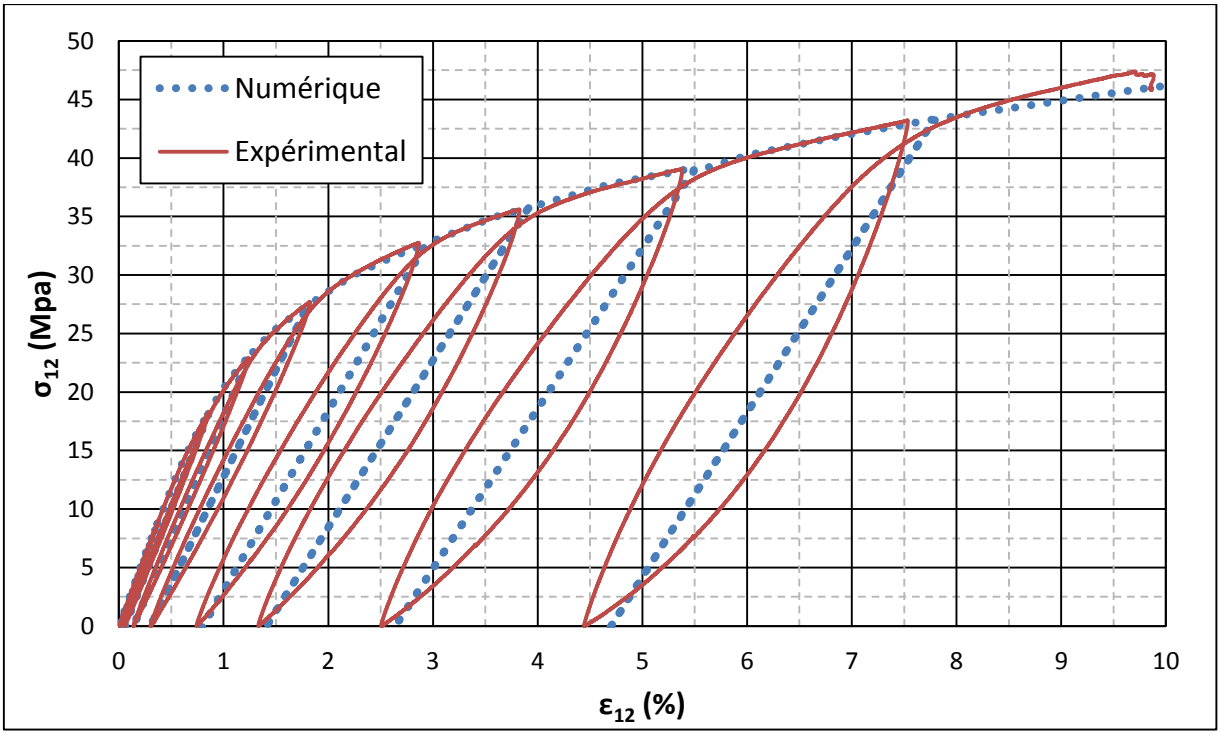



*Figure 4.24 : Comparaison des courbes contraintes-déformations obtenues à partir des essais à une vitesse de 1 mm.min$^{-1}$ et à partir du modèle numérique du composite Kevlar/lin sollicité en cisaillement*

Identification des propriétés en compression:

Enfin, la corrélation de l'essai de flexion 3 points (Figure 4.25) met en évidence la nécessité de tenir compte de la sensibilité du matériau à la compression. En effet, la prise en compte de la dissymétrie traction/compression permet de prendre en compte la déformation plastique ainsi que l'endommagement important induit par le flambement des fibres de Kevlar. La simulation permet de retracer un scénario de rupture présenté en Figure 4.26. Il démontre que l'endommagement s'initie sur la face en compression par flambement des fibres ($t_1$) puis se propage ($t_2$). Ceci a pour effet de générer une déformation plastique qui décale la fibre neutre de la poutre. Cette modification de l'état de contrainte donne lieu à une rupture plus tardive pilotée par la rupture des fibres en traction. Malgré ces améliorations, la force et la déformation à rupture restent néanmoins sous-estimées par rapport aux données d'essais. Cela peut s'expliquer par une différence de l'état de contrainte locale entre l'expérience et le modèle numérique. En effet, l'ondulation élevée des fibres conjuguée au gradient de contraintes existant dans le laminé, conduisent à un effet de structure qui n'est pas pris en compte dans la simulation. Un modèle plus élaboré intégrant l'impact de l'ondulation des fibres sur les propriétés mécaniques pourrait améliorer la corrélation de l'essai de flexion. Cependant, la précision étant jugée satisfaisante et dans un souci de simplification, cet aspect ne sera pas implémenté dans cette étude.

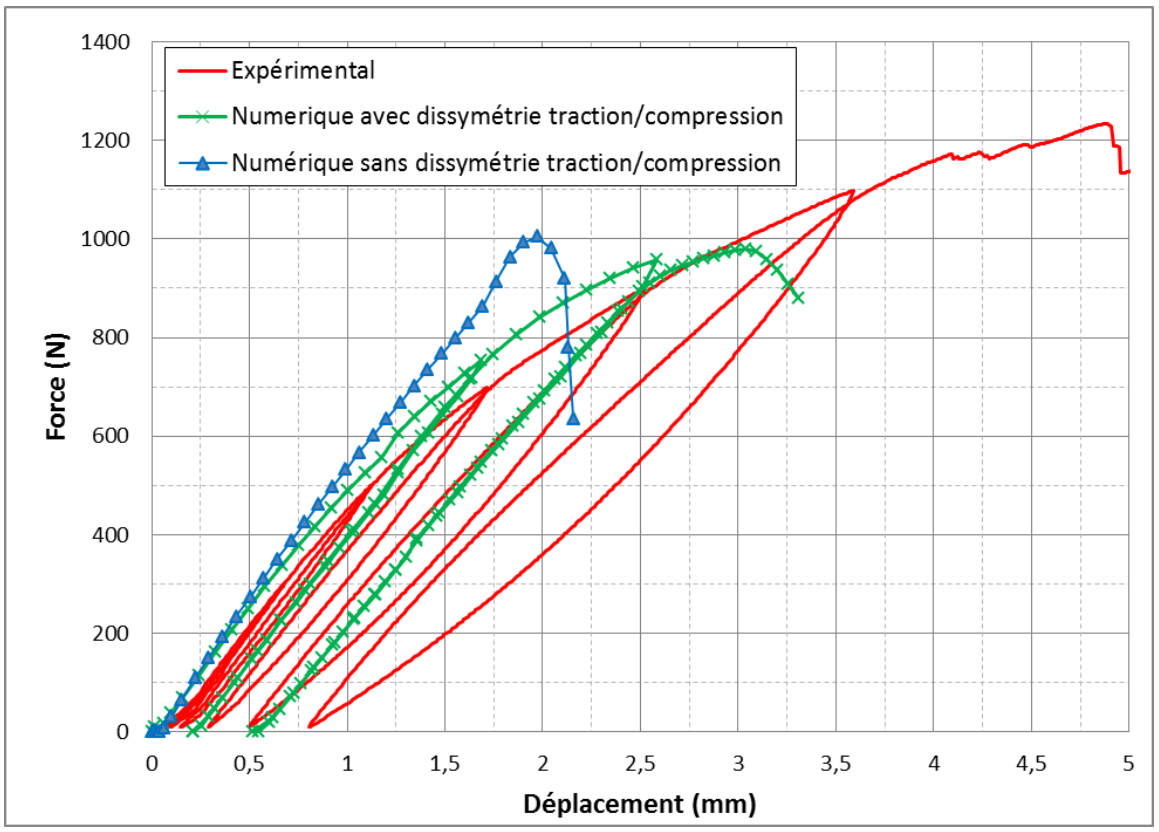



*Figure 4.25 : Identification du modèle matériau Kevlar/lin en flexion 3 points avec et sans dissymétrie traction/compression à une vitesse de 1 mm.min$^{-1}$*

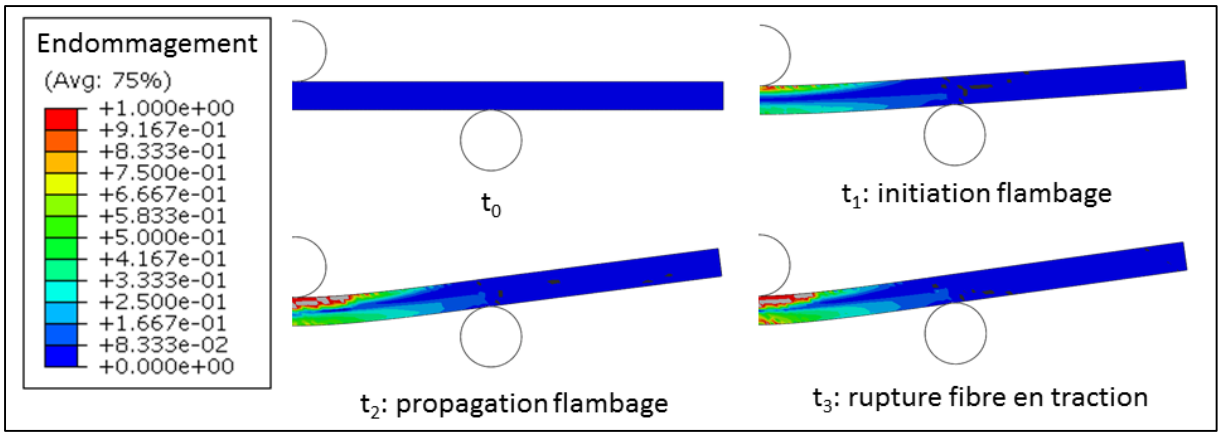



*Figure 4.26 : Cinétique d'endommagement d'un laminé Kevlar/lin en flexion 3 points identifié par le modèle numérique*

# 5 Comportement des matériaux d'âmes

Cette partie a pour but de présenter les résultats d'essais de caractérisation sur les matériaux d'âmes. Des essais de compression ont été réalisés sur les différents nida. En revanche les essais de cisaillement n'ont été réalisés uniquement sur le nida choisi à l'issu des essais de compression (pour des raisons de coût et de stock matière).

## 5.1 Comportement en compression suivant l'épaisseur (hors plan)

Des essais de compression monotone et CRP ont été réalisés dans le but d'identifier les paramètres matériaux gouvernant le comportement. Ces essais ont été réalisés pour deux vitesses (1 mm/min et 100 mm/min) de chargement dans le but d'évaluer la sensibilité du nida à la vitesse de déformation. Les résultats de ces essais sont présentés dans les paragraphes suivants.

### 5.1.1 Influence de la densité relative de l'âme

La Figure 4.27 présente les résultats des essais monotones réalisés à 1 mm/min sur les trois âmes testés dans cette étude, à savoir : nida 1 (densité 64 kg/m$^3$), un nida 2 (densité 64 kg/m$^3$ rempli de sphères polymères) et nida 3 (densité 128 kg/m$^3$).

Le nida 1 se comprime jusqu'à atteindre une charge de flambage d'environ 3 MPa. A partir de ce point, la contrainte chute et se stabilise pour former un plateau, appelé plateau plastique. La déformation plastique s'accumule par empilement des plis de flambage jusqu'à atteindre un régime de densification à partir de 70 %. Ce régime se caractérise par une forte augmentation de contrainte due à la compaction du matériau.

Le nida 2 possède une rigidité et une contrainte de flambage identiques au nida 1, l'ajout des billes ne modifie donc pas les propriétés élastiques. Cependant le plateau plastique est augmenté, de plus le régime de densification intervient plus rapidement avec une déformation de 50%.

Le nida 3 possède une contrainte de flambage trois fois supérieure au nida 1 et 2 (10.5 MPa). La chute de charge est beaucoup plus brutale avec une chute à 2.5 MPa. Il n'y a presque pas de plateau plastique, en effet le régime de densification intervient immédiatement après le flambage.

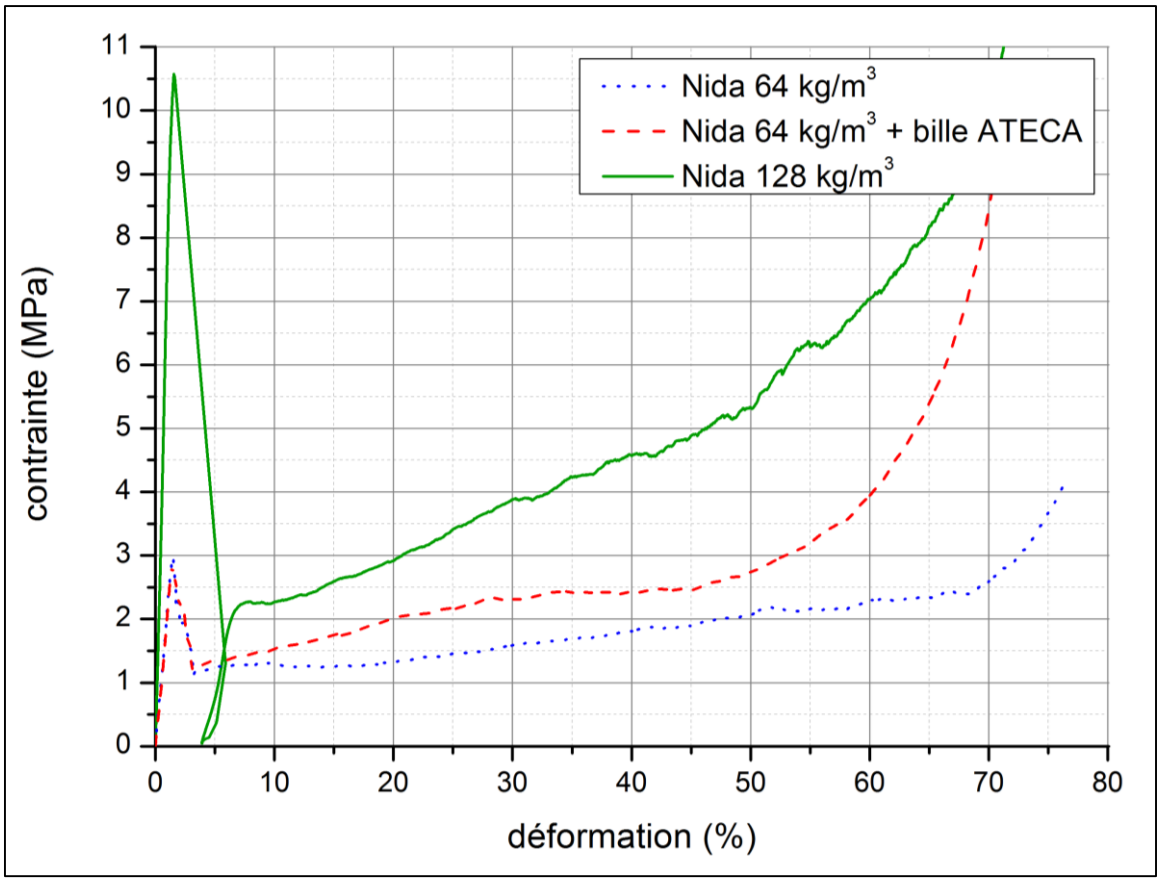



*Figure 4.27 : Courbes contraintes-déformations de trois âmes différentes testées en compression monotone à une vitesse de 1 mm.min$^{-1}$*

*Bilan sur l'effet de la densité et des sphères polymères :*

L'augmentation du plateau plastique, générée par les sphères creuses, peut-être intéressante pour amplifier la dissipation d'énergie, en revanche la zone de plateau est réduite avec un régime de densification plus rapide. De plus, l'ajout des billes alourdi énormément le nida avec une augmentation de 75 % de la masse. Ceci rend donc impossible l'utilisation d'un tel dispositif pour une application aéronautique où la masse est un paramètre rédhibitoire.

Le nida de forte densité représente le comportement à éviter à tout prix dans une application dissipative. En effet, le pic est extrêmement élevé et aboutit un plateau plastique inexistant. Cela génèrerait une force de compression trop importante de la colonne du pilote.

Les observations de l'effet de la densité correspondent avec les données de la littérature sur le rôle de la géométrie des cellules [143]. Zhang et Ashby [144], ont montré que les propriétés mécaniques d'un nida peuvent être prédites analytiquement. Ainsi, les paramètres pilotant le comportement d'un nida : la contrainte de flambage$(\sigma_{el}^{*})_3$, la contrainte de plateau $\left(\sigma_{pl}^{*}\right)_3$ et la densification sont tous fonction de la densité relative $\bar{\rho}$ (Figure 4.28). La relation Eq(5) permet de calculer la densité relative en fonction des dimensions caractérisant la cellule du nida. $(\sigma_{el}^{*})_3$ est calculé par la relation Eq(6) basée sur la théorie du flambage d'Euler. Le plateau plastique peut également être estimé par la relation Eq(7).

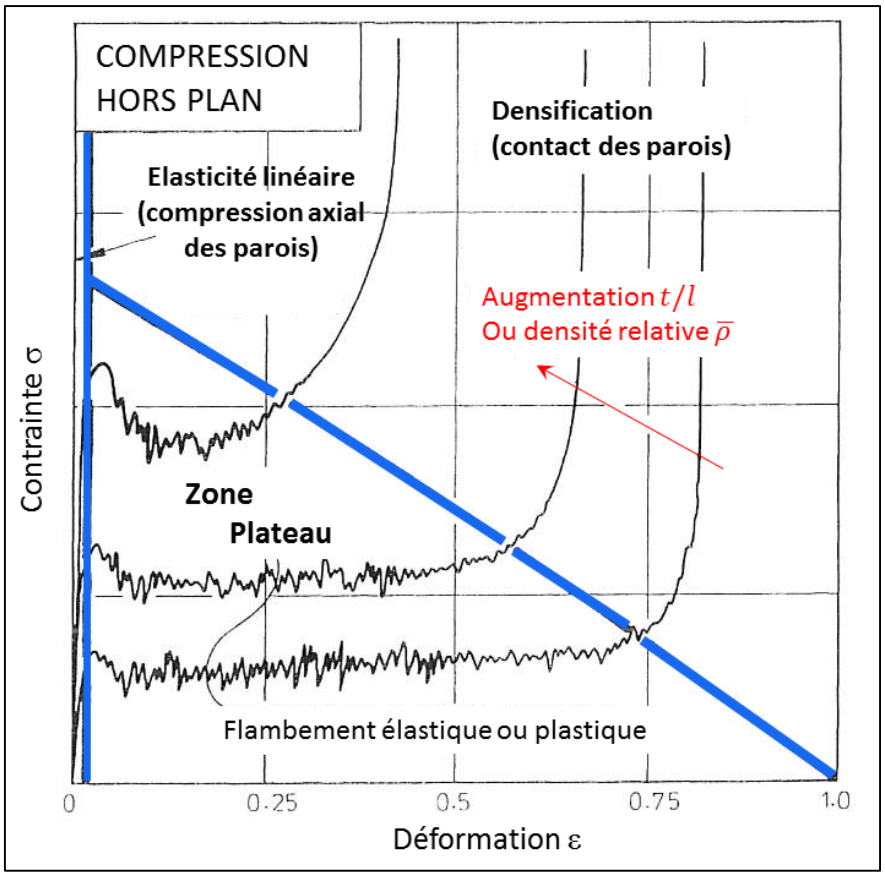



*Figure 4.28 : Diagramme de nids d'abeille sollicités en compression hors-plan, montrant : le régime linéaire élastique, la zone de plateau post flambage, le régime de densification, et la dépendance du comportement à la densité relative du nida [145]*

$$\bar{\rho} = \frac{\frac{t}{l}\left(\frac{h}{l}+1\right)}{\cos\theta\left(\frac{h}{l}+\sin\theta\right)} \quad (5)$$

$$\frac{(\sigma_{el}^{*})_3}{E_S} = \frac{K}{(1-{\nu_s}^2)}\left(\frac{t}{l}\right)^3 \frac{\left(1+4\frac{l}{h}\right)}{\cos\theta\left(\frac{h}{l}+\sin\theta\right)} \quad (6)$$

$$\frac{(\sigma_{pl}^{*})_3}{\sigma_{ys}} \approx 6.6\left(\frac{t}{l}\right)^{5/3} \quad (7)$$

Avec :

$t$ , $l$ et $h$: Épaisseur de paroi (mm), la longueur de paroi (mm) et la hauteur de paroi (mm)

$E_s$ et $\nu_s$: Module élastique (MPa) et coefficient de Poisson du papier Nomex

$K$ une constante représentant la fixation du nida ($K = 2.0$: nida libre, $K = 6.2$: un nida encastré)

### 5.1.2 Identification des mécanismes

La Figure 4.29 présente les résultats des essais de compressions CRP sur le nida 1. Ces essais permettent d'identifier les mécanismes responsables du comportement observé. Le module sécant de chaque boucle peut ainsi être analysé pour suivre l'évolution du module élastique et suivre la déformation résiduelle.

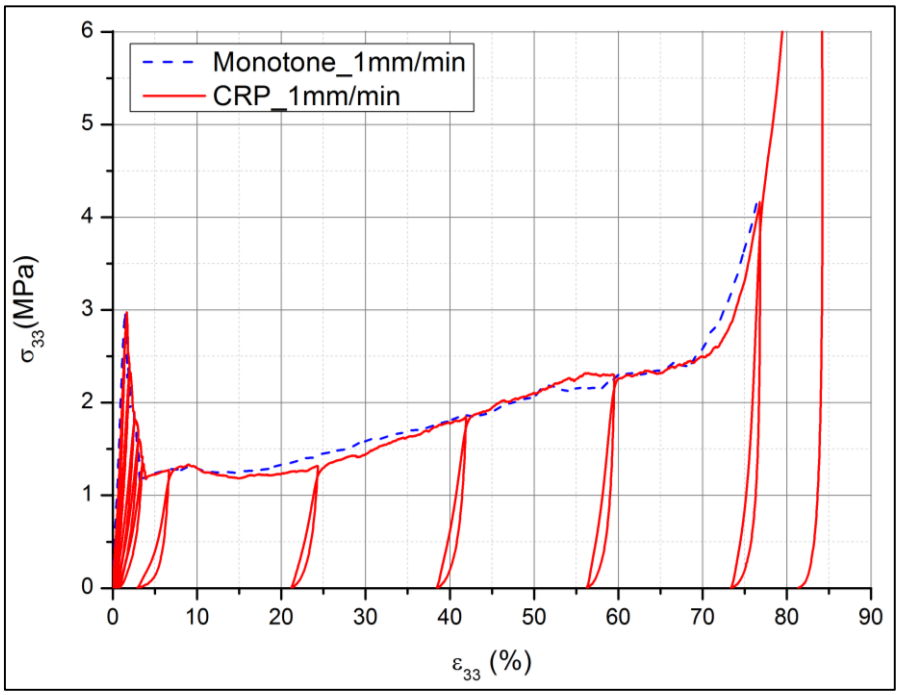



*Figure 4.29 : Courbe contrainte-déformation du nida Nomex 1 (64 kg/m$^3$) sollicité en compression monotone et CRP à une vitesse de 1 mm.min$^{-1}$*

L'évolution du module de compression en fonction de la déformation résiduelle est tracée en Figure 4.30. Pour les trois nida testés, la rupture en flambement se manifeste par une chute du module élastique dans le peak load. Pour les nida 2 et 3, le module semble ensuite être stable dans le plateau plastique et augmente dans la phase de densification. L'ajout de sphères creuses ne semble pas modifier l'évolution du module dans le peak et le plateau. Cependant, la densification, se manifeste par une augmentation du module, et intervient plus rapidement dans le cas des sphères. La forte densité du nida 128 kg.m$^{-3}$, induit un régime de densification immédiat après le flambement, qui confirme l'absence de plateau plastique.

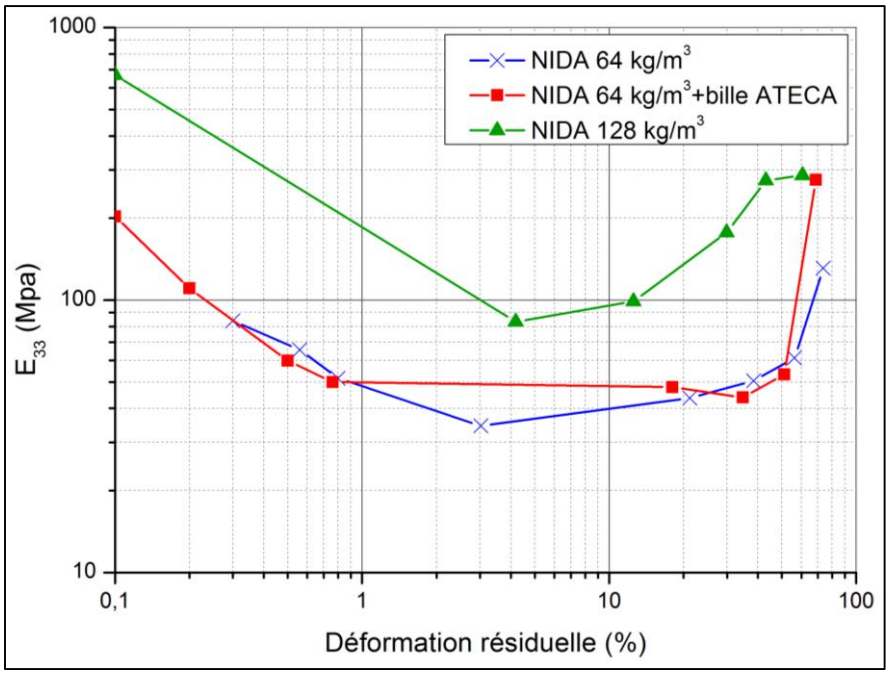



*Figure 4.30 : Courbe de l'évolution du module en fonction de la déformation résiduelle de différents nida sollicités en compression*

## 5.2 Résultats des essais de cisaillement

La Figure 4.31 présente les résultats des essais de cisaillement monotone et CRP dans les directions L et W du Nomex 1. Le nida possède une rigidité et une contrainte à rupture dans la direction L supérieure à la direction W. De plus, dans les deux cas une dégradation du module de cisaillement avec une déformation résiduelle peut être observée. Cette différence de comportement s'explique par le fait que le cisaillement W active un mécanisme de flambement des parois (Figure 4.32 (b)) alors que dans la direction L, la rupture est provoquée par le cisaillement fragile dans le plan des doubles parois (Figure 4.32 (a)).

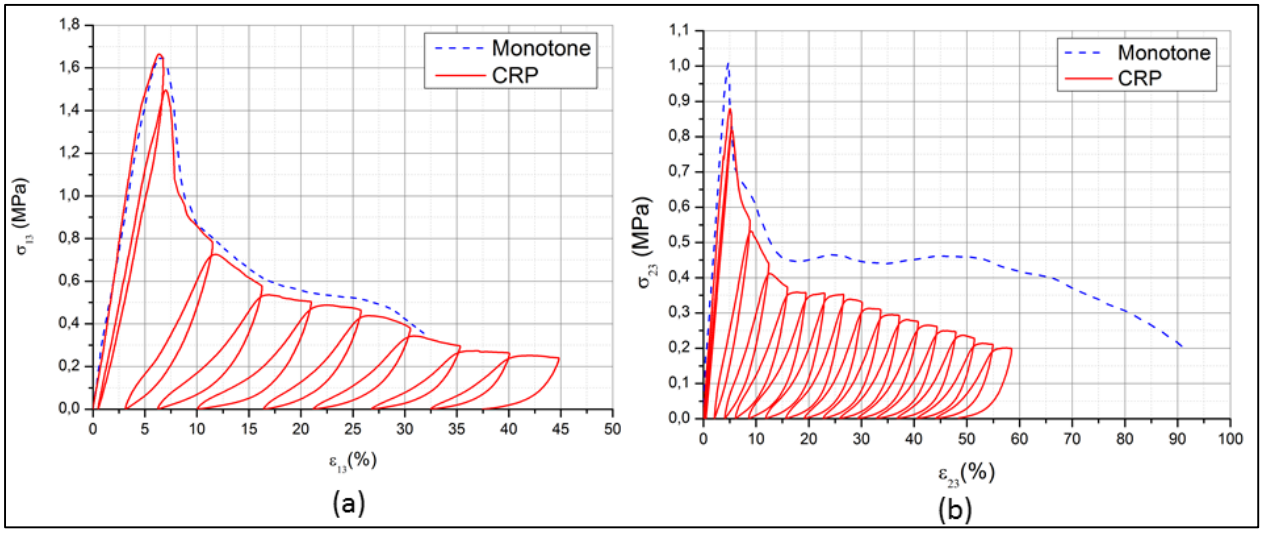



*Figure 4.31: Courbes contraintes-déformations d'un nida Nomex de densité 64 kg/m³ sollicité en cisaillement à une vitesse de 1 mm.min⁻¹ (a) Dans la direction L ; (b) Dans la direction W*

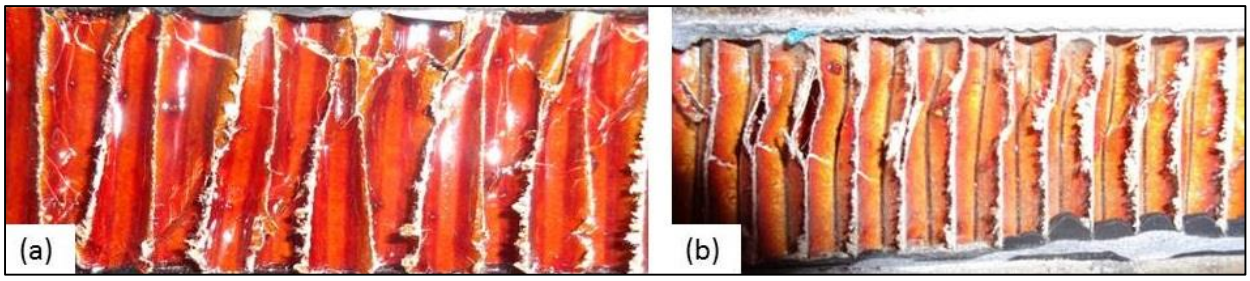



*Figure 4.32 : Faciès de rupture d'un nida Nomex de densité 64 Kg/m$^3$ sollicité en cisaillement à une vitesse de 1 mm.min$^{-1}$ (a) Dans la direction L ; (b) Dans la direction W*

L'exploitation des essais CRP dans la direction L et W a permis de tracer l'évolution du module en fonction de la déformation résiduelle en Figure 4.33. Deux cinétiques de dégradation peuvent être identifiées. La première cinétique, de 0% à 10%, est caractérisée par une perte de module rapide suivant une loi puissance ($y(x)= a\ (1+x)^b$). Cela correspond à l'initiation du flambement des cellules provoquée par le flux de cisaillement. La seconde cinétique, de type linéaire ($y(x)= a + bx$), correspond à la propagation des lèvres de la fissures aux cellules de proche en proche jusqu'à la rupture finale de l'éprouvette.

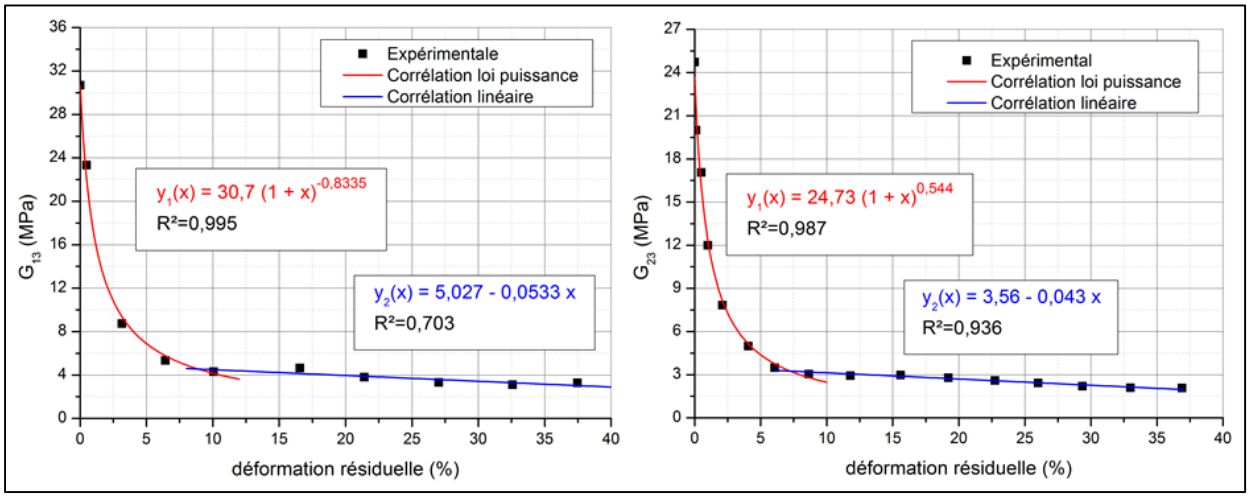



*Figure 4.33 : Courbe de l'évolution du module en fonction de la déformation résiduelle d'un nida Nomex de densité 64 kg/m$^3$ sollicité en cisaillement dans le sens L et dans le sens W à une vitesse de 1 mm.min$^{-1}$*

## 5.3 Effet de la vitesse de sollicitation

La Figure 4.34 compare les résultats des essais de compression et de cisaillement réalisés à 1 mm/min et 100mm/min sur le nida 1. Les résultats montrent qu'il n'y a pas sensibilité à la vitesse de sollicitation, en compression et en cisaillement, pour des vitesses comprises entre 1 et 100 mm/min. Cela parait cohérent par rapport aux observations faites par Marget [43]. Cette faible dépendance à la vitesse semble provenir de la résine phénolique. En effet, le caractère élastique fragile de la résine phénolique semble effacer la dépendance à la vitesse de déformation de l'aramide qui compose le papier Nomex [131], [132]. Le Nomex peut donc être considéré comme insensible à la vitesse lors d'impact basse vitesse.

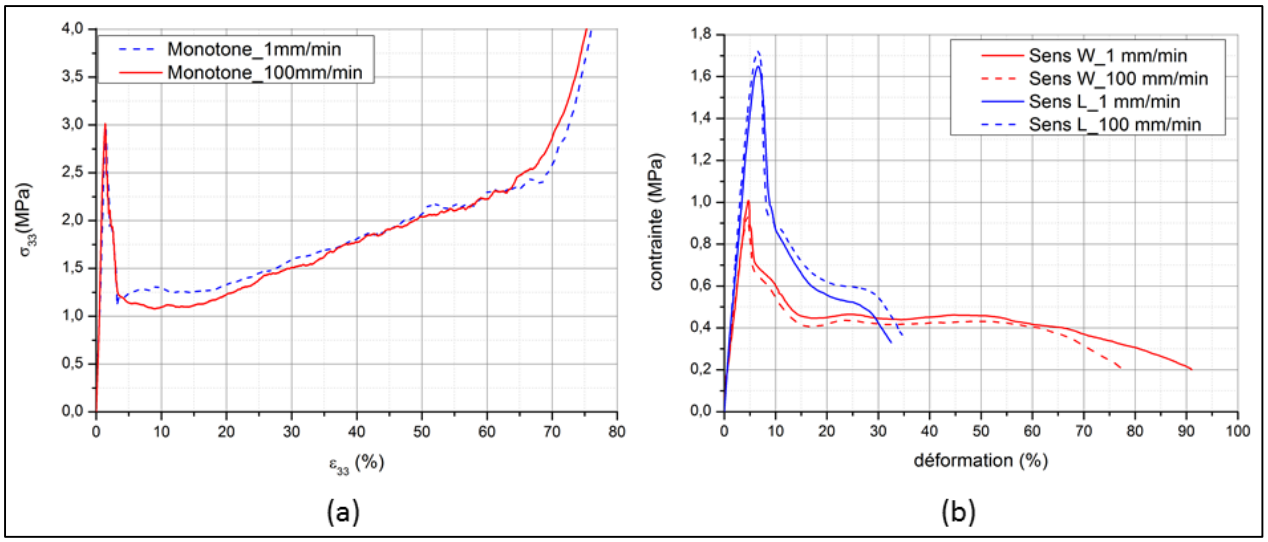



*Figure 4.34 : Courbe contrainte-déformation du nida Nomex 1 (64 kg/m$^3$) sollicité (a) en compression monotone ; (b) en cisaillement*

## 5.4 Bilan

Dans cette partie, le comportement du nida Nomex a été analysé. Les résultats d'essais de compression de trois nida différents ont été comparés. Il est apparu, qu'un nida de faible densité, permettait de répondre au mieux à la problématique de dissipation d'énergie avec un large plateau plastique. L'ajout de sphères creuses dans le nida permet d'augmenter le niveau du plateau plastique mais précipite la densification. Ce qui au final se rapproche du comportement d'un nida plus dense. De plus l'augmentation importante de la masse (+75%) rend cette solution non envisageable dans cette étude.

En compression, trois domaines ont été identifiés : le peak load (flambement), le plateau plastique et la densification. L'étude des mécanismes a montré que le pic de flambage se caractérise par une chute brutale du module, due au caractère fragile de la résine phénolique. Le plateau plastique, se caractérise par un module constant et par l'accumulation de déformation irréversible permettant de dissiper de l'énergie. La zone de densification, correspondant à l'entrée en contact entre les parois, et provoque une forte augmentation du module.

En cisaillement, deux modes différents ont été identifiés dans les deux directions caractéristiques du nida. Dans le sens L un cisaillement fragile des parois est observé, ce qui conduit un comportement linéaire élastique avec une dégradation du module et accumulation de la déformation plastique. Dans le sens W, le cisaillement active le flambement des parois conduisant à une charge à rupture plus faible que celle dans le sens L. Cette dernière observation confirme l'existence d'un couplage fort entre compression/cisaillement.

Le comportement du nida est donc complexe. La littérature a montré qu'il était possible de prédire analytiquement certaines des propriétés des âmes nida. Cependant ces données ne permettent pas de tenir compte du couplage compression/cisaillement. Ceci constitue un problème dans la prédiction du comportement sous une sollicitation multiaxiale comme un impact. La suite de l'étude consiste donc à élaborer un modèle matériau permettant de représenter les différents phénomènes mis en évidence afin de l'utiliser dans la simulation d'impacts.

# 6 Modélisation du comportement des âmes nida Nomex

L'étude bibliographique a montré un intérêt certain dans la modélisation du nida par des ressorts non-linéaires, en termes de compromis entre représentation des phénomènes et temps de calcul [42]. Dans ces travaux, les auteurs modélisent les arrêtes du nid d'abeille par une loi matériau prenant en compte un écrasement avec ou sans pic (Figure 4.35). Cette loi est pilotée par la rotation de la peau supérieure du nida. En effet, Aminda a montré qu'en bordure de l'indenteur la rotation de la peau provoque l'initiation du premier pli par cisaillement, ce qui court-circuite le pic d'instabilité en compression. Cette modélisation donne de bons résultats pour modéliser l'indentation. En revanche, le couplage entre cisaillement et compression étant inexistant dans les ressorts, l'auteur doit appliquer une force nodale équivalente pour obtenir une bonne corrélation avec les essais d'indentation. Ceci constitue un véritable problème pour l'utilisation d'un tel modèle pour le dimensionnement de structures.

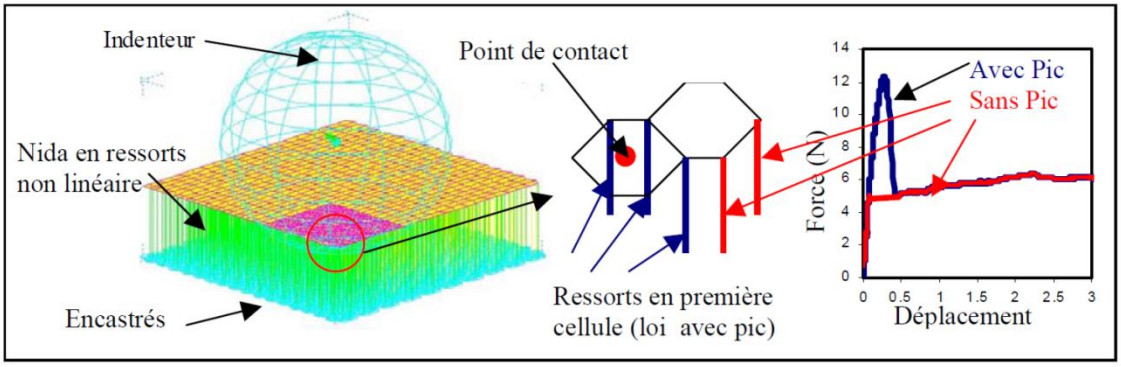



*Figure 4.35 : Modélisation de l'indentation d'un nida Nomex par un réseau de ressort non-linéaire [70]*

Dans le cadre de cette étude, il a donc été décidé de modéliser le nid d'abeilles avec des ressorts non-linéaires avec une modification notable. Celle-ci consiste à prendre en compte le cisaillement transverse et introduire un couplage entre cisaillement et compression. Ainsi, ce couplage permet de modéliser le cisaillement local du Nomex provoqué par la rotation de la peau. La loi matériau sera donc pilotée par le couplage compression/cisaillement et non par la rotation de la peau, ce qui permet d'envisager l'utilisation de ce modèle dans un contexte industriel.

