



Élaboration d'un matériau composite multifonctionnel : matériau structural intégrant la fonction de blindage pour protéger des menaces de type "petits fragments"

Laurent Escalé

► To cite this version:

Laurent Escalé. Élaboration d'un matériau composite multifonctionnel : matériau structural intégrant la fonction de blindage pour protéger des menaces de type "petits fragments". Mécanique des matériaux [physics.class-ph]. Ecole des Mines d'Albi-Carmaux, 2013. Français. NNT : 2013EMAC0006 . tel-01079160

HAL Id: tel-01079160

<https://tel.archives-ouvertes.fr/tel-01079160>

Submitted on 31 Oct 2014

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.



THÈSE

En vue de l'obtention du

DOCTORAT DE L'UNIVERSITÉ DE TOULOUSE

Délivré par :

École Nationale Supérieure des Mines d'Albi-Carmaux conjointement avec L'INP Toulouse

Présentée et soutenue par :

Laurent ESCALÉ

le mardi 17 décembre 2013

Titre :

Élaboration d'un matériau composite multifonctionnel :
matériau structural intégrant la fonction de blindage pour protéger
des menaces de type « petits fragments »

École doctorale et spécialité :

ED MEGEP : Génie mécanique, mécanique des matériaux

Unité de recherche :

Institut Clément Ader, site de l'École des Mines d'Albi-Carmaux

Directeur(s) de Thèse :

Gérard BERNHART

Jean-François FERRERO

Jury :

Philippe VIOT, Professeur, ENSAM de Bordeaux, Président

Pascal CASARI, Professeur, Université de Nantes, Rapporteur

Daniel COUTELLIER, Professeur, Université de Valenciennes, Rapporteur

Christophe BOUVET, Professeur, ISAE de Toulouse, Examineur

Olivier de ALMEIDA, Maître Assistant, École des Mines d'Albi-Carmaux, Examineur

Jean-François FERRERO, Professeur, Université Paul Sabatier de Toulouse, Directeur

Nicolas LARROSE, Ingénieur, Airbus Toulouse, Invité

Remerciements

Ce travail de thèse appliqué à une problématique industrielle concrète a été financé par Airbus France. A ce titre, je tiens à remercier Pierre-Henri Cadaux, Bénédicte Gauthier, Nicolas Larrose, Jean-Michel Bergerat et Guillaume Baudelocque qui ont été à son initiative et qui l'ont suivi tout au long de ces trois ans.

Cette thèse est le résultat de trois années de travail réalisées en cotutelle entre les sites de l'ICA de l'Ecole des Mines d'Albi et de l'Institut Supérieur de l'Aéronautique et de l'Espace à Toulouse. Je tiens ainsi à remercier Gérard Bernhart et Jean-François Ferrero, mes deux directeurs de thèse, pour leur encadrement, leur écoute et leurs conseils avisés. Ils ont su me guider durant ces trois ans et m'ont permis de mener à bien ces travaux.

De même, je souhaite vivement remercier Olivier de Almeida qui a activement participé et suivi ces travaux de recherche. Merci Olivier pour ta disponibilité, l'ensemble de tes apports techniques, scientifiques et humains, mais aussi pour ton soutien.

J'exprime ma gratitude à Pascal Casari et Daniel Coutellier d'avoir accepté d'être rapporteurs de cette thèse, ainsi qu'à Philippe Viot et Christophe Bouvet de m'avoir fait l'honneur d'être membres du jury.

Je remercie grandement Vincent Lucin qui m'a aidé à maîtriser le pilote EDyCO, ainsi que Pablo Navarro et Joel Xuereb qui m'ont assisté pour la réalisation des essais au canon. Je n'oublie surtout pas l'ensemble des techniciens de l'ICA, avec qui j'ai eu l'occasion de travailler ponctuellement, pour leur disponibilité et la qualité de leur travail.

Je remercie également tous les membres de l'ICA Albi de m'avoir permis de travailler dans une si bonne et agréable ambiance. J'adresse un merci particulier à Esther et Cathy qui ont facilité toutes mes démarches administratives. Merci à tous pour votre sympathie.

Merci à tous mes collègues du bureau 1M15, pour la bonne ambiance de travail quotidienne que vous avez su créer. Merci Massoud, Souley, Cédric, Chris, Manel, Mymy, Maxime, Renaud, Jonathan...

Un grand merci à toutes ces personnes et pardon à ceux que j'oublie. Grâce à vous, ces trois années resteront pour moi un excellent souvenir.

J'associe à ces remerciements Henri, Christine, Lisa, Florian et Thomas, mes collègues covoitureurs et aujourd'hui amis, pour les nombreuses heures passées ensemble à « philosopher » sur la route entre Toulouse et Albi.

Enfin, toutes mes pensées vont à mes parents, à mon frère Julien (et ma belle-sœur Marjo évidemment !), à ma sœur Stéphanie ainsi qu'à ma compagne Nanou, qui ont toujours été là pour moi. Merci pour vos encouragements quotidiens et pour votre soutien inestimable.

Sommaire

Remerciements	iii
Contexte et problématique	1
1. Etat de l'art des matériaux de blindage courants et des mécanismes d'absorption d'énergie associés	5
1.1. Généralités sur l'impact et solutions de blindage courantes.....	6
1.1.1. Classification de l'impact.....	6
1.1.2. Solutions de blindage courantes.....	6
1.2. Mécanismes d'absorption de l'énergie d'impact dans les composites à matrice organique.....	11
1.2.1. Flexion du panneau cible	11
1.2.2. Mécanismes d'endommagement sous impact	12
1.3. Paramètres gouvernant le comportement sous impact des composites à matrice organique .	15
1.3.1. Influence des caractéristiques de l'impact.....	16
1.3.2. Influence des caractéristiques du composite impacté	20
1.4. Conclusions bibliographiques	34
2. Moyens d'essais et élaboration des matériaux	37
2.1. Moyens d'essais d'impact.....	38
2.1.1. Essai d'impact poids tombant	38
2.1.2. Essai de résilience Charpy	41
2.1.3. Essai d'impact au canon à gaz comprimé.....	45
2.2. Elaboration des matériaux.....	50
2.2.1. Choix de la séquence de drapage.....	50
2.2.2. Mise en œuvre des préimprégnés thermodurcissables par autoclave.....	51
2.2.3. Mise en oeuvre des préimprégnés thermoplastiques sous presse chauffante	53
2.2.4. Mise en œuvre de tissus poudrés et de systèmes film stacking par thermocompression rapide	55
2.3. Conclusions sur les moyens expérimentaux	59

3.	Etude du comportement à l'impact de composites à matrice organique renforcés par des fibres de carbone	61
3.1.	Matériaux et paramètres étudiés	62
3.1.1.	Matériaux	62
3.1.2.	Paramètres étudiés	63
3.2.	Résultats des essais d'impact.....	65
3.2.1.	Essai d'impact poids tombant	65
3.2.2.	Essai de résilience Charpy	71
3.2.3.	Essai d'impact au canon à gaz comprimé.....	78
3.3.	Conclusions sur le comportement à l'impact des composites à renforts carbone.....	82
4.	Evaluation de différentes solutions de blindage composite à matrice PEEK	85
4.1.	Matériaux et paramètres étudiés	86
4.1.1.	Matériaux	86
4.1.2.	Paramètres étudiés	87
4.2.	Etude comparative du comportement sous impact basse vitesse	93
4.2.1.	Influence de la nature des fibres de composites tissés à matrice PEEK	93
4.2.2.	Influence de la contexture de composites renforcés par des fibres de basalte	98
4.2.3.	Influence du taux de porosité intra-mèche.....	99
4.3.	Etude comparative du comportement sous impact haute vitesse	106
4.3.1.	Influence de la nature des fibres de composites tissés à matrice PEEK	106
4.3.2.	Influence du taux de porosité intra-mèche.....	110
4.4.	Conclusions sur les différentes solutions de blindage composite à matrice PEEK	112
5.	Etude des voies d'optimisation de diverses solutions de blindage composite	115
5.1.	Influence de la porosité inter-plis sur le comportement à l'impact des composites stratifiés	116
5.1.1.	Fabrication des matériaux et introduction des porosités	116
5.1.2.	Effets de la porosité inter-plis sur le comportement à l'impact de composites renforcés de tissus de basalte	119
5.1.3.	Effets de la porosité inter-plis sur le comportement à l'impact de composites renforcés de plis UD de carbone	121
5.1.4.	Influence de la porosité inter-plis dans un composite T700/M21	127
5.2.	Influence de la présence d'éléments aux inter-plis sur le comportement à l'impact de composites renforcés de tissus de basalte	130

5.2.1.	Fabrication de composites avec éléments d'inter-plis	130
5.2.2.	Effets des différents éléments d'inter-plis sur le comportement à l'impact du stratifié	131
5.3.	Conclusions sur les voies d'optimisation de solutions de blindage composite	132
6.	Essais d'impact à haute vitesse sur combinaisons de matériaux composites multifonctionnelles	135
6.1.	Multimatériaux testés et scénarii d'absorption d'énergie visés.....	136
6.2.	Essais d'impact sur combinaisons de matériaux composites multifonctionnelles à 170 m.s^{-1} (0,9 kJ)	139
6.3.	Essais d'impact sur combinaisons de matériaux composites multifonctionnelles à 250 m.s^{-1} (2,5 kJ)	143
6.4.	Synthèse et discussion	147
	Conclusions générales et perspectives	149
	Annexes	153
	Table des figures	165
	Liste des tableaux	173
	Bibliographie	175

Contexte et problématique

La protection du fuselage des avions à l'impact contre la projection d'éléments, et plus particulièrement de débris en provenance des moteurs, est une problématique actuelle. Les parties tournantes des réacteurs que sont la soufflante, le compresseur et la turbine sont en effet soumises à diverses contraintes comme par exemple des chocs thermiques de plusieurs centaines de degrés sur des temps très courts, des cycles de fatigue et des phénomènes de corrosion. De plus, le moteur est soumis à des risques d'ingestion d'éléments extérieurs tels que des oiseaux (Figure 1a), de la glace ou d'autres corps étrangers. Tous ces phénomènes sont alors susceptibles d'engendrer des ruptures de pâles voire un éclatement du moteur (Figure 1b). Le fuselage est ainsi exposé à des impacts de fragments à haute énergie.

D'après l'Advisory Group for Aerospace Research and Development (AGARD) [1], le risque lié à l'éclatement d'un réacteur est assez rare comparé aux autres risques. Il est estimé à un accident par million d'heures de fonctionnement des moteurs. Cependant, les conséquences d'un éclatement peuvent être catastrophiques en fonction de la région impactée, notamment si celle-ci comporte une forte densité de systèmes vitaux pour la manœuvrabilité de l'aéronef (générateur et réseau électriques, commandes de vol, carburant, etc.).

Lors de la conception d'un appareil, l'avionneur doit ainsi assurer un niveau de sécurité suffisant en limitant les risques dus aux débris. En général, il est courant de redonder les systèmes de manière à ce qu'un débris ne puisse pas causer une avarie fatale pour l'appareil. Il est cependant possible que la redondance seule ne suffise pas à empêcher une avarie en cas de débris multiples. L'implantation de boucliers au plus près des systèmes à protéger devient donc indispensable afin d'éviter la perforation du fuselage en cas d'impact.



a) Nuée d'oiseau autour d'un avion



b) Eclatement moteur d'un A380 de Qantas (2010)

Figure 1 : Nuée d'oiseau (a) susceptible de provoquer l'éclatement d'un moteur d'avion (b)

D'après la Federal Aviation Administration (FAA) [2], les petits fragments dont la masse équivaut à quelques dizaines de grammes représentent plus de 90% des débris. Ils entraînent par conséquent la plupart des pertes de système. La majorité des accidents seraient donc évités en dimensionnant les structures de manière à ce qu'elles résistent à la perforation par ce type de débris. Leur vitesse est généralement de plusieurs centaines de mètres par secondes, ce qui correspond à une énergie cinétique de quelques kilojoules.

Airbus a engagé l'étude de diverses solutions et principes d'intégration d'un système de blindage. Par rapport aux exigences, deux stratégies peuvent être poursuivies. La première correspond à une approche avec découplage de fonctions, par simple adjonction d'un bouclier indépendant sur la face interne de la structure (Figure 2a). La deuxième stratégie, plus ambitieuse, est basée sur une approche avec intégration de fonction (Figure 2b) : dans cette hypothèse, la peau de l'appareil, en plus de sa fonction habituelle de tenue mécanique, devra intégrer une fonction blindage afin de pouvoir résister à l'impact d'un potentiel fragment incident. Cette solution dite de « blindage intégré » représente un intérêt évident en termes d'innovation et de savoir-faire. Ainsi, dans le cadre des activités de recherche d'Airbus, cette voie d'investigation sera privilégiée à travers cette thèse. L'étude devra permettre de dégager une solution de matériau composite multifonctionnel alliant performances structurale et anti-perforante.

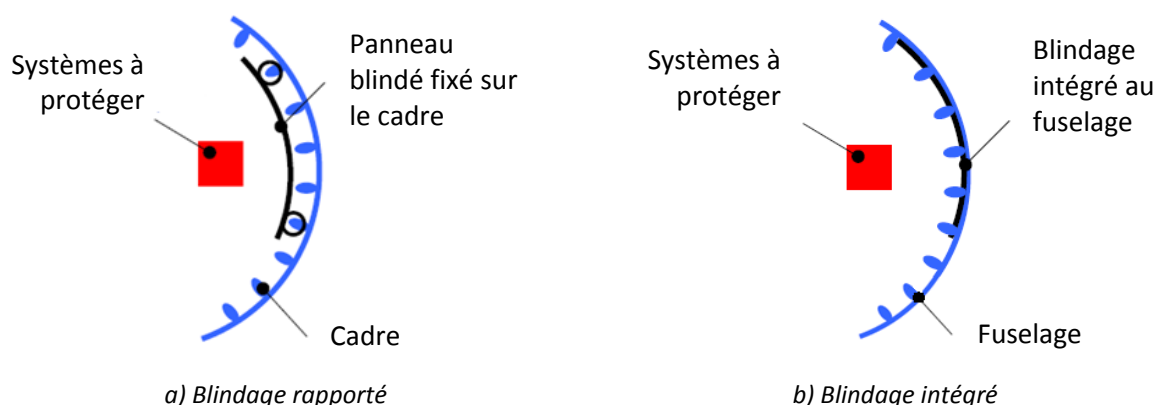


Figure 2 : Concepts de blindage rapporté (a) et intégré (b)

Dans les stratégies de dimensionnement actuelles, si l'on se réfère aux impacts, les structures aéronautiques sont principalement dimensionnées par compression suite aux impacts à basse vitesse liés aux chutes d'objets. Les connaissances industrielles en termes de protection contre les impacts à haute vitesse concernent essentiellement le domaine de la défense, pour des applications balistiques.

La problématique de cette étude est différente de celle des blindages balistiques classiques. Le matériau à considérer devra d'une part posséder des propriétés mécaniques équivalentes à celles des matériaux composites utilisés pour la réalisation de structures primaires. D'autre part, le défi de ce projet est de proposer un concept viable d'un point de vue industriel. Ainsi, au-delà des exigences techniques, il conviendra d'intégrer des critères de coût, de masse et d'encombrement. L'axe préférentiel de recherche a donc été orienté vers des matériaux composites de type hybride, intégrant différents types de renforts et de matrices. Cette thèse doit conduire à la proposition de concepts de matériaux multifonctionnels, à l'élaboration d'échantillons et enfin à la réalisation d'essais d'évaluation des performances.

L'objectif scientifique de ce travail est d'étudier l'influence de divers paramètres matériaux, sur le comportement et les mécanismes d'endommagement sous impact de stratifiés composites potentiellement utilisables pour la conception du matériau multifonctionnel final. Le plan de cette thèse s'articule autour de six chapitres.

Le premier chapitre présente un état de l'art des matériaux et systèmes de blindage courants et des mécanismes d'absorption d'énergie associés. Ce chapitre se focalise plus particulièrement sur le comportement sous impact des matériaux composites à matrice organique. Les divers modes d'endommagement observés ainsi que les paramètres les plus importants sont mis en évidence. De ces mécanismes dépendent le choix de matériaux performants.

La seconde partie présente les moyens de mise en œuvre des matériaux, d'essais et d'expertises utilisés dans le cadre de ce travail de recherche. Les dispositifs d'essais d'impact poids tombant, Charpy et canon à gaz comprimé ainsi que les moyens d'élaboration des matériaux par film stacking et thermocompression sont détaillés.

La caractérisation du comportement sous impact de composites à matrice organique structuraux est traitée dans le troisième chapitre. Pour cela, la comparaison de composites aéronautiques de dernière génération à matrice époxy M21 et PEEK APC-2 a été réalisée. L'effet du type d'armure a aussi été évalué par comparaison de stratifiés unidirectionnels et tissés. Cette première phase expérimentale a également permis de sélectionner l'essai Charpy comme le plus pertinent pour l'étude paramétrique des matériaux conduite aux chapitres 4 et 5.

Dans le quatrième chapitre, différents composites courants ou en voie d'émergence, sélectionnés à partir de la recherche bibliographique, ont été comparés à travers l'observation et la compréhension des phénomènes physiques intervenant durant l'impact. Sur la base d'une matrice PEEK, l'influence de la nature du renfort (carbone, verre, basalte, aramide ou PBO) et de son architecture (tissu ou tricot) a été caractérisée. L'apport d'une porosité intramèche a aussi été évalué.

Dans une perspective d'optimisation et d'innovation, des concepts plus singuliers ont été investigués dans la cinquième partie. Les effets de la dispersion aux interfaces de poudres céramiques, de fibres courtes métalliques ou encore de porosités sur les mécanismes d'endommagement du stratifié impacté ont été étudiés. En outre, cette deuxième phase expérimentale a permis de réaliser une présélection des configurations matériaux les plus performantes.

Le dernier chapitre se base sur les scénarii d'endommagement observés dans les parties précédentes pour proposer, concevoir et évaluer les performances de divers concepts multimatériaux susceptibles de pouvoir répondre aux spécifications du cahier des charges initial. Des essais d'impact à grande vitesse, au moyen du canon à gaz comprimé, ont été réalisés de manière à sélectionner les concepts les plus efficaces. Le rôle propre de chaque matériau au sein de l'empilement a été analysé.

Chapitre 1

Etat de l'art des matériaux de blindage courants et des mécanismes d'absorption d'énergie associés

Sommaire

1.1.	Généralités sur l'impact et solutions de blindage courantes.....	6
1.1.1.	Classification de l'impact.....	6
1.1.2.	Solutions de blindage courantes	6
1.2.	Mécanismes d'absorption de l'énergie d'impact dans les composites à matrice organique	11
1.2.1.	Flexion du panneau cible.....	11
1.2.2.	Mécanismes d'endommagement sous impact	12
1.3.	Paramètres gouvernant le comportement sous impact des composites à matrice organique .	15
1.3.1.	Influence des caractéristiques de l'impact.....	16
1.3.2.	Influence des caractéristiques du composite impacté.....	20
1.4.	Conclusions bibliographiques	34

Les concepts de blindages existants sont nombreux et variés. Leur choix dépend essentiellement du type de menace et de l'application visée. Après une présentation générale des matériaux de protection usuels, ce chapitre propose une synthèse de différents travaux concernant l'impact sur matériaux composites. Les modes d'endommagement et de dissipation d'énergie associés sont d'abord détaillés. La suite du chapitre recense les principaux paramètres à considérer en vue d'une optimisation des performances aux chocs d'un stratifié.

1.1. Généralités sur l'impact et solutions de blindage courantes

1.1.1. Classification de l'impact

Un impact est généralement caractérisé par sa vitesse. Il peut être classé selon trois catégories : les impacts à basse vitesse, les impacts à haute vitesse et les impacts hyper véloce.

- Un impact à basse vitesse est défini comme un impact pour lequel la période de contact du projectile avec la cible est supérieure à la période du mode de vibration le plus bas. A basse vitesse d'impact, les conditions aux limites sont cruciales car l'onde de choc générée au niveau du point d'impact a le temps de se propager jusqu'aux bords de la structure, causant une réponse pleinement vibratoire.
- Un impact à haute vitesse est défini comme un impact pour lequel le temps de contact de l'impacteur avec la cible est inférieur à la période du plus petit mode de vibration de la structure. La réponse de la cible est généralement indépendante des conditions aux limites et est essentiellement gouvernée par le comportement local du matériau au voisinage de la zone impactée.
- Lors d'un impact hyper véloce, la vitesse du projectile est tellement élevée que la contrainte induite lors de l'impact dépasse largement la résistance du matériau cible. Ce dernier est liquéfié localement.

La problématique de l'étude a orienté la recherche bibliographique sur les impacts à basses et à hautes vitesses.

1.1.2. Solutions de blindage courantes

Les systèmes de blindage sont utilisés pour assurer l'intégrité des structures et des individus lorsqu'il existe un risque potentiel de perforation par un projectile incident. Différents critères de choix tels que leur masse, leur coût, le type de menace et l'environnement d'emploi ont conduit à utiliser divers types de matériaux, les principales catégories étant les alliages métalliques, les céramiques et les textiles techniques hautes performances.

1.1.2.1. Matériaux métalliques

Les matériaux métalliques sont largement utilisés pour le blindage des véhicules militaires. Ils ont pour avantages leur prix attractif, leur facilité de fabrication, leur durabilité et leur capacité à absorber des impacts multiples.

L'endommagement sous impact d'une structure métallique a été décrit dans plusieurs études [3-5]. Celui-ci peut être dissocié en deux étapes. Dans la première, une quantité d'énergie est dissipée par compression et cisaillement adiabatique de la cible à la périphérie de l'impacteur (« plugging »). Dans

la deuxième étape, l'anneau métallique subit un effort de flexion important. Comme illustré Figure 1.1, la rupture du matériau est ainsi initiée en surface, au niveau des bandes de cisailment puis par éclatement de la structure en face arrière (« petaling »). L'énergie de l'impacteur est essentiellement dissipée par déformation plastique de la cible et par déformation du projectile.

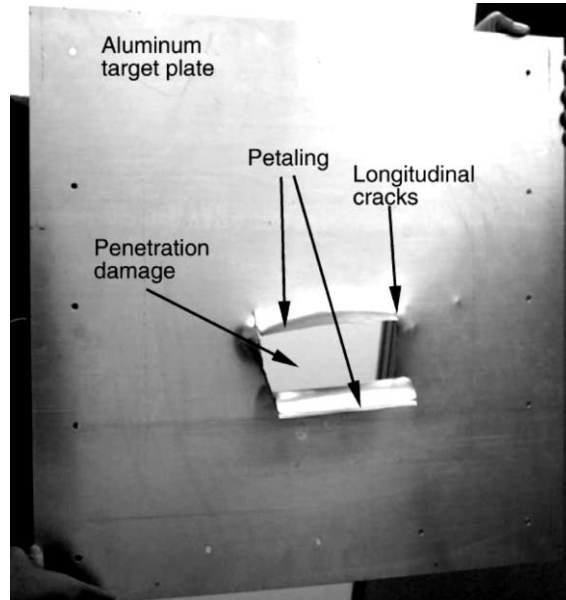


Figure 1.1 : Endommagement d'une cible en aluminium sous impact à 137 m.s^{-1} [4]

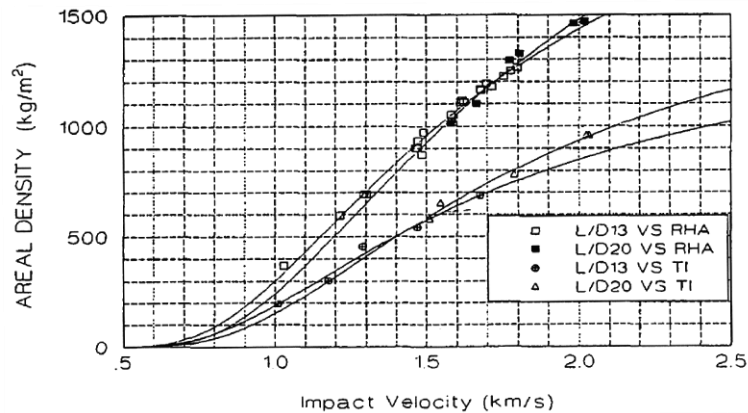


Figure 1.2 : Comparaison des performances d'un TA6V et d'un acier RHA sous impact haute vitesse [6]

Le métal impacté doit donc être suffisamment dur pour endommager significativement le projectile. Mais il doit par ailleurs être assez ductile pour résister à une rupture prématurée. Il est donc nécessaire d'utiliser des matériaux qui possèdent un bon compromis entre résistance et ductilité. Ainsi, les blindages métalliques sont généralement constitués d'aciers, d'alliages d'aluminium ou encore d'alliages de titane. Ces derniers sont aujourd'hui les plus utilisés pour la protection des structures d'avions. D'une part parce que la densité des aciers reste élevée (Annexe A.1) et que la faible tenue à la corrosion des alliages d'aluminium peut être problématique pour des utilisations en environnements sévères. D'autre part car la résistance spécifique à l'impact du titane est nettement supérieure [6]. La Figure 1.2 présente les résultats d'essais d'impact à haute vitesse réalisés à l'aide de barres en tungstène de différents diamètres. Sont comparées les masses surfaciques pénétrées (épaisseur pénétrée en fonction de la masse surfacique du métal cible) en fonction de la vitesse

d'impact, d'un TA6V et d'un acier RHA (Rolled homogeneous armour). A protection équivalente, le gain de masse apporté par le TA6V est de l'ordre de 50% par rapport à l'acier.

1.1.2.2. Matériaux céramiques

L'utilisation des céramiques est très courante dans les systèmes de blindage actuels. Du fait de leur haute dureté et de leur très grande limite à la rupture en compression, elles se prêtent aisément à l'éclatement de projectiles lancés à grande vitesse.

Les modes d'endommagement sous impact des céramiques sont schématisés Figure 1.3a. Grâce au très haut niveau de dureté du matériau, le projectile est d'abord brisé en une multitude de petits fragments qui s'érodent ensuite au contact de la céramique (Figure 1.3b). Cette dernière subit quant à elle une onde de compression qui s'initie en surface et se propage radialement par rapport au point d'impact. Cette onde engendre la formation de fissures qui se propagent sous la forme d'un cône d'endommagement [7]. Elle traverse ainsi la céramique et une partie est réfléchiée sur la face opposée. Une onde de traction est alors générée et entraîne d'abord la formation d'un réseau de fissures radiales en face arrière, puis la croissance des fissures initialement formées en face d'impact. Survient alors un éclatement de la céramique parallèlement à la surface impactée.

Le processus de rupture de la céramique ne consomme qu'une part minime de l'énergie d'impact [4]. La majeure partie de l'énergie est dépensée par la déformation du projectile et par l'éjection des débris de céramique.

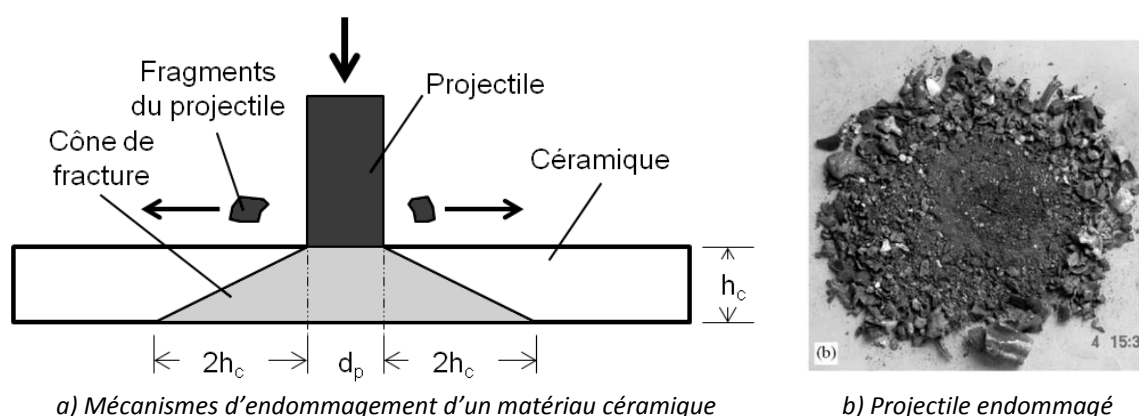


Figure 1.3 : Schéma de l'endommagement sous impact d'un matériau céramique [7] (a) ; Débris d'une balle après un impact à 696 m.s^{-1} sur une épaisseur d'alumine de 14 mm [8] (b)

Du fait de leur fragilité, les céramiques sont souvent couplées à un panneau arrière ductile afin d'éviter la dispersion de leurs fragments dans l'environnement et d'absorber l'énergie résiduelle de l'impacteur par déformation plastique.

Les paramètres qui régissent le choix d'un matériau céramique de blindage sont sa dureté, qui gouverne le niveau de fragmentation du projectile et donc le niveau d'énergie dispersée [8, 9], et leur densité. Ainsi, les principales céramiques utilisées sont l'alumine, les carbures de silicium et de bore, et le diborure de titane. Le carbure de bore est le matériau céramique le plus présent dans les systèmes de blindages légers. Il est en effet le troisième matériau le plus dur après le diamant et le nitrure de bore cubique (Annexe A.2). Le B_4C est par exemple utilisé pour la protection des sièges de l'hélicoptère de combat Cobra depuis les années 1960.

1.1.2.3. Textiles techniques hautes performances

Les blindages légers sont souvent constitués d'empilements de textiles polymères hautes performances [10-13]. On parle de matériaux composites souples si le matériau final comporte une enduction, ou bien de complexes textiles s'il est composé de mailles, de tissés et de non-tissés assemblés entre eux mécaniquement. Dans tous les cas, ces complexes sont connus sous le terme générique de « textiles techniques ». Ce type de produits, minces et légers, apportent une protection contre les menaces multiples, depuis l'attaque au couteau jusqu'aux impacts balistiques.

Les textiles techniques représentent des solutions extrêmement efficaces pour des densités minimales. Comme cela est illustré Figure 1.4, ils agissent en absorbant l'énergie cinétique du projectile à la manière d'un filet. Les premières couches, surtout sollicitées en cisaillement, sont perforées au moment de l'impact. Les couches arrières fléchissent ensuite sous l'impulsion et sont progressivement sollicitées en traction. Le projectile a généralement tendance à se déformer sous les contraintes mécaniques auxquelles il est soumis.

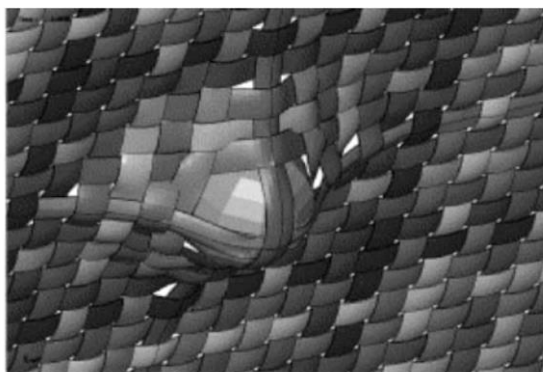


Figure 1.4 : Illustration de l'arrêt d'une balle par un tissu balistique [14]

Plusieurs études [15, 16] ont mis en évidence l'importance des paramètres physiques du complexe textile sur ses performances à l'impact. Elles ont dégagé trois aspects fondamentaux qui sont l'élasticité de la structure, sa rigidité en flexion et le glissement intercouches.

Un faible module d'élasticité et une rigidité en flexion réduite permettent à la structure de se déformer lors d'un impact. Une large part de l'énergie cinétique du projectile incident est ainsi consommée et la rupture de fibres se produit plus tardivement.

Aussi, les glissements intercouches permettent de dissiper une partie de l'énergie cinétique d'impact par frottements. Par conséquent, à masse surfacique équivalente, plus le nombre de couches est important, plus l'énergie absorbée par frottements est grande. Cet effet de glissement interne est d'autant plus favorisé que les couches sont souples, élastiques et présentent un coefficient de frottement intercouches faible.

Les propriétés physiques du textile employé sont donc au moins aussi importantes que les performances mécaniques des fils qui le composent. Il est donc nécessaire de choisir la structure et la nature de fibres appropriées. Les fibres organiques les plus courantes sont les fibres d'aramide Kevlar® et Twaron®, de polyéthylène Spectra® et Dyneema®, et depuis peu de polypara-phénylène-2,6-benzobisoxazole Zylon®. Leurs performances respectives sont détaillées Paragraphe 1.3.2.2.2.

1.1.2.4. Les systèmes de blindage légers : stratégie multimatériaux

En raison des diverses fonctions que doit remplir un système de blindage, celui-ci doit être conçu dans l'esprit d'une démarche intégrée, en prenant en compte tous les facteurs susceptibles

d'influencer son comportement. Le schéma Figure 1.5 présente les principaux paramètres à prendre en considération.

La résistance à l'impact des matériaux constitutifs d'un blindage n'est pas le seul critère de conception. Des paramètres environnementaux ou de fabrication sont par exemple essentiels pour le choix d'un équipement robuste et fiable. Par ailleurs, une bonne connaissance de la menace est primordiale pour concevoir de tels systèmes et pouvoir prédire leur comportement.

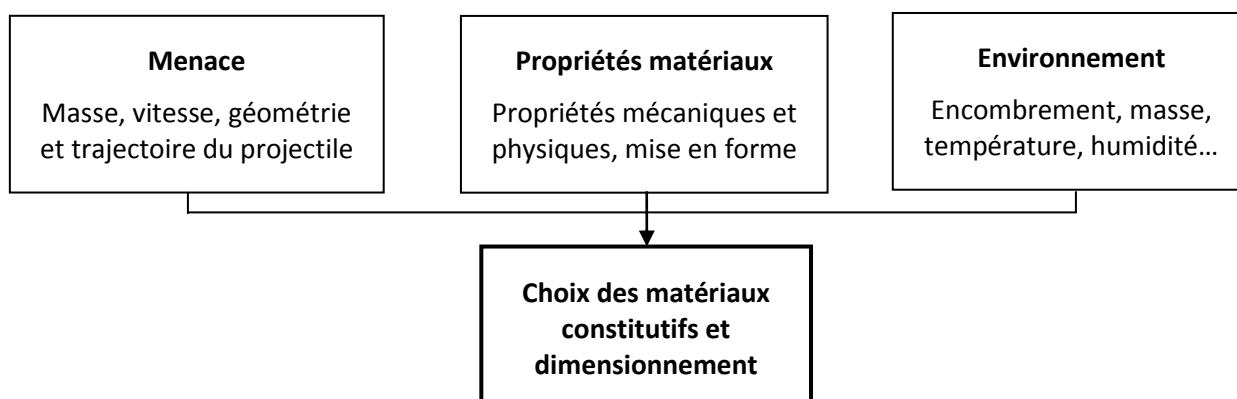


Figure 1.5 : Conception d'un système de blindage : une démarche intégrée

Les blindages légers s'appuient généralement sur un empilement de plusieurs matériaux constitutifs dont les fonctions respectives doivent conduire à l'arrêt d'un projectile incident, tout en respectant les critères de masse et d'encombrement. Ils sont très répandus dans de nombreuses applications militaires [17-22] et utilisés de manière beaucoup plus spécifique dans le domaine civil, comme par exemple pour la protection contre les éclatements moteurs [13, 23-25]. Les systèmes de blindage légers comprennent au minimum :

- Une couche dure en face avant (« strike panel ») : elle endommage et ralentit le projectile incident. Le plus souvent, il s'agit d'un matériau céramique ou d'un alliage métallique haute dureté ;
- Un panneau arrière plus ductile (« backing panel ») : il contient les débris et absorbe l'énergie résiduelle par déformation plastique. Ce dernier est généralement constitué d'un textile technique ou d'un alliage ductile.

Un exemple de blindage structural est présenté Figure 1.6. Ce système de protection a été étudié pour la protection balistique des planchers de cockpit d'Hercules C130 de la Royal Air Force. Il a démontré une bonne tenue à des impacts de calibres 7,62 mm ($m = 9,33 \text{ g}$; $v = 840 \text{ m.s}^{-1}$; $E = 3,3 \text{ kJ}$). Sa masse surfacique est de $32,2 \text{ kg.m}^{-2}$. La couche céramique fragmente le projectile et disperse l'énergie d'impact tandis que la couche organique à l'arrière assure l'intégrité de la précédente tout en absorbant l'énergie résiduelle. Le stratifié CFRP assure la résistance structurale du multimatériau avant et après impact. Le stratifié GFRP ne sert qu'à éviter la corrosion électrolytique de la structure métallique.

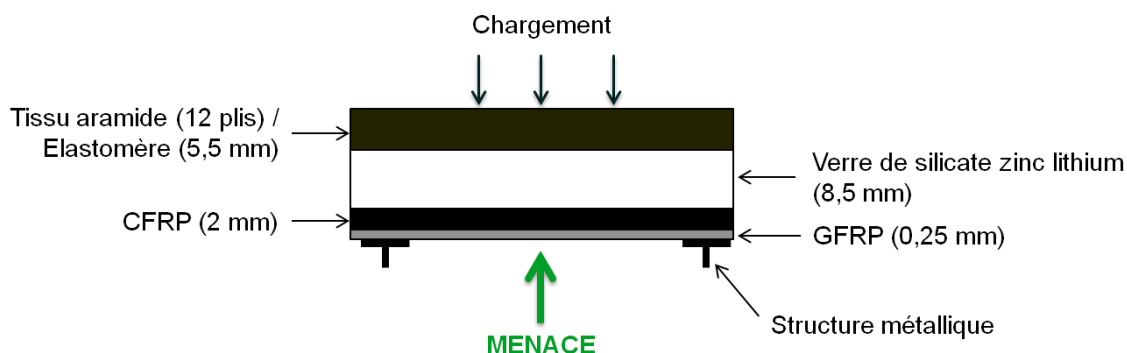


Figure 1.6 : Exemple de blindage structural ARMOURTEK™ [19]

En fonction du cahier des charges, il existe de multiples solutions concernant le choix des matériaux utilisés dans les blindages légers, leur épaisseur ou encore les séquences d'empilement. Ainsi, le nombre de brevets dans la littérature est très important, même si le principe général reste souvent le même.

Les métaux sont restés pendant longtemps les matériaux essentiels des blindages militaires. Il s'agit en effet de solutions efficaces en matière d'encombrement et de coût. Cependant, du fait d'une densité élevée, ils sont de moins en moins employés. L'efficacité d'une céramique dans un blindage réside dans sa faculté à disperser l'énergie du projectile incident par la formation d'un cône d'endommagement. Or comme le montre la Figure 1.3a, le matériau sera d'autant plus performant que son épaisseur sera importante. Les céramiques, dont la densité reste élevée, impliquent donc également une augmentation non négligeable de la masse des systèmes de blindage.

Ainsi, les composites à matrice organique, qui possèdent d'excellentes propriétés mécaniques spécifiques, représentent aujourd'hui une alternative intéressante pour une utilisation au sein de blindages légers structuraux. Leur comportement sous impact est présenté dans la partie bibliographique qui suit.

1.2. Mécanismes d'absorption de l'énergie d'impact dans les composites à matrice organique

Lors d'un impact sur composite, l'énergie du projectile incident peut être consommée selon trois voies [26] : une partie peut être dissipée à travers les vibrations de la plaque, une autre peut être absorbée de manière élastique par sa flexion et pour finir, une large part est consommée par l'endommagement du matériau impacté. Lorsque la vitesse d'impact est suffisamment élevée, la résultante vibratoire de l'énergie est généralement négligeable [27]. L'énergie cinétique du projectile incident devient donc la somme de deux composantes, l'une attribuable à la flexion du panneau cible et l'autre corrélée aux différents modes d'endommagement. Ces derniers sont détaillés dans plusieurs études [28-31]. Il s'agit de la fissuration matricielle, des délaminages et des ruptures de fibres.

1.2.1. Flexion du panneau cible

Naik [26] a étudié le comportement sous impact basse vitesse de composites tissés. Le contact dynamique du projectile avec la cible induit tout d'abord la formation puis la propagation d'une onde transverse dans le matériau. Cette onde ajoutée au déplacement du projectile entraîne la déformation progressive de la cible, sous la forme d'un cône (Figure 1.7). Au fur et à mesure que

l'onde se propage, le rayon du cône, sa profondeur et la contrainte sur les fibres augmentent. Le rayon du cône r_{ti} à un instant t correspond au niveau de propagation de l'onde. La distance parcourue par le projectile et la profondeur du cône formé z_i à l'instant t sont équivalentes.

Les fibres situées dans l'axe du projectile sont appelées fibres primaires. Elles fournissent la résistance directe à la pénétration. Toutes les autres fibres à l'intérieur du cône sont les fibres secondaires. Elles absorbent une partie de l'énergie incidente par déformation élastique. Le niveau d'énergie absorbé dépend de la distribution des contraintes au sein de la fibre. Or la contrainte subie par les fibres secondaires est maximale à la pointe du cône (point A Figure 1.7), puis tend linéairement vers une valeur nulle (point B). Après déformation élastique, l'endommagement du stratifié survient au niveau des couches les plus fragilisées.

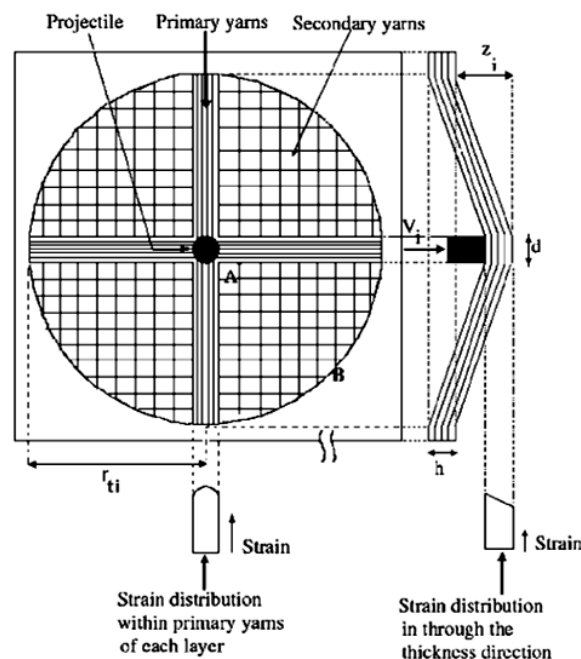


Figure 1.7 : Formation du cône sur la face arrière d'un composite impacté [26]

1.2.2. Mécanismes d'endommagement sous impact

Au cours d'un impact, la flexion globale du panneau engendre un champ de contraintes de traction important sur la face opposée à l'impact. De plus, le projectile génère un effort de cisaillement susceptible d'entraîner un poinçonnement local du matériau en face d'impact. Ces deux types de sollicitations sont responsables de l'endommagement du stratifié.

Il est possible de classer chronologiquement les mécanismes d'endommagement pouvant conduire à la ruine de la structure, ceux-ci étant la fissuration matricielle, les délaminages et les ruptures de fibres.

1.2.2.1. Microfissuration matricielle

Différents travaux [32, 33] accordent un rôle précurseur à l'endommagement matriciel lors d'un impact sur composite stratifié. Celui-ci prend souvent la forme de fissurations mais aussi de décohésions entre les fibres et la matrice. Il est possible de distinguer deux types de fissurations :

- Les premières fissures sont dues au cisaillement transverse et apparaissent dans les premiers plis, à une certaine distance de la zone impactée (Figure 1.8a). Elles sont inclinées à 45° et se propagent dans la direction des fibres ;
- Les secondes fissurations sont dues à la flexion de la plaque, elles sont verticales et apparaissent sous le projectile, dans le pli le plus éloigné de l'impact (Figure 1.8b).

Dans un deuxième temps, un cisaillement important en modes I et II (Figure 1.9) induit par la flexion du stratifié provoque la propagation des fissures dans les plis [34]. La croissance des fissures continue ainsi jusqu'à ce que celles-ci atteignent une interface fibre/matrice. Si la contrainte à l'extrémité d'une fissure est suffisamment importante, elle peut provoquer la rupture de la fibre. La fissure est aussi susceptible de se développer en s'ouvrant le long de la fibre et de provoquer la formation de délaminages.

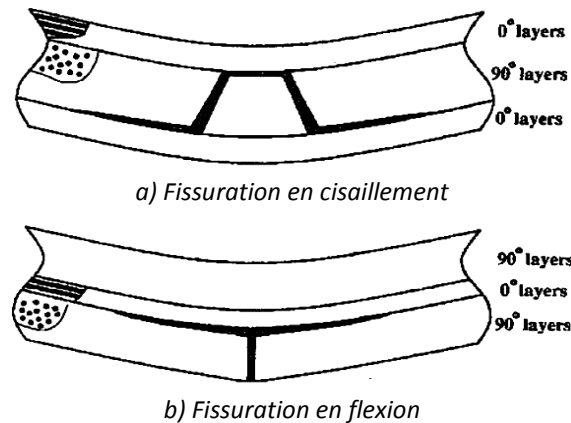


Figure 1.8 : Différents types de fissuration matricielle : fissuration due au cisaillement (a) ; fissuration due à la flexion (b) [35]

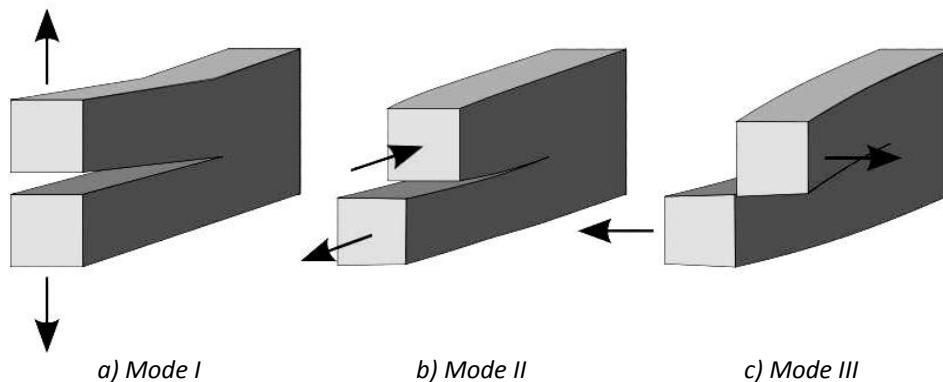


Figure 1.9 : Différents modes de propagation d'une fissure : ouverture (a), cisaillement (b), vissage (c)

1.2.2.2. Délaminages

La présence de fissures entre deux plis consécutifs d'orientation différente peut conduire au développement de délaminages. Ces derniers résultent de la différence de rigidité en flexion des plis adjacents. De nombreux travaux réalisés à l'ICA [21, 31, 36, 37] ont permis de démontrer qu'un impact à basse vitesse sur un stratifié renforcé par des nappes conduisait à la formation de délaminages de morphologie très originale. L'endommagement est centré sur le point d'impact et les délaminages occasionnés décrivent à chaque interface une paire de triangles jumeaux (Figure 1.10). La surface délaminée augmente à chaque interface, depuis la face impactée vers la face opposée à l'impact, sous la forme d'une double-hélice.

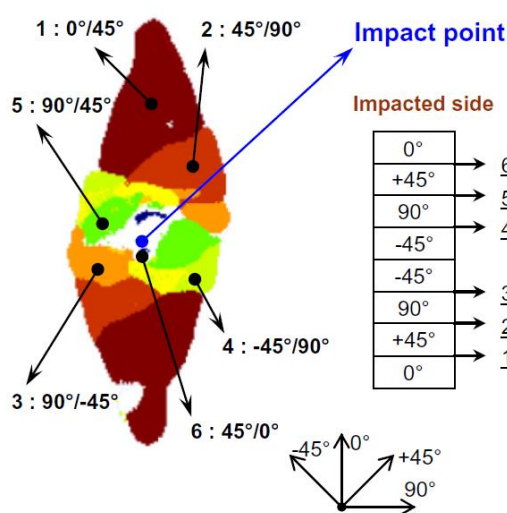
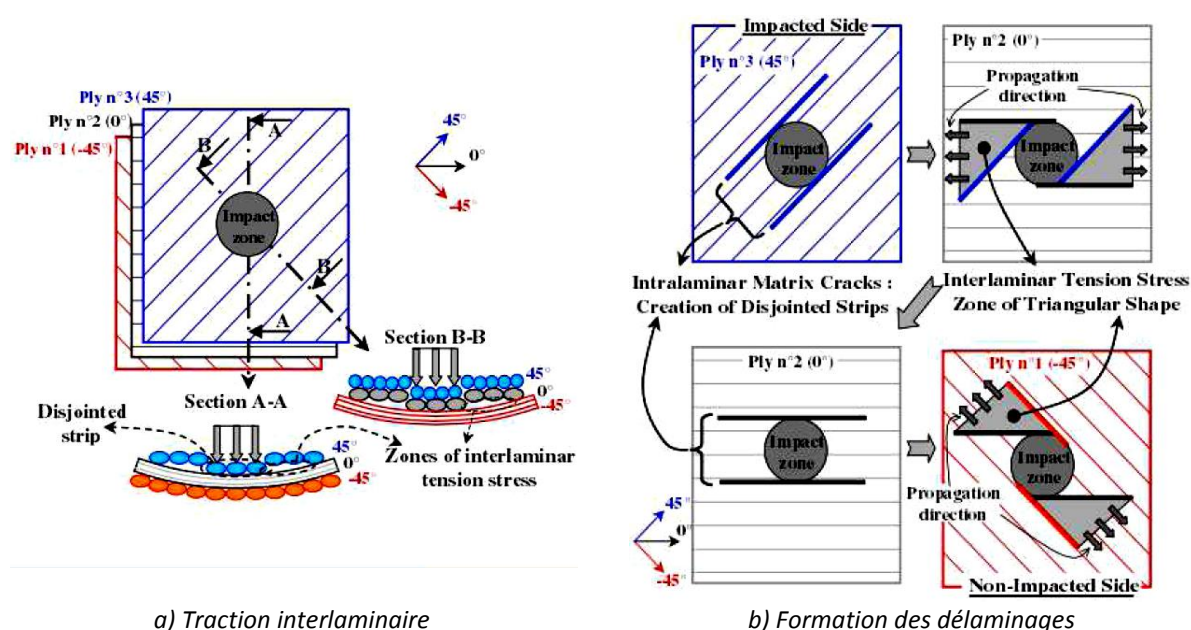


Figure 1.10 : Observation C-scan et localisation des délaminages dans l'épaisseur du stratifié impacté $[0/45/90/-45]_s$ [21]



a) Traction interlaminaire

b) Formation des délaminages

Figure 1.11 : Zones de traction interlaminaire (a) et formation des délaminages (b) [33]

Dans chaque pli, lorsqu'une fissure s'est suffisamment développée le long d'une fibre, une bande de fibres et de résine se désolidarise et glisse dans la direction normale au plan du stratifié (Figure 1.11a) [38]. Cette bande désolidarisée crée une zone de traction interlaminaire entre deux plis consécutifs et peut conduire dans cette zone à la formation d'un délaminage (Figure 1.11b). La zone de traction, limitée par les bandes désolidarisées des deux plis adjacents, présente une forme triangulaire et sa surface augmente de la face impactée vers la face opposée à l'impact. Chaque interface délaminée est orientée suivant la direction des fibres du pli inférieur.

1.2.2.3. Rupture des fibres

La rupture de fibres intervient généralement après la fissuration matricielle et le délaminage dans l'ensemble du processus d'endommagement sous impact d'un composite. La mise en flexion de la plaque génère une zone de traction dans sa partie opposée à l'impact. Ainsi, lorsque les fibres situées dans cette zone subissent une contrainte supérieure à leur résistance en traction, elles cassent. Les plis rompus sont donc localisés principalement dans la partie inférieure du stratifié.

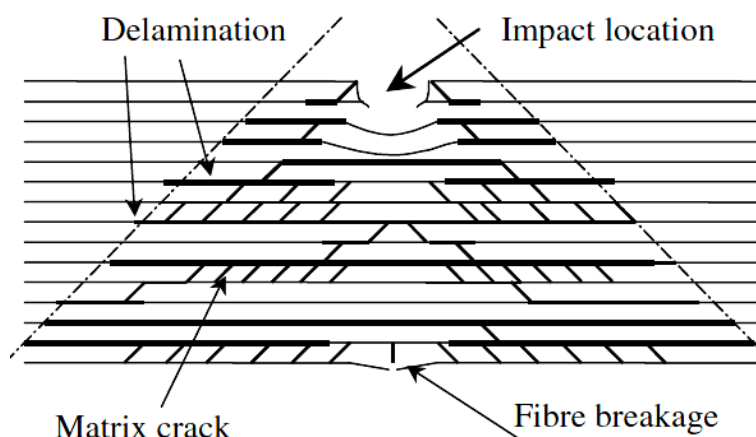


Figure 1.12 : Mécanismes d'endommagement sous impact d'un stratifié [31]

Les trois mécanismes d'endommagement d'un composite impacté sont schématisés Figure 1.12. En général, une combinaison de ces modes est à l'origine de la rupture du matériau. Dans le bilan énergétique sous sollicitation dynamique, il faut alors prendre en compte les processus dissipatifs multiples provenant des déformations élastiques et plastiques des fibres et de la matrice, de la création de nouvelles surfaces au sein de la matrice et du renfort ainsi que de la contribution des frottements qui accompagnent le déchaussement des fibres en pointe de fissure [39]. L'influence relative de chacun des mécanismes dépend de divers paramètres.

1.3. Paramètres gouvernant le comportement sous impact des composites à matrice organique

Il est souvent difficile de comparer les diverses données publiées sur la résistance à l'impact des matériaux composites. En effet, de nombreux facteurs liés aux conditions d'impact ou propres au stratifié sont susceptibles d'affecter la capacité d'un matériau à absorber l'énergie d'impact. Parmi les facteurs externes, les plus importants sont la vitesse, la masse et la géométrie de l'impacteur. Les principaux facteurs intrinsèques au matériau sont sa géométrie, le type et le taux de résine, la nature de la fibre, l'architecture du renfort et la séquence de drapage.

1.3.1. Influence des caractéristiques de l'impact

1.3.1.1. Vitesse d'impact

Comme cela est schématisé Figure 1.13a, lors d'un impact à basse vitesse, la plaque est préférentiellement sollicitée en flexion. Ainsi, la structure a la possibilité d'emmagasiner une partie de l'énergie incidente de manière élastique. Sa rupture est ensuite initiée par des ruptures de matrice et de fibres sur la face opposée à l'impact. A haute vitesse, il n'y plus d'effets de structure (Figure 1.13b). Le temps de contact entre le projectile et la cible est trop court et les ondes n'ont pas le temps d'aller chercher les conditions aux limites. Par conséquent, les modes de rupture dominants sont entraînés par une réponse locale du matériau.

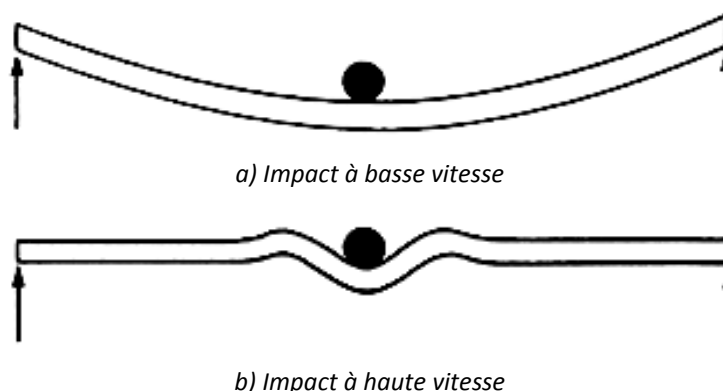


Figure 1.13 : Illustration de l'effet de structure : impact haute vitesse (a) ; impact basse vitesse (b) [40]

Plusieurs études [29, 41] ont permis de séquencer le comportement sous impact à haute vitesse d'une structure composite en trois étapes représentées Figure 1.14.

Dans un premier temps, lors du contact avec les plis supérieurs, l'énergie cinétique élevée du projectile entraîne une rupture locale des fibres par cisaillement transverse (« shear »). Le processus se poursuit ainsi à travers les couches suivantes, jusqu'à ce que le projectile ait suffisamment perdu d'énergie pour permettre aux fibres sollicitées de résister au cisaillement. Les fibres en contact direct avec le projectile sont alors enfoncées (« punching ») et forment un bouchon (« plug »). Le diamètre de ce dernier est proche de celui de l'impacteur dans les premiers plis puis augmente légèrement dans l'épaisseur du stratifié (Figure 1.15). Sa profondeur dépend de la vitesse d'impact.

Dans un second temps, des ruptures de fibres en traction se produisent de part et d'autre de l'impacteur.

Durant l'impact, les contraintes sont progressivement relaxées au sein du pli sollicité pendant que le pli suivant est chargé à son tour. Ceci occasionne une décohésion entre le pli libre et le pli chargé, entraînant l'apparition de délaminages dans un troisième temps. En début d'impact, lorsque la vitesse du projectile est encore élevée, les délaminages n'ont pas le temps de se propager. Ceux qui se produisent en face d'impact (Figure 1.16) résulteraient d'une réponse tardive du stratifié suite à l'onde de choc initiale. Le projectile ralentissant progressivement, l'aire délaminée augmente graduellement dans l'épaisseur de la plaque.

Seul le comportement macroscopique est représenté par ces modes d'endommagement. En effet, pour des vitesses d'impact élevées, les micro-dommages ne participeraient que de façon insignifiante à l'absorption de l'énergie cinétique du projectile.

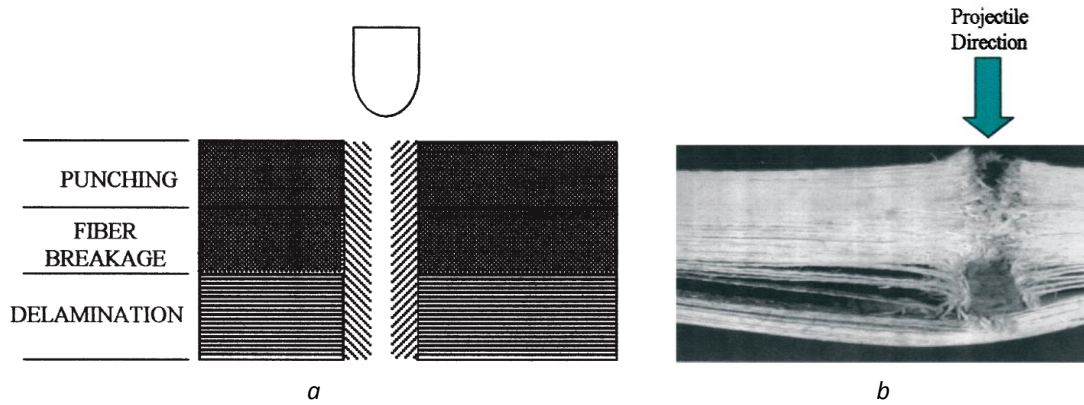


Figure 1.14 : Représentation schématique de l'endommagement d'un stratifié sous un impact haute vitesse (a) ; Photographie d'un stratifié verre/polyester d'épaisseur 44 mm impacté par un projectile de 80 g à une vitesse de 610 m.s^{-1} inférieure à sa vitesse balistique (b) [29]

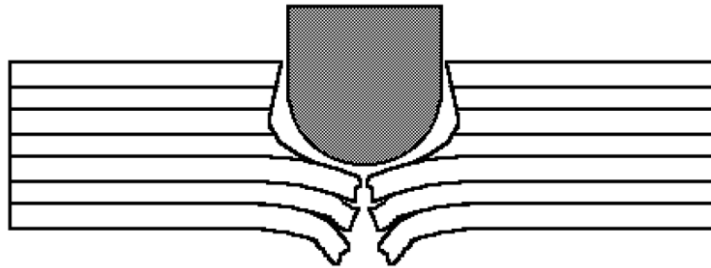


Figure 1.15 : Représentation schématique de l'endommagement par shear plugging [41]

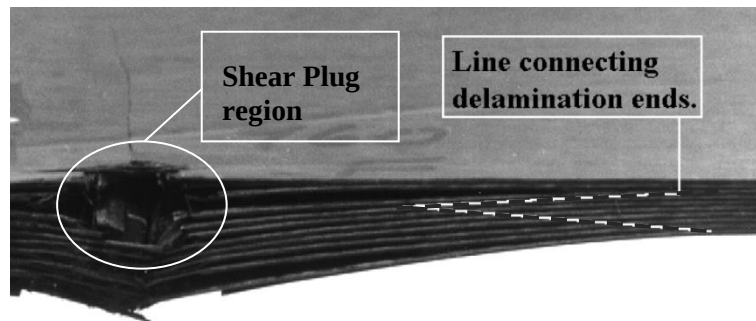


Figure 1.16 : Photographie d'un CFRP ayant subi un impact balistique à une vitesse proche de sa V_{50} [41]

Cantwell et Morton [40] ont mesuré les différences de comportement d'un stratifié soumis à des impacts à basses et hautes vitesses. Un dispositif poids tombant a été utilisé pour réaliser l'impact basse vitesse : un impacteur de 680 g a été lâché sur le stratifié depuis une hauteur de 2 m. L'impact à haute vitesse a été réalisé à l'aide d'un canon à gaz comprimé : un projectile de 1 g a impacté la cible à une vitesse d'environ 100 m.s^{-1} .

Les premiers dommages apparaissent pour une énergie plus grande à basse vitesse d'impact (Figure 1.17). En effet, une large part de l'énergie est absorbée par la flexion de la plaque. Pour une même énergie d'impact, il a été observé que l'aire délaminée augmente avec la vitesse du projectile (Figure 1.18), ce qui reste en accord avec le résultat précédent.

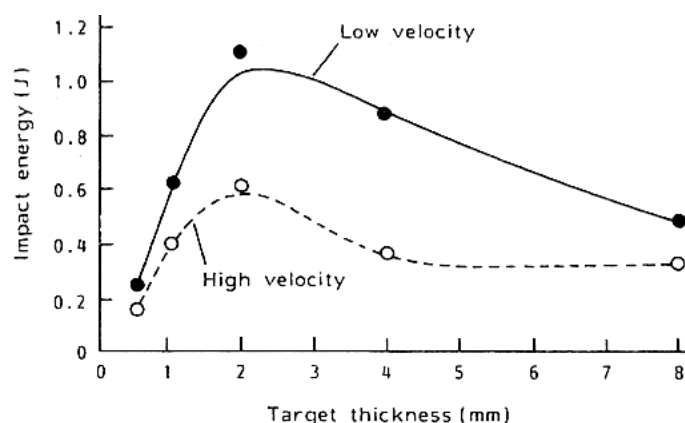


Figure 1.17 : Evolution de l'énergie d'initiation des dommages pour des impacts à basses et hautes vitesses [40]

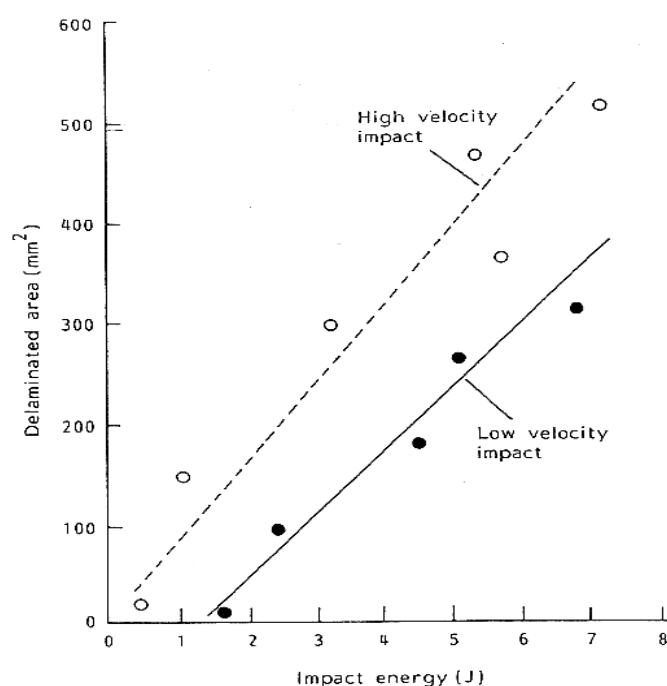


Figure 1.18 : Evolution de l'aire délaminée pour des impacts à basses et hautes vitesses [40]

1.3.1.2. Masse de l'impacteur

Comme le révèle l'étude intitulée *The influence of varying projectile mass on the impact response of CFRP* [42], la masse de l'impacteur a une influence significative sur le comportement à l'impact d'un composite stratifié. En effet, pour un niveau d'énergie et une géométrie donnés, une variation de la masse du projectile modifie le seuil d'initiation du premier dommage, la surface délaminée et l'énergie de perforation.

L'énergie nécessaire pour initier le premier dommage augmente avec la masse du projectile (Figure 1.19a). La surface délaminée est plus grande pour une masse de projectile plus faible (Figure 1.19b). Enfin, les résultats expérimentaux montrent que l'énergie de perforation diminue avec la masse du projectile (Figure 1.19c).

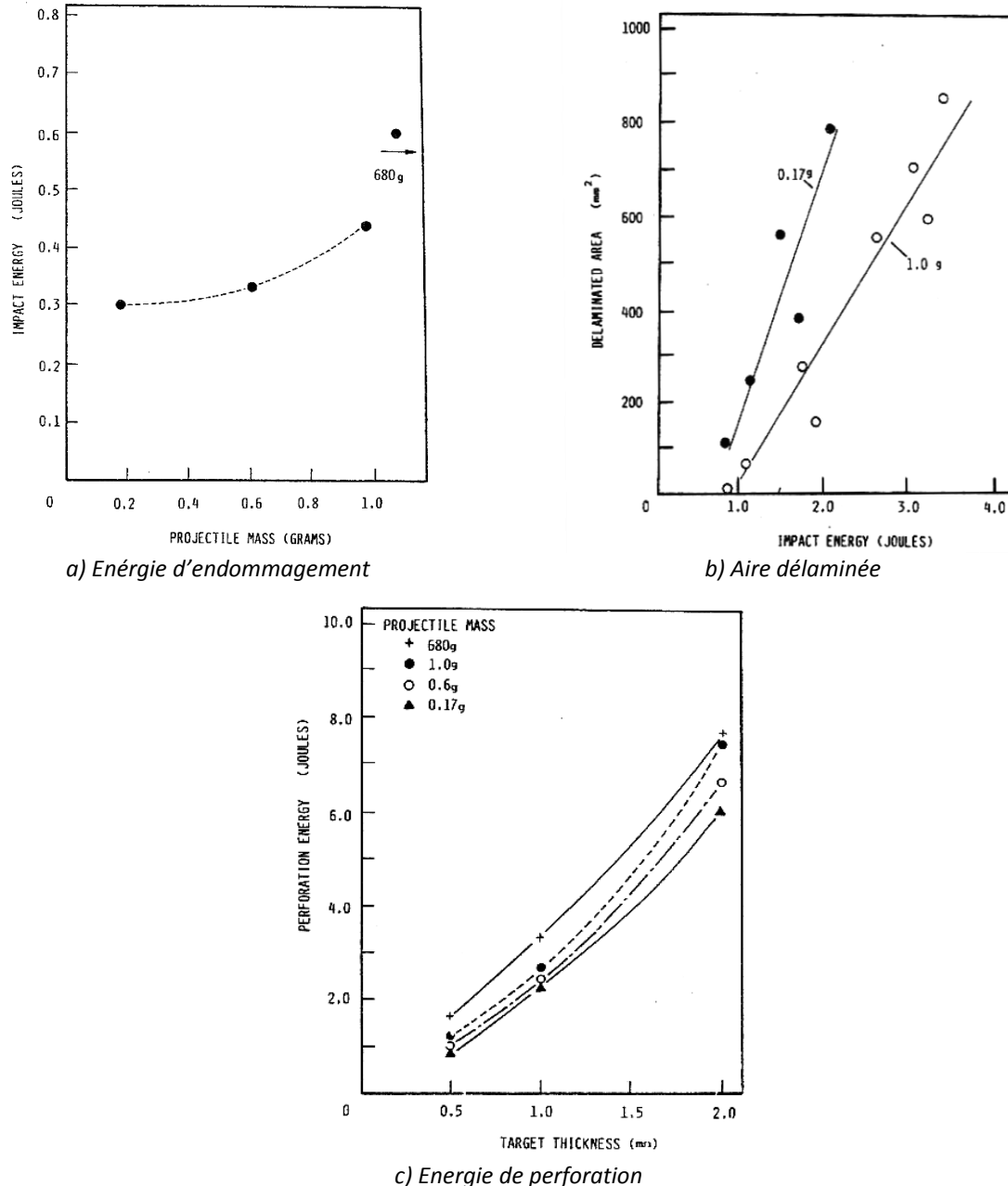


Figure 1.19 : Influence de la variation de la masse du projectile sur l'énergie d'initiation du dommage (a), l'aire délaminée (b) et l'énergie de perforation (c) [43]

1.3.1.3. Forme de l'impacteur

Mitrevski et al [44] ont réalisé une série d'essais de type poids tombant pour étudier l'effet de la forme du projectile sur l'endommagement sous impact d'une structure composite. Trois géométries d'impacteur ont été utilisées : hémisphérique, ogivale et conique (Figure 1.20).