## 6.1 Endommagement et plasticité

Lors des essais en compression, trois zones ont été identifiées : le peak load, le plateau plastique et la densification. De même, en cisaillement, deux zones distinctes ont été mises en évidence : élastique et élasto-plastique. Afin de représenter ces différentes cinétiques, la cellule du nida est représentée par la superposition de deux types de ressorts. Ils sont disposés aux jonctions des cellules (appelées « bord de plateau ») qui sont responsables de la rupture instable du Nomex. Le peak load en compression ainsi que l'initiation de la rupture en cisaillement sont représentés par un ressort de type linéaire élastique endommageable. Tandis que, le plateau plastique de compression ainsi que la plasticité et la rupture finale en cisaillement sont gérées par un ressort de type linéaire-élasto-plastique-endommageable (Figure 4.36).

La zone de densification, prenant peu d'importance dans la dissipation d'énergie et dans un souci de simplification du modèle, il a été décidé de ne pas intégrer cet aspect dans la loi matériau des ressorts. La rigidification induite par la densification, sera prise en compte, comme étant l'entrée en contact de la peau supérieure du sandwich avec la peau inférieure.

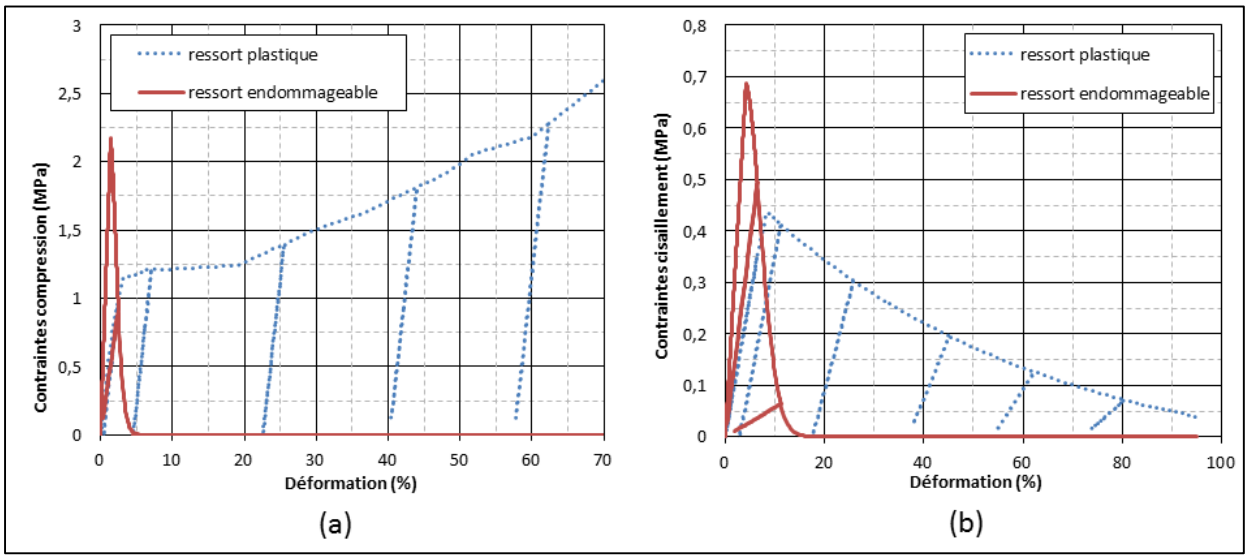



*Figure 4.36 : Modélisation du nida Nomex par 2 type de ressorts : (a) Sollicité en compression ; (b) Sollicité en cisaillement*

L'endommagement des ressorts plastiques a pour but de représenter la propagation du cisaillement cellule par cellule. Ainsi, les propriétés en cisaillement sont dégradées via une variable d'endommagement $d_{cis}$ (Eq(8) et Eq(9)). L'initiation de l'endommagement est fonction du cisaillement dans la direction L et W du nida (Eq(11)) et suit une évolution de type exponentiel (Eq(10)).

$$G_{13,plastique} = [1 - d_{cis}]G_{13,0} \quad (8)$$

$$G_{23,plastique} = [1 - d_{cis}]G_{23,0} \quad (9)$$

$$d_{cis} = \frac{1 - e^{-\alpha \frac{P_{(u)} - u_0}{u_f - u_0}}}{1 - e^{-\alpha}} \quad (10)$$

$$P_{(u)} = max\left(\frac{u_{13}}{u_{13}^f}, \frac{u_{23}}{u_{23}^f}\right) \quad (11)$$

Avec,

$\alpha$, l'exposant de la fonction exponentielle pilotant la rupture du ressort

$u_0$, le déplacement correspondant à l'initiation de l'endommagement

$u_f$, le déplacement à rupture du ressort

$G_{ij,0}$ et $G_{13,plastique}$ les modules de cisaillement initiaux et modules endommagés

## 6.2 Couplage compression/cisaillement

Les lois non-linéaires implémentées dans les ressorts permettent de modéliser le nida Nomex pour des sollicitations élémentaires telles que la compression ou le cisaillement. Afin de rendre compte du couplage compression/cisaillement lors de sollicitation multiaxiale, une variable a été implémentée dans le but de piloter la rupture du ressort élastique endommageable. Les propriétés élastiques sont donc dégradées par une variable $d_3$ suivant les équations Eq(12), Eq(13) et Eq(14). L'initiation de l'endommagement est pilotée par une fonction quadratique $P_{(u)}$, couplant cisaillement et compression, explicitée en Eq(15). L'évolution de l'endommagement est pilotée par une fonction linéaire présentée en Eq(16).

$$E_{33,élastique} = [1 - d_3]E_{33,i} \quad (12)$$

$$G_{13,élastique} = [1 - d_3]G_{13,i} \quad (13)$$

$$G_{23,élastique} = [1 - d_3]G_{23,i} \quad (14)$$

$$P_{(u)} = \sqrt{\left(\frac{\sigma_{33}}{S_{33}}\right)^2 + \left(\frac{\sigma_{13}}{S_{13}}\right)^2 + \left(\frac{\sigma_{23}}{S_{23}}\right)^2} \quad (15)$$

$$d_3 = \frac{P_{(u)-u_0}}{u_{f-u_0}} \quad (16)$$

Avec,

$u_0$, le déplacement correspondant à l'initiation de l'endommagement

$u_f$, le déplacement à rupture du ressort

$E_{ij,0}$ et $E_{ij,éastique}$ les modules de cisaillement initiaux et modules endommagés

## 6.3 Identification du modèle

Les variables du modèle sont identifiées aux moyens des essais de caractérisations. La Figure 4.37 (a) présente une comparaison du modèle matériau identifié et des données expérimentales d'un nida Nomex de densité 64 kg/m$^{-3}$ sollicité en compression pure. La dégradation du module élastique ainsi que la plasticité permettent de bien rendre compte des deux premières phases : le peak load et le plateau plastique. En revanche le régime de densification n'ayant pas été pris en compte, la rigidification observée en fin d'essai n'est pas corrélée. Ce phénomène ne sera pas abordé dans cette étude, mais pourrait être modélisé en intégrant une élasticité non-linéaire dans le ressort élasto-plastique.

La Figure 4.37 (b) présente les résultats d'identification du nida sollicité en cisaillement. La dégradation de la rigidité ainsi que la déformation plastique sont bien représentées. Sur les deux identifications, l'hystérésis des boucles liée au frottement des lèvres des fissures en cisaillement et au frottement entre les plis de flambage n'est pas prise en compte. Comparativement aux mécanismes mis en jeu, l'influence de l'hystérésis sur l'énergie dissipée reste minime, cela ne devrait donc pas interférer dans les simulations d'impact.

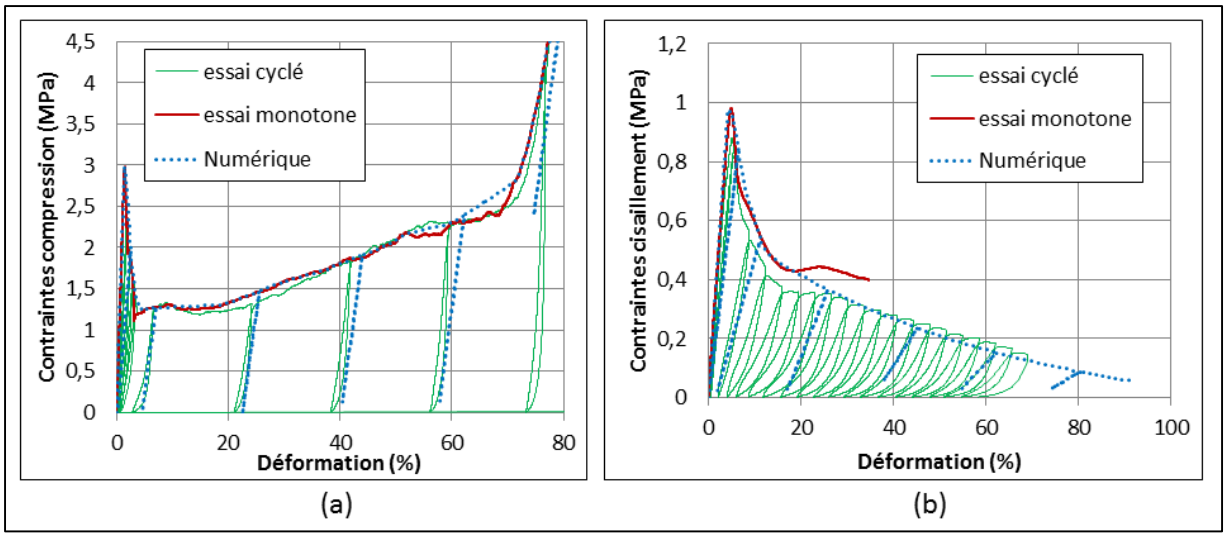



*Figure 4.37 Comparaison des courbes contraintes-déformations obtenues à partir des essais et à partir du modèle numérique du nida Nomex densité 64 kg.m$^{-3}$ : (a) Sollicité en compression ; (b) Sollicité en cisaillement sens W du nida*

# 7 Synthèse du comportement des matériaux du sandwich

Dans ce chapitre, l'ensemble des matériaux constituant le sandwich a été caractérisé par différents essais mécaniques.

Les matériaux constitutifs des peaux, le carbone et le Kevlar/lin, ont été caractérisés par des essais de traction, compression et flexion tandis que les âmes Nomex ont été caractérisées par des essais de compression et cisaillement. Les essais monotones ont permis d'obtenir les grandeurs caractéristiques telles que le module élastique, le coefficient de Poisson, la contrainte et déformation à rupture. Les essais CRP ont permis d'identifier et quantifier les mécanismes de plasticité et d'endommagement pouvant s'initier au sein du composite. L'ensemble de ces essais a permis de constituer la base de données nécessaire à la création d'un modèle matériau destiné au calcul numérique.

Bien que les tissus soient équilibrés dans leurs directions, une différence non négligeable de module d'élasticité et de contrainte à rupture est observable. Cet écart provient de la différence de tension entre les fils de chaines et de trames induit lors du procédé de tissage. Cette différence de tension modifie l'ondulation des fibres conduisant à des fibres plus alignées dans l'axe de chaine que dans l'axe de trame, ce qui impacte les propriétés mécaniques du composite.

Le composite carbone a montré un comportement élastique fragile dans le sens fibres (sens trame et sens chaine). Aucun mécanisme d'endommagement ou une quelconque plasticité n'ont été mis en évidence. En revanche, dans la direction à 45° des fibres, le carbone possède un comportement élasto-plastique-endommageable.

Le composite hybride Kevlar/lin a montré un comportement fortement non-linéaire dans le sens des fibres et également dans le plan +/-45°. Dans le sens des fibres, en traction, l'addition de mécanismes d'endommagement (déchaussement), de plasticité et de viscoplasticité sont les principaux responsables du comportement observé. Le couplage des essais de flexion à la simulation numérique a également permis de mettre en évidence une dissymétrie traction/compression en terme de modules et de contrainte à rupture. Il a été montré que cette différence provenait essentiellement de la sensibilité à la compression de la fibre d'aramide. Enfin des essais de traction à plus haute vitesse ont mis en évidence une sensibilité à la vitesse de déformation. La vitesse de déformation imposée ($\dot{\varepsilon} = 0.01\ s^{-1}$) reste faible par rapport à celle atteinte lors des essais de masse tombante ($\dot{\varepsilon} = 100\ s^{-1}$). Cependant, dans la plupart des études d'impact basse vitesse, le faible gain de précision apporté par la prise en compte de cette dépendance conduit souvent à la négliger.

Les matériaux d'âmes, conformément à la bibliographie, ont démontré la dépendance de leurs propriétés mécaniques à leur densité relative. L'ajout de sphères creuses au sein du nida augmente la contrainte de plateau plastique et induit un régime de densification plus précoce. Le nida Nomex semble insensible à la vitesse de déformation ce qui correspond aux observations de la littérature. Ces essais ont permis l'élaboration d'une loi de comportement intégrant un couplage compression/cisaillement.

# Partie 5: Impact de semi-structures : Caractérisation et modélisation

L'objectif de ce chapitre est de comprendre et identifier les mécanismes dissipatifs s'initiant dans un matériau sandwich hybride dissymétrique subissant un chargement dynamique de type choc généré par un crash aéronautique. Un outil de simulation numérique intégrant les phénomènes d'endommagement et de viscosité est élaboré pour permettre la conception des structures d'absorption.

## 1 Comportement sous impact des semi structures

Cette partie a pour but d'évaluer avec des expérimentations spécifiques, le comportement des matériaux sous une sollicitation dynamique. L'objectif est d'identifier les modes de rupture et de découpler les mécanismes pouvant s'initier dans un composite sandwich. Ainsi des essais d'impact sont réalisés sur des semi-structures de plus en plus complexes :

- concept 1 : impact sur laminé hydride pour évaluer les mécanismes dans les unidirectionnels stratifiés et comparaison avec un laminé carbone
- concept 2 : impact sur sandwich carbone (appui plan rigide et flexion) pour identifier les mécanismes dans le Nida et la liaison Nida composite,
- concept 3 : impact sur sandwich dissymétrique hybride (appuis plan et flexion) pour évaluer le rôle des fibres.

### 1.1 Concept 1 : Impact sur laminé monolithique carbone et hybride

Le but de ce concept est d'évaluer le comportement à l'impact du composite hybride et d'évaluer ses avantages et inconvénients par rapport à un composite CFRP classique connu pour sa sensibilité à l'impact.

#### 1.1.1 Comportement à l'impact du composite hybride Kevlar/lin

La courbe représentative du signal de force et du signal d'accélération est présentée sur la Figure 5.1. Des chutes du signal de force sont observées en même temps que de fortes oscillations du signal de l'accéléromètre. Il a été démontré dans la littérature que ces phénomènes sont synonymes d'un endommagement sévère: rupture des fibres et délaminage [146]. Des ruptures matricielles et des ruptures de fibres sont observées sur la face opposée à l'impact par inspection visuelle et par analyse tomographie-RX présentée à la Figure 5.2. D'autre part, plusieurs micro-flambements de fibres de Kevlar sont visibles sur la face impactée. Les dommages sont confinés proche de la verticale de l'impacteur. Ces mécanismes de rupture sont identiques à ceux identifiés lors des essais de flexion trois points. Cette observation suggère que la cinétique d'endommagement semble commencer par le flambement des fibres sur la face impactée en raison des contraintes de compression. Ces micro-flambements ont pour effet de diminuer la rigidité de la partie comprimée du laminé ce qui provoque un déplacement de la fibre neutre. La modification de l'état des contraintes conduit à la rupture en traction des fibres sur la face opposée (Figure 5.2 (c); (d)). La rupture des fibres introduit plusieurs fissures matricielles qui se propagent induisant une initiation de délaminage. Ces dommages ne sont pas caractéristiques des dommages d'impact observés sur les stratifiés composites épais (supérieure à 5 mm). En effet, dans un stratifié épais, l'endommagement est

localisé près de la face d'impact et forme un cône alors que dans un stratifié mince (de l'ordre de 1 mm), les dommages sont localisés sur le côté opposé de l'impact formant un cône inversé[147]. De plus, le mécanisme de délaminage est très peu présent alors que dans les impacts sur composite carbone, il constitue le mécanisme prédominant qui a suscité de nombreux travaux pour prédire son apparition [32], [58]. Cette différence peut s'expliquer par l'énergie d'activation de délaminage, plus grande dans le cas des composites à fibres naturelles que dans le cas des composites à fibres synthétiques [148]. En effet, des essais comparatifs de délaminage de type GIC entre un composite lin et un composite verre (Figure 5.3) ont montré que les microfibrils composant la fibre de lin créent de véritables pontages entre les plis constituant ainsi un frein à la propagation de délaminage au sein du laminé.

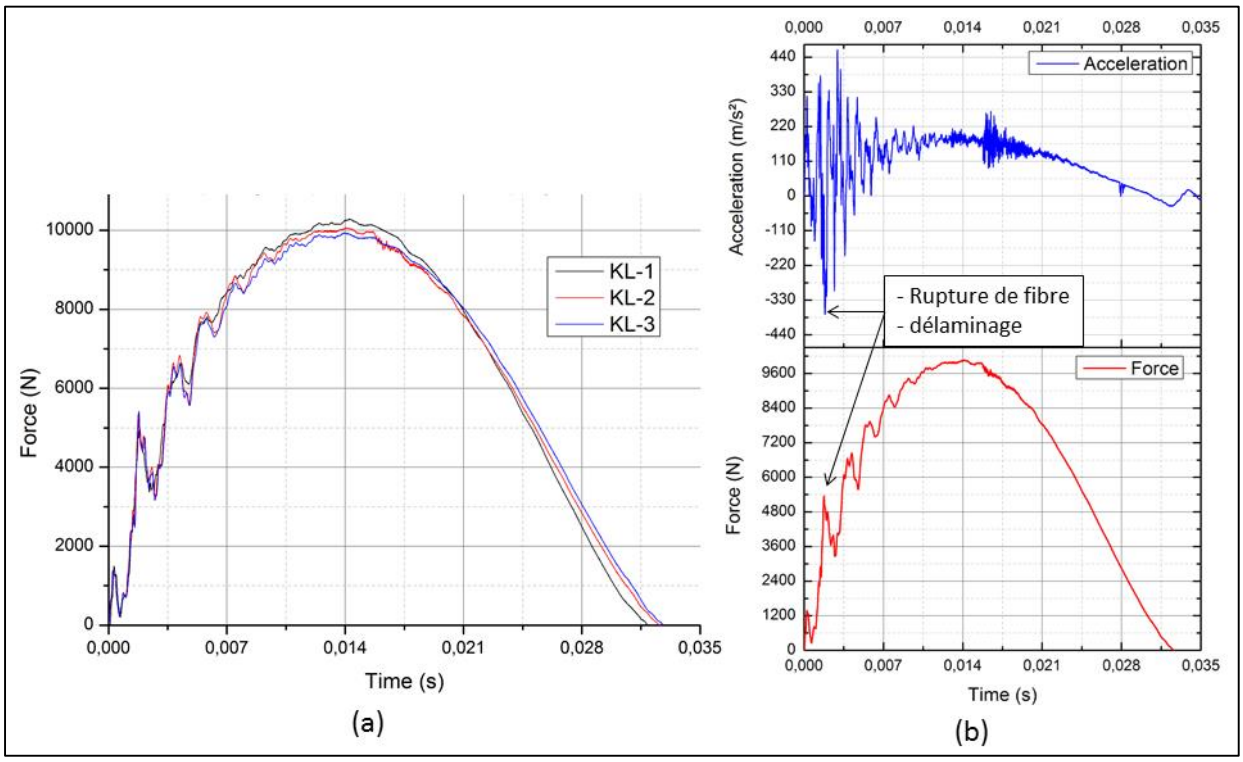



*Figure 5.1 : Résultats d'un impact masse tombante sur un stratifié Kevlar-lin/époxy avec une masse de 70 kg avec une vitesse de 2m.s$^{-1}$: (a) force d'impact mesurée sur 3 éprouvettes; (b) accélération et force en fonction du temps pour une éprouvette*

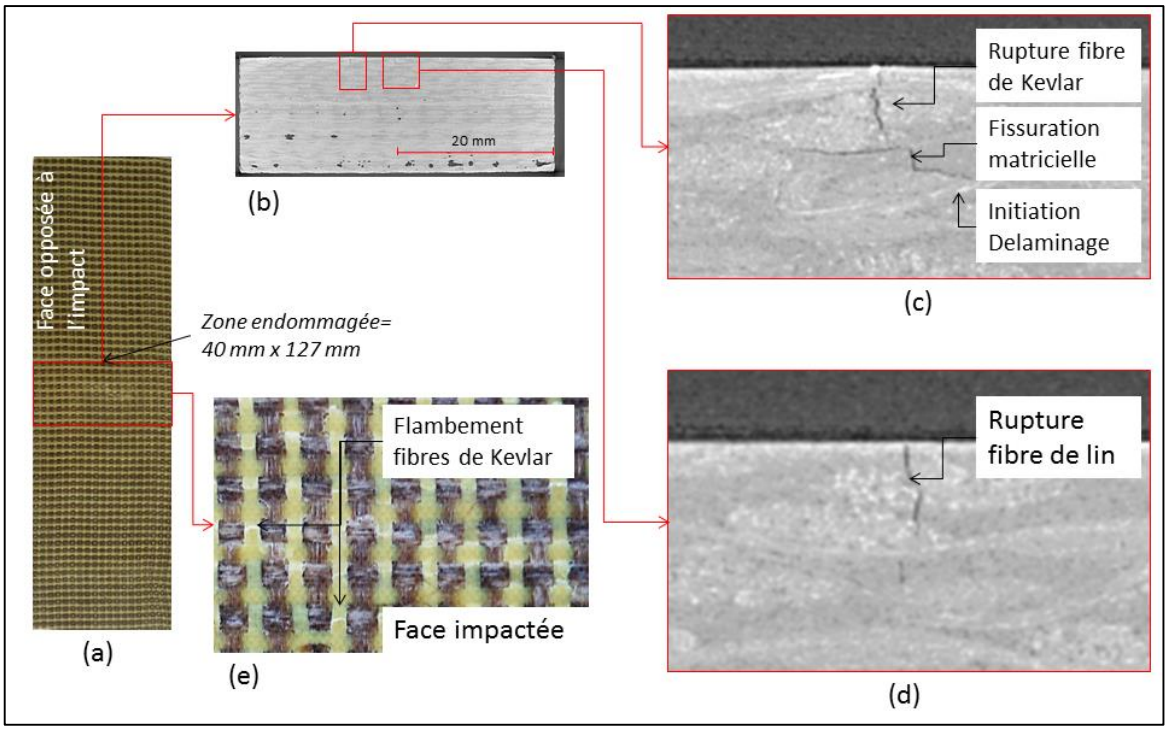



*Figure 5.2 : Photographie de dommages identifiés par la tomographie X-Ray après un impact à 2 m.s$^{-1}$ avec un impacteur de masse 70 kg sur un stratifié hybride à orientation 0 °: (a) photographie de la face arrière de l'éprouvette; (b) Tomographie de la zone endommagée; (c) Rupture de fibres de Kevlar avec fissuration matricielle et initiation du délaminage; (d) Rupture de fibres de lin; (e) Photographie du flambement de fibres d'aramide sur la face impactée*

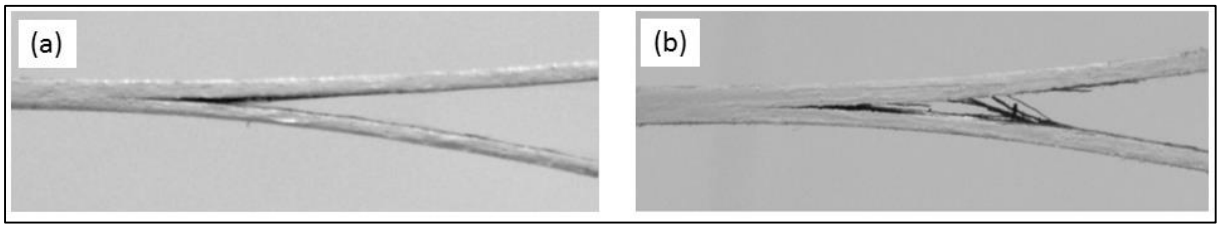



*Figure 5.3 : Photographie d'essai de délaminage de type GIC sur composite à base de résine phénolique renforcé par: (a) Verre; (b) Lin [148]*

### 1.1.2 Comparaison carbone/hybride

Des essais d'impact à 2.5 m.s$^{-1}$ sont réalisés sur des laminés carbone/époxy et sur le composite hybride de même épaisseur. Les résultats sont comparés en Figure 5.4. L'énergie dissipée par le kevlar/lin est supérieure de 10% à l'énergie dissipée par le composite carbone (Figure 5.4 (b)). Cette différence s'explique par la plus grande déformabilité du kevlar/lin, en effet le déplacement mesuré est supérieur de 25% à celui du carbone. Dans les deux cas, une brusque chute de force est observée, signe d'un délaminage important (Figure 5.4 (a)). La plus grande capacité dissipative du kevlar/lin permet de limiter la force d'impact et provoque un temps de contact plus long (Figure 5.4 (b)).

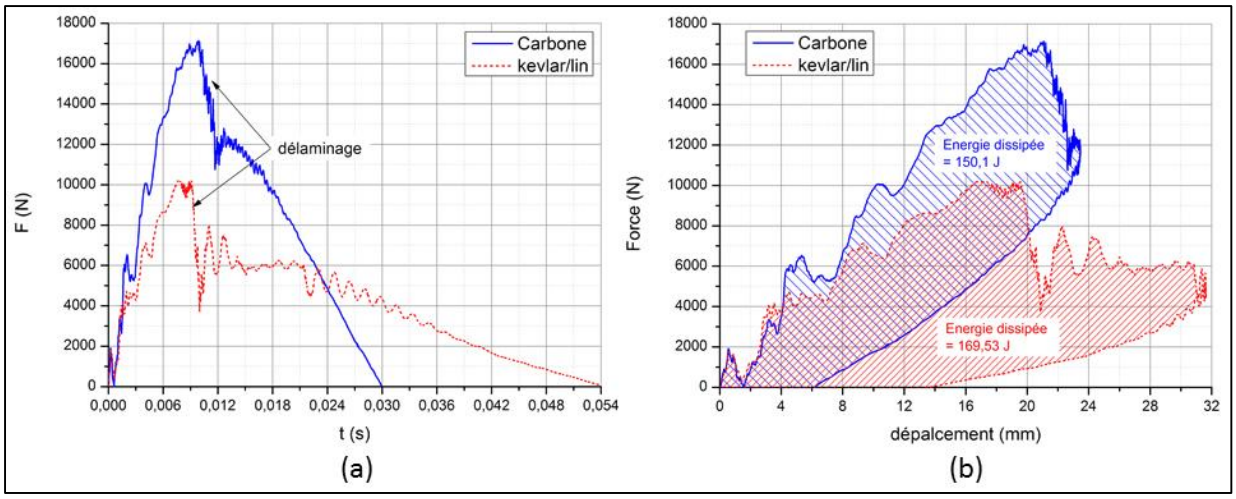



*Figure 5.4 : Comparaison de la réponse à un impact à 2.5 m.s$^{-1}$ d'un laminé carbone et d'un laminé kevlar/lin (a) Force d'impact en fonction du temps ; (b) Energie dissipée lors de l'impact*

Une analyse des mécanismes responsables de la dissipation d'énergie est réalisée. L'analyse des faciès de rupture montre deux mécanismes de rupture différents. Pour le carbone, l'impact induit une rupture des fibres en compression sur la face impactée (Figure 5.5(a)). La rupture des fibres provoque ensuite un délaminage observable en Figure 5.5(b). La zone endommagée est contenue dans une bande de 15 mm sur toute la largeur de l'éprouvette et confinée proche de la surface impactée.

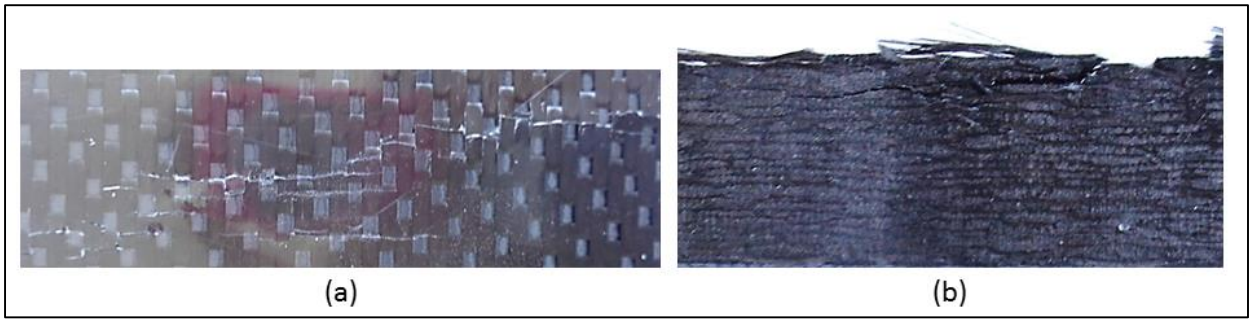



*Figure 5.5 : Faciès de rupture d'un laminé carbone après un impact de 218 J à 2.5 m.s$^{-1}$: (a) Rupture de fibre en compression de la face impactée; (b) Délaminage proche de la face impactée*

Sur le laminé hybride, la zone endommagée est plus importante avec une bande de 90 mm sur toute la largeur de l'éprouvette. De plus, l'endommagement est plus étendu dans l'épaisseur, avec deux zones présentant des mécanismes différents : face impactée et face opposée. Tout d'abord, sur la face impactée, des micros flambages de fibres de kevlar sont observables en Figure 5.6(b) ainsi que des ruptures de fibres en traction sur la face opposée à l'impact (Figure 5.6(d)). Cette rupture provoque la propagation de fissures matricielles dans l'épaisseur de l'éprouvette conduisant à l'apparition du délaminage (Figure 5.6 (c)). Ce scénario de rupture est très proche de celui identifié en flexion 3 points. De plus, il semble qu'un délaminage s'initie également depuis les bords de l'éprouvette (Figure 5.6 (e)). Il est possible, qu'étant donnée l'épaisseur importante du laminé, les contraintes de cisaillement maximales au centre de l'éprouvette conjuguées aux imperfections des bords conduisent à des concentrations de contraintes provoquant l'initiation d'un tel délaminage.

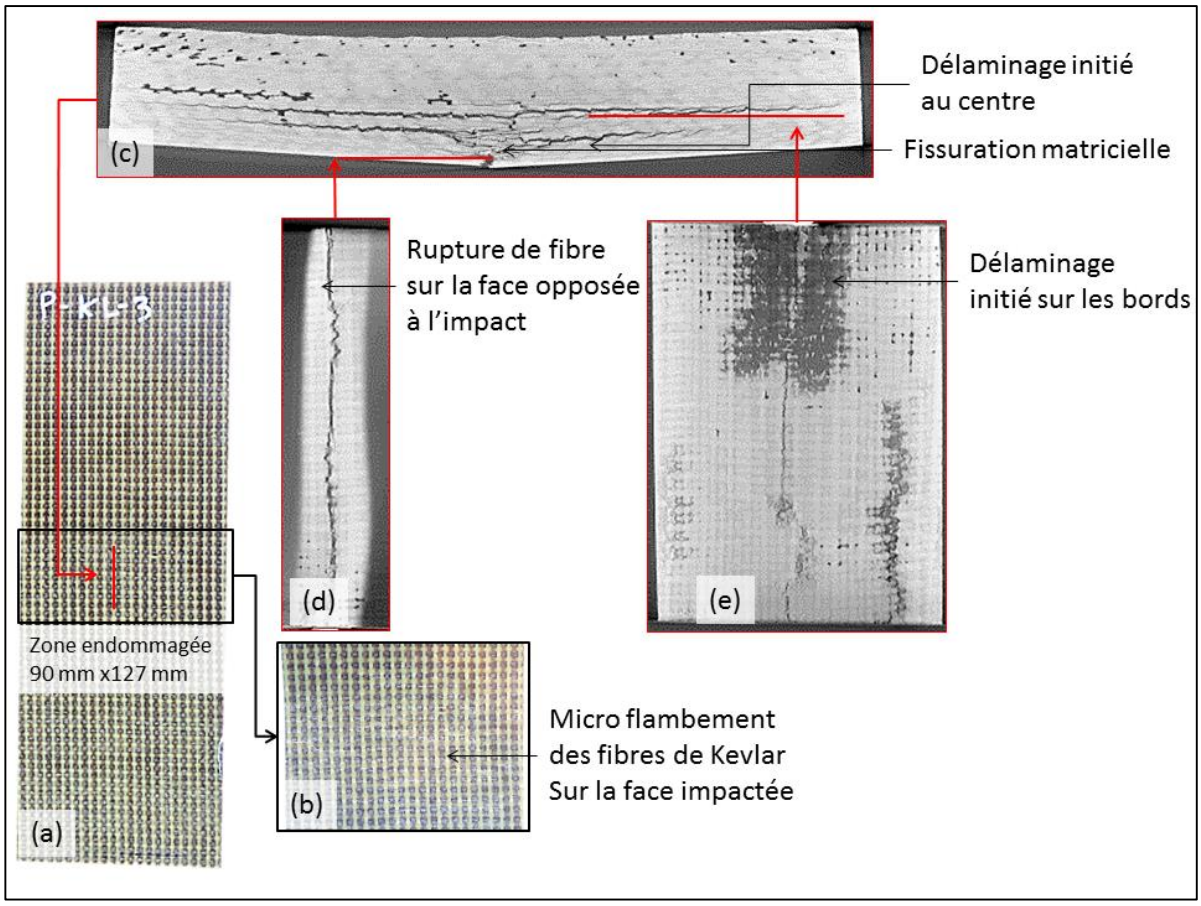



*Figure 5.6 : Faciès de rupture d'un laminé kevlar/lin après un impact de 218 J à 2.5 m.s$^{-1}$: (a)Photographie de l'éprouvette après impact ; (b) Micro flambage des fibres de kevlar sur la face impactée; (c) Tomographie de la zone endommagée;(d) Coupe tomographique montrant la rupture de fibre en traction sur la face opposée à l'impact; (e) Coupe tomographique montrant l'étendue de la zone délaminée initiée sur les bords*

### 1.1.3 Bilan

En chargement de type impact, il apparait qu'à iso épaisseur, le composite hybride dissipe plus d'énergie qu'un laminé carbone. De plus en considérant la faible densité du composite hybride qui est de 1.3 par rapport au carbone qui est de 1.6, cela confère au kevlar/lin une capacité d'absorption spécifique remarquable. L'analyse des modes de ruptures a permis d'identifier l'origine de cette différence, avec, notamment, une zone endommagée de l'hybride plus grande que celle du carbone. Le mode de rupture de l'hybride dans la direction des fibres est caractérisé par une dégradation progressive de la rigidité et de la déformation plastique, ce qui permet d'amortir progressivement le choc. Ce qui n'est pas le cas du carbone, caractérisé par une forte rigidité conduisant à une force de contact élevée et une rupture fragile. Enfin, une autre hypothèse avancée dans la littérature, serait que l'énergie de délaminage de l'hybride serait supérieure à celle du carbone, en raison des nombreux pontages de fibres de lin pouvant s'opposer à la propagation du délaminage.

Dans un souci de temps et coût matériaux, il n'a pas été possible de réaliser d'autres essais. Il serait nécessaire de caractériser les propriétés inter-laminaire de l'hybride pour les comparer aux données de la littérature sur le composite lin, kevlar et carbone. De plus, étant donnée la forte différence de rigidité entre le carbone et le kevlar/lin, comparer le comportement à l'impact à iso-raideur par rapport à un laminé carbone, pourrait être utile. Enfin, étant donné le caractère amortissant de ce

composite, il serait intéressant d'évaluer son potentiel dans une problématique de tolérance aux dommages à de faibles impacts faisant souvent défaut au carbone.

## 1.2 Concept 2 : impact sur sandwich carbone/Nomex

Le but de ce concept est d'appréhender le comportement à l'impact d'un sandwich carbone avec une âme Nomex. Pour évaluer les différents couplages pouvant opérer, les sandwichs sont testés selon deux configurations : appui-plan rigide et flexion. Ces essais permettent également de valider l'apport du sandwich dissymétrique en flexion.

### 1.2.1 Configuration 1 : Appui-plan

L'objectif ici est d'évaluer les effets de la densité du nida sur la dissipation d'énergie. Pour cela, des sandwichs symétriques sont réalisés avec des peaux fines en carbone et avec les trois âmes testés dans cette étude (Cf Partie 3:2.2). Le sandwich est impacté à $2m.s^{-1}$ en configuration appui-plan rigide.

**Comportement à l'impact :**

Les courbes présentées en Figure 5.7 comparent les résultats obtenus pour les trois sandwichs. Le Nida de faible densité dissipe 30% plus d'énergie que le nida dense. Le nida rempli de sphère creuse dissipe un niveau d'énergie intermédiaire entre les deux densités de nida. Les différents niveaux d'énergie absorbés s'expliquent par l'intervention du régime de densification pendant la compression du nida. En effet, les essais de compression ont montré que, dans le nida qui est dense, le régime de densification intervient très tôt, ce qui augmente la contrainte de compression. Lors de l'impact, il se produit le même phénomène entrainant une force d'impact pour le nida dense deux fois plus grande que le nida de faible densité. Il apparait que l'ajout de sphère creuse, semble précipiter le régime de densification diminuant ainsi le plateau plastique et conduisant à une baisse de l'énergie dissipée avec une augmentation de la force d'impact. L'apport des billes n'est pas celui attendu pour ce type de sollicitation car elles conservent en grande majorité leur intégrité.

Il est important de noter une variation de force à 10 000N au début de l'essai sur les trois nida. Il semble que cela provienne de jeux mécaniques subsistant dans l'ensemble de l'impacteur et, ou de frottements de l'impacteur sur les guidages. En effet, les essais de calibration de l'essai de masse tombante, sur plaques rigides, ont montré des variations au même seuil de force.

En revanche un changement de pente est observable sur les trois nida pour des seuils de force différents. L'analyse des images fournies par la caméra rapide a permis d'identifier la cinétique de rupture des sandwichs. Ainsi pour les trois références, la rupture de la peau supérieure entraine un décollement local de la peau supérieure (Figure 5.8). Cette rupture est responsable de l'inflexion

visible sur les courbes force-déplacement.