Comme le montre la Figure 1.21, l'aire délaminée est plus importante lorsque l'impacteur présente une forme hémisphérique. A l'inverse, l'impacteur conique provoque de nombreuses ruptures de fibres locales. L'auteur conclut donc que, le délaminage étant principalement causé par la flexion de la plaque, plus le rayon du projectile est grand, plus la surface délaminée est importante. Au contraire, plus le rayon de l'impacteur est petit, plus la force de contact est localisée, ce qui entraîne la rupture des fibres avant la mise en flexion de la plaque.

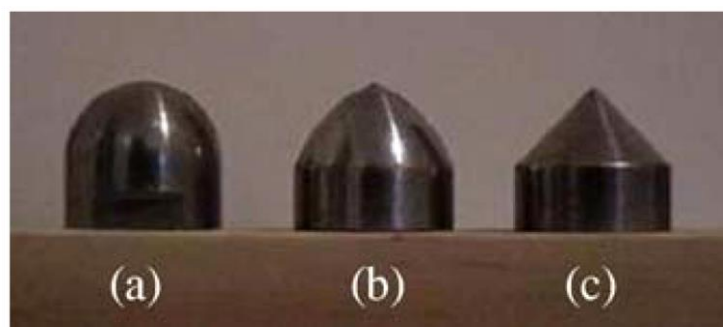


Figure 1.20 : Géométrie d'impacteur : hémisphérique (a), ogivale (b) et conique (c) [44]

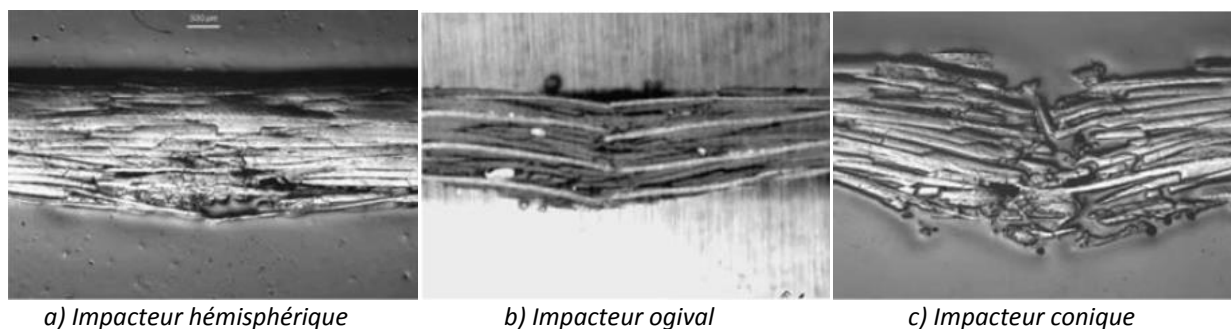


Figure 1.21 : Micrographies de coupes de plaques impactées avec un impacteur de forme hémisphérique (a), ogivale (b) et conique (c) [44]

1.3.2. Influence des caractéristiques du composite impacté

1.3.2.1. Paramètres géométriques de la structure

1.3.2.1.1. Epaisseur de la structure

Un des paramètres géométriques qui influence fortement la réponse à l'impact d'un stratifié est son épaisseur [42, 45, 46]. En effet, il a été observé expérimentalement que plus la plaque est épaisse, plus sa résistance à la perforation est élevée. Cela s'explique simplement par le fait que le projectile a plus de matière à traverser. Pour des stratifiés renforcés par des fibres de carbone et de verre, cette dépendance a été parfaitement décrite par une loi puissance dont l'exposant est propre au matériau étudié [47].

Plus la plaque est mince, plus sa raideur en flexion est faible et plus la déflexion permise est importante. Ceci entraîne l'apparition de fortes contraintes et un début de rupture face opposée à l'impact. Au contraire, pour les plaques les plus épaisses les modes de rupture dominants sont induits par cisaillement en face d'impact. Il existe donc une valeur intermédiaire de l'épaisseur pour laquelle les premiers dommages apparaissent simultanément sur les deux faces de la plaque. Des essais d'impact à faible vitesse au moyen d'une tour de chute ont été réalisés par Alcock [48] sur des composites tissés tout propylène de différentes épaisseurs. Ce dernier a démontré qu'il existe une épaisseur optimale pour laquelle les plaques présentent la meilleure réponse, alliant un bon compromis matériau/structure. La Figure 1.22 montre effectivement que pour deux types de stratifiés A et B, les meilleures performances sont obtenues pour une épaisseur intermédiaire égale à 1,8 mm.

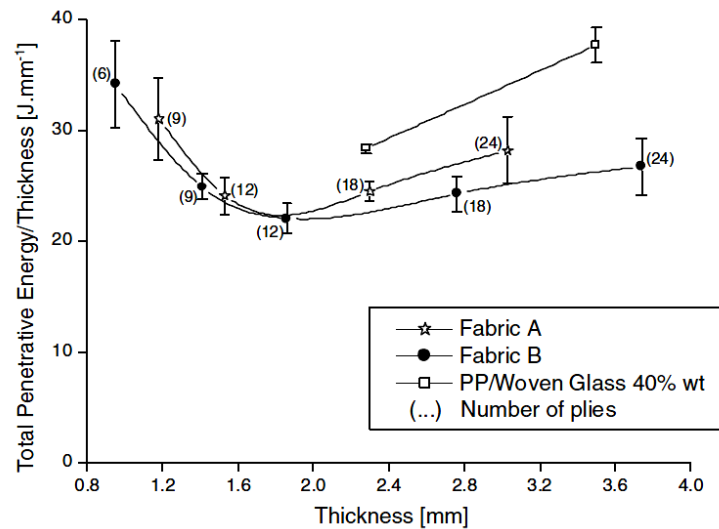


Figure 1.22 : Evolution de l'énergie d'impact normalisée par l'épaisseur en fonction de l'épaisseur du stratifié [48]

1.3.2.1.2. Dimensions de la structure

Les dimensions surfaciques de la structure ont également une influence pour de faibles vitesses d'impact. La capacité d'un panneau impacté à absorber l'énergie de manière élastique par flexion augmente effectivement lorsqu'on écarte les appuis, du fait d'une diminution de sa rigidité structurale [49]. Ainsi, la valeur de l'énergie d'initiation du premier dommage augmente linéairement avec la longueur de l'éprouvette (Figure 1.23). Au contraire, à haute vitesse d'impact, la capacité d'absorption d'énergie de la structure n'est pas affectée par sa taille. Le temps de contact entre le projectile et la cible est trop court pour permettre aux ondes d'atteindre les conditions aux limites.

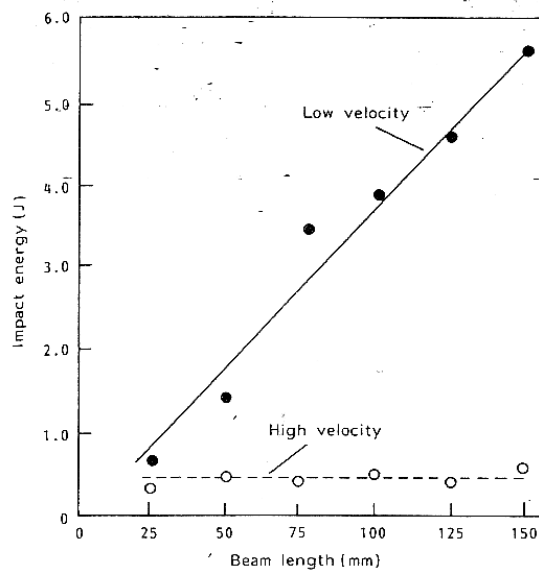


Figure 1.23 : Evolution de l'énergie d'initiation du dommage en fonction de la longueur de l'éprouvette pour des impacts basses et hautes vitesses [40]

1.3.2.2. Paramètres matériaux

1.3.2.2.1. Type de matrice

Dans un matériau composite, le rôle principal de la matrice est de distribuer les efforts entre les fibres. Néanmoins, elle gouverne aussi sa résistance thermique et chimique, et elle joue un rôle important sur sa résistance à l'impact.

La matrice est constituée d'une résine polymère à laquelle sont ajoutés des charges et adjuvants. Son choix dépend principalement des conditions d'utilisation et du niveau de performances souhaité. Deux grandes catégories de résines aéronautiques courantes peuvent être distinguées : les thermodurcissables et les thermoplastiques. Les principales caractéristiques des matrices organiques courantes sont présentées en Annexe 1.C.

Les résines thermodurcissables sont les plus employées dans les matériaux composites structuraux. Généralement associées avec des fibres longues, elles sont liquides ou liquides visqueuses et réticulent sous l'action thermiquement activée d'un catalyseur et d'un durcisseur. La transformation est irréversible et forme un produit infusible et insoluble. Actuellement, les principales résines thermodurcissables sont les polyesters, les phénoliques et les époxydes. Ces dernières présentent de meilleures performances mécaniques et une meilleure tenue en température. Elles sont par conséquent les plus utilisées pour les applications aéronautiques. Les résines époxydes de classe 180 °C, qui comme leur nom l'indique réticulent à 180 °C, sont souvent employées avec des renforts carbone pour la réalisation de pièces structurales aéronautiques.

Cependant, les matrices époxy sont fragiles et peu résistantes aux chocs du fait de leur faible ténacité [50]. Cartié et Irving [51] ont analysé l'influence de la variation de ténacité de la résine sur la propagation d'une fissure au sein de stratifiés à matrice époxy renforcés par des fibres de carbone soumis à un impact à basse vitesse. Ils ont pour cela comparé quatre types de résine (Hexcel 922, 914, 924 et 920) dont les ténacités varient de 51 J.m⁻² à 541 J.m⁻² (Tableau 1.1). Les résultats montrent que pour un même type de fibre, plus la ténacité de la résine est grande, plus les délaminages se propagent difficilement (Figure 1.24a) et plus la résistance résiduelle du matériau après impact est élevée (Figure 1.24b). Aussi, l'auteur fait remarquer que la variation de l'aire endommagée est la conséquence d'une modification de l'effort nécessaire à l'initiation du dommage. Or ce dernier apparait comme étant dépendant du G_{IIC} et indépendant de l'énergie d'impact.

Properties	922 resin	914 resin	924 resin	920 resin
Tensile strength (MPa)	56	47.7	65	34.9
Tensile modulus (GPa)	4.05	3.9	3.8	3.76
Tensile strain (%)	1.7	1.4	2.4	8.41
Poisson ratio	0.38	0.41	0.41	0.39
Compression strength (MPa)	196	180	175	290
Toughness G_{IC} (J/m ²)	51	103	150	541
T_g (°C)		190	190	107

Tableau 1.1 : Propriétés des résines époxyde étudiées [51]

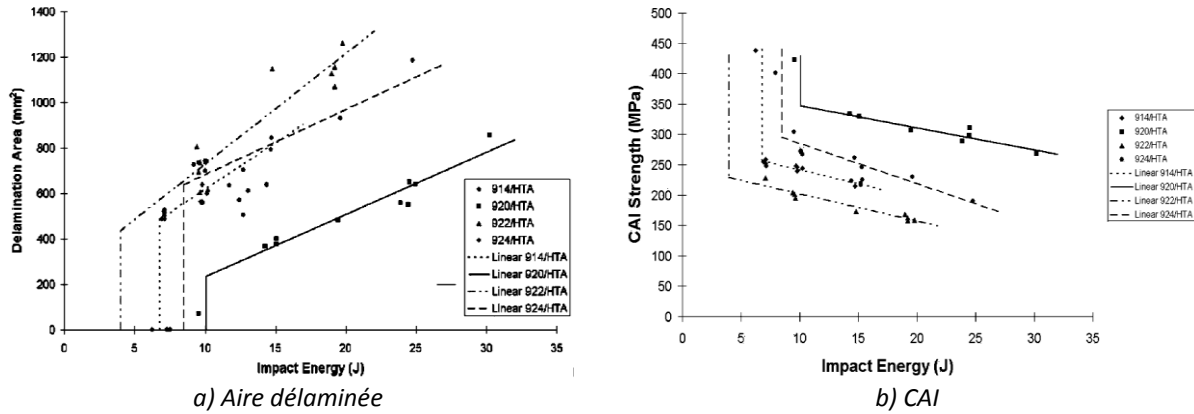


Figure 1.24 : Effet du type de résine sur l'aire délaminée (a) et sur la résistance résiduelle en compression (b) de composites renforcés par des fibres de carbone HTA après impact poids tombant [51]

Les résines thermoplastiques [52] sont des polymères à chaînes linéaires ou ramifiées, c'est à dire monodirectionnelles ou bidirectionnelles. Elles sont en général fusibles et solubles, ce qui leur confère le gros avantage de pouvoir être alternativement ramollies par chauffage et durcies par refroidissement, et ce qui facilite leur moulage par viscoplasticité. Cette transformation est par ailleurs réversible, rendant possible le recyclage des matériaux polymères thermoplastiques. La température de mise en œuvre des thermoplastiques amorphes avoisine leur température de transition vitreuse tandis qu'elle peut atteindre la fusion pour les semi-cristallins. Parmi les résines thermoplastiques utilisées dans les composites aéronautiques, les plus courantes sont le polyéther-éther-cétone (PEEK), le polyphénylsulfure (PPS) et le polyéther-imide (PEI). Le PEEK est un thermoplastique semi-cristallin présentant de très bonnes propriétés mécaniques et physiques, ce qui en fait le thermoplastique structural par excellence.

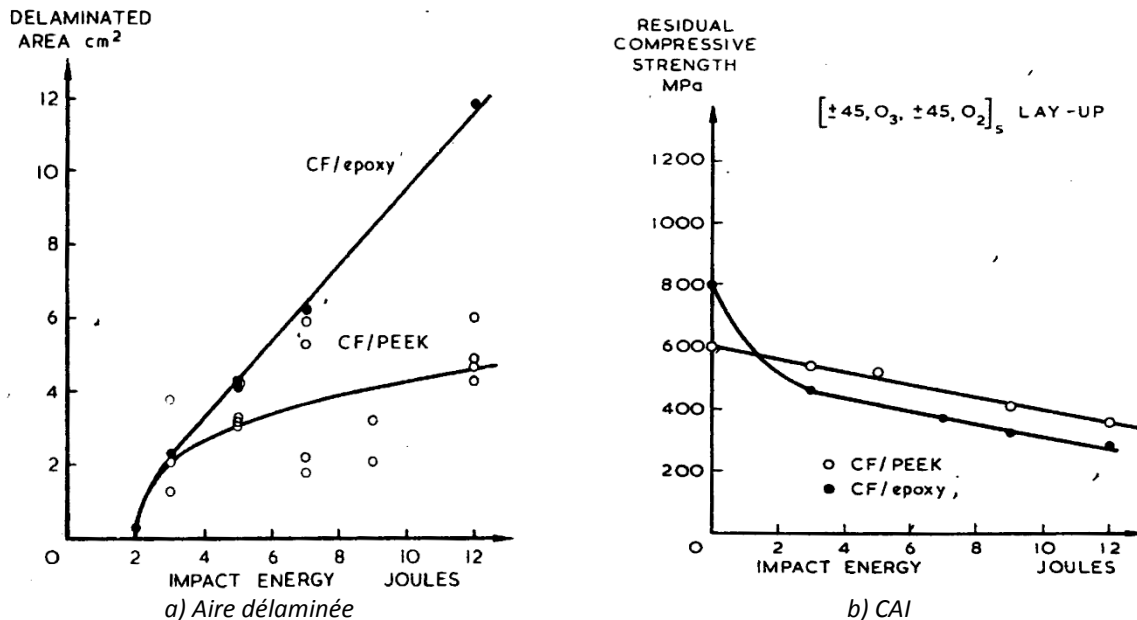


Figure 1.25 : Evolution de l'aire délaminée (a) et de la résistance résiduelle en compression (b) de composites carbone/PEEK et carbone/époxy présentant une séquence de drapage $[45/0_3/-45/0_2]_S$ après impact poids tombant [53]

Bishop [53] a comparé le comportement sous impact à basse vitesse d'un stratifié à matrice PEEK renforcé par des nappes de fibres de carbone unidirectionnelles avec un composite similaire à matrice époxy. Pour une énergie d'impact de 12 J, l'aire endommagée par délaminage dans le composite à matrice thermoplastique est deux fois moins importante (Figure 1.25a). Sa résistance résiduelle en compression après impact est ainsi supérieure (Figure 1.25b).

Des charges et adjuvants peuvent être ajoutés aux résines avant polymérisation. Les adjuvants n'interviennent que dans la phase de mise en œuvre et de polymérisation. Parmi ceux-ci, les catalyseurs et accélérateurs ont par exemple pour rôle d'initier et d'accélérer la réaction ; les durcisseurs interviennent comme agents de réticulation. Les charges ont quant à elles pour rôle de modifier les propriétés mécaniques, physico-chimiques et électriques de la matrice.

L'une des solutions permettant de renforcer la tenue à l'impact des composites organiques est l'inclusion d'une phase plus ductile au sein de la matrice [54]. Il s'agit généralement de particules élastomériques. Elles permettent de dissiper l'énergie car elles sont le lieu de concentrations de contraintes qui vont favoriser l'initiation de microfissures [50]. Elles sont aussi le siège de phénomènes de cavitation¹ [55] qui consomment beaucoup d'énergie. Cependant, il est difficile d'obtenir une dispersion homogène de ses particules dans la matrice et il est souvent nécessaire d'utiliser une grande quantité d'élastomères, ce qui a pour conséquence de réduire la rigidité du matériau final. Une pratique récente consiste à introduire une phase élastomérique miscible qui se ségrégue dans la matrice pour créer des nodules de taille nanométrique. Les mêmes ténacités qu'avec des élastomères traditionnels sont obtenues mais avec un taux de particules ajoutées beaucoup plus faible, ce qui permet de conserver la rigidité du matériau final. Les Nanostrength® [56, 57], commercialisés par le groupe français Arkema, sont un exemple de ces nanoparticules élastomériques.

Les Nanostrength® sont des copolymères triblocs miscibles avec de nombreuses résines polymères. Ils sont constitués de plusieurs segments de natures chimiques différentes liés par une liaison covalente. La Figure 1.26 présente un exemple de copolymère « MAM ». Celui-ci est constitué de deux blocs terminaux de polyméthacrylate de méthyle (PMMA) autour d'un bloc central de polyacrylate de butyle (PBA).

Lors de leur dissolution dans une matrice, une forte répulsion entre les blocs centraux et latéraux des copolymères gouvernée par la thermodynamique induit une organisation de ces derniers conduisant à la création de nodules élastomériques de taille nanométrique (Figure 1.27). Il s'agit de la nanostructuration [58]. Les blocs « rigides » (PMMA), miscibles dans la matrice, assurent la cohésion de la matière et les blocs « mous » élastomériques (PBA), non miscibles, assurent la souplesse, l'élasticité et le renforcement aux chocs du matériau.



Figure 1.26 : Schéma d'un copolymère tribloc (Nanostrength®) d'Arkema [57]

¹ La cavitation correspond à la formation de bulles de vapeur due à une action mécanique. Au cours de l'effort d'impact, l'onde de choc provoque une chute locale de pression, ce qui entraîne une variation de densité de la matière (cavitation acoustique). Si cette dépression est suffisamment élevée, la pression peut devenir inférieure à la pression de vapeur saturante, et une bulle de vapeur est susceptible de se former.

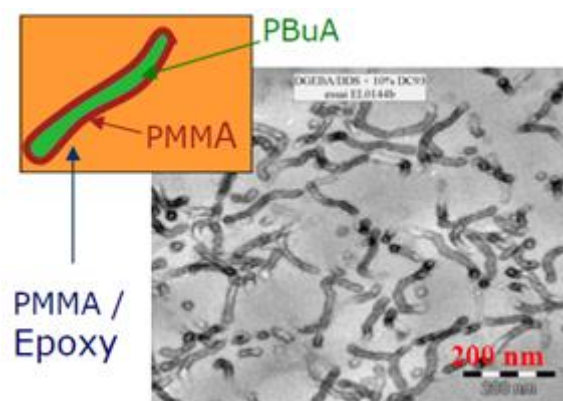


Figure 1.27 : Copolymères triblocs MAM nanostructurés dans une résine époxy [54]

L'utilisation des Nanostrength® reste relativement récente et les études existantes [50, 59] ne traitent que de leur dissolution dans des matrices thermodurcissables de type époxyde. Denneulin et al. [50] ont étudié leur influence sur la réponse à l'impact basse vitesse de stratifiés aramide/époxy. Des essais poids tombant à 17 J ont été réalisés sur des plaques d'épaisseur 0,8 mm (3 plis de Kevlar®) avec et sans Nanostrength®. Comme le montre la Figure 1.28, l'ajout d'une faible quantité de copolymères (10%) à la matrice époxy du stratifié permet d'améliorer considérablement sa résistance à l'impact. Pour des taux de fibres élevés, l'énergie spécifique absorbée par la perforation de la plaque augmente effectivement de 70% en présence de Nanostrength®. Premièrement, l'auteur explique que les nanoparticules d'élastomère souples permettent de réduire la raideur du matériau, ce qui augmente sa limite élastique. Deuxièmement, les Nanostrength® permettent d'accroître l'énergie dissipée par endommagement matriciel : durant impact, l'effort se concentre préférentiellement dans les noyaux mous des Nanostrength®, ce qui provoque leur cavitation puis la microfissuration de la matrice avoisinante. La création d'une forte densité de microfissures dissipe ainsi une grande quantité d'énergie. De plus, les nanoparticules élastomères sont des lieux de ralentissement et d'arrêt de la propagation des fissures. Ils permettent donc d'augmenter la ténacité de la structure à l'échelle macroscopique.

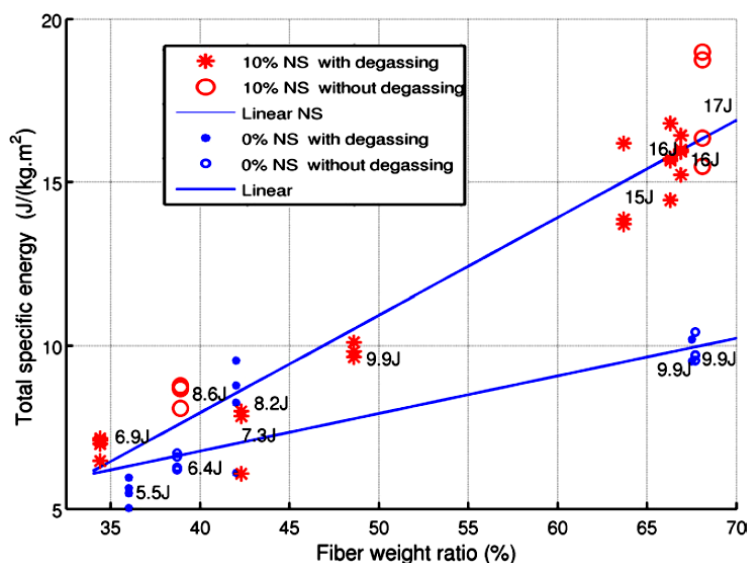


Figure 1.28 : Evolution de l'énergie spécifique absorbée par la perforation de stratifiés aramide/époxy lors d'un impact poids tombant à 17 J en fonction du taux de fibres [50]

1.3.2.2. Nature des fibres

La fibre d'un composite, autrement dit le renfort, est le constituant qui supporte la plus grosse part des efforts mécaniques. Les systèmes de protection courants peuvent faire appel à des fibres minérales, des fibres organiques, voire à un mélange des deux de façon à combiner leurs propriétés.

Les fibres minérales

Les fibres inorganiques possèdent de très bonnes propriétés mécaniques et présentent notamment de meilleures caractéristiques en compression que les fibres organiques. Le carbone et le verre comptent parmi les plus communes. Mais depuis peu, de nouvelles perspectives laissent envisager un emploi potentiel du basalte.

	Carbone HR	Verre E	Basalte
Module d'élasticité (GPa)	235	73	86
Résistance en traction (MPa)	3400	2400	2800
Allongement à la rupture (%)	1,4	3,5	3,1
Densité	1,78	2,60	2,70

Tableau 1.2 : Propriétés de fibres minérales de carbone, de verre et de basalte [60, 61]

Propriétés	HTA fibres	IMS fibres
Tensile strength (MPa)	3400	5400
Tensile modulus (GPa)	238	295
Tensile strain (%)	1.4	1.7

Tableau 1.3 : Propriétés en traction de fibres de carbone HTA et IMS [51]

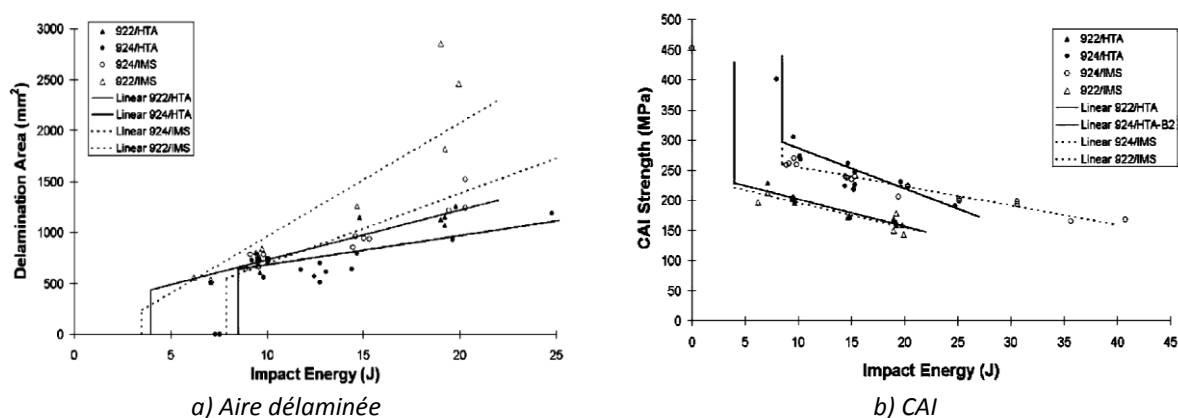


Figure 1.29 : Effet de la nature des fibres sur l'aire délaminée (a) et sur la résistance résiduelle en compression (b) de composites à matrice époxy après impact poids tombant [51]

La fibre de carbone présente d'excellentes propriétés mécaniques (Tableau 1.2). Son utilisation au sein de pièces structurales n'a cessé de croître, notamment dans le domaine aéronautique. Dans l'étude [51], la résistance à un impact à basse vitesse de stratifiés à matrice époxy renforcés par deux types de fibres de carbone Toray HTA et IMS a été comparée. Les fibres IMS sont 25% plus raides et 60% plus résistantes que les fibres HTA (Tableau 1.3). Les résultats montrent qu'une augmentation de la raideur de la fibre intensifie le processus de délaminage (Figure 1.29a), ce qui débouche sur une

réduction des performances mécaniques résiduelles du matériau après impact (Figure 1.29b). Tanabe [62] précise que la rigidité de la fibre n'est influente que pour les fibres situées du côté opposé à l'impact, qui sont soumises à de fortes contraintes de traction induites par la flexion de la structure. Celles-ci emmagasinent en effet une partie de l'énergie d'impact sous forme d'énergie élastique dont la quantité augmente avec leur rigidité.

La fibre de verre, dont le coût de production est faible, constitue le renfort le plus utilisé dans des domaines tels que le bâtiment, le nautisme ou dans des applications aéronautiques non structurales. En effet, son faible module d'élasticité ainsi que sa densité limitent son utilisation pour la fabrication de pièces structurales. La fibre de verre présente d'excellentes performances balistiques [63]. Elle est par exemple utilisée pour le blindage des portes de cockpit d'avions de ligne Airbus et Boeing. Naik et Shrirao [26] ont comparé la tenue à l'impact de composites tissés verre/époxy et carbone/époxy d'épaisseur 2 mm impactés par un projectile cylindrique métallique de 2,8 g et de 5 mm de diamètre. Leurs vitesses balistiques¹ respectives ont été estimées analytiquement à 159 m.s⁻¹ et 83 m.s⁻¹. Le verre est donc deux fois plus performant que le carbone en termes de tenue à l'impact. L'auteur explique ainsi que, du fait de sa nature fragile sous sollicitation dynamique (Figure 1.30), ce dernier est fortement sensible au poinçonnement par cisaillement, ce qui est la cause d'une rupture prématurée du matériau.

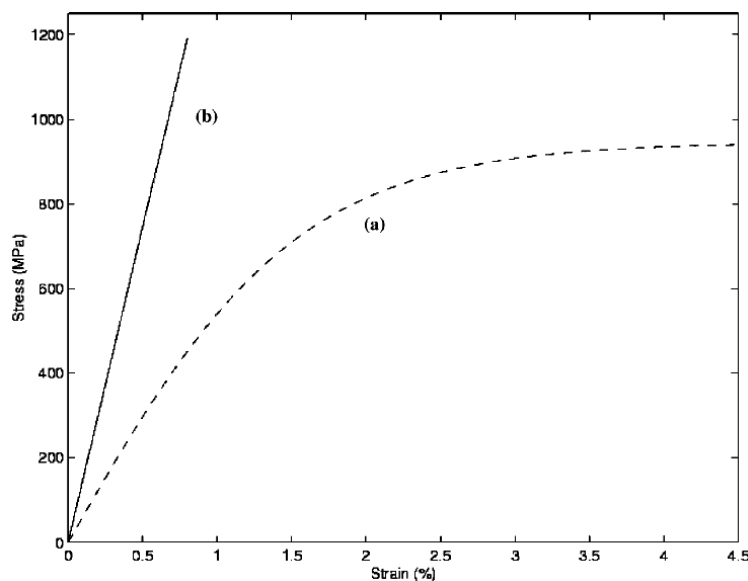


Figure 1.30 : Courbes contrainte/déformation en traction dynamique de composites renforcés de tissus de verre E (a) et de carbone T300 (b) [26]

La fibre de basalte est obtenue à partir de la fusion de la roche volcanique du même nom. La matière première est donc facilement accessible et en quantité quasi-illimitée. Le basalte est encore peu utilisé pour le renforcement de composites mais est en voie d'émergence, du fait de l'intérêt grandissant pour l'emploi de fibres naturelles [64], notamment en vue du remplacement du verre dans diverses applications industrielles pour lesquelles ce dernier est largement employé. Les

¹ La vitesse balistique d'un matériau est définie par la vitesse à laquelle 50% des projectiles pénètrent la cible ou encore par la vitesse à laquelle une pénétration complète et une pénétration partielle se produisent avec la même probabilité (voir Annexe B). Elle est notée V_{50} .

stratifiés renforcés par des fibres de basalte possèdent en effet des propriétés mécaniques équivalentes à celles des composites renforcés par des fibres de verre [65], voire même supérieures [66-68] comme cela est visible Figure 1.31a. De plus, d'après l'étude [68], l'énergie absorbée par un stratifié renforcé par des fibres de basalte tissées au cours d'un impact à basse vitesse est de 11% supérieure (Figure 1.31b).

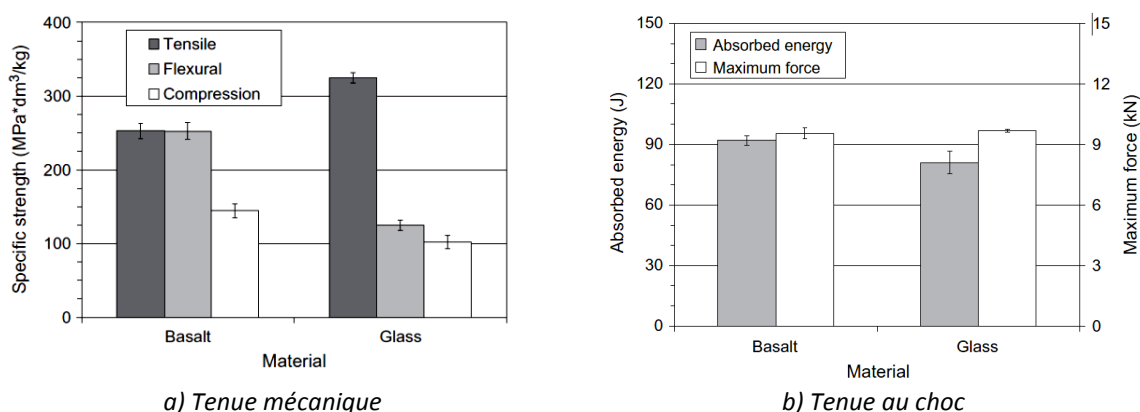


Figure 1.31 : Résistance mécanique spécifique (a) et énergie absorbée (b) de composites renforcés de tissus de verre et de basalte lors d'un impact poids tombant à 100 J [68]

Les fibres organiques

Assemblées mécaniquement, les fibres organiques sont souvent utilisées pour la conception de complexes textiles secs (Paragraphe 1.1.2.3). Elles sont toutefois susceptibles d'entrer dans la composition de composites à matrice organique. Parmi celles-ci, les plus courantes sont les fibres d'aramide, de polyéthylène et depuis peu de polypara-phénylène-2,6-benzobisoxazole (PBO) (Figure 1.32).

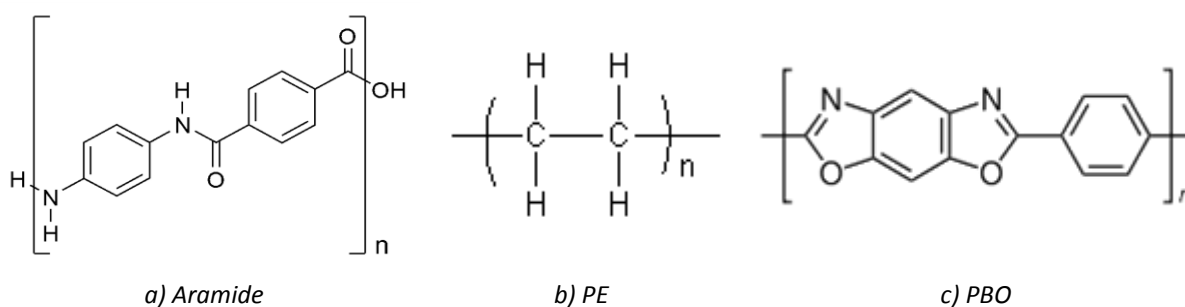


Figure 1.32 : Unités de répétition du para-aramide (a), du polyéthylène (b) et du PBO (c)

	Aramide HM	PE HM	PBO HM
Module d'élasticité (GPa)	109	110	270
Résistance en traction (MPa)	2800	3500	5800
Allongement à la rupture (%)	2,4	3,5	3,5
Densité	1,45	0,97	1,56
Absorption d'humidité (%)	4,5	0	0,6
Résistance à la température (°C)	550	150	650

Tableau 1.4 : Propriétés de fibres organiques d'aramide, de polyéthylène et de PBO [69]

Les fibres aramides [70, 71] possèdent de bonnes propriétés physiques, mécaniques, électriques et thermiques liées à leur structure spécifique : la présence de noyaux aromatiques (Figure 1.32a) et de nombreuses liaisons hydrogènes entre les chaînes polymères permettent à ces dernières d'être bien alignées, régulières et fortement orientées dans les sens de la fibre. De ce fait, les molécules sont anisotropes et produisent des fibres de haute cristallinité, ce qui leur confère une grande rigidité et de très bonnes propriétés mécaniques, notamment en traction (Tableau 1.4).

Les fibres de polyéthylène [72, 73] possèdent une très haute résistance (Tableau 1.4). Le polymère présente des chaînes moléculaires très simples (Figure 1.32b) mais extrêmement longues, ce qui favorise les interactions intermoléculaires. A l'intérieur des fibres, ces chaînes peuvent atteindre une orientation parallèle à 95% et un taux de cristallinité supérieur à 85%, ce qui fait de ces matériaux les plus résistants aux chocs parmi tous les thermoplastiques existants. L'étude [74] compare la résistance à l'impact de tissus de verre et de polyéthylène Spectra® imprégnés dans une résine de type estervinyl. Les résultats présentés Figure 1.33 montrent que, pour une menace balistique de calibre 9 mm (8 g), la vitesse balistique normalisée (divisée par la masse surfacique) est deux fois plus importante pour la fibre organique.

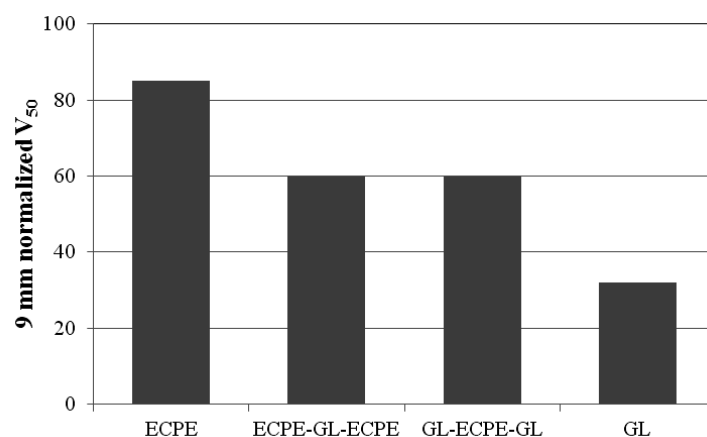


Figure 1.33 : V_{50} normalisée (divisée par la masse surfacique) de composites renforcés de tissus de verre et de polyéthylène : ECPE = PE (17 plis) ; GL = verre (17 plis) ; ECPE-GL-ECPE = 4 plis PE/8 plis verre/4 plis PE ; GL-ECPE-GL = 4 plis verre/8 plis PE/4 plis verre [74]

La fibre de PBO [69], matériau polymère thermodurcissable, possède les meilleures propriétés mécaniques parmi les fibres organiques hautes performances (Tableau 1.4).

La résistance à l'impact de tissus secs d'aramide Kevlar®, de polyéthylène Spectra® et de PBO Zylon® a été comparée dans le cadre d'un programme de recherche pour la FAA [12]. Le graphique Figure 1.34 présente l'énergie spécifique absorbée par chaque matériau dans le cas d'un impact par un petit fragment de pale en titane de 25 g éjecté à 80 m.s⁻¹. Les tissus d'aramide et de polyéthylène sont 6 et 7 fois plus performants qu'une simple peau en alliage d'aluminium 2024 d'épaisseur 1 mm. Les fibres de PBO dissipent jusqu'à 12 fois plus d'énergie spécifique.

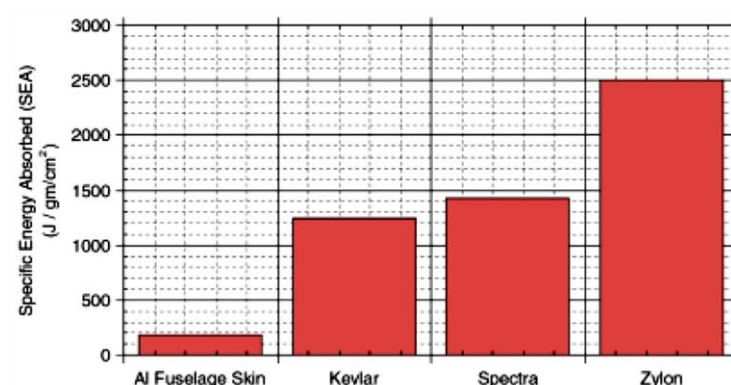


Figure 1.34 : Energie spécifique absorbée par la perforation de complexes textiles d'aramide Kevlar®, de polyéthylène Spectra® et de PBO Zylon® encastrés aux quatre bords lors d'un impact par un fragment en titane de 25 g à 80 m.s^{-1} [11]

D'après cette étude, la fibre de PBO est donc largement plus performante que l'aramide et le polyéthylène. De plus, l'aramide présente une reprise d'humidité importante (Tableau 1.4), ce qui occasionne une perte de sa résistance mécanique en environnement humide. Ceci interdit généralement son utilisation pour la réalisation de pièces de structures aéronautiques. Aussi, la faiblesse des liaisons entre les molécules induit une faible résistance thermique du polyéthylène. D'après les recommandations des fournisseurs, il est préférable de ne pas excéder une température d'utilisation supérieure à 80°C . Il semble donc également difficile d'envisager une application de la fibre de polyéthylène dans le domaine aéronautique pour lequel les températures maximales avoisinent 85°C .

1.3.2.2.3. Structure du renfort

L'influence de l'architecture fibreuse sur les mécanismes d'endommagement sous impact d'un stratifié a été décrite dans plusieurs études [75-79].

Khondker et al. [77] ont montré que les composites à renforts unidirectionnels présentent une faible tolérance à l'endommagement sous impact (Figure 1.35a). Ils sont très sensibles aux délaminages pour de faibles vitesses d'impact, ce qui occasionne une chute sévère de leurs propriétés mécaniques post-impact (Figure 1.35b).

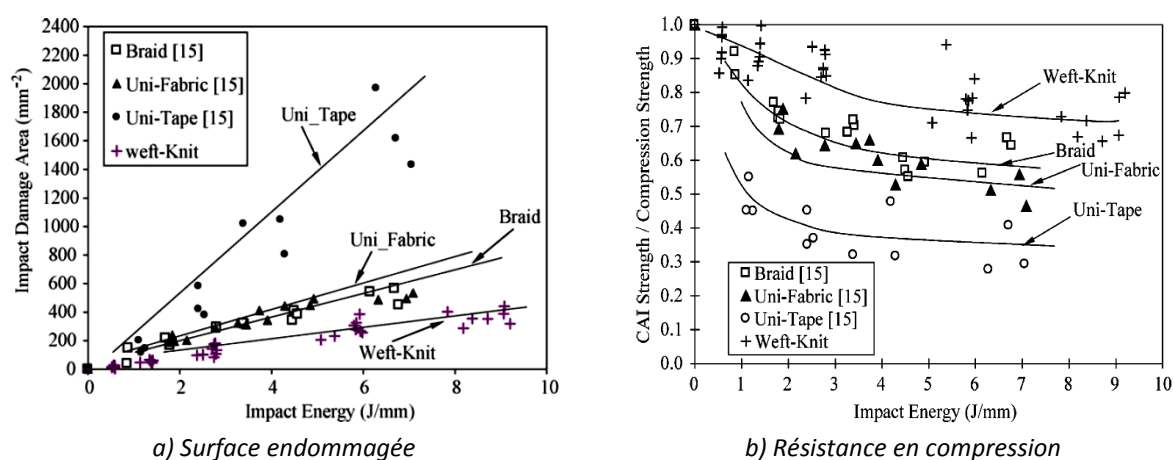


Figure 1.35 : Surface endommagée (a) et résistance en compression (b) après impact poids tombant sur composites à renforts unidirectionnels, tissés et tricotés [77]

Dans les composites tissés, la propagation des fissures dans le pli est limitée de par leur interaction avec les différentes directions de fibres du même pli et des plis adjacents. Cela a pour conséquence de favoriser un endommagement très localisé du matériau, notamment par ruptures de fibres. Aussi, la réponse à l'impact d'un composite tissé diffère selon le type d'armure employé. Hosur [76] a par exemple démontré expérimentalement qu'après impact à haute vitesse, un stratifié carbone/époxy à renfort taffetas présente des dommages moins étendus qu'un stratifié similaire renforcé par des fibres tissées satin (Figure 1.36). En revanche, le second présente une meilleure résistance à la perforation (Figure 1.37).

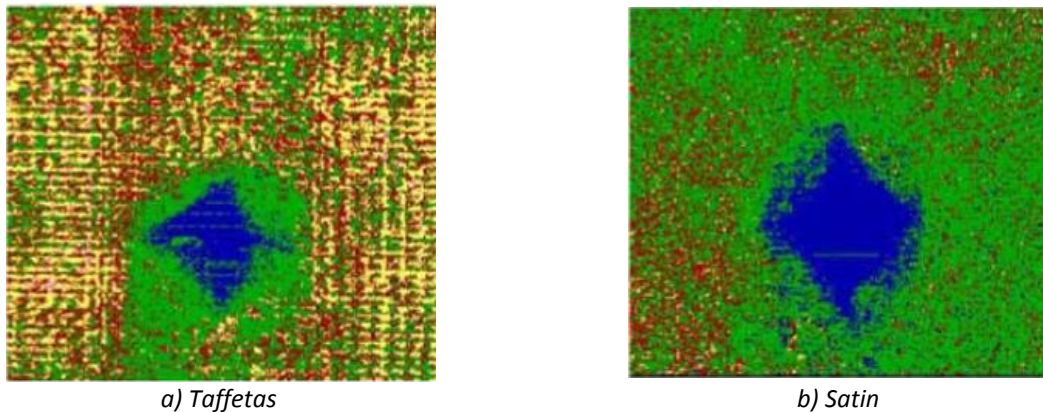


Figure 1.36 : Images C-scan des faces arrière de composites à matrice époxy renforcés de 17 plis de tissus taffetas (a) et satin (b) de carbone après impact au canon à gaz comprimé à 200 m.s^{-1} [76]

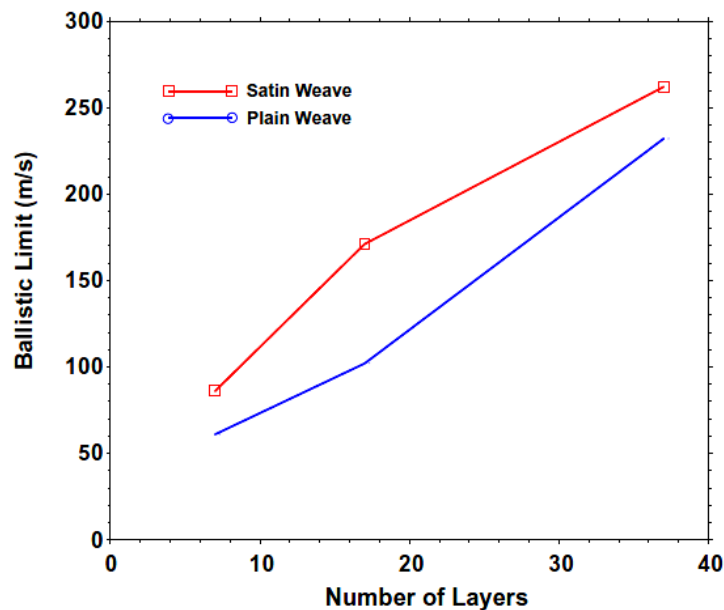


Figure 1.37 : Variation de la limite balistique en fonction du nombre de plis de composites à matrice époxy renforcés de tissus taffetas et satin [76]

Plusieurs études [80, 81] réalisées au laboratoire GEMTEX de l'ENSAIT de Roubaix traitent du comportement de structures 3D interlock tissées sous impact à haute vitesse. D'une manière générale, les auteurs ont démontrés que les tissus 3D présentent une surface délaminée encore inférieure aux tissus 2D, ainsi que de meilleures résistances en compression et en flexion après impact.

Enfin, pour une même énergie d'impact, l'endommagement de stratifiés à renforts tricotés est beaucoup moins étendu que dans les composites à fibres longues traditionnels (Figure 1.35). Le comportement des composites tricotés s'explique par leur importante ténacité interlaminaire [78, 79]. En effet, du fait de leur structure spécifique, les mailles des différents plis s'imbriquent les unes dans les autres, limitant ainsi la propagation des fissures dans la matrice et les délaminages. Aussi, de par le liage bouclé de leurs fils, les structures tricotées ont un comportement macroscopique beaucoup plus élastique que les tissus et les non-tissés [82].

1.3.2.2.4. Séquence de drapage

Dans un composite stratifié, les délaminages apparaissent entre différents plis successifs d'orientation différente d'une fait d'une différence de rigidité en flexion de ces derniers (Paragraphe 1.2.2.2). Fuoss [83] a observé l'effet de l'orientation relative entre les plis consécutifs d'un stratifié renforcé par des nappes de fibres unidirectionnelles sur l'aire délamainée (Figure 1.38). La taille du dommage croît de manière importante quand l'angle entre deux plis successifs est inférieur à 30° et lorsqu'il est supérieur à 75°.

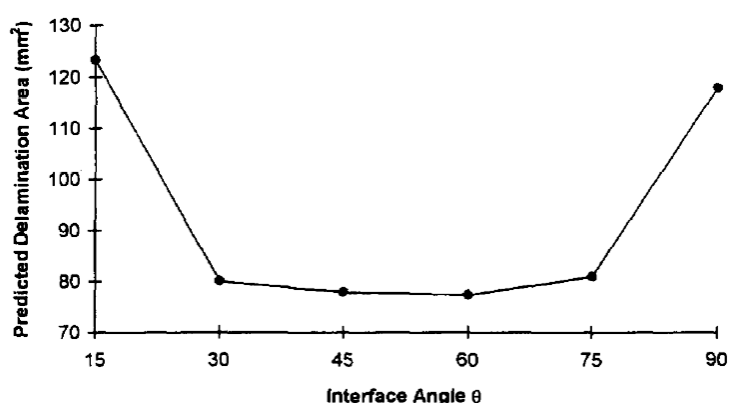


Figure 1.38 : Evolution de l'aire délamainée dans un composite à renforts unidirectionnels en fonction de l'angle d'interface [83]

1.3.2.2.5. Taux de fibres

Caprino et Lopresto [27] ont montré que pour un impacteur de diamètre D_t donné, l'énergie de perforation U_p d'un composite sous impact à basse vitesse est fortement dépendante de l'épaisseur de fibres totale ($t \times V_f$) (Figure 1.39). Ils ont ainsi proposé une relation empirique simple modélisant la dépendance de l'énergie de perforation U_p vis-à-vis de l'épaisseur du stratifié t et du diamètre de l'impacteur D_t . Il s'agit d'une loi puissance de type :

$$U_p = K(t \cdot V_f \cdot D_t)^\alpha \quad \text{Équation 1.1}$$

où K et α sont deux paramètres déterminés expérimentalement.

Comme cela est visible sur le graphe Figure 1.39, la dépendance de U_p vis-à-vis de l'épaisseur totale de fibres est linéaire lorsqu'elle est tracée sur des échelles logarithmiques. La pente des droites n'est pas affectée par la valeur du diamètre D_t , ce qui signifie que l'exposant α de la loi puissance établie est indépendant du projectile et ne dépend seulement que du matériau cible. La formule proposée permet une bonne estimation de l'énergie de pénétration de stratifiés pour lesquels la séquence de drapage et l'orientation des fibres ne conduisent pas à un taux d'anisotropie trop élevé. En effet, les composites unidirectionnels sont par exemple sujets à un endommagement de type interlaminaire, ce qui altère significativement leurs mécanismes d'absorption de l'énergie d'impact.

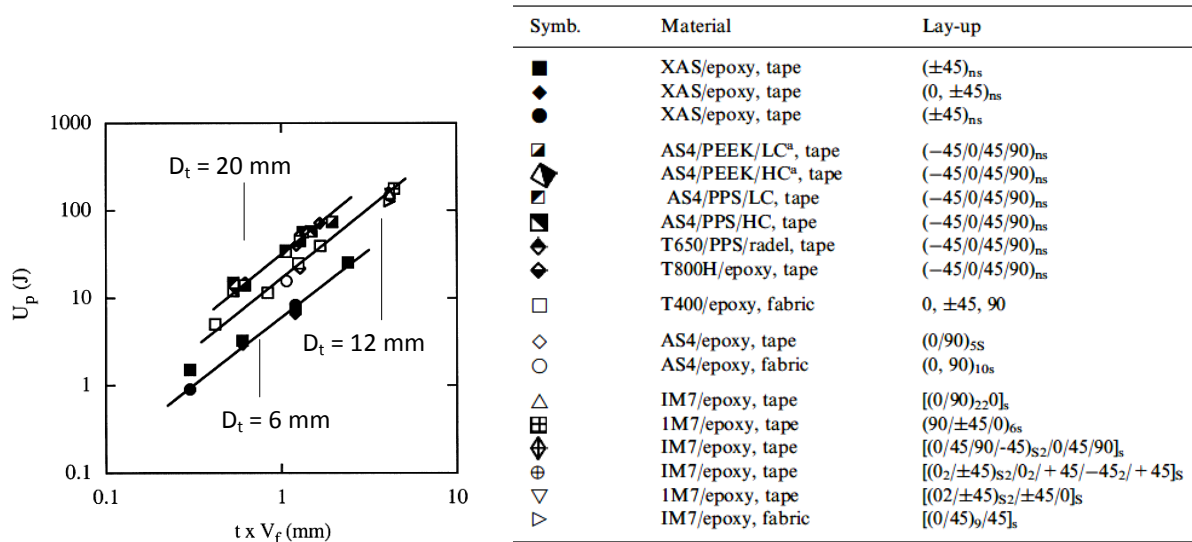


Figure 1.39 : Energie de pénétration U_p en fonction de l'épaisseur de fibre totale $V_f \times t$ pour différents diamètres d'impacteurs D_t pour plusieurs types de CFRP [27]

1.3.2.2.6. Taux d'imprégnation

La mobilité des couches au sein d'un empilement textile favorise la dispersion de l'énergie d'impact selon divers mécanismes, parmi lesquels la déformation macroscopique de la structure et le glissement intercouches (Paragraphe 1.1.2.3). Or l'imprégnation des fibres réduit considérablement les degrés de liberté de la structure et s'oppose donc à de tels mécanismes. Ainsi, au cours d'un impact, des structures rigides telles que les composites à matrice organique auront plus de difficultés à se déformer et seront par conséquent beaucoup plus sensibles au cisaillement transverse [16, 41].

L'article [80] compare le comportement sous impact à haute vitesse de composites époxy renforcés par des fibres d'aramide tissées 2D et 3D interlock. Ceux-ci ont été élaborés par un procédé d'infusion sous vide. L'insertion de mèches dans l'épaisseur confère aux textiles 3D plus d'interstices que dans les structures 2D, ce qui accroît leur perméabilité. Il en résulte que par un tel procédé d'élaboration, les composites 3D mis en œuvre présentent un taux de résine de presque 60% alors que celui-ci n'atteint que 12% pour les stratifiés 2D. Or d'après cette étude, la vitesse balistique de ces derniers est deux fois plus élevée que celle des interlocks. L'auteur explique ainsi qu'une faible teneur en résine permet à la structure d'absorber une plus large partie de l'énergie d'impact en se déformant.

1.3.2.2.7. Propriétés mécaniques de l'interface fibre/matrice

Dans l'étude [48], les auteurs ont comparé la résistance à l'impact de plusieurs composites tout polypropylène présentant des interfaces fibre/matrice avec différents niveaux d'adhésion. Les propriétés de l'interface ont été maîtrisées par le procédé de fabrication (température et pression de mise en œuvre) et mesurées grâce à un test de pelage suivant la norme ASTM 1876. Des essais d'impact à basse vitesse ($4,42 \text{ m.s}^{-1}$) ont été réalisés au moyen d'une tour de chute.

Les courbes présentées Figure 1.40 montrent que plus la température de consolidation du matériau est élevée, plus l'interface est résistante. L'augmentation de la température réduit effectivement la viscosité de la résine et permet une meilleure répartition de celle-ci aux interfaces, favorisant ainsi l'adhésion fibre/matrice. Or ces courbes montrent également que plus l'interface est résistante, moins l'énergie dissipée lors de l'impact est importante. Comme cela est visible Figure 1.41, une trop forte adhésion des fibres à la matrice limite la propagation des délaminages dans le matériau et favorise les ruptures de fibres brutales. En outre, cette étude a permis de démontrer que les

délaminages, qui sollicitent une surface importante de la plaque impactée, consomment davantage d'énergie que les ruptures de fibres locales.

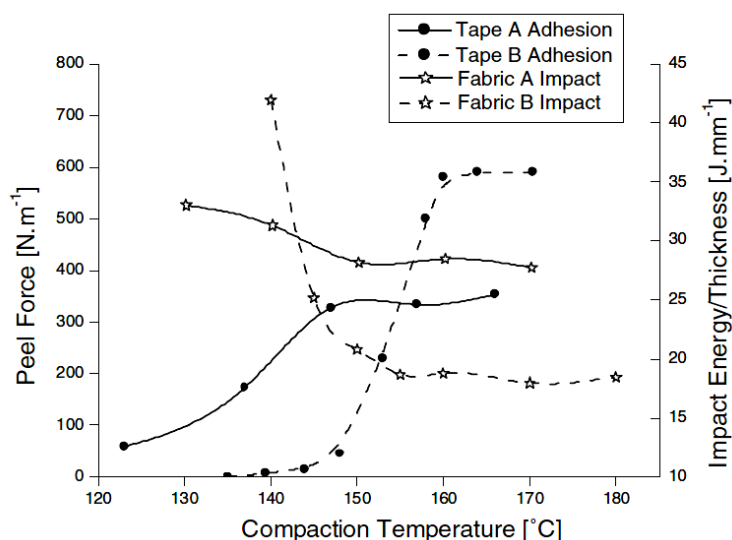


Figure 1.40 : Force de pelage et énergie spécifique dissipée lors de l'impact sur deux composites PP en fonction de leur température de consolidation [48]

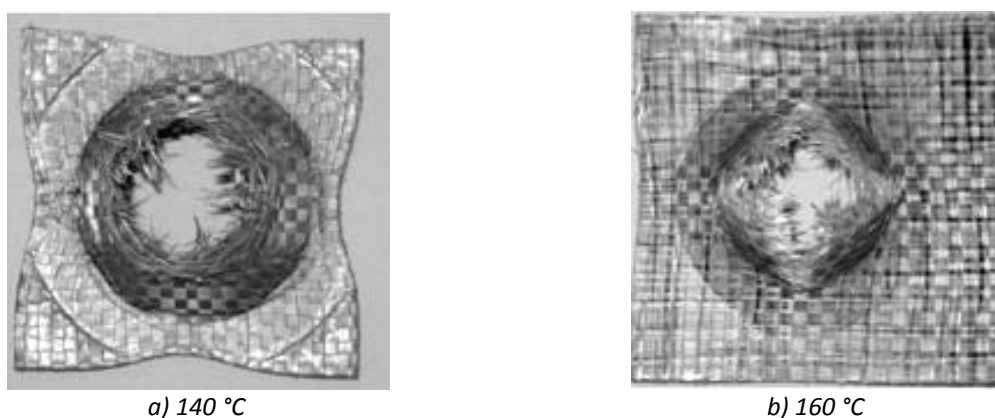


Figure 1.41 : Photographies après impact d'éprouvettes consolidées à 140 °C (a) et à 160 °C (b) [48]

1.4. Conclusions bibliographiques

Cette étude bibliographique a permis de balayer l'état actuel des connaissances au sujet des systèmes de protection contre les impacts à basses et à hautes vitesses. Un regard particulier s'est porté sur le comportement à l'impact des composites à matrice organique qui présentent des propriétés spécifiques intéressantes.

Les recherches actuelles concernent en grande partie les impacts à basse vitesse, notamment sur stratifiés à matrice époxy renforcés par des fibres de carbone unidirectionnelles qui restent les plus utilisés dans les structures aéronautiques courantes. Les études sur les impacts à haute vitesse sont généralement liées au domaine de la défense, pour des applications balistiques. Un comportement global a été défini et l'influence de certains paramètres a été dégagée.

L'efficacité d'un stratifié vis-à-vis de l'impact s'avère être une notion très relative. Elle dépend en effet des performances recherchées. Lors d'un impact sur composite, une large part de l'énergie incidente est généralement consommée par les divers modes d'endommagement du matériau. Or plus ce dernier subit de dommages, plus la chute de ses propriétés mécaniques résiduelles est sévère. Ainsi, le design sera différent entre un matériau purement structural et un matériau de blindage. La conception d'un composite multifonctionnel imposera donc, soit un compromis entre les deux types de design, soit d'élaborer un matériau hybride.

Ainsi, un des objectifs des diverses campagnes d'essais réalisées et présentées dans les parties suivantes concerne l'étude approfondie de l'influence de différents paramètres sur les mécanismes d'endommagement et d'absorption d'énergie de composites stratifiés potentiellement utilisables dans l'assemblage multifonctionnel final.

Chapitre 2

Moyens d'essais et élaboration des matériaux

Sommaire

2.1.	Moyens d'essais d'impact.....	38
2.1.1.	Essai d'impact poids tombant	38
2.1.2.	Essai de résilience Charpy	41
2.1.3.	Essai d'impact au canon à gaz comprimé.....	45
2.2.	Elaboration des matériaux.....	50
2.2.1.	Choix de la séquence de drapage.....	50
2.2.2.	Mise en œuvre des préimprégnés thermodurcissables par autoclave.....	51
2.2.3.	Mise en oeuvre des préimprégnés thermoplastiques sous presse chauffante	53
2.2.4.	Mise en œuvre de tissus poudrés et de systèmes film stacking par thermocompression rapide	55
2.3.	Conclusions sur les moyens expérimentaux	59

Ce chapitre présente les moyens expérimentaux mis en œuvre pour la réalisation de l'étude. Le chapitre précédent a montré qu'il existait une large gamme de régimes d'impact selon le type de menace potentielle. Or, si l'objectif industriel de l'étude est de protéger une structure composite contre la pénétration de fragments moteur de vitesse relativement élevée, l'objectif scientifique consiste à évaluer l'influence de divers paramètres matériaux sur le comportement sous impact de stratifiés composites, pour plusieurs régimes de sollicitation dynamique.

Différents types d'essais d'impact ont par conséquent été réalisés par le biais de plusieurs moyens disponibles à l'ICA. Ces derniers et les techniques de caractérisation associées sont décrits dans la première partie du chapitre. Il s'agit des systèmes poids tombant, Charpy et canon à gaz comprimé. Les deux premiers permettent de simuler des impacts à des vitesses de quelques mètres par seconde, alors que le troisième permet d'atteindre des vitesses d'impact de plusieurs centaines de mètres par seconde. Des essais d'impact au canon ont été réalisés sur des plaques en TA6V d'épaisseurs 2,5 mm et 5 mm à titre de référence.

La seconde partie du chapitre présente les procédures d'élaboration des différents matériaux étudiés. Les méthodes de mise en œuvre et les moyens de consolidation y sont ainsi détaillés. Une large part des stratifiés de l'étude a été assemblée par « film stacking » puis consolidée à l'aide du pilote EDyCO de l'ICA. Il s'agit d'une presse équipée d'un moule chauffé par induction électromagnétique (technologie Cage System® de Roctool) qui permet d'appliquer des rampes de chauffe très rapides.

2.1. Moyens d'essais d'impact

2.1.1. Essai d'impact poids tombant

Il existe de nombreuses procédures d'essais pour simuler un impact à basse vitesse sur une structure, mais le dispositif de poids tombant reste le moyen le plus utilisé. Un tel dispositif a été conçu au laboratoire ISAE de l'ICA pour réaliser des impacts selon les normes Airbus AITM 1-0010.

2.1.1.1. Principe du dispositif de poids tombant

Le principe du poids tombant consiste à lâcher une masse instrumentée et guidée dans un tube sur une plaque composite maintenue par une fenêtre de bridage. Les principaux composants sont :

- Une masse de 2 kg. Cette valeur a été fixée de manière à atteindre des énergies d'impact suffisamment importantes, avec une hauteur de chute maximale d'environ 3 m qui permet de réaliser des impacts jusqu'à 8 m.s^{-1} ;
- Un capteur d'effort, positionné sous la masse, qui mesure la force entre l'impacteur et l'éprouvette lors de l'impact. Il s'agit d'une rondelle piézoélectrique Kistler de capacité 120 kN ;
- Un impacteur hémisphérique de diamètre 25 mm ;
- Un capteur optique qui mesure la vitesse de l'impacteur juste avant contact ;
- Une fenêtre d'appui, de dimensions intérieures 125 mm x 75 mm, sur laquelle vient se positionner l'éprouvette. Les dimensions standards de cette dernière sont de 100 mm x 150 mm. Elles correspondent aux spécifications de la norme Airbus AITM 1-0010 [84] ;
- Une fenêtre de bridage de dimensions intérieures identiques à celles de la fenêtre d'appui (125 mm x 75 mm) pour maintenir l'éprouvette durant l'impact ;

- Un système d'acquisition.

Une photo de l'ensemble du dispositif de poids tombant mis en place au laboratoire est présentée Figure 2.1. La Figure 2.2 présente le poids tombant utilisé.