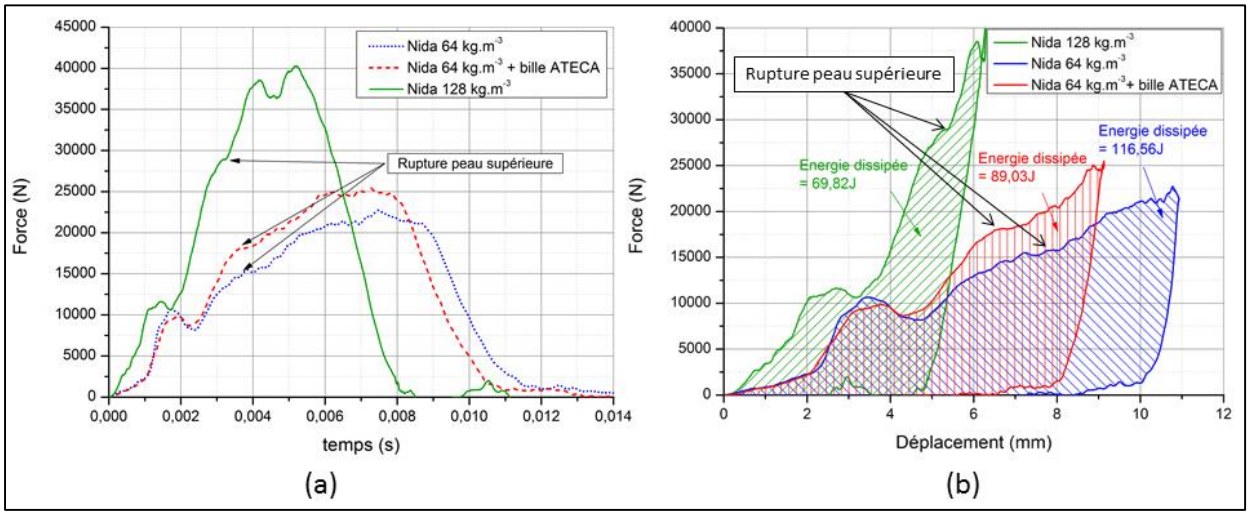



*Figure 5.7 : résultats d'essais d'impact à 2m.s$^{-1}$ de trois âmes nida différentes en configuration appui-plan rigide (a) Courbe force/temps ; (b) Courbes force/déplacement*

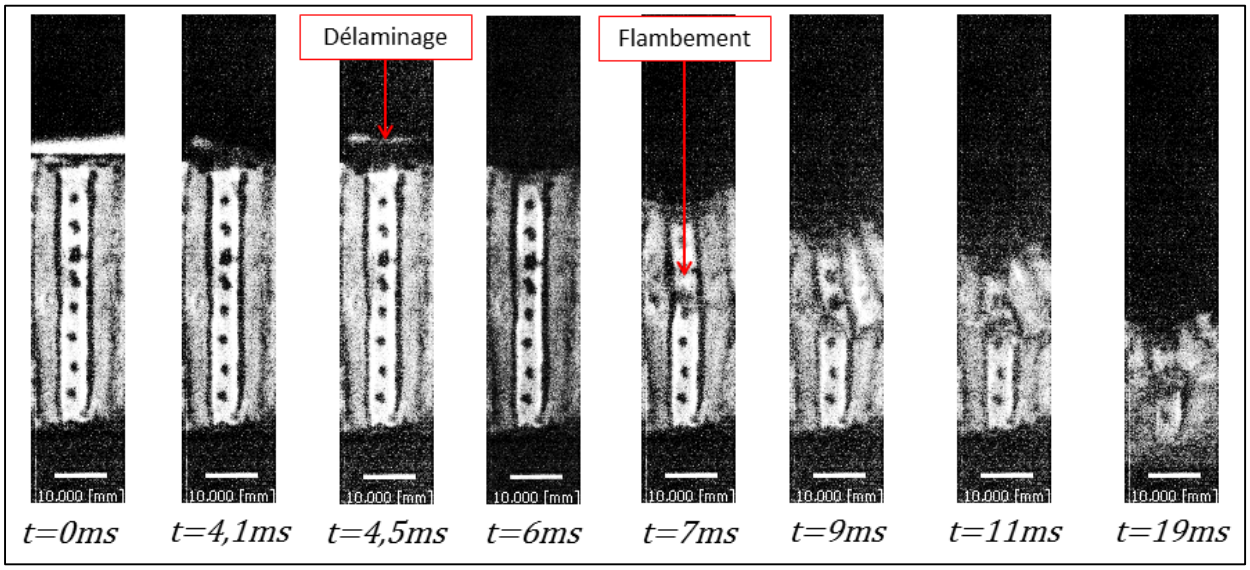



*Figure 5.8 : Cinétique d'endommagement obtenu par caméra rapide pendant un essai d'impact à 2 m.s$^{-1}$ sur sandwich (densité 64 kg.m$^{-3}$) en configuration appui-plan rigide*

**Fractographie :**

Afin de comprendre les mécanismes s'initiant au sein du sandwich, des analyses tomographies aux rayons X sont réalisées après l'impact. Ces analyses mettent en évidence un faciès de rupture différent pour les trois nida testés. En Figure 5.9, le nida dense montre une rupture fortement localisée au point d'impact. Le mécanisme principal identifié est la rupture des cellules par décollement des doubles parois, avec un flambement limité à un seul lobe. L'indentation de la peau supérieure ne semble pas avoir occasionnée le cisaillement des cellules Nomex. Le décollement peau/âme reste localisé dans la zone de rupture de la peau supérieure, proche des bords.

En Figure 5.10, le nida faible densité montre une zone endommagée plus grande avec un décollement accru des doubles parois et un flambement plus développé avec plusieurs lobes. La

rupture de la peau et le décollement de la peau supérieure reste localisée sur le bord de l'éprouvette.

Enfin, en Figure 5.11, le nida rempli de sphères creuses montre des mécanismes similaires au nida faible densité avec le décollement des doubles parois et le flambement multilobe. La zone endommagée est en revanche plus restreinte avec la rupture des billes localisées près de la peau impactée. Les billes semblent avoir freinés le développement des lobes de flambement, ce qui explique l'augmentation de la force d'impact observée sur les courbes.

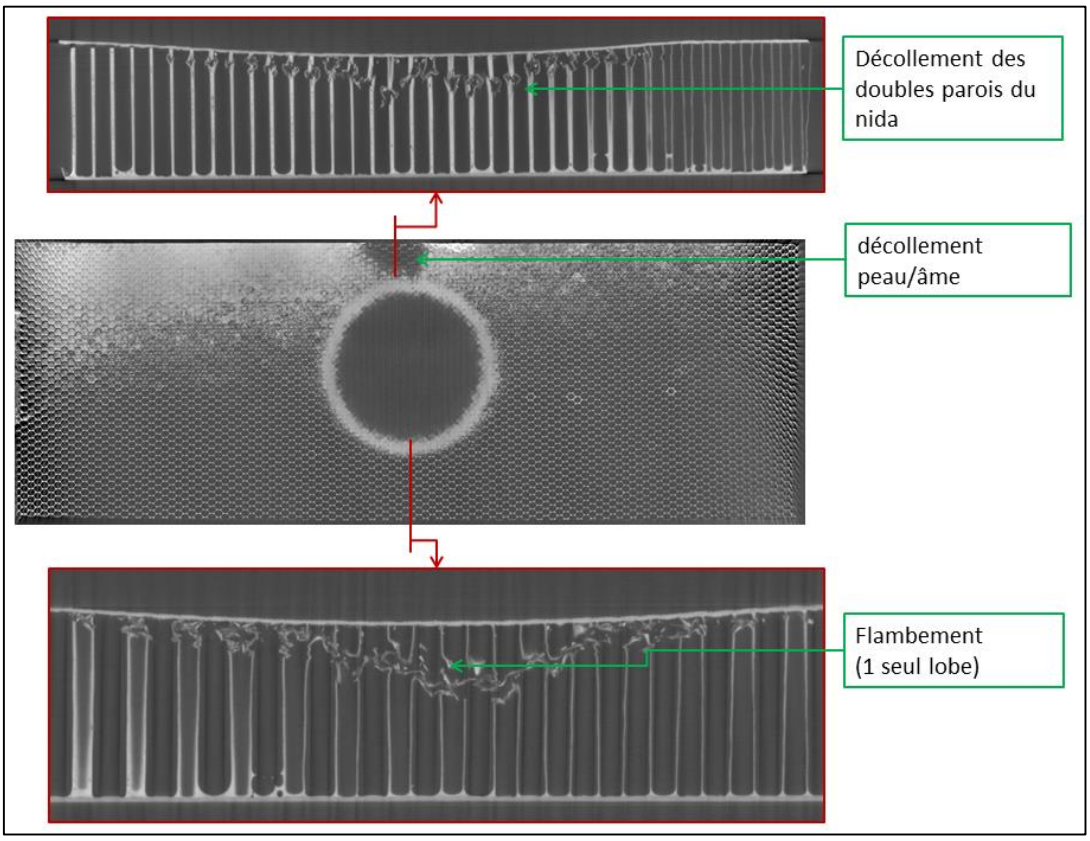



*Figure 5.9 : Analyse tomographique R-X après un impact à 2m.s$^{-1}$ en configuration appui-plan rigide sur un sandwich carbone avec une âme Nomex de densité 128 kg.m$^{-3}$*

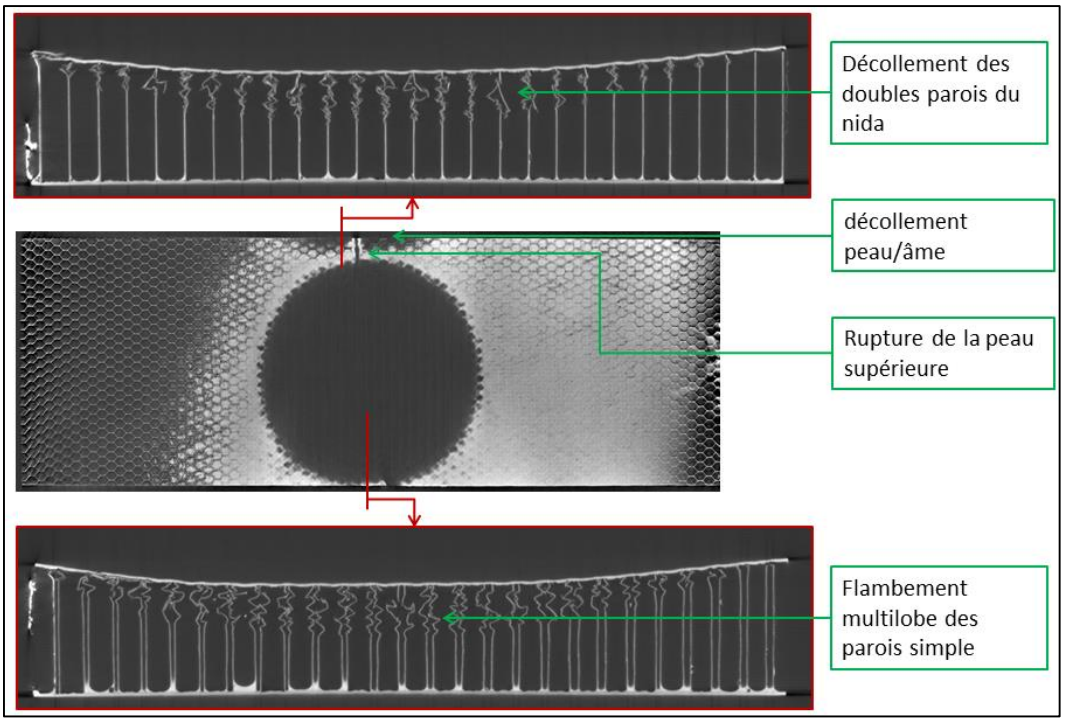



*Figure 5.10 : Analyse tomographique R-X après un impact à 2m.s$^{-1}$ en configuration appui-plan rigide sur un sandwich carbone avec une âme Nomex de densité 64 kg.m$^{-3}$*

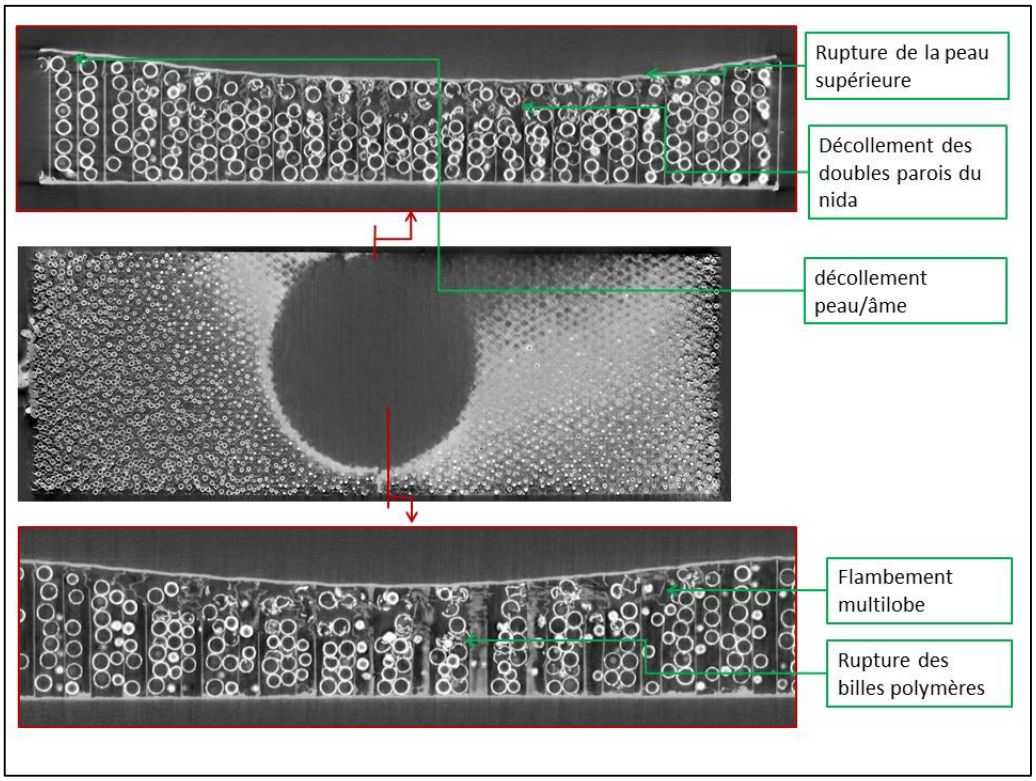



*Figure 5.11 : Analyse tomographique R-X après un impact à 2m.s$^{-1}$ en configuration appui-plan rigide sur un sandwich carbone avec une âme Nomex de densité 64kg.m$^{-3}$ rempli de sphère polymère ATECA*

### 1.2.2 Configuration 2 : Sandwich dissymétrique en flexion

Le but ici est d'étudier le comportement en flexion d'un sandwich dissymétrique, avec un double objectif. Tout d'abord, l'impact en flexion permet d'évaluer l'influence du couplage compression/cisaillement sur la dissipation d'énergie de différentes densités. Egalement, l'introduction de la dissymétrie des peaux permet d'établir un lien entre rigidité des peaux et mode de rupture du nida (cisaillement, flambement).

Les courbes présentées sur la Figure 5.12 comparent les résultats obtenus pour les trois sandwichs. Concernant le nida rempli de sphères creuses, il est important de souligner que le glissement de l'éprouvette hors des appuis est survenu à 40 mm de déplacement, ce qui a généré une brusque chute de force. Ceci ne permet donc pas de calculer l'énergie dissipée puisque la fin de la courbe ne correspond pas à un rebond dans les mêmes conditions que pour les deux autres configurations. Il n'a pu être possible de refaire cet essai en raison d'un stock insuffisant de sphères polymères. Le nida 128 kg.m$^{-3}$ dissipe 30% de moins que le nida 64 kg.m$^{-3}$, ce qui correspond à l'écart observé en configuration appui-plan. On peut donc supposer que le nida rempli de sphères aurait fourni un résultat intermédiaire, comme en appui-plan.

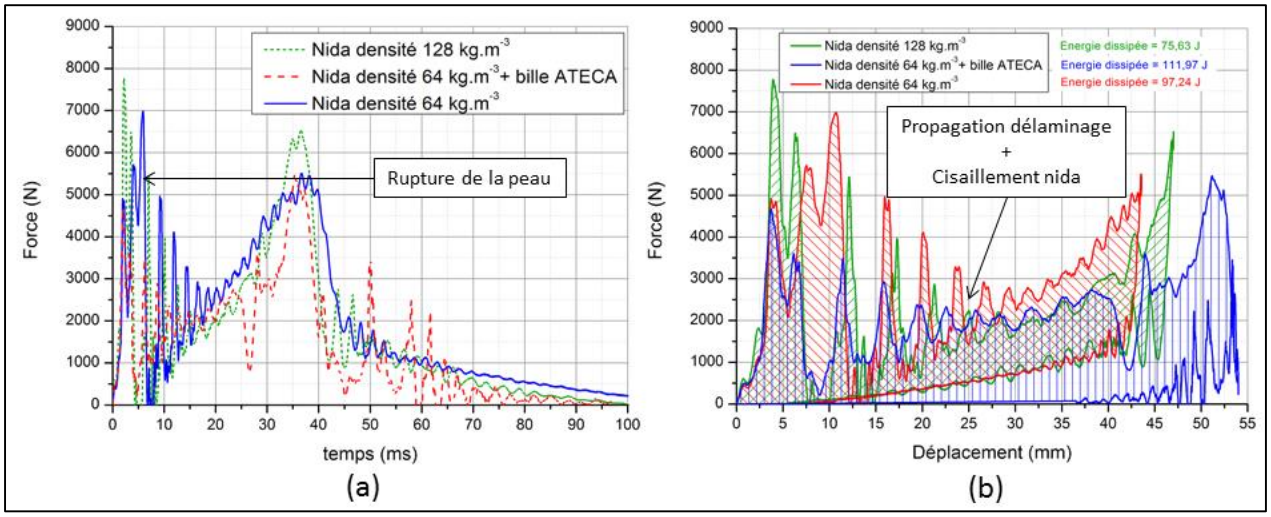



*Figure 5.12 : Courbes force/déplacement de trois âmes nida différentes lors d'un impact à 2m.s$^{-1}$ en configuration flexion*

Pour les 3 âmes testées, le scénario de rupture observé par caméra rapide est identique (Figure 5.13). Le sandwich entre en flexion jusqu'à atteindre la rupture en compression de la peau supérieure en carbone, induisant une brusque chute de force visible sur les courbes. Cette rupture initie un décollement peau/âme qui se propage par le fort cisaillement induit par la flexion de l'éprouvette. La propagation du délaminage de cellule en cellule se manifeste, après la rupture de la peau, par la reprise de charge marquée par des oscillations. Dans le cas du nida 64 kg.m$^{-3}$, ces oscillations englobent également la propagation du cisaillement des parois du nida.

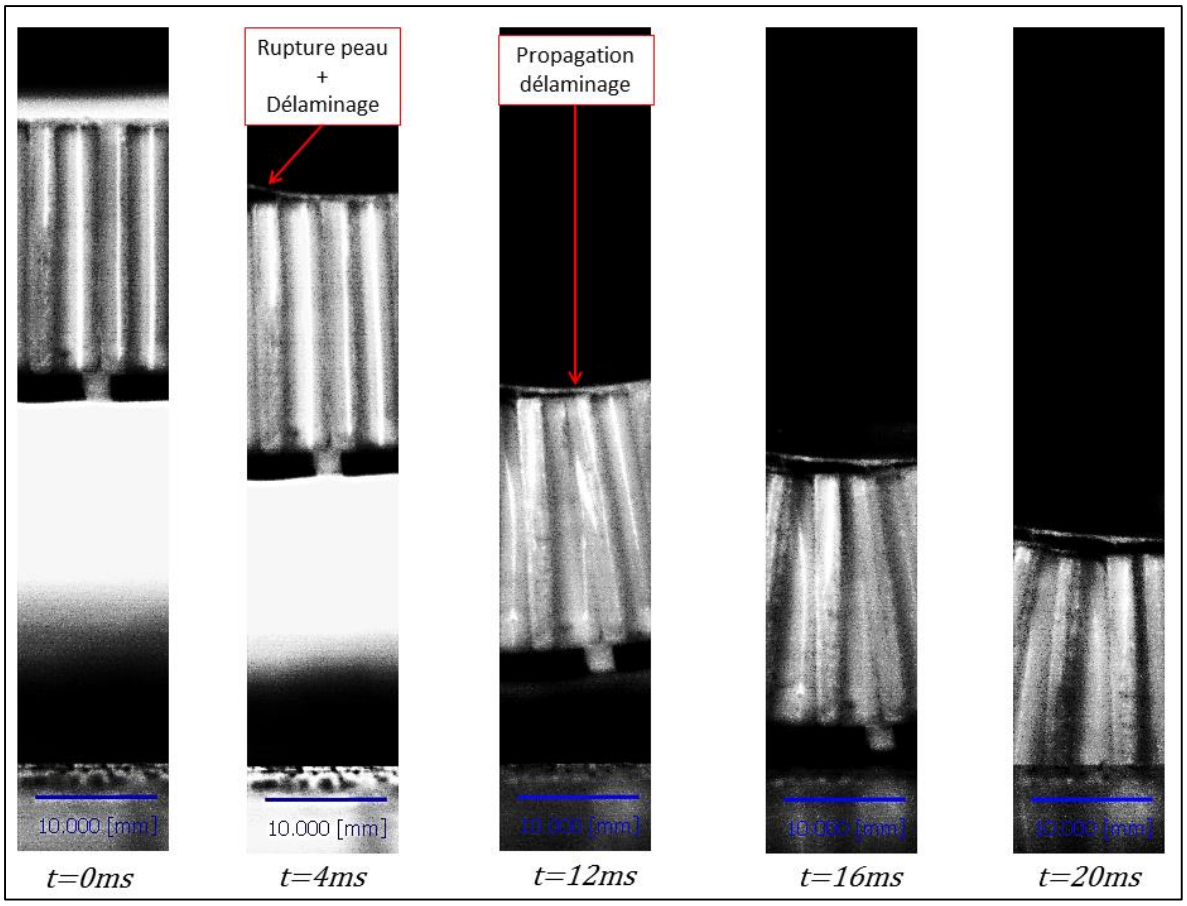



*Figure 5.13 : Cinétique d'endommagement obtenue par caméra rapide pendant un essai d'impact à 2 $m.s^{-1}$ sur sandwich (densité 128 $kg.m^{-3}$) en configuration flexion*

L'analyse des tomographies a permis d'identifier l'état d'endommagement post-impact des différents sandwichs.

Sur le nida dense, un décollement important de la peau supérieure ainsi qu'un décollement de la peau inférieure sont mis en évidence (Figure 5.14 (f)). Ce décollement s'est ensuite propagé sur les bords de l'éprouvette sur une large zone éloignée du point d'impact (Figure 5.14 (e)). Malgré un cisaillement des parois très local, confiné sur une rangée de cellules proche du point d'impact, aucun flambement apparent ou cisaillement du nida n'a été identifié. Ceci peut s'expliquer par l'extrême raideur en compression et en cisaillement de ce nida qui semble bloquer les mécanismes dissipatifs. L'absence de rupture au sein du nida semble avoir occasionné le décollement de la peau inférieure, tandis que celui au niveau de la peau supérieure intervient suite à la rupture de la peau en compression.

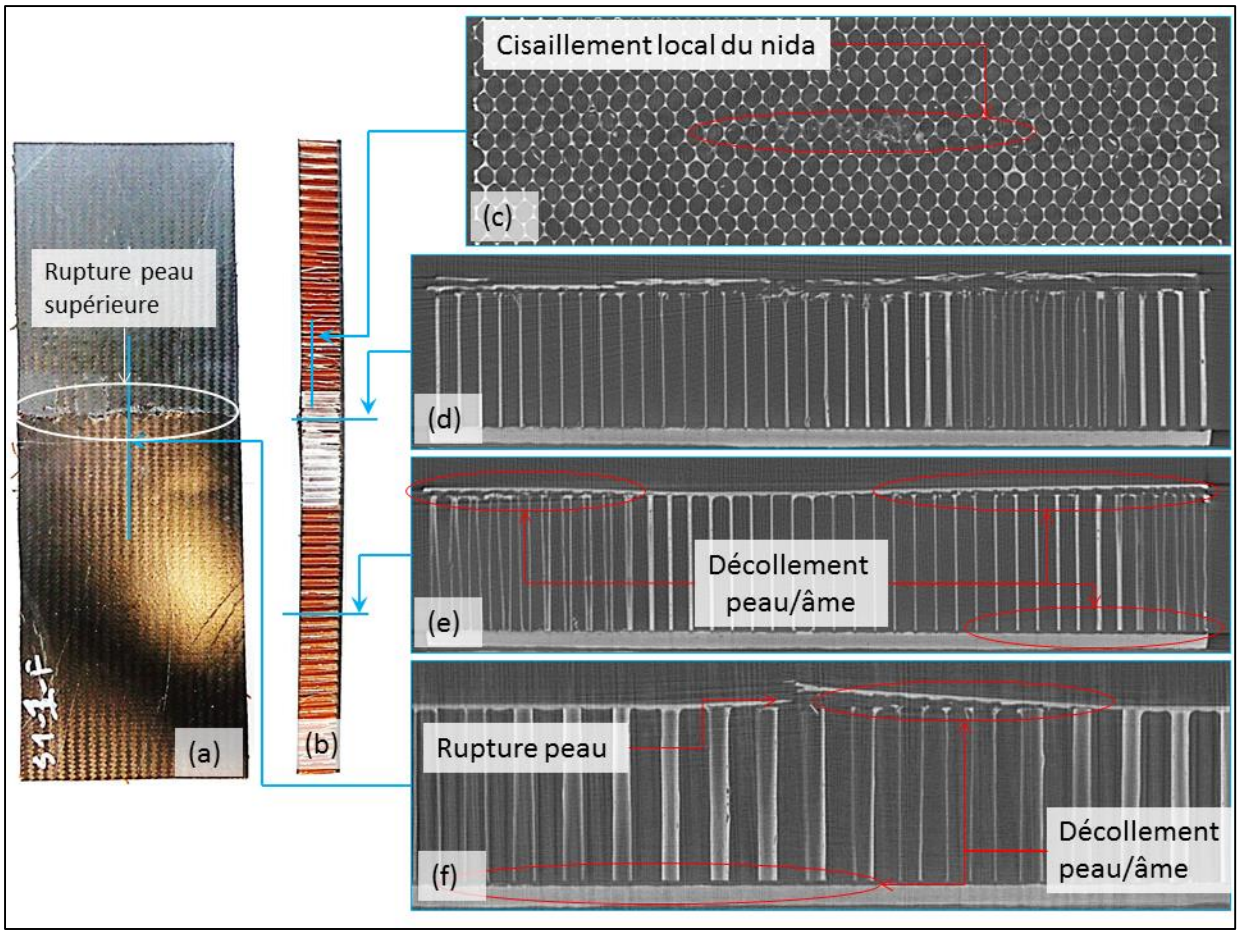



*Figure 5.14 : Analyse des modes de rupture après un impact à 2m.s$^{-1}$ en configuration flexion sur un sandwich carbone avec une âme Nomex de densité 128 kg.m$^{-3}$ : (a)Photographie de la peau impactée ; (b) Photo de la face latérale du sandwich ; (c)Tomographie R-X dans le plan du nida; (d) Tomographie R-X transversal du centre de l'éprouvette ; (e) Tomographie R-X éloignée du centre ; (f) Tomographie R-X longitudinal du centre de l'éprouvette*

Concernant le nida 64 kg.m$^{-3}$, contrairement au nida dense, la zone endommagée est plus étendue avec un mode de rupture mixte entre flambement et cisaillement (Figure 5.15(c)(d)). Le flambement est localisé sur la zone proche du point d'impact alors que le cisaillement est présent sur une plus grande étendue. La rupture de la peau supérieure semble avoir occasionnée le cisaillement des parois simples et un décollement des doubles parois du nida proche du congé de colle (Figure 5.15(e)). De plus, le cisaillement du nida proche de la peau opposée (au niveau du congé de colle), a également occasionné un décollement de la peau qui s'est ensuite propagé jusqu'à l'extrémité (Figure 5.15(b)).

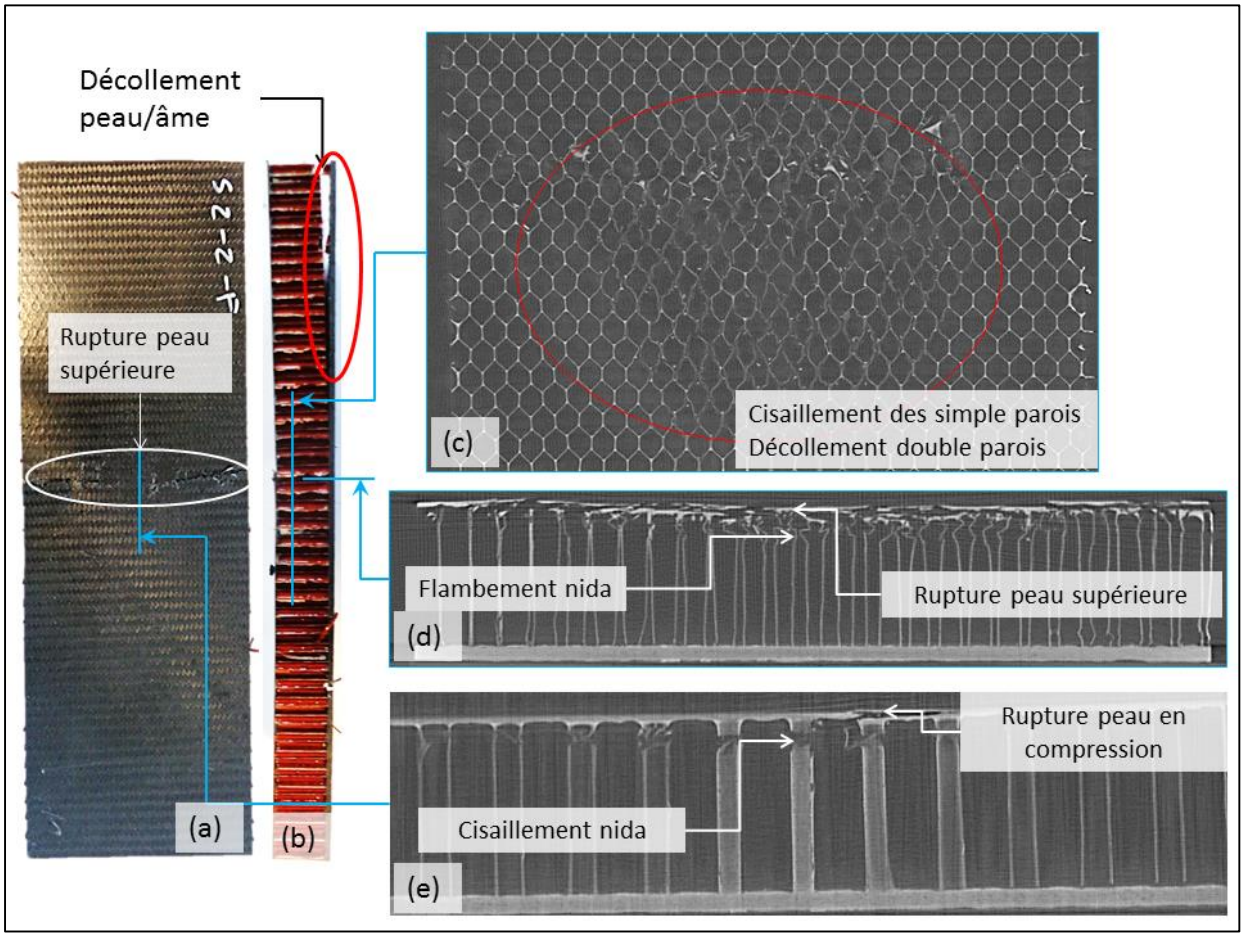



*Figure 5.15 : Analyse des modes de rupture après un impact à 2m.s$^{-1}$ en configuration flexion sur un sandwich carbone avec une âme Nomex de densité 64kg.m$^{-3}$ : (a) Photographie de la peau impactée ; (b) Photo de la face latérale du sandwich ; (c) Tomographie R-X dans le plan du nida; (d) Tomographie R-X transversal du centre de l'éprouvette ; (e) Tomographie R-X longitudinale*

La zone délaminée est d'autant plus grande que le nida est dense (Figure 5.16). En effet, sous l'action du cisaillement due à la flexion, la forte rigidité du nida 128 kg.m$^{-3}$, conduit à une rupture du pli de colle de la peau supérieure générant un décollement plus prononcé. Alors que le nida de densité 64 kg.m$^{-3}$ présente des signes de cisaillement, ces endommagements permettent de dissiper plus d'énergie ce qui relâche l'interface peau/âme conduisant à un décollement confiné proche du point d'impact. Le cisaillement du nida provoque également un décollement de la peau inférieure plus éloigné que dans le cas du nida peu dense. Dans les deux cas, la rupture est localisée sur la peau supérieure et sur le nida, la peau inférieure épaisse en carbone n'a montré aucun signe d'endommagement. L'endommagement de la peau supérieure, de l'interface peau/âme et le

cisaillement du nida permettent donc de jouer le rôle de fusible mécanique. Cela permet de protéger la peau inférieure en carbone qui confère une rigidité résiduelle importante au sandwich malgré les ruptures sévères observées.

La différence des modes de rupture entre un nida dense piloté par le décollement peau/âme et un nida peu dense piloté par le cisaillement et le flambement des parois démontre que la rupture du film de colle est peu dissipative en comparaison des mécanismes d'endommagement du nida.

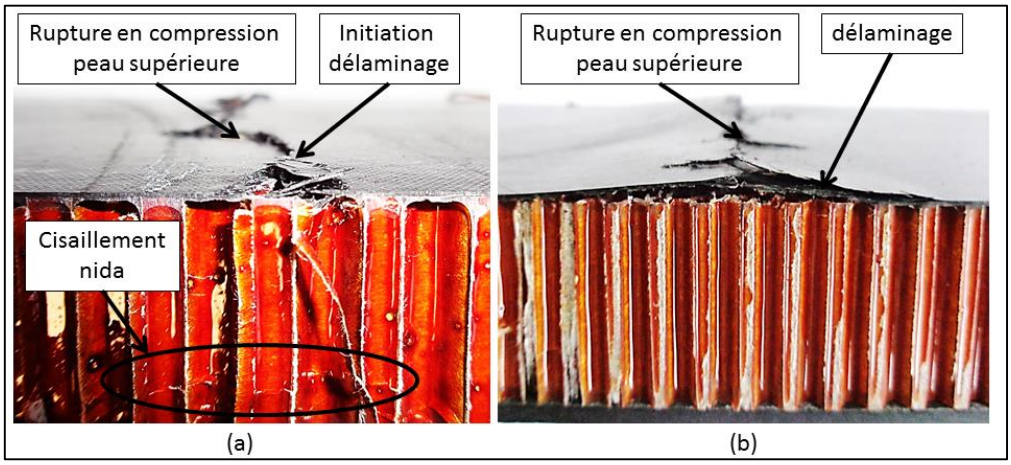



*Figure 5.16 : Photographie des faciès de rupture de sandwichs dissymétriques impactés en flexion à 2 m.s$^{-1}$ : (a) Mécanismes de rupture du sandwich densité 64 kg.m$^{-3}$ ; (b) Mécanismes de rupture du sandwich densité 128 kg.m$^{-3}$*

### 1.3 Concept 3 : Sandwich dissymétrique hybride

Le but de ce concept est d'évaluer les effets de la « nature » de la peau supérieure sur la dissipation d'énergie. Pour cela un sandwich dissymétrique est réalisé avec une peau inférieure en carbone et une peau supérieure en kevlar/lin. Le sandwich est impacté à 2m.s$^{-1}$ en configuration de flexion. Les résultats sont ensuite comparés à ceux obtenus pour le sandwich carbone.

Les courbes présentées en Figure 5.17 comparent les résultats obtenus pour le sandwich carbone et le sandwich hybride. L'énergie dissipée par le composite hybride est supérieure de 10% à l'énergie dissipée par le composite carbone.

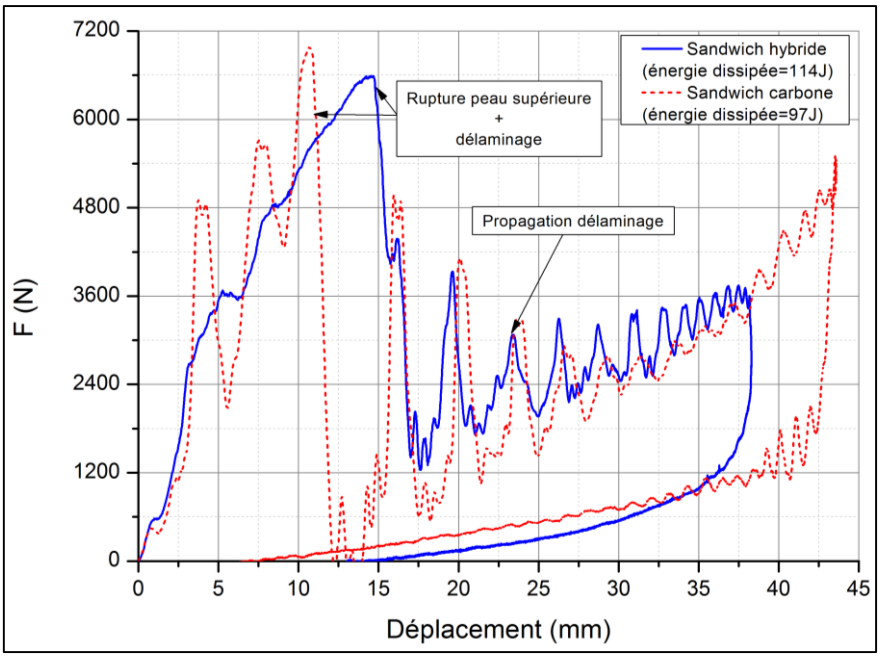



*Figure 5.17 : Energie dissipée, lors d'un impact à 2m.s$^{-1}$ en configuration flexion, d'un sandwich dissymétrique carbone et d'un sandwich dissymétrique hybride*

L'analyse des images fournies par la caméra rapide (Figure 5.18) permet de relier la chute de force observée à la rupture de la peau supérieure. La rupture de la peau entraine une initiation de rupture du film de colle entre la peau et l'âme. La propagation de cette décohésion se stoppe et engendre l'apparition du cisaillement des cellules Nomex. Ce dernier mécanisme se manifeste par une reprise de charge avec de fortes oscillations due à l'évolution du cisaillement cellule par cellule.

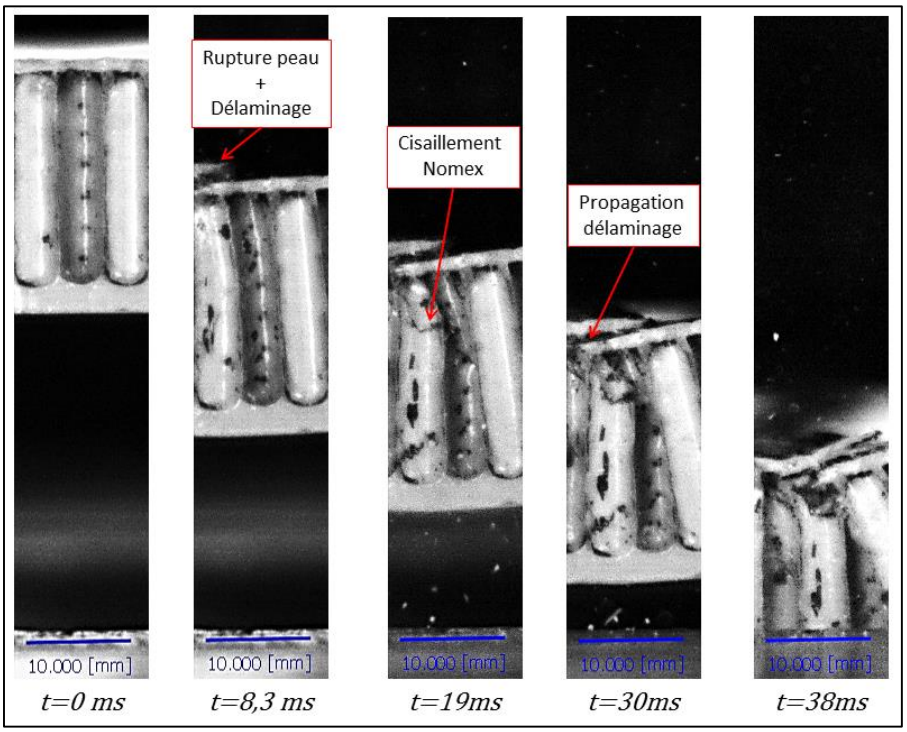



*Figure 5.18 : Cinétique d'endommagement: Images obtenues par caméra rapide pendant un essai d'impact à 2 m.s$^{-1}$ sur un sandwich hybride dissymétrique*

L'analyse tomographique de l'éprouvette a permis d'identifier les modes de rupture après l'impact. Tout d'abord, le nida présente un mode de rupture par flambement très développé avec plusieurs lobes proches du point d'impact (Figure 5.19(b)). Plus loin de la zone impactée, un cisaillement des parois simples est observé avec un décollement des doubles parois (Figure 5.19 (d), (e)). Concernant l'endommagement de la peau, la rupture de la peau hybride en compression semble avoir provoquée un décollement de l'âme proche du point d'impact, en revanche aucun autre décollement n'a été observé sur la peau inférieure.

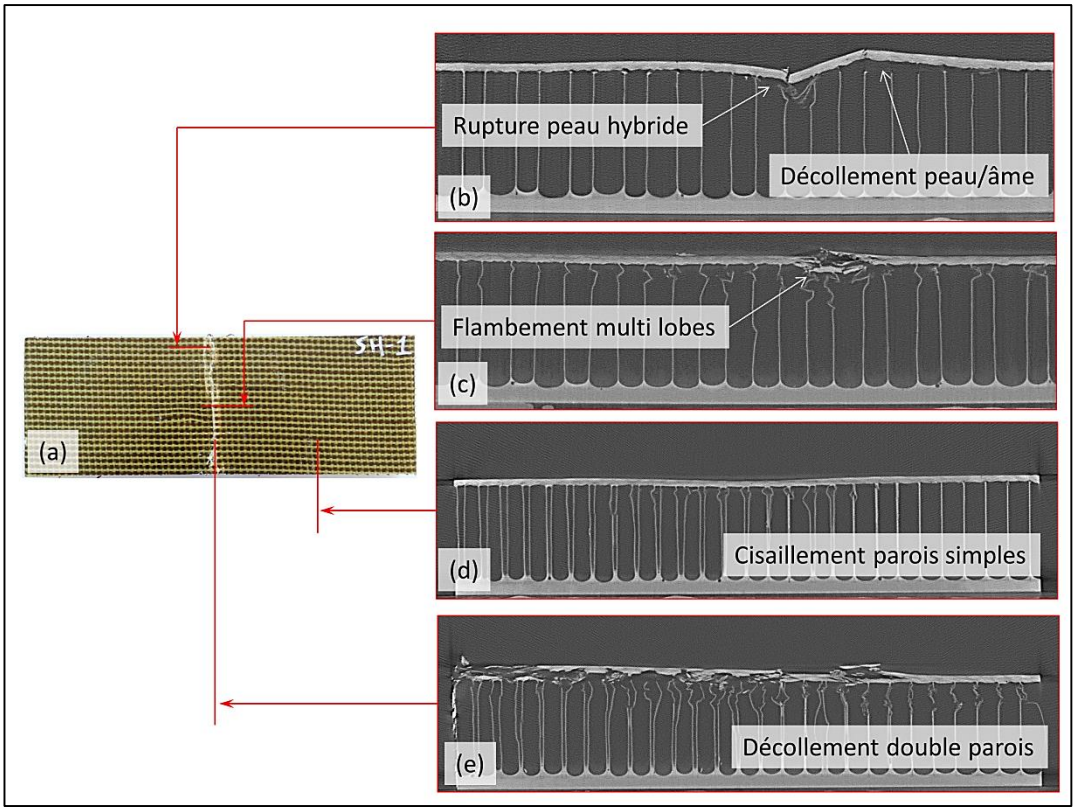



*Figure 5.19 : Analyse des modes de rupture après un impact à 2m.s$^{-1}$ en configuration flexion sur un sandwich hybride avec une âme Nomex de densité 64 kg.m$^{-3}$ : (a) Photographie de la peau impactée ; (b)Tomographie R-X longitudinale proche du bord de l'éprouvette; (c) Tomographie R-X longitudinale du centre de l'éprouvette; (d) Tomographie R-X transversale éloignée du centre ; (e) Tomographie R-X transversale du centre de l'éprouvette*

La différence d'énergie dissipée entre les sandwichs carbone et hybride réside essentiellement dans la rupture de la peau et elle peut être due à deux facteurs. Le premier est que le caractère plus ductile du composite hybride permet de dissiper plus d'énergie que la rupture fragile de la peau en carbone. Ceci permet de réduire la propagation du décollement peau/âme et permet un développement plus important du mode de rupture par flambement du nida. Le décollement moins important du composite hybride permet également de conserver une rigidité résiduelle plus élevée conduisant à une déformation en flexion plus faible que le sandwich carbone. Le deuxième facteur, pourrait être une différence d'adhésion du film de colle avec la peau carbone et avec la peau hybride. En effet, les peaux carbone sont des pré-imprégnés époxy fourni par **Structil** alors que l'hybride est réalisé avec la résine époxy de **Sicomin**. Il est donc possible qu'il y ait une différence d'adhésion à ces deux résines. Il conviendrait donc de réaliser des essais supplémentaires de caractérisation pour s'en assurer.

## 1.4 Bilan

L'étude des courbes issues de l'essai d'impact conjugué à l'analyse des ruptures ont permis d'identifier la densité de l'âme comme le paramètre pilotant la dissipation d'énergie dans un sandwich en appui-plan. En effet, la densité du nida pilote l'initiation et l'évolution du flambement des cellules. Il est apparu que ce mécanisme est le principal responsable de la capacité dissipative du sandwich. En effet, au regard des modes de rupture en configuration appui-plan rigide (Figure 5.20), l'endommagement de la peau semble avoir un rôle minime, de plus, l'indentation de la peau n'a provoqué aucun mécanisme de cisaillement au sein du nida. Dans notre cas particulier, l'ajout de sphères creuses s'est révélé peu efficace avec une diminution de l'énergie dissipée et une augmentation de la force d'impact. Ce phénomène peut être ramené à l'effet de l'augmentation de densité relative de l'âme observée pour le nida dense.

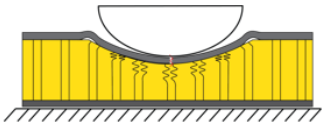
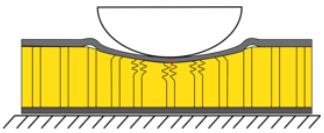
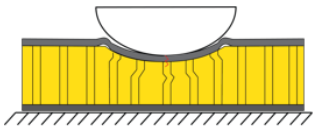
| Paramètres / Rupture | Nida Faible densité | Nida Rempli de sphère creuse | Nida haute densité |
|---|---|---|---|
| Rupture peau supérieure | + | + | + |
| Décollement peau inférieure | + | + + | + + + |
| Décollement peau supérieure | + | + | + + + |
| Flambement nida | + + | + | Ø |
| Cisaillement nida | + + | + + | + |
| Taux de dissipation au crash | 80 % | 60 % | 50 % |
| |  |  |  |

*Figure 5.20 : Bilan des paramètres influant sur la dissipation d'énergie d'un sandwich en configuration appui-plan rigide*

En configuration de flexion, l'énergie est principalement dissipée par la rupture de la peau supérieure et le cisaillement du nida (Figure 5.21). Les essais ont également montrés l'influence de la densité du nida sur l'initiation et la propagation du délaminage. De plus, il est apparu un effet non négligeable de la nature de la peau supérieure sur la propagation du délaminage. En effet, la peau hybride, plus souple que le carbone, permet de dissiper 10% d'énergie supplémentaire ce qui semble limiter la propagation du décollement peau/âme permettant de conserver une rigidité résiduelle plus élevée. Enfin, ces essais ont également permis de confirmer l'apport de la dissymétrie du sandwich dans la dissipation d'énergie en flexion qui permet d'activer le flambement, en plus du cisaillement classiquement observé sur les sandwichs symétriques.

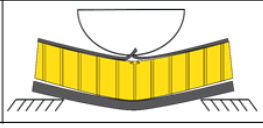
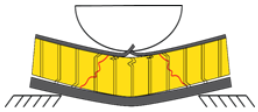
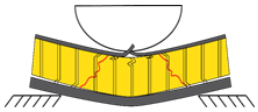
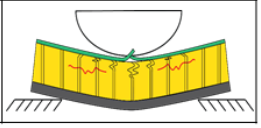
| Paramètres / Rupture | Nida haute Densité Peau carbone | Nida Rempli de sphères creuses Peau carbone | Nida Faible Densité Peau carbone | Nida faible densité Peau supérieure Kevlar/lin |
|---|---|---|---|---|
| Rupture peau supérieure | + | + | + | + |
| Décollement Peau inférieure | + + + | + + | + | Ø |
| Décollement peau supérieure | + + + | + | + | + |
| Flambement nida | Ø | + | + + | + + + |
| Cisaillement nida | + | + + | + + | + + |
| Taux de dissipation au crash | 50 % | Non déterminée | 60 % | 80 % |
| |  |  |  |  |

*Figure 5.21 : Bilan des paramètres influant sur la dissipation d'énergie d'un sandwich dissymétrique en configuration de flexion*

# 2 Modélisation numérique de l'essai d'impact

Afin de découpler tous les phénomènes pouvant intervenir dans la dissipation d'énergie, quantifier leur rôle et identifier le scénario de rupture, un outil numérique est développé.

## 2.1 Modélisation des conditions d'essais

L'objectif principal de la simulation est de corréler les données d'essais d'impact afin de reproduire au mieux la cinétique d'endommagement et quantifier les niveaux des énergies dissipées par chaque mécanisme. Ceci permet également d'étendre la validité du modèle matériau identifié par essais statiques, dans des gammes de vitesses de déformation plus élevées. Nous nous sommes imposé la contrainte que, les simulations doivent reproduire les conditions d'impact avec un temps de calcul raisonnable.

L'assemblage des différents composants utilisés dans la simulation est présenté sur la Figure 5.22. Le stratifié est maillé avec des éléments solides tridimensionnels linéaires à intégration réduite à 8 nœuds (C3D8R). En raison du faible rapport d'aspect de ces éléments, un maillage raisonnablement fin est nécessaire pour assurer la convergence. Un maillage graduel est créé, avec une zone raffinée près du point d'impact. Le support et l'impacteur hémisphérique sont des pièces d'acier fortement rigides par rapport aux éprouvettes testées. Par conséquent, ils sont définis comme un corps rigide, modélisés par des éléments rigides R3D4. Tous les degrés de libertés des supports sont contraints à zéro. De même, tous les degrés de libertés de l'impacteur sont fixés à zéro, à l'exception du déplacement hors-plan. Une masse est affectée à l'impacteur et une vitesse d'impact initiale conforme à la hauteur de la chute libre est définie.

Il faut décrire le contact de l'impacteur avec la face supérieure de la plaque et le contact entre le support et la face arrière de la plaque. Le déplacement relatif entre les surfaces de contact est vérifié périodiquement pendant la simulation. Ainsi, le nombre d'éléments de contact, augmente le temps d'exécution et la mémoire d'ordinateur requise. Une étude courte a été effectuée pour évaluer l'effet du coefficient de frottement sur la réponse de l'énergie dissipée. Aucun effet significatif du coefficient de frottement n'a été identifié. Ainsi, pour éviter un temps de calcul élevé dans la simulation, le contact utilisé est l'algorithme de contact de surface/surface supposée sans friction.

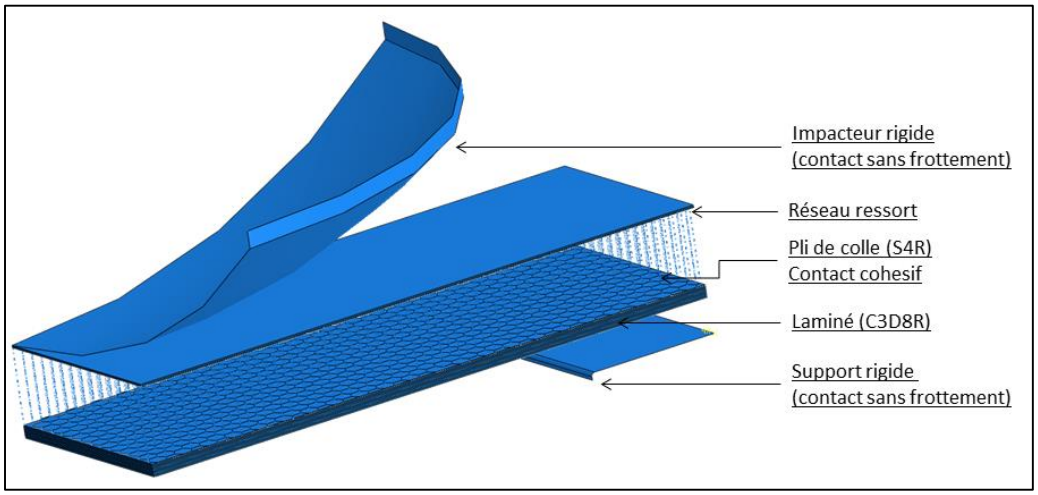



*Figure 5.22 : Modèle éléments finis utilisé pour la simulation numérique de l'essai d'impact de masse tombante*

## 2.2 Simulation du concept 1 : laminé hybride

Afin d'identifier les mécanismes présents et leur propagation, une simulation du laminé hybride est réalisée en considérant un impact à 2m.s$^{-1}$ puis un second à 2.5m.s$^{-1}$.

### 2.2.1 Résultats de corrélation pour un impact à 2 m.s$^{-1}$

Le signal de force mesuré pendant l'impact et les prédictions du modèle numérique sont comparés à la Figure 5.23. La simulation donne une prédiction raisonnable de la réponse globale en termes d'amplitude de force, de temps de contact et de déformation. Cependant, les seuils d'endommagements observés sur le signal de force sont surestimés et des oscillations importantes sont observées. Ces perturbations dans la simulation sont également observées par González [149]. Il attribue ces perturbations à une rigidité excessive du contact entre les plis composites. Il propose de réduire les difficultés de la simulation en ajoutant des paramètres virtuels (viscosité structural, contrôle des distorsions, contrôle de Hourglass, amortissement visqueux et mise à l'échelle de la masse). Certaines simulations ont été effectuées pour améliorer la stabilité de la réponse du modèle numérique en ajustant les paramètres mais aucune amélioration significative n'a été trouvée. L'introduction de la viscoélasticité ou de la viscoplasticité dans le modèle matériel pourrait être un bon moyen de réduire ces perturbations mais cela impacte généralement fortement le temps de calcul. Pour des raisons de temps, cette dernière solution n'a pas été étudiée ici.

La Figure 5.24 présente les dommages observés par l'inspection visuelle sur l'échantillon après l'impact et les mécanismes de rupture prédits par le modèle numérique. Les résultats montrent une très bonne prédiction de la rupture des fibres en traction. De plus, la déformation plastique et les ruptures de fibres dues au flambement des fibres de Kevlar observées sur la face d'impact sont également représentées par le modèle. La simulation permet de confirmer un scénario d'endommagement en trois étapes. Tout d'abord, le flambement des fibres de Kevlar se produit sur la face impactée en raison des contraintes élevées de compression. Cela introduit un déplacement de l'axe neutre de la plaque conduisant à une rupture en traction des fibres sur le côté opposé. La rupture de la face en traction introduit une forte contrainte interlaminaire conduisant à l'initiation du délaminage.

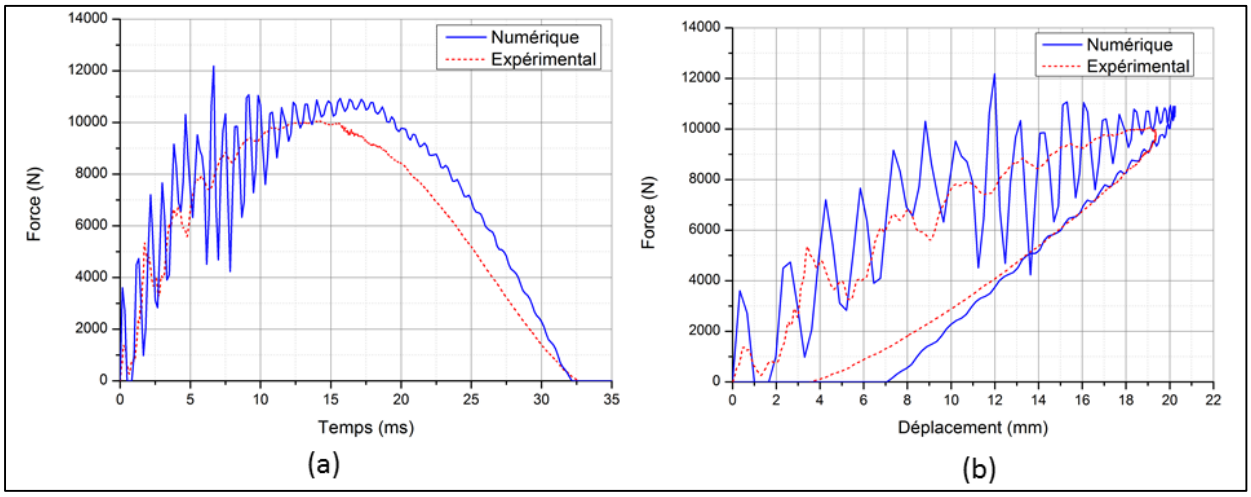



*Figure 5.23 : Comparaison des données expérimentales et de la simulation numérique d'un laminé kevlar/lin impacté à 2m.s$^{-1}$ : (a) Force d'impact en fonction du temps ; (b) courbe force/déplacement*

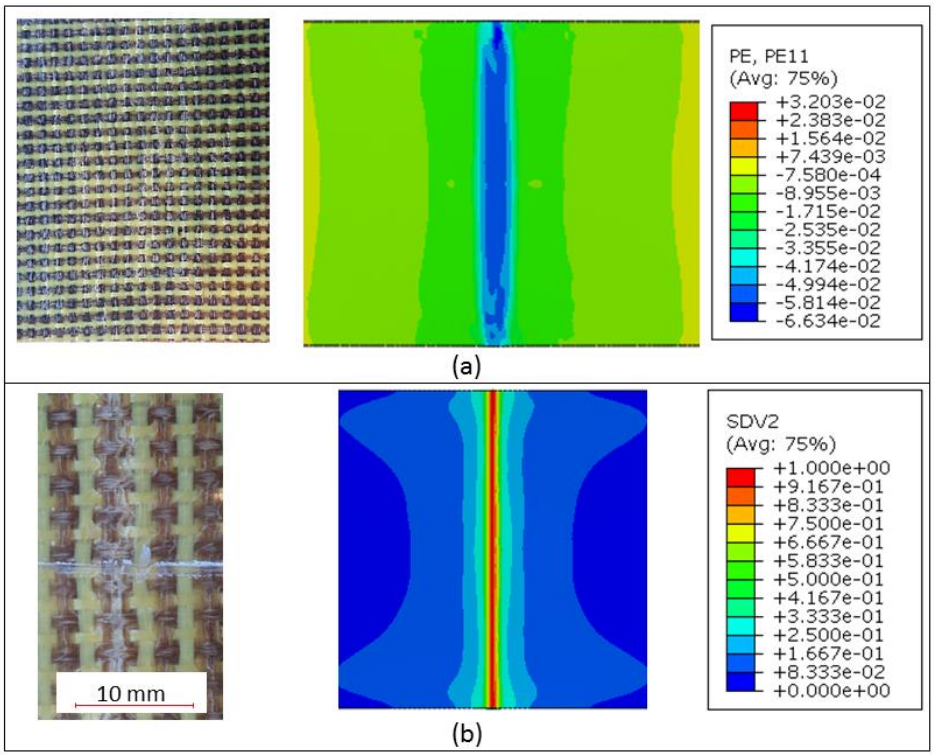



*Figure 5.24 : Comparaison des faciès de rupture expérimental et numérique d'un laminé kevlar/lin impacté à 2m.s$^{-1}$ : (a) micro-flambement sur la face impactée ; (b) rupture de fibres en traction sur la face opposée à l'impact*

Cette première simulation donne un niveau d'énergie dissipée prédit de 60 J, proche des 64 J mesurés, ce qui correspond à une différence de 6%. De plus, cela a permis d'identifier le scénario de rupture avec l'initiation et la propagation des mécanismes dissipatifs.

### 2.2.1 Résultats de corrélation pour un impact à 2.5 m.s$^{-1}$

Dans le cas d'une énergie d'impact plus élevée (à une vitesse de 2.5 m.s$^{-1}$), il a été montré que la surface de délaminage augmente, entraînant une forte chute du signal de force. Le délaminage devenant un mécanisme prépondérant, il devient nécessaire de le prendre en compte dans le calcul. Afin d'identifier le scénario complet d'endommagement du laminé hybride, un autre modèle a été réalisé afin de simuler l'impact à plus haute vitesse (2.5m.s$^{-1}$). Un contact cohésif a donc été implémenté entre les plis proches de la face opposée à l'impact correspondant à la zone endommagée et identifiée par tomographie. Le but est d'ajouter la prise en compte du délaminage dans le calcul de l'énergie dissipée. L'interface entre deux plis peut être assimilée au matériau de la matrice. Ainsi, avant le délaminage, l'interface est considérée comme élastique linéaire comme présenté dans l'équation (17).

$$\sigma = \begin{bmatrix} \sigma_n \\ \sigma_s \\ \sigma_t \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} K_n & 0 & 0 \\ 0 & K_s & 0 \\ 0 & 0 & K_t \end{bmatrix} \begin{bmatrix} \delta_n \\ \delta_s \\ \delta_t \end{bmatrix} \quad (17)$$

Où $\sigma$ est la contrainte de traction, $\delta$ est le déplacement de séparation et $K$ est la rigidité de l'interface. Les trois directions $n$, $s$ et $t$ correspondent aux trois modes de délaminages (mode I, mode II et mode III).

L'initiation des dommages est contrôlée par une fonction quadratique présentée dans l'équation (18). Le délaminage se produit lorsque cette fonction atteint un.

$$\left(\frac{\sigma_n}{\sigma_n^0}\right)^2 + \left(\frac{\sigma_s}{\sigma_s^0}\right)^2 + \left(\frac{\sigma_t}{\sigma_t^0}\right)^2 = 1 \qquad (18)$$

Où $\sigma_n^0$, $\sigma_s^0$, $\sigma_t^0$ son respectivement les contraintes à ruptures dans les trois directions $n$, $s$ et $t$.

L'évolution de la rigidité est similaire à celle du dommage intra-laminaire. Les propriétés élastiques sont dégradées linéairement jusqu'à atteindre d'un critère d'énergie de rupture Gc (Figure 5.25).

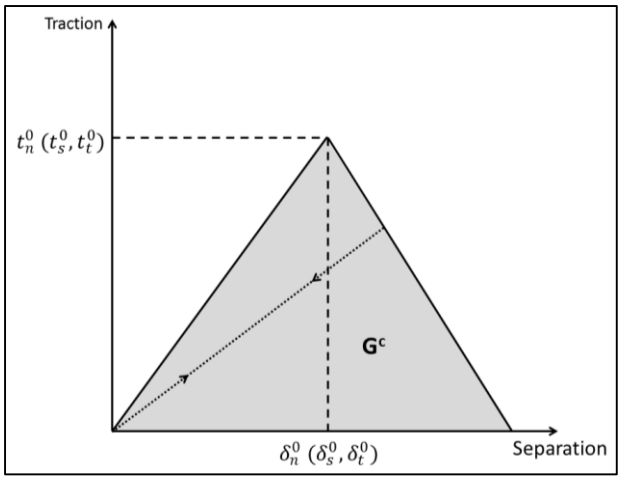



*Figure 5.25 : Loi de comportement de contact cohésif de type bi-linaire traction-séparation*

Les propriétés cohésives ont été choisies comme étant les valeurs identifiées dans la littérature pour des composites Kevlar/époxy caractérisés par des essais de délaminage de type GIC et GIIC, et sont regroupées dans le Table 5-1.

| Propriétés cohésives | | | |
|---|---|---|---|
| Rigidité (GPa/m) | Rupture normale (MPa) | Rupture cisaillement (MPa) | Energie de rupture GIC (J/m²) |
| $K_N$ = 4.2; $K_S$ = $K_T$ = 2 | $N$ =36 | $S$ = $T$ = 53 | $G_{IC}$ = 0.28 ; $G_{IIC}$ = $G_{IIIC}$ = 0.91 |

*Table 5-1 : Propriétés cohésives pour prédiction du délaminage interlaminaire Kevlar/époxy [150]*

Les données d'essais sont comparées aux valeurs prédites par le modèle en Figure 5.26. Les faciès de rupture sont également comparés en Figure 5.27. La force maximale d'impact, le déplacement maximal et la rigidité initiale sont correctement approchés. De plus, la corrélation des faciès de rupture montre des modes de rupture (rupture de fibre et délaminage) et une répartition en cône, similaire à celle observée par tomographie (Figure 5.27). Cependant, sur les courbes, après la rupture de la face en traction, la chute de rigidité provoquée par le délaminage ne semble pas aussi importante. De plus, le niveau de force correspondant à la propagation du délaminage est surestimé. Ces écarts conduisent à une énergie dissipée sous-estimée de 22%. Il est important de rappeler qu'aucune sensibilité à la vitesse n'a été prise en compte, ainsi une part importante de cette différence peut provenir de la sensibilité du mécanisme de délaminage à la vitesse de déformation.

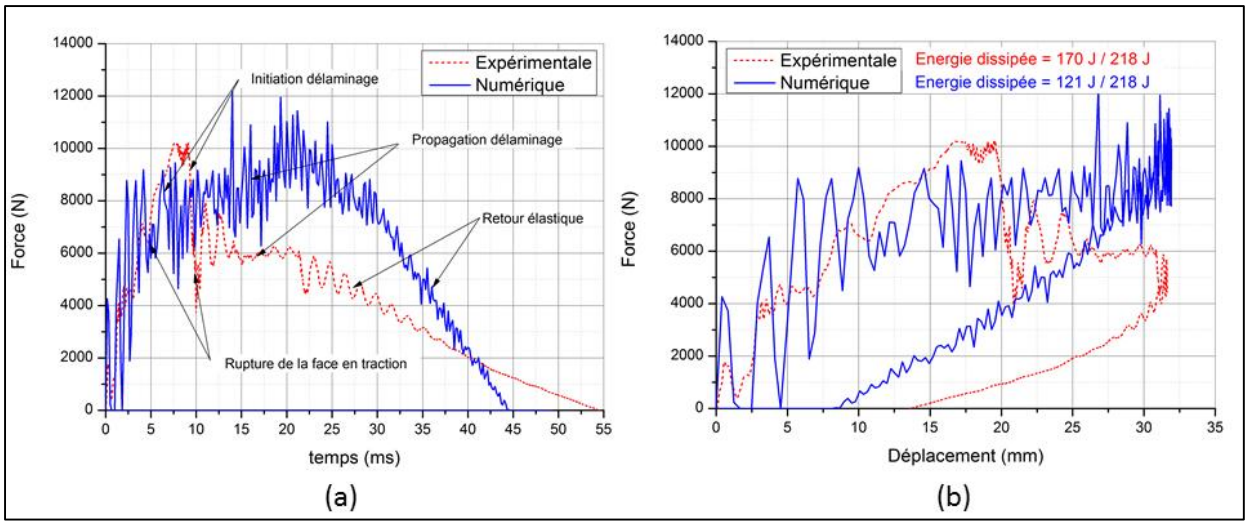



*Figure 5.26 : Comparaison des données expérimentales et de la simulation numérique d'un laminé kevlar/lin impacté à 2.5m.s$^{-1}$ : (a) Force d'impact en fonction du temps ; (b) courbe force/déplacement*

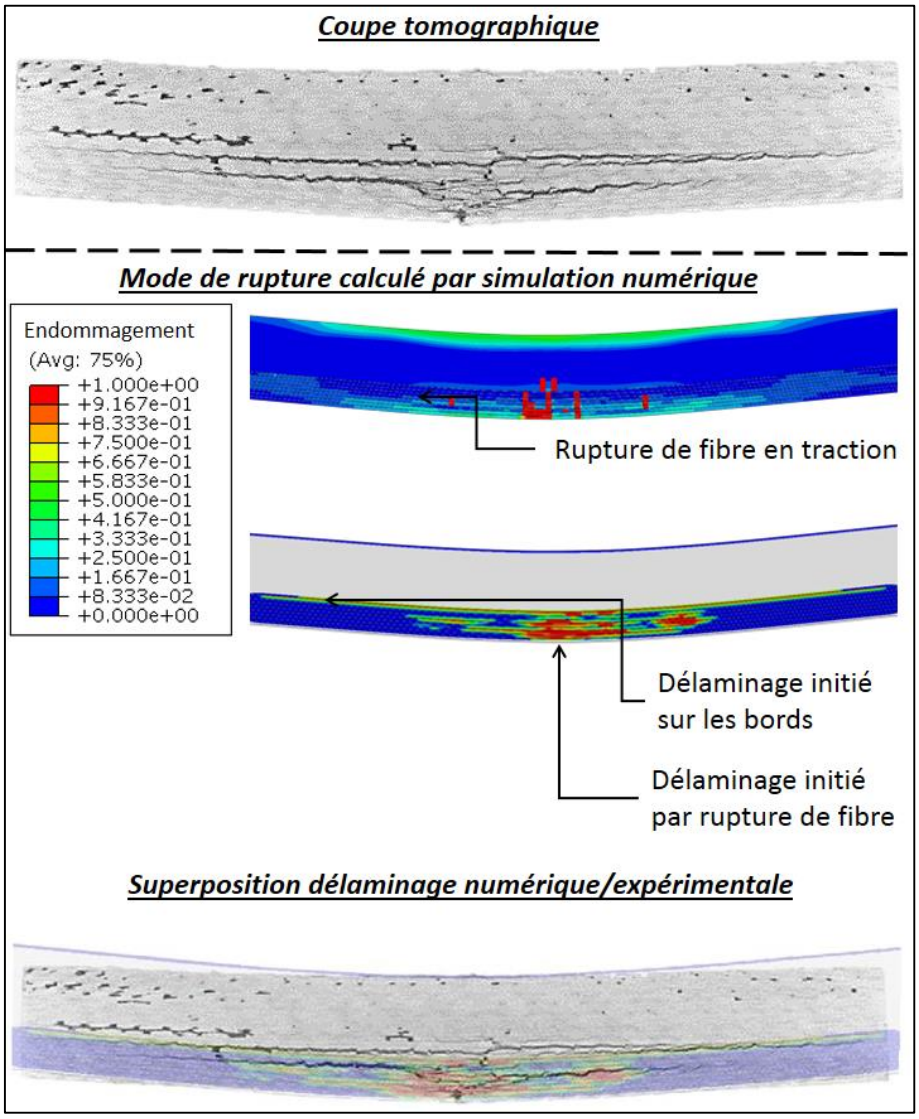



*Figure 5.27 : Comparaison des mécanismes de rupture prédits par la simulation et ceux identifiés sur un laminé kevlar/lin impacté à 2.5m.s$^{-1}$*

## 2.3 Simulation du concept 2 : sandwich carbone

Dans cette simulation, les peaux en carbone sont modélisées avec la loi élasto-plastique-endommageable identifiée lors de la caractérisation (Cf Partie 4:2). Le nida Nomex est représenté par un réseau de ressort avec la loi de comportement incluant le couplage compression/cisaillement. Le film de colle est modélisé par une plaque maillée en éléments de coques S4R avec un contact cohésif implémenté entre les peaux et le film de colle afin de prendre en compte les décohésions peaux/âme identifiés lors des essais d'impacts.

Les propriétés du film de colle utilisées sont celles fournies par le fournisseur et présentées en Figure 5.28. Les résultats de corrélations présentés sont ceux du sandwich avec l'âme de 64 kg.m$^{-3}$.

| Propriétés film de colle Structil ST 1035 | | | |
|---|---|---|---|
| Rigidité (MPa) | Rupture normale (MPa) | Rupture cisaillement (MPa) | Energie de rupture GIC (J/m²) |
| $K_N$ = 1495; $K_S$ = $K_T$ = 730 | $N$ =40 | $S$ = $T$ = 40 | $G_{IC}$ = $G_{IIC}$ = $G_{IIIC}$ = 0.5 |

*Figure 5.28 : Propriétés du film de colle Structil ST 1035*

### 2.3.1 Configuration 1 : appui-plan rigide

La Figure 5.29 présente la comparaison entre les signaux expérimentaux et les résultats de la simulation numérique de l'essai d'impact. L'essai semble globalement bien corrélé avec une bonne estimation de l'amplitude du signal de force ainsi que la rupture de la peau supérieure. Il est important de souligner un décalage de 3 ms du pic de force et un déplacement calculé plus grand de 1.5 mm. Ces différences conduisent à une rigidité du modèle globalement plus faible que la rigidité du sandwich impacté. De plus, la pente initiale ainsi que l'oscillation du signal de force mesurée à 2ms n'apparaissent pas sur la simulation. Il a été mis en évidence que ces phénomènes étaient dus aux parasites induits par le montage, ainsi il est donc normal qu'elle ne soit pas représentée par le modèle. Au final, la simulation donne une énergie dissipée de 127.6 J contre une énergie dissipée mesurée de 116.8 J. Le modèle surestime donc la dissipation d'énergie de 7.8 % par rapport aux résultats d'essais. Cette différence semble essentiellement due à l'instabilité de la rupture de la peau qui peut conduire à une surestimation de la part d'énergie dissipée par la peau.

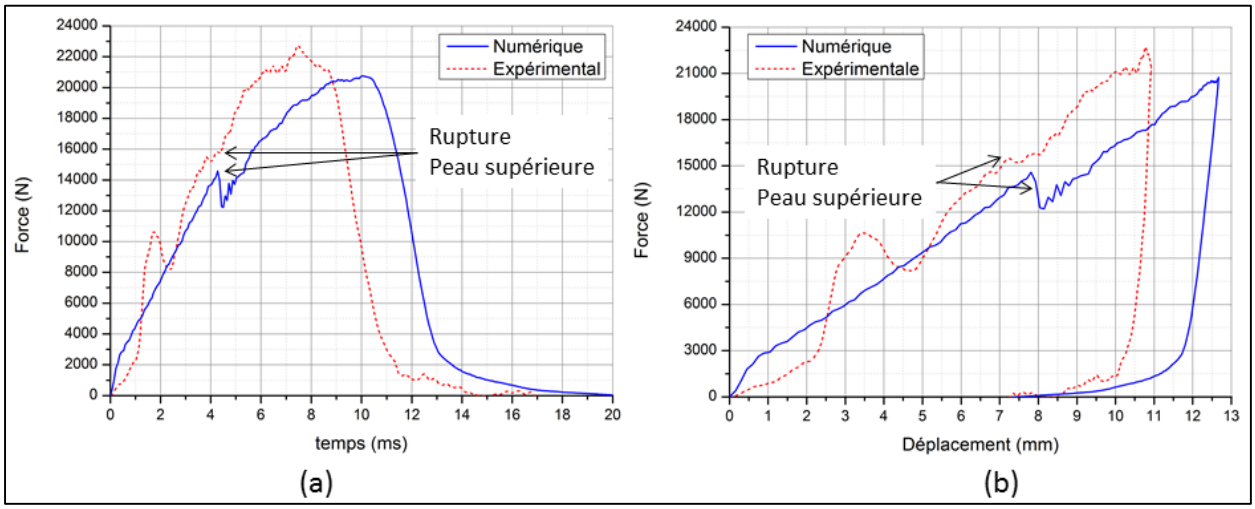



*Figure 5.29 : Comparaison des données expérimentales et de la simulation numérique d'un sandwich symétrique carbone/nida 64 kg.m$^{-3}$ impacté à 2m.s$^{-1}$en configuration appui-plan: (a) Courbe force/temps ; (b) Courbe force/déplacement*

La Figure 5.30 compare les mécanismes de rupture observés suite à l'essai et ceux prédits par la simulation. L'initiation de la rupture de la peau supérieure semble bien appréhendée, en revanche la propagation de la rupture semble très instable conduisant à une zone affectée supérieure à la réalité. Cela provient de la difficulté du modèle à redistribuer les contraintes proches de la zone de rupture. Il est important de noter que l'initiation de rupture de la peau provoque le délaminage en bord d'éprouvette ce qui correspond à la cinétique observée par caméra rapide. De plus, la surface délaminée est en adéquation avec la zone identifiée après essais. Enfin, l'endommagement du nida par flambement semble être correctement capté par le modèle avec une indentation quasi identique. Cependant, le modèle sous-estime le retour élastique du nida. Ceci est sûrement dû au régime de densification qui engendre une augmentation du module qui n'est pas pris en compte dans le modèle. En effet, l'augmentation de la rigidité en compression limiterait la part de déformation plastique ce qui augmenterait la part de retour élastique. De plus, la forte dégradation des propriétés de la peau peut également contribuer à sous-estimer ce retour élastique.

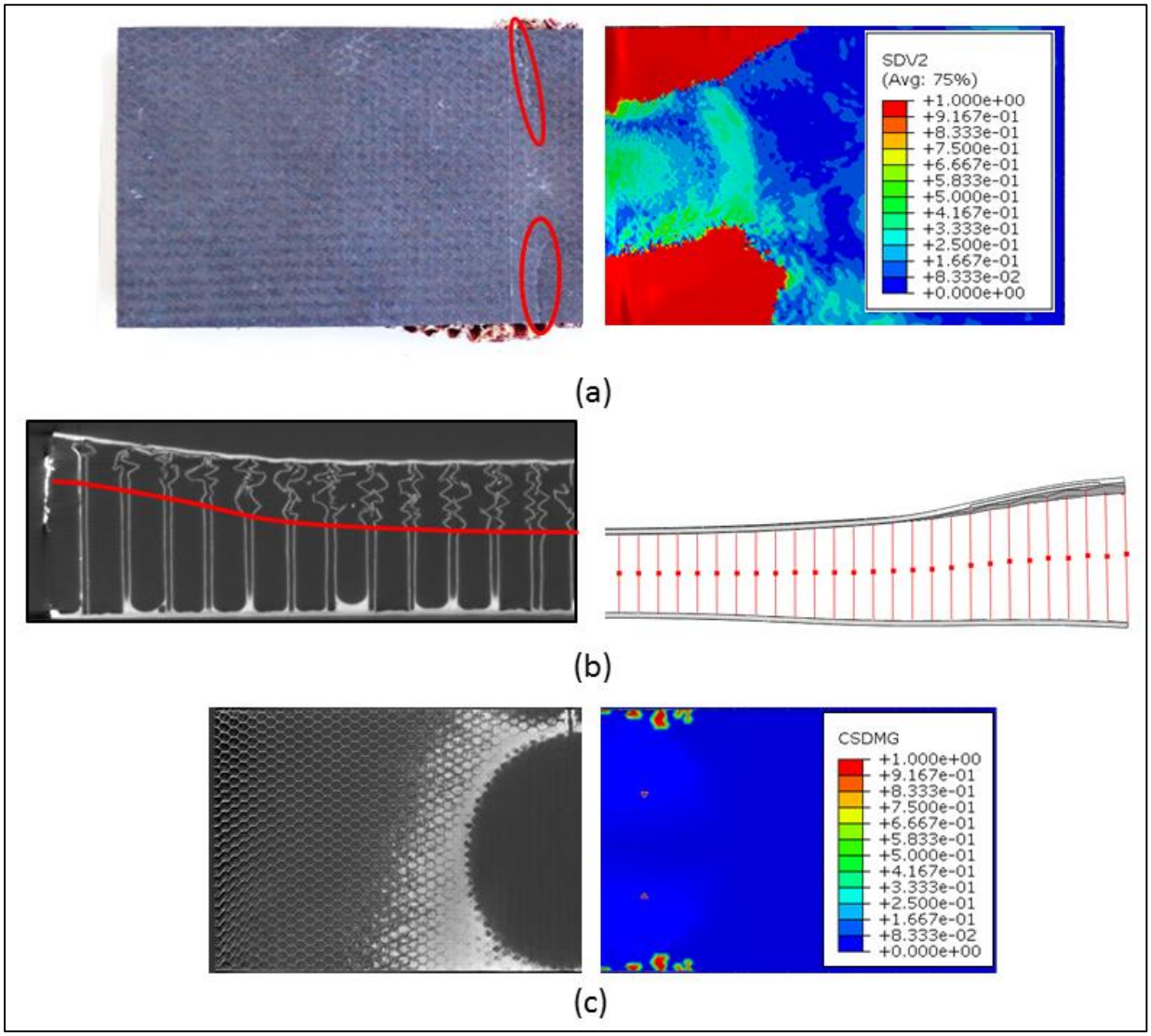



*Figure 5.30 : Comparaison des mécanismes de rupture prédit par la simulation numérique et obtenu à partir des essais d'impact à 2 m.s$^{-1}$ en configuration appui-plan : (a) Rupture de la peau supérieure en carbone ; (b) Flambement des parois du nida Nomex ; (c)Décollement peau/âme*

### 2.3.2 Configuration 2 : flexion

La Figure 5.31 présente la comparaison entre les signaux expérimentaux et les résultats de la simulation numérique de l'essai d'impact. L'essai semble globalement bien corrélé avec une bonne estimation de l'amplitude du signal de force. De plus, la cinétique d'endommagement observée par caméra rapide semble également bien appréhendée (Figure 5.32), avec un flambement du nida proche de l'impacteur et la rupture de la peau supérieure suivie par le cisaillement du nida. Cependant, la chute des propriétés élastiques de la peau supérieure engendre une rupture instable de celle-ci, donnant lieu à une zone endommagée simulée plus étendue que celle observée sur les éprouvettes (Figure 5.33). Cette rupture instable se manifeste par une énergie dissipée de la peau plus grande que celle mesurée. De plus, les propriétés mécaniques de la peau étant fortement dégradées, le retour élastique est moins rapide. Concernant le nida, après l'initiation du cisaillement en périphérie de l'impacteur, il apparaît une propagation de celui-ci jusqu'aux bords, ce qui correspond aux observations faites en Figure 5.33. Cependant, la représentation du nida en réseau de ressorts ne permet pas de suivre l'évolution du cisaillement dans l'épaisseur du nida, en effet il est impossible de savoir si le ressort rompt proche de la peau ou proche du milieu de l'éprouvette. Cette perte d'information rend impossible la prise en compte du couplage entre cisaillement du nida et décollement de la peau.

Ainsi, malgré que l'énergie dissipée calculée par le modèle (96.6 J) soit proche de celle mesurée lors de l'essai (97.24 J), il est important de souligner que la répartition de celle-ci n'est pas exacte.