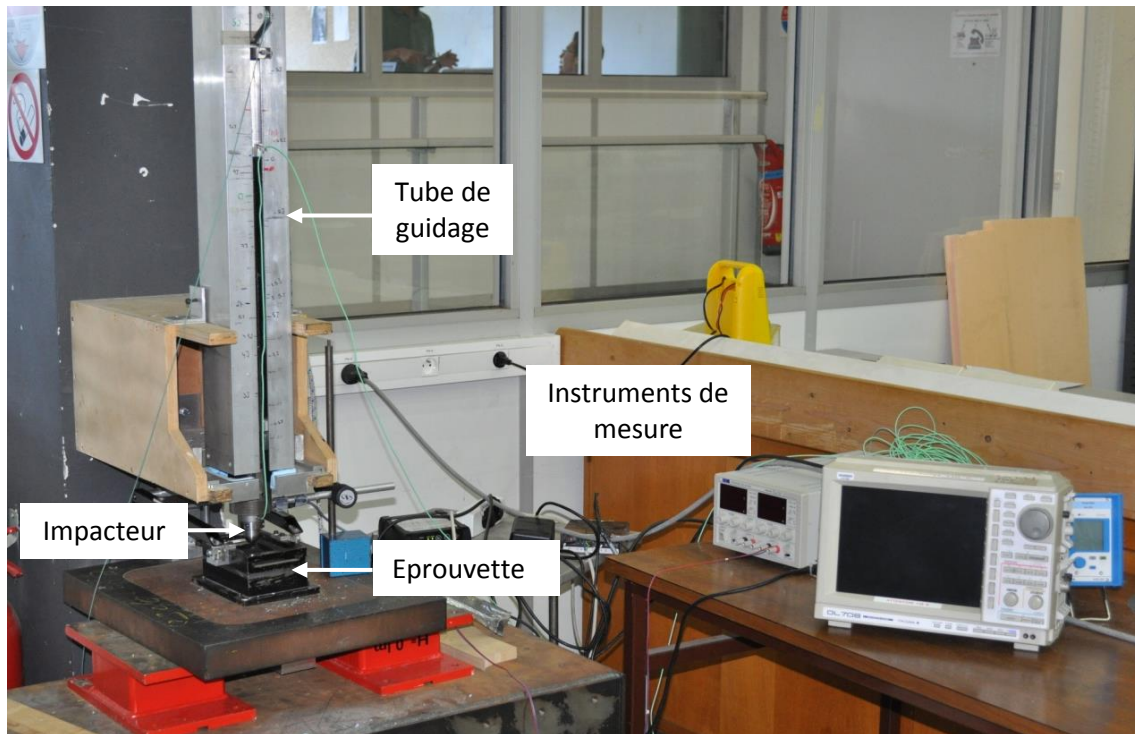


Figure 2.1 : Photo du dispositif de poids tombant de l'ICA

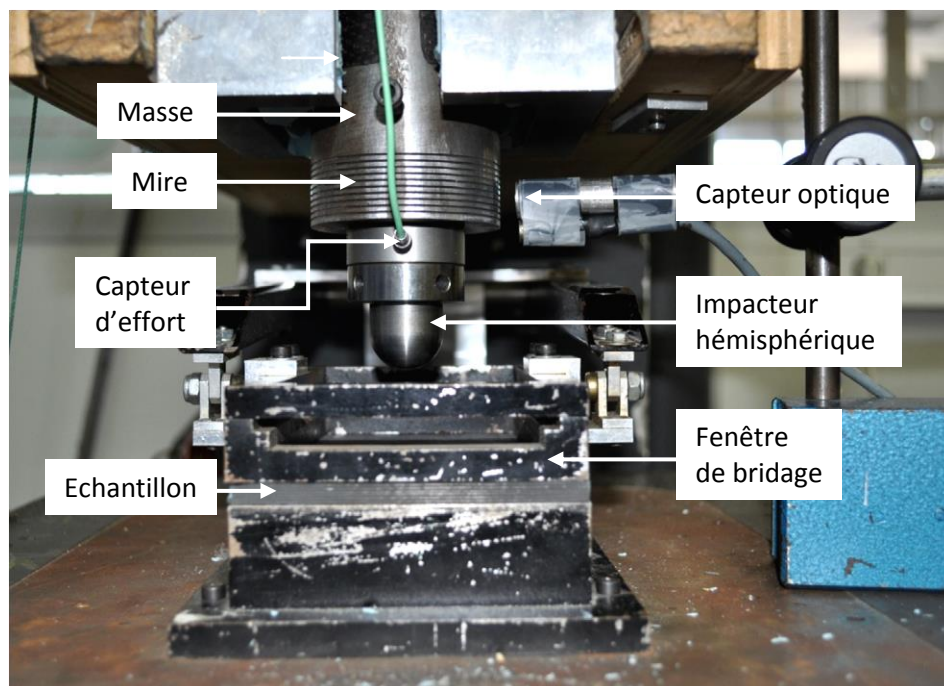


Figure 2.2 : Poids tombant instrumenté

2.1.1.2. Analyses

Au cours de l'impact, l'énergie cinétique absorbée par la structure $E_{absorbée}(t)$ à l'instant t s'écrit :

$$E_{absorbée} = \frac{1}{2} m_{impacteur} (V_{impacteur}(0)^2 - V_{impacteur}(t)^2) \quad \text{Équation 2.1}$$

où $m_{impacteur}$ est la masse totale de l'impacteur et $V_{impacteur}(0)$ correspond à sa vitesse initiale mesurée par le capteur optique. $V_{impacteur}(t)$ est la vitesse de l'impacteur à l'instant t . Elle est obtenue à partir de l'effort mesuré par le capteur de force $F(t)$ et par l'intégration des équations du principe fondamental de la dynamique :

$$V_{impacteur}(t) = V_{impacteur}(0) - \frac{1}{m_{impacteur}} \int_0^t F(t) dt \quad \text{Équation 2.2}$$

Après impact, la valeur résiduelle de l'énergie absorbée $E_{absorbée}$ correspond à l'énergie dissipée essentiellement par l'endommagement de la structure. Elle s'écrit :

$$E_{absorbée} = \frac{1}{2} m_{impacteur} (V_{impacteur}(0)^2 - V_{impacteur}(t_{final})^2) \quad \text{Équation 2.3}$$

Aussi, le déplacement de l'indenteur à l'instant t , $\delta(t)$, a été calculé par intégration de la vitesse $V_{impacteur}(t)$:

$$\delta(t) = \delta(0) + \int_0^t V_{impacteur}(t) dt \quad \text{Équation 2.4}$$

où $\delta(0)$ est le déplacement de l'impacteur au moment du contact. Celui-ci est considéré comme nul.

A partir des calculs, il est ainsi possible de tracer les évolutions de l'énergie absorbée au cours du temps (Figure 2.3a) et de la force de contact en fonction du déplacement (Figure 2.3b) pour chaque matériau impacté.

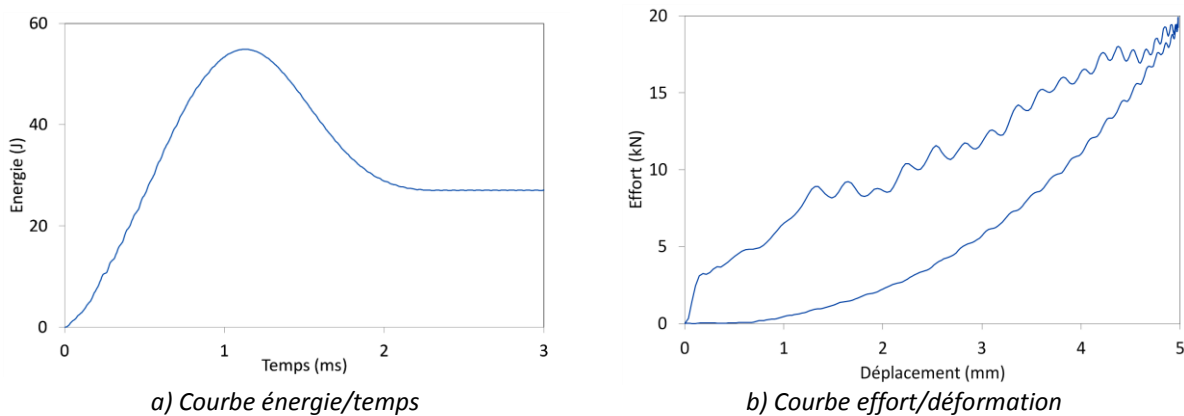


Figure 2.3 : Evolutions de l'énergie en fonction du temps (a) et de la force de contact en fonction du déplacement (b) au cours d'un impact à 55 J sur composite stratifié

Les essais poids tombant ont été réalisés à une énergie d'impact de 55 J. La hauteur de chute a été réglée à partir du calcul de l'énergie potentielle E :

$$E = m \cdot g \cdot h \quad \text{Équation 2.5}$$

où m est la masse de l'impacteur, g correspond à l'accélération de chute normale ($g = 9,81 \text{ m.s}^{-1}$) et h est la hauteur de chute (m).

Aussi, après chaque essai, des mesures d'indentation ont été réalisées sur chaque éprouvette impactée à l'aide d'un comparateur, de manière à déterminer la profondeur des dommages de surface résiduels. Des analyses C-scan ont permis de dessiner une cartographie des dommages en profondeur.

2.1.2. Essai de résilience Charpy

L'essai de résilience Charpy reste l'essai d'impact le plus simple et le plus rapide à mettre en œuvre. De plus, celui-ci n'exige que des éprouvettes de taille réduite, ce qui permet de tester la résistance au choc d'un grand nombre de matériaux tout en limitant la consommation de matière. Ainsi, des essais Charpy instrumentés ont été réalisés à l'aide du dispositif dit de « mouton pendule » du site d'Albi de l'ICA.

2.1.2.1. Principe du mouton pendule

Le mouton pendule permet de générer un choc brutal sur un matériau. La désignation « mouton-pendule » définit le principe de fonctionnement : un couteau fixé sur un marteau oscille dans un plan vertical (Figure 2.4 et Figure 2.5). La masse soulevée (position 1) représente une énergie potentielle. Cette énergie est transformée en sa forme cinétique par la chute libre de la masse. En fixant cette masse à un point de rotation fixe, le vecteur est dévié. L'éprouvette qui repose horizontalement sur deux appuis au voisinage de ses extrémités est percutée au point d'énergie cinétique maximale de la masse (position 2).

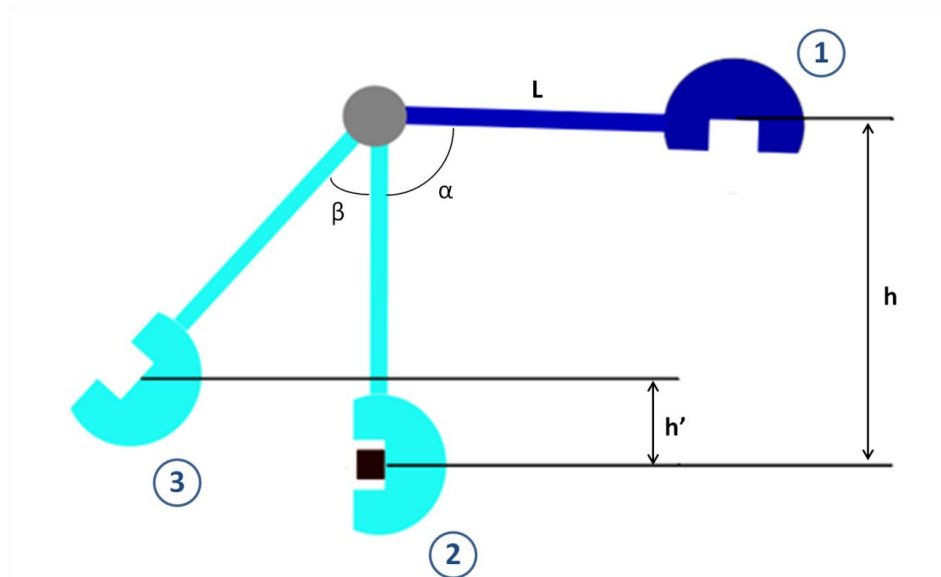


Figure 2.4 : Représentation schématique du mouton pendule [85]

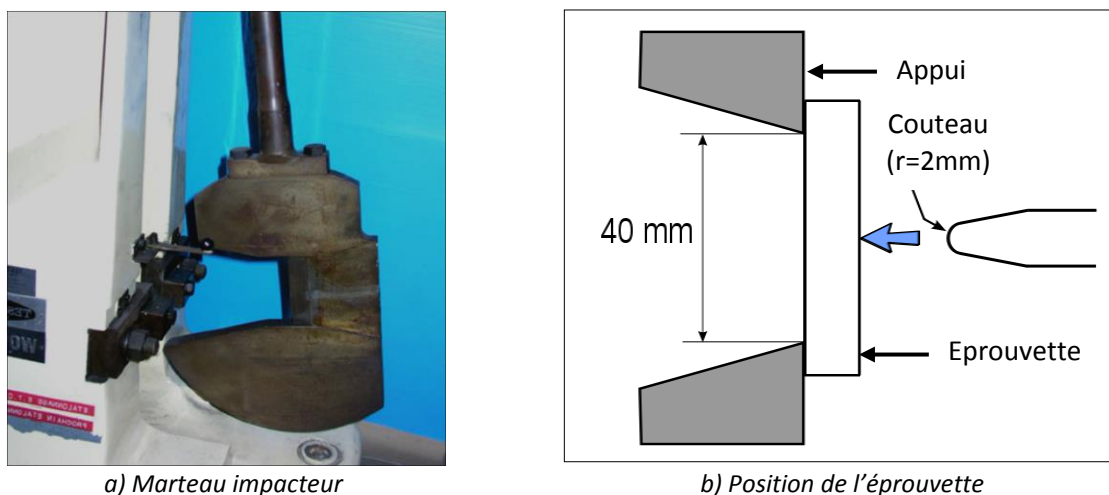


Figure 2.5 : Dispositif Charpy : marteau impacteur [86] (a) et position de l'éprouvette [87] (b)

Les principaux composants du mouton pendule utilisé sont :

- Un marteau de masse égale à 21,9 kg ;
- Un couteau impacteur de 2 mm de rayon ;
- Deux appuis rigides distants de 40 mm ;
- Un cadran de lecture directe de l'énergie de rupture de l'éprouvette ;
- Un capteur d'effort mesurant la force entre le couteau et l'éprouvette au cours de l'impact.

2.1.2.2. Calcul et expression des résultats

La résistance au choc Charpy d'éprouvettes non entaillées ou résilience a_{cu} (kJ.m^{-2}) est égale à l'énergie de choc qu'elle absorbe A_V (J), rapportée à sa section droite initiale. Elle s'exprime :

$$a_{cu} = \frac{A_V}{h.b} \times 10^3 \quad \text{Équation 2.6}$$

où h et b sont respectivement l'épaisseur et la largeur de l'éprouvette (mm).

2.1.2.2.1. Calcul de l'énergie absorbée

L'essai consiste à comparer l'énergie de la masse mobile avant et après le choc, et à en déduire l'énergie absorbée par l'éprouvette durant l'impact. Les paramètres nécessaires aux calculs sont définis comme suit :

- Angle de chute α : il s'agit de l'angle déterminé par la position du pendule en suspension libre (position 2) d'une part et de sa position de départ (position 1) d'autre part (Figure 2.4). L'angle utilisé durant cette étude est de $\alpha = 150^\circ$.
- Hauteur de chute h : elle représente l'un des facteurs déterminant pour la capacité de la machine. Elle se calcule suivant la base des deux éléments connus suivants :
 - Longueur du pendule $L = 748,6$ mm
 - Angle de chute $\alpha = 150^\circ$

$$h = L(1 - \cos \alpha) = 1396,9 \text{ mm} \quad \text{Équation 2.7}$$

- Vitesse d'impact v : elle correspond à la vitesse au point d'impact, c'est à dire au point pour lequel toute l'énergie potentielle initiale de l'impacteur a été convertie sous forme d'énergie cinétique (position 2).

$$v = \sqrt{2 \cdot g \cdot h} = 5,235 \text{ m.s}^{-1} \quad \text{Équation 2.8}$$

- Capacité potentielle A_p

$$A_p = m \cdot g \cdot h = 300 \text{ J} \quad \text{Équation 2.9}$$

où m équivaut à la masse du marteau, soit 21,9 kg.

Après l'essai, les variables suivantes sont déterminées :

- Angle de remontée β : il est donné par la position du pendule suspendu librement (position 2) d'une part et par son point de rebroussement (position 3) après rupture de l'éprouvette d'autre part.
- Hauteur de remontée h' : elle est égale à la distance verticale du centre de l'éprouvette correspondant à l'angle de remontée β , pour une longueur donnée du pendule L .
- Energie excédentaire $A_{\ddot{U}}$: le pendule remonte à une hauteur h' . Son énergie cinétique est nulle ; son énergie potentielle est :

$$A_{\ddot{U}} = m \cdot g \cdot h' \quad \text{Équation 2.10}$$

L'énergie absorbée par la rupture de l'éprouvette A_V s'écrit alors :

$$A_V = A_p - A_{\ddot{U}} = m \cdot g(h - h') \quad \text{Équation 2.11}$$

Le mouton pendule est équipé d'un cadran de mesure (Figure 2.6) donnant l'angle β (en degrés) de remontée et l'énergie absorbée A_V (J)¹.



Figure 2.6 : Cadran de mesure sur le dispositif d'essai Charpy de l'ICA

2.1.2.2.2. Calcul de l'énergie absorbée par le système d'acquisition

Le dispositif d'essai Charpy utilisé est instrumenté d'un capteur de charge piézoélectrique permettant de mesurer l'effort de contact au cours du temps. L'évolution de la force (Figure 2.7)

¹Lors de la détermination de l'énergie absorbée A_V , il est nécessaire de tenir compte des pertes par frottements dues à l'aiguille entraînée et à la résistance de l'air. Ces pertes peuvent être facilement estimées par la réalisation d'un essai sans éprouvette dans les conditions standard.

permet alors d'interpréter la réponse du spécimen en termes d'évènements et de mécanismes. Aussi, comme dans le cas du poids tombant, le système d'acquisition informatique permet de tracer l'évolution de l'énergie absorbée, à partir de la vitesse initiale d'impact et de la vitesse instantanée calculée par intégration de l'effort mesuré au cours du temps (voir Paragraphe 2.1.1.2). De même, la flèche de l'éprouvette peut être obtenue à partir de la vitesse initiale d'impact et de la double intégration de la loi force/temps.

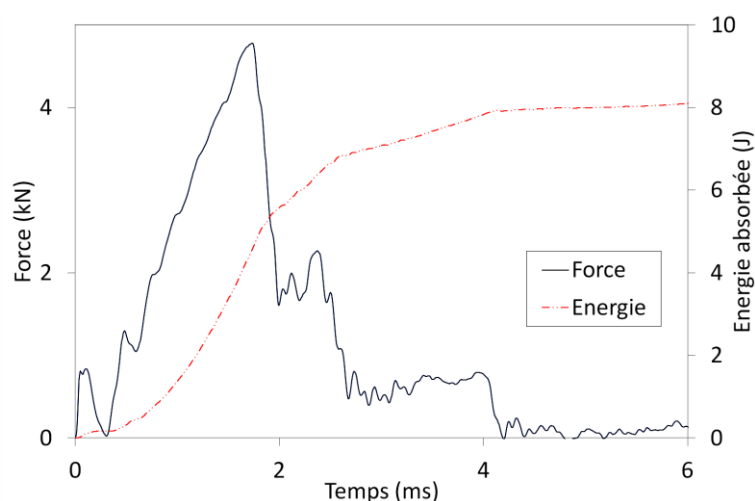


Figure 2.7 : Evolution de la force et de l'énergie absorbée au cours d'un essai Charpy à 300 J sur une éprouvette en composite stratifié

2.1.2.3. Essai Charpy sur matériaux base polymère

La méthode peut être utilisée pour établir des résultats comparatifs pour une famille propre de matériaux. Elle est applicable aux composites à matrices thermoplastiques et thermodurcissables renforcés par des fibres unidirectionnelles ou multidirectionnelles. Les échantillons entaillés ne conviennent généralement pas aux composites renforcés par des fibres longues. Dans ce cas, des échantillons non entaillés sont utilisés.

Des essais de percussion dits « normal à plat » ont été réalisés. Comme cela est représenté Figure 2.8, la position « à plat » indique la direction de percussion par rapport à l'épaisseur h et à la largeur b de l'éprouvette. Le terme « normal » indique la direction de percussion par rapport au plan du stratifié.

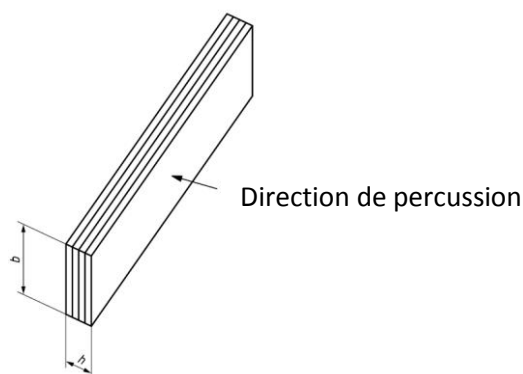


Figure 2.8 : Représentation schématique de l'éprouvette impactée

Les dimensions des éprouvettes Charpy sont déterminées par la norme ISO 179 :

- Lorsque l'éprouvette est découpée dans un élément de structure, son épaisseur h équivaut à l'épaisseur de la structure. Elle est de l'ordre de 5 mm dans les cas étudiés ;
- La largeur b de l'éprouvette est d'environ 10 mm ;
- La longueur l de l'éprouvette doit être choisie de manière à avoir un rapport l/h entre 10 et 15. Une longueur d'éprouvette l de 70 mm a ainsi été adoptée ($l/h = 14$).

Aussi, toutes les éprouvettes Charpy de l'étude ont été découpées de sorte à ce que leur longueur l corresponde à l'orientation 0° du stratifié (voir Paragraphe 2.2.1).

Cinq éprouvettes ont été impactées pour chaque famille de matériaux. A la suite des essais, leur profil de rupture et les courbes d'effort en fonction du déplacement ont été analysés de manière à déterminer les modes d'endommagement dominants.

2.1.3. Essai d'impact au canon à gaz comprimé

Enfin, des essais d'impact à hautes vitesses ont été effectués au canon à gaz comprimé. Le dispositif utilisé est celui du laboratoire ISAE de l'ICA.

2.1.3.1. Principe du dispositif d'impact au canon

Deux réservoirs d'azote de 6 litres chacun sont reliés à un tube de 3 mètres de long et de diamètre intérieur égal à 40 mm (Figure 2.9). Le canon à gaz de l'ICA permet la réalisation d'impacts jusqu'à des vitesses de l'ordre de 200 m.s^{-1} . Ses principaux composants sont :

- Un impacteur sphérique en acier haute dureté de masse égale à 64 g et de diamètre 25 mm. Cette valeur a été fixée de manière à avoir un impacteur similaire à celui du dispositif poids tombant. Le projectile est stabilisé à l'intérieur du tube du canon par un support en mousse polyuréthane (Figure 2.10) ;
- Une fenêtre d'appui de dimensions intérieures 170 mm x 170 mm, sur laquelle l'éprouvette est collée à l'aide d'un ruban adhésif double face. Dans le cas de composites stratifiés, les dimensions de l'éprouvette ont été fixées à 200 mm x 200 mm. Ces dimensions ont été déterminées de manière à réduire les effets de structure au cours de l'impact ;
- Deux caméras rapides Fastram Photron pouvant enregistrer jusqu'à 120000 images par seconde. Elles permettent de mesurer la vitesse du projectile avant et après impact.

Le projectile est placé dans le tube et les réservoirs sont remplis jusqu'à la pression désirée pour l'impact. L'ouverture de l'électrovanne permet de déclencher le tir. Des chiffons sont disposés dans le caisson à l'arrière de la plaque pour pouvoir freiner et récupérer le projectile.

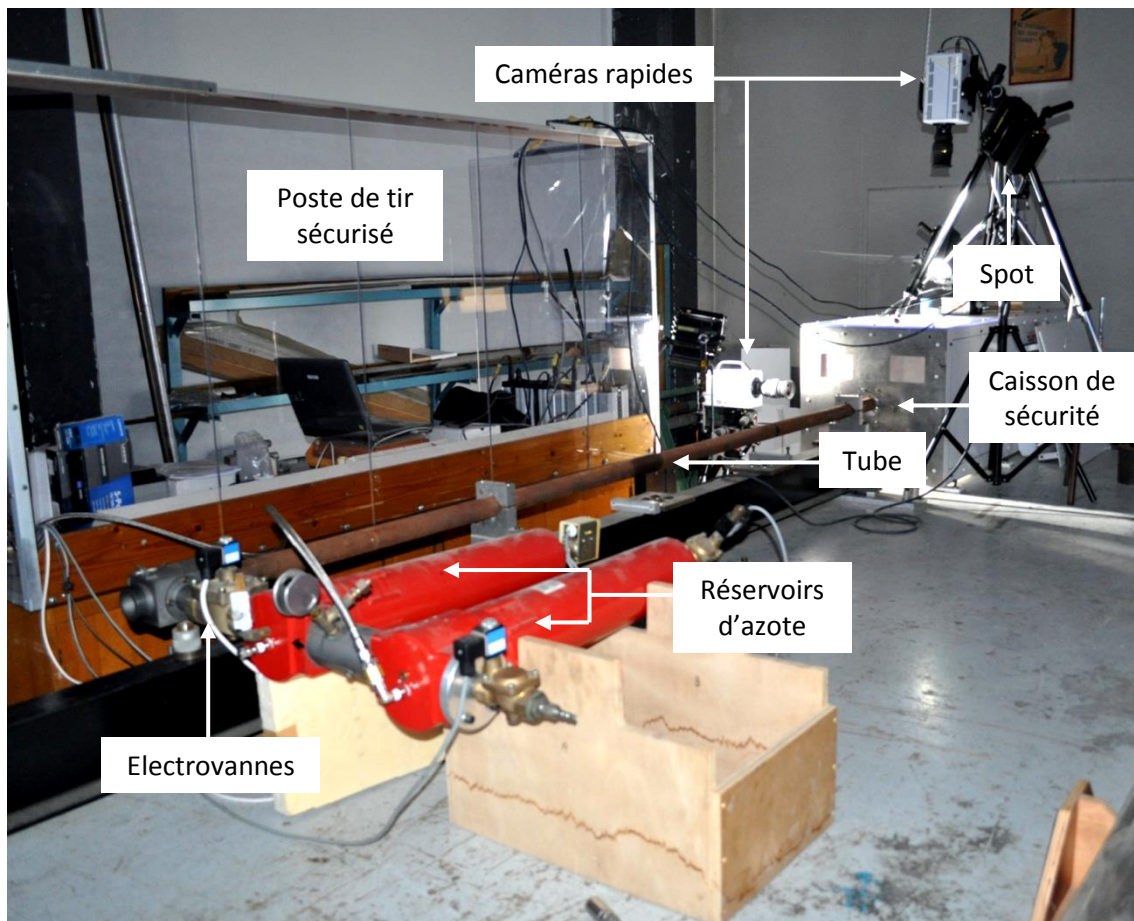


Figure 2.9 : Dispositif d'essai au canon à gaz comprimé de l'ICA



Figure 2.10 : Projectile utilisé

2.1.3.2. Instrumentation et mesures

Comme cela est schématisé Figure 2.11, deux caméras rapides sont placées de part et d'autre de l'éprouvette de manière à mesurer la vitesse du projectile avant et après impact. Les deux caméras sont reliées à un PC d'acquisition.

- La caméra 1, placée juste avant l'éprouvette, permet de filmer la trajectoire initiale de la bille avant impact.
- La caméra 2, placée à l'arrière de l'éprouvette, permet de capturer les images de la bille après impact (dans le cas d'une perforation totale du stratifié).

La Figure 2.12 donne un exemple des images enregistrées par les deux caméras. Les zones délimitées par un rectangle bleu représentent le champ de vision de chacune des caméras.

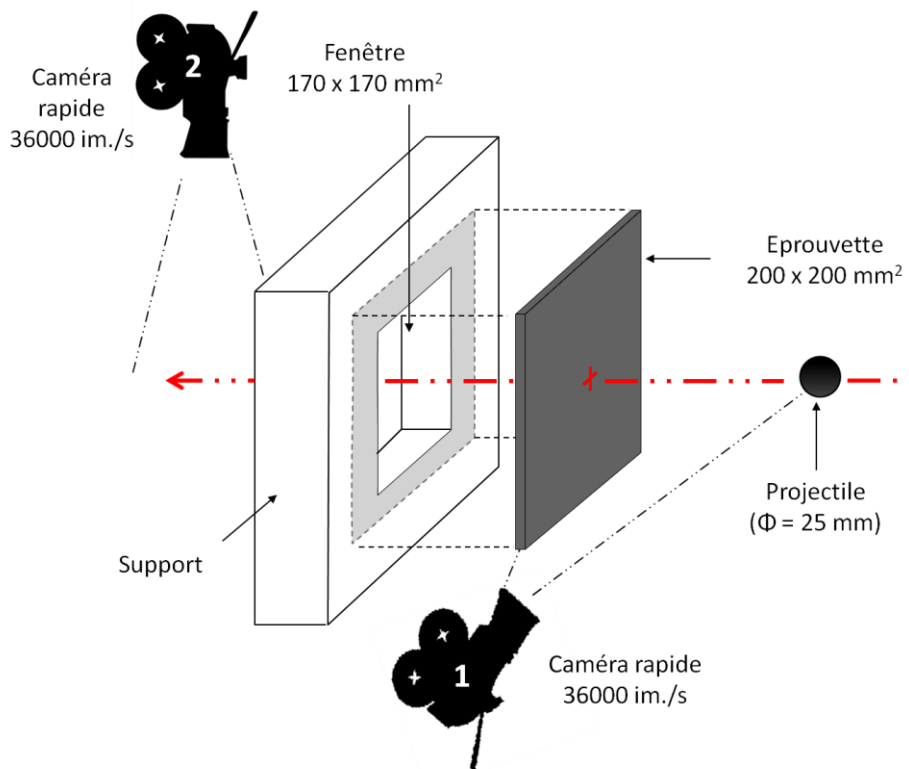


Figure 2.11 : Schéma du dispositif mis en place

L'énergie de la bille à un instant t s'écrit :

$$E_{bille}(t) = \frac{1}{2} m_{bille} V_{bille}(t)^2 \quad \text{Équation 2.12}$$

où m_{bille} correspond à la masse de la bille et $V_{bille}(t)$ à sa vitesse à l'instant t . Cette dernière est obtenue à l'aide des images capturées par les caméras rapides : la distance parcourue par la bille entre deux images est mesurée et, connaissant le nombre d'images enregistrées par seconde, il est alors facile de calculer la vitesse de la bille. Une incertitude sur la mesure de $\pm 2 \text{ m.s}^{-1}$ a été observée dans les conditions classiques d'essais.

L'énergie absorbée par la structure correspond à la différence d'énergie cinétique de la bille entre l'instant $t=0$ juste avant impact et l'instant t_{final} juste après impact. Elle s'écrit :

$$E_{\text{absorbée}} = \frac{1}{2} m_{\text{bille}} (V_{\text{bille}}(0)^2 - V_{\text{bille}}(t_{\text{final}})^2) \quad \text{Équation 2.13}$$

A la suite des essais, les faciès de rupture des éprouvettes ont été observés de manière à déterminer les modes de défaillance majoritaires de chaque type de matériau testé.

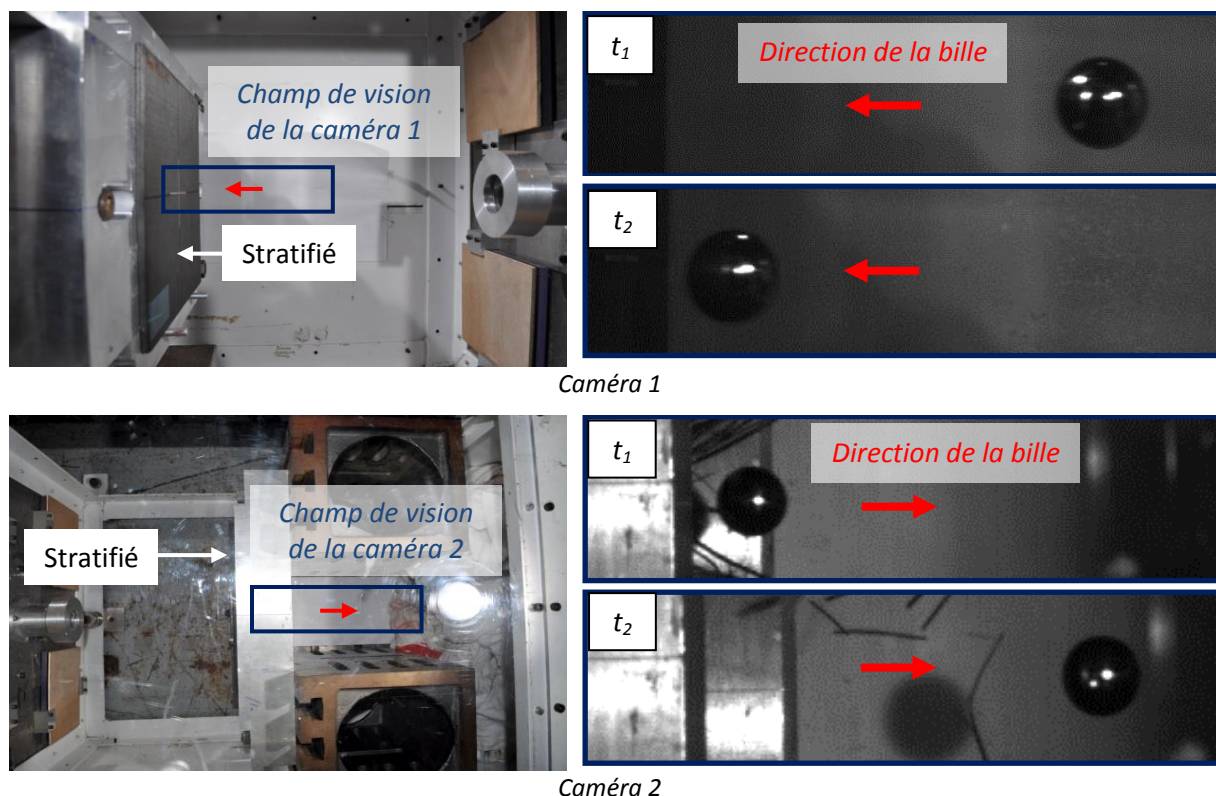


Figure 2.12 : Champs de vision des caméras 1 (vue de profil) et 2 (vue du dessus) et exemples d'images enregistrées à deux instants t_1 et t_2

2.1.3.3. Essais d'impact au canon sur plaques en TA6V

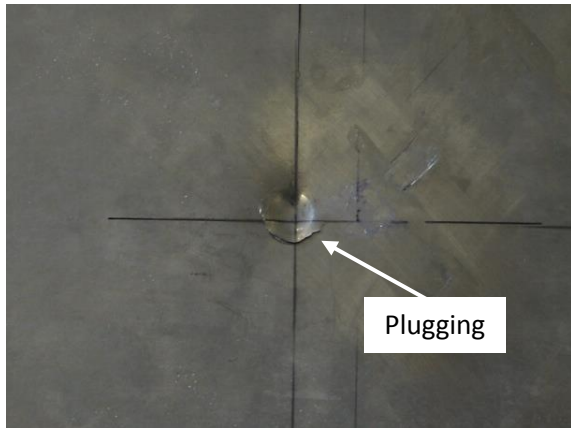
L'alliage de titane est considéré comme l'un des plus performants à l'impact parmi les matériaux métalliques [6]. Ainsi, des essais d'impact préliminaires au canon à gaz comprimé ont été menés sur des plaques en TA6V de façon à définir un comportement de référence pour l'étude.

Un impacteur sphérique en acier haute dureté de masse égale à 110 g et de diamètre 30 mm a été utilisé dans ce cas. Les dimensions des éprouvettes ont été choisies suffisamment grandes (300 mm x 300 mm) de sorte à limiter les effets de structure au cours de l'impact. Deux plaques d'épaisseurs 5,0 mm et 2,5 mm ont été impactées.

Les données relatives à chaque essai sont rassemblées Tableau 2.1. Les photographies des faces avant et arrière des plaques après impact sont présentées Figure 2.14 et Figure 2.13.

Epaisseur (mm)	Masse surfacique (kg.m^{-2})	Vitesse d'impact (m.s^{-1})	Energie d'impact (J)
5,0	22,6	128	901
2,5	11,3	118	766

Tableau 2.1 : Caractéristiques des essais au canon sur TA6V

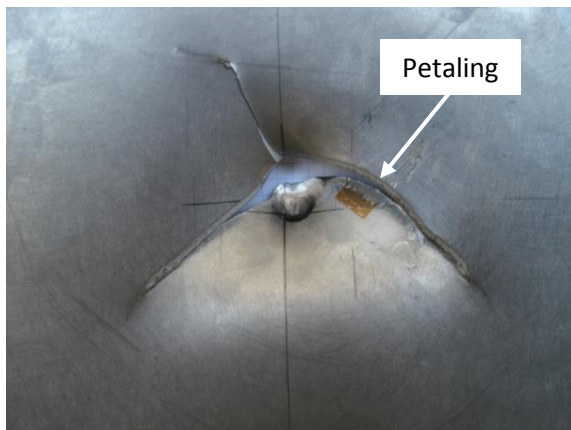


a) Face impactée



b) Face arrière

Figure 2.13 : Photographies de la plaque en TA6V d'épaisseur 5 mm



a) Face impactée



b) Face arrière

Figure 2.14 : Photographies de la plaque en TA6V d'épaisseur 2,5 mm

La plaque d'épaisseur 5 mm n'a pas été perforée (Figure 2.13). Suite à l'impact, un rebond de la bille dans la direction opposée à la direction incidente a été observé. Toutefois, la structure présente sur son côté impacté une zone de compression délimitée par une fissuration circulaire de rayon 9 mm à la périphérie de l'impacteur. Ceci est synonyme d'un début de cisaillement du matériau (« plugging »). La face arrière présente aussi une légère fissuration, bien que moins significative. La flèche de déformation de la plaque est de l'ordre du millimètre.

Contrairement à la précédente, la plaque d'épaisseur 2,5 mm (Figure 2.14) présente un endommagement important après impact. Il y a eu perforation quasi-complète du matériau. L'impact a généré une grosse déchirure de la structure centrée sur le point d'impact (« petaling ») dans laquelle le projectile métallique est resté coincé sans rebondir. Le pétale formé a un rayon approximatif de 60 mm et présente une flèche d'environ 30 mm. Cela implique que la vitesse d'impact avoisine la vitesse balistique du TA6V pour cette épaisseur de plaque et pour ce type de projectile. Afin de confirmer cette hypothèse, l'épaisseur critique de perforation a été calculée à l'aide du modèle d'AGARD [1].

La formule d'AGARD permet d'estimer l'énergie absorbée E_A par la perforation d'une cible métallique. Le calcul est basé sur l'épaisseur de la cible t , le périmètre de la surface projetée du débris à l'impact L , l'angle d'impact θ et la contrainte empirique de cisaillement dynamique du matériau cible τ (voir Annexe C) :

$$E_A = \frac{L \cdot \tau \cdot t^2}{\cos^2 \theta} \quad \text{Équation 2.14}$$

Dans le cas où toute l'énergie d'impact est absorbée par la cible, il est donc possible de remonter à l'épaisseur critique de perforation du matériau.

Dans les conditions de l'essai réalisé, $E_A = 766 \text{ J}$, $L = \pi \cdot \varphi_{Bille} = 0,094 \text{ m}^2$, $\theta = 0$ et $\tau_{TA6V} = 1060 \text{ MPa}$. L'épaisseur critique calculée équivaut alors à $t = 2,8 \text{ mm}$. Cela vérifie donc que pour une vitesse d'impact de 118 m.s^{-1} , la perforation d'une plaque en TA6V de $2,5 \text{ mm}$ d'épaisseur sera quasi-complète avec le projectile utilisé. Et inversement, la bonne corrélation entre les observations expérimentales et la valeur calculée démontre la faculté du modèle d'AGARD à estimer l'épaisseur critique de perforation d'un alliage métallique.

Cependant, il faut noter que la contrainte de cisaillement dynamique du matériau τ a été déterminée expérimentalement dans le cadre d'une autre étude, pour un projectile de forme donnée. Or il est facile d'imaginer que la surface projetée reste un paramètre insuffisant et que le niveau d'endommagement de la cible diffèrera selon la forme du projectile pour un périmètre projeté identique. Il subsiste donc une incertitude liée à la forme du projectile.

2.2. Elaboration des matériaux

Dans cette étude, un large panel de composites stratifiés a été mis en œuvre à partir de divers types de semi-produits. Selon la nature de ces derniers, des équipements particuliers ont été utilisés pour la consolidation.

Tout d'abord, des préimprégnés thermodurcissables et thermoplastiques renforcés par des nappes de fibres unidirectionnelles ont été respectivement élaborés par autoclave et sous presse chauffante (Chapitre 3).

Aussi, des tissus poudrés (Chapitre 3) et des systèmes film stacking à matrice thermoplastique ont été élaborés par thermocompression rapide, sur le pilote EDyCO du site ICA de l'Ecole des Mines d'Albi. Ces derniers constituent la majeure partie des produits de l'étude (Chapitres 4, 5 et 6).

2.2.1. Choix de la séquence de drapage

Pour ces travaux, il a été décidé de considérer comme référence le composite dernière génération majoritairement utilisé pour la peau de l'A350. Il s'agit d'un stratifié à matrice époxy M21 renforcé par des nappes de fibres de carbone IMA. Dans la zone de l'appareil exposée aux débris moteur, la stratification compte 14 plis orientés à $[45/-45/90/0/90/-45/45]_{25}$ de façon à satisfaire les exigences structurales. L'épaisseur d'un pli après cuisson est de $0,184 \text{ mm}$, ce qui représente une épaisseur totale de stratifié égale à $2,58 \text{ mm}$.

Pour tous les matériaux de l'étude fabriqués à partir de nappes unidirectionnelles, une stratification quasi-isotrope de type $[90/45/0/-45]_{ns}$ a été privilégiée dans le but de se rapprocher des spécifications aéronautiques tout en conservant une trame relativement simplifiée. Cette séquence de drapage doit impérativement respecter la symétrie miroir pour éviter la distorsion de la pièce sous l'effet des contraintes résiduelles durant son refroidissement. De même, pour les matériaux à renforts tissés, un même empilement de type $[(90/0)/(+45/-45)/(0/90)/(-45/45)]_{ns}$ a été scrupuleusement respecté, en considérant la direction chaîne de chaque tissu comme direction

principale 0°. Par la suite, par souci de simplification, une notation de type $[90/45/0/-45]_{ns}$ identique à celle des stratifiés à renforts unidirectionnels sera adoptée.

Pour chaque plaque composite fabriquée, le nombre de plis de renforts n_{pli} a été choisi de manière à obtenir des épaisseurs finales de l'ordre de 5mm. Celui-ci s'écrit :

$$n_{pli} = 4n \times 2 \quad \text{Équation 2.15}$$

où n équivaut au nombre de fois qu'est réalisée la séquence d'empilement type dans la moitié du stratifié. Le nombre de plis n_{pli} est ainsi nécessairement un multiple de 8, ce qui a conduit après mise en forme à des valeurs d'épaisseur mesurées comprises 4,2 et 5,8 mm pour l'ensemble des plaques.

2.2.2. Mise en œuvre des préimprégnés thermodurcissables par autoclave

Des composites à matrice époxy M21 renforcés par des fibres de carbone T700 unidirectionnelles d'Hexcel ont été fabriqués à partir de préimprégnés. Leur polymérisation a été effectuée sous autoclave, selon la procédure qualifiée pour les applications aéronautiques.

Les différents plis ont été découpés à la forme voulue à partir du rouleau de préimprégné, puis empilés successivement selon la stratification définie paragraphe 2.2.1. Lors du drapage, l'empilement a été compacté sous un vide de -900 mbar tous les 4 plis durant 10 minutes. Cette opération permet d'éliminer une partie de l'air emprisonné entre les plis et ainsi de limiter le taux de porosité dans le composite après cuisson [88].

Les plis de préimprégnés empilés ont ensuite été disposés sur une plaque en acier recouverte d'un film démoulant et d'un tissu d'arrachage. Le film démoulant évite l'adhérence du composite sur le moule et laisse un état de surface lisse sur la pièce. Le tissu d'arrachage (PET ou PA) évite le collage des tissus d'environnement sur le composite. Un cadre de coffrage en mosite (membrane silicone) a été utilisé pour contenir les écoulements de résine. Puis le tout a été recouvert d'une bâche à vide souple et étanche, fermée hermétiquement grâce à un mastic haute température, faisant office de contre-moule. Une succession de produits d'environnement consommables dits « tissus techniques » ont également été insérés entre le stratifié et la bâche à vide (Figure 2.15). Le film séparateur perforé (film fluoré) limite l'écoulement de résine tout en autorisant l'application du vide dans le système. Le mat de verre drainant absorbe l'excédent de résine et draine le vide de manière uniforme à travers la pièce.

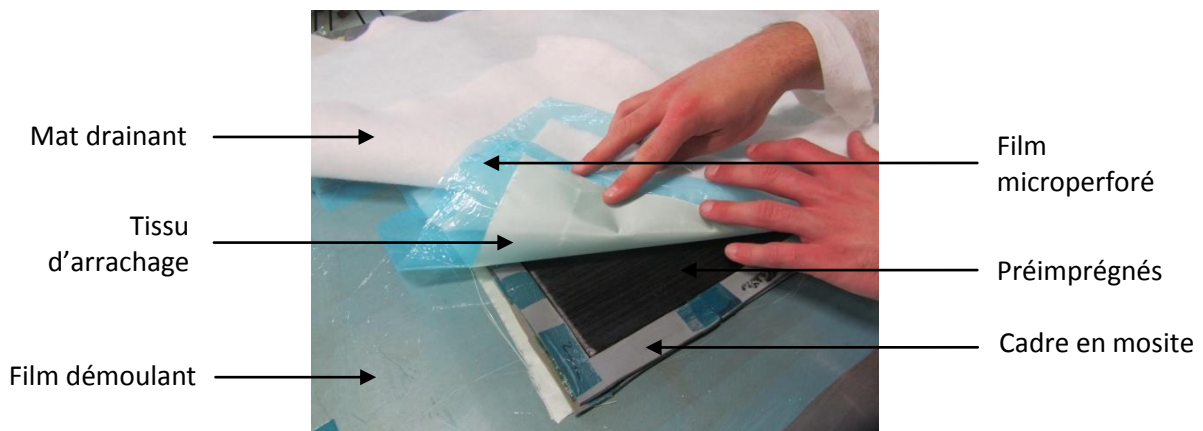


Figure 2.15 : Tissus techniques utilisés lors de la mise en forme en autoclave

La cuisson du composite par autoclave (Figure 2.16) a été réalisée sur le site de l'IUT Génie Mécanique de l'ICA à Toulouse. L'autoclave, de marque Sholz, a un diamètre intérieur de 1 m et une profondeur de 1,5 m. Il permet de chauffer jusqu'à des températures d'environ 450 °C tout en appliquant une pression d'air maximale de l'ordre de 25 bars. Les rampes de chauffage et de refroidissement permises sont de 5 °C/min. La température est contrôlée par un automate grâce à un ensemble d'une douzaine de thermocouples de type K dispersés à l'intérieur de l'enceinte.

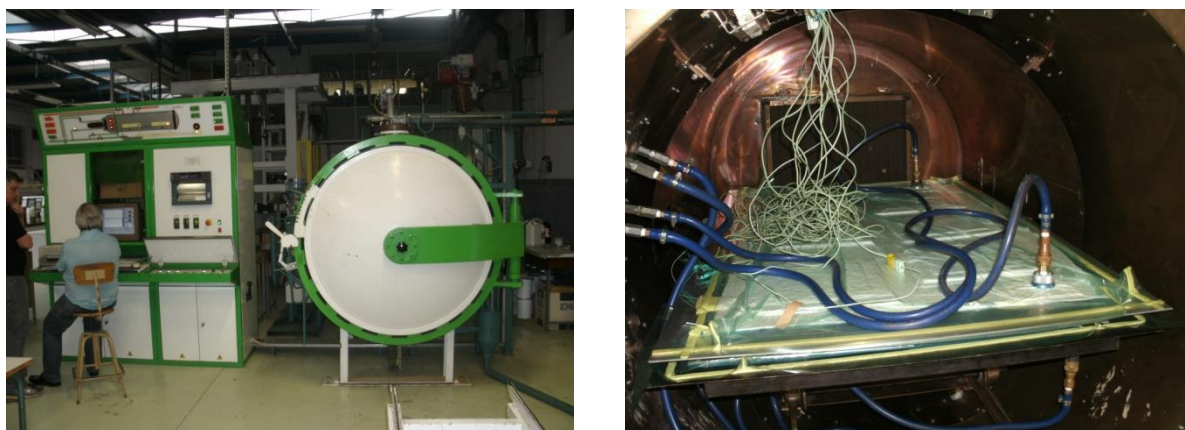


Figure 2.16 : Autoclave de l'ICA

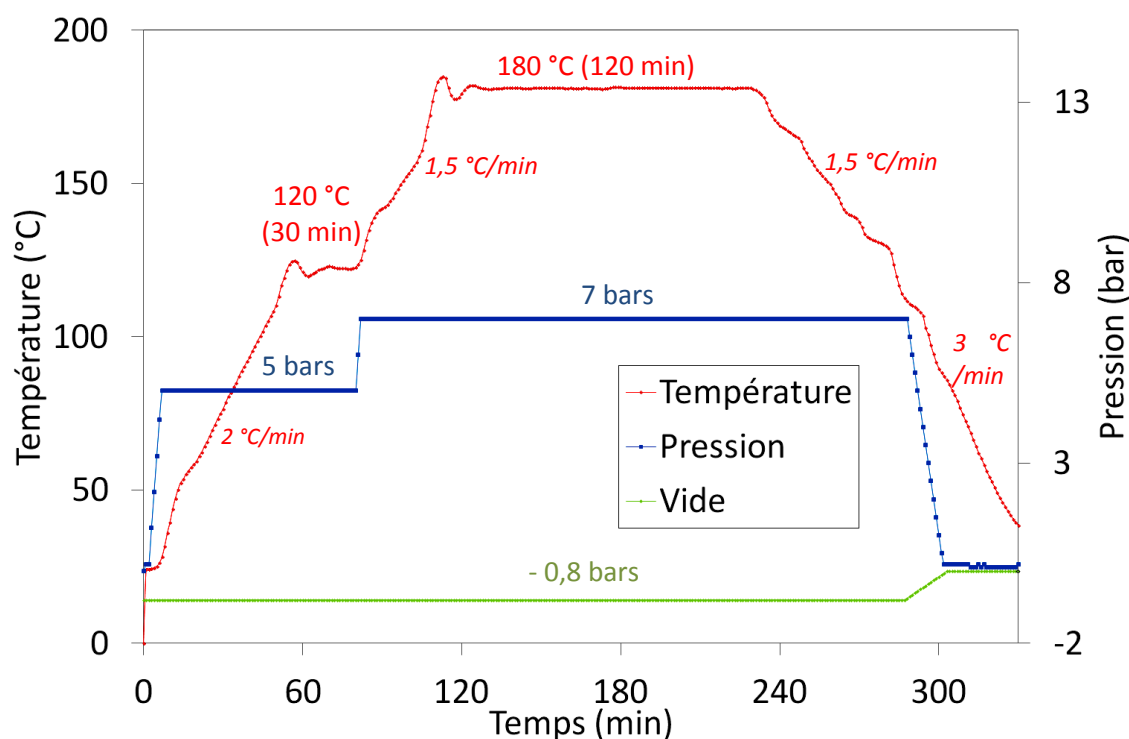


Figure 2.17 : Cycle de polymérisation d'un composite à matrice époxy par autoclave

Le cycle préconisé par Hexcel pour la polymérisation de stratifiés M21/T700 (Figure 2.17) a été appliqué. Celui-ci se compose :

- D'une mise sous vide durant tout le cycle de mise en œuvre : elle permet d'éliminer les solvants résiduels libérés dans le préimprégné durant la cuisson et de limiter la porosité dans le composite ;
- D'une rampe de température à 2 °C/min jusqu'à un premier palier à 120 °C sous une pression de 5 bars : cette première phase du cycle permet d'amorcer la polymérisation tout en maîtrisant l'effet exothermique de la réaction, ce qui favorise une polymérisation homogène dans l'épaisseur du composite ;
- D'une seconde rampe de température à 1,5 °C jusqu'à un palier de 120 min à 180 °C sous une pression de 7 bars au cours duquel la polymérisation complète de la résine est atteinte.

Du fait des faibles vitesses de chauffe et de refroidissement imposées par l'inertie d'un tel équipement, le temps de cuisson reste relativement long. Il dure plus de 5 h dans le cas présenté.

Au cours de la cuisson, les différents produits techniques ont absorbé une partie de la résine et le taux volumique réel de fibres dans le stratifié V_f doit être réévalué. Celui-ci s'obtient à partir de la fraction volumique théorique de fibres $V_f(th)$, de l'épaisseur du pli cuit théorique $e_{pc}(th)$, de l'épaisseur du stratifié mesurée $e_s(mesurée)$ et du nombre de plis dans le stratifié n_{pli} . Il s'exprime :

$$V_f = \frac{e_{pc}(th) \times V_f(th) \times n_{pli}}{e_s(mesurée)} \quad \text{Équation 2.16}$$

L'épaisseur théorique du pli après cuisson $e_{pc}(th)$ s'exprime alors :

$$e_{pc}(th) = \frac{ms_{fp}}{\rho_f \times V_f(th)} \quad \text{Équation 2.17}$$

avec ms_{fp} masse surfacique de fibres au sein du préimprégné et ρ_f masse volumique des fibres.

2.2.3. Mise en oeuvre des préimprégnés thermoplastiques sous presse chauffante

Des composites à matrice PEEK APC-2 renforcés par des fibres de carbone AS4 unidirectionnelles de Cytec ont également été fabriqués à partir de préimprégnés. Leur consolidation a été effectuée sous presse chauffante selon la procédure préconisée par Airbus.

La presse utilisée est une presse de marque Pinette Emidecau Industries d'une capacité de 750 kN dont les tables sont chauffées au moyen d'un réseau de cartouches électriques hautes températures. La température des plateaux est régulée sur neuf zones pilotées individuellement par un automate grâce à des thermocouples K situés au centre de chaque zone. Le refroidissement est quant à lui assuré par une circulation d'air et d'eau au travers de canaux forés dans les plateaux de la presse.

Une chambre de compression a été utilisée pour la consolidation sous presse des plaques (Figure 2.18). Celle-ci se compose d'un cadre métallique à l'intérieur duquel les plis de préimprégnés sont agencés après drapage, et d'une dépouille métallique placée sur l'empilement à l'intérieur du cadre. La chambre de compression permet ainsi d'appliquer une pression de compactage élevée tout en limitant le fluage de la matrice en périphérie de la plaque (essorage des renforts). Le taux de fibres est ainsi maîtrisé. De plus, des films de polyimide ont également été placés de part et d'autre de l'empilement composite afin de faciliter le démoulage et d'améliorer l'état de surface du matériau.

Le cycle conventionnel préconisé par Airbus pour la consolidation des stratifiés AS4/APC-2 (Figure 2.19) a été appliqué. Celui-ci se compose :

- D'une rampe de montée en température à 5 °C/min sous une pression de 1 bar qui permet de fondre le polymère tout en éliminant les solvants résiduels libérés dans le préimprégné ;

- D'un palier de 35 min à 395 °C sous une pression de 7 bars au cours duquel s'opère l'imprégnation des renforts ;
- D'un refroidissement à une vitesse moyenne de 4 °C/min au cours duquel la pression est maintenue.

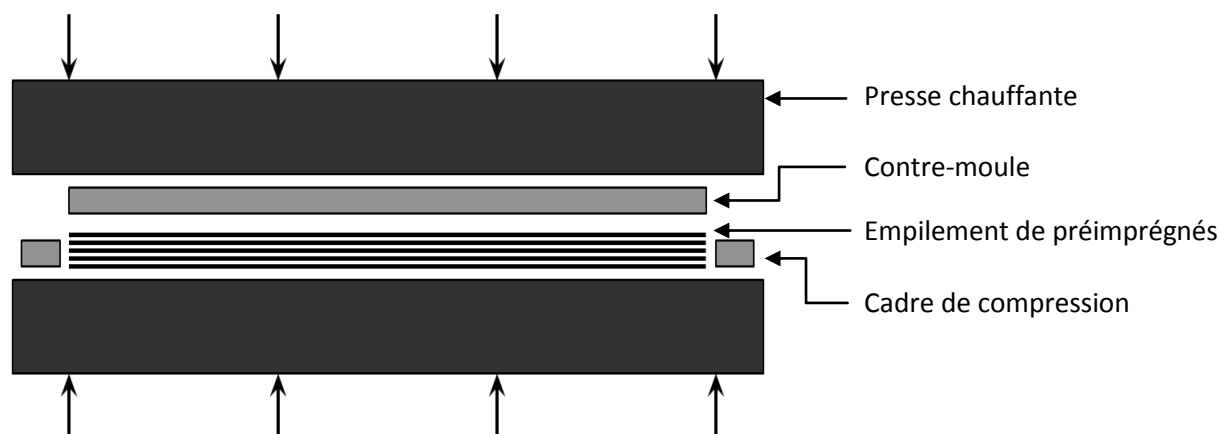


Figure 2.18 : Schéma du dispositif de consolidation utilisé sur presse chauffante conventionnelle

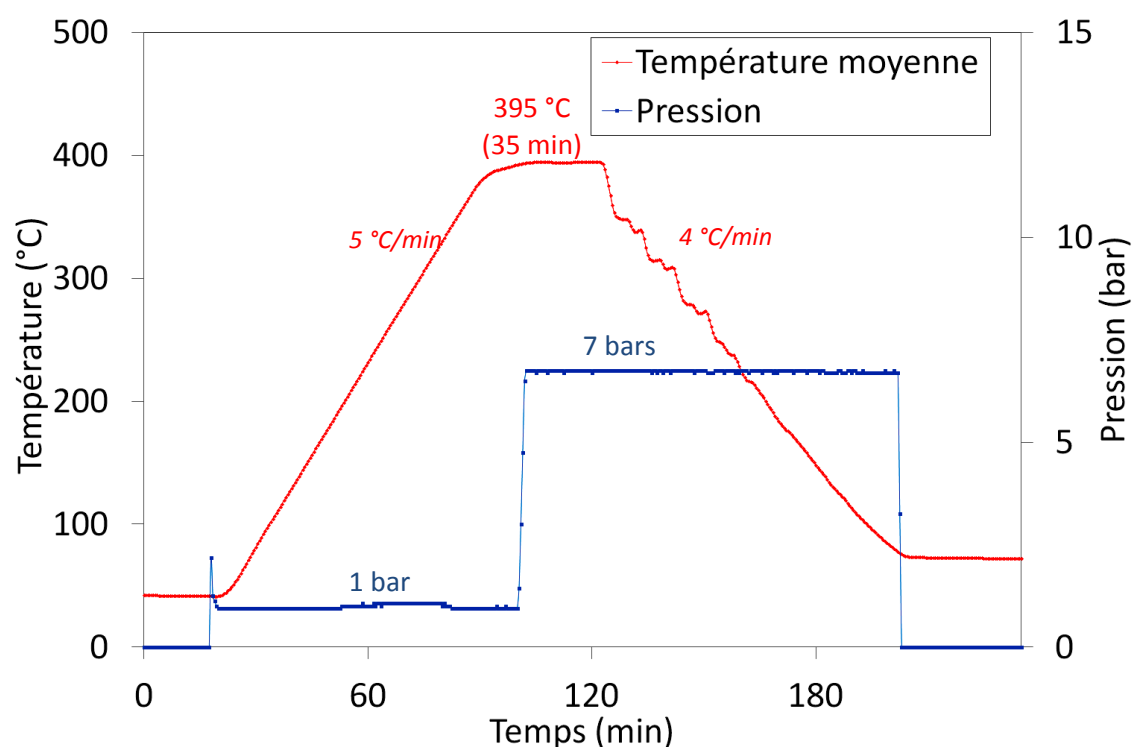


Figure 2.19 : Cycle presse conventionnel d'un stratifié à matrice PEEK réalisé à partir de préimprégnés

Du fait des faibles vitesses de chauffe et de refroidissement imposées par l'inertie d'un tel équipement, le temps de mise en forme reste relativement long. Il dure près de 3h30 dans le cas présenté. Comme pour les préimprégnés T700/M21 (Paragraphe 2.2.2), le taux volumique réel de fibres dans le stratifié après consolidation est calculé à partir de l'Equation 2.16.

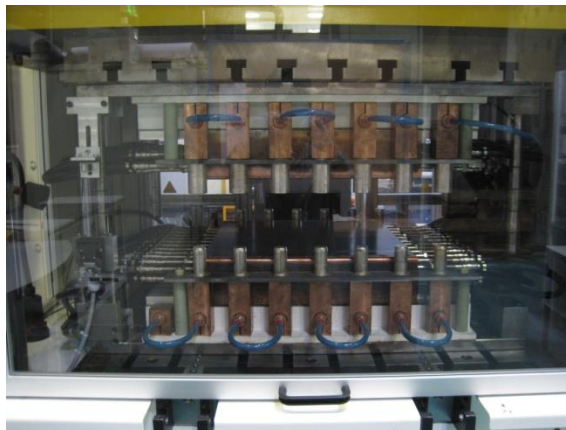
2.2.4. Mise en œuvre de tissus poudrés et de systèmes film stacking par thermocompression rapide

Des plaques stratifiées, réalisées à partir de tissus poudrés (Pi-Preg® de Porcher Industries) et par film stacking, ont été consolidées par thermocompression sur le pilote EDyCO (Elaboration Dynamique de Composites Organiques) du site d'Albi de l'ICA.

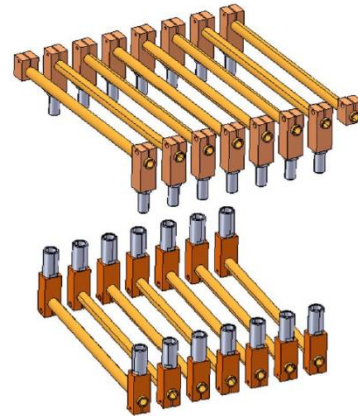
2.2.4.1. Le pilote EDyCO

Le pilote EDyCO est une installation de thermocompression, destinée à la fabrication de matériaux composites, mais à la différence d'une presse chauffante conventionnelle dont les plateaux sont équipés de cartouches chauffantes, le chauffage est réalisé par induction électromagnétique grâce à la technologie Cage System® développée par Roctool.

Le système de chauffage Cage System® de Roctool consiste en un moule métallique ferromagnétique encastré dans un solénoïde en deux parties (Figure 2.20a). Lorsque l'entrefer entre les deux parties du moule est réduit, la continuité électrique du solénoïde est assurée par l'emboîtement des plots de connexion (Figure 2.20b).



a) Cage System®



b) Solénoïde

Figure 2.20 : Installation du moule de chauffage par induction : inducteur Cage System® de Roctool (a) ; Solénoïde (b) [89]

Le Cage System® est l'équipement central de l'installation EDyCO autour duquel différents équipements individuels ont été intégrés de manière à constituer le pilote EDyCO (Figure 2.21). Ce dernier se compose :

- D'une presse hydraulique d'une capacité de 1000 kN ;
- D'un générateur d'induction de 200 kW ;
- D'un thermorégulateur de refroidissement pouvant délivrer de l'eau régulée à 20°C avec un débit nominal de 200 L/min.

Le moule Cage System® comprend une surface moulante de 500 mm x 500 mm, dont la géométrie plane limite la fabrication à la production de plaques composites. Chaque partie du moule est constituée d'un bloc en acier d'épaisseur 80 mm. Une sonde de température comprenant un thermocouple K chemisé traverse le moule supérieur. Elle permet de mesurer la température au plus près de la surface du moule et de piloter le cycle par modulation de la puissance du générateur en fonction de la température de consigne. Par ailleurs, un circuit de régulation en eau parcourt le moule afin de limiter l'élévation de température des plateaux de la presse.

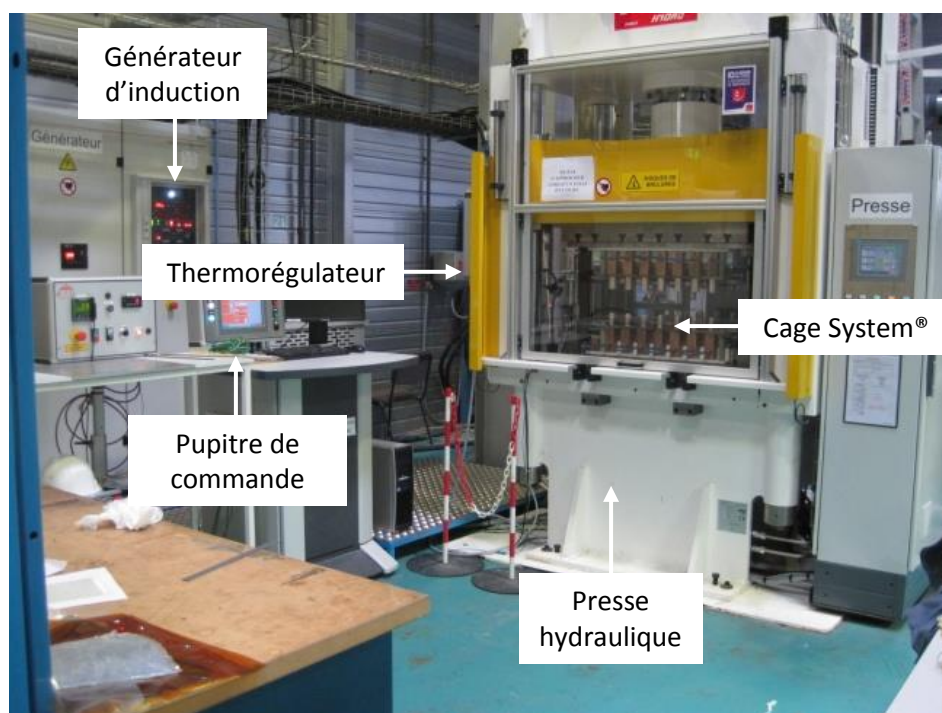
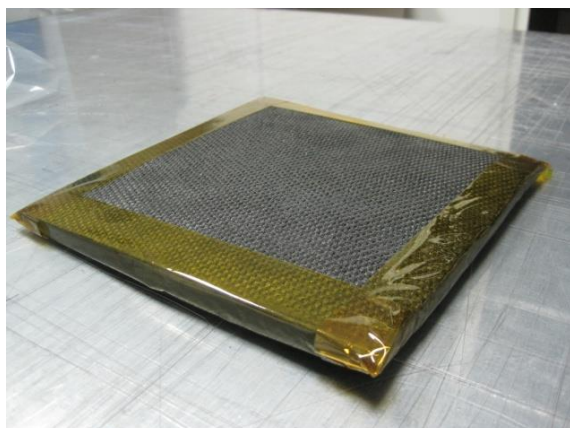


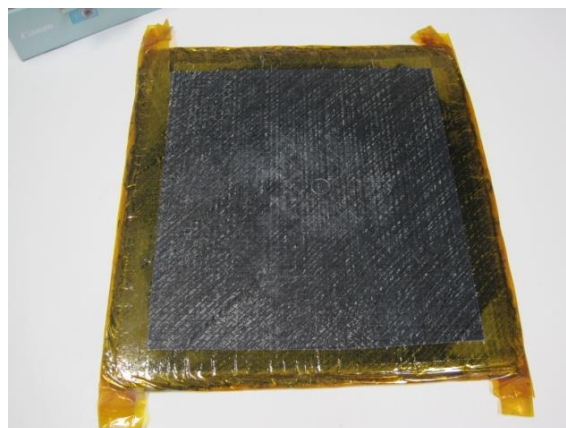
Figure 2.21 : Vue d'ensemble du pilote EDyCO

L'intérêt de la technologie développée par Roctool réside dans la capacité à maîtriser les cinétiques de chauffage et de refroidissement. D'une part, l'utilisation d'un système de chauffage par induction permet de concentrer le chauffage à la surface du moule et de générer ainsi des cinétiques de chauffage importantes. D'autre part, l'absence de système de chauffage intrusif permet de placer les canaux de refroidissement au plus près de la surface du moule, ce qui autorise également des cinétiques de refroidissement élevées.

A l'heure actuelle, le moule Cage System® n'est pas équipé de chambre de compression. Comme alternative, pour éviter un essorage latéral des renforts du composite lors de la consolidation, un ruban adhésif en polyimide a systématiquement été collé sur le pourtour de l'empilement (Figure 2.22). Les plis empilés ont par ailleurs été placés entre deux films de polyimide afin d'améliorer l'état de surface du composite fabriqué.



a) Pi-Preg® avant consolidation



b) Pi-Preg® après consolidation

Figure 2.22 : Stratifié avec cadre en adhésif polyimide avant (a) et après mise en forme (b)

2.2.4.2. Mise en œuvre des Pi-Preg® poudrés avec EDyCO

Des composites à matrice PEEK renforcés par des tissus de carbone ont été fabriqués sur le pilote EDyCO à partir de Pi-Preg® poudrés de Porcher Industries.