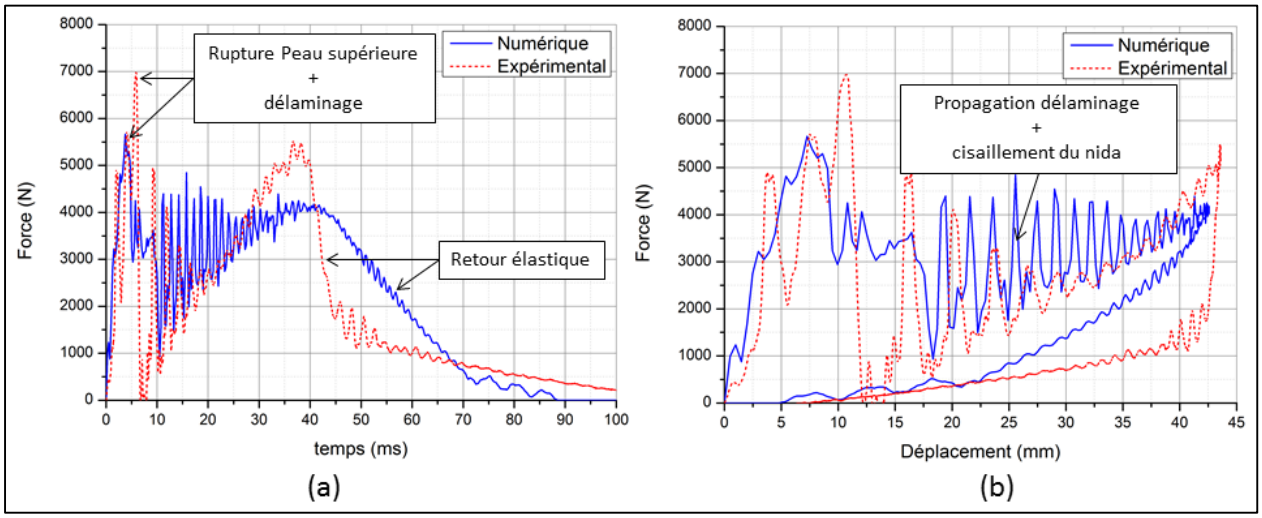



*Figure 5.31 : Comparaison des données expérimentales et de la simulation numérique d'un sandwich dissymétrique carbone impacté à 2m.s$^{-1}$en configuration de flexion: (a) Courbe force/temps ; (b) Courbe force/déplacement*

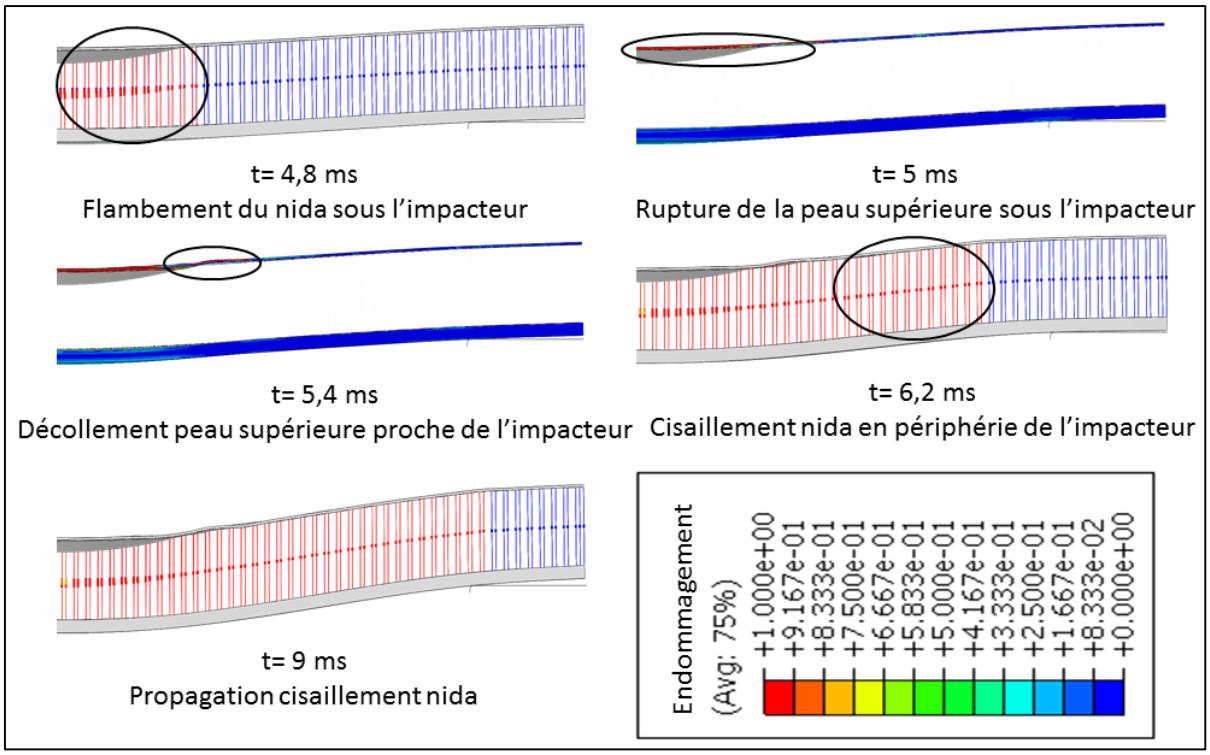



*Figure 5.32 : Scénario de rupture calculé par la simulation numérique lors d'un impact à 2 m.s$^{-1}$ en configuration flexion*

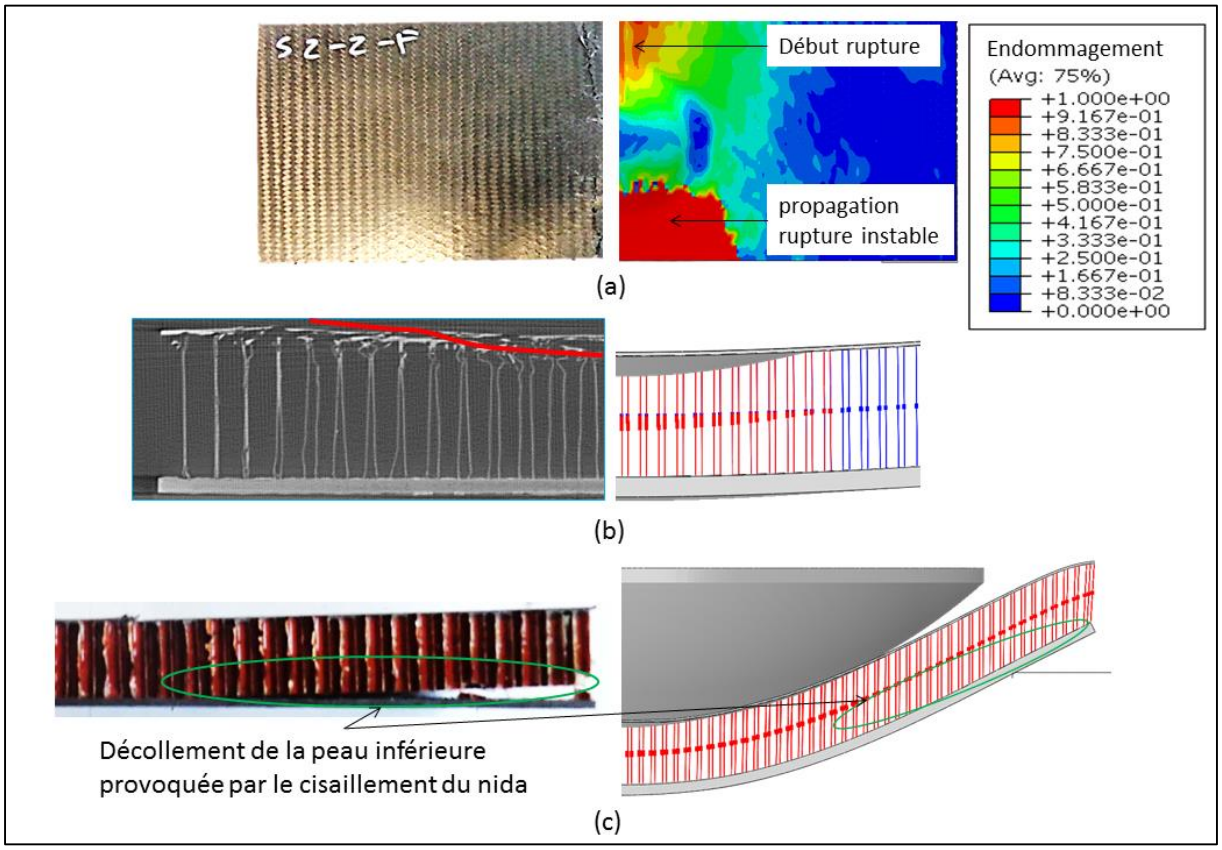



*Figure 5.33 : Comparaison des mécanismes de rupture prédit par la simulation numérique et obtenu à partir des essais d'impact à 2 m.s$^{-1}$ en configuration flexion*

### 2.3.3 Evaluation de la capacité des ressorts à représenter le nida

Dans les paragraphes précédents, il a été démontré la capacité des ressorts à représenter l'indentation et le cisaillement du nida. Ainsi avec de simples essais de compression et de cisaillement, il est possible d'identifier le modèle couplant compression et cisaillement. De plus, en faisant l'hypothèse que les efforts transitent essentiellement dans les arrêtes représentées par les ressorts, il est possible, via les équations de Zhang et Ashby [145], de prédire, en fonction de la taille des cellules, les propriétés élastiques, la force de flambage, le plateau plastique ainsi que le régime de densification.

Dans ce cadre, la simulation de la réponse à l'impact du sandwich avec le nida de densité 128 kg.m$^{-3}$ est réalisée, non pas avec l'identification des paramètres par compression et cisaillement mais en utilisant les propriétés théoriques calculées par les équations d'Ashby.

La comparaison entre l'essai et la simulation du sandwich dense en appui-plan rigide impacté à 2 m.s$^{-1}$ est donnée en Figure 5.34. Le comportement global semble bien estimé en termes de force maximale, de temps de contact et de déplacement maximal. Cependant, le modèle semble trop rigide avec un écart significatif sur la phase de charge et un retour élastique plus rapide que celui mesuré. L'excès de rigidité a pour effet de décaler la rupture de la peau de 1 ms par rapport à l'expérimental. Ces écarts conduisent à une surestimation de l'énergie dissipée de 37 %. Cette différence semble essentiellement due à l'évaluation des propriétés théoriques du nida qui ne tiennent pas compte du couplage compression/cisaillement qui induirait une baisse de rigidité significative.

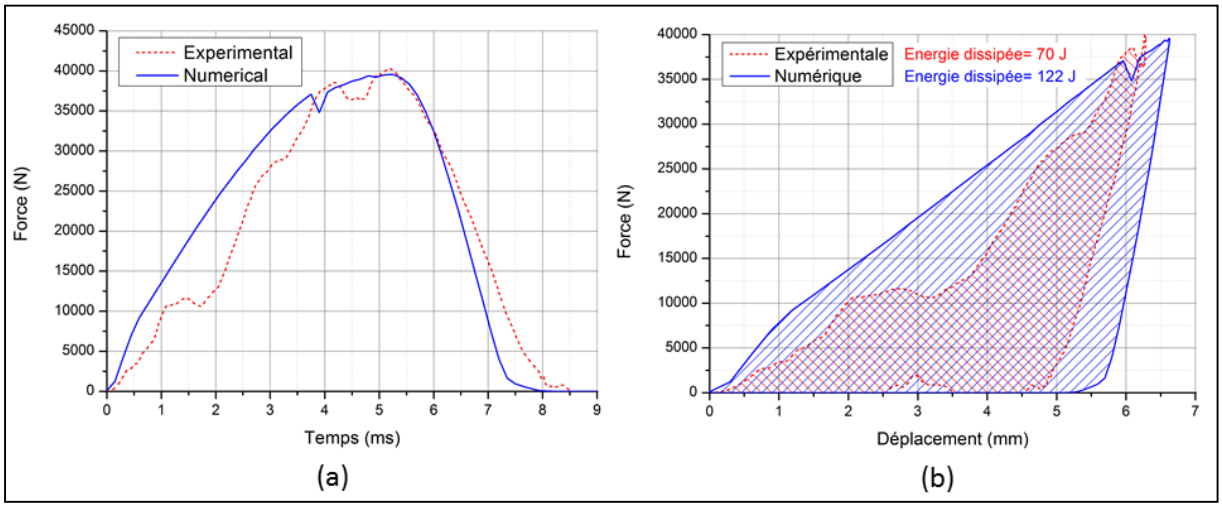



*Figure 5.34 : Comparaison des données expérimentales et de la simulation numérique d'un sandwich symétrique carbone/nida 128 kg.m$^{-3}$ impacté à 2m.s$^{-1}$en configuration appui-plan: (a) Courbe force/temps ; (b) Courbe force/déplacement*

Malgré les écarts constatés, ces résultats mettent en avant le fait que la représentation du nida par ressort permet d'obtenir une première estimation du comportement d'un sandwich à l'impact avec une simple estimation analytique des propriétés de l'âme. En effet, cette représentation simple permet de tenir compte de l'indentation, du cisaillement du nida sans passer par une représentation 3D complète du nida incluant les variations géométriques des zones de bords de plateau obligeant à avoir recours à une optimisation numérique. Cette dernière observation souligne le point fort de ce

genre de modèle dans le cadre de travaux de pré-dimensionnement, avec une estimation rapide et peu onéreuse des niveaux d'efforts.

## 2.4 Simulation du concept 3 : sandwich dissymétrique hybride

Cette simulation est calquée sur la précédente et reprend les mêmes propriétés pour le nida, le film de colle et le carbone. La différence réside dans la peau supérieure en Kevlar/lin qui est représentée par le modèle développé dans le chapitre caractérisation (Partie 4:4). La simulation est utilisée pour corréler l'essai d'impact en appui-plan et en flexion. La corrélation permet d'évaluer la capacité du modèle à prédire le scénario de rupture et permet de découpler l'énergie dissipée par les différents mécanismes.

La Figure 5.35 présente la comparaison entre les signaux expérimentaux et les résultats de la simulation numérique de l'essai d'impact. Le pic de force, correspondant à la rupture de la peau hybride, est bien capté par le modèle mais l'énergie dissipée sous le pic est surestimée. En effet, bien que l'initiation de la rupture en termes de temps et en déplacement soit correctement prédite, la dégradation de rigidité de la peau ne semble pas assez rapide. Il est possible que cela provienne d'une sensibilité du composite hybride à la vitesse de déformation. En effet, la vitesse de déformation calculée est de l'ordre de 100 $s^{-1}$, ce qui est supérieure de deux décades à la vitesse utilisée pour caractériser les matériaux. De plus, lors de la caractérisation, une sensibilité à la vitesse de déformation a été mise en évidence. Ainsi, une augmentation du seuil de rupture conjuguée à une augmentation du module endommagé, pourrait expliquer un comportement plus rigide conduisant à une rupture plus brutale. Un autre facteur pouvant expliquer cette différence est l'identification du comportement en compression. En effet, il a été montré la complexité de l'identification des propriétés en compression lors des essais de flexion 3 points. Ainsi, la peau hybride travaillant essentiellement en compression, cela peut fortement influencer la prédiction du pic de force. Outre la rupture de la peau hybride, l'endommagement du nida par flambement et cisaillement semble bien corrélé. En effet, la propagation de ces mécanismes conduit à une bonne évaluation de la force d'impact et de l'indentation. Enfin, l'erreur commise sur la prédiction de la rupture de la peau, impacte le calcul du retour élastique, qui est sous-estimé comme dans le cas du sandwich carbone. Ces écarts conduisent à une sous-estimation de l'énergie dissipée de 5% par rapport à celle mesurée.

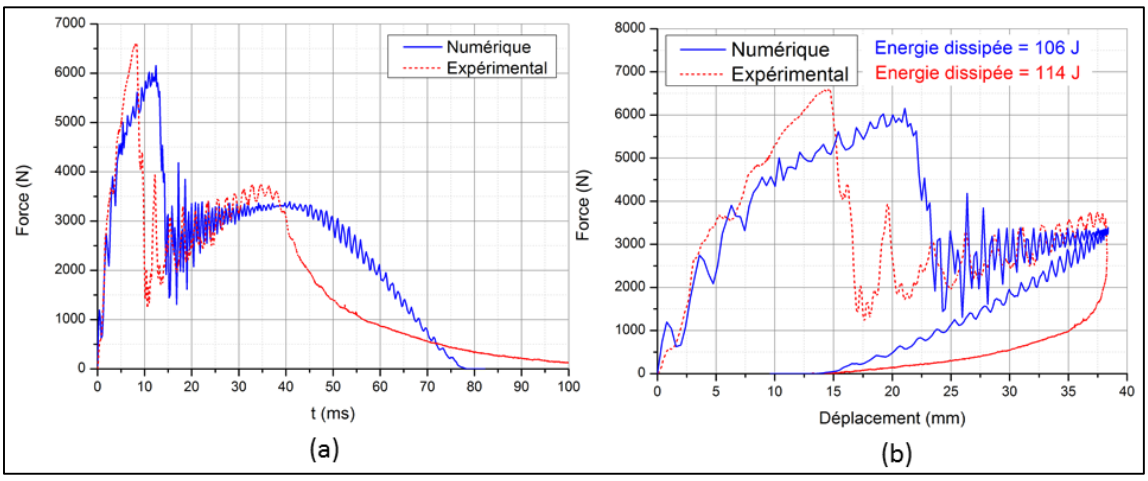



*Figure 5.35 : Comparaison des données expérimentales et de la simulation numérique d'un sandwich dissymétrique hybride impacté à 2m.s$^{-1}$en configuration de flexion: (a) Courbe force/temps ; (b) Courbe force/déplacement*

Finalement, la Figure 5.36 compare les faciès de rupture prédits par la simulation à ceux identifiés en analyses tomographiques post-impact. La cinématique de rupture semble bien captée. L'endommagement couplé flambement/cisaillement du nida est globalement bien représenté avec un mode de flambement pur sous l'impacteur et un mode mixte en périphérie. De plus, la rupture de la peau hybride semble également bien localisée avec la présence du décollement locale due au flambage. Contrairement à la rupture instable de la peau carbone, la ductilité de la peau hybride semble stabiliser et confiner la propagation de la rupture aux éléments proches de l'initiation de la rupture.

La comparaison des cinétiques d'endommagement entre sandwich carbone et sandwich hybride met en avant l'influence de la rigidité de la peau supérieure sur l'établissement et la propagation des modes de rupture au sein du nida. Ceci démontre la dépendance de l'énergie dissipée aux couplages des différents mécanismes.

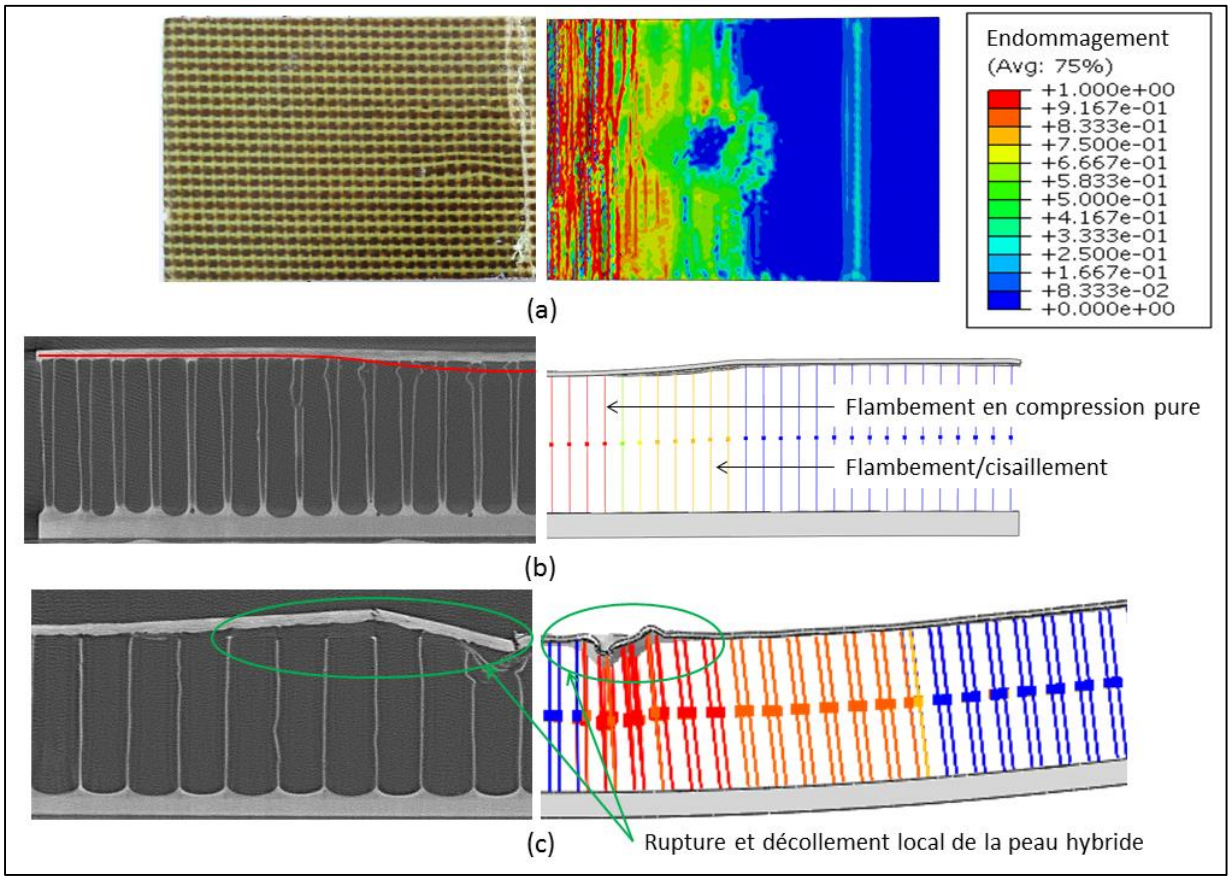



*Figure 5.36 : Comparaison des mécanismes de rupture d'un sandwich hybride prédit par la simulation numérique et obtenu à partir des essais d'impact à 2 m.s$^{-1}$ en configuration flexion*

## 2.5 Bilan

Il apparait que le modèle soit capable de reproduire la cinétique de ruine du sandwich carbone impacté en configuration appui-plan rigide et en flexion et également pour le sandwich hybride. En effet, tous les mécanismes identifiés lors des essais semblent reproduits, avec une estimation correcte de leur propagation et leur répartition spatiale. Cependant, les divergences des signaux force/déplacement montrent une mauvaise estimation de l'énergie dissipée par chacun de ces mécanismes. Notamment, l'énergie dissipée par le flambement de la peau hybride est surestimée et la rupture fragile du carbone semble trop sévère. En revanche, le couplage des modes de ruptures et le niveau d'énergie dissipée par le nida est bien appréhendé.

Malgré les écarts, l'outil numérique permet de quantifier les niveaux d'énergies dissipées par les différents mécanismes. La Figure 5.37 donne la répartition de l'énergie dissipée par le sandwich carbone et par le sandwich hybride suivant les différentes configurations.

Dans le cas de la configuration appui-plan, la dissipation est principalement pilotée par le flambement du nida avec une contribution faible de la rupture de la peau et du délaminage. En revanche, en flexion, le sandwich dissipe l'énergie à travers le cisaillement du nida mais également par la rupture de la peau supérieure. Dans les deux cas, le délaminage ne contribue pas directement à la dissipation d'énergie. Cependant, il génère de forte diminution de rigidité, pilotant la répartition de charge entre la peau et le nida, modifiant ainsi le ratio d'énergie dissipée. De plus, la réponse du sandwich hybride en flexion montre le fort couplage existant entre les propriétés de chaque matériau pilotant les modes de rupture et leurs propagations. En effet, la peau hybride semble jouer le rôle de fusible en limitant le délaminage par son caractère plus ductile que le carbone. Ce qui conduit à une modification du ratio d'énergie dissipée.

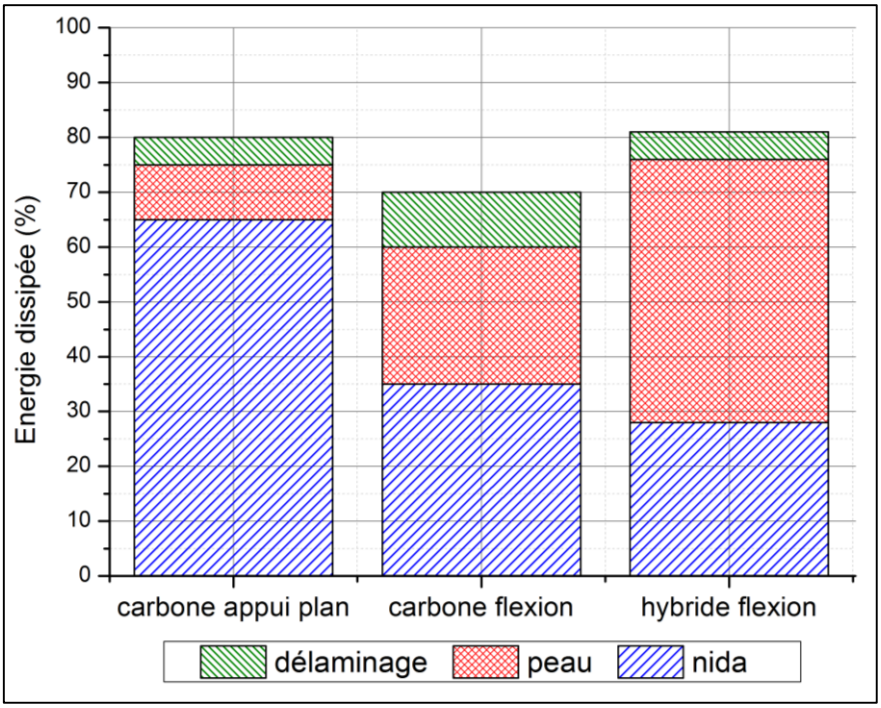



*Figure 5.37 : Répartition de l'énergie dissipée calculée par simulation numérique dans un sandwich carbone et hybride impacté suivant différentes configurations*

# 3 Synthèse et Discussion

Dans cette étude, les essais d'impact ont permis de comparer l'influence du nida et la nature de la peau supérieure sur le comportement à l'impact. De plus, le développement d'un outil numérique a permis de découpler les différents mécanismes pouvant influer sur la réponse à l'impact, permettant ainsi de quantifier l'énergie dissipée pour chacun.

Différentes conclusions peuvent être établies :

- *Influence de l'endommagement de la peau :* La prise en compte de l'endommagement de la peau est primordiale pour appréhender la réponse à l'impact. La raison principale est le couplage fort existant entre délaminage et rupture de la peau. La part d'énergie dissipée par la peau devient plus importante lors d'un impact sur une plaque en flexion.
- *Influence de l'endommagement du nida :* La dissipation d'énergie dans le nida se fait par flambement ou par cisaillement. En configuration appui-plan rigide, le flambement du nida est principalement responsable de l'énergie dissipée. En revanche en flexion, c'est le cisaillement qui pilote l'évolution de rigidité du sandwich conduisant à l'initiation de la rupture de la peau supérieure et au délaminage. La prise en compte du couplage compression/cisaillement du Nomex est donc essentielle dans la prédiction de la réponse à l'impact.
- *Influence de l'endommagement de l'interface peau/âme :* Bien que la rupture du film adhésif soit peu dissipative, la prise en compte de son endommagement se révèle nécessaire. En effet, en raison du couplage des modes d'endommagement entre la peau et l'âme, la représentation du délaminage pilote le transfert de charge peau/âme et donc la rigidité globale du sandwich.

La prédiction de la rupture de la peau composite conduit à différentes difficultés. Tout d'abord, la rupture « numérique » du carbone est apparue très instable avec une dégradation trop importante des propriétés mécaniques par rapport à l'expérimental. D'un autre côté, la rupture par flambement de la peau hybride s'est avérée complexe à appréhender, la difficulté venant essentiellement de l'identification du comportement en compression.

Les modes de rupture du nida semblent globalement bien appréhendés par la modélisation en ressorts. L'identification par simples essais de compression et cisaillement permet d'approcher correctement le couplage compression/cisaillement. L'identification du couplage pourrait être plus poussée avec des essais ARCAN. En effet, ce type d'essais permet de solliciter le nida en compression/cisaillement avec la possibilité de faire varier le ratio entre les deux. Ainsi, il serait possible d'affiner la fonction de couplage. De plus cette représentation rend possible l'identification analytique des propriétés conduisant à une estimation correcte des niveaux d'effort et de déplacement mais avec une perte de précision sur l'estimation de l'énergie dissipée.

# Partie 6: Validation d'une solution technologique

Après avoir caractérisé les matériaux du sandwich et étudié leur comportement à l'impact, cette dernière partie a pour but d'évaluer la faisabilité et la performance de l'intégration d'une zone d'absorption composite sandwich à l'assise de siège pilote. Pour cela les modèles matériaux créés dans cette étude sont utilisés pour simuler le comportement du sandwich soumis aux chargements imposés par la norme des sièges pilotes AS 8049. Afin d'évaluer les performances d'une telle assise, les résultats sont comparés à ceux d'une assise d'A350 en aluminium. Cette étude doit donc être vue comme la capacité du modèle développé au cours de cette étude, à être utilisé dans le cadre d'un pré-dimensionnement industriel.

## 1 Elaboration d'un modèle de pré dimensionnement

Afin d'appréhender le comportement de l'assise composite, une simulation numérique est réalisée avec les conditions limites et de chargements proches de l'application réelle.

### 1.1 Cas de charges

Statique :

L'assise doit supporter une « charge statique limite » de 3000 N sans apparition de déformation permanente ou d'activation de mécanisme dissipatif. A partir de la « charge statique limite » l'assise peut s'endommager jusqu'à atteindre un « chargement ultime » de 12 096 N, sans atteindre la rupture pendant au moins 3 s.

Ce cahier des charges est utilisé comme données d'entrées dans la simulation numérique. Le chargement statique est appliqué sur l'assise comme une réparation de pression homogène correspondant au seuil de force spécifié.

Dynamique :

Dans la norme, le siège subit également des essais dynamiques. Le plus dimensionnant est le crash « downward » provoquant une décélération de 14 G selon la direction verticale. Pour obtenir cela, une décélération de 14G est appliquée, sur le mannequin, dans un intervalle de temps de 80 ms. Pour que l'assise soit validée lors du test, la force de compression colonne du mannequin ne doit pas excéder 6 670 N. Ce chargement dynamique est un essai de crash appliqué sur toute la structure du siège. Les données n'étant pas disponibles, les solutions proposées sont comparées à l'assise aluminium en terme de réponse à un impact de type masse tombante à $2 m.s^{-1}$. Les performances des assises sont évaluées en termes d'énergie dissipée et de force d'impact.

### 1.1 Conditions limites

Dans le but d'étudier la faisabilité d'une assise en composite, il est important d'évaluer ses performances par rapport à une référence valide du point de vue du cahier des charges. Dans cette étude, la zone d'appui fessier de l'assise d'A350 en aluminium est prise comme référence (Figure 6.1). Cette assise comporte de nombreux usinages pour alléger la structure mais également pour la fixer au support d'assise. Ainsi, une fois l'assise montée sur le siège, les fixations sur les côtés et au

centre, empêche l'assise de fléchir, ce qui verrouille tout mécanismes dissipatif, obligeant l'ajout d'une mousse viscoélastique pour assurer cette fonction.

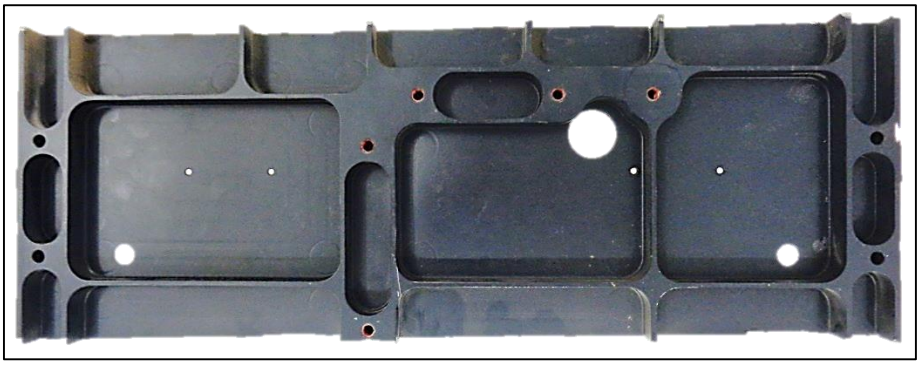


*Figure 6.1 : Photographie de la zone d'appui fessier de l'assise en aluminium d'A350*

Les dimensions de zone d'absorption de l'assise sont les mêmes que les dimensions des semi-structures testées précédemment, à savoir 360 mm x 127 mm x 28 mm. Les conditions de fixations de la zone d'absorption dans l'assise composite ne sont pas encore bien définies. Ainsi, pour évaluer l'influence des conditions de fixations sur le comportement au crash, trois cas sont considérés (Figure 6.2): les deux premiers sont les conditions utilisées pour les essais d'impact (appui-plan et flexion libre), la troisième configuration est une flexion encastrée. Les contacts sont supposés parfaits sans frottement. Pour comparer les rigidités sous chargement statique, les assises sont comparées en configuration de flexion libre.

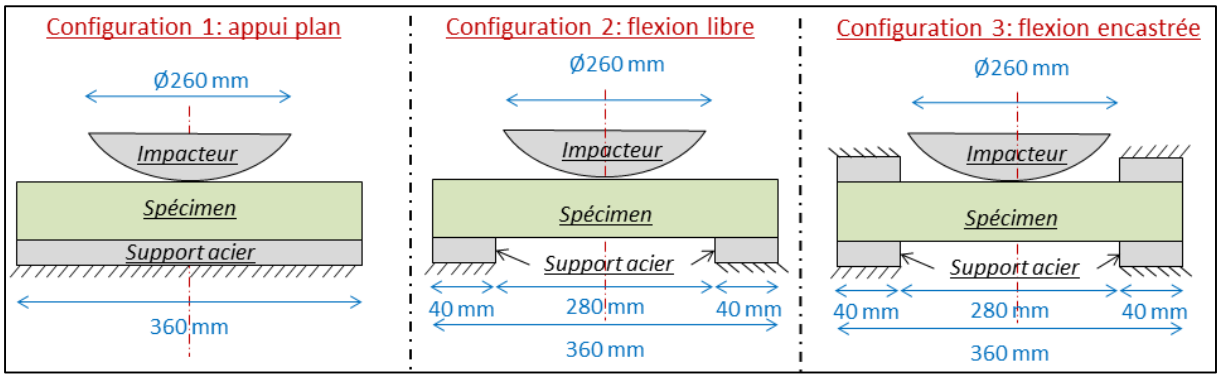



*Figure 6.2 : Conditions limites utilisées pour la comparaison des différentes assises*

## 2 Résultats références : assise aluminium d'A350

Afin de comparer les performances des différentes assises sous chargement statique et dynamique, un essai d'impact et des simulations statique et dynamique sont réalisées.

### 2.1 Réponse au chargement dynamique

#### 2.1.1 Configuration appui-plan rigide

Afin de comparer les performances au crash des différentes assises, un essai d'impact à 2 $m.s^{-1}$ est réalisé sur l'assise d'A350 en appui-plan. La configuration appui-plan étant jugée la plus proche des conditions réelles de l'application. Les résultats de l'essai sont donnés en Figure 6.3 . La force d'impact maximale atteint 80 000 N pour un déplacement maximal de 3.7 mm. De fortes oscillations

apparaissent sur le signal correspondant aux pics parasites identifiés lors des essais de calibrations sur plaque rigide. Enfin, l'énergie dissipée mesurée est de 68 J essentiellement due à la déformation plastique due à l'indentation locale de l'impacteur. Il faut toutefois nuancer cette valeur étant donnée la présence des pics parasites, non représentatifs du comportement du matériau à l'impact.

Au final, l'assise démontre un comportement extrêmement rigide donnant lieu à une décélération brutale de l'impacteur. Ceci est normal, étant donné que la fonction dissipative est assurée par la mousse et que l'assise aluminium a pour unique vocation d'assurer la rigidité.

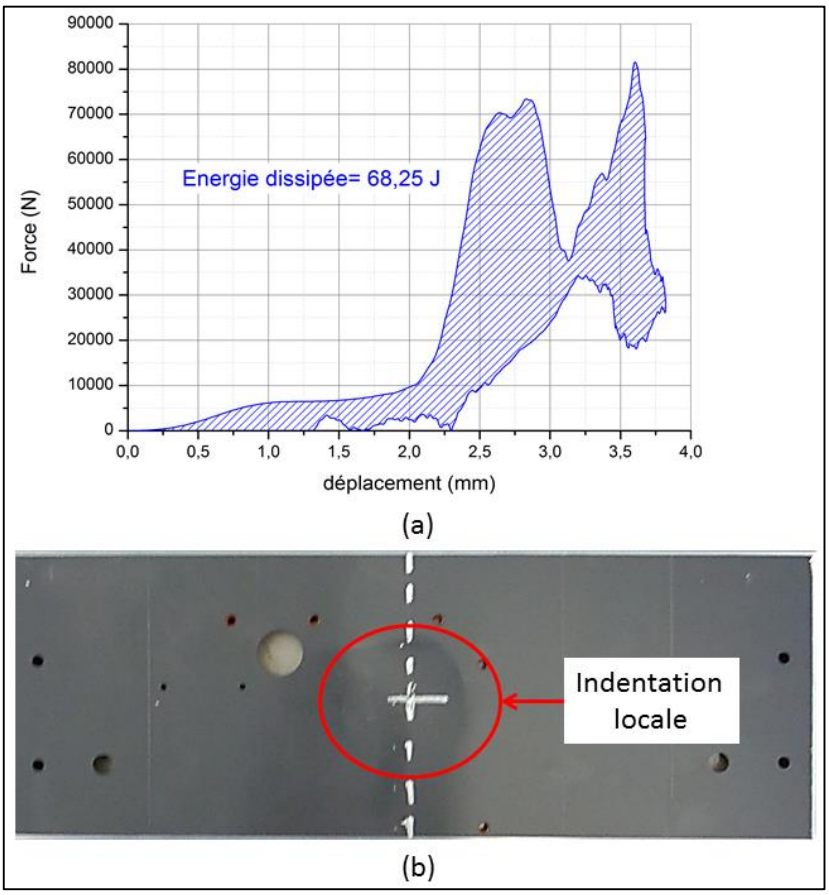



*Figure 6.3 : Réponse d'une assise aluminium d'A350 en appui plan à un impact à 2m.s$^{-1}$: (a)Courbe force/déplacement ; (b) Photographie de l'assise après impact*

### 2.1.1 Configuration flexion libre / flexion encastrée

Dans un but comparatif, des simulations d'impact en configuration de flexion libre et encastrée sont menées. Pour la réalisation des simulations, le contact avec les supports est supposé sans frottement et le comportement de l'aluminium 2024 est implémenté comme étant isotrope-élasto-plastique sans dépendance à la vitesse de déformation. Les propriétés ont été extraites de l'étude de Hamon [151].

Les résultats de simulation sont présentés en Figure 6.4. Dans les deux configurations, sur le signal force-déplacement, trois zones peuvent être identifiées. La première correspond à l'entrée en flexion de l'assise dans un mode purement élastique, jusqu'à un déplacement de 5 mm. Ce mode purement élastique engendre de fortes oscillations provenant du retour d'ondes de choc sur la face en contact. La deuxième zone marque le début du développement de la déformation plastique (Figure 6.4 (c)) et

engendre une modification de pente de la force. La dernière partie correspond au retour élastique conduisant à un retour à une force nulle et met en évidence une déformation résiduelle de l'assise après l'impact de 26 mm en flexion libre et 15 mm en flexion encastrée (Figure 6.4 (b)). Le développement de la déformation plastique (Figure 6.5) conduit à une dissipation de 80% de l'énergie d'impact avec une force maximale d'impact de 6 kN pour le libre et 9.8 kN pour l'encastré. Malgré que l'encastrement bride la flexion de l'assise et réduit la déformation plastique, la forte augmentation de force d'impact conduit à des niveaux d'énergies identiques.