Comme dans le cas des préimprégnés, les plis sont découpés à la forme voulue avant d'être empilés successivement selon la stratification définie Paragraphe 2.2.1. Ils sont ensuite disposés au centre du moule Cage System® après préparation.

Grâce au Cage System®, le cycle de consolidation utilisé pour les Pi-Preg® a pu être réduit à une trentaine de minutes alors qu'il excède les 3h sous presse chauffante. Le cycle appliqué sur EDyCO se compose :

- D'une rampe de montée en température à 50 °C/min ;
- D'un palier de 5 min à 400 °C (PEEK) ou 320 °C (PPS) sous une pression de l'ordre de 7 bars ;
- D'un refroidissement à une vitesse de 20 °C/min.

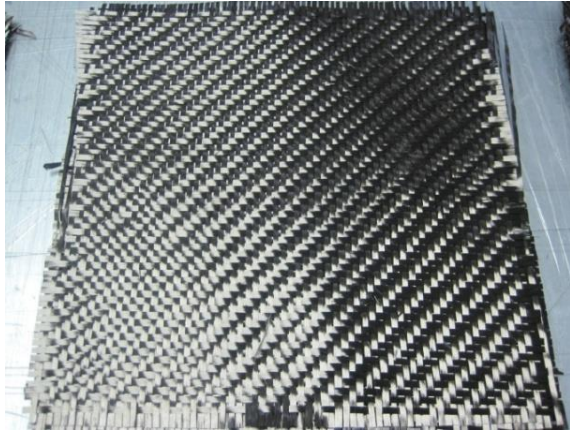
Ce cycle résulte des travaux menés par Emeline Bessard sur la mise en œuvre rapide des composites Carbone/PEEK grâce à l'installation EDyCO [90, 91]. Elle a en effet pu montrer que la consolidation à plus haute température du PEEK était possible, notamment car l'accélération des cinétiques de chauffage permet de réduire le temps de séjour du matériau à haute température et donc les risques de dégradation de la matrice. L'imprégnation rapide des renforts est alors possible grâce à la diminution de la viscosité de la résine.

Après consolidation, un essorage plus ou moins important des renforts a été observé. En effet, dans certains des cas, la tenue de l'adhésif en polyimide s'est révélée insuffisante pour empêcher l'écoulement de la résine en bordure de plaque. Comme dans le cas des préimprégnés, le taux volumique réel de fibres dans le stratifié après consolidation a donc été réévalué d'après l'Equation 2.16.

2.2.4.3. Mise en œuvre de composites à matrice PEEK avec EDyCO

Enfin, la majeure partie des produits de l'étude correspond à des composites à matrice PEEK renforcés par diverses classes de renforts. Ils ont été mis en œuvre par film stacking sur le pilote EDyCO.

La méthode de film stacking [92] consiste à empiler plusieurs couches de fibres sèches (Figure 2.23a) selon la stratification souhaitée, en intercalant un ou plusieurs films polymères (Figure 2.23b) en fonction du taux de résine visé. L'empilement est ensuite consolidé sous presse chauffante. Le film utilisé pour la mise en œuvre de l'ensemble des stratifiés réalisés par film stacking est un film de PEEK VICTREX® APTIV® 2000-150G. Son épaisseur est de 38 µm et sa masse surfacique est de 50 g.m⁻².



a) Renfort sec



b) Film polymère

Figure 2.23 : Renfort carbone sec (a) et film PEEK APTIV® (b)

En calibrant l'épaisseur des composites au moyen de cales, il est possible par film stacking de gérer les taux de fibres, de résine et de porosités durant la consolidation. Dans le cadre de cette étude, des cales en TA6V d'épaisseur 5 mm ont été insérées dans l'entrefer du moule (Figure 2.24) et le nombre de plis de renforts a été choisi de sorte à obtenir des taux volumiques de fibres de l'ordre de 50%. Le nombre de films polymères a été géré de façon à réaliser des composites avec des niveaux de porosités différents.

La connaissance de l'épaisseur de la plaque consolidée e_s (cm), du nombre de plis de renfort n_f et du nombre de films polymères n_m permet de prédire le taux volumique théoriques de fibres $V_f(th)$, de résine $V_m(th)$ et de porosité $V_p(th)$ dans la plaque. Ils s'expriment respectivement :

$$V_f(th) = \frac{n_f \times ms_{fp}}{\rho_f \times e_s} \times 100 \quad \text{Équation 2.18}$$

$$V_m(th) = \frac{n_m \times ms_{mp}}{\rho_m \times e_s} \times 100 \quad \text{Équation 2.19}$$

$$V_p(th) = 100 - (V_f(th) + V_m(th)) \quad \text{Équation 2.20}$$

ms_{fp} et ms_{mp} correspondent aux masses surfaciques du pli de renfort et du film polymère (g.cm^{-2}), ρ_f et ρ_m sont les masses volumiques de la fibre et de la résine (g.cm^{-3}).

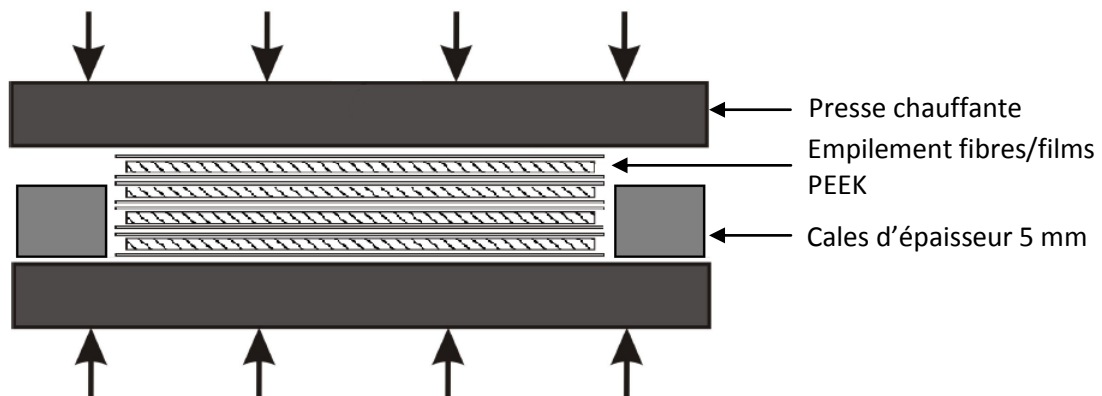


Figure 2.24 : Schéma du dispositif utilisé pour la consolidation de plaques assemblées par film stacking

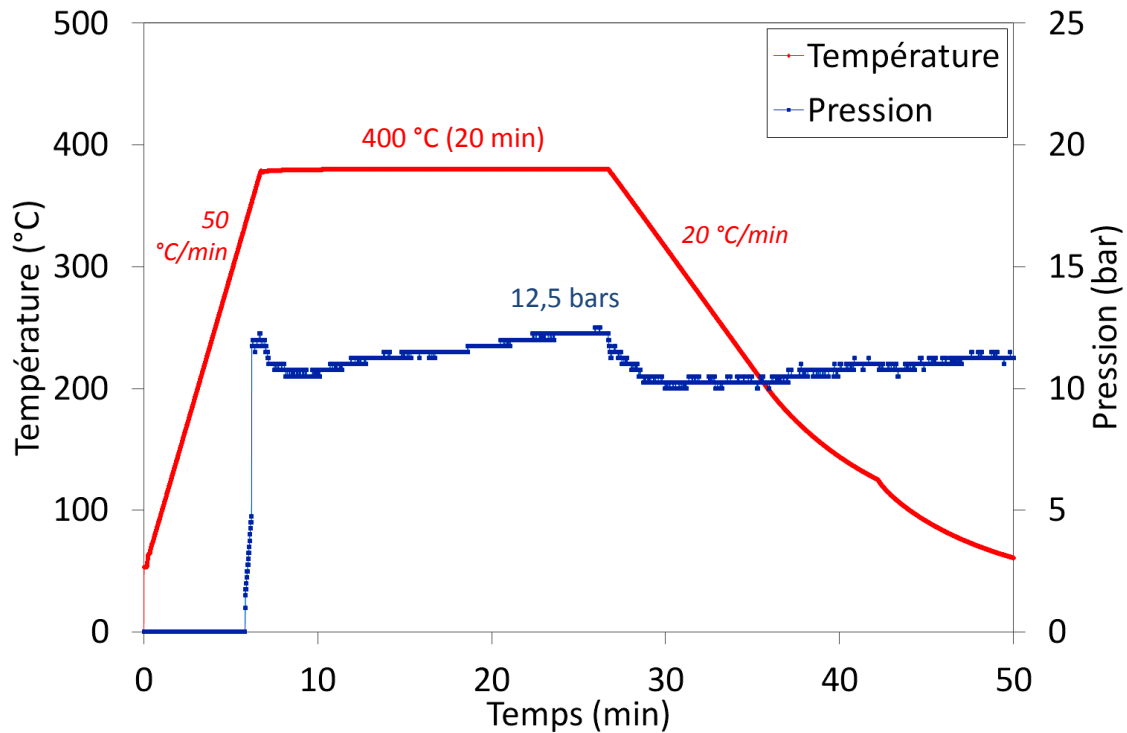


Figure 2.25 : Cycle de consolidation EDyCO appliqué pour la fabrication de composites à matrice PEEK par film stacking

Les cycles de température et de pression appliqués pour la consolidation des stratifiés assemblés par film stacking sont présentés Figure 2.25. Les rampes de chauffage et de refroidissement sont identiques à celles des matériaux réalisés à partir de tissus poudrés. Une bonne densification des matériaux assemblés par film stacking nécessite toutefois un maintien en température plus long pour permettre une bonne imprégnation des renforts secs par la matrice [90]. L'utilisation des cales métalliques permet d'appliquer une pression supérieure qui facilite l'imprégnation sans risque d'essorage des plaques.

2.3. Conclusions sur les moyens expérimentaux

Ce chapitre s'est intéressé dans un premier temps aux moyens mis en œuvre au laboratoire de l'ICA pour la réalisation des différents essais d'impact nécessaires à cette étude. Plusieurs systèmes ont été utilisés : des dispositifs poids tombant et Charpy pour l'étude des mécanismes d'endommagement de stratifiés sous impact à basses vitesses, et un canon à gaz comprimé pour la réalisation d'essais à hautes vitesses.

Les méthodes de mise en œuvre et les moyens de consolidation des différents matériaux étudiés ont ensuite été détaillés. L'assemblage de stratifiés par film stacking présente l'avantage de permettre une grande liberté au niveau de la densification des matériaux par rapport aux méthodes courantes de drapage de préimprégnés. Aussi, le pilote EDyCO de l'ICA, qui possède un système de chauffage par induction, s'est révélé être le moyen le plus productif en terme de cadence comparé aux outillages conventionnels que sont l'autoclave et la presse à chauffage électrique. Une large part des stratifiés de l'étude a donc été assemblée par « film stacking » puis consolidée à l'aide du pilote EDyCO.

Chapitre 3

Etude du comportement à l'impact de composites à matrice organique renforcés par des fibres de carbone

Sommaire

3.1. Matériaux et paramètres étudiés.....	62
3.1.1. Matériaux.....	62
3.1.2. Paramètres étudiés	63
3.2. Résultats des essais d'impact.....	65
3.2.1. Essai d'impact poids tombant	65
3.2.2. Essai de résilience Charpy	71
3.2.3. Essai d'impact au canon à gaz comprimé.....	78
3.3. Conclusions sur le comportement à l'impact des composites à renforts carbone.....	82

L'orientation retenue dans ce travail pour concevoir un matériau multifonctionnel résistant à l'impact est d'élaborer un matériau composite de type hybride, intégrant différents types de fibres et de matrices. La recherche bibliographique a permis de mettre en évidence une influence importante de l'armure du renfort sur la surface endommagée et sur le niveau d'énergie absorbé lors de l'impact.

Une étude préliminaire sur le comportement à l'impact de composites renforcés par des fibres de carbone est reportée dans ce chapitre. En effet, si dans la littérature de nombreux résultats sur la tolérance aux dommages de composites thermodurcissables renforcés par des fibres de carbone unidirectionnelles sont disponibles, peu de comparaison existent avec les composites thermoplastiques. Or ces derniers présentent un intérêt grandissant pour de futures applications structurales. Les mécanismes d'endommagement de divers matériaux usuels ont été comparés. L'influence de la nature de la résine et de l'architecture fibreuse a notamment été analysée sur une large gamme d'énergie d'impact, au moyen des systèmes d'essais poids tombant, Charpy et canon à gaz comprimé.

3.1. Matériaux et paramètres étudiés

3.1.1. Matériaux

Des stratifiés quasi-isotropes renforcés par des fibres de carbone ont été mis en œuvre par drapage de préimprégnés, à partir de différents types de semi-produits.

Comme cela a été présenté Paragraphe 2.2.2, un cycle autoclave conventionnel, recommandé par le fournisseur Hexcel, a été utilisé pour la polymérisation de composites T700/M21. Des préimprégnés Cytec AS4/APC-2 ont été consolidés sous presse chauffante conventionnelle. Enfin, des tissus poudrés par des matrices PEEK et PPS, fournis par Porcher Industries, ont été consolidés sur le pilote EDyCO selon des cycles de thermocompression rapides.

Le Tableau 3.1 synthétise la composition, les conditions de mise en œuvre et les caractéristiques des composites étudiés. Pour tous les matériaux, une stratification quasi-isotrope de type $[90/45/0/-45]_{n_s}$ a été adoptée (voir Paragraphe 2.2.1) ; le nombre de plis n_{pli} est donc un multiple de 8. Celle-ci a été choisie de manière à obtenir des plaques d'épaisseur finale proche de 5 mm. Cela explique les différences du nombre de plis et d'épaisseur mesurée entre plaques. La microstructure des stratifiés après consolidation est présentée Figure 3.1.

Matériau	T700/M21	AS4/APC-2	HTA/PEEK	HTA/PPS
Résine	Epoxy	PEEK		PPS
Armure	UD T700	UD AS4	2D HTA (Satin 5)	
n_{pli}	24	40	16	
Séquence de drapage	$[90/45/0/-45]_{35}$	$[90/45/0/-45]_{55}$	$[90/45/0/-45]_{25}$	
$T_{\text{élaboration}} (^{\circ}\text{C})$	180	395	400	320
$t_{\text{palier}} (\text{min})$	120	35	5	5
Epaisseur mesurée (mm)	5,8	5,4	4,9	4,6
Masse surfacique ($\text{kg}\cdot\text{m}^{-2}$)	9,2	8,6	7,5	7,2
V_f calculé (%)	62	60	51	55

Tableau 3.1 : Caractéristiques des composites à renforts carbone

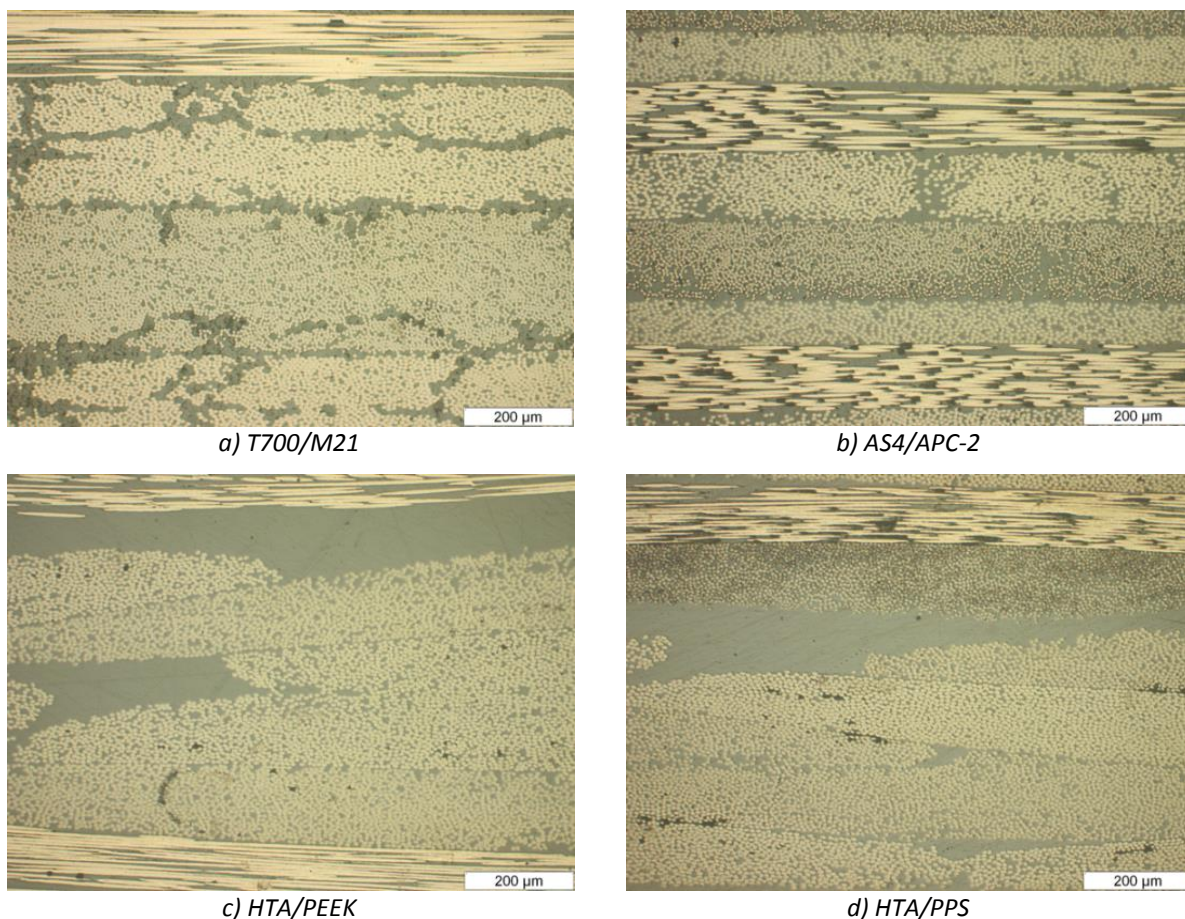


Figure 3.1 : Microstructure des composites à renforts carbone (Microscopie optique)

3.1.2. Paramètres étudiés

3.1.2.1. Influence des conditions d'impact

Pour cette campagne d'essais, le comportement à l'impact de chaque matériau a été étudié au moyen des trois types d'essais présentés Paragraphe 2.1 : le poids tombant, le mouton Charpy et le canon à gaz comprimé. Les caractéristiques de chaque test et les dimensions des éprouvettes sont reportées Tableau 3.2 et Tableau 3.3. La gamme de vitesse balayée s'étend de 5 m.s^{-1} à 124 m.s^{-1} , pour des masses d'impacteur comprises entre 64 g à 21,9 kg. Cela correspond à des énergies d'impact de 55 J à 492 J. La comparaison des résultats a permis de sélectionner les moyens d'essais les plus pertinents pour la suite de l'étude.

Essai	Masse de l'impacteur (g)	Vitesse d'impact (m.s^{-1})	Energie d'impact (J)
Poids tombant	2079	7,27	55
Charpy	21900	5,23	299,5
Canon	64	121-124	469-492

Tableau 3.2 : Caractéristiques des essais réalisés

Essai	Longueur (mm)	Largeur (mm)	Epaisseur
Poids tombant	150	100	
Charpy	70	10	Epaisseur du stratifié
Canon	200	200	

Tableau 3.3 : Dimensions des éprouvettes d'essais

3.1.2.2. Influence des paramètres matériaux

Cette campagne d'essais a pour but de comparer la tenue à l'impact et les modes d'endommagement de composites renforcés par des fibres de carbone selon la nature de la résine et le type d'armure.

3.1.2.2.1. Influence du type de résine

L'influence du type de résine a pu être observée par comparaison des stratifiés T700/M21 et AS4/APC-2 à renforts unidirectionnels. Ceux-ci sont constitués de matrices aéronautiques de dernière génération : une résine thermodurcissable époxyde M21 et une matrice thermoplastique PEEK APC-2.

La résine thermodurcissable M21 est fortement chargée de nodules thermoplastiques (Figure 3.2). Ceux-ci représentent 40% de la masse de la matrice et sont clairement identifiés comme étant du polyethersulfone (PES) [93]. La présence de nodules thermoplastiques dans la matrice a pour but d'accroître sa tenue aux chocs et sa ténacité. Les fissures ont effectivement tendance à contourner les particules en détruisant les liaisons époxy/nodule.

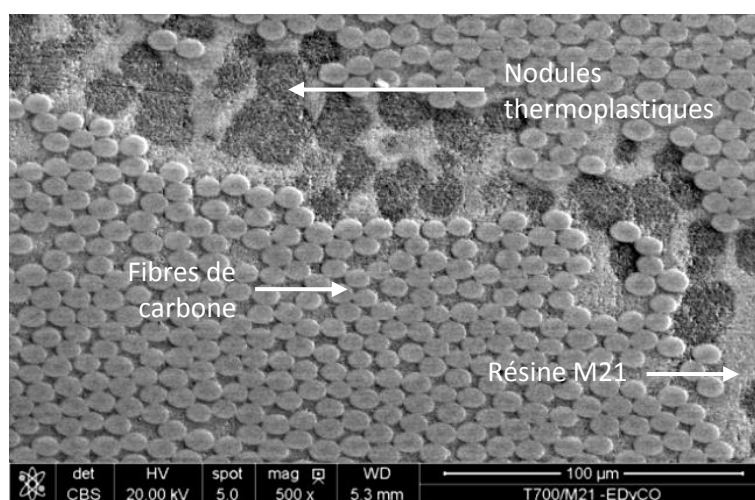


Figure 3.2 : Microstructure du composite T700/M21 (MEB)

De même, les deux composites à matrices thermoplastiques PEEK et PPS renforcés par les fibres HTA tissées ont été comparés dans le but caractériser l'influence de la nature de la résine sur la tenue à l'impact du matériau.

3.1.2.2.2. Influence de la structure du renfort

L'effet de la structure du renfort a été observé par comparaison des stratifiés à matrice PEEK AS4/APC-2 et HTA/PEEK. Ceux-ci sont respectivement renforcés par des fibres de carbone unidirectionnelles et tissées satin de 5.

3.2. Résultats des essais d'impact

Pour chaque matériau testé, les résultats relatifs à chaque type d'essai sont détaillés dans cette partie.

3.2.1. Essai d'impact poids tombant

Chaque éprouvette de 100 mm x 150 mm est posée sur une fenêtre de dimensions intérieures de 125 mm x 75 mm. La plaque est maintenue sur le dessus par une fenêtre de bridage de dimensions intérieures identiques à celle de la fenêtre inférieure. Les essais se font par un lâcher de masse à partir d'une hauteur permettant d'obtenir une énergie d'impact de 55 J. Après chaque test, les opérations suivantes sont réalisées :

- Tracé des courbes effort/déplacement et d'évolution de l'énergie absorbée par le matériau tout au long de l'impact ;
- Contrôle visuel de l'éprouvette impactée et mesure de la profondeur d'indentation permanente ;
- Analyse C-scan de la plaque impactée.

3.2.1.1. *Courbes effort/déplacement et évolution de l'énergie absorbée au cours du temps*

L'étude des courbes effort/déplacement est le meilleur moyen de caractériser finement les mécanismes d'endommagement du matériau impacté. Les courbes Figure 3.3 sont représentatives du comportement des quatre matériaux testés.

En faisant l'hypothèse d'un matériau composite purement linéaire, avant endommagement des plaques, il est possible de comparer leur comportement à celui d'un ressort élastique :

$$F = Kx \quad \text{Équation 3.1}$$

où F est l'effort, K la raideur et x le déplacement sous l'impacteur. La pente des courbes effort/déplacement est donc pilotée par la raideur locale des plaques.

La phase ascendante correspond au chargement du stratifié. Comme le montre par exemple la courbe relative au matériau T700/M21, elle peut être dissociée en trois zones. La première (1) correspond à la flexion élastique de la plaque. Elle prend fin dès l'apparition des premiers dommages dans le matériau. Cette dernière est caractérisée par une chute de raideur locale et l'apparition d'oscillations. S'initie alors la deuxième phase (2) correspondant à la propagation des dommages dans la plaque. Enfin, la diminution du déplacement (3) accompagnée d'un retour à effort nul correspond à la phase de décharge du stratifié engendrée par le rebond de l'impacteur.

Les courbes d'effort sont très similaires pour les matériaux T700/M21 et AS4/APC-2, tout comme elles le sont pour les éprouvettes HTA/PEEK et HTA/PPS. Mais elles diffèrent fortement entre les deux familles de composites.

Contrairement aux composites à renforts unidirectionnels, l'endommagement des stratifiés tissés se traduit par une chute importante de raideur locale. Pour les premiers, celle-ci est accompagnée par de fortes oscillations non observables dans ce dernier cas. La force maximale obtenue sur les matériaux HTA/PEEK et HTA/PPS est deux fois plus faible que celle des éprouvettes en T700/M21 et AS4/APC-2. De plus, le déplacement mesuré, résultant d'une superposition de l'indentation locale et de la flexion du panneau, atteint 7,5 mm juste avant décharge. A effort nul, la flèche résiduelle reste bien plus importante pour les composites à renforts tissés.

Par ailleurs, la légère chute d'effort juste avant rebond de l'impacteur (particulièrement visible dans le cas du stratifié HTA/PEEK) laisse présager un début de perforation de la plaque faisant suite à une rupture successive des plis (voir Paragraphe 3.2.1.2).

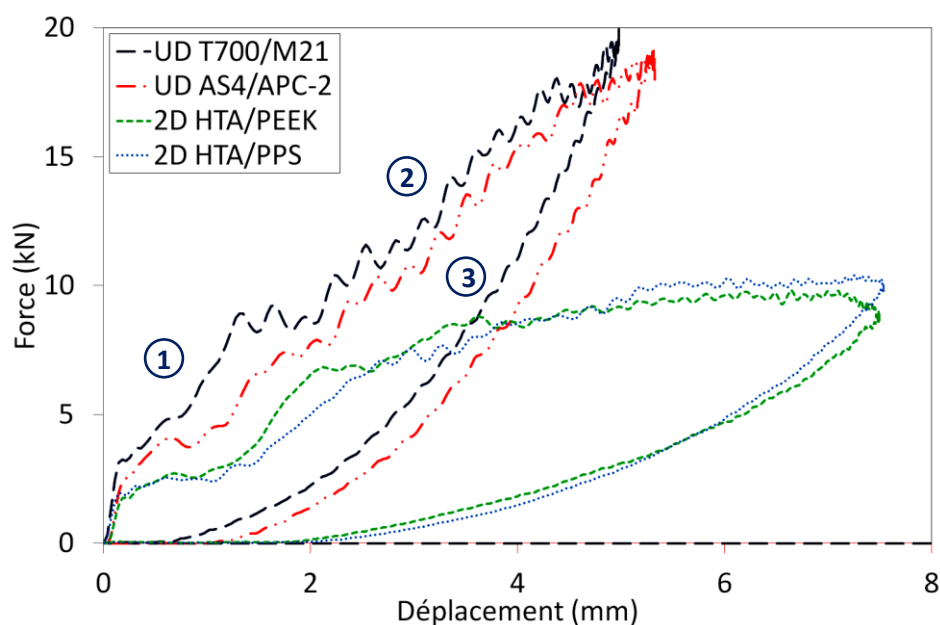


Figure 3.3 : Courbes effort/déplacement des composites à renforts carbone lors de l'impact poids tombant

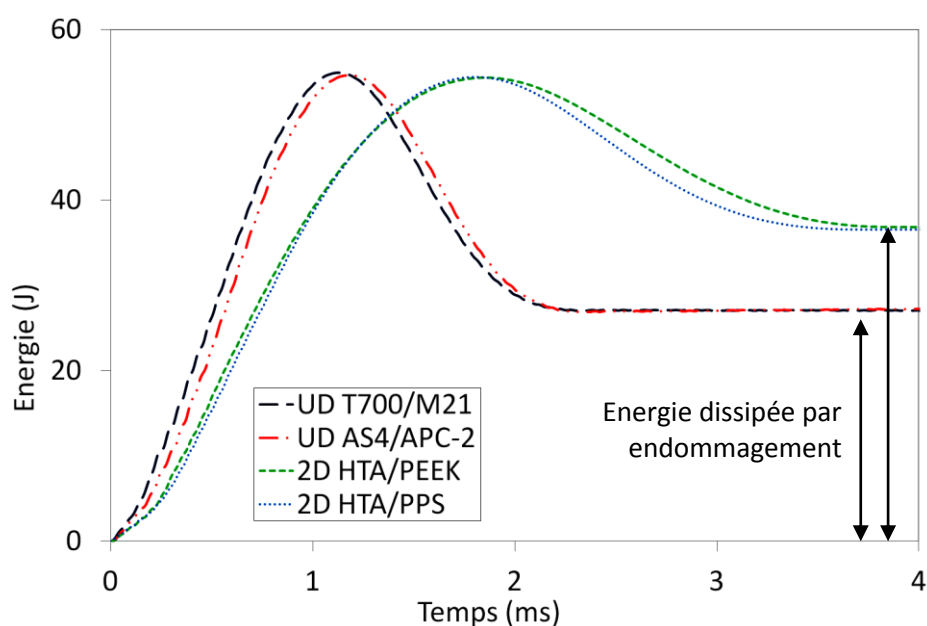


Figure 3.4 : Evolution de l'énergie absorbée des composites à renforts carbone lors de l'impact poids tombant

L'évolution de l'énergie absorbée au cours du temps a été déterminée à partir de l'effort mesuré durant l'impact (Figure 3.4). La partie ascendante des courbes correspond à la phase de chargement du stratifié jusqu'à une valeur maximale équivalente à l'énergie d'impact. La partie décroissante correspond à la phase de décharge initiée par le rebond de l'impacteur. L'énergie diminue ainsi jusqu'à la perte de contact entre l'impacteur et le stratifié. Une partie de l'énergie a été restituée de

manière élastique. L'énergie résiduelle correspond alors à l'énergie dissipée par endommagement du matériau.

Les courbent révèlent un temps de contact entre l'impacteur et l'éprouvette presque deux fois plus long pour les composites tissés HTA/PEEK et HTA/PPS. Le graphe Figure 5 indique que l'énergie consommée par endommagement est de 37% supérieure pour ces mêmes stratifiés. Les composites renforcés par des nappes restituent plus de 50% de l'énergie d'impact de manière élastique.

Les dommages au sein de chaque stratifié ont été observés de manière à expliquer les différences de comportement constatées selon la famille de matériaux.

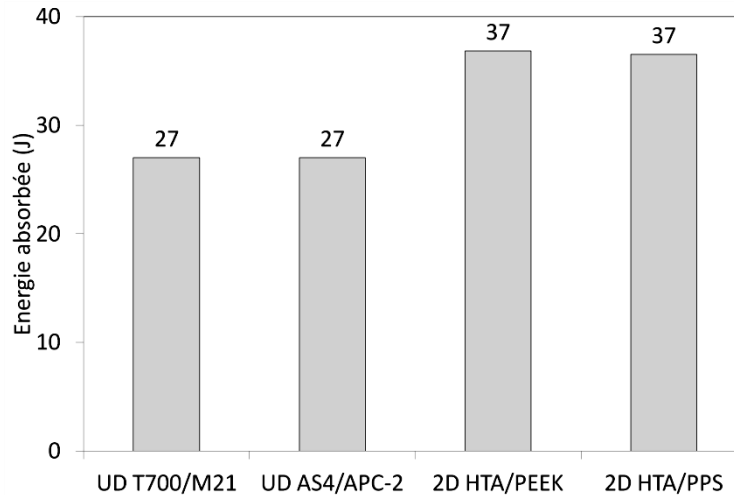


Figure 3.5 : Energie absorbée par endommagement des composites à renforts carbone lors de l'impact poids tombant

3.2.1.2. Analyse visuelle des plaques impactées et mesures d'indentation permanente

La Figure 3.6 rassemble les photographies des faces avant et arrière des différentes éprouvettes après impact.

Durant l'essai, l'impacteur impose une pression localisée sur la face supérieure de l'éprouvette, ce qui conduit à une indentation du matériau au voisinage du point d'impact (Figure 3.6, photographies de gauche). Des mesures d'indentation permanente¹ ont été réalisées à l'aide d'un comparateur sur chaque éprouvette impactée, de manière à déterminer l'influence de la nature du stratifié sur la profondeur des dommages de surface résiduels. La Figure 3.7 présente les valeurs mesurées pour chacun des matériaux et l'incertitude associée. Ainsi, d'après le diagramme, la profondeur d'indentation permanente des composites tissés HTA/PEEK et HTA/PPS est trois fois plus grande que celle des stratifiés T700/M21 et AS4/APC-2 à renforts unidirectionnels. Cela confirme les observations réalisées à partir des courbes effort/déplacement (Figure 3.3).

¹ Du fait de la relaxation de la matière (encore appelée évanescence), la profondeur d'empreinte diminue progressivement au cours du temps. Les mesures d'indentation ont donc été réalisées 48 h après impact, temps au-delà duquel la profondeur d'empreinte peut être considérée comme stable.

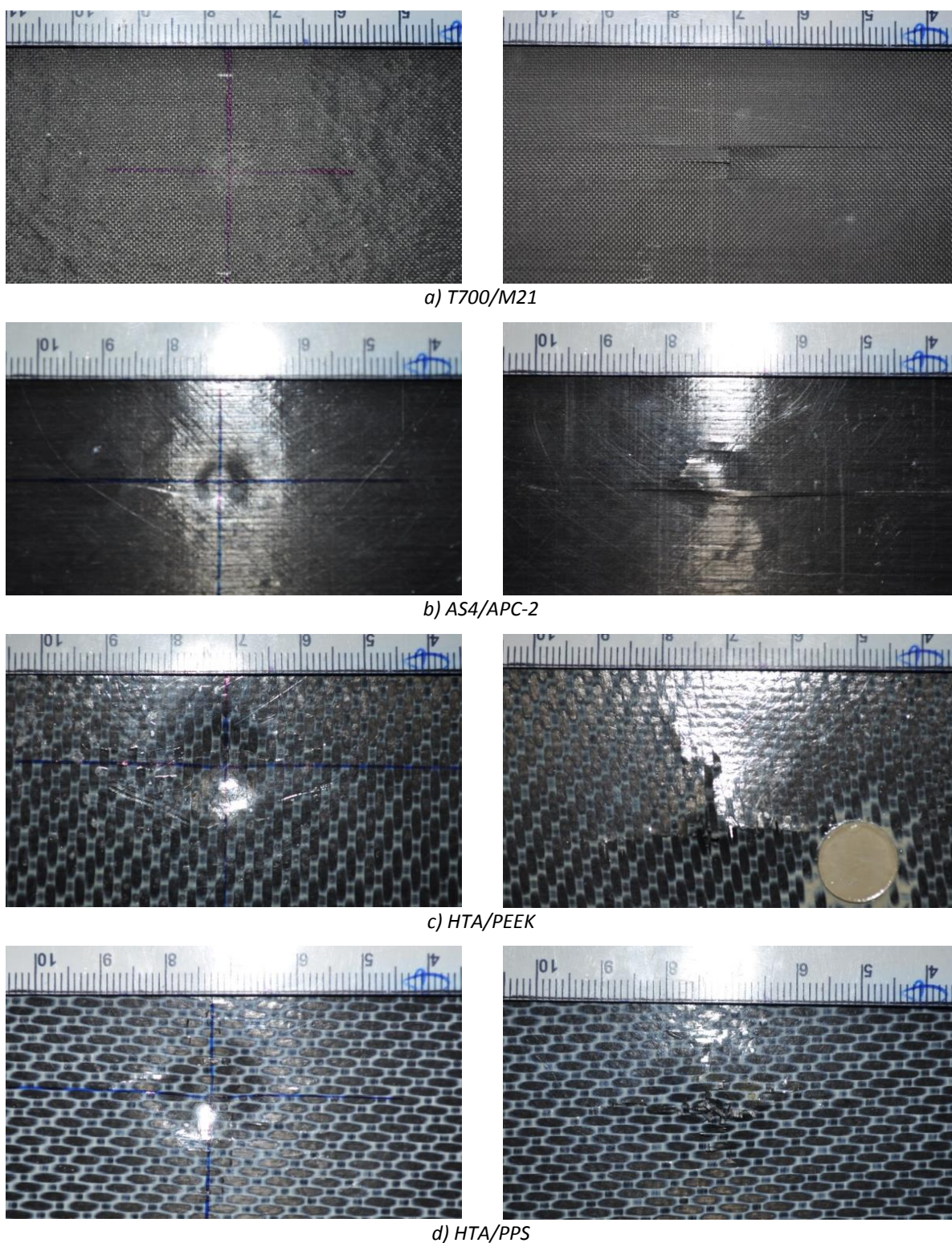


Figure 3.6 : Photographies des composites à renforts carbone après impact poids tombant : face d'impact (à gauche) ; face arrière (à droite)

Par ailleurs, durant l'essai, l'éprouvette fléchit sous le chargement exercé. Le matériau subit alors de fortes contraintes locales de traction sur sa face opposée à l'impact. Elles mènent dans un premier temps à une fissuration de la résine [33], puis dans un deuxième temps, les fissures superficielles se propagent en suivant l'orientation des fibres (Figure 3.6, photographies de droite).

La face arrière des éprouvettes T700/M21 et AS4/APC-2 laisse ainsi apparaître des signes de rupture longitudinale tandis que les composites HTA/PEEK et HTA/PPS présentent des fissures en forme de croix orientées selon les deux directions du tissu. Ces dernières conduisent à un endommagement de surface plus important, notamment par ruptures de fibres (Figure 3.8).

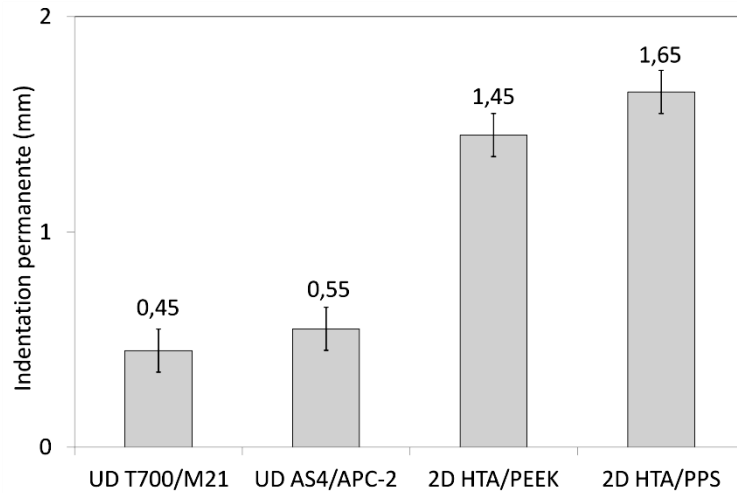


Figure 3.7 : Indentation permanente des composites à renforts carbone mesurée 48h après impact poids tombant

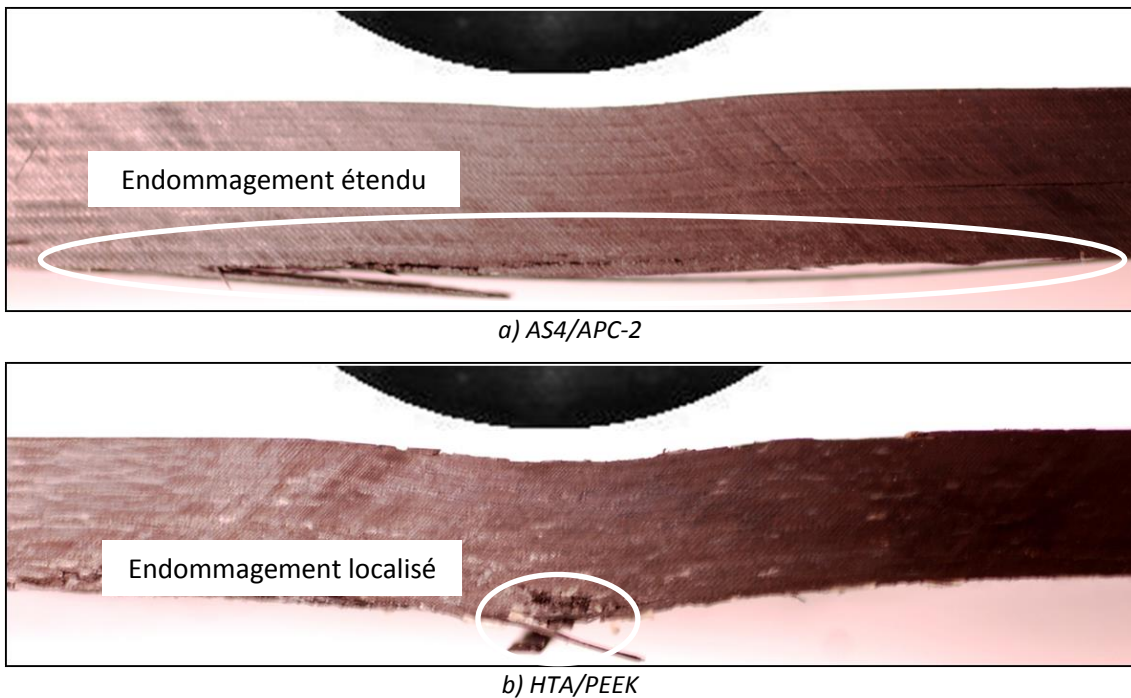


Figure 3.8 : Coupe transversale des composites AS4/APC-2 (a) et HTA/PEEK (b) après impact poids tombant

Les stratifiés tissés montrent donc, sur les deux faces, des signes extérieurs d'endommagement plus importants que les composites renforcés par les nappes. Ils sont donc plus sensibles à la pénétration de l'impacteur. Toutefois, il est possible d'avoir un endommagement interne important sans que pour autant les dommages visibles en surface ne le soient. C'est pourquoi des observations ultrasonores complémentaires ont été réalisées.

3.2.1.3. Analyses C-scan des plaques impactées

Après impact, les échantillons ont été analysés par contrôle ultrasonore en mode C-scan, de manière à dresser une cartographie des dommages en profondeur. Les images enregistrées pour chaque matériau sont présentées Figure 3.9. Les zones de couleur orange correspondent à l'écho de fond, ce qui signifie qu'il s'agit de parties saines et qu'aucune discontinuité n'a été rencontrée par le faisceau d'ondes ultrasonores. Les autres zones colorées au centre de l'éprouvette dessinent les dommages en fonction de leur position dans l'épaisseur du stratifié. Les zones blanches correspondent à un signal de retour nul dû à la diffraction du faisceau ultrasonore incident sur la partie supérieure indentée de la plaque.

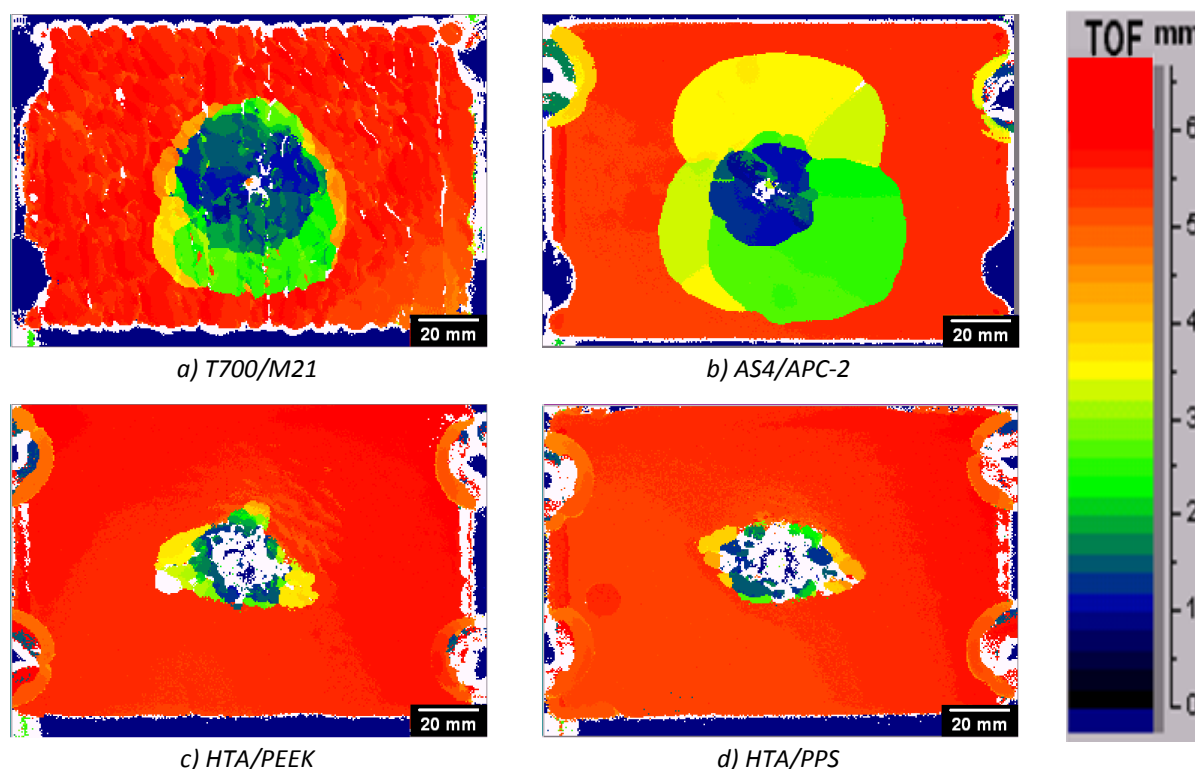


Figure 3.9 : Images C-scan des éprouvettes à renforts carbone après impact poids tombant

D'après les images C-scan, les stratifiés à renforts unidirectionnels présentent des dommages internes bien plus importants que les composites tissés. Ceci est confirmé par l'histogramme des surfaces endommagées projetées (Figure 3.10a). De plus, la forme particulière de double hélice et la taille croissante des dommages dans l'épaisseur des plaques T700/M21 et AS4/APC-2 permet d'affirmer qu'il s'agit de délaminages [21].

La différence significative d'aire endommagée constatée entre les matériaux T700/M21 et AS4/APC-2 peut être expliquée par une inégalité du nombre de plis entre stratifiés (Tableau 3.1). D'après la recherche bibliographique [31] et les images C-scan Figure 3.9, l'aire délaminée augmente à chaque interface depuis la face impactée vers la face opposée à l'impact, sous la forme d'un cône d'endommagement. La surface délaminée totale dépend donc du nombre de plis dans le stratifié. En outre, des valeurs similaires sont obtenues pour les deux matériaux à renforts unidirectionnels dès lors que la surface délaminée projetée est ramenée au nombre d'interfaces (Figure 3.10b).

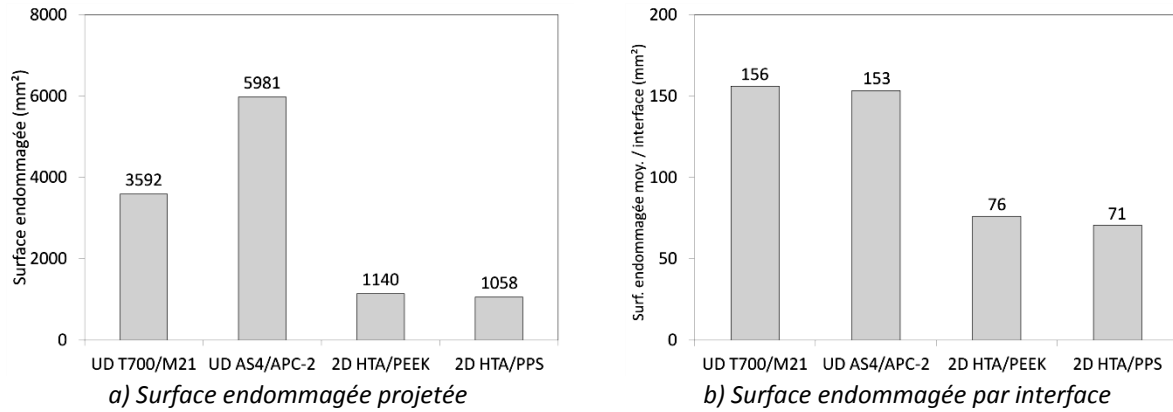


Figure 3.10 : Surface endommagée projetée (a) et surface moyenne endommagée par interface (b) des composites à renforts carbone après impact poids tombant

Contrairement aux composites tissés, les stratifiés à renforts unidirectionnels présentent donc une sensibilité particulière aux délaminages. Ces derniers sont caractérisés par les fortes oscillations observables sur les courbes d'effort (Figure 3.3). D'après l'examen des éprouvettes après impact, les composites renforcés par les fibres de carbone tissées s'endommagent de manière beaucoup plus localisée. Ils subissent notamment des ruptures de fibres provoquées par la flexion de la structure sous l'indenteur. Or l'énergie qu'ils absorbent par endommagement est de 37% supérieure (Figure 3.5). Ceci indique que lors d'un impact sur composite stratifié, une large part d'énergie est dissipée par des dommages autres que les délaminages, tels que la fissuration matricielle ou encore les ruptures de fibres.

3.2.1.4. Conclusions des essais poids tombant

Les essais d'impact poids tombant n'ont pas permis d'observer d'effet particulier de la nature de la matrice sur le comportement à l'impact des composites étudiés. En revanche, ils ont révélé une influence claire de leur architecture fibreuse.

L'impacteur pénètre profondément le matériau cible dans le cas des composites tissés. Cela occasionne une forte indentation sur leur face impactée et des ruptures de fibres importantes sur leur face opposée à l'impact. Les composites à renforts unidirectionnels sont endommagés sur une surface beaucoup plus large par délaminages. Ils restituent une plus large part d'énergie de manière élastique. Ainsi, l'énergie finale absorbée par endommagement des matériaux renforcés par les fibres de carbone tissées est plus importante.

Toutefois, l'essai poids tombant ne permet pas réellement de juger de la résistance à l'impact d'un matériau donné puisqu'il n'y a que perforation partielle des stratifiés pour la gamme d'énergie accessible. De plus, à ce stade de l'étude, il est difficile de prévoir si les comportements et les tendances observés pour ce genre de test seront transposables à des gammes d'impact supérieures. C'est pourquoi, ces premières observations ont été complétées au moyen d'autres types d'essais.

3.2.2. Essai de résilience Charpy

Des essais Charpy instrumentés ont été menés sur des séries de trois à six éprouvettes, pour évaluer la résistance au choc de chaque matériau. Le dispositif de l'ICA permet d'atteindre une énergie d'impact de 300 J. Après chaque test, les exploitations suivantes ont été réalisées :

- Tracé des courbes effort/déplacement et analyse visuelle des faciès de rupture des éprouvettes ;

- Calcul de la résistance au choc Charpy des matériaux impactés.

3.2.2.1. Courbes effort/déplacement et analyse visuelle des éprouvettes rompues

Les avantages d'une instrumentation en cours d'impact sont immédiats. En effet, là où les essais traditionnels permettent simplement d'accéder à la résilience et au faciès de rupture de l'éprouvette, l'essai instrumenté mesure la réponse du spécimen au cours du temps et permet d'interpréter celle-ci en termes d'évènements et de mécanismes.

Par exemple, la Figure 3.11 représente l'effort en fonction du déplacement d'une éprouvette en T700/M21. Ce type de courbe est caractéristique des matériaux composites renforcés par des fibres de carbone. A partir de celle-ci, il est possible de définir deux zones distinctes [50, 94].

- La première correspond au travail de la force de contact jusqu'à l'initiation de la propagation instable des dommages dans le matériau. Durant cette phase, l'éprouvette se charge et l'effort augmente jusqu'à atteindre une valeur maximale critique. Le travail est calculé par intégration de l'effort entre le déplacement nul initial, correspondant au premier contact entre l'impacteur et l'éprouvette, et le déplacement à effort maximal. Le travail de la force représente alors en grande partie l'énergie emmagasinée par la réponse élastique de l'éprouvette, mais aussi l'énergie dissipée par l'endommagement initial du matériau, essentiellement par fissuration matricielle et ruptures de fibres, et dans une moindre mesure l'énergie dissipée par les frottements et les effets de structure.
- La deuxième zone indique la propagation instable des dommages dans le matériau. Le travail de la force est calculé par intégration de la force de contact entre l'effort maximal et le retour à effort nul qui correspond à l'éjection de l'éprouvette. Le travail représente alors l'énergie dissipée par la déformation inélastique et la rupture de l'éprouvette selon plusieurs modes possibles que sont les ruptures de fibres en traction, en compression et les délaminages. L'énergie dissipée par frottement reste minime.

L'énergie totale absorbée par la rupture du matériau est la somme de ces deux composantes.

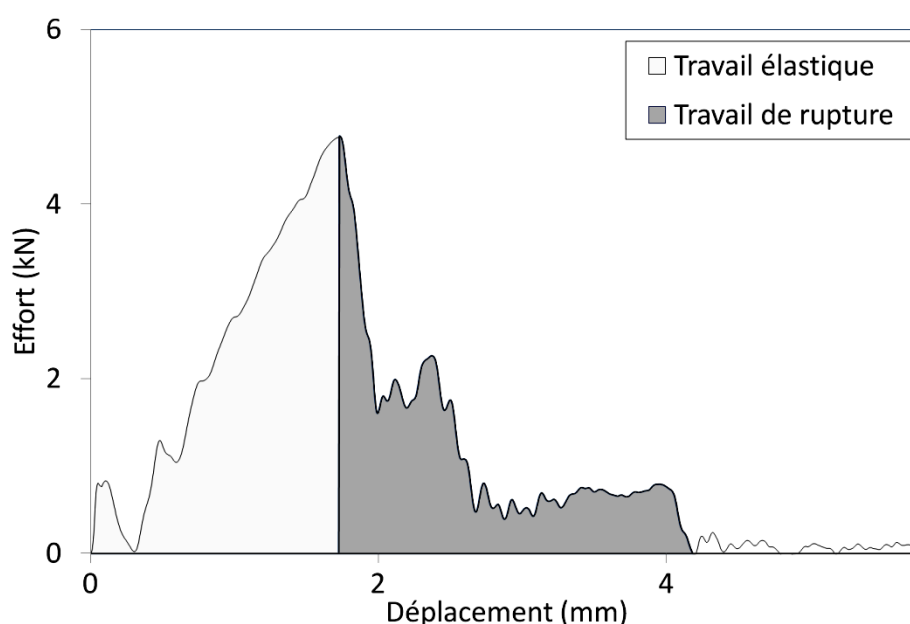
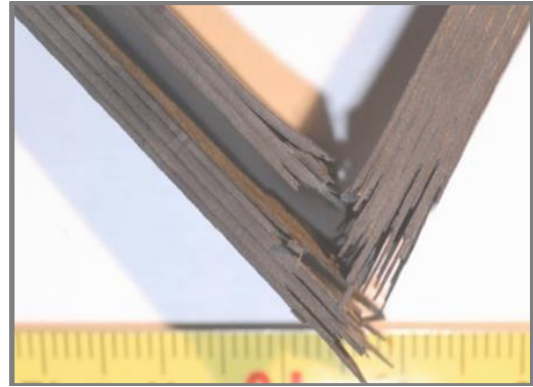
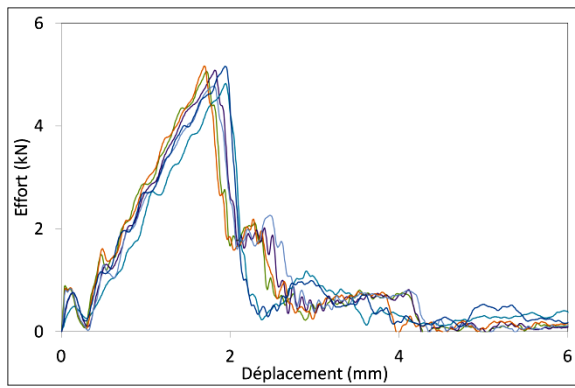
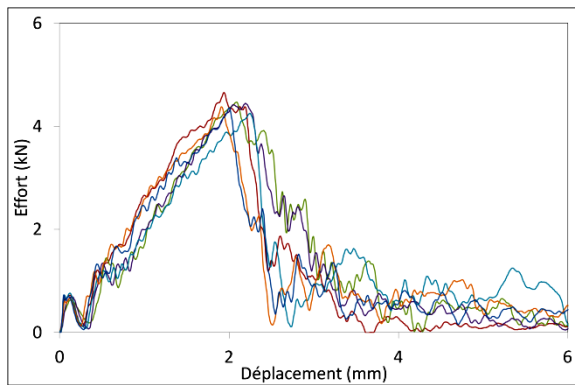


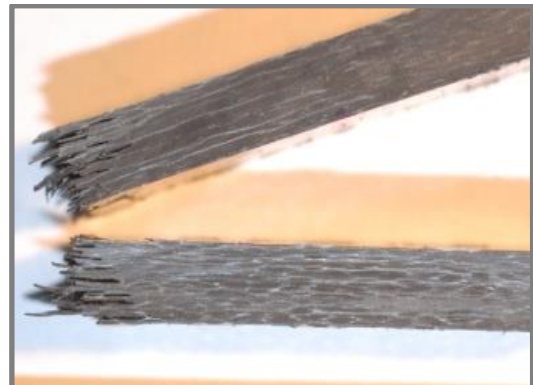
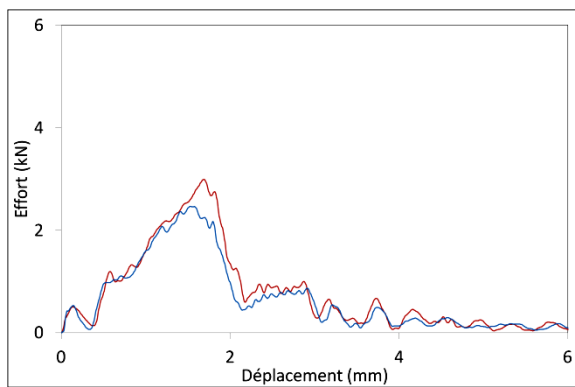
Figure 3.11 : Représentation du travail de la force de contact lors d'un impact Charpy sur une éprouvette en T700/M21



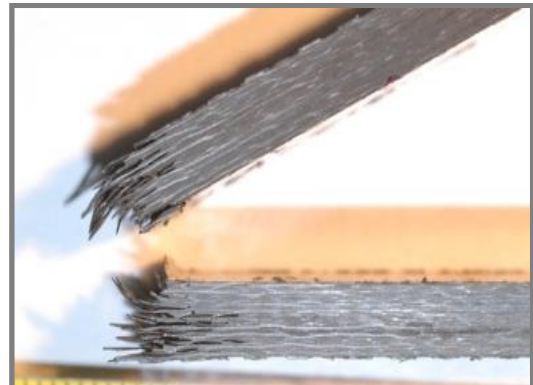
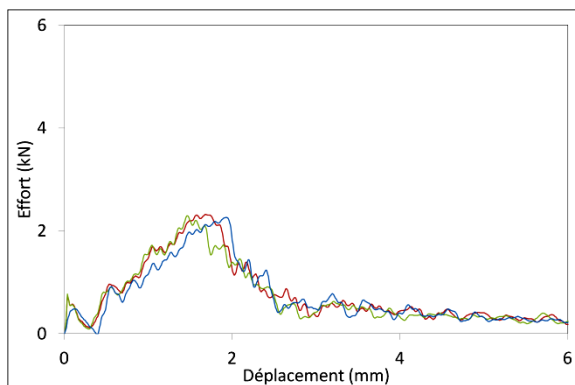
a) T700/M21



b) AS4/APC-2



c) HTA/PEEK



d) HTA/PPS

Figure 3.12 : Courbes effort/déplacement (à gauche) et photographies après impact Charpy (à droite) des éprouvettes à renforts carbone

La Figure 3.12 rassemble les courbes d'effort en fonction du déplacement ainsi que les profils de rupture les plus représentatifs des différentes éprouvettes impactées.

Les courbes sont très similaires pour les matériaux T700/M21 et AS4/APC-2, tout comme elles le sont pour les stratifiés HTA/PEEK et HTA/PPS. Mais elles diffèrent entre les deux familles de composites.

Par exemple, la comparaison des courbes relatives aux composites à matrice PEEK AS4/APC-2 (Figure 3.12b) et HTA/PEEK (Figure 3.12c) indique une raideur initiale similaire des deux matériaux. Mais une différence de l'effort critique moyen de 1,7 kN, soit près de 60%, est constatée. De plus, les courbes du stratifié à renforts unidirectionnels présentent d'importantes reprises d'effort accompagnées par de fortes oscillations dans la zone de propagation des dommages. Seules de faibles oscillations apparaissent sur les courbes relatives au composite tissé.

Une rupture totale de l'éprouvette est observée lorsque le couteau impacteur sépare cette dernière en deux morceaux distincts au cours du choc. Dans le cas contraire, il ne s'agit que d'une rupture dite partielle. Or, 100% des coupons en HTA/PEEK et HTA/PPS se sont totalement rompus lors de l'essai, contre seulement 70% et 50% des éprouvettes respectivement en T700/M21 et AS4/APC-2.

Les stratifiés ayant la même structure de renfort présentent typiquement les mêmes profils de rupture. Cependant, ces derniers diffèrent fortement entre les stratifiés tissés et les stratifiés renforcés par des nappes. Pour les premiers, la flexion de l'éprouvette induit exclusivement des ruptures locales de fibres en traction avec « pull-out » : l'une des deux moitiés de l'éprouvette rompue laisse apparaître des morceaux de fibres déchaussées de l'autre moitié et inversement. Les stratifiés T700/M21 et AS4/APC-2 présentent aussi des ruptures de fibres en pull-out. Mais en plus, des ruptures de type cisaillement interlaminaire conduisent à la formation de délaminages traversant. Ces derniers sont caractérisés par les fortes oscillations observées sur les courbes d'effort.

3.2.2.2. Résistance au choc Charpy des composites

La résistance au choc Charpy ou résilience d'un matériau est le rapport de l'énergie totale absorbée par la rupture de l'éprouvette sur la section de cette dernière. Les valeurs moyennes de résistance au choc ainsi que l'énergie absorbée avant et après rupture critique de chaque stratifié sont présentées Figure 3.13.

L'énergie élastique emmagasinée avant rupture de l'AS4/APC-2 est supérieure de 90% à celle du composite HTA/PEEK. Les nappes fournissent donc une meilleure résistance à l'initiation des dommages que les tissus. De plus, les mécanismes de rupture se produisant par la suite permettent aux éprouvettes à renforts unidirectionnels de dissiper 88% d'énergie supplémentaire que celles à renfort tissés. Or l'analyse visuelle a montré que ces dernières ne sont endommagées que par simples ruptures de fibres alors que les premières présentent en plus de nombreux délaminages. Cette contribution supplémentaire explique donc le surplus d'énergie absorbé lors de la fracture des éprouvettes en AS4/APC-2. Au final, leur résilience moyenne est près de deux fois plus importante que celle des éprouvettes HTA/PEEK.

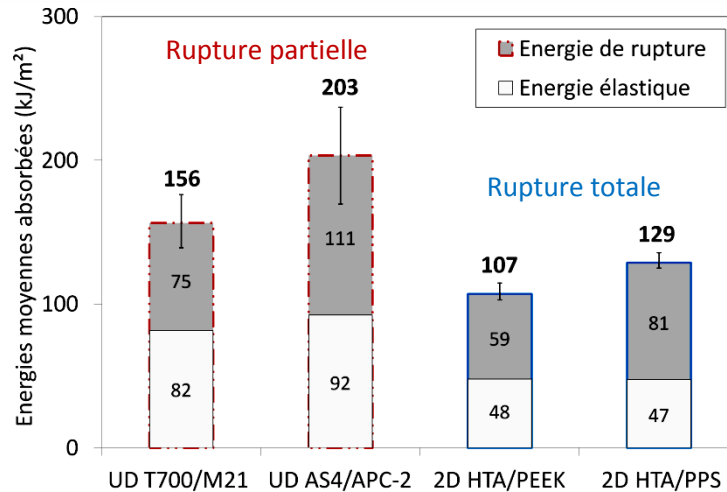


Figure 3.13 : Résistance moyenne au choc Charpy des composites à renforts carbone

Malgré des énergies élastiques voisines, la résilience moyenne de l'AS4/APC-2 est supérieure de 30% à celle du composite T700/M21. Il pourrait donc sembler, à première vue, que la résine PEEK APC-2 est plus résistante aux chocs que la résine époxy M21. Cependant, des écarts à la moyenne conséquents sont constatés pour ces deux types de composites. En effet, pour un même matériau, des différences de comportement importantes sont observables dans la zone de rupture des courbes effort/déformation (Figure 3.12). Or, comme le montre la Figure 3.14, des disparités au niveau du nombre d'interfaces délaminées et de l'ampleur des surfaces endommagées sont également constatées entre les éprouvettes d'un même matériau. Ainsi, les barreaux en AS4/APC-2 présentent globalement plus d'interfaces délaminées que ceux en T700/M21. Comme cela a été vu au moyen de du dispositif poids tombant, cette différence est due à une inégalité du nombre de plis entre les stratifiés. La variabilité des résultats pour un même matériau et l'écart de résilience constaté entre les stratifiés T700/M21 et AS4/APC-2 peuvent donc être expliqués par une variation de l'ampleur des délaminages entre les différents spécimens. Dans le but de vérifier cette hypothèse, le cas particulier des éprouvettes Charpy en AS4/APC-2 a été étudié en détail.

3.2.2.3. Etude de l'influence des délaminages sur l'énergie totale absorbée par une éprouvette Charpy

Les essais sur éprouvettes d'AS4/APC-2 débouchent sur une forte variabilité des valeurs de résilience mesurées, attestée par une différence relativement importante des courbes effort/déformation dans la zone de rupture du matériau.

Six éprouvettes en AS4/APC-2 ont été impactées au moyen du mouton pendule. Les photographies des coupons fracturés sont présentées Figure 3.14. Ceux de gauche référencés CH1, CH2 et CH3 ne présentent que de simples ruptures locales de fibres en traction avec déchaussements. Ils sont totalement rompus. En revanche, les éprouvettes CH4, CH5 et CH6 de droite laissent clairement apparaître des signes de cisaillement interlaminaire responsable de la formation de délaminages traversant. Elles ne sont que partiellement rompues.

La résilience de chacune des éprouvettes est reportée Figure 3.15. Ainsi, si le niveau d'énergie emmagasiné de manière élastique reste très proche, une énergie de rupture supérieure de 64% est relevée pour les éprouvettes présentant des délaminages. Il en résulte une différence d'énergie totale absorbée de 29%.