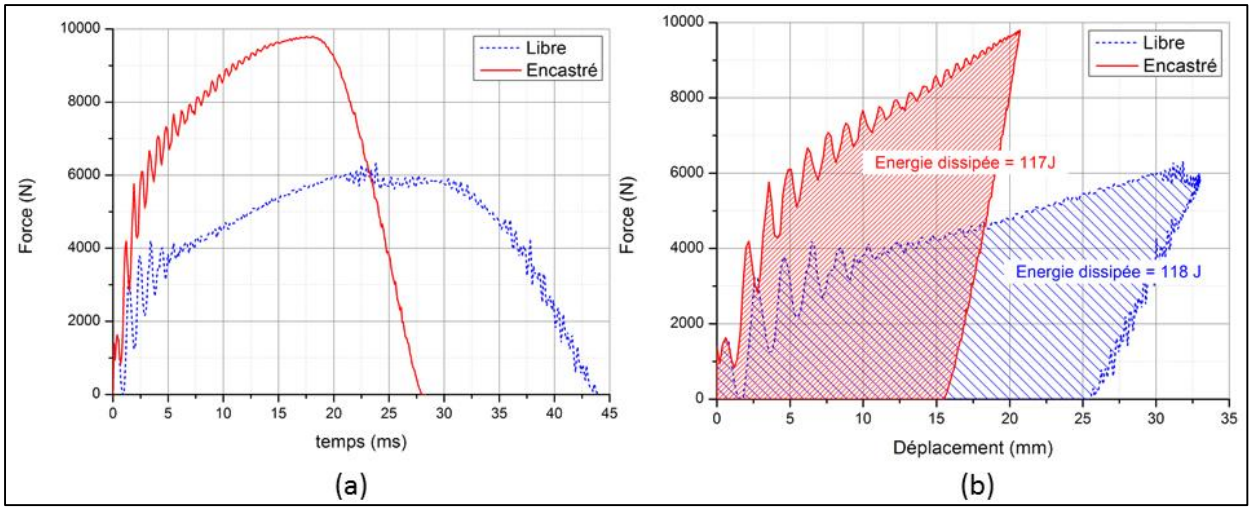



*Figure 6.4 : Comparaison des résultats de la simulation d'une assise d'A350 impactée à 2 m.s$^{-1}$ en configurations de flexion libre et de flexion encastrée: (a) Courbe force/temps; (b) courbe force/déplacement*

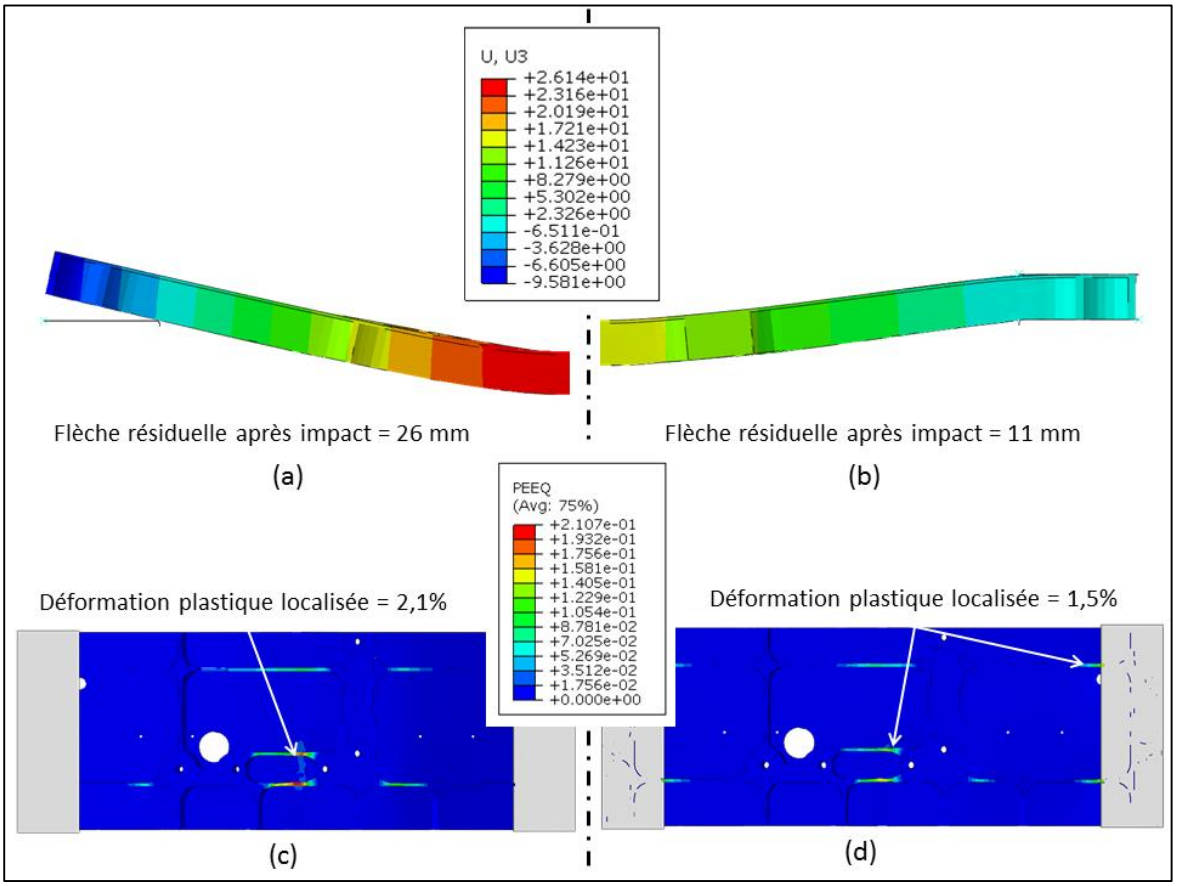


*Figure 6.5 : Comparaison des mécanismes de rupture d'une assise d'A350 impactée à 2 m.s$^{-1}$ en configurations de flexion libre et de flexion encastrée : (a) Flèche résiduelle après impact ; (b) Cartographie des niveaux de déformations plastique*

En conclusion, cette analyse montre la nécessité avec ce type d'assise d'avoir un système dissipatif supplémentaire pour éviter d'atteindre des forces d'impact trop importantes supérieures au 6.6 kN admissibles par la colonne vertébrale du pilote.

## 2.2 Réponse au chargement statique

Pour évaluer sa rigidité, la réponse de cette assise au chargement statique en configuration de flexion libre avec appuis simple est simulée sous Abaqus. La flèche maximale à charge limite et à charge ultime sont relevées sur les résultats de calcul présentés en Figure 6.6. Jusqu'à 3 kN, l'assise se déforme en flexion dans un mode purement élastique avec une flèche de 2.46 mm et il n'y a aucun signe d'activation de déformation plastique. Entre 3 kN et jusqu'à 12 kN, l'assise se déforme en flexion dans un mode élasto-plastique avec une flèche maximale de 18.25 mm. Des déformations plastiques localisées au niveau des nervures se développent à hauteur de 1.4 %.

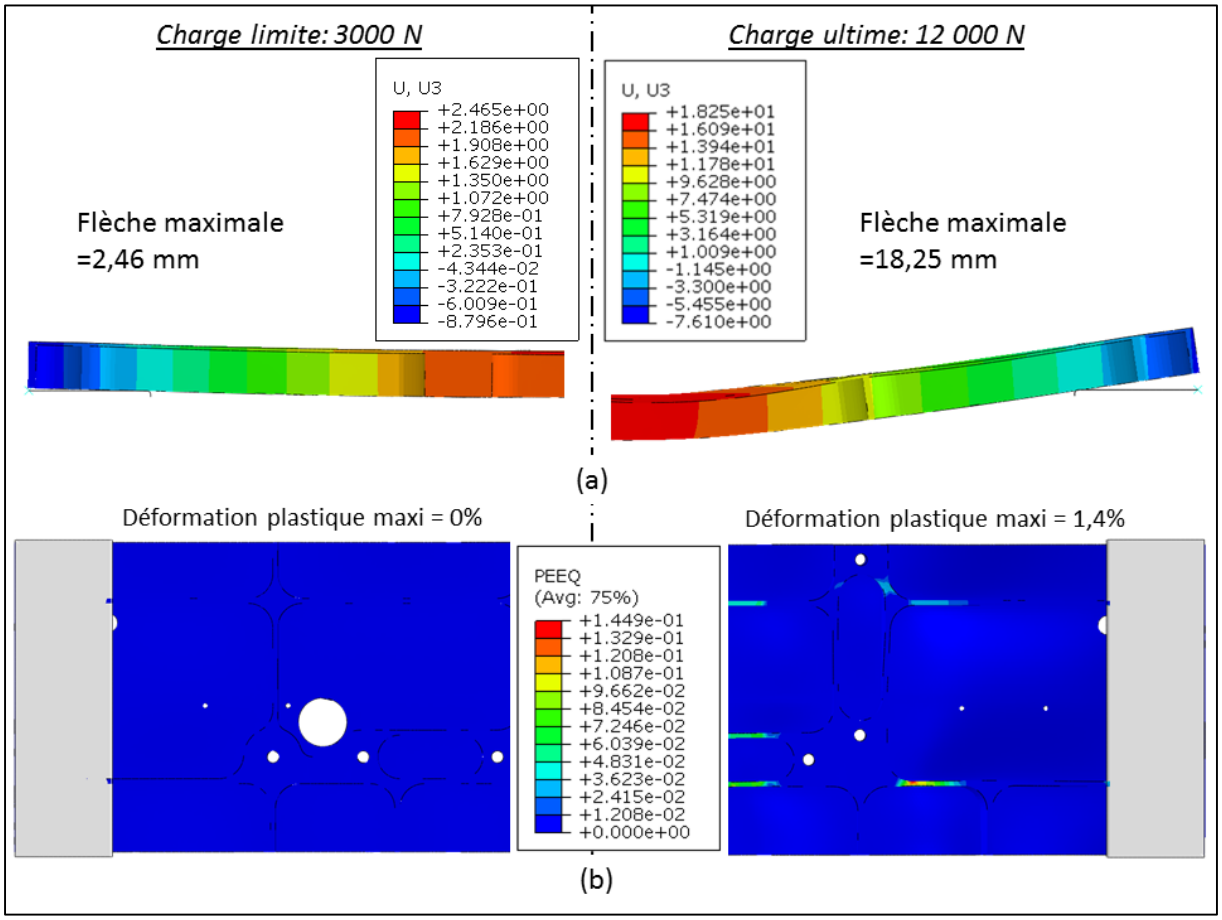



*Figure 6.6 : Résultats de simulation de l'assise A350 sollicitée en chargement statique limite et ultime : (a)Déplacement maximal de l'assise d'A350 (b) déformation plastique (représentation de la moitié de l'éprouvette)*

Au final, les réponses dynamique et statique de l'assise d'A350 sont déterminées et constituent une référence. Il est donc possible de proposer des designs d'assises composites et de les soumettre à ces mêmes cas de charges pour pouvoir les évaluer.

# 3 Dimensionnement d'une zone d'absorption d'assise en composite

Dans cette partie le sandwich dissymétrique hybride a été évalué sous un chargement statique. Les résultats de cette simulation ont donné lieu à l'élaboration d'une deuxième assise avec un empilement optimisé. Les résultats présentés dans cette partie sont donc ceux de deux zones d'absorption sandwich dissymétrique validant tous les critères mécaniques.

## 3.1 Présentation de la conception de la zone d'absorption

Dans cette étude, deux designs d'assise sont testés. La première assise, appelée design 1, est réalisée avec le même empilement utilisé lors des essais d'impact. Une seconde assise, appelée design 2, est conçue dans le but d'augmenter la rigidité en flexion. La peau inférieure ne participant pas à la dissipation d'énergie et ayant comme unique vocation de conserver l'intégrité structurale, les plis tissés sont remplacés par des plis UD carbone ayant un module élastique deux fois supérieurs. Le but est d'augmenter la rigidité pour réduire la flexion afin de favoriser la rupture du nida par flambement. L'épaisseur des plis UD étant de 0.15 mm contre 0.3 mm pour le tissé, l'empilement de la peau inférieure est choisi pour garder une épaisseur identique au sandwich du design 1. Ces deux designs sont représentés en Figure 6.7.

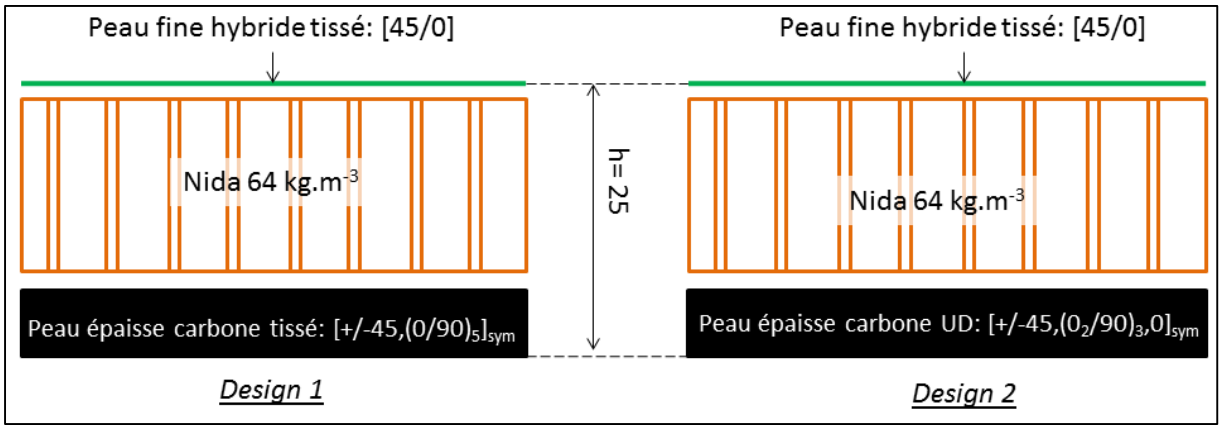



*Figure 6.7 : Schéma des deux designs d'assise composites : (a) design 1 ; (b) design 2*

## 3.2 Réponse au chargement dynamique

Les essais d'impact et la simulation sur le design 1 ayant déjà été traités dans la Partie 5:1.3, de la même manière la capacité dissipative du design 2 a été testée par simulation numérique avec un impact à 2m.s$^{-1}$. Les résultats en configuration appui-plan rigide sont principalement dépendant de la peau supérieure et de l'âme, la peau inférieure n'intervenant pas réellement dans la réponse à l'impact. Les mécanismes dans ce mode ayant été explicités dans le chapitre précédent, les résultats d'impact en appui-plan rigide ne sont pas présentés ici. Les deux designs ont donc été évalués selon les configurations flexion libre et flexion encastrée.

### 3.2.1 Configuration flexion libre / flexion encastrée

L'influence des conditions de fixation sur le comportement à l'impact du sandwich est présentée en Figure 6.8. En flexion libre le comportement semble piloté par la rupture de la peau hybride en compression, comme il a été explicité dans le chapitre précédent (Partie 5:2.4). L'encastrement, a pour effet de modifier cette cinétique avec une réponse dominée par le cisaillement du nida. En effet, la réduction de degré de liberté augmente la rigidité en flexion et sollicite plus fortement le

carbone et le nida (Figure 6.9 (b), (c)). Cette modification de l'état de contraintes conduit à un endommagement moins important de la peau hybride (Figure 6.9 (a)). Ainsi, en configuration libre, le pic d'énergie consommée par la rupture de la peau est absent en flexion encastrée. Il est remplacé par un cisaillement immédiat du nida conduisant à un niveau d'énergie plus faible de 8 %.

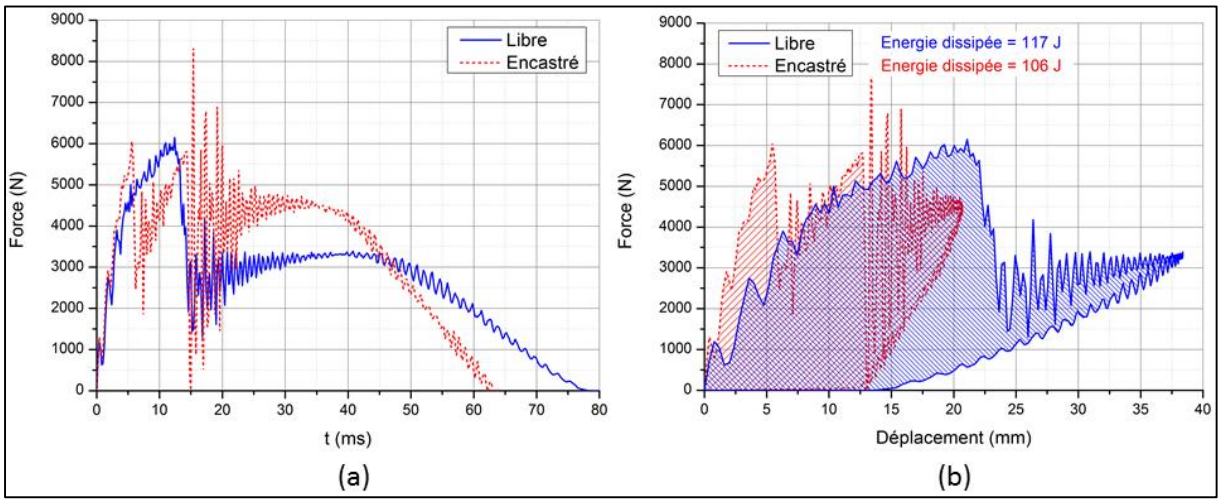



*Figure 6.8 : Comparatif de la réponse à un impact à 2 m.s$^{-1}$du design 1 en flexion libre et flexion encastrée : (a) Courbe force/temps ; (b) Courbe force/déplacement*

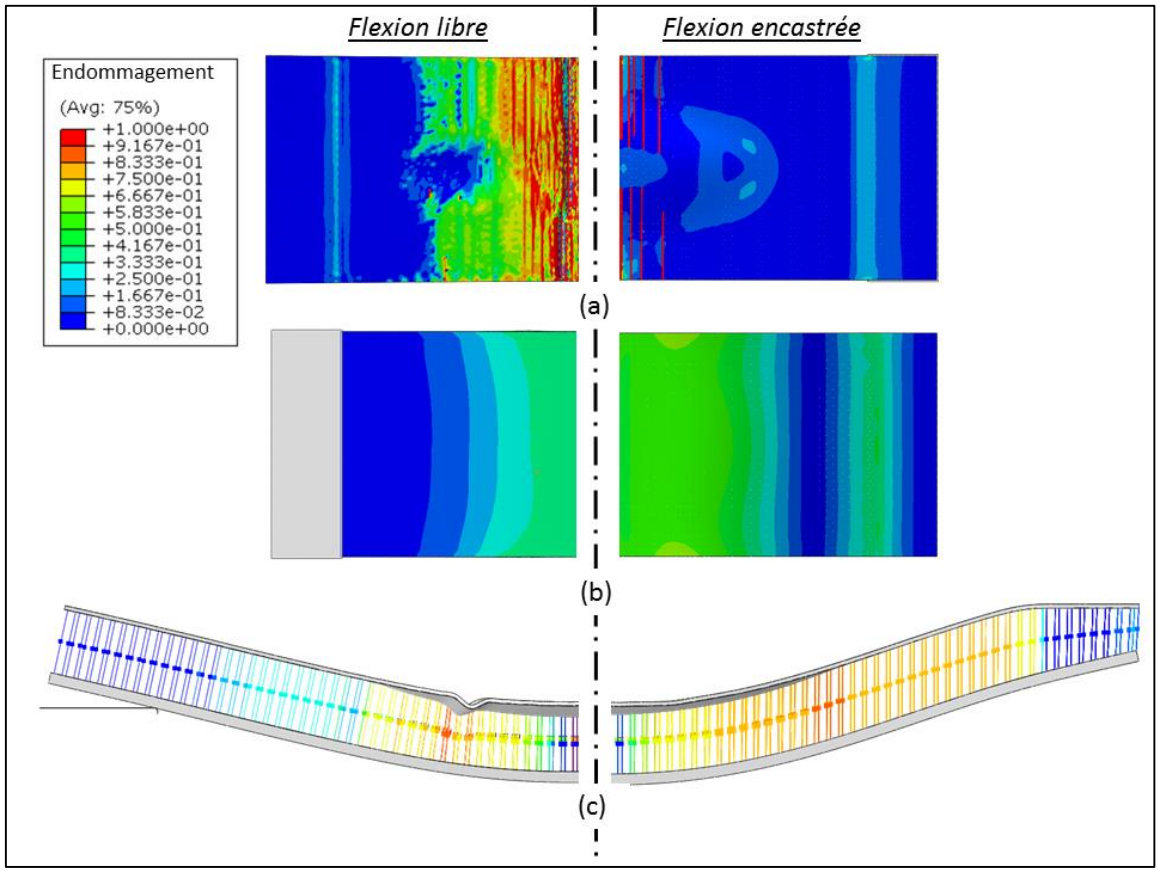



*Figure 6.9 : Comparatif des modes de rupture du design 1 après un impact à 2 m.s$^{-1}$ en flexion libre et flexion encastrée : (a) Etat d'endommagement de la peau hybride ; (b) Etat d'endommagement de la peau carbone ; (c) Etat d'endommagement du nida par cisaillement*

### 3.2.1 Comparaison design1 / design 2

La comparaison entre les deux designs est donnée en Figure 6.10 . Les courbes force/temps semblent similaires avec un temps d'impact quasi identique et un pic dû à la peau de rupture plus étendue pour le design 2. Un déplacement en flexion moins important est constaté pour le design 2, ce qui était prévu, car l'utilisation d'une peau inférieure en UD carbone avec une rigidité supérieure avait pour but de limiter la flexion. L'énergie dissipée par le design 2 est inférieure de 13 % par rapport au design 1. Il semble que la réduction de la flexion du design 2 bride les mécanismes dissipatifs du nida. En effet, le cisaillement est concentré proche du point d'impact et moins étendu que dans le design 1 (Figure 6.11 (c)). En revanche, l'état d'endommagement de la peau hybride semble beaucoup plus important dans le design 2. En ce qui concerne la peau carbone, l'état d'endommagement semble quasi identique.

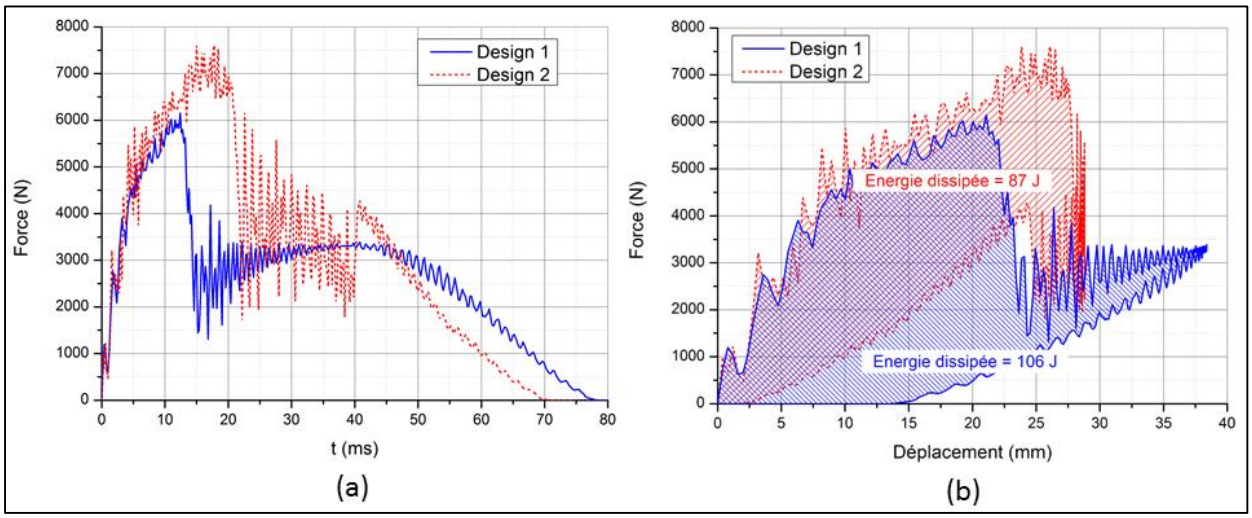



*Figure 6.10 : Comparatif de la réponse à un impact à 2 m.s$^{-1}$en configuration de flexion libre du design 1 et du design 2 : (a) Courbe force/temps ; (b) Courbe force/déplacement*

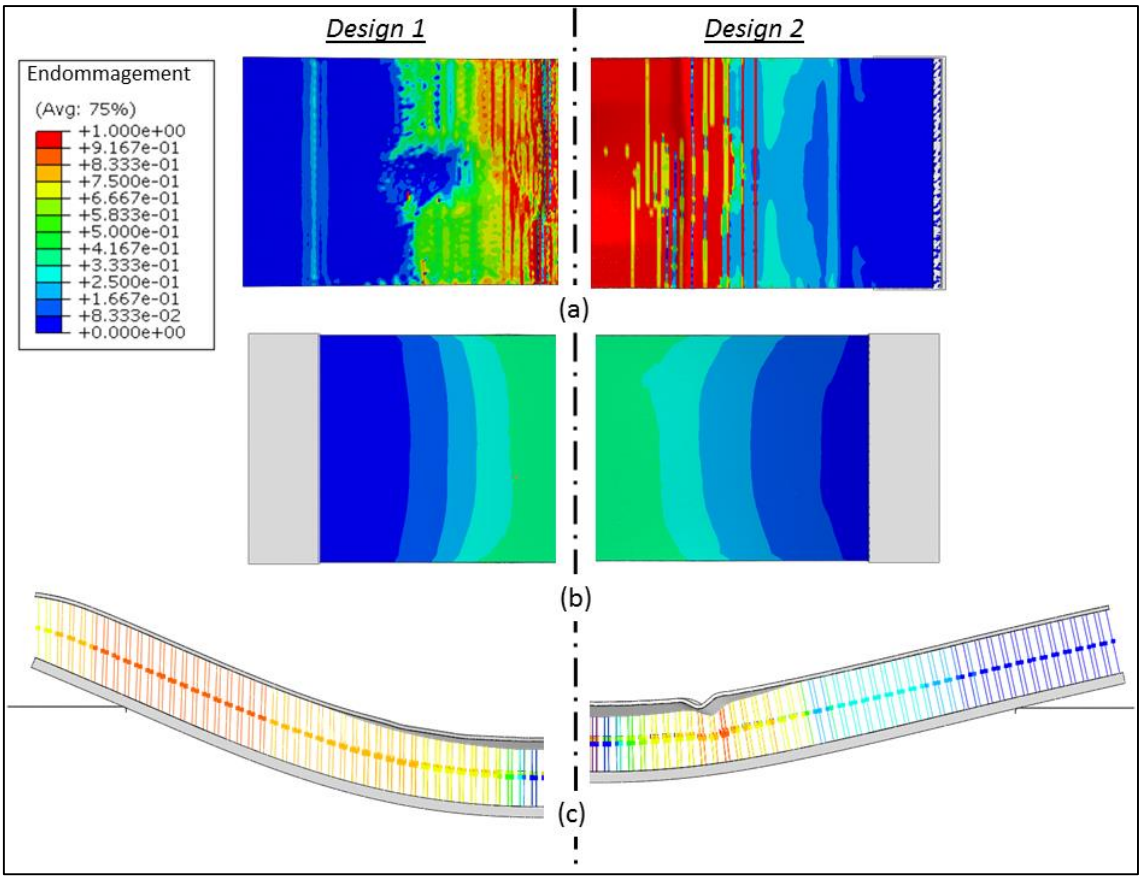



*Figure 6.11 : Comparatif des modes de rupture du design 1 et du design 2 après un impact à 2 m.s$^{-1}$ en configuration de flexion libre*

Ces premiers résultats montrent l'intérêt de la conception dissymétrique avec la peau hybride permettant de dissiper l'énergie par endommagement et la peau inférieure en carbone pouvant assurer une rigidité résiduelle garantissant l'intégrité de l'assise. De plus, cette étude montre que l'augmentation de rigidité en flexion (par encastrement ou par rigidification de la peau inférieure) limite les mécanismes dissipatifs de la peau hybride et du nida.

## 3.3 Vérification de la tenue en charge statique

Afin de valider la conception, une simulation de la zone d'absorption soumise aux chargements statiques est réalisée. La Figure 6.12 présente la flèche maximale calculée pour les deux chargements statiques pour le design 1. A 3 000 N la flèche maximale est de 1.75 mm et de 3.79 mm à 12 000 N.

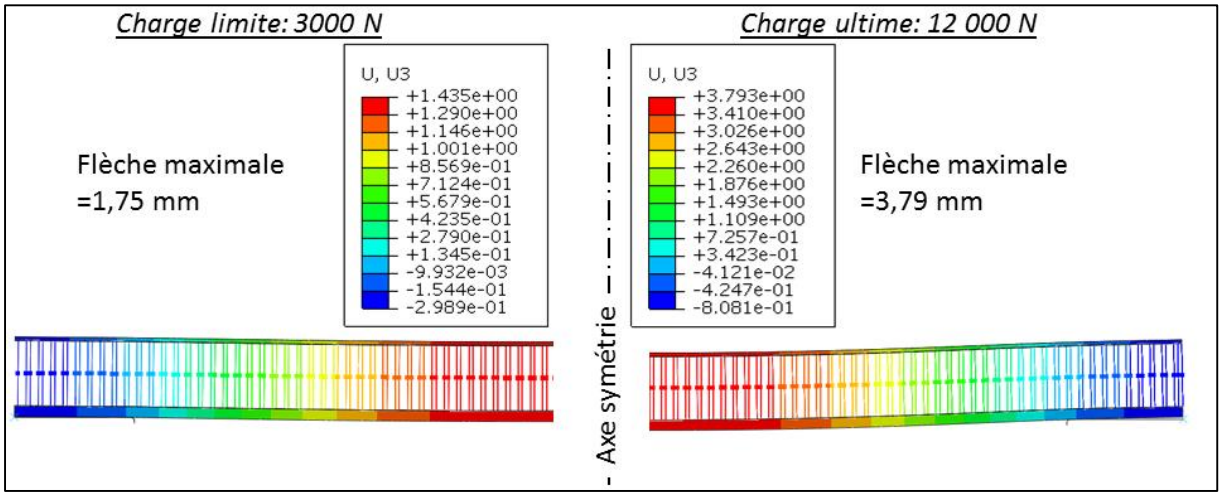



*Figure 6.12 : Déplacement maximal de l'assise sandwich simulé en statique sous charge limite et sous charge ultime (représentation de la moitié de l'éprouvette)*

La Figure 6.13 illustre respectivement l'état d'endommagement de la peau hybride et l'état de contrainte de la peau carbone. A charge limite, la peau hybride ne montre aucun signe d'endommagement avec une valeur du critère de 0.2 et la peau carbone atteint une contrainte maximale de 45 MPa. A charge ultime, la peau kevlar/lin enregistre une valeur d'endommagement de 0.54, ce qui indique un début d'endommagement mais sans de réelles ruptures. La peau carbone atteint une contrainte maximale de 110 MPa. Enfin, le réseau de ressorts modélisant le nida, n'a montré aucune activation d'endommagement et de plasticité à charge limite et montre des signes d'endommagement par cisaillement à charge ultime (Figure 6.14). Le cisaillement est essentiellement concentré sur les bords de l'assise en raison des effets de bords.

En analysant ces résultats, l'endommagement de la peau hybride n'intervient qu'aux environs de la charge ultime. De plus, il apparaît un état de contrainte de la peau en carbone inférieur à la limite à rupture du carbone qui est de 800 MPa. Ce qui correspond au cahier des charges qui impose l'absence d'endommagement à charge limite et la tenue avec endommagement et sans rupture totale à charge ultime. La peau inférieure en carbone semble donc maintenir l'intégrité de l'assise.

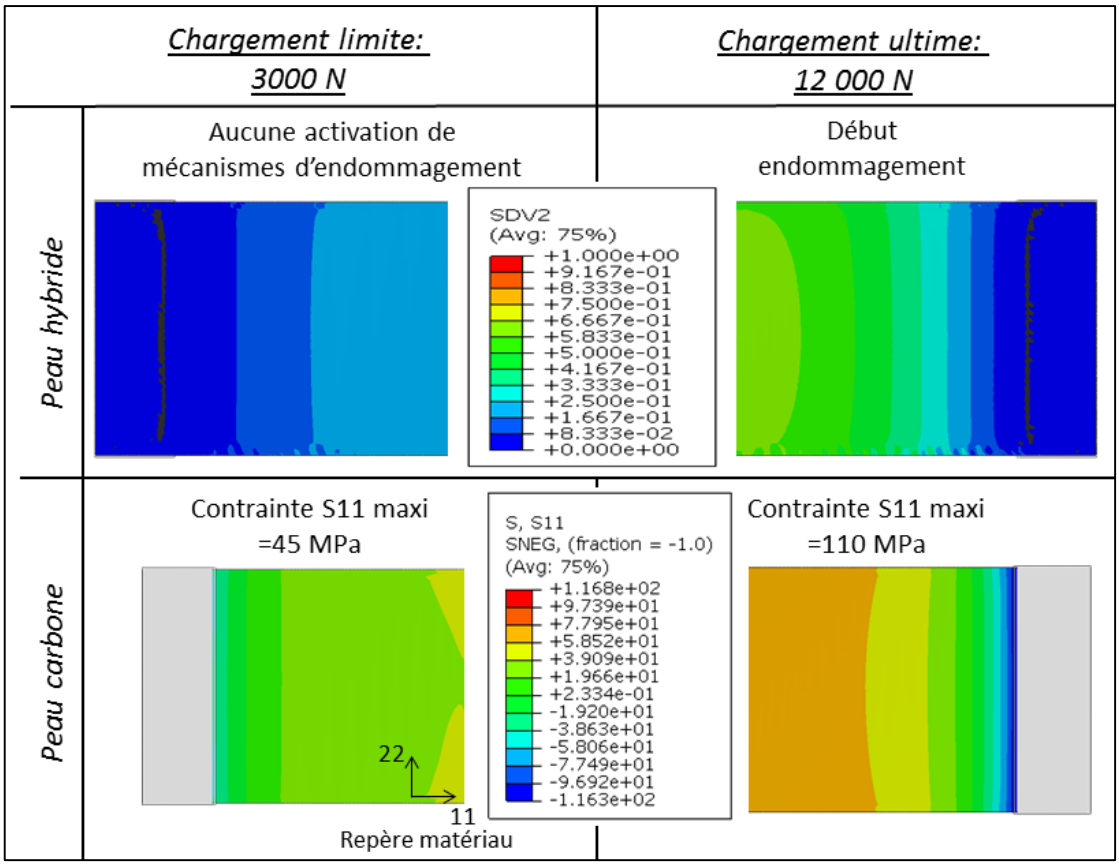



*Figure 6.13 : Indicateur d'endommagement de la peau Kevlar/lin et état de contrainte de la peau carbone issue de la simulation en statique sous charge limite et sous charge ultime (représentation de la moitié de l'éprouvette)*

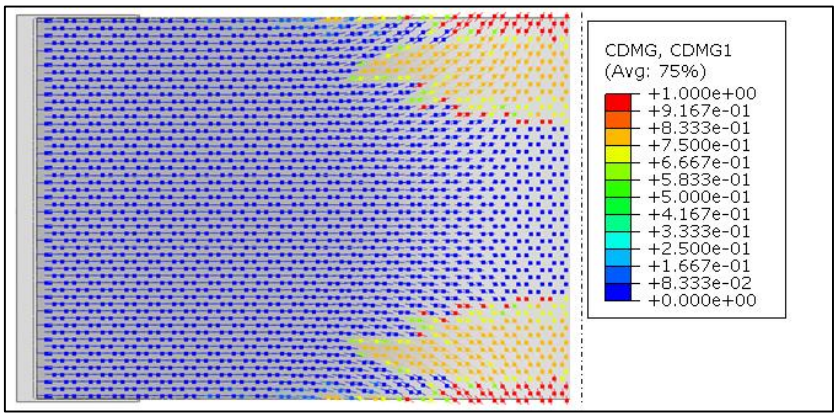



*Figure 6.14 : Etat d'endommagement par cisaillement du nida Nomex sous charge statique ultime (représentation de la moitié de l'éprouvette)*

Les résultats du design 2 sont dans les grandes lignes les mêmes avec une rigidité plus importante, il n'y a donc pas de réel intérêt à les présenter en détails. Les valeurs des principaux paramètres (flèche maxi) sont présentées dans la partie suivante visant à comparer les différentes assises.

# 4 Comparaison assise aluminium / assise composite

Cette partie a pour but de comparer les performances d'une assise aluminium, des assises composites proposées. Pour cela, les critères choisis couramment en aéronautique sont : la masse, la rigidité, et pour ce cas-là, la capacité d'absorption au crash, la force d'impact maximale et le déplacement maximal. Le comparatif de ces indicateurs est présenté en Figure 6.15.

Tout d'abord, en chargement statique de flexion, le sandwich conduit à une flèche en chargement limite et ultime respectivement de 1.45mm et de 3.79 mm. Ce qui correspond à une rigidité plus grande que celle de l'assise aluminium avec un facteur 1.6 en charge limite et 4.8 en charge ultime. Ce résultat était attendu et provient essentiellement de deux facteurs. Le premier est l'utilisation d'une peau inférieure épaisse en carbone permettant d'accéder à une rigidité de 70 GPa pour le tissé (comparable à l'Al 2024) et 130 GPa pour l'UD. Le deuxième facteur est l'épaisseur du sandwich supérieure de 10 mm par rapport à l'assise aluminium. Ceci a pour effet d'augmenter le moment quadratique permettant de plus solliciter les peaux et notamment la peau carbone, ce qui conduit évidemment à une rigidité plus élevée. Il est important de souligner que l'épaisseur de l'assise composite est supérieure à celle de l'aluminium mais elles ont des masses quasi-égales, ce qui confère une rigidité spécifique au sandwich supérieure à l'aluminium.

Concernant la dissipation d'énergie au crash, en configuration de flexion, les trois assises semblent dissiper la même quantité d'énergie (environ 80 %) et engendre une force d'impact et un déplacement similaires. La dissipation dans l'assise composite est due à l'endommagement de la peau supérieure et l'endommagement du nida tandis que l'assise aluminium dissipe via la déformation plastique uniquement. La flèche maximale est similaire pour les deux assises.

En configuration appui-plan rigide, l'assise aluminium ne dissipe plus que 50% de l'énergie avec une augmentation significative de la force d'impact d'un facteur 13 et un déplacement dans l'épaisseur faible de 3.8 mm. Cette énergie est dissipée par une déformation plastique très localisée au point d'impact. L'assise composite conserve un niveau de dissipation égale à la flexion avec une augmentation de la force d'impact d'un facteur 3 avec une déformation dans l'épaisseur de 13 mm.

Afin de comparer les performances des assises, il faut également considérer l'environnement de l'assise. En effet, les assises aluminium et composite se sont fortement déformées avec une flèche aux alentours de 35 mm. Or, lors des essais de structures sur les sièges, l'espace restreint disponible sous l'assise empêche l'assise de fléchir. Ceci rend donc le mode de déformation plastique par flexion de l'assise inopérant et se rapproche de la réponse de l'impact en configuration appui-plan. Ceci conduit, pour l'assise aluminium, à une faible déformation et une augmentation élevée de la force d'impact. Alors que l'assise composite permet de conserver sa capacité dissipative par flambement du nida dans l'épaisseur, permettant de limiter la force d'impact, même avec le mode de flexion neutralisé.

De plus, les résultats en configuration flexion encastrée du design 2 et de l'assise aluminium démontrent la capacité d'une assise composite à dissiper l'énergie avec une force de contact limitée.

En conclusion, la comparaison du comportement de l'assise composite avec l'assise référence en aluminium permet de démontrer la capacité d'un sandwich dissymétrique incorporant des fibres végétales à remplir le cahier des charges. En effet, les performances de cette solution technologique

semblent remplir correctement les rôles de pièces structurales et dissipatrices d'énergie au crash. D'un point de vue optimisation structurale, étant donnée la rigidité atteinte par le design 2, il serait possible d'alléger encore plus la structure, en réduisant le nombre de plis de la peau inférieure pour obtenir une rigidité équivalente à l'assise aluminium. Il faudrait cependant dimensionner ce système avec les conditions de fixations réelles de l'assise avec la présence de potentiels trous de fixations ainsi que les mécanismes entravant la flexion de l'assise.

| | | Critère | Assise A350 aluminium | Assise sandwich composite (design1) | Assise sandwich Composite optimisée (design2) |
|---|---|---|---|---|---|
| **Masse** | | | 358 g | 360 g | 360 g |
| **Epaisseur** | | | 15 mm | 25 mm | 25 mm |
| **Flexion libre** | *Chargement statique* | **Limite: 3000N Déplacement maximal** | 2.46 mm | 1.45 mm | 1.40 mm |
| | | **Ultime: 12 000 N Déplacement maximal** | 18.25 mm | 3.79 mm | 3.71 mm |
| | *Chargement crash* | **Energie dissipée** | 84 % | 80 % | 60 % |
| | | **Force maximale** | 6.5 kN | 6.6 kN | 7.5 kN |
| | | **Déplacement maximal** | 35 mm | 37 mm | 28 mm |
| **Flexion encastrée** | *Chargement crash* | **Energie dissipée** | 83 % | 75 % | 71 % |
| | | **Force maximale** | 9.8 kN | 6 kN | 6 kN |
| | | **Déplacement maximal** | 21 mm | 36 mm | 21 mm |
| **Appui-plan** | *Chargement crash* | **Energie dissipée** | 50 % | 80 % | 80 % |
| | | **Force maximale** | 80 kN | 20 kN | 20 kN |
| | | **Déplacement maximal** | 3.8 mm | 13 mm | 13 mm |

*Figure 6.15 : tableau comparatif des performances mécaniques de l'assise aluminium et l'assise composite*

# 5 Synthèse et discussion

Dans ce dernier chapitre, il a été présenté la mise en place du modèle mésoscopique permettant d'améliorer le dimensionnement de l'assise avec l'apport de précision des lois de comportement identifiées. Ces lois permettent de déceler l'initiation et la propagation d'endommagements, ce qui n'est pas possible avec des lois élastiques linéaires classiques. Ceci ouvre la possibilité d'un pré-dimensionnement d'assise avec intégration de la fonction dissipative.

L'utilisation du modèle pour le dimensionnement de l'assise a permis de proposer une assise optimisée d'un point de vue rigidité spécifique et énergie dissipée. La comparaison des deux designs proposés montre l'influence de la rigidité de la peau inférieure sur l'activation des mécanismes d'endommagement. L'augmentation de la rigidité de celle-ci limite la flexion privilégiant le flambement du nida qui permet de dissiper plus d'énergie dans l'épaisseur que par cisaillement. De plus, la rigidité de la peau supérieure influence énormément le pic de force due à la rupture de celle-ci, ce qui contribue également à une grande partie de l'énergie dissipée.

Au final, il a été montré la capacité du concept de sandwich dissymétrique hybride à cumuler les fonctionnalités tout en minimisant la masse avec un gain en rigidité à charge limite et une capacité d'absorption accrue. Ce cumul de fonction permettrait de réduire la masse en supprimant la mousse viscoélastique actuellement utilisée.

L'intégration de fibres naturelles dans des pièces structurales ouvre de nombreuses perspectives quant à l'élaboration de sandwichs multifonctionnels. En effet, outre leur haute rigidité, les structures sandwichs à âmes nida sont connues pour leur capacité d'isolation phonique. D'un autre côté, les fibres naturelles présentent un comportement amortissant très développé. Ainsi des travaux émergent, avec comme objectif, la réalisation d'âmes nida dont les parois sont réalisées à partir de composites renforcés par des fibres de lin et une matrice thermoplastique [152],[153]. Cela conduit à cumuler propriétés mécaniques, absorption phonique/vibratoire et permettrait de réduire l'impact environnemental à la fabrication.

# Conclusion et perspectives

Cette thèse s'inscrit dans le projet FUI17-GENOSIA dans la problématique de réduction de masse, de sécurité inhérent au domaine aéronautique. Il concerne plus spécifiquement les sièges de pilotes d'avion de ligne. Pour être certifiée, l'assise doit répondre à un cahier des charges strict avec principalement la tenue à un chargement statique et la dissipation d'énergie au crash à respecter. La fonction dissipative est actuellement remplie par une mousse viscoélastique d'une épaisseur de XX installée sur une assise aluminium considérée comme rigide.

Dans la première partie, un nouveau concept d'assise composite sandwich multifonctionnel a été proposé, il est composé d'une peau carbone, d'une âme nid d'abeille Nomex et d'une peau hybride Kevlar/lin. L'objectif était multiple : inclure la fonction dissipative dans l'assise et démontrer la faisabilité d'ajout de fibres naturelles dans une pièce structurale d'effort. Ceci pose la problématique scientifique de la prédiction de la ruine d'une structure. En effet, le comportement du composite hybride Kevlar/lin est méconnu et celui du nida Nomex est encore mal appréhendé. De plus, la conception d'une assise composite nécessite l'élaboration d'un modèle suffisamment prédictif du comportement de l'assise pour profiter des outils virtuels.

La deuxième partie de la thèse a consisté en une recherche bibliographique sur la thématique d'absorption d'énergie à l'impact des composites sandwichs. Cela a permis d'identifier les différentes problématiques liées à la compréhension des mécanismes d'endommagement pouvant s'initier lors d'un impact.

Dans le troisième volet, sur la base de ces recherches, une démarche couplant des méthodes expérimentales et numériques a été mise en place afin de pouvoir appréhender les mécanismes à l'origine de la dissipation d'énergie à l'impact. Pour observer les modes de rupture à l'impact de différentes semi-structures, un banc d'essai de type masse tombante a été conçu et mis en place. Cette démarche s'articule en trois parties : caractérisation matériaux, impact de semis-structures et élaboration d'une solution technologique d'assise composite.

Avec la phase de caractérisation des matériaux, il a été mis en évidence les différents mécanismes d'endommagement de chaque matériau. La réponse mécanique du composite hybride se trouve être fortement non-linéaire en comparaison de celle du carbone. La création du modèle s'est révélée plus complexe avec la nécessité de prendre en compte un endommagement dans le sens des fibres et d'implémenter une loi plastique anisotrope. De plus, les essais de flexion ont montré les limites du modèle mis en place et soulignent la nécessité d'une identification plus fine des mécanismes d'endommagement en compression. Concernant le nida Nomex, un modèle de type réseau de ressorts a été implémenté avec l'ajout d'une fonction de couplage compression/cisaillement. Ce type de modèle montre une certaine efficacité, en terme de temps de calcul, dans la représentation de phénomènes fortement non-linéaires comme le flambage en compression.

Dans le cinquième chapitre, des semi-structures proches de l'assise finale ont été sollicitées en impact basse vitesse. Les analyses tomographiques après impact ont mis en évidence différents mécanismes et couplages s'initiant dans différentes configurations. L'analyse des efforts et déplacements ont permis d'accéder à l'influence des différents endommagements sur l'énergie dissipée. Ceci a conduit à établir un classement des mécanismes les plus dissipatifs. Ces essais ont

ensuite pu être corrélés à des simulations numériques intégrant les lois matériaux endommageables. Les corrélations des résultats d'essais avec les modèles ont montré une bonne prédiction du scénario de rupture dans les différentes configurations mais l'estimation de l'énergie dissipée est encore mal appréhendée. Toutefois ce modèle est capable de reproduire la cinétique d'endommagement et les différents couplages et permet de donner une bonne estimation des niveaux d'efforts.

Enfin, dans le dernier volet, le modèle mis en place a été testé dans un contexte de dimensionnement ingénieur. Deux designs d'assise ont été simulés avec des conditions de chargements respectivement statique et dynamique du cahier des charges. L'analyse des résultats a donné lieu à une comparaison avec l'assise de référence (en aluminium, A350) démontrant une rigidité spécifique accrue de l'assise composite avec le gain d'une fonction dissipative pour une masse équivalente.

Durant ces travaux, il a été démontré la faisabilité, d'un point de vue mécanique, d'introduire des fibres naturelles dans une pièce structurale d'efforts de siège pilote. Cependant, Il reste de nombreux points à approfondir pour permettre leur certification dans l'industrie aéronautique.

Tout d'abord, l'assise ayant une durée de vie de 30 ans, il est impératif de s'assurer sur la durabilité des propriétés du composite hybride. Au cours de son utilisation l'assise peut voir des variations de températures allant de -55°C à +85°C. Les structures nida ainsi que les fibres de Kevlar et de lin sont connues pour leur sensibilité thermo-hydrique. Une étude du vieillissement sur le composite hybride ainsi que sur des semi-structures types sandwichs semblent donc indispensable. Le modèle numérique développé pourrait être enrichi pour rendre compte de l'effet de la diffusion de l'eau sur les mécanismes d'endommagement et identifier de possibles couplages thermo-hydro-mécanique.

Ensuite, l'assise composite doit être certifiée feu/fumée. Une étude sur le comportement au feu et la toxicité des fumées est donc nécessaire. Pour être certifié les composites classiques à fibre de carbone utilisent des résines époxy chargées d'eau, ce qui permet lors de la combustion de libérer un nuage de vapeur d'eau retardant la combustion et limitant les fumées toxiques. Or, le caractère hydrophile des fibres de Kevlar et de lin conduit à une mauvaise cohésion fibre/matrice avec de telles résines rendant impossible leur utilisation. Ceci constitue donc un défi technologique majeur. Ce verrou pourrait être levé par l'utilisation d'une résine non feu/fumée recouverte d'une couche de gelcoat protégeant l'assise mais cela impacterait sensiblement la masse. Une autre solution serait de développer un ensimage compatible entre les fibres et la résine ce qui nécessite un travail de recherche plus poussé.

En conclusion finale, il a été montré la capacité du modèle développé à capter les différents couplages entre les mécanismes d'endommagement dans un sandwich hybride dissymétrique. Cependant, certaines hypothèses simplificatrices faites lors de la modélisation des matériaux limitent son utilisation dans un dimensionnement prédictif. Ceci ouvre donc plusieurs perspectives :

- une étude approfondie du comportement en compression du composite Kevlar/lin
- l'étude de l'influence du vieillissement sur les mécanismes d'endommagement
- la création d'un outil numérique prédictif
- Etude de la tolérance aux dommages pour des impacts type chute d'outils
- Etude de la dépendance à la vitesse de déformation
- Comportement interlaminaire du composite hybride

# Références Bibliographiques


[1] “Avion du futur,” *Aerospace Valley*. [Online]. Available: http://www.aerospace-valley.com/module-interactif/avion-du-futur. [Accessed: 07-Oct-2016].

[2] Granta Design, *C.E.S. Selector*. .

[3] “Airbus, «A 350 XWB,»,” 2014. [Online]. Available: http://www.a350xwb.com/.

[4] U.S. Department of Transportation, Federal Aviation Administration, “FAR 25.853-1 Flammability requirements for aircraft seat cushions.” AIRCRAFT CERTIFICATION DIVISION, 1986.

[5] J.-M. GUIMARD, “Contribution à la modélisation de l’absorption d’énergie dans les composites stratifiés par fragmentation et délaminage sous sollicitations dynamiques,” MECANIQUE - GENIE MECANIQUE - GENIE CIVIL, ECOLE NORMALE SUP´ERIEURE DE CACHAN, 2009.

[6] “Hexcel.” [Online]. Available: http://www.hexcel.com/fr/. [Accessed: 26-May-2014].

[7] L. Yan and N. Chouw, “Crashworthiness characteristics of flax fibre reinforced epoxy tubes for energy absorption application,” *Mater. Des.*, vol. 51, pp. 629–640, Oct. 2013.

[8] T. Niezgoda and W. Barnat, “Analysis of protective structures made of various composite materials subjected to impact,” *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 483–484, pp. 705–707, Jun. 2008.

[9] P. H. Thornton and R. . Jeryan, “CRASH ENERGY MANAGEMENT IN COMPOSITE AUTOMOTIVE STRUCTURES,” *Int. J. Impact Eng.*, vol. 7, no. 2, pp. 167–180, 1988.

[10] C. Bisagni, G. Di Pietro, L. Fraschini, and D. Terletti, “Progressive crushing of fiber-reinforced composite structural components of a Formula One racing car,” *Compos. Struct.*, vol. 68, no. 4, pp. 491–503, May 2005.

[11] P. Qiao, M. Yang, and F. Bobaru, “Impact Mechanics and High-Energy Absorbing Materials: Review,” *J. Aerosp. Eng.*, vol. 21, no. 4, pp. 235–248, Oct. 2008.

[12] A. Kolopp, “Impact sur structures sandwiches pour application de blindage aéronautique,” Université de Toulouse, Université Toulouse III-Paul Sabatier, 2012.

[13] G. D. Caserta, L. Iannucci, and U. Galvanetto, “Shock absorption performance of a motorbike helmet with honeycomb reinforced liner,” *Compos. Struct.*, vol. 93, no. 11, pp. 2748–2759, Oct. 2011.

[14] Dassault Systèmes, “Abaqus 6.13 Online Documentation,” 2013. [Online]. Available: http://129.97.46.200:2080/v6.13/.

[15] W. J. Cantwell and J. MORTON, “The impact resistance of composite materials - a review,” *Composites*, vol. 22, no. 5, Sep. 1991.

[16] R. Olsson, “Mass criterion for wave controlled impact response of composite plates,” *Compos. Part Appl. Sci. Manuf.*, vol. 31, no. 8, pp. 879–887, 2000.

[17] C. Priem, R. Othman, P. Rozycki, and D. Guillon, “Experimental investigation of the crash energy absorption of 2.5D-braided thermoplastic composite tubes,” *Compos. Struct.*, vol. 116, pp. 814–826, Sep. 2014.

[18] G. A. . Davies, “Impact damage prediction in carbon composite structures,” *J. Impact Eng.*, vol. 16, no. 1, pp. 149–170, 1995.

[19] G. Belingardi and R. Vadori, “Low velocity impact tests of laminate glass-fiber-epoxy matrix composite material plates,” *Int. J. Impact Eng.*, vol. 27, no. 2, pp. 213–229, 2002.

[20] L. Guillaumat, “Reliability of composite structures—impact loading,” *Comput. Struct.*, vol. 76, no. 1, pp. 163–172, 2000.

[21] M. Aktaş, C. Atas, B. M. İçten, and R. Karakuzu, “An experimental investigation of the impact response of composite laminates,” *Compos. Struct.*, vol. 87, no. 4, pp. 307–313, Feb. 2009.

[22] C. Evci and M. Gülgeç, “An experimental investigation on the impact response of composite materials,” *Int. J. Impact Eng.*, vol. 43, pp. 40–51, May 2012.

[23] E. Trousset, “Prévision des dommages d’impact basse vitesse et basse énergie dans les composites à matrice organique stratifiés,” Arts et Métiers ParisTech, 2013.

[24] G. Farley, “The Effects of Crushing Speed on the Energy-Absorption Capability of Composite Material,” vol. 25, no. 10, pp. 1314–1329, 1991.

[25] A. Marouene, “Comportement sous choc des composites sandwichs et influence des paramètres des matériaux et du test,” École Polytechnique de Montréal, 2010.
[26] R. Robinson and G. A. . Davies, “Impactor mass and specimen geometry effects in low velocity impact of laminated composites,” *Int. J. Impact Eng.*, vol. 12, no. 2, pp. 189–207, 1992.
[27] E. Erbil, “Impact loading in laminated composites,” MSc thesis, Dokuz Eylül University, 2008.
[28] S. Abrate, *Impact engineering of composite structures*, vol. 526. Springer Science & Business Media, 2011.
[29] J. S. Tomblin, K. S. Raju, J. F. Acosta, B. L. Smith, and N. A. Romine, “Impact damage characterization and damage tolerance of composite sandwich airframe structures-Phase II,” DTIC Document, 2002.
[30] M. O. . Richardson and M. . Wisheart, “Review of low-velocity Impact properties of composites materials,” *Composites*, vol. 27A, pp. 1123–1131, 1996.
[31] D. Gay, S. V. Hoa, and S. W. Tsai, *Composite materials: design and applications*. Boca Raton, FL: CRC Press, 2003.
[32] F. Lachaud, C. Espinosa, L. Michel, and others, “Prévision de l’endommagement de composites stratifiés carbone-époxy sous chargement de type impact,” *Comptes-Rendus 17èmes Journ. Natl. Sur Compos. JNC17*, 2011.
[33] S. Abrate, *Impact on Composite Structures*. Cambridge University Press, 2005.
[34] S. Long, X. Yao, and X. Zhang, “Delamination prediction in composite laminates under low-velocity impact,” *Compos. Struct.*, vol. 132, pp. 290–298, Nov. 2015.
[35] M. Quaresimin, M. Ricotta, L. Martello, and S. Mian, “Energy absorption in composite laminates under impact loading,” *Compos. Part B Eng.*, vol. 44, no. 1, pp. 133–140, Jan. 2013.
[36] R. PINZELLI, “Fibres aramides pour matériaux composites,” *Techniques de l’ingénieur*, vol. 1, 11-Jan-1978.
[37] T. Uth and V. S. Deshpande, “Response of clamped sandwich beams subjected to high-velocity impact by sand slugs,” *Int. J. Impact Eng.*, vol. 69, pp. 165–181, Jul. 2014.
[38] S. Zhu and G. B. Chai, “Damage and failure mode maps of composite sandwich panel subjected to quasi-static indentation and low velocity impact,” *Compos. Struct.*, vol. 101, pp. 204–214, Jul. 2013.
[39] D. A. Bailey, “The effect of damage on the energy absorption potential of composite structures,” University of Nottingham, 2005.
[40] W. Chen and T. Wierzbicki, “Relative merits of single-cell, multi-cell and foam-filled thin-walled structures in energy absorption,” *Thin-Walled Struct.*, vol. 39, no. 4, pp. 287–306, 2001.
[41] A. Ahmed-Ali, R. Baleh, D. Razafindramary, and L. Abdul-Latif, “ANALYSIS OF THE STIFFNESS CONTRAST OF A MECHANICAL STRUCTURE MADE OF COMPOSITE MATERIALS,” presented at the Dyncomp 2015, Arles, 2015, pp. 188–196.
[42] Y. Aminanda, “CONTRIBUTION À L’ANALYSE ET À LA MODÉLISATION DE STRUCTURES SANDWICHS IMPACTÉES,” L’ÉCOLE NATIONALE SUPÉRIEURE DE L’AÉRONAUTIQUE ET DE L’ESPACE, 2004.
[43] S. Marguet, “Contribution à la modélisation du comportement mécanique des structures sandwichs soumises à l’impact,” Ecole Centrale de Nantes (ECN)(ECN)(ECN)(ECN), 2007.
[44] B. Hou, A. Ono, S. Abdennadher, S. Pattofatto, Y. L. Li, and H. Zhao, “Impact behavior of honeycombs under combined shear-compression. Part I: Experiments,” *Int. J. Solids Struct.*, vol. 48, no. 5, pp. 687–697, Mar. 2011.
[45] R. Tounsi, E. Markiewicz, G. Haugou, F. Chaari, and B. Zouari, “Dynamic behaviour of honeycombs under mixed shear-compression loading: Experiments and analysis of combined effects of loading angle and cells in-plane orientation,” *Int. J. Solids Struct.*, vol. 80, pp. 501–511, Feb. 2016.
[46] T. Anderson and E. Madenci, “Experimental investigation of low-velocity impact characteristics of sandwich composites,” *Compos. Struct.*, vol. 50, no. 3, pp. 239–247, 2000.
[47] R. A. W. Mines, C. M. Worrall, and A. G. Gibson, “The static and impact behaviour of polymer composite sandwich beams,” *Composites*, vol. 25, no. 2, pp. 95–110, 1994.

[48] A. Chettah, C. Bouvet, J. . Ferrero, L. Ballere, P. Peres, and A. Bergerot, “A three-dimensional modelling of damage and failure of IM7/PEEK composite in low velocity impact,” presented at the IC3, the 4th Edition, Arcachon, France, 2014.
[49] F. Abbas, *Aeronautical Applications of Non-destructive Testing*. William Wallace, 2013.
[50] T. R. Hay, L. Wei, J. L. Rose, and T. Hayashi, “Rapid inspection of composite skin-honeycomb core structures with ultrasonic guided waves,” *J. Compos. Mater.*, vol. 37, no. 10, pp. 929–939, 2003.
[51] V. Carmona, “Étude de l’endommagement de matériaux composites par tomographie X et émission acoustique,” INSA de Lyon, 2009.
[52] Y. Ledru, “Etude de la porosité dans les matériaux composites stratifiés aéronautiques,” 2009.
[53] S. Youssef, “Etude par tomographie X et modélisation par éléments finis du comportement mécanique des mousses solides,” L’Institut National des Sciences Appliquées de Lyon, 2004.
[54] clément Fleuret, “Approche multi-échelle pour la prédiction de la tenue d’une aile caisson dédiée à l’aviation légère : expérimentation et simulation,” ENSMA, 2016.
[55] Z. Hashin, “Failure criteria for unidirectional fiber composites,” *J. Appl. Mech.*, vol. 47, no. 2, pp. 329–334, 1980.
[56] J. Zhang and X. Zhang, “An efficient approach for predicting low-velocity impact force and damage in composite laminates,” *Compos. Struct.*, vol. 130, pp. 85–94, Oct. 2015.
[57] A. Puck and H. Schürmann, “FAILURE ANALYSIS OF FRP LAMINATES BY MEANS OF PHYSICALLY BASED PHENOMENOLOGICAL MODELS*,” *Compos. Sci. Technol.*, vol. 58, pp. 1045–1067, 1998.
[58] Y. Shi, T. Swait, and C. Soutis, “Modelling damage evolution in composite laminates subjected to low velocity impact,” *Compos. Struct.*, vol. 94, no. 9, pp. 2902–2913, Sep. 2012.
[59] S. Samborski, “Numerical analysis of the DCB test configuration applicability to mechanically coupled Fiber Reinforced Laminated Composite beams,” *Compos. Struct.*, vol. 152, pp. 477–487, Sep. 2016.
[60] A. Turon, C. G. Dávila, P. P. Camanho, and J. Costa, “An engineering solution for mesh size effects in the simulation of delamination using cohesive zone models,” *Eng. Fract. Mech.*, vol. 74, no. 10, pp. 1665–1682, Jul. 2007.
[61] J. Zhang and X. Zhang, “Simulating low-velocity impact induced delamination in composites by a quasi-static load model with surface-based cohesive contact,” *Compos. Struct.*, vol. 125, pp. 51–57, Jul. 2015.
[62] O. T. Topac, B. Gozluklu, E. Gurses, and D. Coker, “Experimental and computational study of the damage process in CFRP composite beams under low-velocity impact,” *Compos. Part Appl. Sci. Manuf.*, Jun. 2016.
[63] R. Roy, S.-J. Park, J.-H. Kweon, and J.-H. Choi, “Characterization of Nomex honeycomb core constituent material mechanical properties,” *Compos. Struct.*, vol. 117, pp. 255–266, Nov. 2014.
[64] T.-C. Lin, M.-Y. Yang, and J.-S. Huang, “Effects of solid distribution on the out-of-plane elastic properties of hexagonal honeycombs,” *Compos. Struct.*, vol. 100, pp. 436–442, Jun. 2013.
[65] C.-H. Chuang and J.-S. Huang, “Theoretical expressions for describing the stiffness and strength of regular hexagonal honeycombs with Plateau borders,” *Mater. Des.*, vol. 24, no. 4, pp. 263–272, 2003.
[66] M.-Y. Yang and J.-S. Huang, “Numerical analysis of the stiffness and strength of regular hexagonal honeycombs with plateau borders,” *Compos. Struct.*, vol. 64, no. 1, pp. 107–114, Apr. 2004.
[67] C.-H. Chuang and J.-S. Huang, “Elastic moduli and plastic collapse strength of hexagonal honeycombs with plateau borders,” *Int. J. Mech. Sci.*, vol. 44, no. 9, pp. 1827–1844, 2002.
[68] M.-Y. Yang and J.-S. Huang, “Elastic buckling of regular hexagonal honeycombs with plateau borders under biaxial compression,” *Compos. Struct.*, vol. 71, no. 2, pp. 229–237, Nov. 2005.
[69] L. Aktay, A. F. Johnson, and B.-H. Kröplin, “Numerical modelling of honeycomb core crush behaviour,” *Eng. Fract. Mech.*, vol. 75, no. 9, pp. 2616–2630, Jun. 2008.
[70] Y. Aminanda, B. Castanié, P. Thevenet, and J. J. Barrau, “Tolérance aux dommages des structures sandwichs: simulation du comportement à l’impact et après endommagement.”

[71] B. Castanié, Y. Aminanda, C. Bouvet, and J.-J. Barrau, “Core crush criterion to determine the strength of sandwich composite structures subjected to compression after impact,” *Compos. Struct.*, vol. 86, no. 1–3, pp. 243–250, Nov. 2008.
[72] B. Castanié, C. Bouvet, Y. Aminanda, J.-J. Barrau, and P. Thevenet, “Modelling of low-energy/low-velocity impact on Nomex honeycomb sandwich structures with metallic skins,” *Int. J. Impact Eng.*, vol. 35, no. 7, pp. 620–634, Jul. 2008.
[73] P. Rahmé, C. Bouvet, S. Rivallant, V. Fascio, and G. Valembois, “Experimental investigation of impact on composite laminates with protective layers,” *Compos. Sci. Technol.*, vol. 72, no. 2, pp. 182–189, Jan. 2012.
[74] H. B. Zeng, S. Pattofatto, H. Zhao, Y. Girard, and V. Fascio, “Perforation of sandwich plates with graded hollow sphere cores under impact loading,” *Int. J. Impact Eng.*, vol. 37, no. 11, pp. 1083–1091, Nov. 2010.
[75] N. Gardner, E. Wang, and A. Shukla, “Performance of functionally graded sandwich composite beams under shock wave loading,” *Compos. Struct.*, vol. 94, no. 5, pp. 1755–1770, Apr. 2012.
[76] T. George, V. S. Deshpande, and H. N. G. Wadley, “Hybrid carbon fiber composite lattice truss structures,” *Compos. Part Appl. Sci. Manuf.*, vol. 65, pp. 135–147, Oct. 2014.
[77] G. Xu, J. Zhai, T. Zeng, Z. Wang, S. Cheng, and D. Fang, “Response of composite sandwich beams with graded lattice core,” *Compos. Struct.*, vol. 119, pp. 666–676, Jan. 2015.
[78] J. Xiong, L. Ma, L. Wu, B. Wang, and A. Vaziri, “Fabrication and crushing behavior of low density carbon fiber composite pyramidal truss structures,” *Compos. Struct.*, vol. 92, no. 11, pp. 2695–2702, Oct. 2010.
[79] S. Yin, L. Wu, L. Ma, and S. Nutt, “Pyramidal lattice sandwich structures with hollow composite trusses,” *Compos. Struct.*, vol. 93, no. 12, pp. 3104–3111, Nov. 2011.
[80] T. J. Singh and S. Samanta, “Characterization of Kevlar Fiber and Its Composites: A Review,” *Mater. Today Proc.*, vol. 2, no. 4–5, pp. 1381–1387, 2015.
[81] “Tiger EC665,” *airbushelicopters*. [Online]. Available: https://www.airbushelicopters.com/website/en/ref/Tiger_51.html.
[82] “dyneema,” *dsm*. [Online]. Available: http://www.dsm.com/products/dyneema/en_GB/home.html?WT.srch=1&WT.mc_id=SEA_branded_dyneema_americas-apac-emea&gclid=CLW1nJalwc8CFWQq0wodwA0LEA.
[83] H. VILLE, “Matériaux composites fibres naturelles/polymère biodégradables ou non.”
[84] B. MASSETEAU, “Etude de solutions composites bio-sourcées respectueuses de l’environnement pour des applications dans le domaine de l’aviation légère,” L’Ecole Supérieure du Bois, Nantes, 2012.
[85] F. Sarasini *et al.*, “Effect of basalt fiber hybridization on the impact behavior under low impact velocity of glass/basalt woven fabric/epoxy resin composites,” *Compos. Part Appl. Sci. Manuf.*, vol. 47, pp. 109–123, Apr. 2013.
[86] “Vente en ligne résine époxy et matériaux composites | Boutique SICOMIN - Sicomin.” [Online]. Available: http://www.boutique-resine-epoxy.fr/. [Accessed: 25-Oct-2016].
[87] “Basaltex - The thread of stone.” [Online]. Available: http://www.basaltex.com/en/detail_detail21_33.aspx. [Accessed: 25-Oct-2016].
[88] F. Sarasini *et al.*, “Hybrid composites based on aramid and basalt woven fabrics: Impact damage modes and residual flexural properties,” *Mater. Des.*, vol. 49, pp. 290–302, Aug. 2013.
[89] R. Petrucci, C. Santulli, D. Puglia, F. Sarasini, L. Torre, and J. M. Kenny, “Mechanical characterisation of hybrid composite laminates based on basalt fibres in combination with flax, hemp and glass fibres manufactured by vacuum infusion,” *Mater. Des.*, vol. 49, pp. 728–735, Aug. 2013.
[90] A. LYSTRUP and T. L. ANDERSEN, “Autoclave consolidation of fibre composites with a high temperature thermoplastic matrix,” *J. Mater. Process. Technol.*, vol. 77, pp. 80–85, 1998.
[91] W. Tan and B. G. Falzon, “Modelling the nonlinear behaviour and fracture process of AS4/PEKK thermoplastic composite under shear loading,” *Compos. Sci. Technol.*, vol. 126, pp. 60–77, Apr. 2016.

[92] I. Giraud, “Elaboration d’ensimages thermoplastiques thermostables: influence sur le comportement mécanique des composites PEEK/fibres de carbone,” Université de Toulouse, Université Toulouse III-Paul Sabatier, 2011.
[93] B. M. Walther, “An Investigation of the Tensile Strength and Stiffness of Unidirectional Polymer-Matrix, Carbon-Fiber Composites under the Influence of Elevated Temperatures,” 1998.
[94] J. Aucher, “Etude comparative du comportement composites à matrice thermoplastique ou thermodurcissable,” INSA de Rouen, 2009.
[95] J. Suhr, N. Koratkar, P. Keblinski, and P. Ajayan, “Viscoelasticity in carbon nanotube composites,” *Nat. Mater.*, vol. 4, no. 2, pp. 134–137, Feb. 2005.
[96] C. DeValve and R. Pitchumani, “Experimental investigation of the damping enhancement in fiber-reinforced composites with carbon nanotubes,” *Carbon*, vol. 63, pp. 71–83, Nov. 2013.
[97] T. Subhani, M. Latif, I. Ahmad, S. A. Rakha, N. Ali, and A. A. Khurram, “Mechanical performance of epoxy matrix hybrid nanocomposites containing carbon nanotubes and nanodiamonds,” *Mater. Des.*, vol. 87, pp. 436–444, Dec. 2015.
[98] F. Silva, J. Njuguna, S. Sachse, K. Pielichowski, A. Leszczynska, and M. Giacomelli, “The influence of multiscale fillers reinforcement into impact resistance and energy absorption properties of polyamide 6 and polypropylene nanocomposite structures,” *Mater. Des.*, vol. 50, pp. 244–252, Sep. 2013.
[99] L. Scodellaro, “Endommagement par cavitation du polypropylène renforcé au choc par des particules d’élastomère,” Université Louis Pasteur-Strasbourg I, 2001.
[100] “Composites: Higher Properties, Lower Cost : Plastics Technology.” [Online]. Available: http://www.ptonline.com/articles/composites-higher-properties-lower-cost. [Accessed: 07-Oct-2016].
[101] P.-L. Vachon, “ÉTUDE COMPARATIVE SUR LA PROPAGATION DE L’ENDOMMAGEMENT APRÈS IMPACT DES COMPOSITES CARBONE/ÉPOXY RENFORCÉS PAR PIQUAGE AU FIL KEVLAR ET TI-NI,” École de technologie supérieure, 2012.
[102] J. Gustin, A. Joneson, M. Mahinfalah, and J. Stone, “Low velocity impact of combination Kevlar/carbon fiber sandwich composites,” *Compos. Struct.*, vol. 69, no. 4, pp. 396–406, Aug. 2005.
[103] O. S. David-West, N. V. Alexander, D. H. Nash, and W. M. Banks, “Energy absorption and bending stiffness in CFRP laminates: The effect of 45° plies,” *Thin-Walled Struct.*, vol. 46, no. 7–9, pp. 860–869, Jul. 2008.
[104] B. Gentilleau, “Modélisation et validation expérimentale du comportement thermomécanique de multicouches polymère-composite bobine. Application au Stockage d’hydrogène hyperbare,” ISAE-ENSMA Ecole Nationale Supérieure de Mécanique et d’Aérotechique-Poitiers, 2012.
[105] J. H. Greenwood and P. G. Rose, “Compressive behaviour of Kevlar 49 fibres and composites,” *J. Mater. Sci.*, vol. 9, no. 11, pp. 1809–1814, 1974.
[106] M. Davidovitz, A. Mittelman, I. Roman, and G. Marom, “Failure modes and fracture mechanisms in flexure of Kevlar-epoxy composites,” *J. Mater. Sci.*, vol. 19, no. 2, pp. 377–384, 1984.
[107] J.-C. GRANDIDIER, “COMPRESSION ET MICROFLAMBAGE DANS LES MATERIAUX COMPOSITES A FIBRES LONGUES,” 1991.
[108] J. GRANDIDIER and P. Casari, “Critère de rupture en compression dans le sens des fibres du pli unidirectionnel intégrant l’effet de structure,” *Comptes Rendus JNC*, vol. 16, 2009.
[109] P.-Y. Mechin, V. Keryvin, J.-C. GRANDIDIER, and D. Glehen, “Influence of the Epoxy matrix plasticity on the compressive strength of 0°plies in carbon fibers composites,” presented at the Journée nationale des composites 20, Champs sur Marnes, 2017, pp. 602–611.
[110] S. Kelsey, R. A. Gellatly, and B. W. Clark, “The shear modulus of foil honeycomb cores: A theoretical and experimental investigation on cores used in sandwich construction,” *Aircr. Eng. Aerosp. Technol.*, vol. 30, no. 10, pp. 294–302, 1958.

[111] M. Grédiac and L. Dufort, “Experimental evidence of parasitic effects in the shear test on sandwich beams,” *Exp. Mech.*, vol. 42, no. 2, pp. 186–193, 2002.
[112] A. Petras and M. P. . Sutcliffe, “Indentation failure analysis of sandwich beams,” *Compos. Struct.*, vol. 50, pp. 311–318, 2000.
[113] Z. Zhou, Z. Wang, L. Zhao, and X. Shu, “Experimental investigation on the yield behavior of Nomex honeycombs under combined shear-compression,” *Lat. Am. J. Solids Struct.*, vol. 9, no. 4, pp. 515–530, 2012.
[114] S. Pimenta, R. Gutkin, S. T. Pinho, and P. Robinson, “A micromechanical model for kink-band formation: Part I — Experimental study and numerical modelling,” *Compos. Sci. Technol.*, vol. 69, no. 7–8, pp. 948–955, Jun. 2009.
[115] S. Pimenta, R. Gutkin, S. T. Pinho, and P. Robinson, “A micromechanical model for kink-band formation: Part II—Analytical modelling,” *Compos. Sci. Technol.*, vol. 69, no. 7–8, pp. 956–964, Jun. 2009.
[116] C. Cerbu, “Mechanical Characterization of the Flax/Epoxy Composite Material,” *Procedia Technol.*, vol. 19, pp. 268–275, 2015.
[117] P. Ouague, “Mise en forme de composites à base de fibres végétales,” presented at the GDR MIC, Roubaix, 2015.
[118] L. Longbiao, “Modeling hysteresis behavior of cross-ply C/SiC ceramic matrix composites,” *Compos. Part B Eng.*, vol. 53, pp. 36–45, Oct. 2013.
[119] L. Longbiao, “Cyclic loading/unloading hysteresis behavior of fiber-reinforced ceramic–matrix composites at room and elevated temperatures,” *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 648, pp. 235–242, Nov. 2015.
[120] K. Chung and H. Ryou, “Development of viscoelastic/rate-sensitive-plastic constitutive law for fiber-reinforced composites and its applications. Part I: Theory and material characterization,” *Compos. Sci. Technol.*, vol. 69, no. 2, pp. 284–291, Feb. 2009.
[121] H. Ryou and K. Chung, “Development of viscoelastic/rate-sensitive-plastic constitutive law for fiber-reinforced composites and its applications Part II: Numerical formulation and verification,” *Compos. Sci. Technol.*, vol. 69, no. 2, pp. 292–299, Feb. 2009.
[122] C. Hochard and Y. Thollon, “A generalized damage model for woven ply laminates under static and fatigue loading conditions,” *Int. J. Fatigue*, vol. 32, no. 1, pp. 158–165, Jan. 2010.
[123] M. Trovalet, P. Ladeveze, and G. Lubineau, “Un modele micro pour le calcul des structures en composites stratifiés, améliorations et simulations= A micro model for analysis of laminated composites, improvement and illustrations,” in *JNC 16*, 2009, p. 9–p.
[124] F. Laurin, N. Carrère, and J. F. Maire, “Approche hybride multiéchelle pour l’analyse de la tenue de structures composites sous sollicitations complexes 3D,” *JNC16 Toulouse*, 2009.
[125] Z. Mahboob, I. El Sawi, R. Zdero, Z. Fawaz, and H. Bougherara, “Tensile and compressive damaged response in Flax fibre reinforced epoxy composites,” *Compos. Part Appl. Sci. Manuf.*, vol. 92, pp. 118–133, Jan. 2017.
[126] S. R. Allen and E. J. Roche, “Deformation behaviour of Kevlar® aramid fibres,” *Polymer*, vol. 30, no. 6, pp. 996–1003, 1989.
[127] J. A. Bencomo-Cisneros *et al.*, “Characterization of Kevlar-29 fibers by tensile tests and nanoindentation,” *J. Alloys Compd.*, vol. 536, pp. S456–S459, Sep. 2012.
[128] K. Padmanabhan, “On the elastic-plastic behaviour of woven fabric kevlar/epoxy composites,” *Int. J. Fract.*, vol. 65, no. 3, pp. R59–R61, 1994.
[129] L. Pil, F. Bensadoun, J. Pariset, and I. Verpoest, “Why are designers fascinated by flax and hemp fibre composites?,” *Compos. Part Appl. Sci. Manuf.*, vol. 83, pp. 193–205, Apr. 2016.
[130] M.-J. Le Guen, R. H. Newman, A. Fernyhough, and M. P. Staiger, “Tailoring the vibration damping behaviour of flax fibre-reinforced epoxy composite laminates via polyol additions,” *Compos. Part Appl. Sci. Manuf.*, vol. 67, pp. 37–43, Dec. 2014.
[131] D. Zhu, B. Mobasher, J. Erni, S. Bansal, and S. D. Rajan, “Strain rate and gage length effects on tensile behavior of Kevlar 49 single yarn,” *Compos. Part Appl. Sci. Manuf.*, vol. 43, no. 11, pp. 2021–2029, Nov. 2012.

[132] M. Yazici, “Loading rate sensitivity of high strength fibers and fiber/matrix interfaces,” *J. Reinf. Plast. Compos.*, vol. 28, no. 15, pp. 1869–1880, 2009.
[133] Y. Haomiao, “Non linear behavior of flax/epoxy unidirectional composite,” presented at the DYNECOCOMP, Poitiers, 2016.
[134] E. Ahci and R. Talreja, “Characterization of viscoelasticity and damage in high temperature polymer matrix composites,” *Compos. Sci. Technol.*, vol. 66, no. 14, pp. 2506–2519, Nov. 2006.
[135] B. Madsen, M. Aslan, and H. Lilholt, “Fractographic observations of the microstructural characteristics of flax fibre composites,” *Compos. Sci. Technol.*, vol. 123, pp. 151–162, Feb. 2016.
[136] A. Monti, A. El Mahi, Z. Jendli, and L. Guillaumat, “Mechanical behaviour and damage mechanisms analysis of a flax-fibre reinforced composite by acoustic emission,” *Compos. Part Appl. Sci. Manuf.*, vol. 90, pp. 100–110, Nov. 2016.
[137] K. Padmanabhan and others, “The looping behaviour of Kevlar fibres,” *Scr. Metall. Mater.*, vol. 28, no. 3, pp. 367–370, 1993.
[138] T. J. Kang and C. Kim, “Energy-absorption mechanisms in Kevlar multiaxial warp-knit fabric composites under impact loading,” *Compos. Sci. Technol.*, vol. 60, pp. 773–784, 2000.
[139] C. Zweben, “The flexural strength of aramid fiber composites,” *J. Compos. Mater.*, vol. 12, no. 4, pp. 422–430, 1978.
[140] S. Fischer and G. Marom, “The flexural behaviour of aramid fibre hybrid composite materials,” *Compos. Sci. Technol.*, vol. 28, no. 4, pp. 291–314, 1987.
[141] M. G. Dobb and M. Ghane, “Tensile and compressive moduli of fibres using a two-component beam system,” *J. Mater. Sci.*, vol. 31, no. 17, pp. 4445–4450, 1996.
[142] S. L. Valença, S. Griza, V. G. de Oliveira, E. M. Sussuchi, and F. G. C. de Cunha, “Evaluation of the mechanical behavior of epoxy composite reinforced with Kevlar plain fabric and glass/Kevlar hybrid fabric,” *Compos. Part B Eng.*, vol. 70, pp. 1–8, Mar. 2015.
[143] N. Auffray, “Comportement des matériaux cellulaires: élaboration, caractérisation et modélisation prédictive des propriétés,” Institut National Polytechnique de Grenoble-INPG, 2008.
[144] J. Zhang and M. F. Ashby, “The out-of-plane properties of honeycombs,” *Int. J. Mech. Sci.*, vol. 34, no. 6, pp. 475–489, 1992.
[145] L. J. GIBSON and M. ASHBY, *Cellular solids Structure and properties*, 2 ème. United Kingdom: The University of Cambridge, 1997.
[146] F. Aymerich, P. Marcialis, S. Meili, and P. Priolo, “An instrumented drop-weight machine for low-velocity impact testing,” *WIT Trans. Built Environ.*, vol. 25, 1970.
[147] S. Abrate, “Modeling of impacts on composite structures,” *Compos. Struct.*, vol. 51, pp. 129–138, 2001.
[148] Y. Zhang, Y. Li, H. Ma, and T. Yu, “Tensile and interfacial properties of unidirectional flax/glass fiber reinforced hybrid composites,” *Compos. Sci. Technol.*, vol. 88, pp. 172–177, Nov. 2013.
[149] E. V. González, P. Maimí, P. P. Camanho, A. Turon, and J. A. Mayugo, “Simulation of drop-weight impact and compression after impact tests on composite laminates,” *Compos. Struct.*, vol. 94, no. 11, pp. 3364–3378, Nov. 2012.
[150] L. Yang, Y. Yan, and N. Kuang, “Experimental and numerical investigation of aramid fibre reinforced laminates subjected to low velocity impact,” *Polym. Test.*, vol. 32, no. 7, pp. 1163–1173, Oct. 2013.
[151] F. HAMON, “Modélisation du comportement mécanique en fissuration d’alliages aéronautiques,” Ecole Nationale Supérieure de Mécanique et d’Aérotechnique, 2010.
[152] G. Petrone, S. Rao, S. De Rosa, B. R. Mace, F. Franco, and D. Bhattacharyya, “Initial experimental investigations on natural fibre reinforced honeycomb core panels,” *Compos. Part B Eng.*, vol. 55, pp. 400–406, Dec. 2013.
[153] M. Y. M. Zuhri, Z. W. Guan, and W. J. Cantwell, “The mechanical properties of natural fibre based honeycomb core materials,” *Compos. Part B Eng.*, vol. 58, pp. 1–9, Mar. 2014.