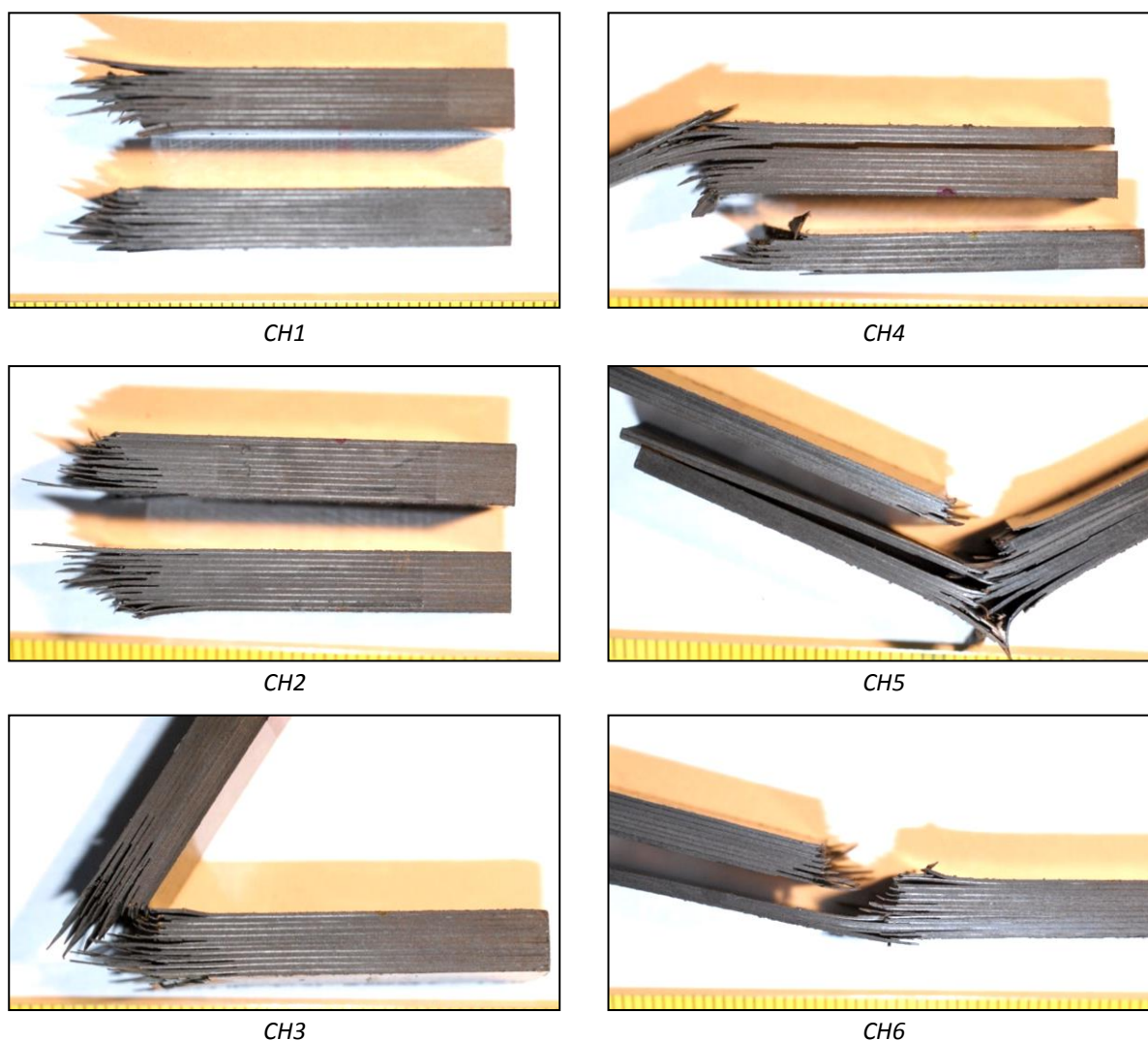


Figure 3.14 : Photographies des éprouvettes en AS4/APC-2 après impact Charpy

Pour aller plus loin, les courbes d'effort en fonction du déplacement des coupons CH1 et CH4 ont été comparées (Figure 3.16). Elles sont typiques des différents modes de fracture observés. Si les parties ascendantes sont très similaires, des différences évidentes peuvent être remarquées dans la zone de rupture. L'éprouvette CH1 présente une décroissance beaucoup plus rapide, avec de petites oscillations représentatives des seules ruptures de fibres successives. Ces dernières amènent à une rupture de type « fragile » du matériau. L'éprouvette CH4 présente une décroissance beaucoup plus progressive, avec des sauts d'effort importants qui correspondent à la propagation de délaminages dans le matériau. De plus, un contact beaucoup plus long est observé avant retour à effort nul ; du fait d'une dispersion d'énergie par délaminages, les ruptures de fibres locales sont moins importantes. Ainsi le barreau n'étant que partiellement rompu, celui-ci conserve tout au long de l'impact une résistance résiduelle à la flexion. Cela va donc entraîner une réponse « pseudo plastique » de la structure, ralentissant son éjection. Au final, l'énergie absorbée par la simple phase de rupture de l'éprouvette CH4 délaminiée est supérieure de 92% à celle de l'éprouvette CH1.

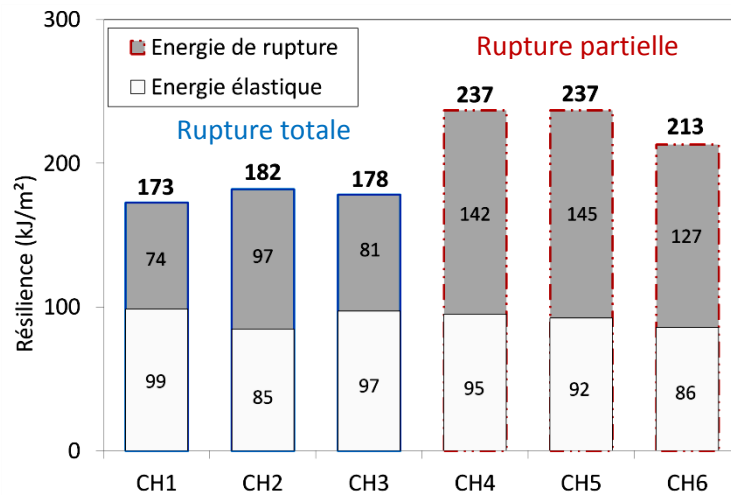


Figure 3.15 : Résistance au choc Charpy des éprouvettes en AS4/APC-2

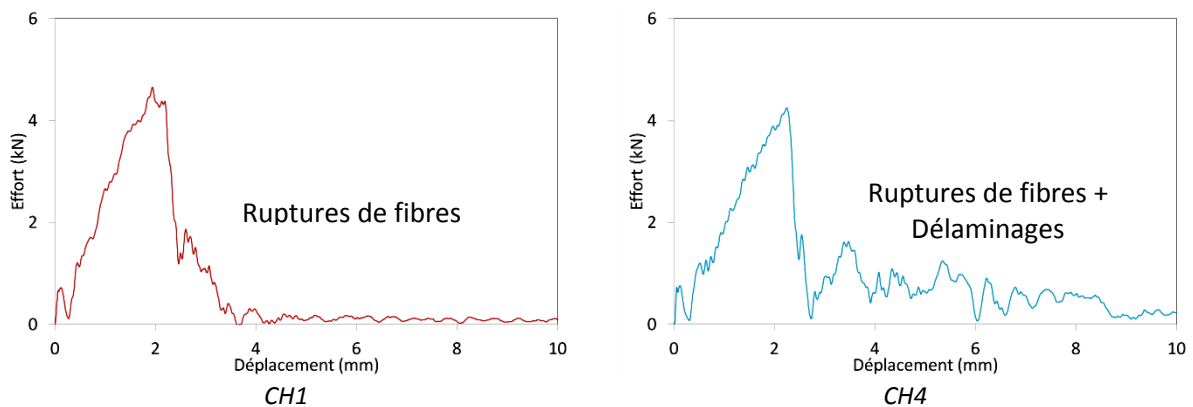


Figure 3.16 : Courbes effort/déplacement des éprouvettes CH1 et CH4 en AS4/APC-2 lors de l'impact Charpy

3.2.2.4. Conclusions des essais Charpy

L'essai Charpy instrumenté a permis de confirmer les mécanismes prépondérants qui interviennent au cours d'un impact à basse vitesse sur composite stratifié renforcé par des fibres de carbone. Ils dépendent essentiellement de l'armure du renfort pour les familles de matériaux testés. Les composites tissés présentent exclusivement une défaillance en traction qui conduit à une fracture totale de l'éprouvette, de type fragile, par ruptures de fibres. Les composites renforcés par des nappes subissent également des ruptures de fibres. De plus, certaines éprouvettes présentent une défaillance de type cisaillement interlaminaire qui conduit à la formation de délaminages. Celles-ci ne sont que partiellement rompues lors du choc. Cette disparité de mécanismes d'endommagement sous impact induit des niveaux d'énergie absorbée très différents. En effet, les délaminages permettent d'augmenter la résilience du matériau, et le nombre d'interfaces délaminées dépend directement du nombre de plis dans le stratifié.

Contrairement à l'essai poids tombant, non perforant pour les épaisseurs de matériaux testées, l'essai Charpy a donc permis de caractériser concrètement la résistance à l'impact du matériau puisque l'éprouvette se rompt au cours du choc. Pour savoir si les mécanismes décrits sont transposables à des gammes d'impact supérieures, des essais à plus haute vitesse ont été réalisés au moyen d'un canon à gaz comprimé.

3.2.3. Essai d'impact au canon à gaz comprimé

Chaque éprouvette de 200 mm x 200 mm est collée sur une fenêtre de dimensions intérieures de 170 mm x 170 mm à l'aide d'un ruban adhésif double face. Les essais se font par le tir d'une bille en acier à l'aide du canon à gaz comprimé. La pression d'azote dans les réservoirs est choisie pour atteindre la vitesse d'impact souhaitée. Ici, les essais ont été réalisés à une vitesse voisine de 120 m.s⁻¹, ce qui équivaut à une énergie d'impact d'environ 475 J avec l'impacteur sélectionné. Un seul tir a été réalisé pour chaque matériau. Toutes les éprouvettes ont été perforées durant l'impact. Après chaque test, les opérations suivantes ont été réalisées :

- Calcul de l'énergie d'impact à partir de la vitesse initiale de la bille mesurée à l'aide de la première caméra rapide ;
- Calcul de l'énergie résiduelle à partir de la vitesse résiduelle de la bille après perforation mesurée à l'aide de la seconde caméra rapide ;
- Calcul de l'énergie absorbée par la perforation de la plaque ;
- Contrôle visuel de l'éprouvette impactée.

3.2.3.1. Energie spécifique absorbée par la perforation des composites

Le Tableau 3.4 présente les vitesses mesurées avant et après impact et les énergies correspondantes. L'énergie spécifique absorbée par chaque matériau, calculée à partir de sa masse surfacique (Tableau 3.1), est représentée Figure 3.17.

Matériau	Vitesse d'impact (m.s ⁻¹)	Energie d'impact (J)	Vitesse résiduelle (m.s ⁻¹)	Energie résiduelle (J)	Energie absorbée (J)
T700/M21	121	469	85	231	237
AS4/APC-2	122	476	87	242	234
PEEK Pocher	124	492	105	353	139
HTA/PPS	121	469	102	333	136

Tableau 3.4 : Caractéristiques des impacts au canon sur les composites à renforts carbone

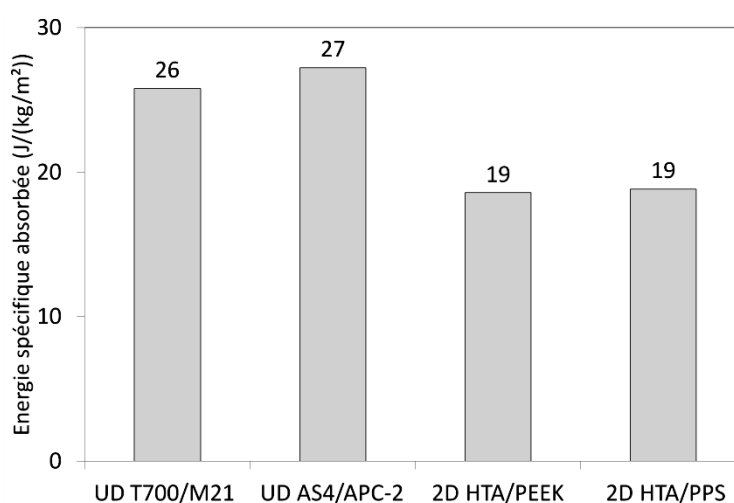


Figure 3.17 : Energie spécifique absorbée par la perforation des composites à renforts carbone lors de l'impact au canon

Les résultats obtenus montrent que les plaques en T700/M21 et AS4/APC-2 absorbent près de 40% d'énergie spécifique supplémentaire par comparaison à celles en HTA/PEEK et HTA/PPS. Pour comprendre les mécanismes à l'origine des différences constatées, les faciès d'endommagement des plaques ont été analysés après impact.

3.2.3.2. Analyse visuelle des plaques après impact

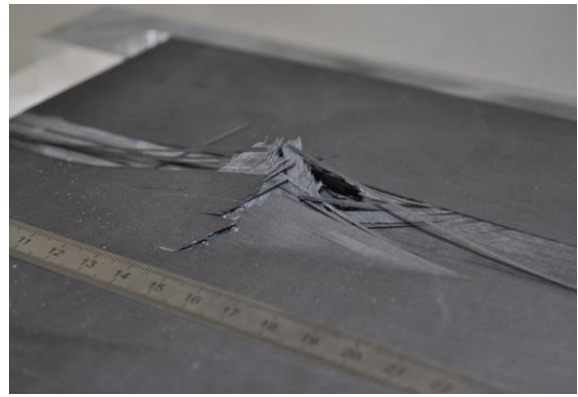
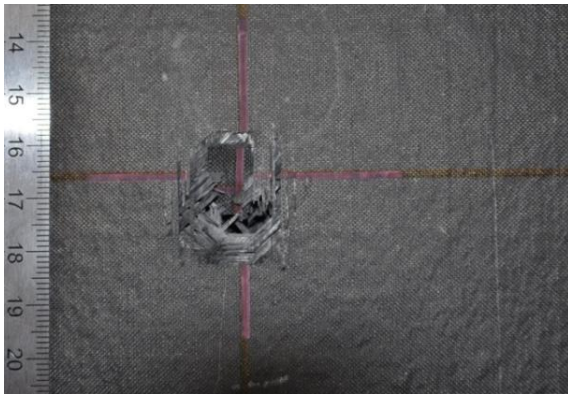
Les photographies des stratifiés perforés sont présentées Figure 3.18. La forme des dommages observables sur la face d'impact de toutes les éprouvettes reste très similaire. Leur taille est voisine du diamètre de la bille incidente. Mais en face arrière, les plaques en T700/M21 et AS4/APC-2 présentent une surface endommagée bien plus étendue que celles en HTA/PEEK et HTA/PPS.

La Figure 3.19 montre des observations en coupe des deux stratifiés à matrice PEEK. Le composite tissé (Figure 3.19b) ne laisse apparaître qu'un trou de forme nette sur le pourtour duquel des ruptures de fibres sont observées. Un poinçon conique de matière a été éjecté avec le projectile. Son diamètre est proche de celui du projectile dans les premiers plis puis augmente légèrement dans l'épaisseur. Dans le stratifié à renforts unidirectionnels (Figure 3.19a), les fibres en contact direct avec le projectile ont d'abord été enfoncées avant de rompre en traction sous la flexion locale exercée. De plus, des délaminages sont clairement visibles de part et d'autre de l'impacteur. Leur taille augmente dans l'épaisseur du stratifié.

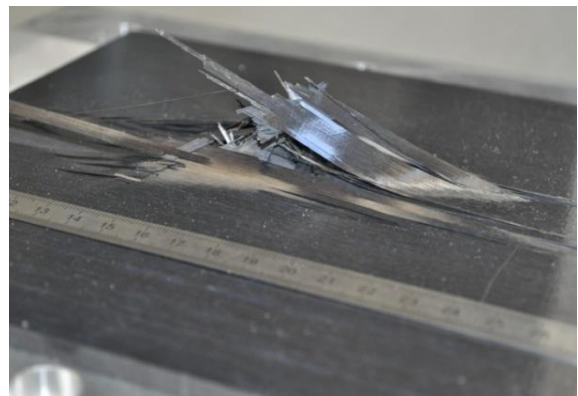
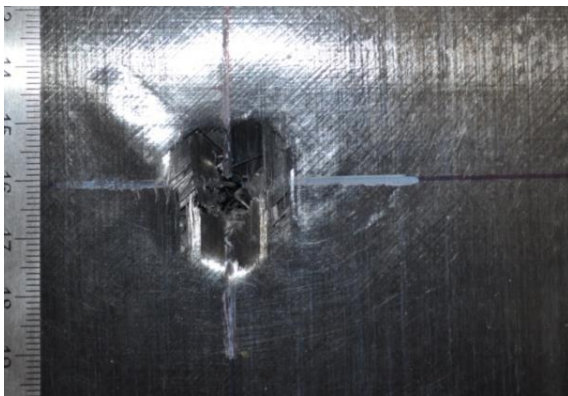
Ces résultats confirment donc la relation entre l'armure et les mécanismes d'endommagement sous impact des matériaux composites renforcés par des fibres de carbone.

De par leur souplesse transverse, les structures unidirectionnelles présentent une bonne résistance au cisaillement à haute vitesse d'impact. Après rupture de la résine, les contraintes sont progressivement relaxées au sein du pli sollicité pendant que le pli suivant est chargé à son tour [41]. Cela occasionne une décohésion entre le pli libre et le pli chargé, entraînant l'apparition de délaminages. Le projectile ralentissant progressivement, les délaminages ont de plus en plus de temps pour se propager [29]. L'aire endommagée augmente ainsi graduellement dans l'épaisseur de la plaque, ce qui permet de dissiper une large part de l'énergie d'impact.

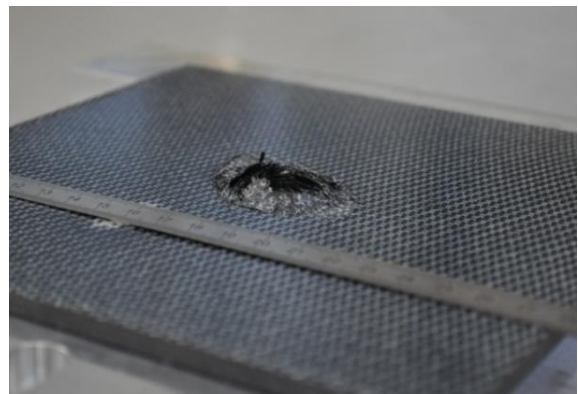
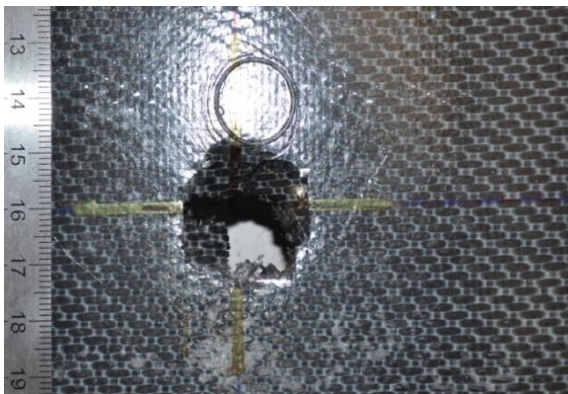
L'interaction des fils de trame avec les fils de chaîne confère aux composites tissés une plus forte rigidité transverse [95]. A haute vitesse d'impact, ces derniers présentent par conséquent une sensibilité accrue au cisaillement. Leur perforation consomme ainsi une énergie bien inférieure à celle des stratifiés à renforts unidirectionnels.



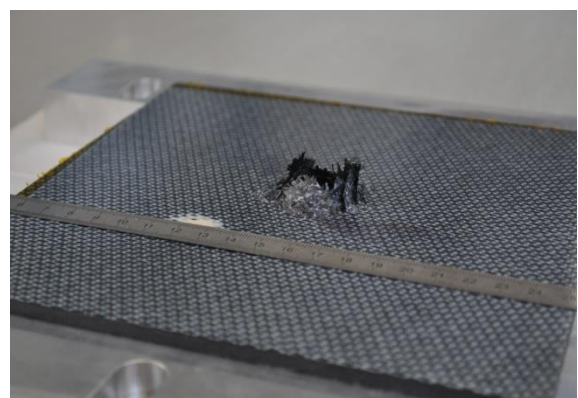
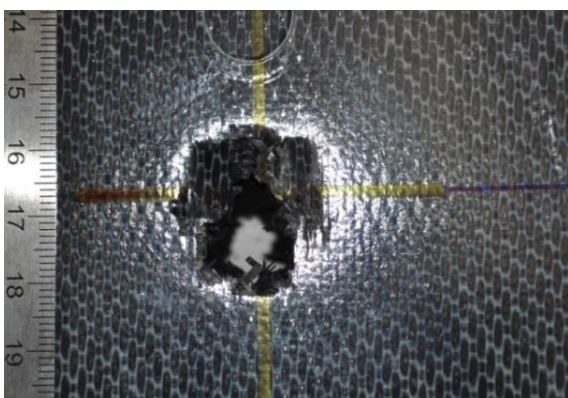
a) T700/M21



b) AS4/APC-2



c) HTA/PEEK



d) HTA/PPS

Figure 3.18 : Photographies des plaques à renforts carbone après impact au canon : face d'impact (à gauche) ; face arrière (à droite)

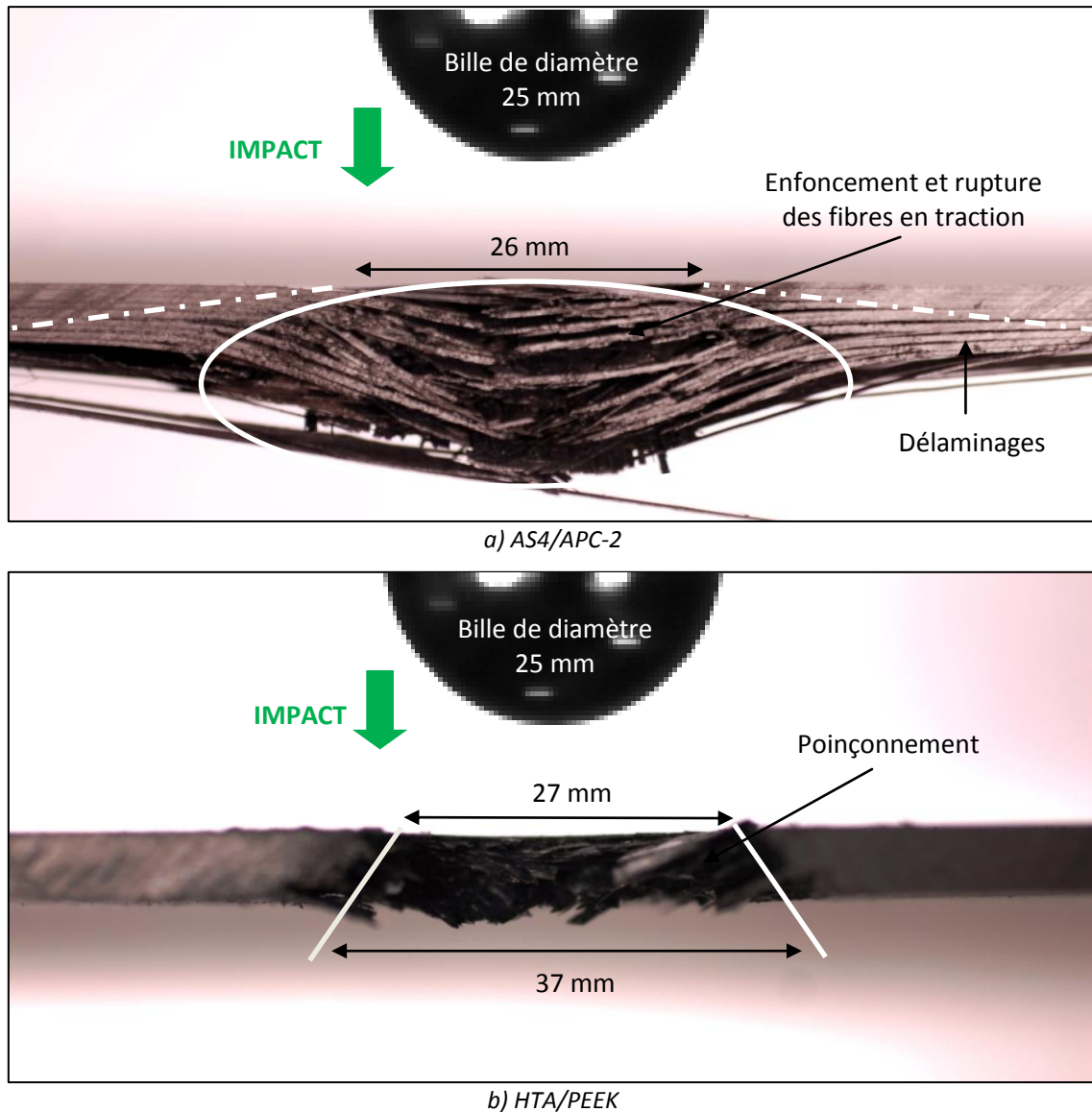


Figure 3.19 : Coupe transversale des composites AS4/APC-2 (a) et HTA/PEEK (b) après impact au canon

3.2.3.3. Conclusions des essais d'impact au canon à gaz comprimé

L'essai au canon a permis d'observer les mécanismes intervenant au cours d'impacts à haute vitesse sur composites stratifiés renforcés par des fibres de carbone. Comme à basses vitesses d'impact, la nature de la résine reste peu influente pour les familles de matériaux testés. Inversement, un effet important de l'armure sur les modes d'endommagement a été constaté.

Les composites renforcés par des nappes de fibres sont sollicités sur une surface importante de par l'apparition de délaminages. Du fait de leur rigidité transverse, les stratifiés tissés ne sont en revanche endommagés que de manière locale, par poinçonnement de la plaque au voisinage du point d'impact. Leur perforation consomme une énergie bien inférieure à celle des stratifiés à renforts unidirectionnels.

Au final, l'essai au canon à gaz comprimé a permis d'observer des tendances très analogues à celles constatées lors des essais Charpy réalisés à plus basse vitesse.

3.3. Conclusions sur le comportement à l'impact des composites à renforts carbone

Une première étude sur le comportement à l'impact de composites renforcés par des fibres de carbone a été menée dans ce chapitre. Les mécanismes d'endommagement de divers matériaux structuraux usuels ont été comparés sur une large gamme d'énergie d'impact allant de 55 J à 500 J. Les systèmes d'essais poids tombant, Charpy et canon à gaz comprimé ont été utilisés.

La première conclusion concerne les paramètres matériaux : la nature de la résine et le type d'armure ont été caractérisés. Pour cela, les mécanismes d'endommagement sous impact de composites à matrices thermodurcissables et thermoplastiques, à renforts unidirectionnels et tissés ont été comparés. Les tendances observées sont **similaires** pour les trois moyens d'essai.

Tout d'abord, pour les matériaux testés, la réponse à l'impact de la cible est indépendante de la nature de la résine employée. Cela confirme notamment que la présence de nodules thermoplastiques dans la matrice époxy M21 améliore la résilience du matériau.

En revanche, ces essais ont permis de visualiser une influence claire de l'armure du renfort sur le comportement à l'impact des stratifiés. Quelque soit la nature du matériau, des ruptures de fibres locales sont observées. A basses vitesses d'impact, elles sont principalement causées par la flexion de l'éprouvette qui induit de fortes contraintes de traction en face arrière. A plus haute vitesse, elles sont dues à une forte sollicitation de cisaillement transverse. Cependant, les essais ont montré que les renforts unidirectionnels favorisent un endommagement étendu du matériau par délaminage. Ils permettent donc de dissiper l'énergie d'impact sur une surface importante. Il en résulte une énergie totale absorbée très supérieure aux composites tissés.

De plus, la flexion élastique des éprouvettes est aussi apparue comme un mode de stockage important de l'énergie incidente, avant endommagement critique du matériau. Or l'énergie accumulée de manière élastique par les composites à renforts unidirectionnels est largement supérieure à celle des composites tissés. De par leur souplesse transverse, les nappes fournissent une meilleure tolérance à l'initiation des dommages que les tissus.

Ainsi, au vu de cette première campagne expérimentale, l'AS4/APC-2 a été sélectionné comme base structurale du futur concept multifonctionnel, pour les trois raisons suivantes :

- Les nappes de fibres de carbone unidirectionnelles présentent une très bonne tenue aux sollicitations mécaniques ;
- Les nappes unidirectionnelles possèdent une meilleure résistance à l'endommagement sous impact ainsi que la faculté de disperser l'énergie incidente sur une large surface de par la formation d'un cône de délaminage ;
- Les résines thermoplastiques présentent un grand intérêt du fait de leur facilité de conservation à température ambiante, sans durées de péremption, de leurs temps de mise en forme relativement courts, et de leur aptitude à être éventuellement réutilisées ou reformées.

La deuxième conclusion concerne les conditions expérimentales : les résultats des essais poids tombant, Charpy et canon à gaz comprimé ont été comparés.

Du fait des faibles gammes d'énergie d'impact accessibles et des fortes épaisseurs de plaques testées, l'essai poids tombant n'entraîne qu'une perforation partielle de l'éprouvette impactée. Il ne permet donc pas de juger concrètement de la résistance à l'impact et du potentiel d'absorption

d'énergie réel du matériau cible. L'essai de résilience Charpy, réalisé aussi à faible vitesse d'impact mais avec un impacteur de masse élevée, provoque en revanche la rupture de l'éprouvette au cours du choc. De plus, étant instrumenté, il permet d'interpréter la réponse de cette dernière en termes d'évènements. Enfin, les essais à haute vitesse réalisés au moyen du canon à gaz comprimé ont permis d'observer des comportements sous impact très analogues à ceux constatés lors des essais à plus basse vitesse. Par comparaison, l'essai Charpy est simple, rapide et ne consomme qu'une très faible quantité de matière tandis que l'essai au canon est long à mettre en place et coûteux en termes de matière.

Au final, le dispositif Charpy a donc été retenu pour la phase suivante de l'étude visant à réaliser une présélection des matériaux susceptibles de constituer les briques élémentaires du système multifonctionnel. Ce n'est que dans un second temps que des essais à plus haute vitesse seront réalisés à l'aide du canon à gaz comprimé. Ils auront pour but de valider les concepts élémentaires préalablement retenus, dans des conditions d'impact proches du cahier des charges, puis ils permettront de classer/sélectionner plusieurs concepts multimatériaux en fonction des performances recherchées.

Chapitre 4

Evaluation de différentes solutions de blindage composite à matrice PEEK

Sommaire

4.1.	Matériaux et paramètres étudiés.....	86
4.1.1.	Matériaux.....	86
4.1.2.	Paramètres étudiés	87
4.2.	Etude comparative du comportement sous impact basse vitesse	93
4.2.1.	Influence de la nature des fibres de composites tissés à matrice PEEK	93
4.2.2.	Influence de la contexture de composites renforcés par des fibres de basalte	98
4.2.3.	Influence du taux de porosité intra-mèche.....	99
4.3.	Etude comparative du comportement sous impact haute vitesse	106
4.3.1.	Influence de la nature des fibres de composites tissés à matrice PEEK	106
4.3.2.	Influence du taux de porosité intra-mèche.....	110
4.4.	Conclusions sur les différentes solutions de blindage composite à matrice PEEK	112

L'objectif de ce chapitre est d'évaluer le potentiel d'absorption d'énergie de diverses classes de matériaux composites à matrice PEEK.

La recherche bibliographique a mis en évidence des différences de comportement sous impact selon la nature des fibres d'un stratifié. Le carbone et le verre comptent parmi les renforts inorganiques les plus courants. Le verre reste le plus utilisé pour des applications non structurales, notamment pour sa bonne tenue à l'impact. Toutefois, d'après la littérature [64], le basalte pourrait représenter une alternative intéressante. Parmi les fibres organiques, l'aramide constitue depuis longtemps une référence dans le domaine anti-perforation. Néanmoins, le polypara-phénylène-2,6-benzobisoxazole (PBO) suscite aujourd'hui un réel intérêt. L'influence de la nature des fibres sur le comportement à l'impact de composites stratifiés est donc déterminée dans ce chapitre.

Comme cela a été vérifié lors la première phase de tests sur composites à renforts carbone, l'armure d'un stratifié influe fortement sur ses mécanismes d'endommagement sous impact. Aussi, pour compléter cette étude, la résilience de composites renforcés par des fibres de basalte tissées et tricotées a été comparée.

Par ailleurs, une faible teneur en résine permettrait à la structure d'absorber une grande partie de l'énergie d'impact en se déformant. Des stratifiés avec différents taux de porosité ont donc été mis en œuvre afin d'évaluer l'effet du niveau d'imprégnation sur le comportement sous impact des matériaux testés.

Les paramètres influençant la résistance au choc des composites étudiés ont d'abord été identifiés à l'aide du mouton pendule instrumenté. Selon les résultats du chapitre précédent, il est représentatif d'impacts de plus haute énergie. Les configurations les plus intéressantes ont ensuite été testées au moyen du canon à gaz, afin de valider leur potentialité à plus haute vitesse d'impact.

4.1. Matériaux et paramètres étudiés

4.1.1. Matériaux

Des stratifiés quasi-isotropes renforcés par diverses classes de renforts ont été mis en œuvre par film stacking. Ce procédé, détaillé Paragraphe 2.2.4.3, consiste à empiler plusieurs couches de renfort sec selon la stratification souhaitée, en intercalant un ou plusieurs films de polymère thermoplastique. L'ensemble est ensuite consolidé sous presse chauffante.

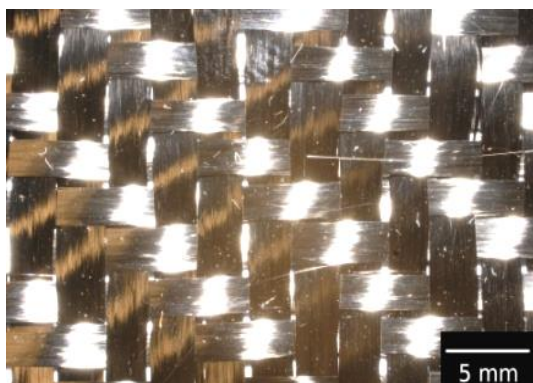
Dans l'objectif final d'une élaboration d'un matériau semi-monolithique hybride, une résine PEEK a été choisie pour l'imprégnation des renforts de cette deuxième campagne d'essais. Le film utilisé est un polymère PEEK VICTREX® APTIV® 2000-150G. Son épaisseur est de 38 μm et sa masse surfacique est de 50 g.m^{-2} .

L'empilement de renforts et de films polymères a été consolidé sous presse chauffante à 400 °C durant 20 minutes, selon les cycles de pression et température présentés au Chapitre 2. Pour cela, le pilote EDyCO de l'ICA a été utilisé. Celui-ci est équipé de moules à chauffage par induction (technologie Cage System® de Roctool), ce qui permet d'appliquer des cinétiques de chauffage et de refroidissement élevées. Des cales métalliques d'épaisseur 5 mm ont été insérées dans l'entrefer du moule pour calibrer l'épaisseur finale des plaques consolidées.

4.1.2. Paramètres étudiés

4.1.2.1. Nature des fibres de composites tissés à matrice PEEK

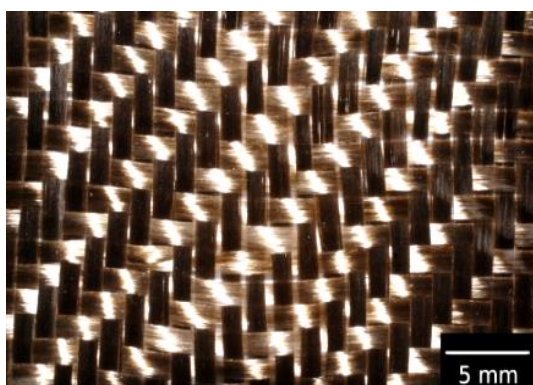
La résistance à l'impact de stratifiés avec différentes natures de fibres tissées avec une armure sergé 2/2 a été étudiée. Les trois fibres minérales les plus courantes, à savoir le carbone, le verre et le basalte ont été comparées à deux fibres organiques : l'aramide Twaron®, référence bien connue dans le domaine de l'impact, et le PBO Zylon® qui d'après la bibliographie compte parmi les fibres les plus performantes.



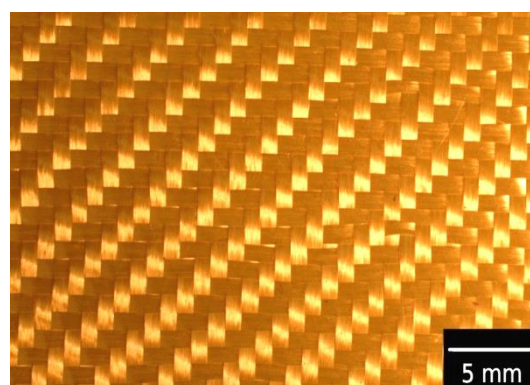
a) Sergé 2/2 de carbone



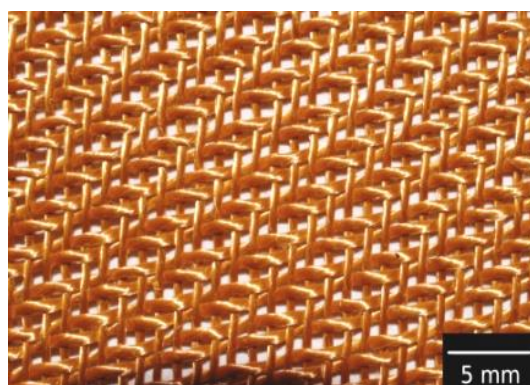
b) Sergé 2/2 de verre



c) Sergé 2/2 de basalte



d) Sergé 2/2 d'aramide



e) Sergé 2/2 de PBO

Figure 4.1 : Photographies des tissus sergé 2/2 utilisés comme renforts

Des tissus de carbone, de verre, de basalte et d'aramide, avec des caractéristiques équivalentes, ont été sélectionnés. Le PBO a été commandé à la société japonaise Toyobo, sous la forme de bobines de

fil de Zylon AS de 278 Dtex¹. Il a ensuite été tissé par l'entreprise caennaise Clarenson. Pour cela, des mèches guipées de 5 fils unitaires (soit 1390 Dtex) ont été constituées avant d'être tissées de sorte à obtenir un grammage équivalent à celui des autres tissus étudiés. A titre comparatif, les fibres d'aramide utilisées titrent 1620 Dtex. Les photographies des différents tissus sont présentées Figure 4.1. Les propriétés des fibres et les caractéristiques des tissus sont respectivement rassemblées Tableau 4.1 et Tableau 4.2.

Les caractéristiques des plaques après consolidation sont réunies Tableau 4.3. L'épaisseur mesurée de la plaque consolidée e_s permet de calculer les fractions volumiques théoriques de fibres $V_f(th)$, de résine $V_m(th)$ et de porosité $V_p(th)$, à partir du nombre de plis de renfort n_f et du nombre de films polymères n_m (voir Paragraphe 2.2.4.3).

	Carbone	Verre	Basalte	Aramide	PBO
Type de fil	6K HR	EC9 34X2	BCF ²	Twaron HM 2200	Zylon AS
Module d'élasticité (GPa)	235	73	86	120	180
Résistance en traction (MPa)	4800	2200	2800	3600	5800
Allongement à la rupture (%)	1,5	3,5	3,1	2,8	3,5
Densité	1,78	2,60	2,67	1,45	1,54

Tableau 4.1 : Propriétés des fibres [60, 69, 96, 97]

	Carbone	Verre	Basalte	Aramide	PBO
Fournisseur	Hexcel	Brochier	Flocart	Teijin	Toyobo
Référence	HexForce® 46285	HexForce® 20823 A	Bas 220.T	-	-
m_s (g/m²)	280	195	220	220	230
Nombre de mèches/cm	3,5	14	7,2	6,5	9
e (mm)	0,28	0,20	0,13	0,28	-

Tableau 4.2 : Caractéristiques des tissus sergé 2/2 utilisés comme renforts

	Carbone	Verre	Basalte	Aramide	PBO
n_f	16	32	32	16	16
n_m	64	64	64	64	64
m_s (kg.m⁻²)	7,8	9,6	10,2	6,7	6,9
e_s (mm)	5,1	5,2	5,2	5,0	5,0
$V_f(th)$	0,50	0,49	0,50	0,49	0,48
$V_m(th)$	0,48	0,47	0,47	0,48	0,48
$V_p(th)$	0,02	0,04	0,03	0,03	0,04

Tableau 4.3 : Caractéristiques des composites renforcés de tissus sergé 2/2

¹ Dtex (décitex) : unité internationale servant à déterminer la finesse d'un fil. Elle correspond à la masse (en g) de 10 000 m de fil.

² BCF : Basalt Continuous Filament.

Note sur l'utilisation des fibres de PBO :

Suite aux différentes étapes de préparation des éprouvettes, plusieurs remarques préliminaires concernant la fibre PBO peuvent d'ores et déjà être faites. Son utilisation a en effet suscité certaines complications inattendues.

Tout d'abord, des difficultés ont été rencontrées pour découper la fibre sèche. Ainsi, dès le tissage chez le professionnel, les couteaux équipant la machine à nouer n'ont pu sectionner le fil de base du fait de sa solidité. Les opérateurs ont dû effectuer cette tâche à la main, fil par fil. Cela représente un travail fastidieux de 1500 fils de chaîne à nouer.

Ensuite, les outils disponibles au laboratoire (cutters, roulettes, tenailles, ciseaux, etc.), pourtant efficaces pour l'aramide, se sont révélés inopérants pour la découpe des plis de tissus PBO. Des ciseaux spéciaux micro crantés en acier de très haute dureté ont dû être commandés chez le spécialiste allemand Robuso. La fibre de Zylon® présente au toucher un aspect gras indiquant un faible coefficient de frottement du matériau. D'après Flambard [15], ce dernier est 40 % plus faible que celui de l'aramide. Cela pourrait donc expliquer, en partie, la difficulté à sectionner ce type de fibre au moyen d'outillages conventionnels.

Enfin, une fois les stratifiés consolidés, les différentes éprouvettes ont majoritairement été prélevées à l'aide d'une scie circulaire équipée d'un disque diamanté. Ce type de matériel est très efficace pour la découpe de plaques renforcées par des fibres de carbone, de verre et de basalte. De même, il a permis de débiter des éprouvettes en aramide. Cependant, les quelques tentatives sur stratifié à renforts PBO se sont révélées infructueuses. Cela semble donc indiquer une très forte résistance du Zylon® au cisaillement. Par conséquent, les échantillons à renforts organiques ont été découpés au moyen du procédé jet d'eau, par la société Jedo Technologies située près de Toulouse.

4.1.2.2. Contexture de composites renforcés par des fibres de basalte

Dans le chapitre précédent, l'influence de l'armure a été étudiée par comparaison de renforts carbone unidirectionnels et tissés. Dans cette partie, les mécanismes d'endommagement sous impact de stratifiés renforcés par des fibres de basalte tricotées ont été comparés à ceux du composite avec renforts de basalte tissés sergé 2/2 (Figure 4.1c).

Les tricots, réalisés sur des métiers à partir d'un ou plusieurs fils, sont constitués de boucles entremêlées les unes dans les autres appelées mailles. Le processus de tricotage est entièrement automatisé et permet, en programmant la séquence de travail des aiguilles, de réaliser des textiles de différentes architectures appelés contextures. Différentes structures sont à distinguer :

- La maille simple, dont le jersey est la contexture la plus simple ;
- Le flotté : le fil flotte à travers une ou plusieurs colonnes du tricot ;
- La charge : il s'agit d'une accroche de fil au tricot sans former de maille. Le fil est très peu courbé et lorsque le tricot est tendu, il est presque aligné.

Chaque contexture est constituée d'une base, structure principale du tricot, sur laquelle peuvent se rattacher des structures secondaires. Dans cette étude, deux contextures tricotées, avec et sans fils flottés, sont étudiées :

- Une contexture jersey simple (Figure 4.2a). Les tricots jersey sont très anisotropes : ils sont plus déformables et moins performants mécaniquement dans la direction rangée. Ainsi, l'amélioration des propriétés mécaniques dans cette direction peut parfois être recherchée par l'insertion de fils flottés dans la longueur du tricot ;
- Une contexture jersey – flotté - 3,3 – charge, notée JC2 (Figure 4.2b). Le tricot a une base jersey et un flotté est rattaché au tricot par une charge. Le chiffre « 3 » correspond au

nombre de mailles consécutives sur lesquelles le fil est flotté avant d'être rattaché au tricot par la charge. Le nombre de chiffre « 3 » (deux dans ce cas) indique le nombre de mèches flottées insérées par rangée. L'abréviation JC2 fait alors référence à une contexture jersey-flotté-chargé avec deux fils flottés par rangée.

La représentation graphique de la contexture jersey et le diagramme technique des deux types de tricots sont présentés Figure 4.3. La Cellule Élémentaire Représentative (CER) est le réseau minimal de mèches qui forme le motif géométrique élémentaire décrivant le textile complet.

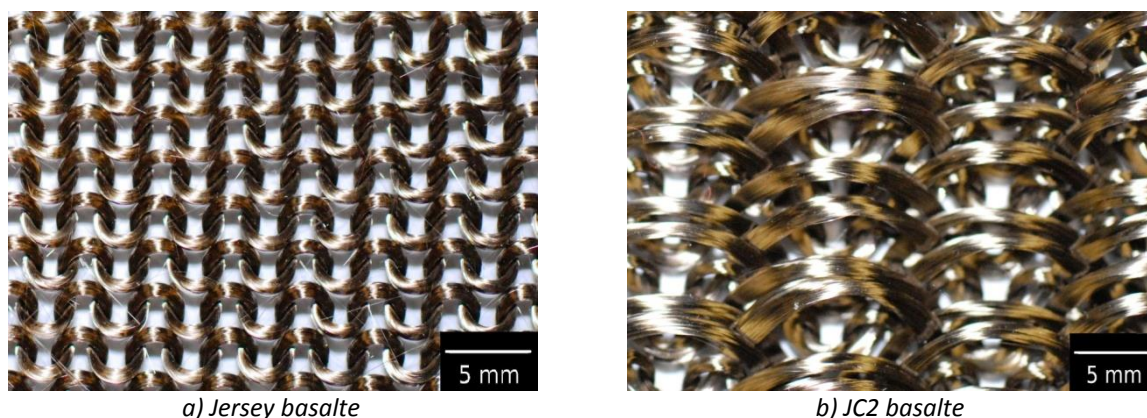


Figure 4.2 : Photographies des tricots de basalte jersey (a) et JC2 (b) utilisés comme renforts

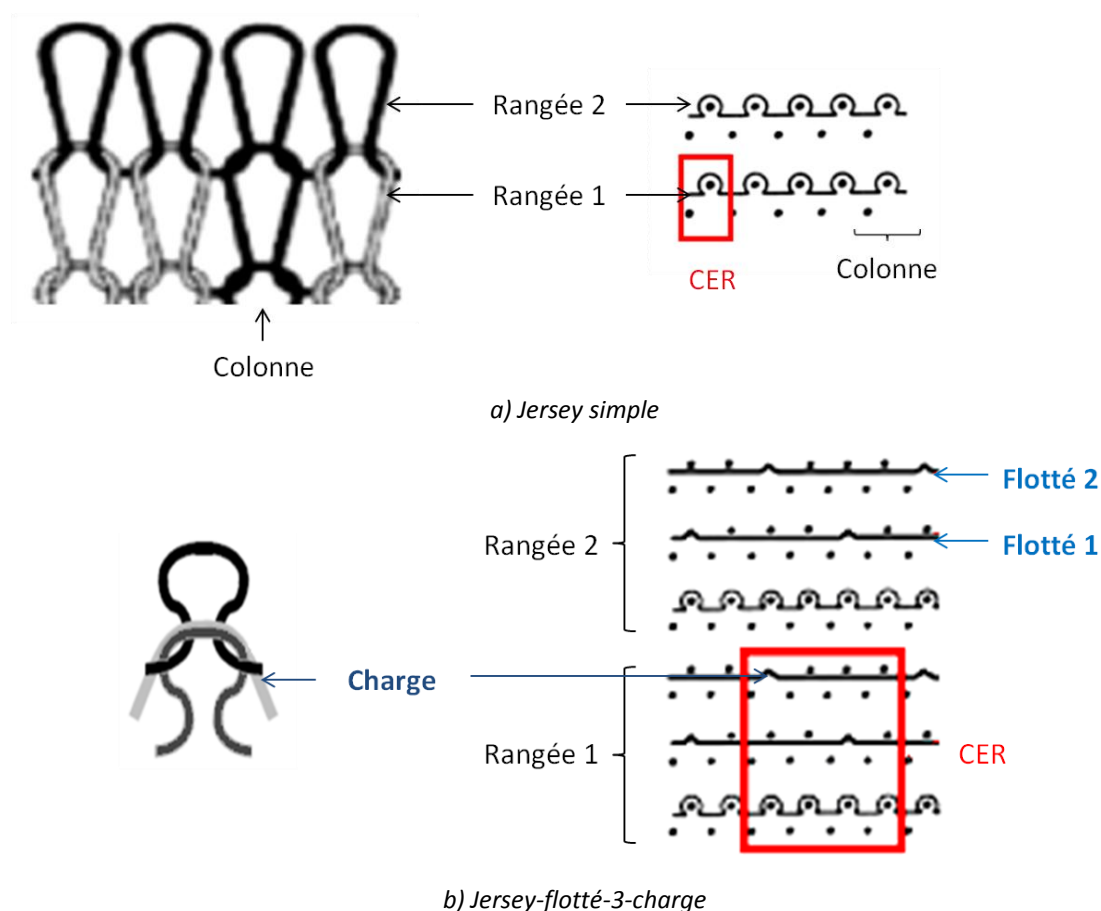


Figure 4.3 : Représentation graphique (à gauche) et vue technique (à droite) des tricots de basalte jersey (a) et JC2 (b) utilisés comme renforts [82]

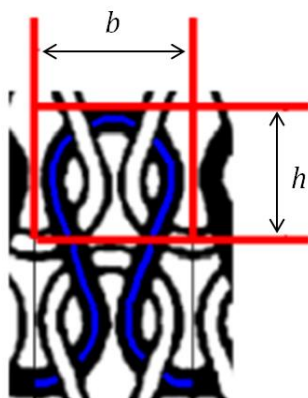


Figure 4.4 : Caractéristiques géométriques d'une maille

Les tricots sont également caractérisés par leur épaisseur e , leur masse surfacique m_s et par les propriétés géométriques d'une maille en considérant toutes les mailles identiques dans le tricot. La hauteur h et la largeur b de la maille (Figure 4.4) sont respectivement déterminées à partir de la longueur du textile divisée par le nombre de rangées de mailles et de sa largeur divisée par le nombre de colonnes. Le Tableau 4.4 donne les propriétés des tricots jersey et JC2 employés. Ces mesures mettent en évidence une augmentation de l'épaisseur du tricot avec l'ajout de mèches flottées. Les caractéristiques des composites à renforts tricotés élaborés sont rassemblées Tableau 4.5¹².

	Jersey	JC2
h (mm)	2,55	2,35
b (mm)	3,45	4,35
e (mm)	1,60	2,10
m_s (g/m²)	914	1518

Tableau 4.4 : Caractéristiques des tricots de basalte utilisés comme renforts

	Jersey	JC2
n_f	8	4
n_m	23	29
m_s (kg.m⁻²)	10,3	9,8
e_s (mm)	4,6	4,2
$V_f(th)$	0,59	0,54
$V_m(th)$	0,41	0,46
$V_p(th)$	0,00	0,00

Tableau 4.5 : Caractéristiques des composites renforcés de tricots de basalte

¹ Exceptionnellement, du fait de leurs fortes épaisseurs, les tricots jersey et JC2 ont été imprégnés avec un film PEEK plus épais que les autres renforts. Il s'agit d'un film PEEK VICTREX® APTIV® 1000-100G d'épaisseur 100 μm et de masse surfacique égale à 130 g.m⁻².

² Les composites à renforts tricotés ont été les premiers matériaux réalisés à l'aide de cales métalliques pour fixer leur épaisseur. Et, lors de ces premières consolidations, des cales en alliage d'aluminium avaient été utilisées. Or la mise en pression a occasionné un fluage inattendu de ces dernières à haute température. Par conséquent, comme le montrent les mesures, des plaques d'épaisseur bien plus faibles que les 5 mm prévus ont été obtenues. Suite à ces premières constatations, les cales en aluminium ont été remplacées par des cales en TA6V, plus résistantes à la chaleur, pour la réalisation des éprouvettes ultérieures.

4.1.2.3. Taux de porosité intra-mèche

Des stratifiés avec différents taux volumiques de porosités ont été élaborés, dans le but d'évaluer l'influence du niveau d'imprégnation sur le comportement sous impact des matériaux. Pour cela, le nombre de films PEEK insérés dans l'empilement lors du drapage a été réduit (voir Paragraphe 2.2.4.3). Or lors de la consolidation de systèmes film stacking, les mésopores sont d'abord comblés par la résine au détriment des micropores [92]. Ce n'est qu'une fois la méso-imprégnation achevée que les microvides à l'intérieur des mèches sont comblés à leur tour, dans des conditions de pression optimales. De manière générale, à épaisseur de stratifié constante, la diminution du nombre de films de résine entraîne donc l'augmentation du taux de porosité intra-mèche, au détriment du taux de matrice. Le nombre de plis de renfort étant inchangé, le taux volumique de fibre reste constant.

Les caractéristiques des composites à renfort tissés et tricotés poreux sont respectivement présentées Tableau 4.6 et Tableau 4.7. La Figure 4.6 montre la morphologie particulière des mèches de PBO tissées correctement imprégnées et poreuses, en comparaison du stratifié renforcé par les fibres de basalte (Figure 4.5).

	Carbone	Verre	Basalte	Aramide	PBO
n_f	16	32	32	16	16
n_m	32	33	33	17	17
m_s (kg.m ⁻²)	6,2	8,1	8,7	5,1	5,3
e_s (mm)	5,1	5,2	5,0	4,9	5,0
$V_f(th)$	0,50	0,49	0,52	0,50	0,48
$V_m(th)$	0,24	0,24	0,25	0,13	0,13
$V_p(th)$	0,26	0,27	0,23	0,37	0,39

Tableau 4.6 : Caractéristiques des composites poreux renforcés de tissus sergé 2/2

	Jersey	JC2
n_f	8	4
n_m	9	14
m_s (kg.m ⁻²)	8,5	7,8
e_s (mm)	4,6	4,3
$V_f(th)$	0,59	0,52
$V_m(th)$	0,19	0,32
$V_p(th)$	0,22	0,16

Tableau 4.7 : Caractéristiques des composites poreux renforcés de tricots de basalte

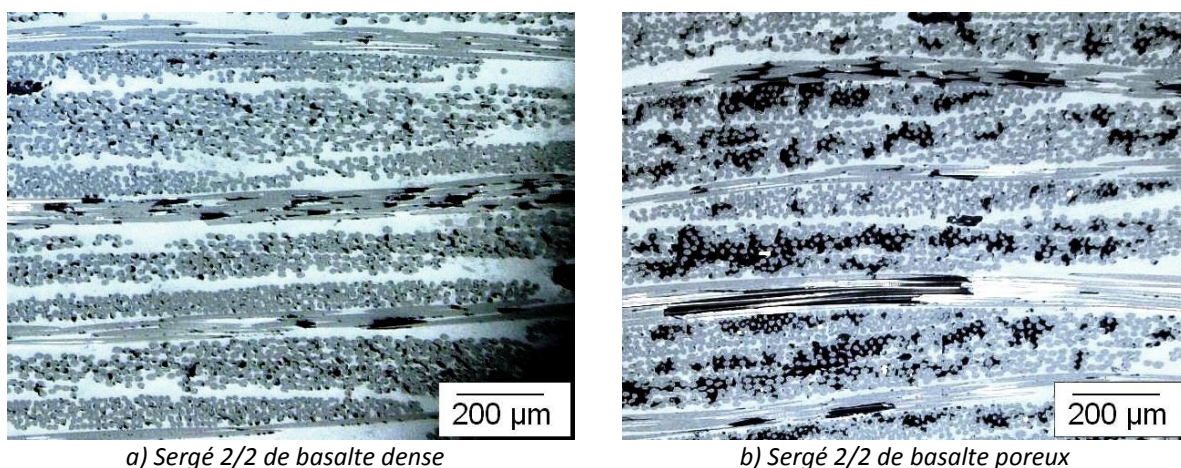


Figure 4.5 : Microstructure des composites à renforts basalte tissés dense (a) et poreux (b) (Microscopie optique numérique)

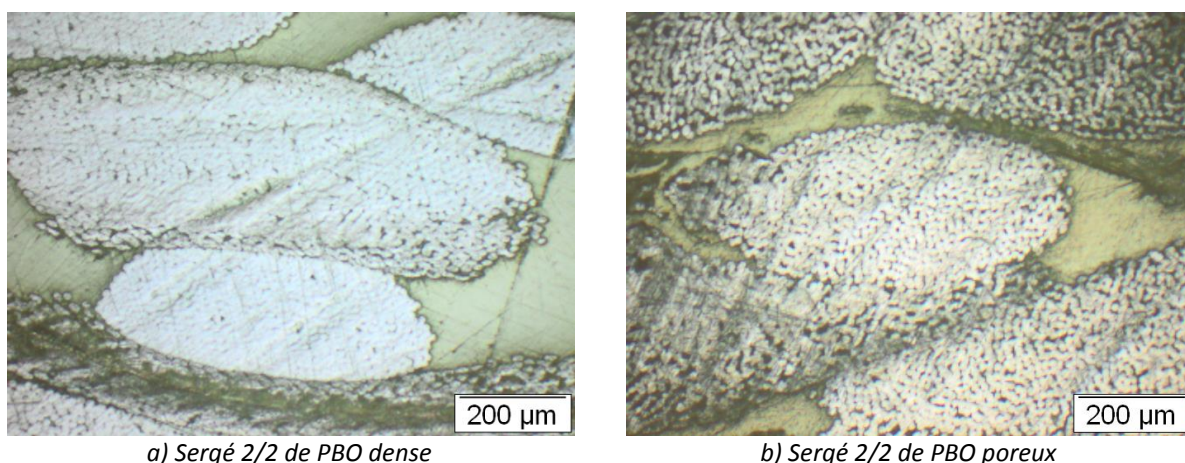


Figure 4.6 : Microstructure des composites à renforts PBO tissés dense (a) et poreux (b) (Microscopie optique)

4.2. Etude comparative du comportement sous impact basse vitesse

Dans un premier temps, une campagne d'essais Charpy instrumentés a été menée de manière à identifier les paramètres clés influençant la résistance à l'impact des différents composites stratifiés. Une série de 5 éprouvettes a été impactée pour chaque matériau. Les résultats présentent la résilience, les courbes d'effort en fonction du déplacement et les profils de rupture des éprouvettes.

4.2.1. Influence de la nature des fibres de composites tissés à matrice PEEK

Les mécanismes d'endommagement sous impact des stratifiés renforcés par les fibres minérales et organiques tissées (Tableau 4.3) ont été comparés. Les courbes d'effort en fonction du déplacement ainsi que les photographies sur champ des éprouvettes impactées sont présentées Figure 4.7 et Figure 4.8. Trois types de comportements se distinguent.

Composite renforcé par les fibres de carbone tissées

Dans le cas du composite à renforts carbone (Figure 4.7a), un faible effort suffit à initier la propagation des dommages dans le matériau. La force décroît ensuite de manière progressive, en cascade.

Tous les échantillons sont complètement rompus. Des ruptures de fibres sont observables côté traction, c'est à dire sur la face opposée à l'impact. Elles sont localisées sous l'impacteur et sont provoquées par la flexion du barreau. De plus, la partie supérieure des éprouvettes est rompues à 45° par rapport à la direction de l'impact, ce qui est caractéristique d'un endommagement du matériau par cisaillement transverse [33]. Cela traduit donc une forte sensibilité au cisaillement du composite renforcé par les fibres de carbone tissées. La rupture du barreau est ainsi provoquée par la combinaison des sollicitations de flexion et de cisaillement.

Composites renforcés par les fibres de verre et de basalte tissées

Les courbes correspondantes aux stratifiés renforcés par les fibres de verre (Figure 4.7b) et de basalte (Figure 4.7c) indiquent une bonne reproductibilité pour chaque matériau. Elles révèlent également un comportement identique des deux stratifiés. Les éprouvettes se chargent fortement de manière élastique avant de rompre brutalement dans un premier temps, pour une flèche presque constante. Cela est caractéristique d'un comportement relativement fragile du matériau [98]. Dans un second temps, la force décroît de manière plus progressive. Même si la raideur initiale des deux matériaux est similaire à celle du composite à renforts carbone, l'effort nécessaire à initier la rupture est deux fois plus important. Cela signifie qu'ils présentent une bien meilleure résistance à l'initiation des dommages sous sollicitation dynamique. Aussi, la force maximale du stratifié à renforts basalte est légèrement supérieure à celle du composite renforcé par les fibres de verre.

Les éprouvettes présentent une rupture de type charnière¹. Contrairement au matériau renforcé par les fibres de carbone, aucun signe de cisaillement n'est visible. Leurs couches supérieures restent peu endommagées. Des ruptures de fibres localisées s'initient sur la face opposée à l'impact et se propagent perpendiculairement au plan du stratifié, dans la trajectoire de l'impacteur. La ruine de l'éprouvette est donc causée exclusivement par la flexion exercée. Un effort avant rupture supérieur du composite à renforts basalte par rapport au verre peut donc s'expliquer par de meilleures propriétés mécaniques de la fibre de basalte en traction (Tableau 1.2).

¹ Rupture charnière : rupture incomplète telle que les deux parties de l'éprouvette tiennent seulement ensemble par une couche mince en forme de charnière ayant une faible rigidité résiduelle.

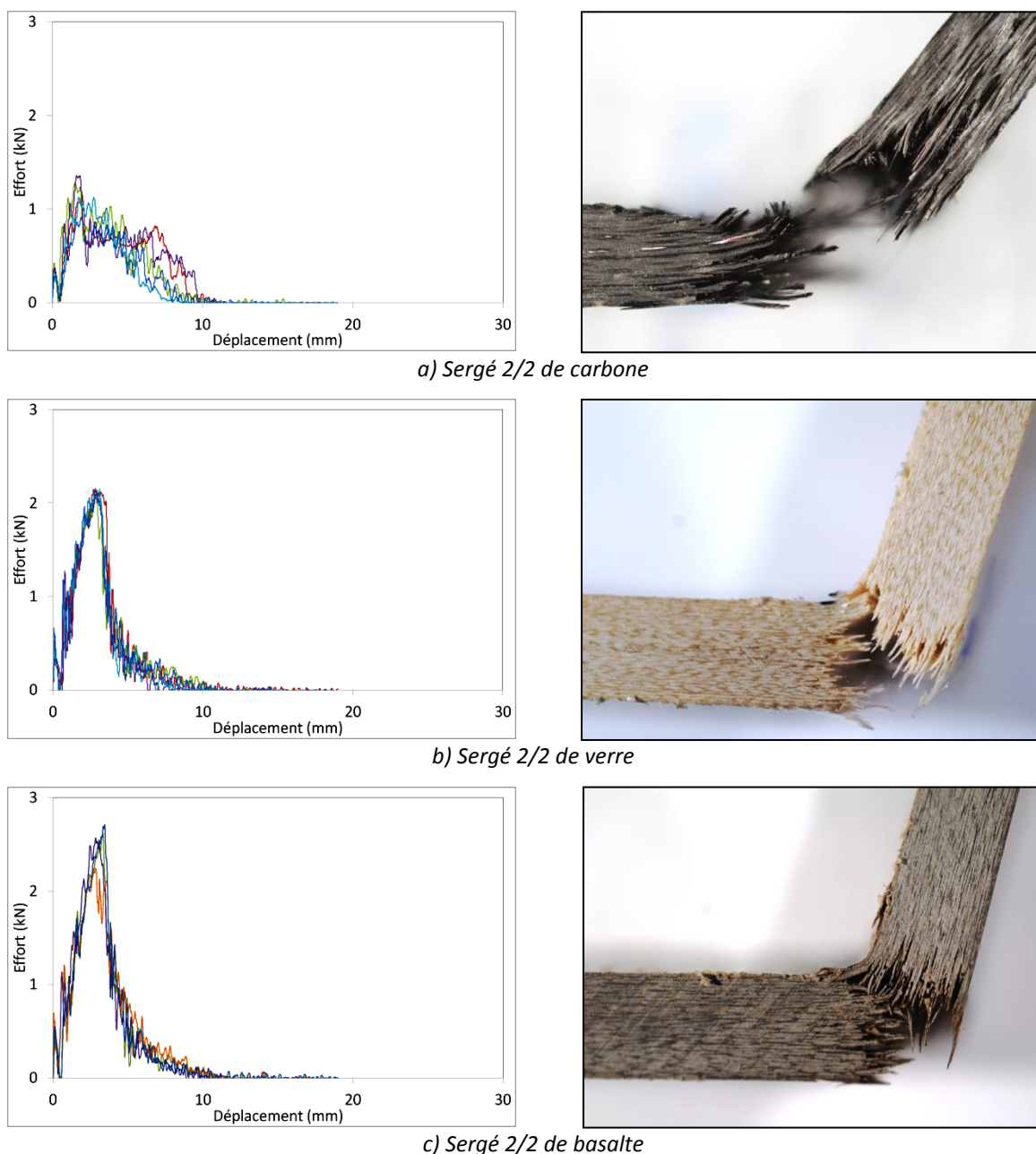


Figure 4.7 : Courbes effort/déplacement (à gauche) et photographies après impact Charpy (à droite) des éprouvettes renforcées de tissus sergé 2/2 de carbone (a), de verre (b) et de basalte (c)

Composites renforcés par les fibres d'aramide et de PBO tissées

Les courbes des composites à renforts organiques (Figure 4.8) présentent un comportement tout à fait différent. Contrairement aux stratifiés renforcés par les fibres minérales (Figure 4.7), il devient impossible d'y distinguer une partie élastique. Un effort maximal très faible et une flèche finale beaucoup plus importante caractérisent un comportement pseudo-plastique de ces matériaux à l'échelle macroscopique. Contrairement au composite renforcé par les fibres de PBO (Figure 4.8b), les courbes relatives à l'aramide (Figure 4.8a) présentent de fortes perturbations.

Aucune des éprouvettes à renforts organiques n'a rompu durant le test. Elles conservent une forte rigidité résiduelle après impact, caractérisée par les longs déplacements observables sur les courbes : l'éprouvette fléchit progressivement tout en glissant sur les appuis du dispositif et elle n'est éjectée

que lorsqu'elle a suffisamment pliée. L'analyse visuelle des éprouvettes à renforts aramide (Figure 4.9a) révèle d'importantes ruptures inclinées à 45° sur leur face impactée. Cela indique que le matériau est sensible au cisaillement transverse. De plus, un endommagement local par fissuration matricielle et ruptures de fibres s'initie sur la face opposée à l'impact. Il est provoqué par la flexion du barreau. Les spécimens renforcés par les fibres de PBO (Figure 4.9b) ne présentent en revanche qu'une légère fissuration matricielle sur leur face opposée à l'impact. La résistance à l'endommagement sous impact du composite à renforts PBO semble donc supérieure à celle du matériau renforcé par l'aramide.

D'après ces observations, contrairement aux matériaux à renforts minéraux, les composites renforcés par les fibres organiques présentent donc une grande souplesse transverse, ce qui leur confère une forte tolérance à l'initiation et à la propagation des dommages au cours de l'impact. Cela permet d'éviter une rupture catastrophique du barreau. La majeure part de l'énergie incidente n'est donc plus consommée par l'endommagement du matériau, mais par sa déformation.