# Liste des figures

FIGURE 1.1 : PHOTO D'UN SIEGE DE PILOTE ET DES DIFFERENTS COMPOSANTS DU SIEGE STELIA AEROSPACE GROUP ..... 10
FIGURE 1.2 : COMPOSITION D'UNE STRUCTURE COMPOSITE : (A)STRATIFIE MONOLITHIQUE [5] ; (B)SANDWICH [6] ..... 11
FIGURE 1.3 : EVOLUTION DE LA MASSE ET DE LA RIGIDITE EN FLEXION EN FONCTION DE L'EPAISSEUR D'AME D'UNE STRUCTURE SANDWICH (MODIFIE DEPUIS [6]) ..... 12
FIGURE 1.4 : CHARGEMENT DYNAMIQUE APPLIQUE AU SIEGE PILOTE EXTRAIT DE LA NORME AS8049 ..... 13
FIGURE 1.5 : SCHEMA DES CONDITIONS DE CRASH ET DE FIXATION DE L'ASSISE ..... 13
FIGURE 1.6 : ILLUSTRATION D'UN CONCEPT INNOVANT D'ASSISE DE SIEGE PILOTE EN STRUCTURE SANDWICH COMPOSITE ..... 15
FIGURE 2.1 : TYPES DE REPONSES A UN IMPACT [16] ..... 19
FIGURE 2.2 : ESTIMATION DE LA REPARTITION DES CONTRAINTES DANS UNE PLAQUE COMPOSITE QUASI ISOTROPE SOUMISE A UN IMPACT BASSE VITESSE [18] ..... 20
FIGURE 2.3 : DIAGRAMME DE PROFIL ENERGETIQUE DES IMPACTS [21] ..... 21
FIGURE 2.4 : REPONSE CLASSIQUE A UN IMPACT BASSE VITESSE D'UNE PLAQUE COMPOSITE STRATIFIEE EN FIBRES DE VERRE (A) AVEC REBOND DE L'IMPACTEUR; (B) AVEC PERFORATION [23] ..... 21
FIGURE 2.5 : REPONSE CLASSIQUE A UN IMPACT BASSE VITESSE D'UNE PLAQUE COMPOSITE STRATIFIEE EN FIBRES DE VERRE, AVEC REBOND DE L'IMPACTEUR : HISTORIQUE DE LA FORCE DE CONTACT[23] ..... 22
FIGURE 2.6 : EMPREINTE RESIDUELLE AU POINT DE L'IMPACT ET DIAMETRE DE LA SURFACE DE L'EMPREINTE [29] ..... 24
FIGURE 2.7 : ENDOMMAGEMENTS OBSERVES DANS UN STRATIFIE DE PLIS UNIDIRECTIONNELS (UD)[31] ..... 24
FIGURE 2.8 : MICROGRAPHIE D'UNE COUPE A 45° STRATIFICATION [45 ,-45 ,90 ,0 ,90 ,90 ,45 ,-45 ,90]S IMPACTE A 20 J [32] . 25
FIGURE 2.9 : REPONSE A UN IMPACT FAIBLE VITESSE D'UN LAMINE FIN (A) ET D'UN LAMINE EPAIS (B)[28] ..... 25
FIGURE 2.10 : ÉTAPES DE LA FABRICATION D'UN NID D'ABEILLES NOMEX [37] ..... 26
FIGURE 2.11 : MECANISMES DISSIPATIFS DANS UN SANDWICH AVEC AME EN NID D'ABEILLES NOMEX SOUMIS A UN IMPACT FAIBLE VITESSE ADAPTE DE [38] ..... 27
FIGURE 2.12 : MODE DE FLAMBEMENT POSSIBLE POUR DES STRUCTURES TUBULAIRES METALLIQUES EN COMPRESSION [41] ..... 27
FIGURE 2.13 :PHENOMENOLOGIE DE DEFORMATION D'UN NIDA NOMEX EN COMPRESSION PURE [42] ..... 28
FIGURE 2.14 : ESSAIS DE CISAILLEMENT SUR NIDA NOMEX SUIVANT LA DIRECTION L ET W [43] ..... 29
FIGURE 2.15 : MONTAGE D'IMPACT DE TYPE BARRE D'HOPKINSON [44] ..... 29
FIGURE 2.16 : MODE D'ENDOMMAGEMENT D'UN NIDA D'ABEILLES SOUS SOLLICITATION MIXTE COMPRESSION/CISAILLEMENT TRANSVERSE [45] ..... 30
FIGURE 2.17 : SECTION D'UN SANDWICH AVEC NID D'ABEILLES MONTRANT LA DIFFERENCE DE CONGE DE COLLE ENTRE LA FACE HAUTE ET LA FACE BASSE [46] ..... 31
FIGURE 2.18 : TABLEAU RECAPITULATIF DES CONDITIONS D'INITIATIONS DES DOMMAGES LORS D'IMPACT SUR SANDWICH [38] ..... 31
FIGURE 2.19 : SCHEMA PRESENTANT LES MODES DE RUPTURES OBSERVES LORS DE L'IMPACT DE SANDWICH AVEC DES AMES ET DES PEAUX DIFFERENTES. I- RUPTURE DE LA PEAU SUPERIEURE PAR COMPRESSION ; IA- RUPTURE STABLE DE L'AME ; IB- RUPTURE DE L'AME PAR CISAILLEMENT ; II- RUPTURE DE LA PEAU SUPERIEURE PAR FLAMBEMENT LOCAL ; III- RUPTURE DE L'AME PAR CISAILLEMENT ;IV- RUPTURE DE LA PEAU INFERIEURE PAR TRACTION[47] ..... 32
FIGURE 2.20 : CLICHE MEB DU FLAMBEMENT D'UNE ARRETE DE NOMEX APRES UN ESSAI DE COMPRESSION[42] ..... 33
FIGURE 2.21 : IMAGE DE TOMOGRAPHIE RX D'UN NIDA NOMEX ENDOMMAGE [54] ..... 34
FIGURE 2.22 : ILLUSTRATION DE LA RECHERCHE DU PLAN DE RUPTURE EN FONCTION DU CHARGEMENT [57] ..... 35
FIGURE 2.23 : COMPARAISON DU DELAMINAGE : (A)OBSERVE EXPERIMENTALEMENT PAR RX ET (B) PREDIT PAR LA SIMULATION NUMERIQUE [61] ..... 36
FIGURE 2.24 : MICROGRAPHIE DE LA JONCTION ENTRE SIMPLE ET DOUBLE PAROIS, APPELEE BORD DE PLATEAU, D'UNE CELLULE DE NID D'ABEILLES NOMEX [43] ..... 37
FIGURE 2.25 : ÂME EN SPHERES CREUSES :(A) 2 CONFIGURATIONS DE COUCHES PROTECTRICES [73] (B) ÂME A GRADIENT DE DENSITE [74] ..... 39
FIGURE 2.26 : COMPARAISON DES FACIES DE RUPTURE ENTRE DEUX SANDWICHS AVEC DES GRADIENTS DE DENSITE DE L'AME DIFFERENTS [75] ..... 39
FIGURE 2.27 : PHOTO D'UNE STRUCTURE TREILLIS FABRIQUEE AVEC DES PRES IMPREGNES CARBONE/EPOXY [78] ..... 40

FIGURE 2.28 : COMPARAISON DE L'ENERGIE SPECIFIQUE DISSIPEE POUR DIFFERENTES AMES ARCHITECTUREES [76]..... 40
FIGURE 2.29 : ILLUSTRATION DE LA PROPAGATION DE FISSURE DANS UNE MATRICE EPOXY CHARGEE EN NANOTUBE CARBONE [97] .. 44
FIGURE 3.1 : DIAGRAMME RESUMANT LA DEMARCHE DE L'ETUDE POUR APPREHENDER LA TENUE DE LA STRUCTURE COMPOSITE SANDWICH ..... 48
FIGURE 3.2 : DIAGRAMME RESUMANT LA DEMARCHE POUR VALIDER LA CAPACITE DU MODELE A SIMULER LES ESSAIS DE LA NORME AS 8049 ..... 49
FIGURE 3.3 : (A) TISSUS TAFFETAS HYBRIDE KEVLAR/LIN (LINCORE® FF HP1 325) ; (B) MISE EN ŒUVRE D'UNE PLAQUE COMPOSITE KEVLAR/LIN PAR INFUSION DE RESINE EPOXY SOUS VIDE..... 50
FIGURE 3.4 : PHOTO DES 3 AMES NIDA TESTEES : (A) NIDA 1: 128 KG.M$^{-3}$ : (B) NIDA 2: 64 KG.M$^{-3}$; (C) NIDA 3: 64 KG.M$^{-3}$ + SPHERE CREUSE ATECA (REF: P0811001B) ..... 51
FIGURE 3.5 : BALANCE DE PESEE HYDROSTATIQUE DANS DEUX FLUIDES..... 52
FIGURE 3.6 : SECTION D'UN COMPOSITE KEVLAR/LIN EPOXY OBSERVE AU MICROSCOPE..... 53
FIGURE 3.7 : SCHEMA DU CHARGEMENT CRP POUR L'IDENTIFICATION DE L'ENDOMMAGEMENT ET DE LA PLASTICITE..... 54
FIGURE 3.8 : (A) PHOTO D'UN ESSAI DE TRACTION INSTRUMENTE PAR UNE JAUGE BIDIRECTIONNELLE, UN EXTENSOMETRE A COUTEAUX ET D'UN EXTENSOMETRE CLIP ON ;(B) DIMENSIONS D'UNE EPROUVETTE DE TRACTION SUIVANT EN ISO 527-4 ..... 55
FIGURE 3.9 : PHOTOGRAPHIE DU MONTAGE D'ESSAI DE FLEXION 3 POINT SUR UN COMPOSITE KEVLAR/LIN..... 56
FIGURE 3.10 : MONTAGE D'ESSAIS DE COMPRESSION SUR LLOYD LR50 K..... 57
FIGURE 3.11 : (A) ESSAI DE CISAILLEMENT MONO BLOC ; (B) FLEXION DES FACES D'UNE EPROUVETTE MONO BLOC [110] ..... 58
FIGURE 3.12 : SIMULATION D'UN IMPACT SUR PLAQUE ALUMINIUM 2024 AVEC DEUX IMPACTEURS DE RAYONS DIFFERENTS : (A) : RAYON 200MM ; (B) : RAYON 350 MM..... 59
FIGURE 3.13 : CONFIGURATION 1 : IMPACT AVEC APPUI PLAN INFINIMENT RIGIDE EN ACIER; CONFIGURATION 2 : IMPACT AVEC SUPPORT POUR FLEXION ..... 60
FIGURE 3.14 : PHOTOGRAPHIE DE L'ESSAI DE MASSE TOMBANTE INSTRUMENTE..... 62
FIGURE 3.15 : COURBE FORCE/DEPLACEMENT D'UN IMPACT A 2 M.S-1 SUR UNE PLAQUE D'ACIER INFINIMENT RIGIDE..... 63
FIGURE 3.16 : DIMENSIONS DES SEMIS STRUCTURES DES CONCEPTS 1, 2 ET 3..... 64
FIGURE 3.17 : SCHEMA DE TROIS SANDWICHS SYMETRIQUES AVEC TROIS TYPES D'AMES ..... 65
FIGURE 3.18 : SCHEMA DE TROIS SANDWICHS DISSYMETRIQUES AVEC TROIS TYPES D'AMES..... 65
FIGURE 3.19 : SCHEMA D'UN SANDWICH DISSYMETRIQUE HYBRIDE AVEC PEAU SUPERIEURE EN KEVLAR/LIN ET PEAU INFERIEURE EN CARBONE ..... 66
FIGURE 4.1 : COURBES DE TRACTION ET DE COMPRESSION DE COMPOSITE CARBONE TISSE SOLLICITE DANS L'AXE DES FILS DE TRAMES A UNE VITESSE DE 1MM.MIN$^{-1}$ ..... 69
FIGURE 4.2 : FACIES DE RUPTURE DES EPROUVETTES DE TRACTION DE COMPOSITES CARBONES TISSES : (A) FACIES DE RUPTURE EN TRACTION SENS CHAINE ; (B) FACIES DE RUPTURE SENS CHAINE EN COMPRESSION ; (C) FACIES DE RUPTURE EN TRACTION A 45° DE L'AXE DES FIBRES ..... 70
FIGURE 4.3 : COURBE DE COMPARAISON ENTRE DES EPROUVETTES DE COMPOSITES CARBONE TISSES SOLLICITEES EN TRACTION DANS LE SENS CHAINE ET DANS LE SENS TRAME A UNE VITESSE DE 1MM.MIN$^{-1}$ ..... 70
FIGURE 4.4 : COURBES CONTRAINTE/DEFORMATION DE COMPOSITE CARBONE TISSE ORIENTEE A 45° DE L'AXE DE TRACTION ..... 71
FIGURE 4.5 : TABLEAU RECAPITULATIF DU CALCUL DU CRITERE DE RUPTURE DE TYPE HASHIN 3D ..... 72
FIGURE 4.6 : EVOLUTION DU MODULE DE CISAILLEMENT DU COMPOSITE TISSE CARBONE EN FONCTION DE LA DEFORMATION PLASTIQUE ISSUE DES DONNEES D'ESSAIS DE TRACTION CRP DANS LA DIRECTION +/-45° A UNE VITESSE DE 1 MM.MIN$^{-1}$..... 74
FIGURE 4.7 : COMPARAISON DES COURBES CONTRAINTES-DEFORMATIONS DU COMPOSITE TISSE CARBONE OBTENUES A PARTIR DES ESSAIS ET DU MODELE NUMERIQUE SOLLICITE DANS LE SENS TRAME A UNE VITESSE DE 1 MM.MIN$^{-1}$..... 75
FIGURE 4.8 : COMPARAISON DES COURBES CONTRAINTES-DEFORMATIONS DU COMPOSITE TISSE CARBONE OBTENUES A PARTIR DES ESSAIS ET A PARTIR DU MODELE NUMERIQUE DU COMPOSITE CFRP SOLLICITE EN CISAILLEMENT A UNE VITESSE DE 1 MM.MIN$^{-1}$ ..... 75
FIGURE 4.9 : RESULTATS DES ESSAIS DE TRACTION A UNE VITESSE DE 1 MM.MIN$^{-1}$DANS LE SENS DES FIBRES DU COMPOSITE HYBRIDE LIN/KEVLAR : (A) TRACTION MONOTONE DANS LA DIRECTION 0° ET 90°; (B) TRACTION CRP DANS LA DIRECTION 0°..... 76
FIGURE 4.10 : EVOLUTION DE L'ENDOMMAGEMENT SENS FIBRES A UNE VITESSE DE 1 MM.MIN$^{-1}$: (A) EVOLUTION DU MODULE ELASTIQUE EN FONCTION DE LA DEFORMATION RESIDUELLE DU KEVLAR/LIN DANS LE SENS CHAINE ET LE SENS TRAME SOLLICITE

en traction ; (b) Comparaison de l'evolution du taux d'endommagement du composite hybride et d'un composite lin dans le sens fibres ..... 77
Figure 4.11 : Resultats des essais de traction CRP a une vitesse de 1 mm.min$^{-1}$ avec palier de recouvrance de 30 minutes: (a) Courbe contraintes/deformations ; (b) Evolution des deformations elastique, plastique et visqueuse ; (c) Evolution de la deformation en fonction du temps de recouvrance a differents etats de contraintes..... 78
Figure 4.12 : Courbe contrainte – deformation monotone et CRP du composite hybride lin/Kevlar sollicite en cisaillement (direction 45°) a une vitesse de 1 mm.min$^{-1}$ ..... 79
Figure 4.13 : Evolution de l'endommagement en cisaillement a une vitesse de 1 mm.min$^{-1}$ : (a) Evolution du module elastique en fonction de la deformation residuelle du kevlar/lin sollicite en cisaillement ; (b) Comparaison de l'evolution du taux d'endommagement du composite hybride et d'un composite lin sollicite en cisaillement .. 80
Figure 4.14 : Comparaison des courbes contrainte-deformation du kevlar/lin sollicite a 1mm/min et 100 mm/min : (a) traction sens fibres (0° et 90°); (b) Cisaillement (45°) ..... 81
Figure 4.15 : Observation du facies de rupture d'une eprouvette composite Kevlar/lin sollicitee en traction dans le sens chaine..... 81
Figure 4.16 : Images MEB de la rupture de la fibre de lin apres un essai de traction sur composite kevlar/lin: (a) Rupture du lin avec decohesion fibres/matrice ; (b) Facies de rupture d'une fibre de lin..... 82
Figure 4.17 : Image MEB de la rupture des micros-fibres composant le lin: (a) rupture d'une fibre de lin par splitting et cisaillement transverse ; (b) Facies de rupture des microfibres de cellulose composant la paroi de la fibre de lin [135]..... 82
Figure 4.18 : Image MEB de la rupture de fibre de Kevlar: (a) Rupture de fibre par splitting ; (b) Decohesion fibres/matrice..... 83
Figure 4.19 : Courbe contrainte-deformation d'un essai de flexion 3 points sur un composite kevlar/lin a une vitesse de 1 mm.min$^{-1}$..... 84
Figure 4.20 : Facies de rupture d'une eprouvette composite kevlar/lin sollicitee en flexion 3 points a une vitesse de 1 mm.min$^{-1}$: (a) Photographie de la rupture de fibres en traction avec delaminage pendant l'essai ; (b) Photographie d'une eprouvette apres flexion 3pt ; (c) Image MEB de la face en traction avec rupture de fibres ..... 84
Figure 4.21 : Tableau comparatif des proprietes mecaniques en traction et en flexion de composite Kevlar, lin et hybride..... 85
Figure 4.22 : Tableau recapitulatif des proprietes identifiees par les essais de traction sur composite Kevlar/lin a une vitesse de 1 mm.min$^{-1}$..... 86
Figure 4.23 : Comparaison des courbes contraintes-deformations obtenues a partir des essais a une vitesse de 1 mm.min$^{-1}$ et a partir du modele numerique du composite Kevlar/lin sollicite en traction dans le sens chaine.. 88
Figure 4.24 : Comparaison des courbes contraintes-deformations obtenues a partir des essais a une vitesse de 1 mm.min$^{-1}$ et a partir du modele numerique du composite Kevlar/lin sollicite en cisaillement..... 88
Figure 4.25 : Identification du modele materiau Kevlar/lin en flexion 3 points avec et sans dissymetrie traction/compression a une vitesse de 1 mm.min$^{-1}$ ..... 89
Figure 4.26 : Cinetique d'endommagement d'un lamine Kevlar/lin en flexion 3 points identifie par le modele numerique ..... 90
Figure 4.27 : Courbes contraintes-deformations de trois ames differentes testees en compression monotone a une vitesse de 1 mm.min$^{-1}$..... 91
Figure 4.28 : Diagramme de nids d'abeille sollicites en compression hors-plan, montrant : le regime lineaire elastique, la zone de plateau post flambage, le regime de densification, et la dependance du comportement a la densite relative du nida [145]..... 92
Figure 4.29 : Courbe contrainte-deformation du nida Nomex 1 (64 kg/m$^3$) sollicite en compression monotone et CRP a une vitesse de 1 mm.min$^{-1}$..... 93
Figure 4.30 : Courbe de l'evolution du module en fonction de la deformation residuelle de differents nida sollicites en compression ..... 94

FIGURE 4.31: COURBES CONTRAINTES-DEFORMATIONS D'UN NIDA NOMEX DE DENSITE 64 KG/M$^3$ SOLLICITE EN CISAILLEMENT A UNE VITESSE DE 1 MM.MIN$^{-1}$ (A) DANS LA DIRECTION L ; (B) DANS LA DIRECTION W ..... 94
FIGURE 4.32 : FACIES DE RUPTURE D'UN NIDA NOMEX DE DENSITE 64 KG/M$^3$ SOLLICITE EN CISAILLEMENT A UNE VITESSE DE 1 MM.MIN$^{-1}$ (A) DANS LA DIRECTION L ; (B) DANS LA DIRECTION W ..... 95
FIGURE 4.33 : COURBE DE L'EVOLUTION DU MODULE EN FONCTION DE LA DEFORMATION RESIDUELLE D'UN NIDA NOMEX DE DENSITE 64 KG/M$^3$ SOLLICITE EN CISAILLEMENT DANS LE SENS L ET DANS LE SENS W A UNE VITESSE DE 1 MM.MIN$^{-1}$ ..... 95
FIGURE 4.34 : COURBE CONTRAINTE-DEFORMATION DU NIDA NOMEX 1 (64 KG/M$^3$) SOLLICITE (A) EN COMPRESSION MONOTONE ; (B) EN CISAILLEMENT ..... 96
FIGURE 4.35 : MODELISATION DE L'INDENTATION D'UN NIDA NOMEX PAR UN RESEAU DE RESSORT NON-LINEAIRE [70] ..... 97
FIGURE 4.36 : MODELISATION DU NIDA NOMEX PAR 2 TYPE DE RESSORTS : (A) SOLLICITE EN COMPRESSION ; (B) SOLLICITE EN CISAILLEMENT ..... 98
FIGURE 4.37 COMPARAISON DES COURBES CONTRAINTES-DEFORMATIONS OBTENUES A PARTIR DES ESSAIS ET A PARTIR DU MODELE NUMERIQUE DU NIDA NOMEX DENSITE 64 KG.M$^{-3}$ : (A) SOLLICITE EN COMPRESSION ; (B) SOLLICITE EN CISAILLEMENT SENS W DU NIDA ..... 100
FIGURE 5.1 : RESULTATS D'UN IMPACT MASSE TOMBANTE SUR UN STRATIFIE KEVLAR-LIN/EPOXY AVEC UNE MASSE DE 70 KG AVEC UNE VITESSE DE 2M.S$^{-1}$: (A) FORCE D'IMPACT MESUREE SUR 3 EPROUVETTES; (B) ACCELERATION ET FORCE EN FONCTION DU TEMPS POUR UNE EPROUVETTE ..... 103
FIGURE 5.2 : PHOTOGRAPHIE DE DOMMAGES IDENTIFIES PAR LA TOMOGRAPHIE X-RAY APRES UN IMPACT A 2 M.S$^{-1}$ AVEC UN IMPACTEUR DE MASSE 70 KG SUR UN STRATIFIE HYBRIDE A ORIENTATION 0 °: (A) PHOTOGRAPHIE DE LA FACE ARRIERE DE L'EPROUVETTE; (B) TOMOGRAPHIE DE LA ZONE ENDOMMAGEE; (C) RUPTURE DE FIBRES DE KEVLAR AVEC FISSURATION MATRICIELLE ET INITIATION DU DELAMINAGE; (D) RUPTURE DE FIBRES DE LIN; (E) PHOTOGRAPHIE DU FLAMBEMENT DE FIBRES D'ARAMIDE SUR LA FACE IMPACTEE ..... 104
FIGURE 5.3 : PHOTOGRAPHIE D'ESSAI DE DELAMINAGE DE TYPE GIC SUR COMPOSITE A BASE DE RESINE PHENOLIQUE RENFORCE PAR: (A) VERRE; (B) LIN [148] ..... 104
FIGURE 5.4 : COMPARAISON DE LA REPONSE A UN IMPACT A 2.5 M.S$^{-1}$ D'UN LAMINE CARBONE ET D'UN LAMINE KEVLAR/LIN (A) FORCE D'IMPACT EN FONCTION DU TEMPS ; (B) ENERGIE DISSIPEE LORS DE L'IMPACT ..... 105
FIGURE 5.5 : FACIES DE RUPTURE D'UN LAMINE CARBONE APRES UN IMPACT DE 218 J A 2.5 M.S$^{-1}$: (A) RUPTURE DE FIBRE EN COMPRESSION DE LA FACE IMPACTEE; (B) DELAMINAGE PROCHE DE LA FACE IMPACTEE ..... 105
FIGURE 5.6 : FACIES DE RUPTURE D'UN LAMINE KEVLAR/LIN APRES UN IMPACT DE 218 J A 2.5 M.S$^{-1}$: (A)PHOTOGRAPHIE DE L'EPROUVETTE APRES IMPACT ; (B) MICRO FLAMBAGE DES FIBRES DE KEVLAR SUR LA FACE IMPACTEE; (C) TOMOGRAPHIE DE LA ZONE ENDOMMAGEE;(D) COUPE TOMOGRAPHIQUE MONTRANT LA RUPTURE DE FIBRE EN TRACTION SUR LA FACE OPPOSEE A L'IMPACT; (E) COUPE TOMOGRAPHIQUE MONTRANT L'ETENDUE DE LA ZONE DELAMINEE INITIEE SUR LES BORDS ..... 106
FIGURE 5.7 : RESULTATS D'ESSAIS D'IMPACT A 2M.S$^{-1}$ DE TROIS AMES NIDA DIFFERENTES EN CONFIGURATION APPUI-PLAN RIGIDE (A) COURBE FORCE/TEMPS ; (B) COURBES FORCE/DEPLACEMENT ..... 108
FIGURE 5.8 : CINETIQUE D'ENDOMMAGEMENT OBTENU PAR CAMERA RAPIDE PENDANT UN ESSAI D'IMPACT A 2 M.S$^{-1}$ SUR SANDWICH (DENSITE 64 KG.M$^{-3}$) EN CONFIGURATION APPUI-PLAN RIGIDE ..... 108
FIGURE 5.9 : ANALYSE TOMOGRAPHIQUE R-X APRES UN IMPACT A 2M.S$^{-1}$ EN CONFIGURATION APPUI-PLAN RIGIDE SUR UN SANDWICH CARBONE AVEC UNE AME NOMEX DE DENSITE 128 KG.M$^{-3}$ ..... 109
FIGURE 5.10 : ANALYSE TOMOGRAPHIQUE R-X APRES UN IMPACT A 2M.S$^{-1}$ EN CONFIGURATION APPUI-PLAN RIGIDE SUR UN SANDWICH CARBONE AVEC UNE AME NOMEX DE DENSITE 64 KG.M$^{-3}$ ..... 110
FIGURE 5.11 : ANALYSE TOMOGRAPHIQUE R-X APRES UN IMPACT A 2M.S$^{-1}$ EN CONFIGURATION APPUI-PLAN RIGIDE SUR UN SANDWICH CARBONE AVEC UNE AME NOMEX DE DENSITE 64KG.M$^{-3}$ REMPLI DE SPHERE POLYMERE ATECA ..... 110
FIGURE 5.12 : COURBES FORCE/DEPLACEMENT DE TROIS AMES NIDA DIFFERENTES LORS D'UN IMPACT A 2M.S$^{-1}$ EN CONFIGURATION FLEXION ..... 111
FIGURE 5.13 : CINETIQUE D'ENDOMMAGEMENT OBTENUE PAR CAMERA RAPIDE PENDANT UN ESSAI D'IMPACT A 2 M.S$^{-1}$ SUR SANDWICH (DENSITE 128 KG.M$^{-3}$) EN CONFIGURATION FLEXION ..... 112
FIGURE 5.14 : ANALYSE DES MODES DE RUPTURE APRES UN IMPACT A 2M.S$^{-1}$ EN CONFIGURATION FLEXION SUR UN SANDWICH CARBONE AVEC UNE AME NOMEX DE DENSITE 128 KG.M$^{-3}$ : (A)PHOTOGRAPHIE DE LA PEAU IMPACTEE ; (B) PHOTO DE LA FACE LATERALE DU SANDWICH ; (C)TOMOGRAPHIE R-X DANS LE PLAN DU NIDA; (D) TOMOGRAPHIE R-X TRANSVERSAL DU CENTRE DE

l'eprouvette ; (e) Tomographie R-X eloignee du centre ; (f) Tomographie R-X longitudinal du centre de l'eprouvette ..... 113
Figure 5.15 : Analyse des modes de rupture apres un impact a 2m.s$^{-1}$ en configuration flexion sur un sandwich carbone avec une ame Nomex de densite 64kg.m$^{-3}$ : (a) Photographie de la peau impactee ; (b) Photo de la face laterale du sandwich ; (c) Tomographie R-X dans le plan du nida; (d) Tomographie R-X transversal du centre de l'eprouvette ; (e) Tomographie R-X longitudinale ..... 114
Figure 5.16 : Photographie des facies de rupture de sandwichs dissymetriques impactes en flexion a 2 m.s$^{-1}$ : (a) Mecanismes de rupture du sandwich densite 64 kg.m$^{-3}$ ; (b) Mecanismes de rupture du sandwich densite 128 kg.m$^{-3}$ ..... 115
Figure 5.17 : Energie dissipee, lors d'un impact a 2m.s$^{-1}$ en configuration flexion, d'un sandwich dissymetrique carbone et d'un sandwich dissymetrique hybride ..... 116
Figure 5.18 : Cinetique d'endommagement: Images obtenues par camera rapide pendant un essai d'impact a 2 m.s$^{-1}$ sur un sandwich hybride dissymetrique ..... 116
Figure 5.19 : Analyse des modes de rupture apres un impact a 2m.s$^{-1}$ en configuration flexion sur un sandwich hybride avec une ame Nomex de densite 64 kg.m$^{-3}$ : (a) Photographie de la peau impactee ; (b)Tomographie R-X longitudinale proche du bord de l'eprouvette; (c) Tomographie R-X longitudinale du centre de l'eprouvette; (d) Tomographie R-X transversale eloignee du centre ; (e) Tomographie R-X transversale du centre de l'eprouvette ..... 117
Figure 5.20 : Bilan des parametres influant sur la dissipation d'energie d'un sandwich en configuration appui-plan rigide ..... 118
Figure 5.21 : Bilan des parametres influant sur la dissipation d'energie d'un sandwich dissymetrique en configuration de flexion ..... 119
Figure 5.22 : Modele elements finis utilise pour la simulation numerique de l'essai d'impact de masse tombante ... 120
Figure 5.23 : Comparaison des donnees experimentales et de la simulation numerique d'un lamine kevlar/lin impacte a 2m.s$^{-1}$ : (a) Force d'impact en fonction du temps ; (b) courbe force/deplacement ..... 121
Figure 5.24 : Comparaison des facies de rupture experimental et numerique d'un lamine kevlar/lin impacte a 2m.s$^{-1}$ : (a) micro-flambement sur la face impactee ; (b) rupture de fibres en traction sur la face opposee a l'impact. 122
Figure 5.25 : Loi de comportement de contact cohesif de type bi-linaire traction-separation ..... 123
Figure 5.26 : Comparaison des donnees experimentales et de la simulation numerique d'un lamine kevlar/lin impacte a 2.5m.s$^{-1}$ : (a) Force d'impact en fonction du temps ; (b) courbe force/deplacement ..... 124
Figure 5.27 : Comparaison des mecanismes de rupture predits par la simulation et ceux identifies sur un lamine kevlar/lin impacte a 2.5m.s$^{-1}$ ..... 124
Figure 5.28 : Proprietes du film de colle Structil ST 1035 ..... 125
Figure 5.29 : Comparaison des donnees experimentales et de la simulation numerique d'un sandwich symetrique carbone/nida 64 kg.m$^{-3}$ impacte a 2m.s$^{-1}$en configuration appui-plan: (a) Courbe force/temps ; (b) Courbe force/deplacement ..... 125
Figure 5.30 : Comparaison des mecanismes de rupture predit par la simulation numerique et obtenu a partir des essais d'impact a 2 m.s$^{-1}$ en configuration appui-plan : (a) Rupture de la peau superieure en carbone ; (b) Flambement des parois du nida Nomex ; (c)Decollement peau/ame ..... 126
Figure 5.31 : Comparaison des donnees experimentales et de la simulation numerique d'un sandwich dissymetrique carbone impacte a 2m.s$^{-1}$en configuration de flexion: (a) Courbe force/temps ; (b) Courbe force/deplacement ..... 127
Figure 5.32 : Scenario de rupture calcule par la simulation numerique lors d'un impact a 2 m.s$^{-1}$ en configuration flexion ..... 128
Figure 5.33 : Comparaison des mecanismes de rupture predit par la simulation numerique et obtenu a partir des essais d'impact a 2 m.s$^{-1}$ en configuration flexion ..... 128
Figure 5.34 : Comparaison des donnees experimentales et de la simulation numerique d'un sandwich symetrique carbone/nida 128 kg.m$^{-3}$ impacte a 2m.s$^{-1}$en configuration appui-plan: (a) Courbe force/temps ; (b) Courbe force/deplacement ..... 129

FIGURE 5.35 : COMPARAISON DES DONNEES EXPERIMENTALES ET DE LA SIMULATION NUMERIQUE D'UN SANDWICH DISSYMETRIQUE HYBRIDE IMPACTE A 2M.S$^{-1}$EN CONFIGURATION DE FLEXION: (A) COURBE FORCE/TEMPS ; (B) COURBE FORCE/DEPLACEMENT ..... 130
FIGURE 5.36 : COMPARAISON DES MECANISMES DE RUPTURE D'UN SANDWICH HYBRIDE PREDIT PAR LA SIMULATION NUMERIQUE ET OBTENU A PARTIR DES ESSAIS D'IMPACT A 2 M.S$^{-1}$ EN CONFIGURATION FLEXION ..... 131
FIGURE 5.37 : REPARTITION DE L'ENERGIE DISSIPEE CALCULEE PAR SIMULATION NUMERIQUE DANS UN SANDWICH CARBONE ET HYBRIDE IMPACTE SUIVANT DIFFERENTES CONFIGURATIONS ..... 132
FIGURE 6.1 : PHOTOGRAPHIE DE LA ZONE D'APPUI FESSIER DE L'ASSISE EN ALUMINIUM D'A350 ..... 135
FIGURE 6.2 : CONDITIONS LIMITES UTILISEES POUR LA COMPARAISON DES DIFFERENTES ASSISES ..... 135
FIGURE 6.3 : REPONSE D'UNE ASSISE ALUMINIUM D'A350 EN APPUI PLAN A UN IMPACT A 2M.S$^{-1}$: (A)COURBE FORCE/DEPLACEMENT ; (B) PHOTOGRAPHIE DE L'ASSISE APRES IMPACT ..... 136
FIGURE 6.4 : COMPARAISON DES RESULTATS DE LA SIMULATION D'UNE ASSISE D'A350 IMPACTEE A 2 M.S$^{-1}$ EN CONFIGURATIONS DE FLEXION LIBRE ET DE FLEXION ENCASTREE: (A) COURBE FORCE/TEMPS; (B) COURBE FORCE/DEPLACEMENT ..... 137
FIGURE 6.5 : COMPARAISON DES MECANISMES DE RUPTURE D'UNE ASSISE D'A350 IMPACTEE A 2 M.S$^{-1}$ EN CONFIGURATIONS DE FLEXION LIBRE ET DE FLEXION ENCASTREE : (A) FLECHE RESIDUELLE APRES IMPACT ; (B) CARTOGRAPHIE DES NIVEAUX DE DEFORMATIONS PLASTIQUE ..... 138
FIGURE 6.6 : RESULTATS DE SIMULATION DE L'ASSISE A350 SOLLICITEE EN CHARGEMENT STATIQUE LIMITE ET ULTIME : (A)DEPLACEMENT MAXIMAL DE L'ASSISE D'A350 (B) DEFORMATION PLASTIQUE (REPRESENTATION DE LA MOITIE DE L'EPROUVETTE) ..... 138
FIGURE 6.7 : SCHEMA DES DEUX DESIGNS D'ASSISE COMPOSITES : (A) DESIGN 1 ; (B) DESIGN 2 ..... 139
FIGURE 6.8 : COMPARATIF DE LA REPONSE A UN IMPACT A 2 M.S$^{-1}$DU DESIGN 1 EN FLEXION LIBRE ET FLEXION ENCASTREE : (A) COURBE FORCE/TEMPS ; (B) COURBE FORCE/DEPLACEMENT ..... 140
FIGURE 6.9 : COMPARATIF DES MODES DE RUPTURE DU DESIGN 1 APRES UN IMPACT A 2 M.S$^{-1}$ EN FLEXION LIBRE ET FLEXION ENCASTREE : (A) ETAT D'ENDOMMAGEMENT DE LA PEAU HYBRIDE ; (B) ETAT D'ENDOMMAGEMENT DE LA PEAU CARBONE ; (C) ETAT D'ENDOMMAGEMENT DU NIDA PAR CISAILLEMENT ..... 140
FIGURE 6.10 : COMPARATIF DE LA REPONSE A UN IMPACT A 2 M.S$^{-1}$EN CONFIGURATION DE FLEXION LIBRE DU DESIGN 1 ET DU DESIGN 2 : (A) COURBE FORCE/TEMPS ; (B) COURBE FORCE/DEPLACEMENT ..... 141
FIGURE 6.11 : COMPARATIF DES MODES DE RUPTURE DU DESIGN 1 ET DU DESIGN 2 APRES UN IMPACT A 2 M.S$^{-1}$ EN CONFIGURATION DE FLEXION LIBRE ..... 142
FIGURE 6.12 : DEPLACEMENT MAXIMAL DE L'ASSISE SANDWICH SIMULE EN STATIQUE SOUS CHARGE LIMITE ET SOUS CHARGE ULTIME (REPRESENTATION DE LA MOITIE DE L'EPROUVETTE) ..... 143
FIGURE 6.13 : INDICATEUR D'ENDOMMAGEMENT DE LA PEAU KEVLAR/LIN ET ETAT DE CONTRAINTE DE LA PEAU CARBONE ISSUE DE LA SIMULATION EN STATIQUE SOUS CHARGE LIMITE ET SOUS CHARGE ULTIME (REPRESENTATION DE LA MOITIE DE L'EPROUVETTE) ..... 144
FIGURE 6.14 : ETAT D'ENDOMMAGEMENT PAR CISAILLEMENT DU NIDA NOMEX SOUS CHARGE STATIQUE ULTIME (REPRESENTATION DE LA MOITIE DE L'EPROUVETTE) ..... 144
FIGURE 6.15 : TABLEAU COMPARATIF DES PERFORMANCES MECANIQUES DE L'ASSISE ALUMINIUM ET L'ASSISE COMPOSITE ..... 146

# Résumé

Ce travail s'inscrit dans la problématique de réduction de masse, de sécurité inhérent au domaine aéronautique, il concerne plus spécifiquement les sièges de pilotes d'avion de ligne. Un nouveau concept d'assise composite sandwich multifonctionnel est proposé. Il est composé d'une peau carbone, d'une âme nid d'abeille Nomex et d'une peau hybride Kevlar/lin. L'assemblage de plusieurs matériaux engendre des comportements parfois complexes et rend difficile la prédiction de la ruine de la structure. Une démarche expérimental/numérique est mise en place pour appréhender l'endommagement de l'assise et ainsi permettre un pré-dimensionnement via un outil numérique.

Tout d'abord, des essais de caractérisation permettent d'élaborer les lois de comportement des différents matériaux constituant le sandwich. Le composite hybride présente un comportement élasto-plastique-endommageable-anisotrope. Le nida Nomex est représenté par un réseau de ressort et une loi couplant le comportement en compression et en cisaillement qui est implémentée dans ABAQUS. Des essais d'impacts permettent d'évaluer les modes de rupture et l'énergie dissipée par les concepts d'assises réalisés. Des simulations numériques intégrant les comportements matériaux identifiés sont mises en places pour corréler l'essai d'impact. L'analyse couplée des résultats expérimentaux et numériques permet d'identifier les couplages entre les différents mécanismes. Enfin, le modèle est utilisé pour dimensionner une assise composite qui s'avère sans optimisation fine, comparable à une assise existante en aluminium de l'A350.



**Mots-clés:** Structure sandwich, Composite hybride, Fibres naturelles, Âme en nid d'abeilles, Mécanique de l'endommagement, Eléments finis, Corrélation numérique-expérimental, impact basse vitesse



# Abstract

This work is part of the problem of mass reduction, safety inherent in the aeronautical field, it concerns more specifically the seats of pilots of airliner. A new multi-functional sandwich composite seat pan is proposed, composed by a carbon skin, a Nomex honeycomb core and a Kevlar/flax hybrid skin. The assembly of several materials generates complex behaviors and makes the ruin of the structure difficult to predict. An experimental/numerical approach is used to understand the damage mechanism of the seat and to create a pre-dimensioning numerical tool.

Firstly, characterization tests allow identifying the mechanical behaviors of each material and constituting a database for the creation of material laws. The hybrid composite shows an elastoplastic-damaging-anisotropic behavior. The honeycomb is represented by a spring network and a law coupling the compression and shear behavior is implemented. Impact tests are used to evaluate the failure modes and the energy dissipated by the different concepts. The impact tests are correlates by numerical simulation using the identified material behaviors. The analysis of the experimental and numerical results makes it possible to identify the coupling between the different mechanisms. Finally, the model is used to design a new composite seat pan. This one is comparable to the existing aluminum seat pan without optimization phase.



**Keywords:** Sandwich structures, Hybrid composite, Natural fibers, Honeycomb core, Continuum damage mechanics, Finite element method, Numerical-experimental correlation, Low velocity impact