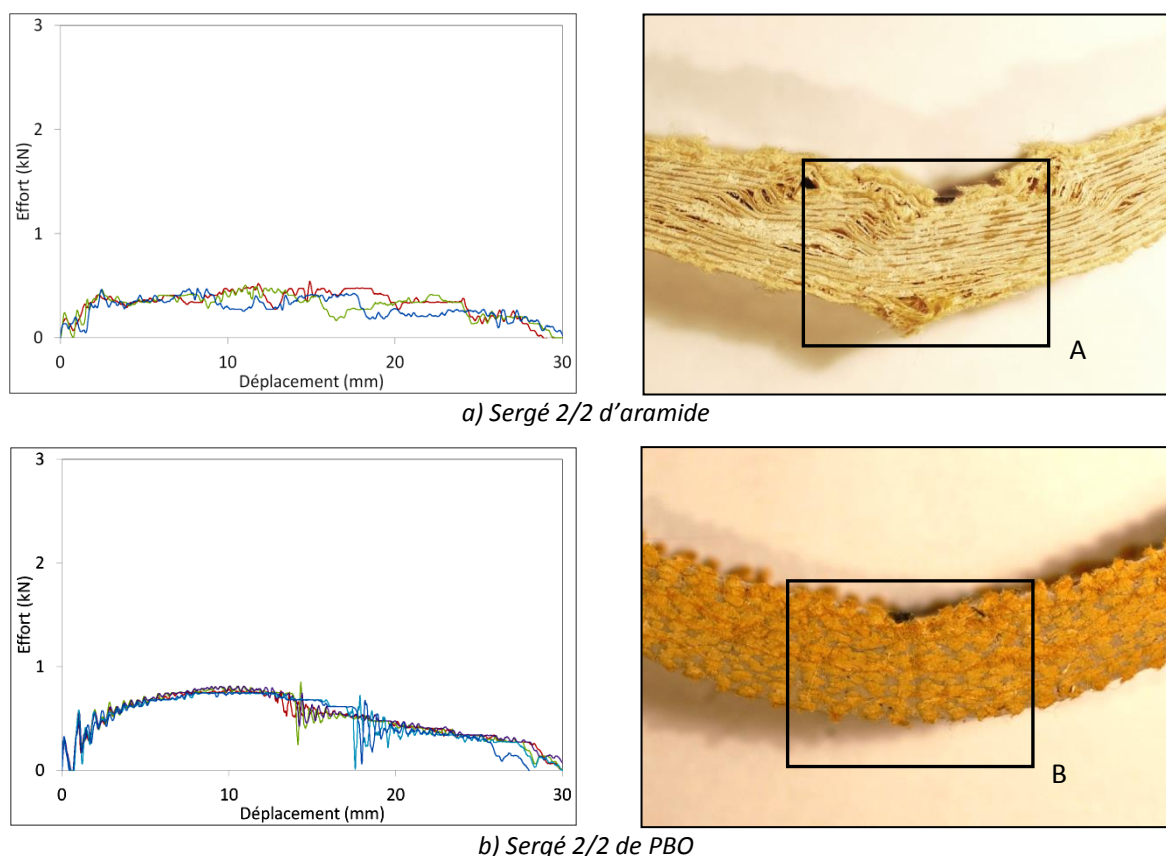


Figure 4.8 : Courbes effort/déplacement (à gauche) et photographies après impact (à droite) des éprouvettes renforcées de tissus sergé 2/2 d'aramide (a) et de PBO (b)

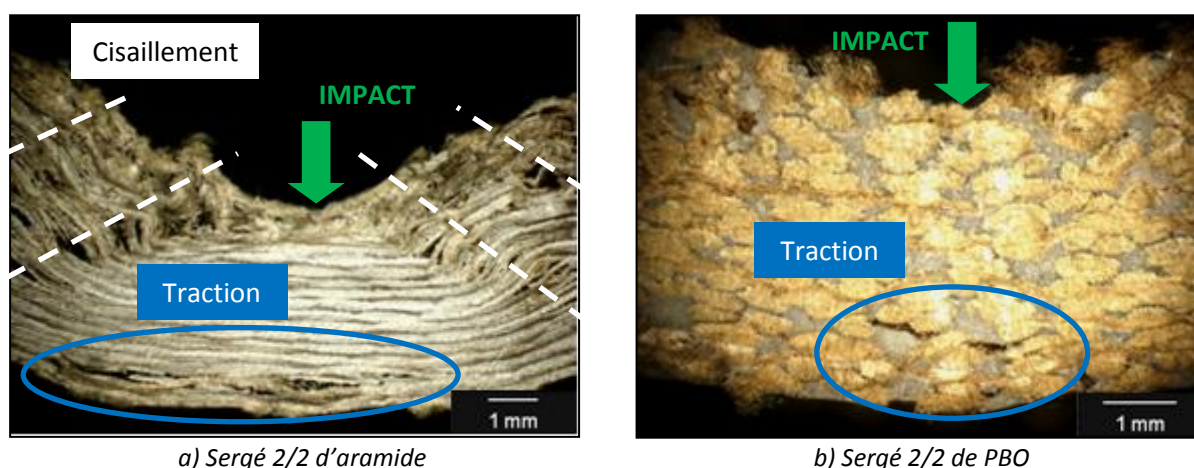


Figure 4.9 : Zones A et B (Figure 4.8) des éprouvettes renforcées de tissus sergé 2/2 d'aramide (a) et de PBO (b) après impact Charpy (Loupe binoculaire)

Les valeurs moyennes de résistance au choc des différents stratifiés sont présentées Figure 4.10.

Pour les composites à renforts minéraux, l'énergie consommée de manière élastique a été déterminée. Les éprouvettes renforcées par les fibres de carbone, du fait de leur sensibilité au cisaillement, ne consomment que 19% d'énergie de manière élastique, tandis que celles avec fibres de verre et de basalte emmagasinent déjà plus de 50% d'énergie sous forme élastique avant rupture du coupon. La rupture prématurée des spécimens à renforts carbone débouche ainsi sur une énergie totale absorbée bien inférieure. En effet, les résiliences des composites renforcés par les fibres de verre et de basalte sont respectivement supérieures de 24% et de 50% par rapport à celle du stratifié à renforts carbone. De plus, de par ses bonnes propriétés mécaniques, le basalte absorbe 21% d'énergie supplémentaire par rapport au verre.

Du fait de leur très grande souplesse, les stratifiés à renforts organiques absorbent la plus large part de l'énergie d'impact par déformation inélastique. La résistance au choc du composite renforcé par l'aramide est par exemple supérieure de 18% à celle du matériau à renforts basalte. Le stratifié à renforts PBO absorbe 83% d'énergie supplémentaire. En outre, ce dernier étant très peu endommagé, il conserve une bonne résistance tout au long de l'impact. Ainsi, il est deux fois plus performant que l'aramide.

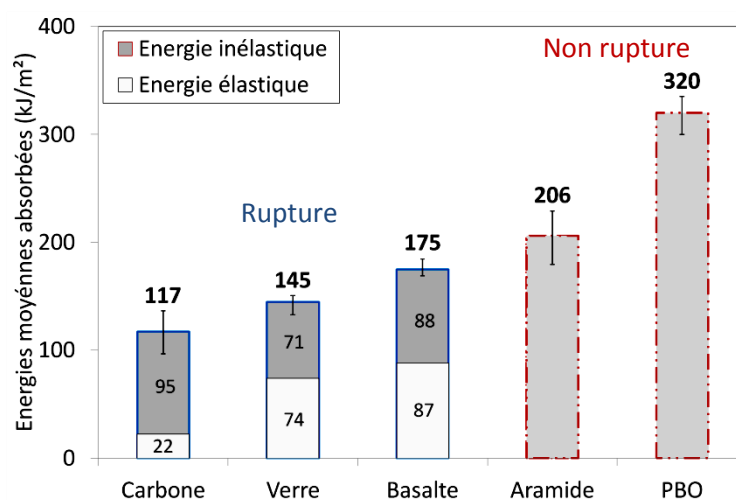


Figure 4.10 : Résistance moyenne au choc Charpy des composites renforcés de tissus sergé 2/2

4.2.2. Influence de la texture de composites renforcés par des fibres de basalte

Le comportement sous impact basse vitesse des stratifiés renforcés par les tricots jersey et JC2 de basalte (Tableau 4.5) a été comparé à celui du composite à renforts tissés sergé 2/2. Les courbes d'effort en fonction du déplacement ainsi que les photographies sur champ des éprouvettes tricotées après impact sont présentées Figure 4.11.

La superposition des courbes indique une bonne reproductibilité des mécanismes pour chaque matériau. De plus, elles illustrent un comportement similaire des deux stratifiés. Contrairement au matériau tissé (Figure 4.7c), la partie ascendante des courbes montre une chute de raideur progressive des composites à renforts tricotés. De plus, ces derniers présentent une force maximale trois fois moins importante. Cela indique qu'ils sont plus souples et beaucoup moins résistants à l'effort transverse.

Comme dans le cas du matériau à renforts tissés, toutes les éprouvettes tricotées présentent une rupture de type charnière. Des ruptures de matrice et de fibres se propagent perpendiculairement au plan du stratifié depuis la face opposée à l'impact vers la face impactée. La ruine de barreau est là aussi causée par sa flexion.

La résilience des composites est tracée Figure 4.12. Celle du composite tissé est supérieure de 88% à celle du composite tricoté jersey et de 72% par rapport au composite tricoté JC2. Les composites renforcés par les contextures tricotées sont relativement ductiles et absorbent très peu d'énergie de manière élastique. Cependant, ils ne sont pas suffisamment déformables pour éviter une propagation des dommages menant à la rupture catastrophique du barreau.

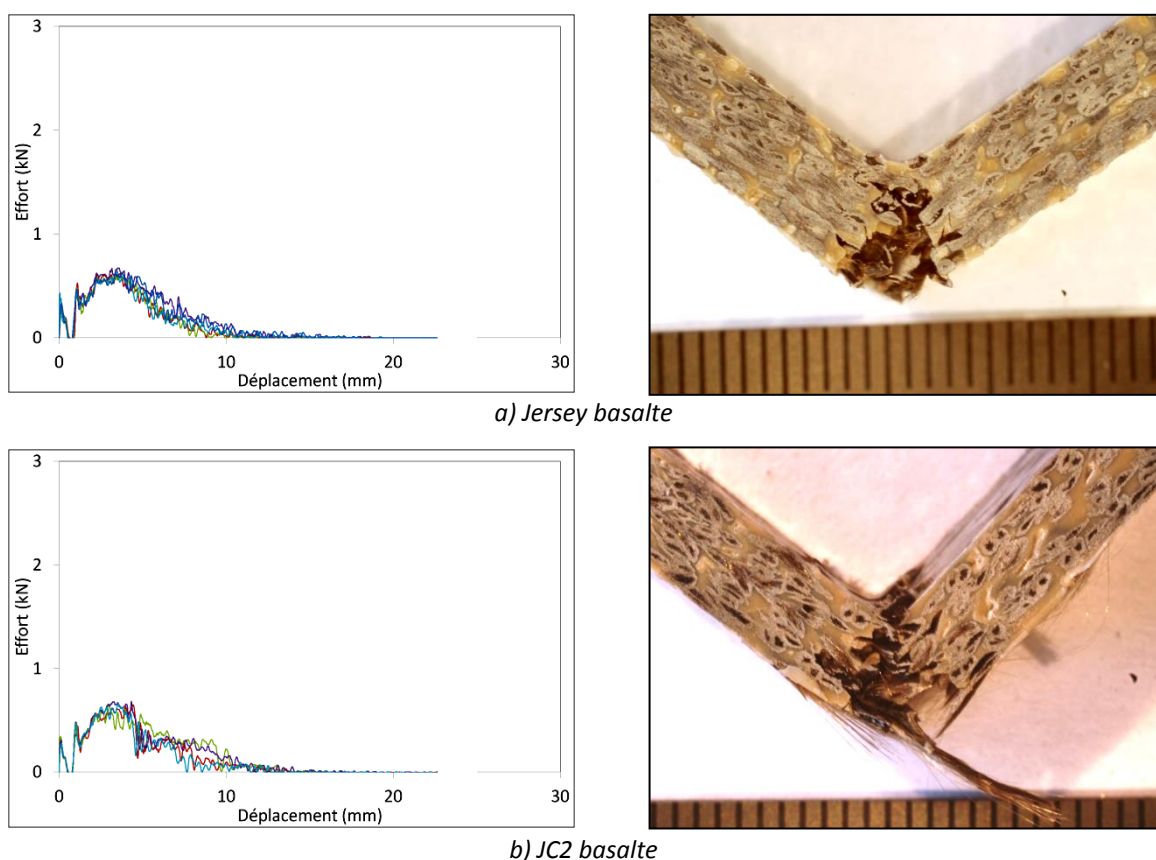


Figure 4.11 : Courbes effort/déplacement (à gauche) et photographies après impact Charpy (à droite) des éprouvettes renforcées de tricots de basalte jersey (a) et JC2 (b)

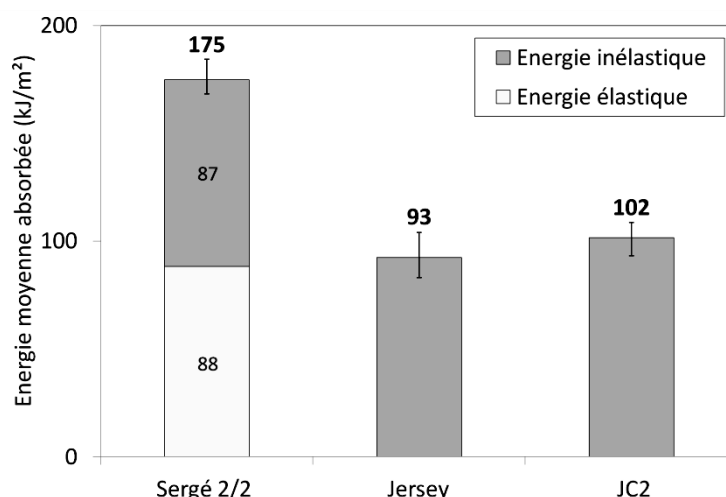


Figure 4.12 : Résistance moyenne au choc Charpy des composites renforcés de tissu sergé 2/2 et de tricots de basalte

4.2.3. Influence du taux de porosité intra-mèche

L'effet de la porosité intra-mèche sur le comportement à l'impact basse vitesse des différents stratifiés a été étudié.

4.2.3.1. Composites tissés à matrice PEEK

Les courbes d'effort en fonction du déplacement des composites tissés poreux (Tableau 4.6) et les profils des éprouvettes impactées sont présentés Figure 4.13 et Figure 4.15. Deux types de comportements se distinguent.

Composites poreux renforcés par les fibres minérales tissées

Les courbes Figure 4.13 montrent des comportements sous impact très similaires entre les composites renforcés par les fibres minérales. Quelque soit la nature de la fibre, une chute de raideur progressive est visible sur la partie ascendante des courbes. Ensuite, l'effort décroît graduellement à partir d'une valeur relativement faible. La force maximale enregistrée est trois fois moins importante que celle observée dans les cas des matériaux denses (Figure 4.7) et de manière générale, le déplacement en fin d'impact a doublé. Les courbes relatives au stratifié renforcé par les fibres de basalte (Figure 4.13c) indiquent une variation de comportement selon les éprouvettes.

Comme cela est bien visible Figure 4.14, la flexion du barreau engendre des ruptures de fibres en traction sur sa face opposée à l'impact. De plus, un endommagement par cisaillement transverse apparaît clairement dans la partie supérieure de toutes les éprouvettes. Il se manifeste sous la forme d'importantes décohésions/ondulations des plis et par des ruptures de fibres, suite à la rupture de la matrice. Aussi, les dommages en cisaillement sont beaucoup plus importants dans les éprouvettes renforcées par le tissu de carbone (Figure 4.14a). Ces dernières ne sont que partiellement rompues. Les spécimens avec fibres de verre (Figure 4.14b) et de basalte (Figure 4.14c) présentent respectivement des ruptures charnières et totales. Leur fracture est ainsi provoquée par la combinaison des sollicitations de flexion et de cisaillement : des ruptures en traction sont initiées sur la face opposée à l'impact. Ensuite, celles-ci gagnent progressivement la partie supérieure du stratifié, en se propageant préférentiellement le long des zones déjà endommagées par cisaillement et au voisinage desquelles la résistance du matériau est donc altérée.

Les composites renforcés par les fibres de verre et de basalte bien imprégnées n'étaient pas sujets à l'endommagement par cisaillement au cours de l'impact (Paragraphe 4.2.1). Le stratifié dense à renforts carbone montrait des ruptures en cisaillement beaucoup moins importantes que le matériau poreux. La porosité intra-mèche augmente donc la sensibilité des composites renforcés par les fibres inorganiques au cisaillement transverse d'une part. De plus, les courbes d'effort révèlent un comportement beaucoup plus ductile des matériaux poreux à l'échelle macroscopique. La porosité intra-mèche favorise donc la déformation inélastique des composites à renforts minéraux d'autre part. Dans les mèches peu imprégnées, les fibres ont la possibilité de glisser individuellement les unes par rapport aux autres, ce qui limite la sensibilité des matériaux à la propagation brutale des dommages en traction. Ainsi, possédant d'excellentes propriétés mécaniques, le stratifié renforcé par les fibres de carbone ne subit qu'une rupture partielle au cours du choc.

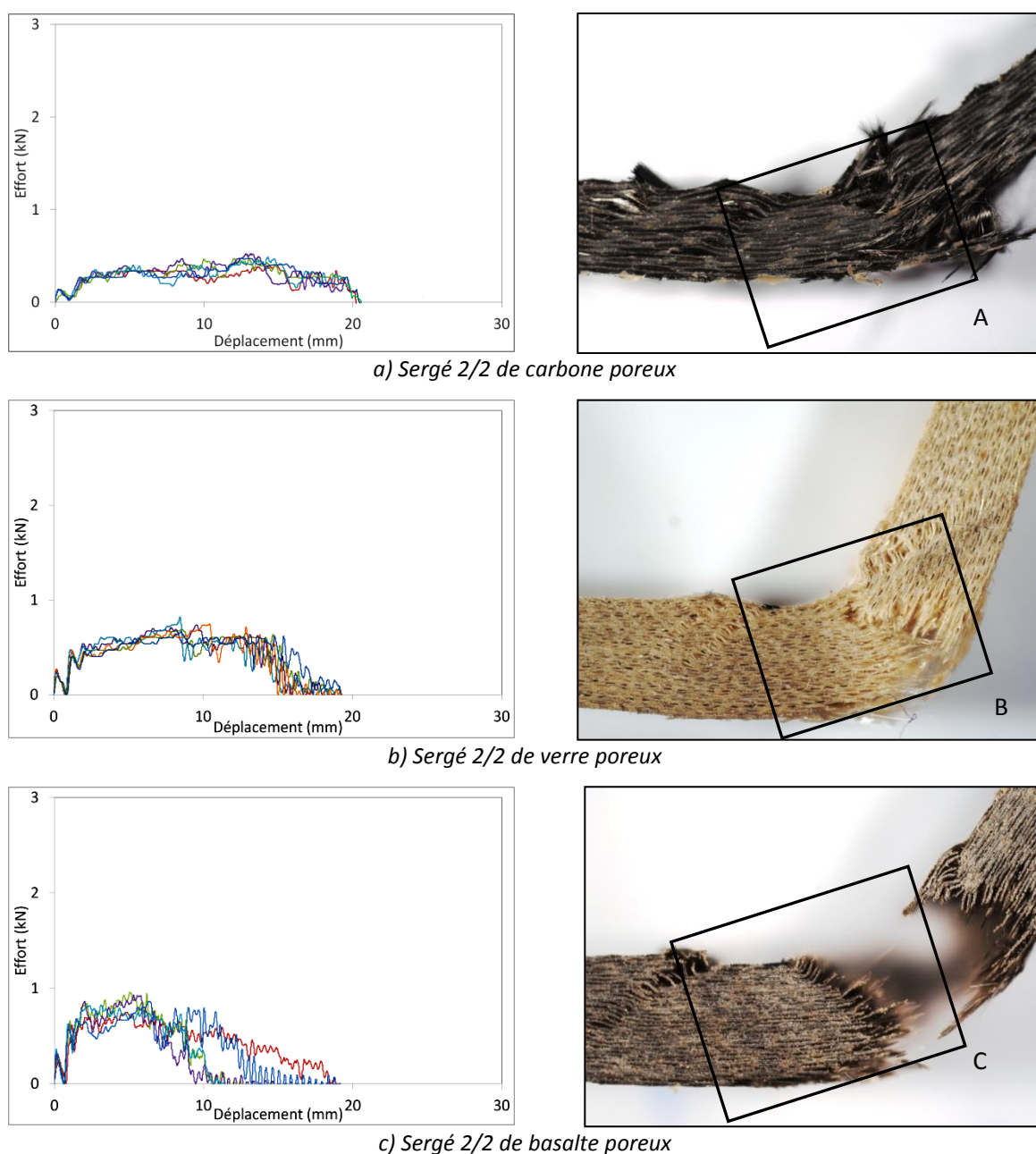


Figure 4.13 : Courbes effort/déplacement (à gauche) et photographies après impact Charpy (à droite) des éprouvettes poreuses renforcées de tissu sergé 2/2 de carbone (a), de verre (b) et de basalte (c)

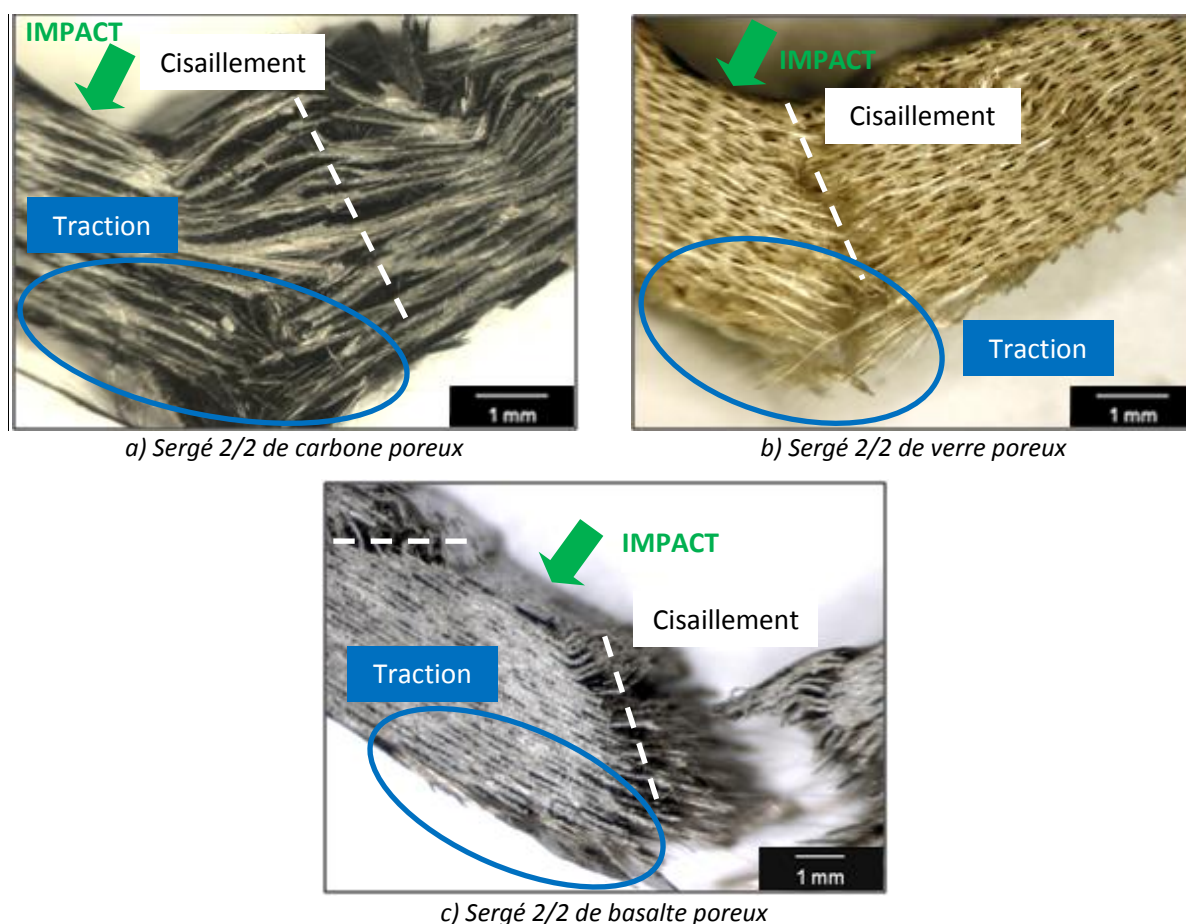


Figure 4.14 : Zones A, B et C (Figure 4.13) des éprouvettes poreuses renforcées de tissus sergé 2/2 de carbone (a), de verre (b) et de basalte (c) après impact Charpy (Loupe binoculaire)

Composites poreux renforcés par les fibres organiques tissées

Les courbes Figure 4.15 indiquent des comportements sous impact fortement reproductibles et très similaires entre les deux composites à renforts organiques. Celles-ci présentent une allure très plate et très allongée. Cela signifie que les matériaux possèdent une très faible rigidité transverse et ne fournissent qu'une légère résistance au déplacement du marteau impacteur.

D'après la Figure 4.16, les éprouvettes n'exhibent aucun signe d'endommagement apparent, si ce n'est une indentation mineure de la matrice au niveau du point d'impact. La porosité intra-mèche favorise donc la déformation macroscopique des composites à renforts inorganiques déjà très ductiles (Paragraphe 4.2.1) et diminue d'autant plus leur sensibilité à l'endommagement sous impact.

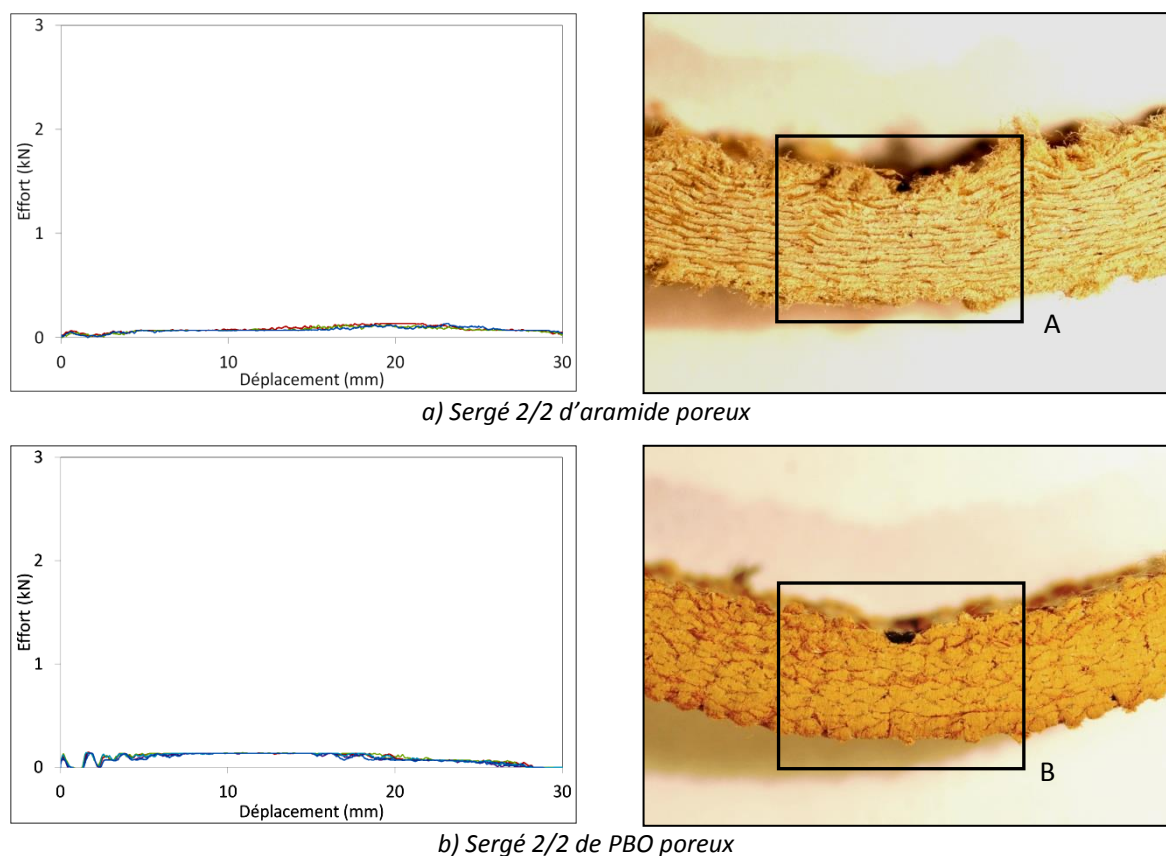


Figure 4.15 : Courbes effort/déplacement (à gauche) et photographies après impact Charpy (à droite) des éprouvettes poreuses renforcées de tissu sergé 2/2 d'aramide (a) et de PBO (b)

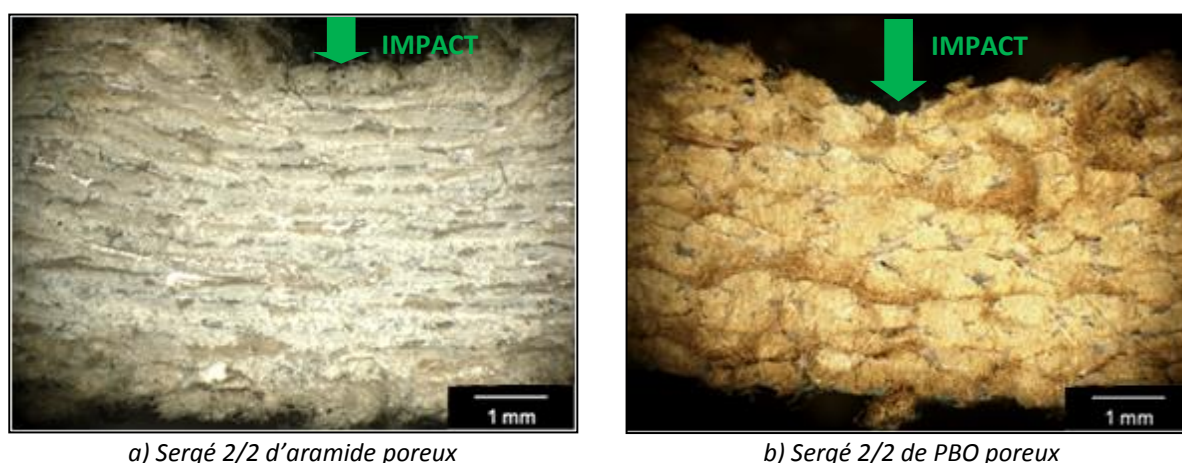


Figure 4.16 : Zones A et B (Figure 4.15) des éprouvettes poreuses renforcées de tissu sergé 2/2 d'aramide (a) et de PBO (b) après impact Charpy (Loupe binoculaire)

La Figure 4.17 rassemble l'évolution de la résilience moyenne en fonction de la fraction volumique de porosité de tous les stratifiés renforcés par les fibres minérales et organiques tissées.

L'énergie absorbée par le carbone et le verre augmente de manière identique avec le taux de porosité. Une faible imprégnation du tissu favorise en effet la déformation de la structure, ce qui permet de retarder sa rupture. Cette dernière consomme de ce fait une plus large part d'énergie.

L'énergie moyenne absorbée par le composite à renforts basalte n'évolue quasiment pas avec le taux de porosité. Néanmoins, des écarts à la moyenne importants peuvent être notés pour le matériau faiblement densifié. Il est donc pour l'instant difficile de conclure de manière formelle quant à l'effet de la porosité pour ce type de fibre. Aussi, le cas particulier du stratifié renforcé par les fibres de basalte faiblement imprégnées est détaillé dans le paragraphe qui suit.

Enfin, l'énergie décroît fortement pour les stratifiés à renforts organiques. En effet, la porosité intra-mèche diminue fortement la rigidité transverse de ces composites, déjà très ductiles. Ainsi, ces derniers ne fournissent plus qu'une très faible résistance au déplacement de l'impacteur et sont éjectés du dispositif en n'ayant absorbé qu'une très faible quantité d'énergie.

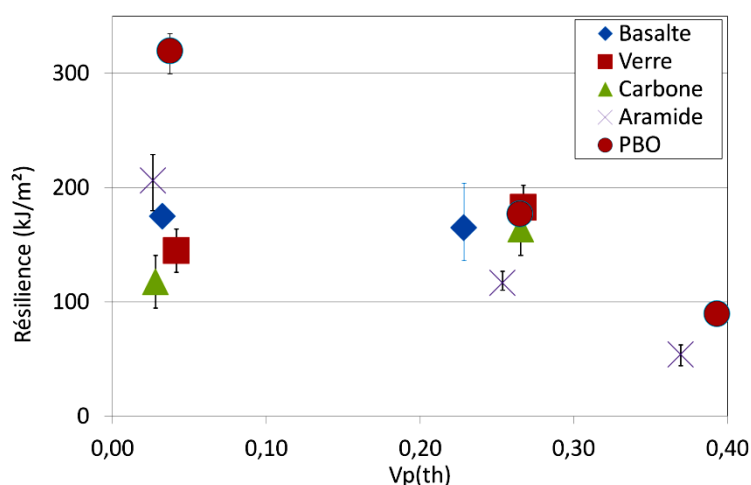


Figure 4.17 : Résistance moyenne au choc Charpy des composites renforcés de tissus sergé 2/2 en fonction du taux volumique théorique de porosités

En conclusion, aucune des éprouvettes renforcées par les fibres organiques n'a rompu lors des tests. L'essai Charpy ne permet donc pas d'exploiter la totalité de leur capacité d'absorption d'énergie. C'est pourquoi, une campagne d'essais à plus haute vitesse d'impact a été réalisée au moyen du canon à gaz comprimé (Paragraphe 4.3), de façon à juger du potentiel réel de ses matériaux par comparaison aux composites renforcés par les fibres minérales de carbone et de basalte.

Cas particulier du composite renforcé par le tissu de basalte faiblement imprégné

Une variation non négligeable de comportement sous impact a été constatée entre les différentes éprouvettes du composite renforcé par le tissu de basalte faiblement imprégné (Figure 4.13). Deux des exemples les plus caractéristiques sont présentés Figure 4.18.

D'après les courbes, la raideur initiale des deux éprouvettes est très similaire. Cependant, la rupture de la première (Figure 4.18a) intervient de façon beaucoup plus brutale, pour un effort maximal légèrement supérieur à la seconde (Figure 4.18b). Cette dernière présente des signes de cisaillement plus importants après impact. Sa résilience est de 204 kJ.m^{-2} contre 136 kJ.m^{-2} pour le premier échantillon, ce qui représente un écart d'énergie de 50%.

Dans le paragraphe précédent, il a été démontré que de manière générale, la porosité intra-mèche favorise une propagation progressive des dommages dans les composites à renforts inorganiques et augmente leur sensibilité au cisaillement. Ainsi, il est possible de faire l'hypothèse que la variation de comportement observable entre les éprouvettes Figure 4.18 peut être due à une différence de leur taux de porosité intrinsèque, fonction du lieu de prélèvement de l'échantillon dans la plaque initiale.

D'après les valeurs de résilience mesurées, cela confirmerait que la résistance au choc du matériau augmente effectivement avec son taux de porosité.

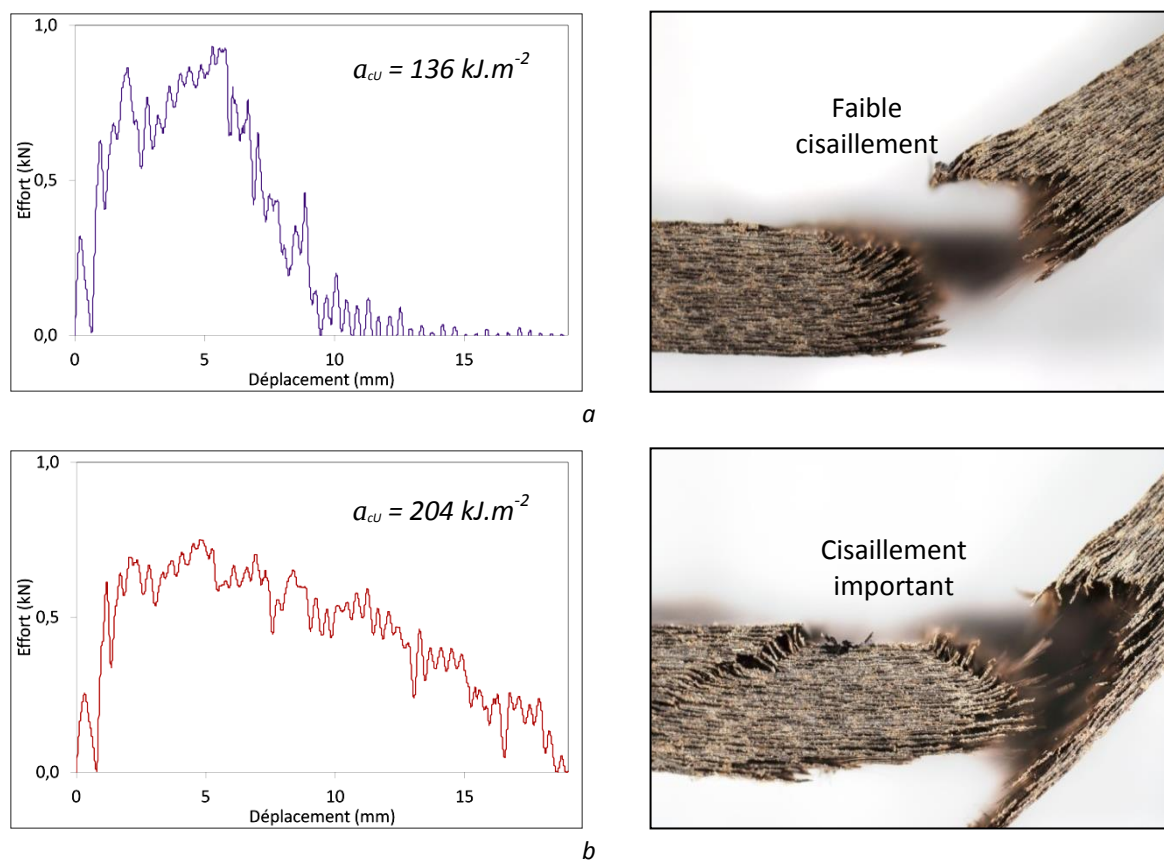


Figure 4.18 : Courbes effort/déplacement (à gauche) et photographies après impact Charpy (à droite) de deux éprouvettes poreuses renforcées de tissus sergé 2/2 de basalte présentant deux niveaux d'endommagement différents

4.2.3.2. Composites à matrice PEEK renforcés par les fibres de basalte tricotées

Les courbes d'effort en fonction du déplacement des composites tricotés poreux (Tableau 4.7) et les photographies sur champ des éprouvettes impactées sont présentées Figure 4.19.

La superposition des courbes d'effort indique une bonne reproductibilité des mécanismes d'endommagement pour chaque matériau. Ces courbes, et notamment celles du jersey (Figure 4.19a), sont très plates et très allongées. Cela signifie que les coupons réagissent de manière fortement ductile à l'échelle macroscopique. L'insertion de fils flottés limite cependant la souplesse transverse du textile (Figure 4.19b).

Les barreaux n'ont subi qu'une rupture partielle lors du choc. De plus, ils présentent une forte rigidité résiduelle. C'est d'autant plus le cas du jersey. Comme dans les cas des structures denses (Figure 4.11), des ruptures de fibres en traction s'initient sur la face opposée à l'impact. Mais leur propagation dans l'épaisseur du stratifié reste très limitée.

Comme pour les contextures tissées, la porosité intra-mèche augmente donc la souplesse transverse des composites à renforts tricotés, ce qui permet de limiter la propagation des dommages dans le matériau. Ainsi, comme le montre la Figure 4.20, la résilience des composites à renforts tricotés augmente avec leur taux de porosité. Les structures faiblement imprégnées consomment une large

part d'énergie non plus par endommagement mais par déformation pseudo-plastique. Du fait d'une raideur plus faible, l'énergie absorbée par le jersey peu imprégné est inférieure à celle du jersey-chargé.

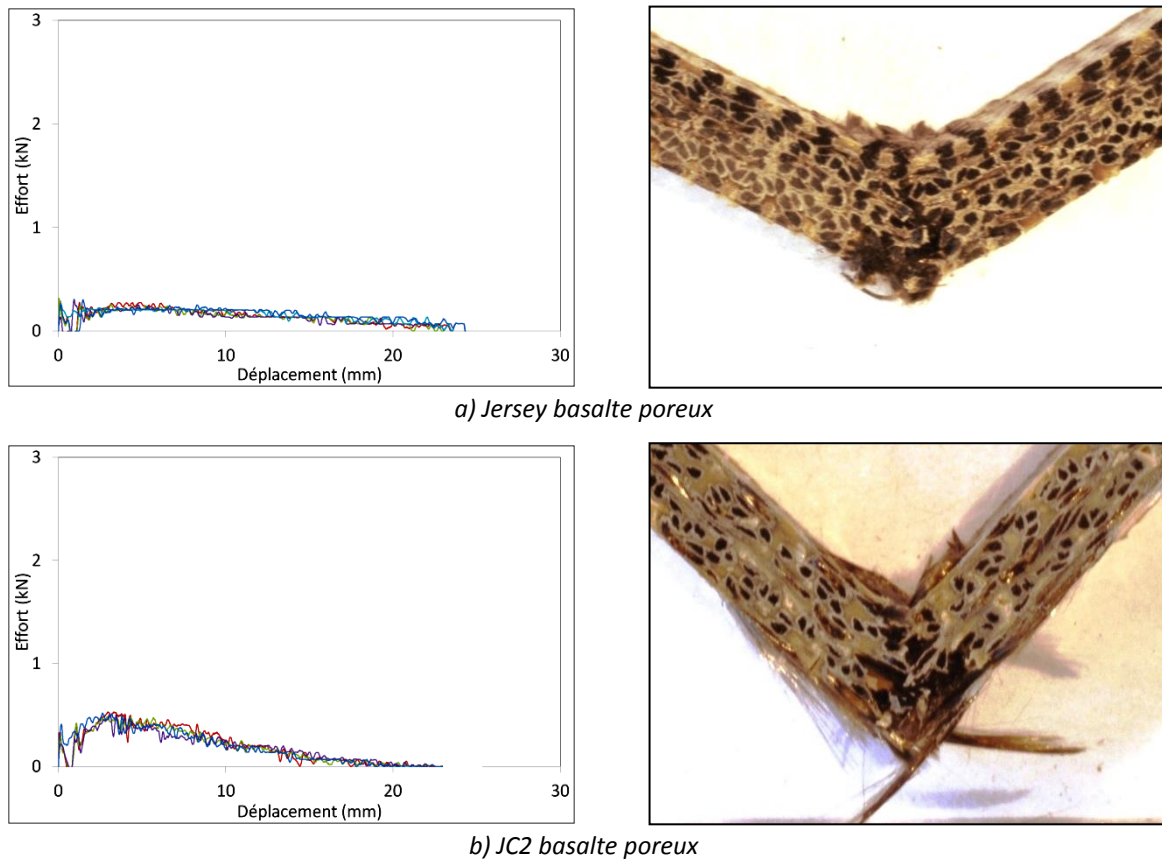


Figure 4.19 : Courbes effort/déplacement (à gauche) et photographies après impact Charpy (à droite) des éprouvettes poreuses renforcées de tricots de basalte jersey (a) et JC2 (b)

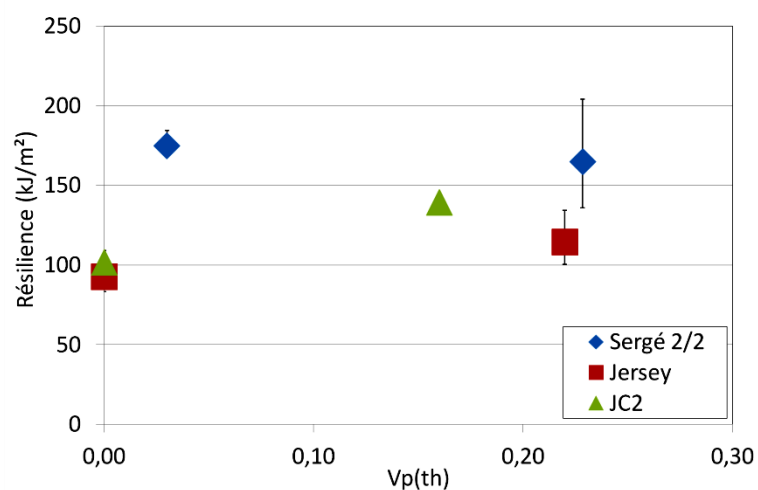


Figure 4.20 : Résistance moyenne au choc Charpy des composites renforcés de tissus sergé 2/2 et de tricots de basalte en fonction du taux volumique théorique de porosités

4.3. Etude comparative du comportement sous impact haute vitesse

Suite à la campagne d'essais Charpy, la fibre de basalte apparaît comme la plus résistante aux chocs parmi les fibres minérales. Les composites à renforts organiques sont encore plus performants. Et parmi ceux-ci, le PBO semble bien supérieur à l'aramide. Des essais ont donc été réalisés au moyen du canon à gaz comprimé, de manière à valider la potentialité de chacun de ces matériaux à haute vitesse d'impact. L'influence du niveau d'imprégnation a aussi été investiguée.

Un seul tir a été réalisé pour chaque composite. Aussi, pour limiter le glissement des structures les plus déformables, les plaques ont été maintenues à l'aide d'un cadre métallique, de dimensions intérieures de 170 mm x 170 mm identiques à celles de la fenêtre d'appui, bridé aux quatre coins. Dans le cas des composites renforcés par les fibres de basalte, des éprouvettes de dimensions standard de 200 mm x 200 mm x 5 mm ont été impactées. Pour les composites à renforts organiques, des plaques de dimensions de 300 mm x 300 mm x 2,5 mm ont du être adoptées¹.

4.3.1. Influence de la nature des fibres de composites tissés à matrice PEEK

Le Tableau 4.8 présente les vitesses mesurées avant et après impact pour chaque stratifié non poreux et les énergies correspondantes. L'énergie spécifique absorbée par chacun des matériaux est tracée Figure 4.21. A titre indicatif, les performances du basalte ont été comparées à celles du composite HTA/PEEK étudié Chapitre 3. Celui-ci est renforcé par des fibres de carbone tissées selon une armure satin de 5.

Matériau	Vitesse d'impact (m.s ⁻¹)	Energie d'impact (J)	Vitesse résiduelle (m.s ⁻¹)	Energie résiduelle (J)	Energie absorbée (J)
Carbone	124	492	105	353	139
Basalte	124	492	101	329	163
Aramide	127	516	120	462	54
PBO	123	484	0	0	484

Tableau 4.8 : Caractéristiques des impacts au canon sur les composites denses à renforts tissés

Les éprouvettes renforcées par les fibres de carbone, de basalte et d'aramide ont été perforées durant l'impact. En revanche, la plaque avec fibres de PBO ne l'a pas été.

D'après les mesures Tableau 4.8, la perforation du composite renforcé par les fibres de basalte dissipe 17% d'énergie supplémentaire par rapport au stratifié HTA/PEEK. Néanmoins, du fait d'une masse surfacique plus élevée, l'énergie spécifique qu'il consomme devient inférieure de 16% (Figure 4.21).

L'énergie spécifique dissipée par l'éprouvette renforcée par les fibres de PBO, qui n'est pourtant pas perforée, est déjà près de dix fois supérieure à celle de l'aramide.

¹ Une campagne d'essais antérieure a été menée sur des éprouvettes à renforts organiques de dimensions standards. Or les plaques sont parvenues à glisser entre le cadre de bridage et la fenêtre d'appui durant l'impact. De plus, aucun des matériaux n'a été perforé.

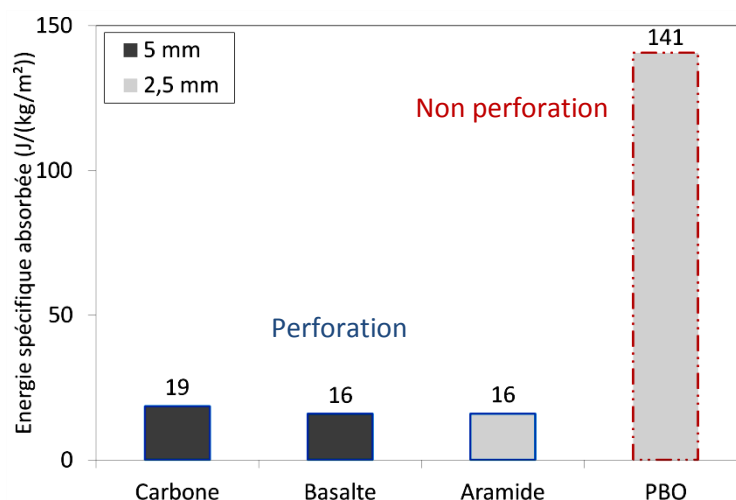


Figure 4.21 : Energie spécifique absorbée par les composites à renforts tissés lors de l'impact au canon

La forme des dommages observables sur la face d'impact de toutes les éprouvettes perforées reste très similaire. Leur taille est voisine du diamètre de la bille incidente. Toutefois, leur aspect en face arrière est très différent (Figure 4.22).

La structure à renforts PBO (Figure 4.22a) a subi une forte déformation pseudo-plastique jusqu'aux conditions aux limites. Sa déflexion est d'environ de 20 mm. Comme dans le cas des essais à basse vitesse (Figure 4.9b), seul un endommagement local par fissuration matricielle et ruptures de fibres est visible sur sa face opposée à l'impact. Cela témoigne d'une excellente résistance du PBO au cisaillement, en plus d'une très grande déformabilité.

Au contraire, l'analyse visuelle de l'éprouvette renforcée par les fibres d'aramide (Figure 4.22b) montre un poinçon de matière qui a quasiment été éjecté du matériau au cours de l'impact. L'aramide présente donc une forte sensibilité au cisaillement transverse. Cela confirme les observations réalisées à plus basse vitesse d'impact (Figure 4.9a).

De même, le composite avec fibre de carbone (Figure 4.22c) ne laisse apparaître qu'un trou de forme nette sur le pourtour duquel des ruptures de fibres sont observées. Un poinçon conique de matière a été éjecté avec le projectile (Figure 4.23a). Son diamètre est proche de celui de la bille incidente dans les premiers plis et augmente ensuite légèrement dans l'épaisseur du stratifié.

Enfin, le composite renforcé par les fibres de basalte (Figure 4.22d) présente un éclatement important sur sa face arrière. Les plis sont déchirés et pliés. Ils forment plusieurs pétales orientés selon les différentes directions chaîne et trame de l'empilement quasi-isotrope.

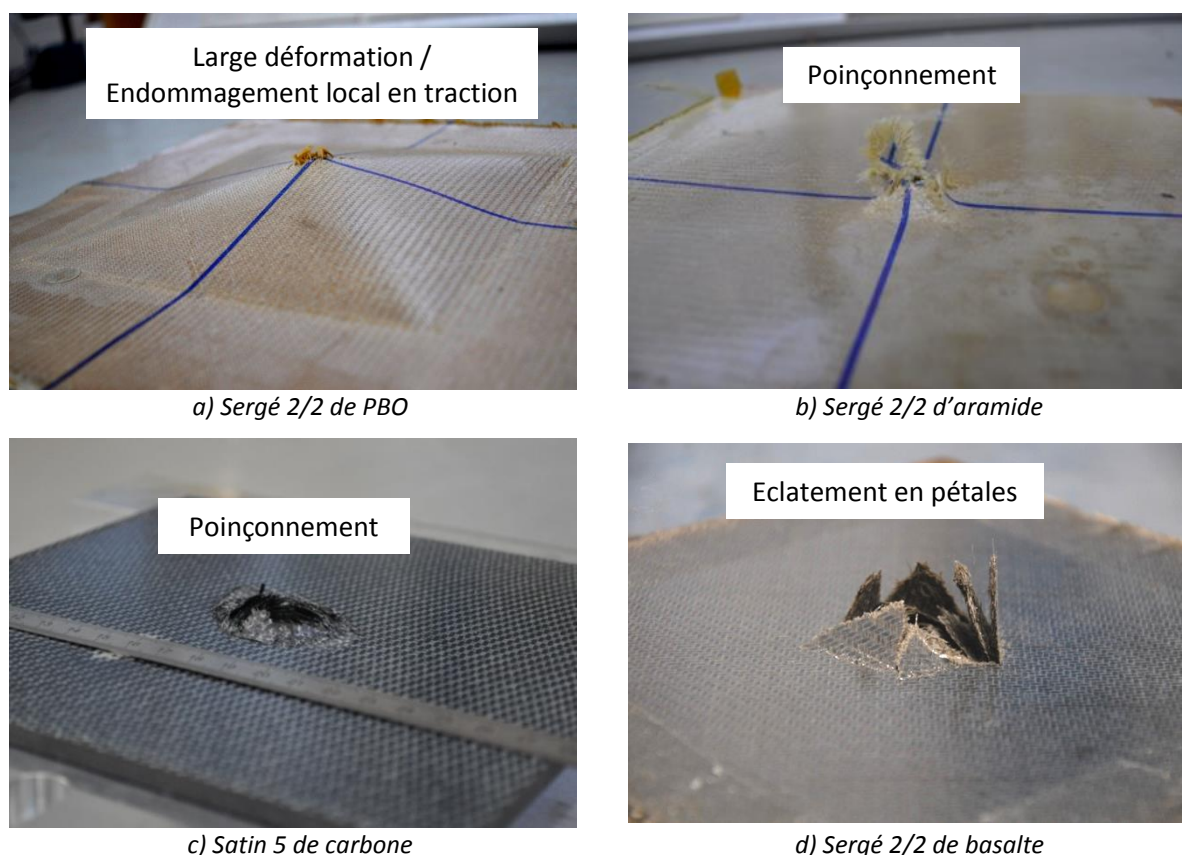
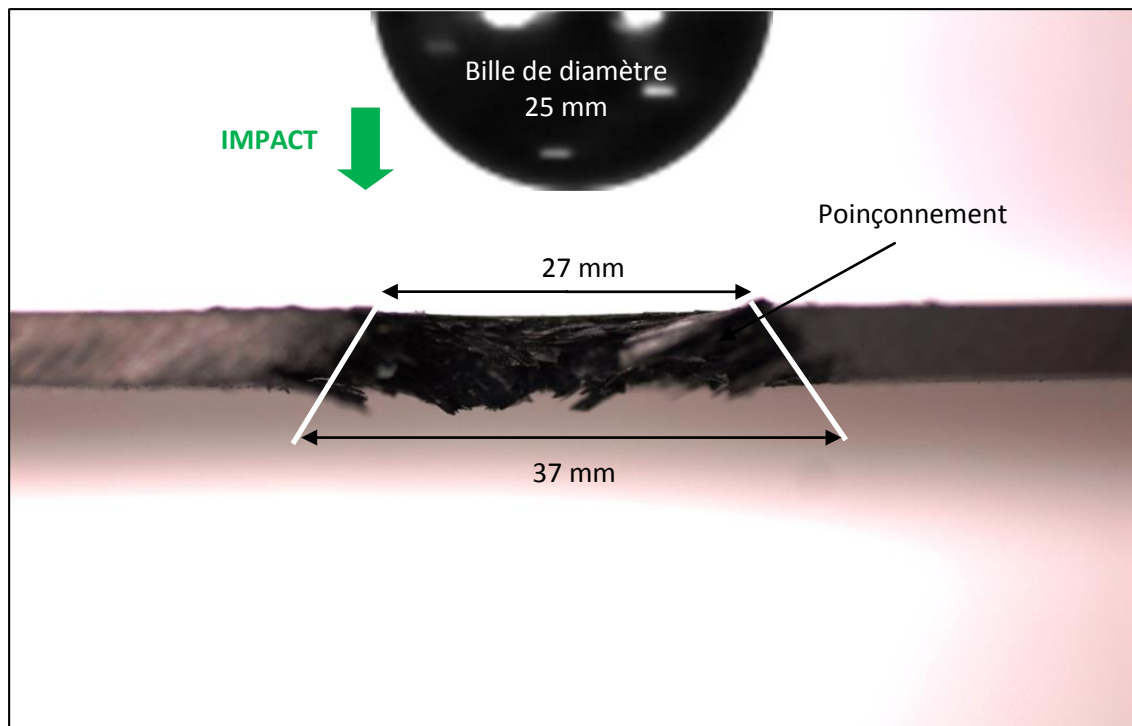


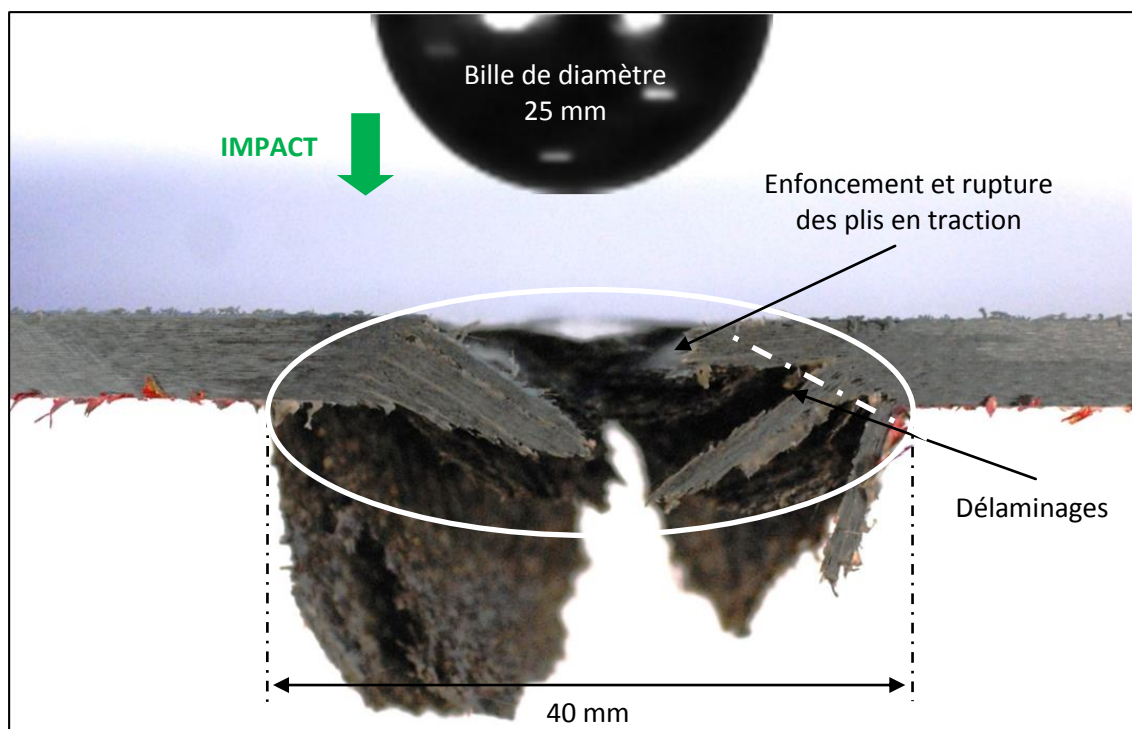
Figure 4.22 : Face arrière des composites renforcés de tissus de PBO (a), d'aramide (b), de carbone (c) et de basalte (d) après impact au canon

La coupe transversale Figure 4.23b permet d'observer les modes de rupture dans l'épaisseur du stratifié renforcé par le tissu de basalte. Des décollements entre plis sont clairement visibles. Il y a donc eu délaminages. Ces derniers sont de plus en plus larges depuis la face d'impact vers la face arrière de la plaque. Cependant, leur longueur reste relativement proche du diamètre de la bille. Les plis décollés sont ensuite déchirés sous les fortes contraintes de traction imposées par la flexion locale du panneau, puis ils se plient de manière nette au passage du projectile. Cela traduit une forte raideur des plis dans les composites renforcés par les fibres de basalte tissées. Aussi, les fibres sont rompues de manière très nette. Il s'agit là de fractures dites en « clivage » [94], par opposition aux ruptures avec déchaussements (pull-out) observées à basse vitesse d'impact (Figure 4.7c). Cela caractérise une augmentation du caractère fragile du matériau avec la vitesse d'impact.

En conclusion, malgré des modes de ruptures très différents, la perforation des stratifiés renforcés par les fibres de carbone et de basalte tissées consomme une énergie relativement proche. En outre, cette dernière est largement inférieure à l'énergie absorbée par la simple déformation pseudo-plastique de la structure avec fibres de PBO.



a) Satin 5 de carbone



b) Sergé 2/2 de basalte

Figure 4.23 : Coupe transversale des composites renforcés de tissus de carbone (a) et de basalte (b) après impact au canon

4.3.2. Influence du taux de porosité intra-mèche

Le Tableau 4.9 présente les vitesses mesurées avant et après impact sur stratifiés poreux et les énergies correspondantes. L'évolution de l'énergie spécifique absorbée par chaque matériau en fonction de la fraction volumique de porosité est tracée Figure 4.24.

Là encore, contrairement à la plaque avec fibres de PBO, les éprouvettes renforcées par les tissus de basalte et d'aramide ont été perforées durant l'impact.

D'après la Figure 4.24, l'énergie spécifique consommée par la perforation des stratifiés à renforts basalte diminue légèrement avec le taux de porosité, malgré une baisse de la masse surfacique du matériau avec la réduction du taux de résine (Tableau 4.3 et Tableau 4.6). L'énergie absorbée par le composite poreux (Tableau 4.9) est effectivement deux fois moins importante que celle du matériau sain (Tableau 4.8).

L'énergie spécifique dissipée par les composites à renforts organiques augmente de manière identique avec le taux de porosité. Cependant, dans le cas du PBO, cette augmentation est seulement due à une diminution de la masse surfacique du matériau avec le taux de porosité puisqu'aucune des plaques n'a été perforée au cours des tests. L'énergie absorbée par la structure en aramide a en revanche doublé avec l'augmentation du taux de porosité. Toutefois, la plaque renforcée par le tissu de PBO faiblement imprégné présente encore des performances spécifiques quatre fois plus élevées que cette dernière.

Matériau	Vitesse d'impact (m.s^{-1})	Energie d'impact (J)	Vitesse résiduelle (m.s^{-1})	Energie résiduelle (J)	Energie absorbée (J)
Basalte	122	476	111	394	83
Aramide	125	500	113	412	121
PBO	118	446	0	0	446

Tableau 4.9 : Caractéristiques des impacts au canon sur les composites poreux à renforts tissés

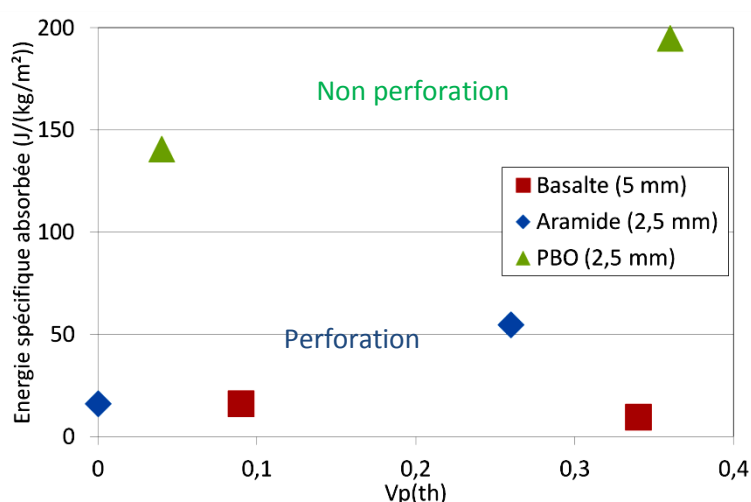


Figure 4.24 : Energie spécifique absorbée des composites à renforts tissés sergé 2/2 lors de l'impact au canon à gaz comprimé en fonction du taux volumique de porosité théorique

La forme des dommages observables en face arrière des éprouvettes impactées est très différente selon la nature du matériau (Figure 4.25).

La structure poreuse renforcée par les fibres de PBO (Figure 4.25a) s'est déformée de manière remarquable jusqu'aux conditions aux limites sous l'effort transverse subi. Sa flèche de déformation résiduelle atteint 35 mm contre 20 mm pour le matériau dense (Figure 4.22a). Elle ne présente plus aucun signe visible d'endommagement. La déformabilité et la résistance à l'endommagement sous impact à haute vitesse des composites à renforts PBO tissés augmente donc avec leur taux de porosité.

A l'inverse, l'éprouvette avec fibres d'aramide (Figure 4.25b) n'est endommagée que de manière locale. Elle présente un trou dont le diamètre est voisin de celui de la bille incidente et sur le pourtour duquel des fibres ont rompus avant d'être déchaussées de la matrice. Par opposition au matériau dense (Figure 4.22b), la porosité intra-mèche laisse donc suffisamment de mobilité aux fibres pour éviter d'être cisailées avec la matrice. Cela permet d'éviter une rupture prématurée du matériau, favorisant ainsi le niveau d'énergie absorbé. Cependant, contrairement au PBO, la résistance mécanique de la fibre (Tableau 4.1) demeure insuffisante pour éviter la perforation de la structure.

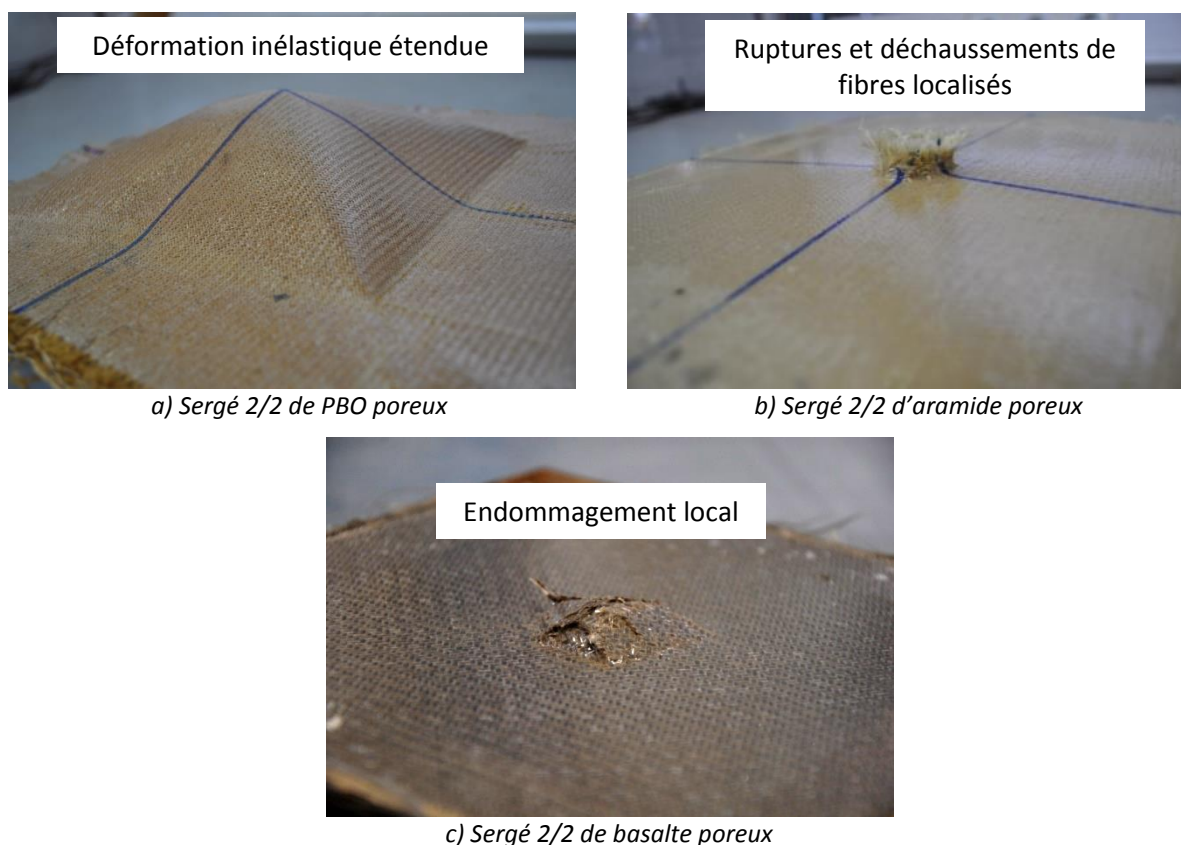


Figure 4.25 : Face arrière des composites poreux renforcés de tissus sergé 2/2 de PBO (a), d'aramide (b) et de basalte (c) après impact au canon

La coupe transversale du composite renforcé par le tissu de basalte faiblement imprégné (Figure 4.26) permet d'observer ses modes de rupture dans l'épaisseur. Les zones endommagées délimitent clairement un poinçon conique de matière en formation. Comme à basse vitesse d'impact (Figure 4.14c), le matériau poreux montre donc une sensibilité importante au cisaillement. Les ruptures de fibres sont aussi plus irrégulières que dans le matériau dense (Figure 4.23b). Les fibres rompues sont en effet déchaussées de la matrice. La porosité intra-mèche diminue donc le caractère fragile des composites renforcés par les fibres de basalte tissées.

A basse vitesse d'impact, la structure poreuse absorbait une large part de l'énergie incidente par déformation macroscopique. Cependant, comme le montrent les photographies, la flexion de la plaque reste ici très localisée. Pour ce type de matériau, l'énergie dissipée par déformation tend donc à être négligeable à vitesse d'impact élevée. La résistance de la structure au cisaillement transverse devient alors prédominante. Ainsi, possédant une forte rigidité transverse, le basalte fortement imprégné consomme une plus large part d'énergie que le matériau poreux avant perforation.

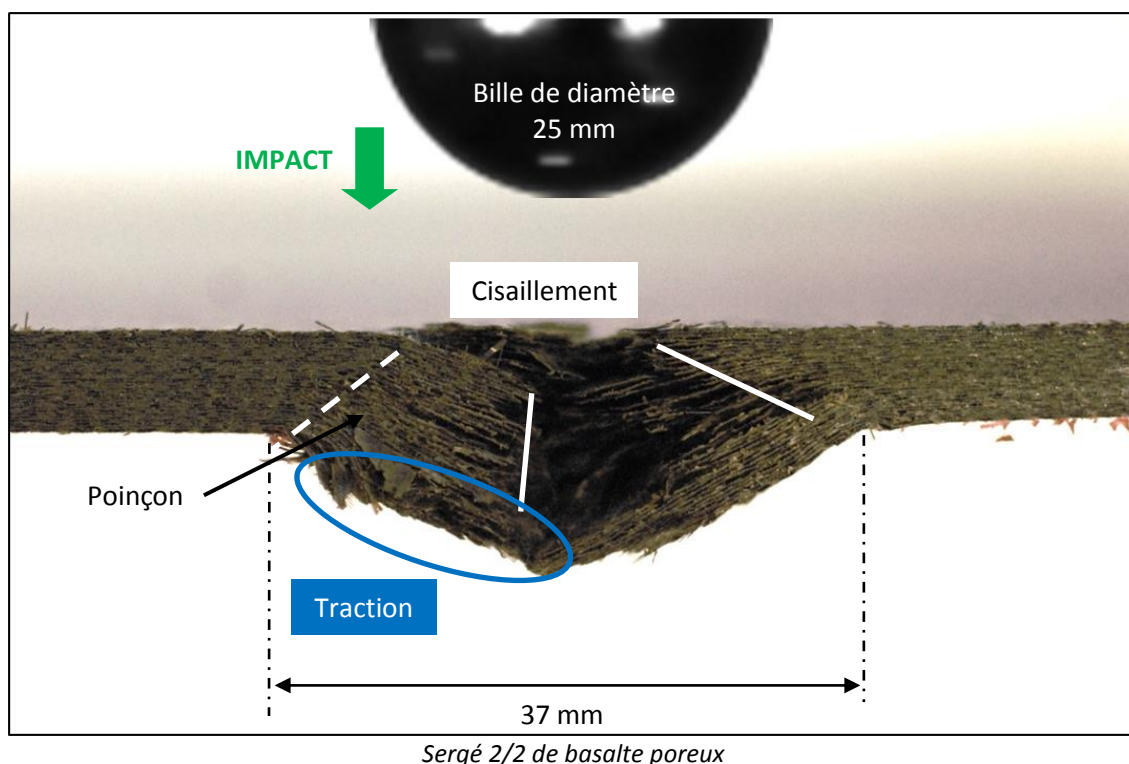


Figure 4.26 : Coupe transversale du composite poreux renforcé de tissus sergé 2/2 de basalte après impact au canon

4.4. Conclusions sur les différentes solutions de blindage composite à matrice PEEK

Dans ce chapitre, les modes d'endommagement sous impact de composites renforcés par des fibres minérales et organiques, tissées ou tricotées, avec divers niveaux d'imprégnation, ont été étudiés.

Tout d'abord, l'influence de la nature de la fibre sur les mécanismes d'endommagement des stratifiés a été observée. Les composites renforcés par des fibres de carbone tissées présentent une forte sensibilité à l'endommagement sous cisaillement transverse. Cela leur confère une mauvaise tenue aux chocs. A l'inverse, les stratifiés avec renforts de verre et de basalte ne sont pas sujets au cisaillement. De plus, de par ses bonnes caractéristiques mécaniques, la fibre de basalte est très performante. Les structures à renforts organiques sont beaucoup plus souples. Elles absorbent une plus large part de l'énergie incidente par déformation inélastique. Aussi, du fait de ses bonnes propriétés intrinsèques, la fibre de PBO s'est révélée être largement plus efficace que l'aramide, pourtant référence dans le domaine de l'impact.

Ensuite, l'effet de l'armure sur le comportement à l'impact de composites renforcés par des contextures tissées et tricotées en basalte a été analysé. La structure particulière des composites à renforts tricotés leur confère une faible rigidité. De ce fait, ils sont moins sensibles à l'endommagement sous impact mais en contre partie, ils n'absorbent que très peu d'énergie.

Enfin, l'influence du niveau d'imprégnation sur les modes d'endommagement sous impact des matériaux testés a été évaluée. D'une part, la porosité intra-mèche augmente la sensibilité au cisaillement transverse des composites renforcés par les fibres minérales tissées. D'autre part, elle améliore leur ductilité. C'est d'autant plus le cas des fibres organiques. De manière générale, la structure se déforme donc plus facilement au cours du choc, ce qui limite son endommagement et lui permet d'absorber une plus large part d'énergie avant rupture.

Chapitre 5

Etude des voies d'optimisation de diverses solutions de blindage composite

Sommaire

5.1.	Influence de la porosité inter-plis sur le comportement à l'impact des composites stratifiés.....	116
5.1.1.	Fabrication des matériaux et introduction des porosités.....	116
5.1.2.	Effets de la porosité inter-plis sur le comportement à l'impact de composites renforcés de tissus de basalte	119
5.1.3.	Effets de la porosité inter-plis sur le comportement à l'impact de composites renforcés de plis UD de carbone	121
5.1.4.	Influence de la porosité inter-plis dans un composite T700/M21.....	127
5.2.	Influence de la présence d'éléments aux inter-plis sur le comportement à l'impact de composites renforcés de tissus de basalte	130
5.2.1.	Fabrication de composites avec éléments d'inter-plis	130
5.2.2.	Effets des différents éléments d'inter-plis sur le comportement à l'impact du stratifié	131
5.3.	Conclusions sur les voies d'optimisation de solutions de blindage composite	132

Les campagnes expérimentales détaillées Chapitre 3 et 4 ont permis d'identifier les mécanismes d'endommagement permettant à des composites stratifiés élémentaires d'absorber l'énergie d'impact. Comme cela a été constaté dans le cas des nappes de préimprégné AS4/APC-2 ou de T700/M21, le délaminage est apparu comme un mécanisme intéressant pour la dissipation d'énergie. Il engendre par ailleurs la dispersion de l'énergie d'impact dans le plan de l'éprouvette, ce qui peut être un facteur déterminant pour l'optimisation des solutions stratifiées multimatériaux. Ce mécanisme reste néanmoins restreint aux composites réalisés à partir de plis unidirectionnels.

Dans ce chapitre, diverses propositions de modification des inter-plis ont été évaluées et un regard particulier a été porté sur l'influence de ces modifications sur l'apparition du processus de délaminage, notamment dans les structures tissées. Deux stratégies principales de modification ont été poursuivies : la création de porosités aux inter-plis et l'ajout d'éléments d'interfaces. Des essais d'impact Charpy ont permis de comparer les mécanismes d'endommagement des diverses configurations.

Dans la première partie du chapitre, l'influence de la porosité inter-plis a été étudiée dans le cas de composites stratifiés renforcés de tissus de basalte et de plis unidirectionnels de carbone (à matrice PEEK et M21).

Dans la seconde partie du chapitre, des particules céramiques et des fibres courtes métalliques ont été dispersées aux inter-plis de composites renforcés de tissus de basalte et leur effet sur sa résistance à l'impact a été analysé.

5.1. Influence de la porosité inter-plis sur le comportement à l'impact des composites stratifiés

5.1.1. Fabrication des matériaux et introduction des porosités

L'étude de la porosité inter-plis a été menée sur des composites quasi-isotropes à matrice PEEK, renforcés par des tissus de basalte sergé 2/2 (Tableau 4.2) et des nappes de carbone AS4 quasi-unidirectionnelles¹ d'Hexcel (Tableau 5.1). Les semi-produits ont été assemblés par film stacking avant d'être consolidés sur le pilote EDyCO, à 400 °C durant 20 minutes, selon les cycles de pression et de température définis Paragraphe 2.2.4.3. Les caractéristiques des plaques élaborées sont présentées Tableau 5.2.

AS4 quasi-UD		
Fournisseur	Hexcel	
Référence	HexForce® 43151 SB	
m_s (g/m ²)	150	
e (mm)	0,15	
Types de fil	Hextow AS4C GP 3K	Verre EC5 5.5 X 2
Direction	Chaîne	Trame
Nb mèches/cm	7,2	4
Répartition en masse (%)	97	3

Tableau 5.1 : Caractéristiques des nappes de carbone AS4 quasi-unidirectionnelles utilisées

¹ Les nappes de fibres AS4 sèches sont stabilisées par tissage avec des fibres de verre selon une armure taffetas.

	Sergé 2/2 basalte	AS4 quasi-UD
n_f		32
n_m		64
m_s (kg.m ⁻²)	10,2	8,0
e_s (mm)	5,2	5,1
$V_f(th)$	0,50	0,52
$V_m(th)$	0,47	0,48
$V_p(th)$	0,03	0,00

Tableau 5.2 : Caractéristiques des composites renforcés de tissus de basalte et de nappes de carbone AS4 quasi-unidirectionnelles

Une méthode simple a été appliquée pour générer la formation de porosités inter-plis au sein des stratifiés : une poudre élastomère, dont la température de dégradation est inférieure à 400 °C, a été dispersée¹ entre chaque pli durant la phase de drapage (Figure 5.2a). Ainsi, sous les hautes températures de consolidation appliquées, sa dégradation a engendré la création de nombreuses porosités.

La poudre employée est un élastomère Nanostrength® M52 (copolymères triblocs PMMA-PBA-PMMA) fourni par la société Arkema. Une analyse a été réalisée afin de déterminer son comportement thermogravimétrique. Celle-ci a été effectuée à l'aide d'un appareillage STA 409 PC de Netzsch. Une rampe de montée en température de 5 °C/min jusqu'à 700 °C a été appliquée sous air ambiant. Comme le montre le graphique présenté Figure 5.1, la température de dégradation de l'élastomère M52 peut être estimée à 250°C, et à 400 °C, température de consolidation du PEEK, 90% de sa masse initiale est dégradée.

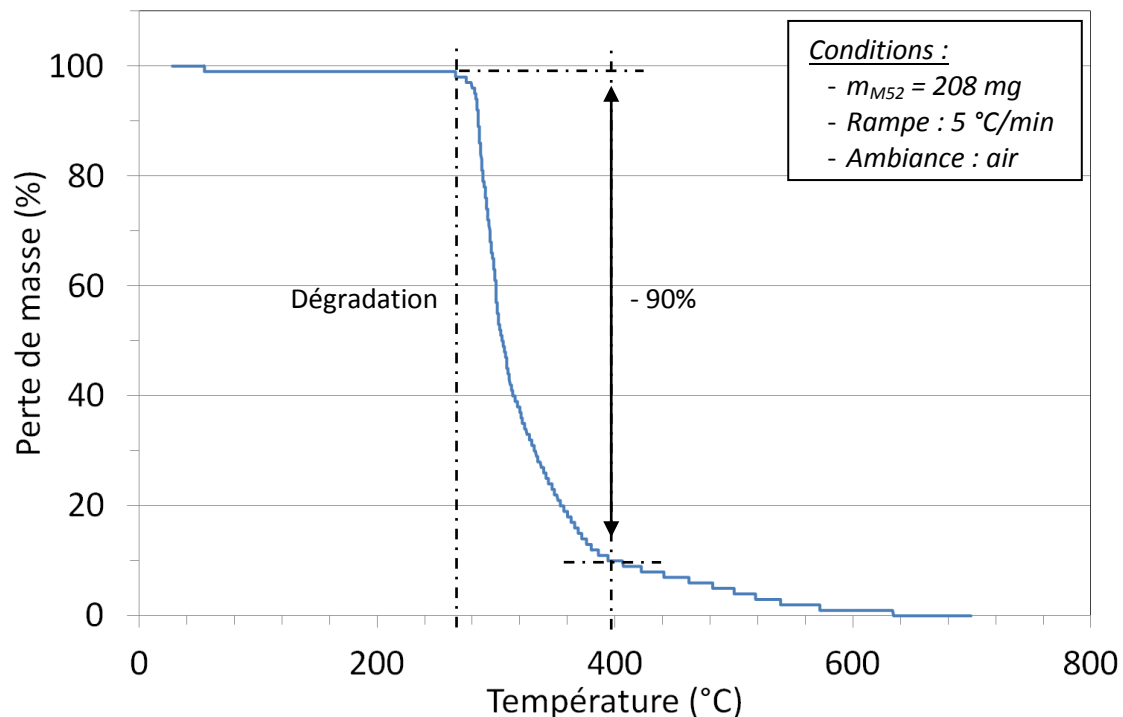


Figure 5.1 : Analyse thermogravimétrique de la poudre d'élastomère Nanostrength® M52

¹ La dispersion de l'élastomère a été effectuée par poudrage manuel, en effectuant plusieurs passages croisés.

Un taux massique de poudre égal à 10% par rapport à la masse totale de résine a été réparti de manière équivalente entre chaque pli des stratifiés. D'après l'Equation 5.1, ceci équivaut à un taux volumique final de porosités inter-plis d'environ 5% dans chacun des matériaux étudiés.

$$V_p(th) = 0,9 \times 0,1 \times \frac{n_m \times m_{smp}}{\rho_{NS} \times e_s} \quad \text{Équation 5.1}$$

Des analyses microscopiques ont permis d'observer la répartition des porosités dans chaque matériau. Les composites renforcés de tissus de basalte sont ainsi constitués de mèches imprégnées entre lesquelles sont réparties des porosités de tailles comprises entre la centaine de microns et le millimètre (Figure 5.2b). Dans le cas des stratifiés renforcés de tissus quasi-unidirectionnels de carbone, la compacité des mèches rend difficile leur imprégnation (Figure 5.3a). L'addition de poudre d'élastomère se traduit alors par une microstructure mixte avec des porosités intra- et inter-mèches (Figure 5.3b).

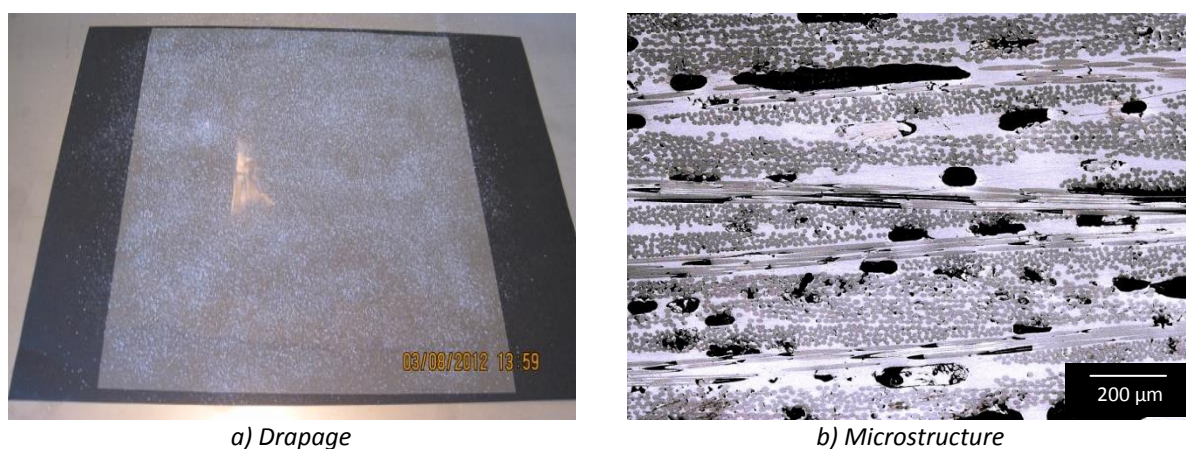


Figure 5.2 : Drapage (a) et microstructure (b) du composite renforcé de tissu sergé 2/2 de basalte avec porosité inter-plis (Microscopie optique numérique)

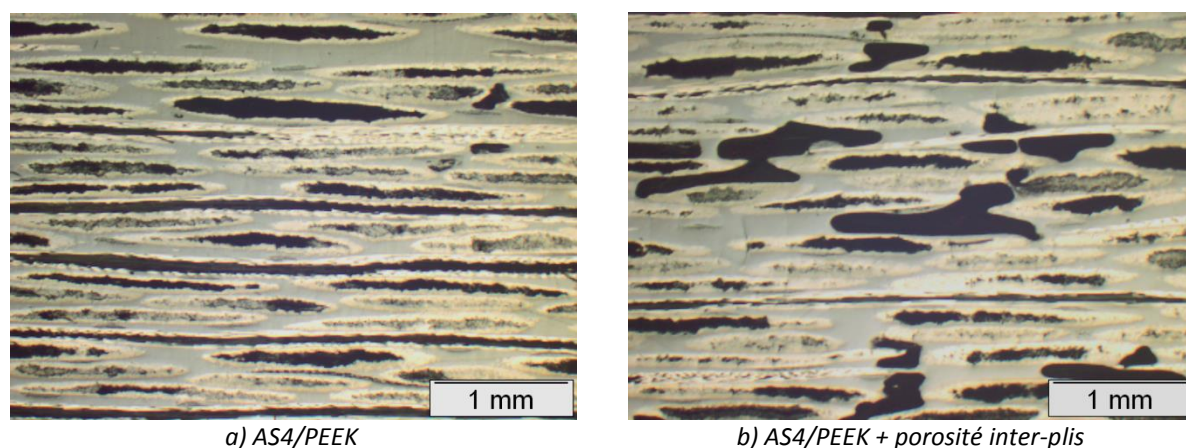


Figure 5.3 : Microstructure des composites AS4/PEEK avec porosité intra-mèche (a) et avec porosités intra-mèche et inter-plis (b) (Microscopie optique)

5.1.2. Effets de la porosité inter-plis sur le comportement à l'impact de composites renforcés de tissus de basalte

Les modes d'endommagement sous impact Charpy des composites renforcés par les fibres de basalte tissées avec et sans porosité inter-plis ont été comparés. L'influence de la porosité inter-plis a aussi été confrontée à celle d'une porosité de type intra-mèche (étudiée Chapitre 4). Les courbes d'effort en fonction du déplacement et les profils des différentes éprouvettes rompues sont présentés Figure 5.4.

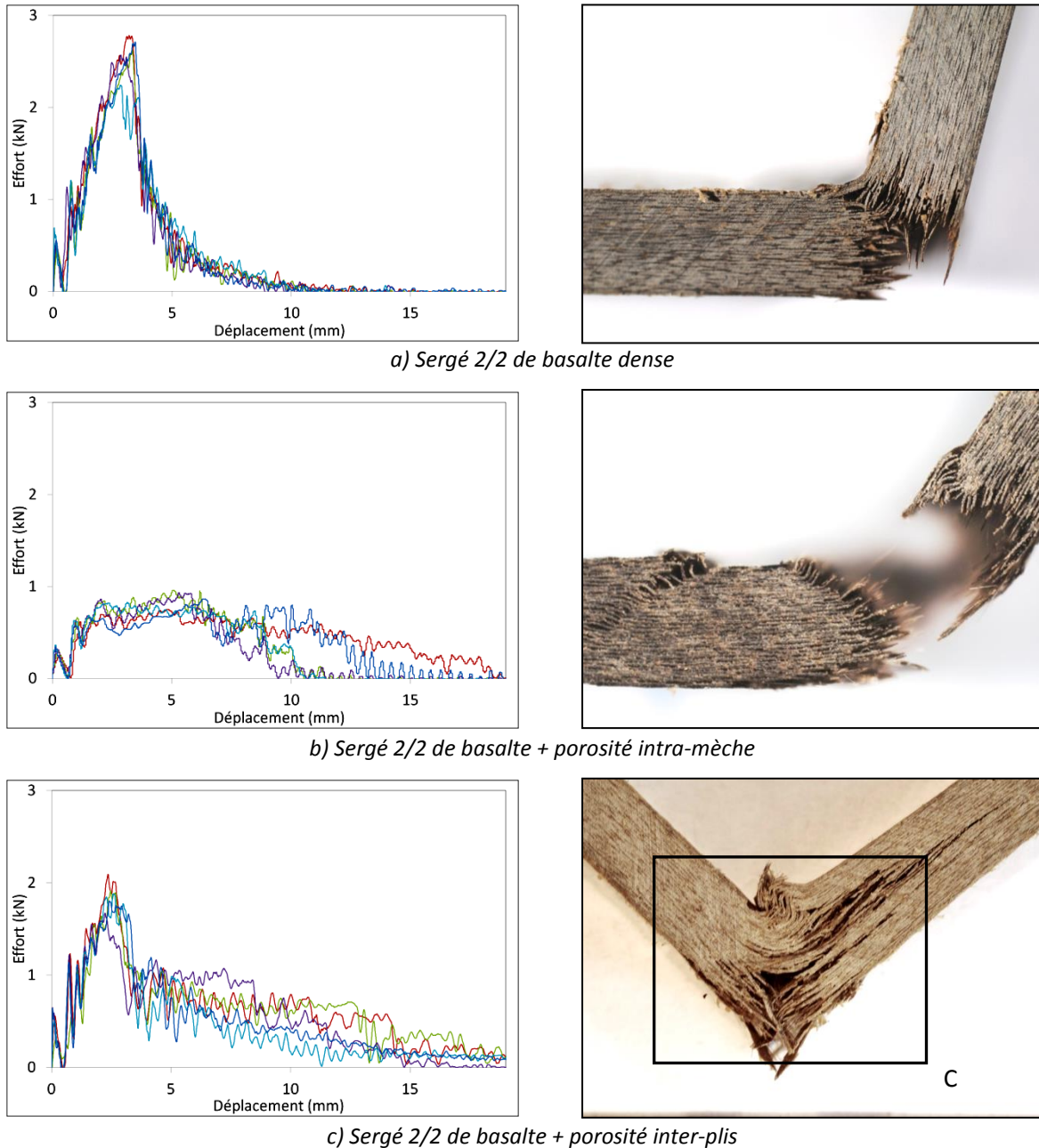


Figure 5.4 : Courbes effort/déplacement (à gauche) et photographies après impact Charpy (à droite) des éprouvettes renforcées de tissus sergé 2/2 de basalte sans porosité (a), avec porosité intra-mèche (b) et avec porosité inter-plis (c)

Comme cela a été vu Chapitre 4, le composite sans porosité (Figure 5.4a) présente un comportement fragile caractérisé par une forte résistance initiale à l'effort transverse suivie d'une rupture brutale de fibres en traction sur sa face opposée à l'impact. Le stratifié avec porosité intra-mèche (Figure 5.4b) présente une rupture plus progressive, débutant à plus faible charge. La fracture de l'éprouvette est provoquée par une combinaison des sollicitations de flexion et de cisaillement transverse se traduisant par l'apparition de lignes d'endommagement inclinées à 45°.

Les courbes d'effort du composite avec porosité inter-plis (Figure 5.4c) révèlent un comportement intermédiaire. Comme pour le matériau sain, l'endommagement se manifeste dans un premier temps par une chute brutale de l'effort, bien que pour un effort plus faible. Dans un second temps, une reprise d'effort soudaine est constatée et finalement, l'endommagement se poursuit progressivement jusqu'à l'expulsion de l'éprouvette comme dans le cas du composite avec porosité intra-mèche.

Contrairement aux échantillons denses et avec porosité intra-mèche, les composites avec porosité inter-plis ne sont que partiellement rompus et présentent même une forte rigidité résiduelle. Comme pour les matériaux sans porosité inter-plis, la tranche des éprouvettes révèle des ruptures de fibres en traction sur la face opposée à l'impact (Figure 5.5), même si dans le cas du composite avec porosité inter-plis celles-ci restent relativement limitées. En revanche, contrairement aux autres matériaux, la flexion du barreau a induit un endommagement local en compression sur la face d'impact par flambement des fibres, ainsi que d'importants délaminages dans le plan moyen du stratifié, là où les contraintes de cisaillement sont les plus fortes. La porosité inter-plis favorise donc la formation de délaminages dans les composites à renforts tissés, habituellement insensibles à ce type d'endommagement. Ceux-ci présentent toutefois un aspect très irrégulier. Cela peut s'expliquer par une dispersion assez hétérogène des porosités aux interfaces (Figure 5.2b) et par le fait que le plan d'inter-plis est très irrégulier dans le cas des composite renforcés de tissus (interpénétration des renforts).

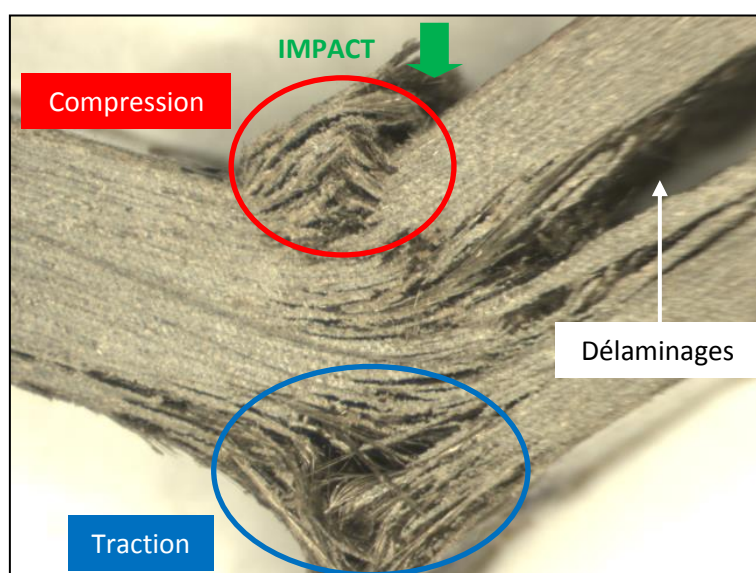


Figure 5.5 : Tranche d'une éprouvette renforcée de tissu de basalte avec porosité inter-plis après impact Charpy (Zone C de la Figure 5.4c / Loupe binoculaire)

Les valeurs moyennes de résistance au choc ainsi que l'énergie absorbée avant et après initiation de l'endommagement de chaque stratifié sont présentées Figure 5.6.

Comme les éprouvettes denses, les spécimens avec porosité inter-plis se chargent de manière élastique avant de s'endommager soudainement sous la flexion exercée. L'énergie absorbée avant initiation de l'endommagement instable est par conséquent supérieure à celle d'un matériau avec porosité intra-mèche, beaucoup plus ductile et pour lequel l'énergie emmagasinée de manière élastique est négligeable. La porosité inter-plis réduit toutefois la résistance à l'initiation de l'endommagement du stratifié, d'où une énergie stockée de manière élastique moitié moins importante que celle du matériau non-poreux.

Toutefois, les défauts interlaminaires favorisent la formation et la propagation de délaminages sous les contraintes de cisaillement. Ainsi, une large portion de l'énergie d'impact est non plus dispersée dans l'épaisseur du stratifié mais dans sa largeur, ce qui permet d'éviter sa rupture transverse localisée. L'éprouvette conserve alors une rigidité élevée tout au long de l'impact et absorbe une très forte quantité d'énergie par déformation. L'énergie consommée durant la seule phase d'endommagement du matériau est ainsi supérieure de 125% à celle du composite dense. L'énergie totale absorbée l'est de 38%.

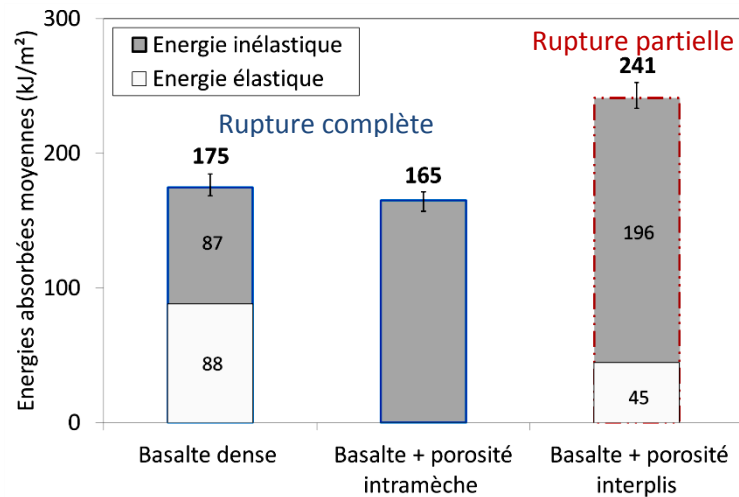


Figure 5.6 : Résistance moyenne au choc Charpy des composites renforcés de tissus sergé 2/2 de basalte denses et poreux

Ces conclusions restent toutefois à nuancer en raison de la différence de temps de contact des éprouvettes avec le mouton pendule. En effet, comme le montre l'étude en Annexe D, le niveau total d'énergie absorbée dans le cas de composites tenaces reste fortement dépendant de la longueur du barreau impacté. Contrairement à un matériau fragile qui est expulsé rapidement, plus une éprouvette déformable est longue, plus l'énergie absorbée avant son expulsion des mors du mouton pendule est importante.

5.1.3. Effets de la porosité inter-plis sur le comportement à l'impact de composites renforcés de plis UD de carbone

D'après l'étude réalisée Chapitre 3, les composites à renforts unidirectionnels sont fortement sujets aux délaminages interlaminaires, ce qui leur permet de dissiper une partie de l'énergie d'impact dans le plan du composite. Dans cette partie, l'effet de la porosité inter-plis sur le comportement à l'impact de composites renforcés par des nappes de fibres de carbone, et plus particulièrement sur le mécanisme de délaminage, est investigué.

Les stratifiés renforcés par les fibres de carbone AS4 quasi-unidirectionnelles, avec porosités intra-mèche et avec porosités intra- et inter-mèches ont été comparés à la référence AS4/APC-2, composite non poreux réalisé à partir de préimprégnés sur presse chauffante conventionnelle (voir Chapitre 3).

5.1.3.1. Caractérisation à l'impact basse vitesse

Les courbes d'effort en fonction du déplacement et les photographies du profil des éprouvettes après impact Charpy sont présentées Figure 5.7.

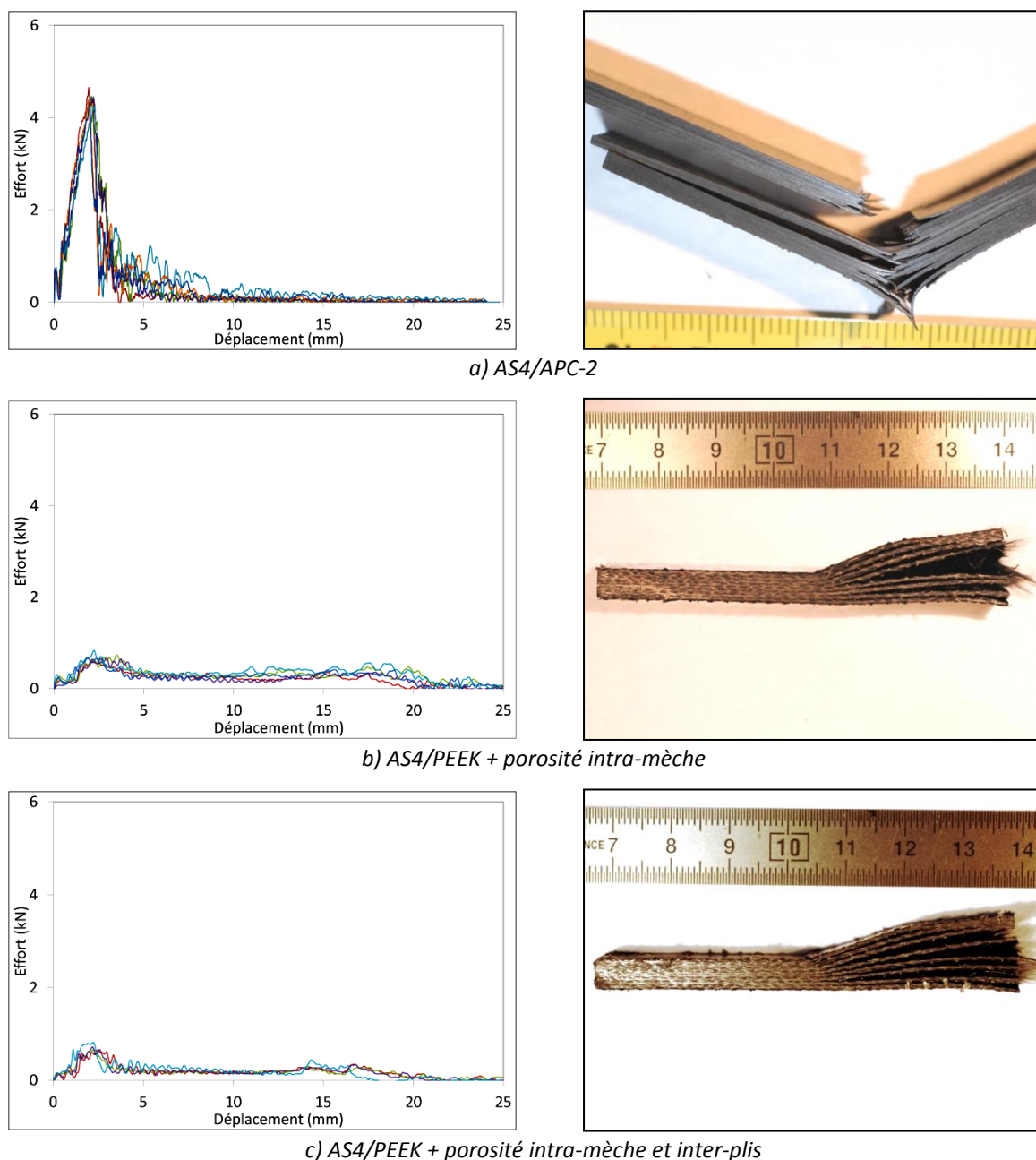


Figure 5.7 : Courbes effort/déplacement (à gauche) et photographies après impact Charpy (à droite) des éprouvettes renforcées de nappes de carbone unidirectionnelles avec et sans porosité inter-plis

Le stratifié AS4/APC-2 (Figure 5.7a) fournit une très forte résistance à l'effort d'impact avant de céder brutalement dans un premier temps. Dans un second temps, une reprise d'effort accompagnée par de fortes oscillations conduit à une rupture plus progressive du matériau. Comme le montre l'analyse visuelle, celle-ci est caractérisée par un endommagement étendu du matériau par délaminages.

Les courbes relatives aux deux matériaux consolidés sur le pilote EDyCO, avec (Figure 5.7c) et sans porosités inter-plis (Figure 5.7b), sont très similaires. Contrairement au composite réalisé à partir de préimprégnés, la courbe d'effort présente un maximum très faible et l'effort décroît de manière très progressive jusqu'à expulsion de l'éprouvette des mors du mouton pendule. D'autre part, la chute d'effort est accompagnée d'oscillations tardives, légèrement plus importantes pour le stratifié sans porosité inter-plis (Figure 5.8).

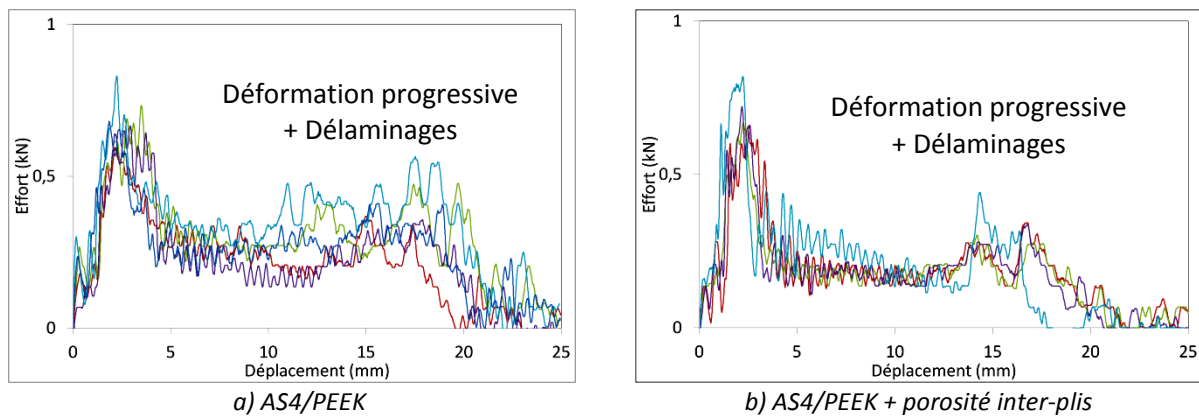


Figure 5.8 : Courbes effort/déplacement des éprouvettes AS4/PEEK avec (a) et sans porosité inter-plis (b)

Les profils d'endommagement des deux matériaux sont parfaitement identiques et reproductibles. Comme le montre la Figure 5.9, les ruptures de fibres deviennent inexistantes. Aucune des éprouvettes n'a rompu lors des essais. Elles présentent une grande déformation résiduelle et conservent une forte rigidité transverse malgré d'importants délaminages interlaminaires. Ces derniers sont par ailleurs concentrés d'un côté de l'éprouvette, ce qui révèle un effet en chaîne cumulatif du mécanisme de délaminage. Ils ne sont par ailleurs traversant que dans la moitié inférieure du barreau opposée à l'impact.

Le délaminage ne s'est produit qu'aux interfaces entre les plis à $+45^\circ$ et à 0° ¹ dans la moitié supérieure du stratifié, et entre les plis à -45° et 0° dans sa partie inférieure. L'interface définissant le plan moyen du stratifié, entre les deux plis successifs de même orientation, n'est pas délaminée. Un nombre précis de sept interfaces délaminées a ainsi été compté sur chacune des éprouvettes, ce qui est cohérent avec la séquence de drapage quasi-isotrope $[-45/90/45/0]_{45}$. Cette caractéristique du mécanisme de délaminage dans ce matériau peut être rapprochée au phénomène d'orientation des surfaces délaminées suivant l'orientation des plis inférieurs lors d'impacts poids tombant [21, 99]. Ce phénomène est dû à des propagations de fissures par cisaillement en mode II et mode III, ce qui dans notre cas est critique pour les inter-plis $0/\pm 45^\circ$.

¹ La tranche du couteau impacteur est orientée selon la direction des plis à 90° du stratifié (voir Paragraphe 2.1.2.3).

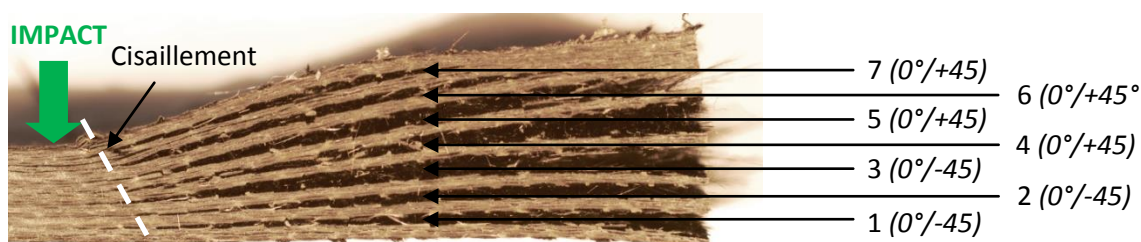


Figure 5.9 : Transche d'une éprouvette AS4/PEEK avec porosité intra-mèche après impact Charpy

La résistance moyenne au choc de chaque matériau est tracée Figure 5.10. Les stratifiés réalisés à partir de fibres sèches présentent une résistance élastique négligeable du fait d'une forte déformabilité macroscopique induite par la présence de porosité intra-mèche (voir Chapitre 4). Ils n'absorbent l'énergie d'impact que par déformation inélastique et délaminage et sont moins performants que l'AS4/APC-2.

La résilience moyenne du composite AS4/PEEK avec porosités inter-plis n'est inférieure que de 18% à celle de l'AS4/PEEK sans porosité inter-plis. Les deux matériaux présentent en effet une morphologie de dommages identique et seules les oscillations moins importantes sur les courbes d'effort du stratifié avec porosités inter-plis permettent de les distinguer (Figure 5.8). L'effet de la porosité aux interfaces est donc peu marqué dans le cas de composites renforcés de nappes de fibres faiblement imprégnées.

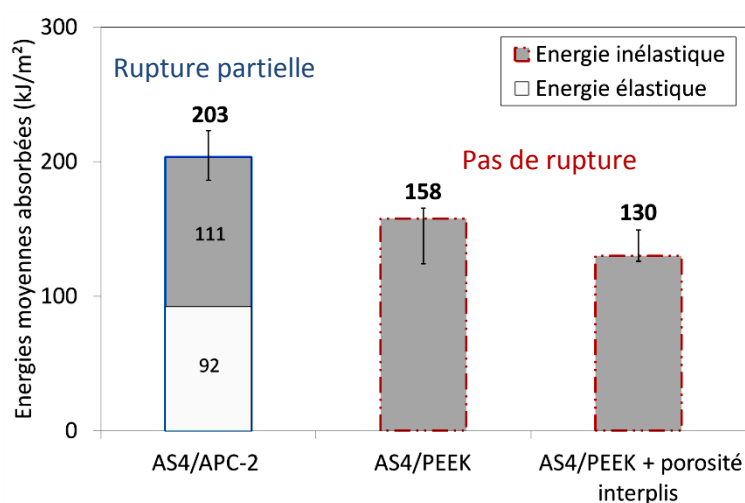


Figure 5.10 : Résistance moyenne au choc Charpy des composites renforcés de nappes de carbone unidirectionnelles avec et sans porosité inter-plis

5.1.3.2. Caractérisation à l'impact haute vitesse

Pour tenter de caractériser l'influence de la vitesse d'impact sur l'endommagement par délaminage des composites renforcés de nappes de carbone unidirectionnelles, des essais d'impact ont été réalisés au moyen du canon à gaz comprimé. Les caractéristiques de chaque tir sont présentées Tableau 5.3.

Matériau	Vitesse impact (m.s^{-1})	Energie d'impact (J)	Vitesse résidu. (m.s^{-1})	Energie résiduelle (J)	Energie absorbée (J)
AS4/APC-2	122	476	87	242	234
AS4/PEEK	125	500	109	379	121
AS4/PEEK + porosité interplis	122	476	102	331	145

Tableau 5.3 : Caractéristiques des impacts au canon sur les composites renforcés de nappes de carbone unidirectionnelles avec et sans porosité inter-plis

Contrairement à l'AS4/APC2 (voir Paragraphe 3.2.3.2), l'analyse visuelle post-impact des stratifiés renforcés de plis quasi-unidirectionnels (Figure 5.11) révèle un « effet tissu » particulièrement important. Les plaques présentent effectivement en face arrière des ruptures locales en forme de croix, orientées à la fois selon les directions chaîne et trame du taffetas carbone/verre. Cet effet est probablement lié à la présence importante de porosités (intra- et inter-mèches) dans ce matériau.

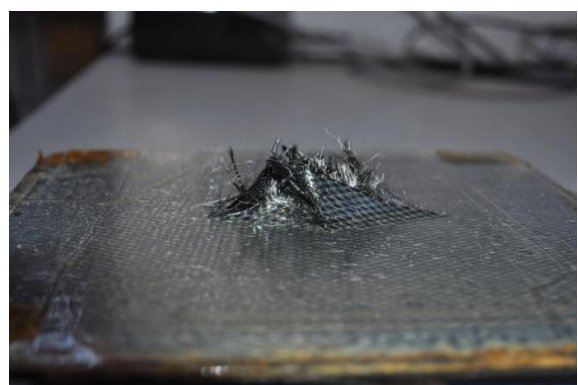
De plus, contrairement aux essais réalisés à basse vitesse d'impact (Figure 5.9), les coupes transversales présentées Figure 5.12 ne montrent plus aucun signe de délaminage interlaminaire. A l'inverse, un endommagement local par cisaillement apparaît. Un poinçon de matière en formation est encore visible dans le stratifié sans porosité inter-plis (Figure 5.12a). Ce poinçon a même été éjecté dans le cas du matériau avec porosités intra- et inter-mèches (Figure 5.12b).

La sensibilité au cisaillement des matériaux composites à vitesse d'impact élevée est un phénomène déjà constaté Chapitre 4. Cet effet est d'autant plus marqué en présence de porosité intra-mèche. La faculté des matériaux renforcés de nappes de carbone unidirectionnelles à dissiper l'énergie incidente par délaminages interlaminaires devient ainsi insignifiante lorsqu'ils contiennent des porosités intra-mèches. Ils sont par conséquent beaucoup moins performants que le composite non-poreux (Figure 5.13).

Le stratifié sans porosité inter-plis présente une capacité d'absorption de l'énergie d'impact sensiblement inférieure à celle du matériau poreux. La répétabilité des résultats ne peut toutefois pas être assurée et il est donc difficile de conclure quant à l'effet d'un plus grand taux de porosité dans le matériau avec porosités inter et intra-plis.



a) AS4/PEEK



b) AS4/PEEK + porosité inter-plis

Figure 5.11 : Face arrière des composites AS4/PEEK avec (a) et sans porosité inter-plis (b) après impact au canon

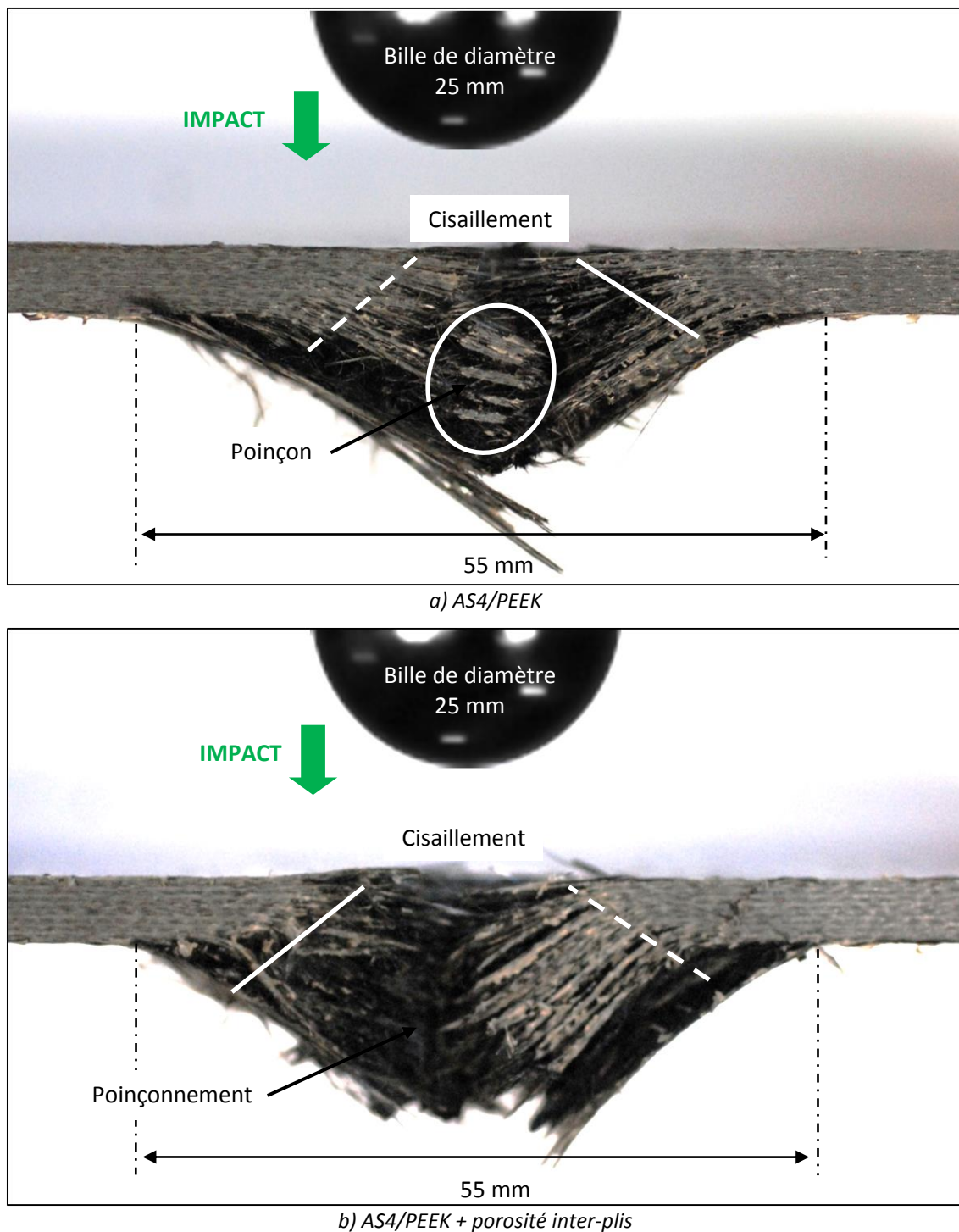


Figure 5.12 : Coupe transversale des composites AS4/PEEK avec (a) et sans porosité inter-plis (b) après impact au canon

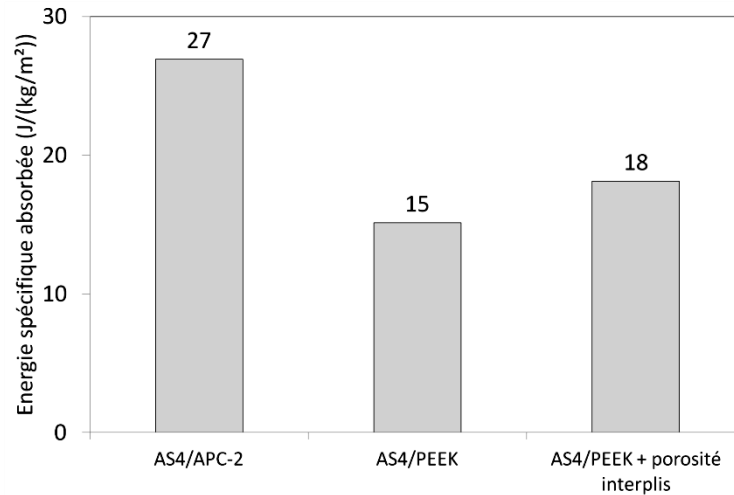


Figure 5.13 : Energie spécifique absorbée par les composites renforcés de nappes de carbone unidirectionnelles avec et sans porosité inter-plis

5.1.4. Influence de la porosité inter-plis dans un composite T700/M21

L'influence de la porosité inter-plis a également été caractérisée dans le cas des composites à matrice thermodurcissable sur des plaques quasi-isotropes à matrice époxy M21 renforcées par des nappes de carbone T700 unidirectionnelles. Des plaques ont été mises en oeuvre sur le pilote EDyCO, selon les cycles de pression et de température présentés Figure 5.14.

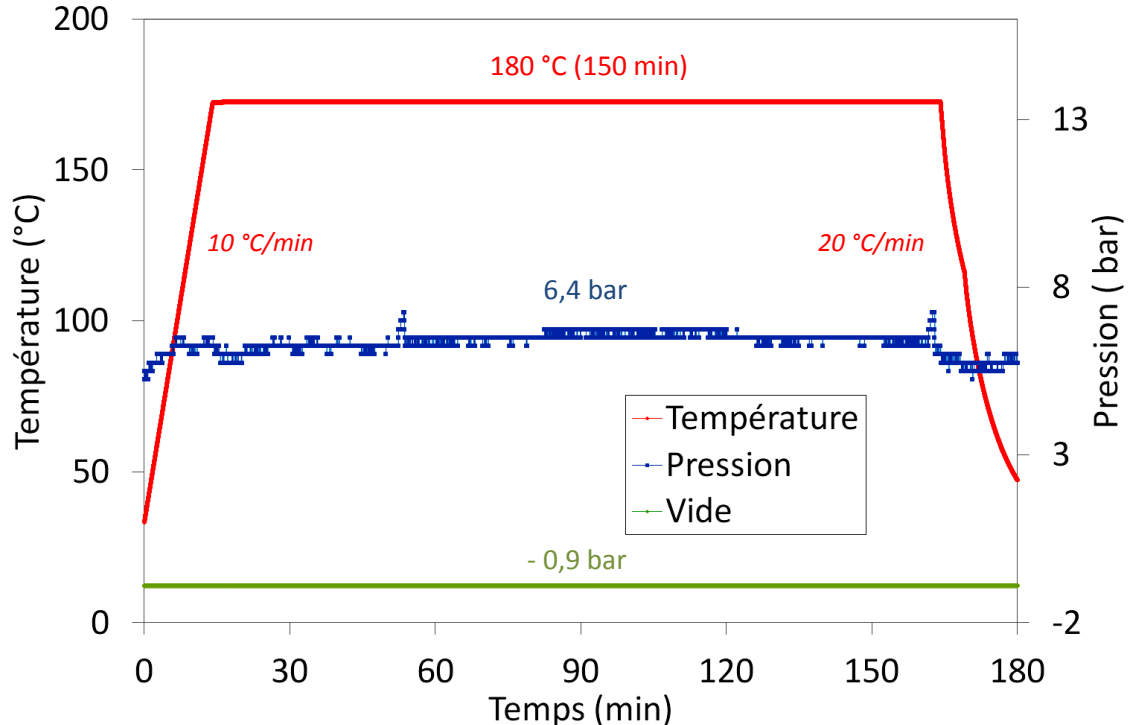


Figure 5.14 : Cycle de polymérisation du composite T700/M21 élaboré sur le pilote EDyCO

Contrairement à un cycle autoclave conventionnel (voir Paragraphe 2.2.2), des rampes de chauffage et de refroidissement relativement courtes ont pu être appliquées grâce au moule Cage System®. Un

temps de maintien en température plus long a été imposé en compensation [93]. Dans le cas présenté, le cycle ne dure que trois heures alors qu'il atteint près de cinq heures avec un cycle conventionnel. Les principales caractéristiques des plaques élaborées sous autoclave et sur le pilote EDyCO sont présentées Tableau 5.4.

Comme le montre la Figure 5.15b, le matériau réalisé sur le pilote EDyCO présente une forte porosité inter-plis inattendue occasionnée par l'utilisation d'une vitesse de chauffage trop importante. En effet, lors d'un cycle conventionnel, la montée progressive en température permet à la résine fluidifiée de se répartir de façon homogène au sein du matériau. La rampe appliquée ici (10 °C/min au lieu de 1,5°C/min traditionnellement) est ainsi trop rapide pour permettre une bonne répartition de la résine avant le passage à l'état de gel, ce qui engendre l'apparition de nombreuses porosités localisées essentiellement aux inter-plis.

Matériau	T700/M21 autoclave	T700/21 EDyCO
Nombre de plis		24
m_s (kg.m ⁻²)		9,2
e (mm)	5,8	5,7
V_f calculé	0,62	0,64

Tableau 5.4 : Caractéristiques des composites T700/M21 élaborés sous autoclave et sur le pilote EDyCO

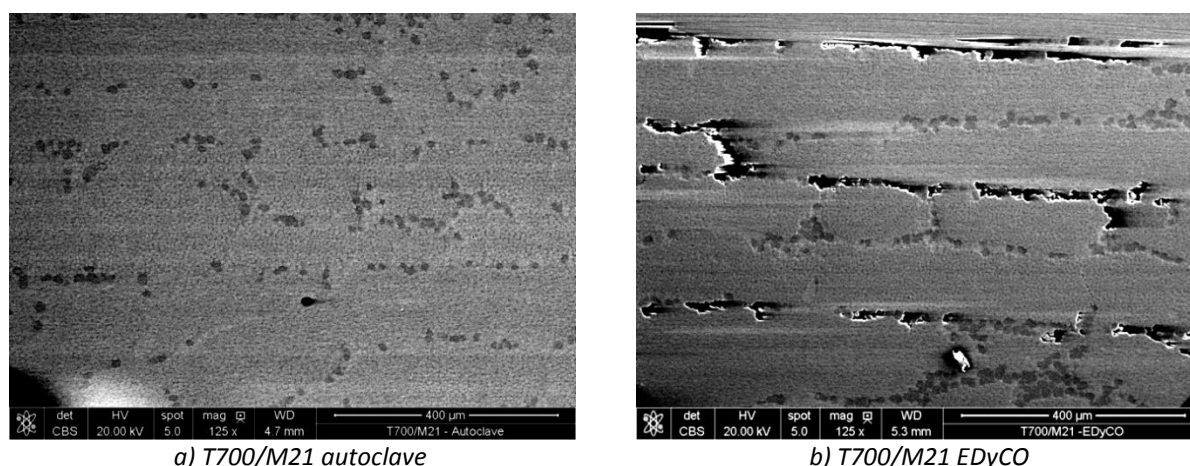


Figure 5.15 : Microstructure des stratifiés T700/M21 réalisés sous autoclave (a) et sur le pilote EDyCO (b) (MEB)

L'influence de la porosité inter-plis sur le comportement à l'impact de composites T700/M21 a ainsi été caractérisée au choc Charpy. Les courbes d'effort en fonction du déplacement et les profils d'éprouvettes avec et sans porosités sont présentés Figure 5.16.

Les deux stratifiés se comportent de manière très similaire. Ils se chargent fortement puis se fracturent brutalement. Ensuite, d'importantes oscillations accompagnent une rupture plus progressive du matériau. Comme cela a été vu dans les paragraphes précédents, celles-ci sont caractéristiques des nombreux délaminages observés sur le profil des éprouvettes après impact.

Toutefois, même si les courbes des deux stratifiés sont similaires, certains aspects diffèrent. Premièrement, l'effort nécessaire à initier la rupture du matériau avec défauts aux interfaces (Figure 5.16b) est inférieur. Deuxièmement, l'ampleur des oscillations est plus importante. Et en effet, durant l'essai, les délaminages ont conduit dans la plupart des cas à l'éclatement des éprouvettes en de multiples morceaux.

Les porosités inter-plis facilitent donc l'initiation des délaminages. L'énergie élastique emmagasinée durant la première phase est par conséquent réduite (Figure 5.17). En revanche, l'énergie absorbée durant la seconde phase est deux fois plus élevée dans le cas du matériau poreux. Sa résistance au choc est finalement supérieure de 27% à celle du matériau de référence. La porosité inter-plis favorise donc grandement la dispersion de l'énergie d'impact par la création et la propagation de délaminages supplémentaires.

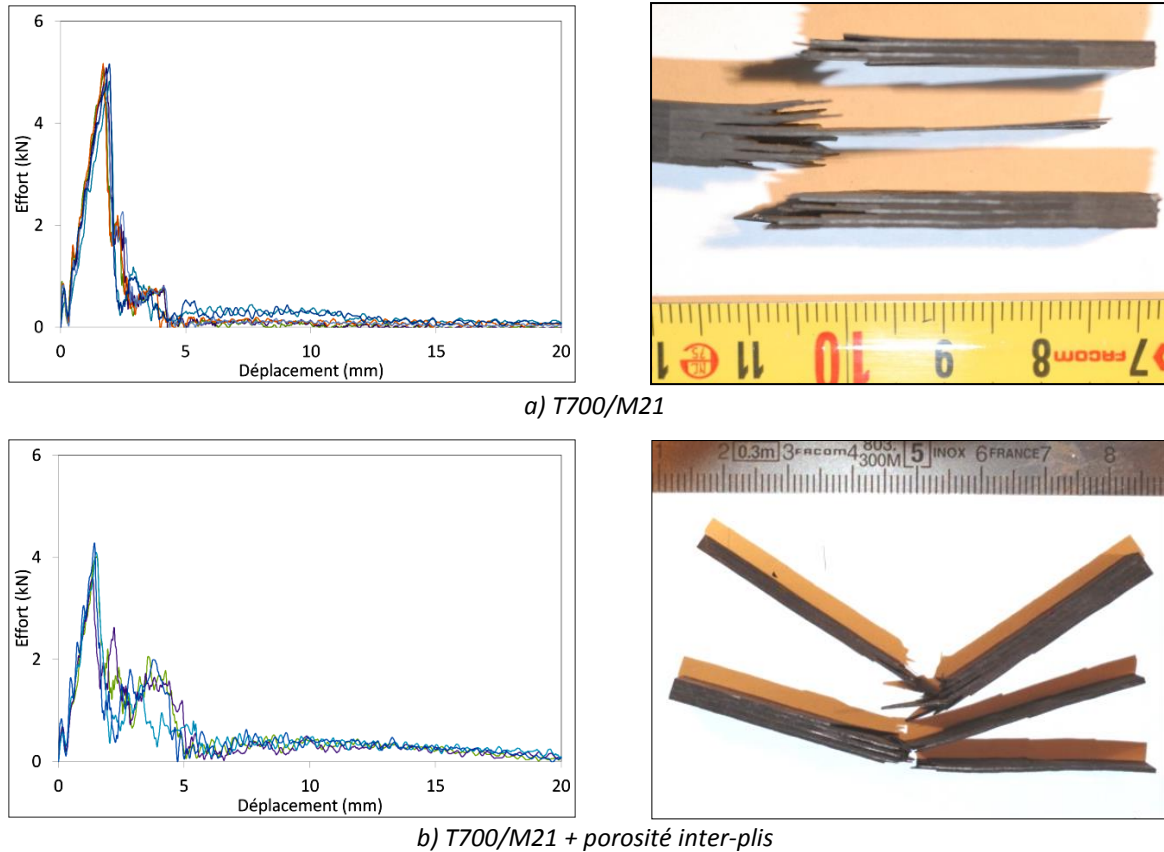


Figure 5.16 : Courbes effort/déplacement (à gauche) et photographies après impact Charpy (à droite) des éprouvettes T700/M21 avec (a) et sans porosité inter-plis (b)

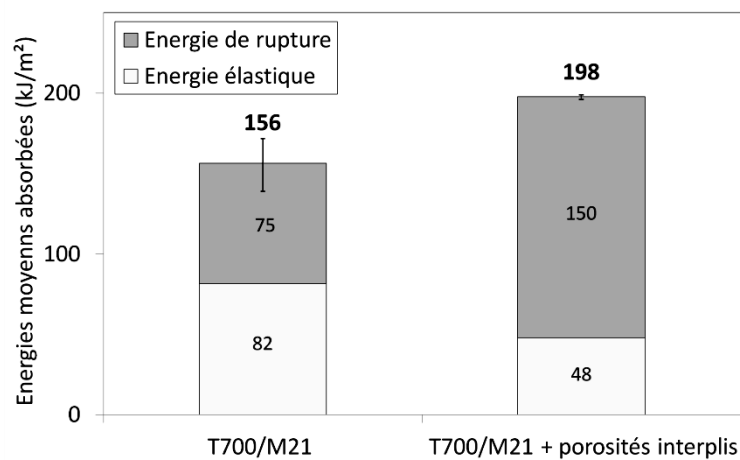


Figure 5.17 : Résistance moyenne au choc Charpy des composites T700/M21 avec et sans porosité inter-plis

5.2. Influence de la présence d'éléments aux inter-plis sur le comportement à l'impact de composites renforcés de tissus de basalte

Des particules céramiques et des fibres courtes métalliques ont été dispersées aux inter-plis du composite renforcé de tissus de basalte (voir Paragraphe 5.1.1) et leur effet sur ses modes d'endommagement a été analysé.

5.2.1. Fabrication de composites avec éléments d'inter-plis

La méthode de mise en forme des stratifiés et le protocole suivi pour disperser les divers éléments aux interfaces sont identiques à ceux appliqués Paragraphe 5.1.1 dans le cas de la poudre d'élastomère Nanostrength M52. Des taux respectifs de poudre et de fibres métalliques de 10% et 20% par rapport à la masse totale de résine ont été répartis de manière équivalente entre chaque interface du stratifié (Figure 5.18).

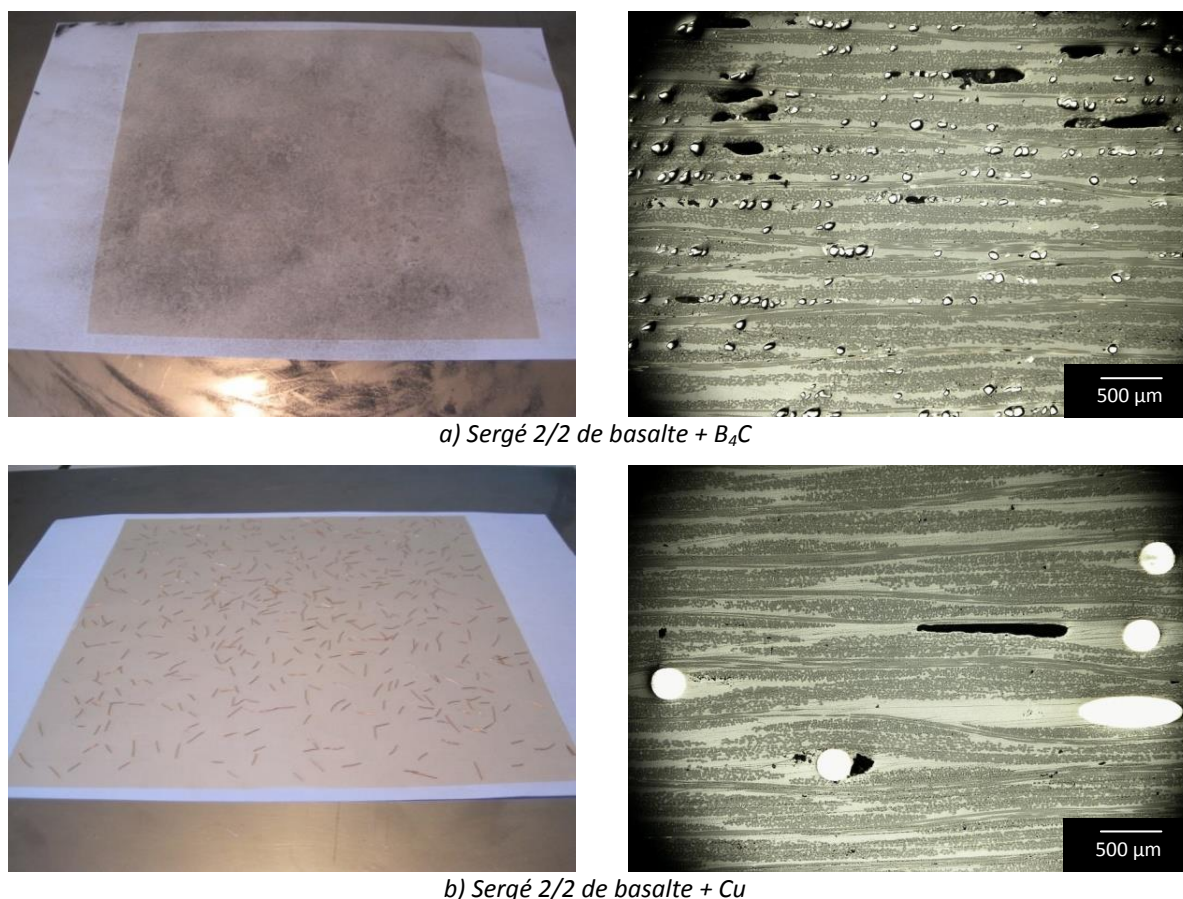


Figure 5.18 : Drapage (à gauche) et microstructure (à droite) des composites renforcés de tissus sergé 2/2 de basalte avec B_4C (a) et fibres de cuivre courtes (b) aux inter-plis (Microscopie optique numérique)

La poudre céramique employée est un carbure de bore Tetrabor® fourni par la société américaine ESK spécialisée dans le domaine des céramiques techniques. Le diamètre des particules est compris entre 22 μm et 59 μm (Figure 5.18a).

Les fibres courtes métalliques ont été découpées à partir d'une bobine de fil de cuivre. Leur longueur moyenne équivaut à 5 mm et leur diamètre est de 0,2 mm (Figure 5.18b).

Les caractéristiques des composites consolidés sont exposées Tableau 5.5.

	Sergé 2/2 basalte + B ₄ C	Sergé 2/2 Basalte + Cu
n_f		32
n_m		64
m_s (kg.m ⁻²)	10,6	10,9
e_s (mm)	5,3	5,1
V_f (th)	0,49	0,51

Tableau 5.5 : Caractéristiques des composites renforcés de tissus sergé 2/2 de basalte avec éléments aux inter-plis

5.2.2. Effets des différents éléments d'inter-plis sur le comportement à l'impact du stratifié

L'influence des divers éléments d'interface sur le comportement à l'impact du composite tissé a été caractérisée à l'aide du dispositif d'essais Charpy. Les courbes d'effort en fonction du déplacement et les photographies du profil des éprouvettes impactées sont présentées Figure 5.19.

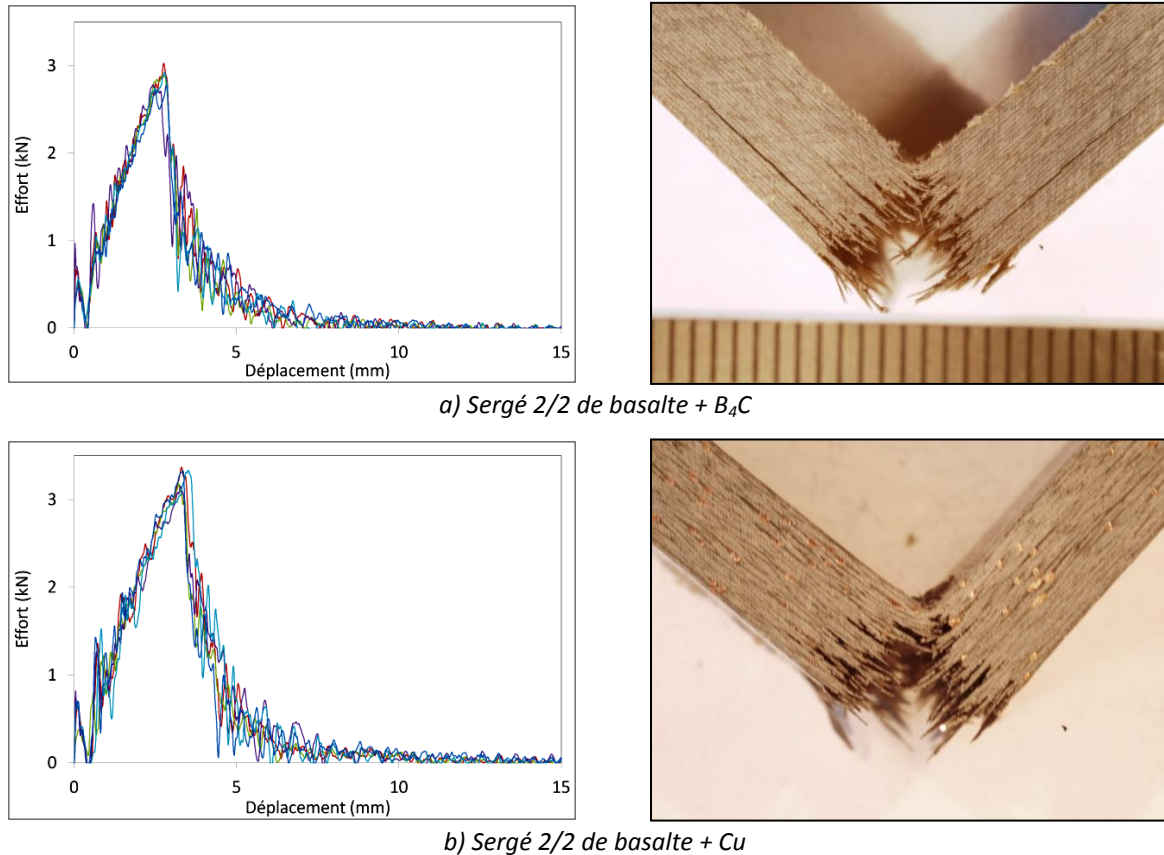


Figure 5.19 : Courbes effort/déplacement (à gauche) et photographies après impact Charpy (à droite) des éprouvettes renforcées de tissus sergé 2/2 de basalte avec B₄C (a) et fibres de cuivre courtes (b) aux inter-plis

Les courbes d'effort des deux matériaux sont similaires à celles du stratifié de base (Figure 4.7c). En effet, elles illustrent là encore un comportement fragile des éprouvettes. Aussi, d'après les analyses visuelles post-mortem, la ruine du barreau est systématiquement causée par des ruptures locales de fibres en traction qui s'initient face opposée à l'impact.

Les éprouvettes avec microparticules de B_4C aux inter-plis (Figure 5.19a) présentent de légers signes de délaminages. La dispersion de la poudre céramique aux interfaces du composite tissé permet donc de diminuer l'adhérence interplis de manière à générer du délaminage. Mais comme le montrent les courbes d'effort et les valeurs de résilience présentées Figure 5.20, la présence de Tetrabor® n'a pas modifié de manière significative le comportement global du matériau. La quantité de particules dispersées aux interfaces est peut-être insuffisante pour occasionner suffisamment de décohésions inter-plis.

L'effort critique nécessaire à la propagation brutale de l'endommagement est légèrement supérieur pour le composite avec fibres de cuivre courtes aux interfaces (Figure 5.19b) par rapport au stratifié de base (Figure 4.7a). Celui-ci emmagasine par conséquent une part plus importante d'énergie élastique avant de rompre (Figure 5.20). Celle-ci est de 25% supérieure à celle du stratifié sans additifs aux interfaces, pour une augmentation de masse surfacique de seulement 7% (voir Tableau 5.2 et Tableau 5.5). L'énergie consommée durant la phase de rupture du matériau reste inchangée. Les frottements qui accompagnent le déchaussement des fibres métalliques et leur déformation ductile sont donc insuffisants pour contribuer au bilan d'énergie totale absorbée.

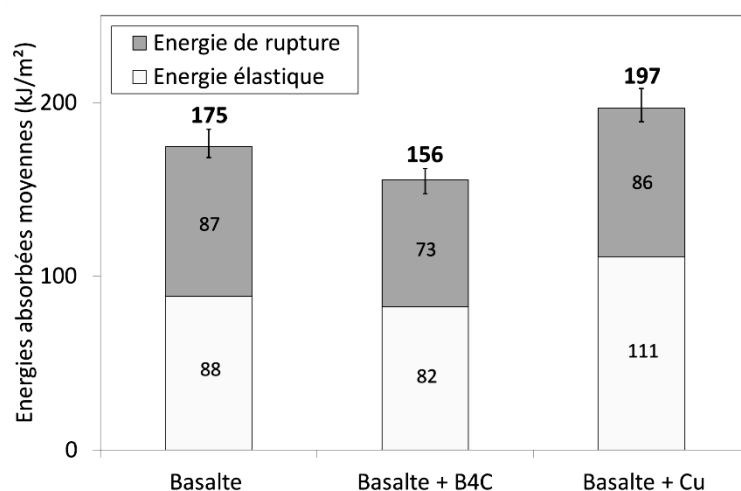


Figure 5.20 : Résistance moyenne au choc Charpy des composites renforcés de tissus sergé 2/2 de basalte avec et sans éléments aux inter-plis

5.3. Conclusions sur les voies d'optimisation de solutions de blindage composite

Dans ce chapitre, diverses modifications d'inter-plis ont été évaluées et des essais d'impact Charpy instrumentés ont permis de mettre en évidence leurs effets en fonction des configurations matériaux.

Tout d'abord, il a pu être constaté que la présence de porosité inter-plis dans les composites à matrice PEEK renforcés de tissus de basalte permettait d'activer le mécanisme de délaminage et ainsi d'augmenter l'énergie absorbée par le composite lors de l'impact. Cet effet bénéfique de la porosité inter-plis a également pu être observé dans un composite à matrice thermodurcissable renforcé de

nappes unidirectionnelles de carbone. La porosité inter-plis diminue en effet la résistance à la fissuration et favorise ainsi le développement de délaminages et ce, même dans les composites renforcés de tissus.

Cet effet n'a en revanche pas pu être mis en évidence dans le cas de composites à matrice PEEK renforcés par des nappes quasi-unidirectionnelles de carbone. En effet, la présence de porosités intra-mèche engendre une modification importante du mode d'endommagement par délaminage et diminue la capacité d'absorption d'énergie dans ce matériau. L'addition de porosités inter-plis ne modifie alors que très peu le comportement à l'impact du stratifié.

L'effet de l'addition d'éléments aux interplis d'un composite tissé a également pu être analysé. Les essais montrent que des microparticules céramiques dispersées aux interfaces permettent de générer des délaminages, mais leur présence ne s'est pas révélée bénéfique pour l'absorption de l'énergie d'impact. L'insertion de fibres courtes métalliques entre les plis du stratifié favorise en revanche l'énergie spécifique absorbée. Leur présence permet de consommer une part plus importante d'énergie en retardant l'endommagement brutal du matériau.

Chapitre 6

Essais d'impact à haute vitesse sur combinaisons de matériaux composites multifonctionnelles

Sommaire

6.1.	Multimatériaux testés et scénarii d'absorption d'énergie visés.....	136
6.2.	Essais d'impact sur combinaisons de matériaux composites multifonctionnelles à 170 m.s^{-1} (0,9 kJ)	139
6.3.	Essais d'impact sur combinaisons de matériaux composites multifonctionnelles à 250 m.s^{-1} (2,5 kJ)	143
6.4.	Synthèse et discussion	147

L'objectif final de ce travail est le développement d'un matériau multifonctionnel capable de satisfaire d'une part aux exigences mécaniques et d'autre part d'assurer une tenue suffisante à l'impact pour éviter la perforation de la structure par d'éventuels débris, la partie blindante faisant partie intégrante du matériau.

Dans ce chapitre, quatre configurations ont été développées. Elles s'appuient sur les mécanismes d'absorption d'énergie observés dans les chapitres précédents. Chacune des configurations a son propre scénario d'absorption d'énergie. Deux campagnes d'essais à hautes vitesses ont été menées au moyen du canon à gaz comprimé, sous deux régimes d'impact différents.

6.1. Multimatériaux testés et scénarii d'absorption d'énergie visés

Les configurations réalisées dans ce chapitre sont composées de deux parties. La première a une fonction principalement structurale. La seconde partie a une fonction essentiellement protectrice.

Dans le Chapitre 3, il a été mis en évidence qu'un composite à matrice thermoplastique renforcé par des fibres de carbone unidirectionnelles était le matériau le plus pertinent pour composer la partie structurale du système multifonctionnel. Cette dernière a ainsi été réalisée à partir de nappes de carbone AS4 préimprégnées par une résine PEEK APC-2 de Cytec. Elle est composée de 16 plis unitaires. L'épaisseur d'un pli après cuisson est de 0,14 mm, ce qui représente une épaisseur de stratifié égale à 2,2 mm. Une séquence de drapage quasi-isotrope de type $[45/90/135/0]_{25}$ a été adoptée.

Pour définir la partie blindage, l'axe de recherche a été orienté vers des matériaux composites semi-monolithiques intégrant différents types de fibres. L'optimisation du système a été recherchée en combinant les mécanismes observés sur chacun des matériaux élémentaires. Les campagnes expérimentales présentées Chapitre 4 et 5 ont permis d'identifier les paramètres qui gouvernent les modes d'endommagement sous impact des composites stratifiés. Le diagramme Figure 6.1 résume l'ensemble des résultats obtenus suite aux essais Charpy. Les différents matériaux étudiés sont positionnés selon leurs modes d'absorption d'énergie majoritaires. L'échelle de couleur correspond à la résistance au choc moyenne de chaque stratifié. Les cases délimitées par un trait bleu continu indiquent une rupture totale ou charnière des barreaux. Celles entourées de pointillés rouges correspondent aux éprouvettes partiellement fracturées ou non rompues.

Trois modes d'absorption d'énergie ont été identifiés :

- Les délaminages interlaminaires qui pour les matériaux étudiés n'absorbent pas directement une quantité importante d'énergie mais permettent d'étendre leur zone endommagée et ainsi d'éviter leur rupture brutale localisée. Ce comportement est fortement influencé par la présence de porosité inter-plis.
- Les ruptures de fibres permettent d'absorber une grande quantité d'énergie selon la nature du renfort. De par leur résistance au cisaillement, les stratifiés renforcés de tissus de basalte sont plus performants que ceux renforcés par des fibres de carbone et de verre. Leur résilience est de 175 kJ.m^{-2} .
- Les déformations inélastiques inhérentes aux fibres organiques leur permettent d'assurer l'intégrité de la structure. L'énergie dissipée par les éprouvettes renforcées de tissus de PBO atteint 320 kJ.m^{-2} . En outre, les essais réalisés sur tissus de PBO faiblement imprégnés ont montré une réelle pertinence du matériau à retenir le projectile à la manière d'un filet de protection.

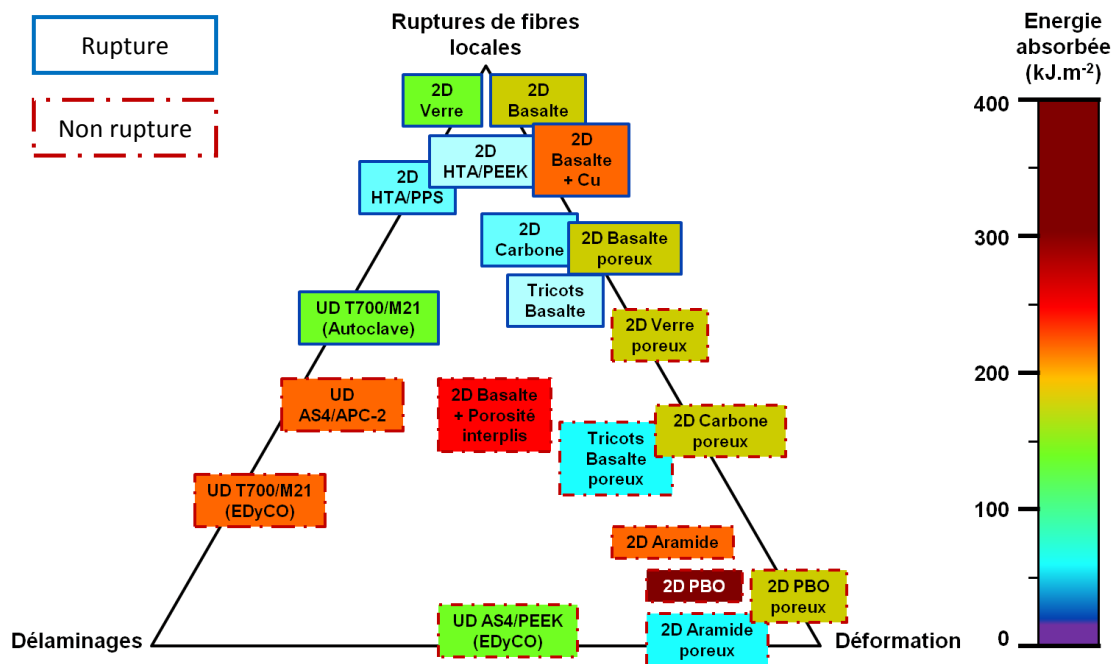


Figure 6.1 : Synthèse des essais d'impact Charpy

Les configurations multimatériaux étudiées sont schématisées Figure 6.2.

La combinaison 1 a été réalisée avec un blindage exclusivement composé de Zylon®. Elle constitue la référence de cette étude expérimentale. Elle comprend douze plis de tissu sergé 2/2 de fibres de PBO. Ces derniers ont été positionnés à l'arrière de la partie structurale de manière à leur laisser un maximum de liberté et ainsi optimiser leur potentiel d'absorption de l'énergie d'impact par déformation.

Dans la combinaison 2, la moitié supérieure des plis de PBO a été remplacée par douze couches de basalte tissé à drapage quasi-isotrope. La démarche consiste à combiner les facultés respectives du basalte et du PBO à absorber l'énergie d'impact par ruptures de fibres locales d'une part et per déformation inélastique étendue d'autre part.

Les matériaux de la combinaison 3 sont similaires à ceux de la combinaison 2. Mais cette fois, dans un but comparatif, les plis de basalte ont été intercalés de manière régulière entre les couches de renfort organique.

Enfin, dans la combinaison 4, des nappes de fibres de carbone ont été insérées entre les plis de PBO. L'objectif est de mettre à profit la faculté des renforts unidirectionnels à se délaminer sur des surfaces importantes, et ainsi par ouverture du cône de cisaillement, solliciter une aire de plus en plus grande de fibres de PBO dans l'épaisseur du stratifié.

La partie blindage des diverses configurations a été préparée par assemblage de films polymères PEEK VICTREX® et de plis de renforts secs. Les différents multimatériaux ont été mis en forme en une seule phase sur le pilote EDyCO, à 400 °C durant 20 minutes, selon les cycles de consolidation classiques de stratifiés à matrice PEEK assemblés par film stacking (Paragraphe 2.2.4.3).



Figure 6.2 : Représentation schématique des différentes configurations multimatériaux testées

Pour cette étude, le comportement de chacune des combinaisons a été observé sous deux vitesses d'impact différentes. La première série de tirs a été effectuée à une vitesse voisine de 167 m.s^{-1} , ce qui équivaut à une énergie cinétique incidente de 0,9 kJ avec la bille utilisée (64 g). La deuxième série a permis d'atteindre des vitesses d'impact de 280 m.s^{-1} , soit 2,5 kJ. Durant les tests, les plaques étaient maintenues entre deux cadres métalliques de dimensions intérieures de 170 mm x 170 mm bridés aux quatre coins.

6.2. Essais d'impact sur combinaisons de matériaux composites multifonctionnelles à 170 m.s⁻¹ (0,9 kJ)

Les principales caractéristiques des plaques testées sont rassemblées Tableau 6.1. L'épaisseur totale des matériaux varie entre 6,1 et 6,6 mm. L'épaisseur du blindage s'étend de 3,9 mm à 4,4 mm selon les configurations. Son taux volumique de résine théorique est de l'ordre de 23%¹.

Lors de cette première série de tests, les tirs ont été déclenchés de manière classique : le projectile est placé dans le tube et les réservoirs sont remplis jusqu'à la pression désirée pour l'impact. L'ouverture d'une électrovanne permet ensuite de déclencher le tir. Comme le montrent les mesures Tableau 6.2, un tel système permet d'obtenir des vitesses d'impact assez reproductibles.

Combinaison		1	2	3	4	
Stratifié	e_s (mm)	6,1	6,2	6,2	6,6	
	m_s (kg/m²)	7,5	8,7	8,7	8,8	
Partie structurale	AS4 UD	n_f	16			
		e (mm)	2,2			
Partie protectrice	PBO Sergé 2/2	n_f	24	12	12	16
		n_m	12	6	6	8
		e (mm)	3,9	2,0	2,0	2,8
		$V_f(th)$	0,46	0,46	0,47	0,43
		$V_m(th)$	0,23	0,23	0,23	0,22
		$V_p(th)$	0,31	0,31	0,30	0,35
		Basalte Sergé 2/2	n_f	0	12	12
	n_m		-	12	12	-
	e (mm)		-	2,0	2,0	-
	$V_f(th)$		-	0,50	0,47	-
	$V_m(th)$		-	0,23	0,23	-
	$V_p(th)$		-	0,27	0,30	-
	AS4 UD		n_f	0	0	0
		e (mm)	-	-	-	1,6

Tableau 6.1 : Caractéristiques des combinaisons multimatériaux testées à 170 m.s⁻¹

Combinaison	Vitesse d'impact (m.s ⁻¹)	Energie d'impact (J)	Vitesse résiduelle (m.s ⁻¹)	Energie résiduelle (J)	Energie absorbée (J)
1	167	895	0	0	895
2	167	894	98	308	586
3	166	883	67	142	741
4	168	905	77	192	713

Tableau 6.2 : Caractéristiques des impacts au canon sur la première série de combinaisons multimatériaux

L'énergie spécifique absorbée par chacune des combinaisons a été calculée (Figure 6.3a). Contrairement aux autres matériaux, l'éprouvette 1 qui compte 12 couches de renforts PBO n'a pas été perforée. Or ses performances spécifiques sont déjà supérieures d'environ 40% à celles des

¹ La méthode de consolidation « one-shot » appliquée ici ne permet pas de gérer indépendamment le taux d'imprégnation de chaque type de renfort. Ce dernier a donc été considéré constant dans l'épaisseur de la partie réalisée par film stacking.

combinaisons 3 et 4 et de 78% à celles de la configuration 2. Une différence d'énergie absorbée de 26% est constatée entre les combinaisons 2 et 3 qui sont pourtant constituées des mêmes matériaux.

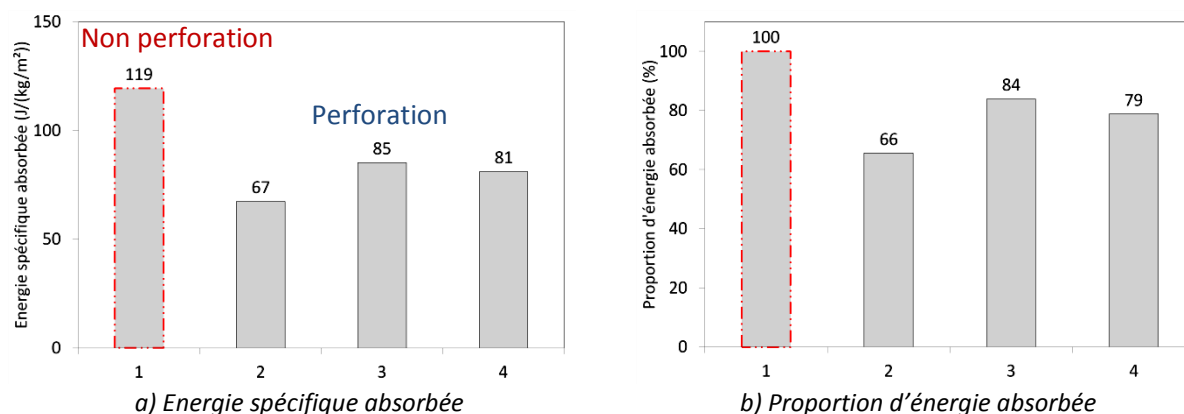


Figure 6.3 : Energie absorbée par les différentes combinaisons multimatériaux lors de l'impact au canon

Toutes les configurations présentent en face d'impact des dommages de forme identique (Figure 6.4a) et de diamètre proche de celui de la bille incidente. L'analyse des images en sortie des éprouvettes perforées (Figure 6.4b) montre clairement l'éjection d'un poinçon de carbone avec le projectile. La partie structurale avant du multimatériau a donc été cisailée au passage de la bille.

En face arrière, la configuration 1 non perforée ne laisse apparaître que des signes de fissuration matricielle locale induite par la flexion de la structure (Figure 6.5a). Les autres éprouvettes présentent en revanche d'importantes ruptures de fibres avec déchaussement.

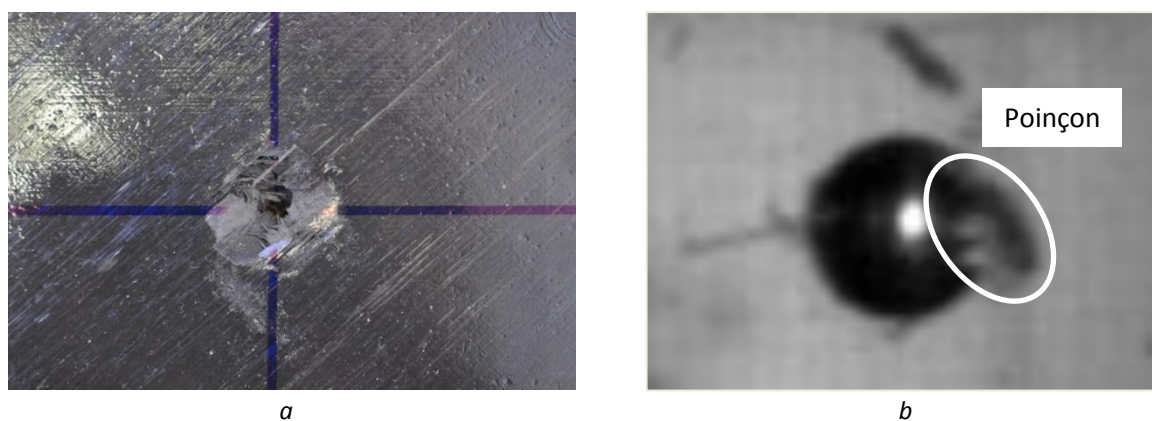


Figure 6.4 : Face avant de la combinaison 3 après impact au canon (a) et image du poinçon en sortie d'éprouvette (b)

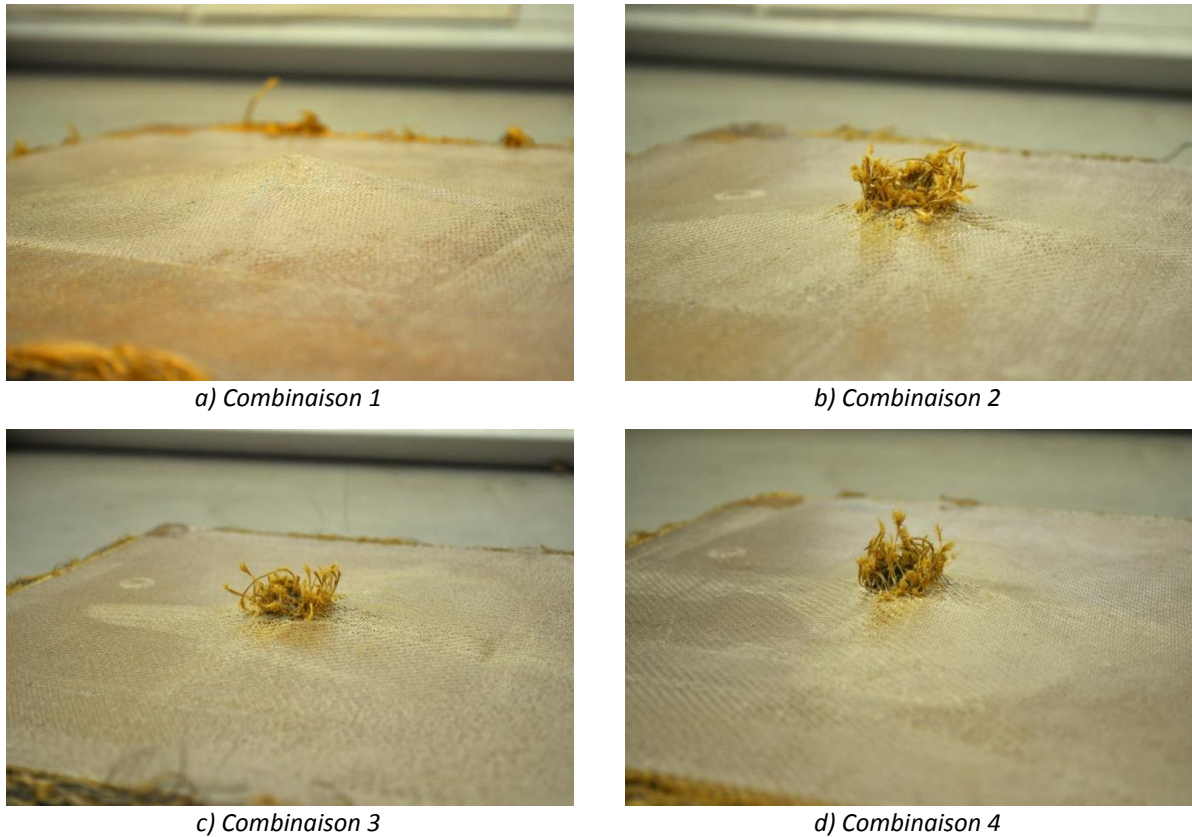


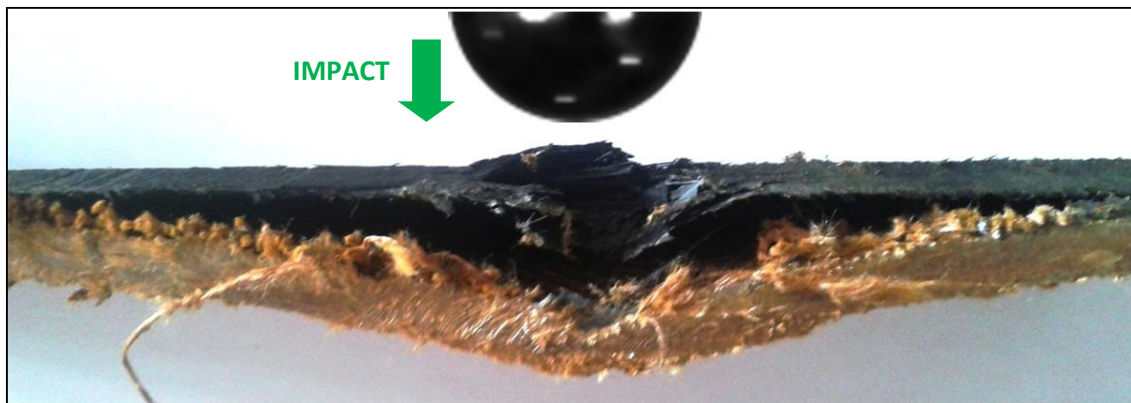
Figure 6.5 : Face arrière des combinaisons multimatériaux après impact au canon

La Figure 6.6 compare les profils de rupture dans l'épaisseur des stratifiés. Les observations permettent d'identifier les rôles individuels et combinés des différents matériaux constitutifs de l'empilement.

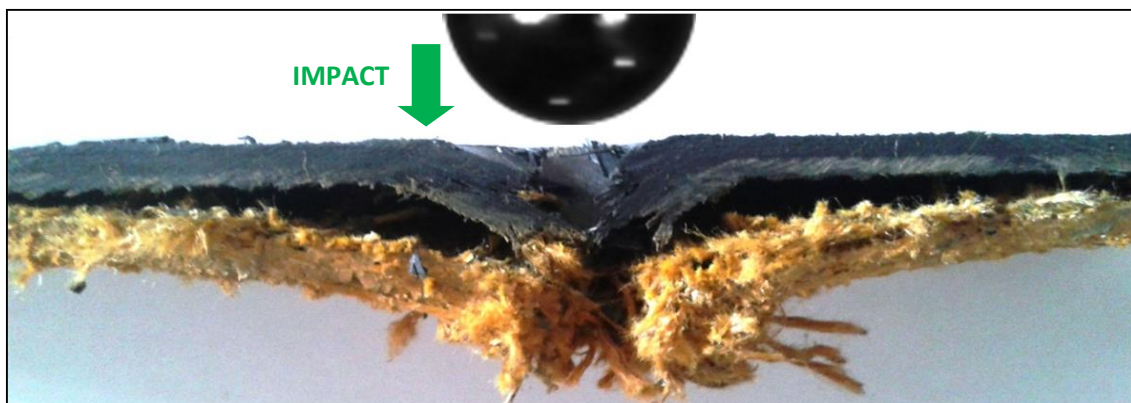
Quelle que soit la configuration, la partie renforcée par les nappes de fibres de carbone ne présente aucun signe de délaminage, contrairement au cas du matériau élémentaire seul (Paragraphe 3.2.3.2). Premièrement du fait d'une réduction de sa mobilité transverse (induite ici par des conditions aux limites sévères), et deuxièmement parce qu'une part de l'énergie susceptible de l'endommager est transférée à la face arrière adjacente [41]. Comme cela est particulièrement visible Figure 6.7, les plis supérieurs du composite structural s'endommagent localement¹ sous les fortes contraintes de cisaillement transverse qui entraînent son poinçonnement. Ses plis inférieurs rompent en traction sous la flexion locale exercée.

Dans la combinaison 2, les couches voisines renforcées de tissus de basalte faiblement densifiés ne montrent qu'une rupture nette en cisaillement. Cela confirme la forte sensibilité des structures minérales tissées et poreuses à ce type de sollicitation à haute vitesse d'impact (Chapitre 4).

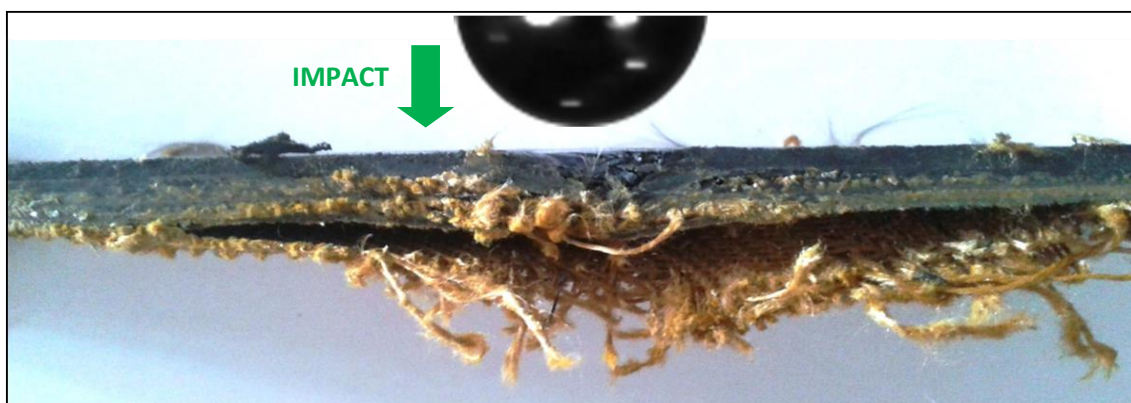
¹ La partie structurale de la combinaison 1 présente des signes d'endommagement plus importants que les autres configurations. En effet, des dommages supplémentaires sont provoqués par le rebond de la bille qui n'a pas perforé le matériau.



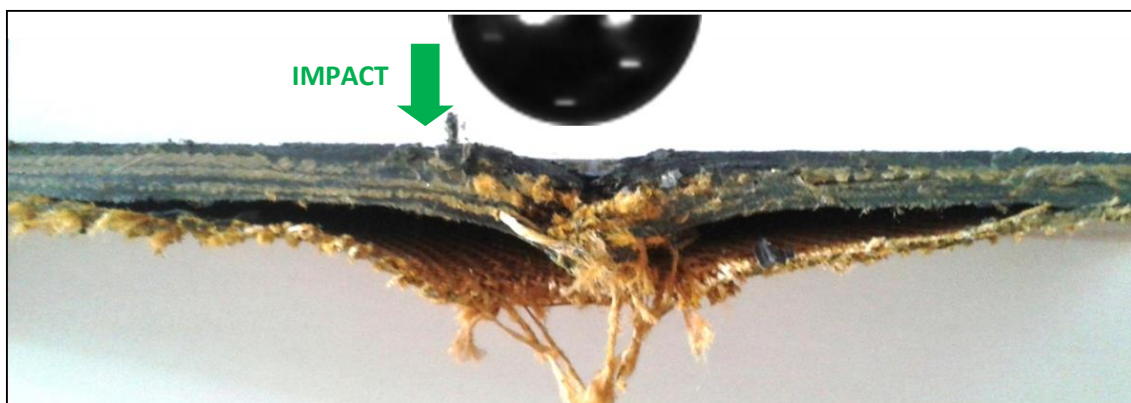
Combinaison 1



Combinaison 2



Combinaison 3



Combinaison 4

Figure 6.6 : Coupe transversale des combinaisons multimatériaux après impact au canon

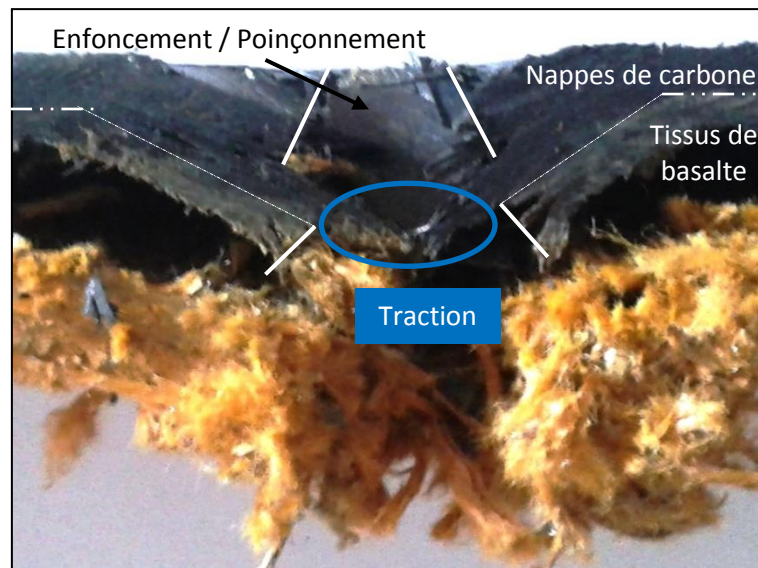


Figure 6.7 : Coupe transversale de la combinaison 2 après impact au canon

L'observation des multimatériaux 1 et 2 révèle clairement de larges décohésions aux interfaces entre les parties renforcées par les fibres minérales et celle à renforts organiques. Cela s'explique par les différences importantes de comportement intrinsèque selon la famille de matériau. En effet, les plis de PBO se déforment fortement au cours de la pénétration de l'impacteur, indépendamment des couches de fibres inorganiques qui ne sont sollicitées que très localement. Dans la configuration 2, le nombre de plis de Zylon® est trop faible pour fournir une résistance suffisante à la perforation.

Les combinaisons 3 et 4 se comportent de manière très similaire. Contrairement aux deux premières, la disposition de couches de fibres PBO entre des plis de renforts minéraux rigides limite fortement leur déformation hors plan. Néanmoins, il est possible de faire l'hypothèse qu'un nombre d'interfaces accru entre renforts minéraux et organiques induit des décohésions plus abondantes¹. Cela suppose une plus grande part d'énergie dispersée aux interfaces, ce qui permettrait d'expliquer la différence d'énergie absorbée entre la perforation des combinaisons 2 et 3 pourtant constituées des mêmes matériaux.

Enfin, le faible écart d'énergie absorbée entre les multimatériaux 3 et 4 pourrait caractériser un comportement semblable des tissus sergé 2/2 de basalte et des nappes de carbone AS4 dans ce type de configuration et pour de telles vitesses d'impact.

6.3. Essais d'impact sur combinaisons de matériaux composites multifonctionnelles à 250 m.s⁻¹ (2,5 kJ)

Les principales caractéristiques des plaques testées sont rassemblées Tableau 6.3. Elles sont très comparables à celles des matériaux de la première série d'essais (Tableau 6.1). Le taux volumique de résine théorique de la partie blindage est de l'ordre de 23%.

Aussi, dans cette série d'essais, une combinaison 1bis a été ajoutée ; elle présente une configuration similaire à celle de la combinaison 1, avec un blindage renforcé exclusivement de fibres de PBO

¹ Les décohésions entre plis de renforts minéraux et organiques ne sont pas clairement identifiables sur les photographies présentées. En effet, la découpe des plaques après impact, réalisée à l'aide d'un disque diamanté, a occasionné une fusion locale du matériau et la formation d'importants amas de résine sur la tranche des éprouvettes.

tissées. Toutefois, pour un nombre de couches identique, l'épaisseur de la partie protectrice a été réduite de 3,8 mm à 2,8 mm. Cela revient à augmenter son taux volumique de fibres de 47% à 64% et à l'inverse, à diminuer son taux de porosités de 29% à 4%. La comparaison des combinaisons 1 et 1bis a ainsi permis d'analyser l'influence du niveau d'imprégnation sur le comportement à l'impact du stratifié.

Combinaison			1	1bis	2	3	4
Stratifié	e_s (mm)		6,0	5,0	6,0	6,1	6,6
	m_s (kg/m ²)		7,5	7,5	8,7	8,7	8,8
Partie structurale	AS4 UD	n_f			16		
		e (mm)			2,2		
	PBO Sergé 2/2	n_f	24	24	12	12	16
		n_m	12	12	6	6	8
		e (mm)	3,8	2,8	1,9	2,0	2,3
		$V_f(th)$	0,47	0,64	0,47	0,48	0,43
		$V_m(th)$	0,24	0,32	0,24	0,23	0,22
		$V_p(th)$	0,29	0,04	0,29	0,29	0,35
	Basalte Sergé 2/2	n_f	0	0	12	12	0
		n_m	-	-	12	12	-
		e (mm)	-	-	1,9	2,0	-
		$V_f(th)$	-	-	0,51	0,48	-
		$V_m(th)$	-	-	0,24	0,23	-
		$V_p(th)$	-	-	0,25	0,29	-
	AS4 UD	n_f	0	0	0	0	12
		e (mm)	-	-	-	-	1,6

Tableau 6.3 : Caractéristiques des combinaisons multimatériaux testées à 250 m.s⁻¹

Cette seconde série de tests a été réalisée à plus haute vitesse d'impact. L'électrovanne du dispositif standard a ainsi été remplacée par un système de membranes en PET Mylar® (Figure 6.8) pour permettre une libération suffisamment rapide du gaz dans le tube du canon. Le projectile est placé dans le tube et le réservoir est rempli jusqu'à ce que la pression sur les membranes provoque la rupture quasi-instantanée du matériau (Figure 6.9), ce qui permet de déclencher un tir relativement rapide.

Pour ces essais, 4 membranes ont été accolées de manière à atteindre les vitesses d'impact désirées¹. Cependant, une forte variation de la vitesse incidente a été constatée (Tableau 6.4). Cela illustre notamment un scénario de rupture de l'ensemble des membranes peu reproductible.

¹ Le tir sur la combinaison 2 a été réalisé non pas avec 4 mais avec 5 membranes, suite à une erreur de comptage des lamelles. Cela explique une vitesse d'impact supérieure à celle des autres matériaux, du fait d'une montée en pression dans la chambre plus importante avant rupture de l'ensemble des membranes.

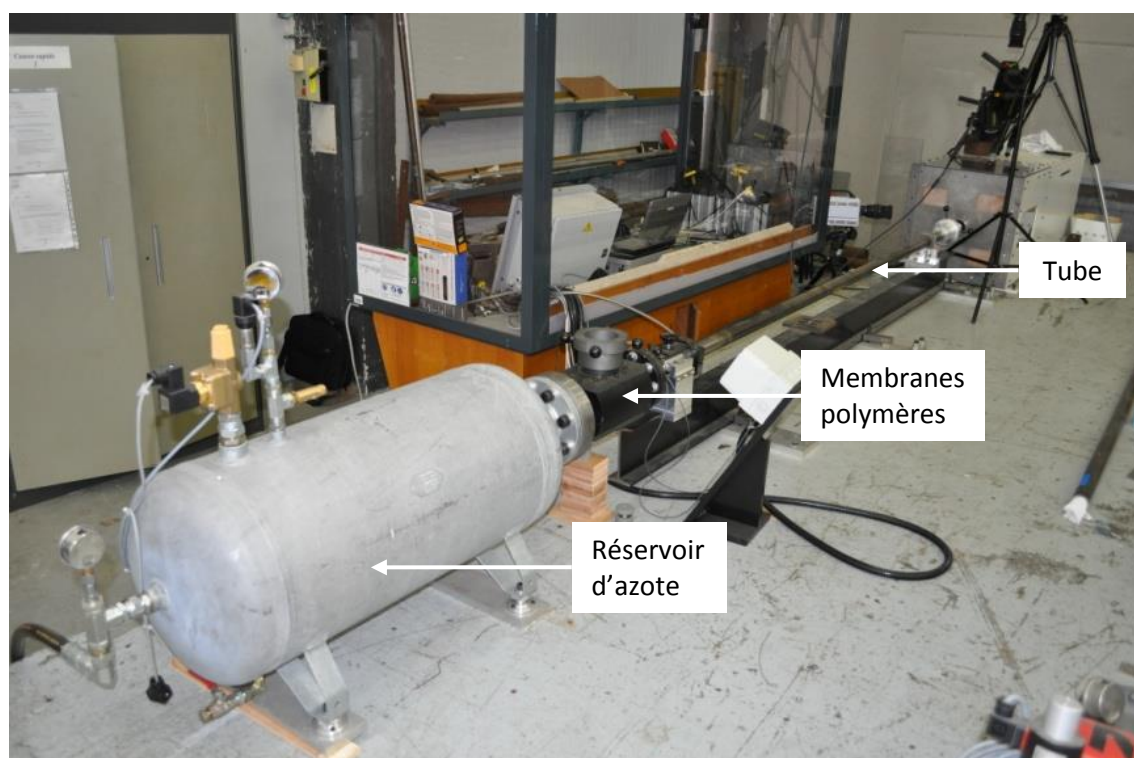


Figure 6.8 : Dispositif d'essai au canon à gaz comprimé à très haute vitesse

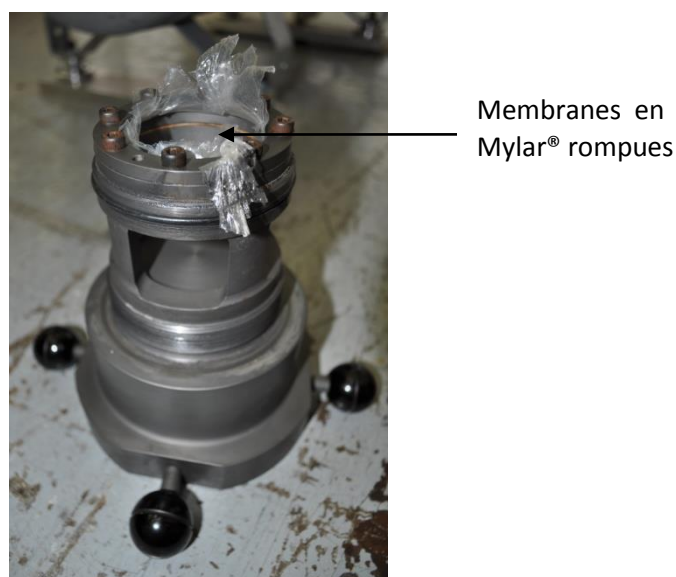


Figure 6.9 : Dispositif de déclenchement d'un tir par éclatement de membranes PET

Combinaison	Vitesse d'impact (m.s^{-1})	Energie d'impact (J)	Vitesse résiduelle (m.s^{-1})	Energie résiduelle (J)	Energie absorbée (J)
1	216	1960	137	601	1359
1bis	258	2796	196	1229	1566
2	280	3293	226	1634	1658
3	232	2261	175	980	1281
4	248	2583	187	1119	1464

Tableau 6.4 : Caractéristiques des impacts au canon sur la seconde série de combinaisons multimatériaux

Du fait de la variabilité des vitesses d'impact, l'énergie absorbée par chacun des matériaux a été ramenée à l'énergie incidente (Figure 6.10b) de manière à pouvoir réaliser un classement pertinent entre les différentes configurations. Cette fois-ci, toutes les éprouvettes ont été perforées au cours de l'essai.

La proportion d'énergie consommée par la perforation des multimatériaux 3 et 4, partiellement constitués de tissus sergé 2/2 de basalte ou de nappes de carbone AS4, est identique. Cela confirme que pour des vitesses d'impact élevées et dans ce type de configuration, la nature et l'armure des renforts inorganiques sont peu influentes. Les performances de la combinaison 1 sont supérieures de 21% à celles des combinaisons 3 et 4 et de 38% à celles de la configuration 2. L'efficacité du blindage est donc essentiellement gouvernée par le nombre de plis de Zylon®. Enfin, une différence de 14% est constatée entre les combinaisons 2 et 3. Les tendances restent donc très similaires à celles observées à plus basse vitesse d'impact (Figure 6.3b).

Pour une composition identique, la proportion d'énergie absorbée par l'éprouvette 1bis est nettement inférieure à celle du matériau 1 qui présente un taux d'imprégnation beaucoup plus faible. Comme cela a été vu Chapitre 4, cela s'explique par une faculté accrue de la structure poreuse à absorber l'énergie d'impact par déformation pseudo-plastique avant perforation.

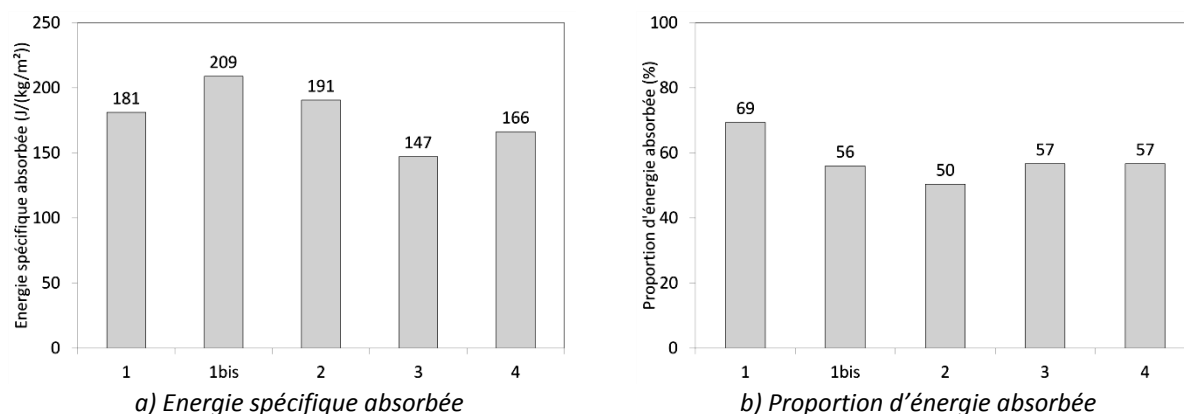


Figure 6.10 : Energie absorbée par les différentes combinaisons multimatériaux lors de l'impact au canon

Comme cela avait été observé Figure 6.4a, la partie structurale des éprouvettes révèle là encore des signes de cisaillement transverse importants matérialisés par une rupture circulaire nette du stratifié au voisinage de l'impacteur. Aussi, la face arrière de toutes les combinaisons exhibe d'importantes ruptures de fibres de PBO déchaussées de la matrice (Figure 6.11).

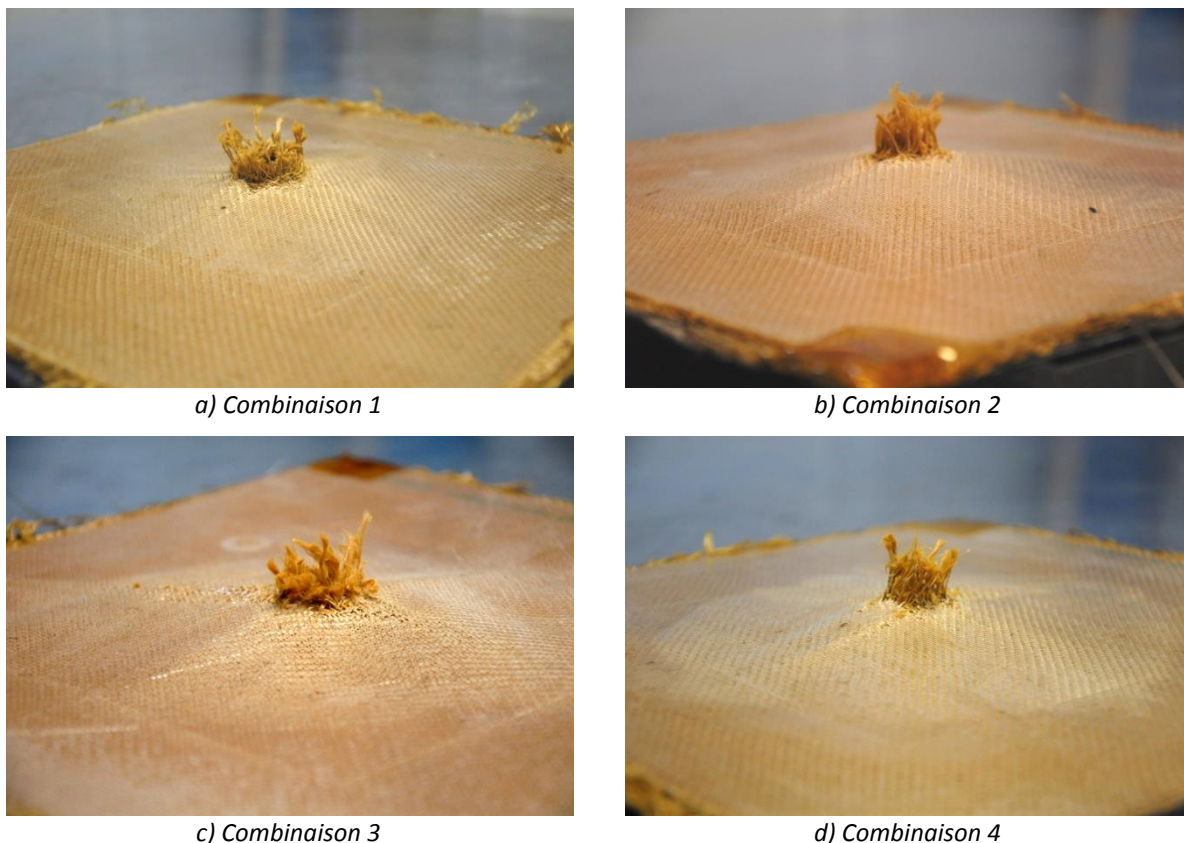


Figure 6.11 : Face arrière des combinaisons multimatériaux après impact au canon

6.4. Synthèse et discussion

Dans ce chapitre, des essais d'impact à hautes vitesses sur divers concepts de matériaux composites multifonctionnels à matrice PEEK ont été menés. Le multimatériau est constitué de deux parties : la première est renforcée par des nappes de fibres de carbone unidirectionnelles et a une fonction principalement structurale ; la seconde partie a pour fonction de résister à l'impact. Selon les combinaisons, elle est renforcée par des tissus de PBO, de basalte et/ou des nappes de carbone.

Les résultats mettent en évidence que l'étendue des dommages de la partie structurale est fortement réduite du fait de sa stabilisation par la partie arrière à laquelle elle est associée. Or un endommagement localisé limitera la chute des performances mécaniques de la structure [51, 53, 77], ce qui lui sera bénéfique pour assurer sa fonction structurale après impact.

Les essais ont également montré que les combinaisons qui comptent le plus de plis de renforts en PBO restent les plus performantes. De plus, du fait d'une meilleure déformabilité transverse, la résistance à l'impact du blindage est d'autant plus élevée que son niveau d'imprégnation est faible. Ainsi, la solution multimatériau développée dans ce travail avec un blindage exclusivement constitué de Zylon®, est nettement plus performante qu'un blindage métallique en TA6V. En effet, pour une énergie de 1,4 kJ égale à l'énergie absorbée par la configuration 1, l'épaisseur critique de perforation d'une plaque en TA6V a été estimée à 4,1 mm à l'aide du modèle d'AGARD. Ceci équivaut à une masse surfacique de blindage de 18,1 kg.m⁻², contre 7,5 kg.m⁻² pour le composite multimatériau. Ainsi, la performance spécifique de ce dernier est supérieure de 140%. D'après les observations, sa vitesse balistique est comprise entre 167 m.s⁻¹ et 216 m.s⁻¹.

Enfin, pour un même nombre de couches de PBO, le blindage est plus efficace lorsque le renfort organique est intercalé entre divers plis de renforts minéraux. En effet, la variation de comportement

entre plis de différentes natures débouche sur de nombreuses décohésions aux interfaces. Cela permet de disperser une plus large part de l'énergie d'impact avant perforation du stratifié. Aussi, pour des vitesses d'impact élevées, la nature du matériau inorganique et sa structure n'ont aucune influence sur l'efficacité du système.

L'ensemble des résultats sont synthétisés sur la Figure 6.12 qui trace l'énergie absorbée en fonction de la vitesse d'impact.

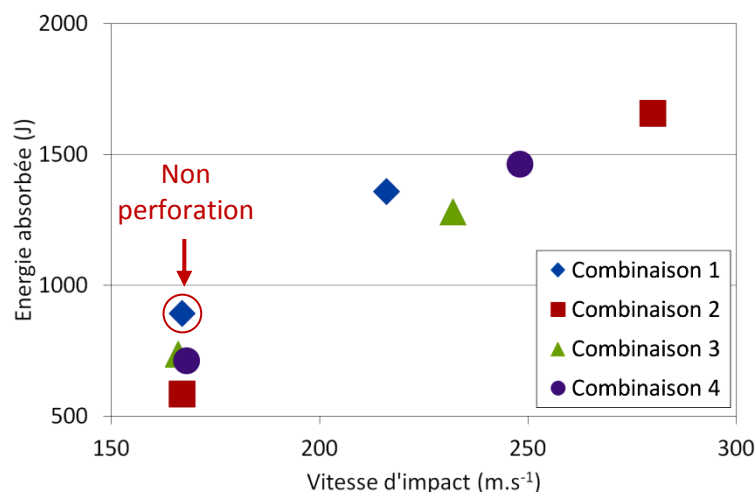


Figure 6.12 : Evolution de l'énergie absorbée par les différentes combinaisons multimatériaux en fonction de la vitesse d'impact

L'énergie absorbée par les différentes configurations multimatériaux augmente de manière similaire avec la vitesse d'impact. Cela implique trois hypothèses :

- L'ampleur des mécanismes de dissipation d'énergie, et notamment des délaminages, augmente avec la vitesse d'impact. C'est effectivement le cas d'après la littérature [40] ;
- Des modes d'endommagement complémentaires apparaissent ;
- Les effets de structure induits par les conditions aux limites influencent le résultat.

Ceci veut aussi dire que la configuration 1, qui apparaît comme la plus performante, est probablement capable d'absorber encore plus d'énergie à plus haute vitesse d'impact. Il faudrait toutefois réaliser des essais supplémentaires pour voir précisément de quelle manière augmente l'énergie absorbée avec la vitesse d'impact.

Conclusions générales et perspectives

Ce travail, issu d'un besoin d'Airbus, a été consacré à l'élaboration d'un matériau composite aéronautique multifonctionnel. C'est à dire un composite structural intégrant la fonction de blindage pour protéger de l'impact à haute vitesse de petits fragments.

Dans le cadre de cette étude, la phénoménologie d'endommagement sous impact de composites stratifiés de diverses natures a été observée. Dans le but de réaliser une sélection de matériaux potentiellement utilisables pour la conception de l'assemblage multifonctionnel final, l'influence de plusieurs paramètres matériaux et structuraux a été déterminée. Pour cela, des essais d'impacts à basses vitesses ont été menés à l'aide des dispositifs poids tombant et Charpy. Des tirs à plus hautes vitesses ont été réalisés au moyen du canon à gaz comprimé pour se rapprocher de la sollicitation réelle.

La définition d'un composite multifonctionnel a conduit à élaborer un matériau hybride constitué de deux parties distinctes. La première présente une bonne tenue mécanique avant et après impact alors que la seconde est destinée à éviter la perforation de la structure.

Du fait de leurs bonnes propriétés mécaniques spécifiques, les composites renforcés par des fibres de carbone sont essentiellement employés pour la conception des structures aéronautiques. Dans une première partie, leur comportement sous impact a été caractérisé en vue de définir la base structurale du futur matériau multifonctionnel.

Les essais ont permis de mettre en évidence une influence importante de l'armure du renfort sur le comportement à l'impact des stratifiés. De par leur souplesse transverse, les composites renforcés par des fibres unidirectionnelles emmagasinent une large quantité d'énergie élastique au cours du choc. Les nappes fournissent ainsi une meilleure tolérance à l'initiation des dommages que les tissus. Elles favorisent aussi un endommagement du matériau par délaminages, ce qui permet de dissiper une partie de l'énergie d'impact sur une surface importante. Cela conforte donc le choix de nappes de carbone unidirectionnelles, qui présentent une très bonne tenue aux sollicitations mécaniques, pour renforcer la partie structurale de base du futur concept multifonctionnel.

En revanche, pour les classes de matériaux aéronautiques testées, la réponse à l'impact de la cible est indépendante de la nature de la résine employée. Or les résines thermoplastiques présentent aujourd'hui un intérêt grandissant du fait de leur aptitude à être reformées à haute température. Ainsi, un système de résine PEEK a été sélectionné pour l'imprégnation des différents renforts du futur multimatériau.

Dans une deuxième partie, un large panel de composites plus spécifiquement destinés à la partie blindage, courants ou en voie d'émergence, a été comparé afin d'identifier et sélectionner les configurations de matériaux les plus performantes.

Les composites renforcés par des fibres minérales présentent un comportement de type fragile. Cependant, de par leur forte résistance transverse, le verre et le basalte sont beaucoup moins sensibles au cisaillement que le carbone. De plus, de meilleures propriétés mécaniques procurent au second une résilience légèrement supérieure.

Les stratifiés à renforts organiques sont beaucoup plus déformables. Ils sont très résistants à l'endommagement et absorbent une large part de l'énergie incidente par déformation pseudo-plastique. En outre, d'après des essais d'impact réalisés à haute vitesse, les performances du Zylon®

surclassent largement celles du Twaron®. La porosité intra-mèche améliore également la ductilité et la ténacité des structures.

Par opposition, la porosité inter-plis favorise grandement la dispersion de l'énergie d'impact par la formation et la propagation de délaminages. C'est en particulier le cas pour les composites à renforts tissés, habituellement peu susceptibles de générer ce type d'endommagement. Toutefois, des essais au canon ont permis de montrer que la vitesse d'impact localise fortement les dommages dans la cible, notamment par cisaillement hors plan.

Enfin, dans une dernière partie, plusieurs combinaisons multifonctionnelles semi-monolithiques ont été testées à haute vitesse d'impact. La partie structurale directement exposée à l'impact a été renforcée par des fibres de carbone unidirectionnelles. La partie « blindante » a systématiquement été renforcée par des tissus de Zylon®. Mais selon les cas, des couches de fibres minérales ont été intercalées entre les nappes de carbone et les tissus arrière de PBO, ou entre les différents plis de renfort organique.

Les résultats ont permis de mettre en évidence que l'application de conditions de sollicitations proches de la réalité et son couplage à un blindage composite en face arrière réduisaient considérablement l'étendue des dommages dans la partie structurale. Cela peut donc être bénéfique à sa tenue mécanique après impact.

Les essais ont également montré que les combinaisons qui contiennent le plus de couches de PBO sont les plus efficaces, notamment lorsque ces dernières sont faiblement imprégnées. Ainsi, pour les mêmes caractéristiques d'impact, les performances spécifiques d'un multimatériau dont le blindage est exclusivement constitué de Zylon® surclassent largement un simple bouclier métallique en TA6V.

En revanche, pour un nombre de couches de PBO identique, l'efficacité du système est accrue lorsque le renfort organique est intercalé entre diverses couches constituées de renforts minéraux. En effet, la variation de comportement entre plis adjacents de différentes natures occasionne d'importantes décohésions aux interfaces. Cela permet de disperser une plus large part de l'énergie d'impact avant perforation du stratifié.

Les résultats de cette étude offrent de nombreuses perspectives. Tout d'abord, différentes pistes d'optimisation peuvent être explorées. Tout au long de ce travail, les performances du Zylon® ont été caractérisées à partir d'une seule texture tissée sergé 2/2. L'amélioration de l'efficacité des systèmes élaborés pourrait donc passer par une étude d'influence des caractéristiques géométriques de la structure.

Par exemple, pour un même type d'armure et à grammage équivalent, des fibres avec différents titrages pourraient être utilisées. A l'inverse, des tissus avec des grammages différents pourraient être mis en œuvre de manière à faire varier le nombre de couches de renforts dans le stratifié sans modifier sa masse surfacique. Aussi, le comportement à l'impact de textures sergées mériterait d'être comparé à celui d'autres structures tissées, comme par exemple des taffetas.

De plus, dans les systèmes proposés, l'efficacité des couches arrière organiques est due à leur faculté à absorber l'énergie d'impact par déformation. Or la campagne expérimentale a montré que la structure particulière des composites à renforts tricotés, et notamment des textures jerseys, leur confère une bonne aptitude à la déformation hors plan. De ce fait, il pourrait être très intéressant d'étudier la possibilité de remplacer les tissus de PBO par des structures tricotées pour optimiser les systèmes.

De même, un faible taux d'imprégnation augmente la déformabilité des structures et limite leur sensibilité au cisaillement transverse. Par conséquent, tout en restant dans l'esprit d'un matériau semi-monolithique, l'amélioration des performances du système pourrait passer par une gestion optimisée du taux de résine dans la partie protectrice.

Par ailleurs, le système sélectionné est destiné à être utilisé dans des conditions spécifiques et un environnement particulier.

Ainsi, le canon à gaz comprimé de l'ICA est constamment en cours de perfectionnement. Le but est d'augmenter progressivement la vitesse des tirs pour pouvoir reproduire les impacts parmi les plus véloce. Aussi, des tests avec des impacteurs de formes plus sévères (ogivale et conique) pourront être réalisés de manière à être représentatif des débris potentiels les plus critiques.

La littérature disponible indique aussi que la fibre de Zylon® pourrait présenter une perte de ses propriétés physiques en environnement humide. L'influence des conditions environnementales sur les performances du composite multifonctionnel devra donc être caractérisée. Celle-ci devra aussi s'accompagner d'une étude des propriétés mécaniques de la structure avant et après impact.

Enfin, à ce travail purement expérimental, il conviendra d'adjoindre dans une prolongation future, une partie modélisation afin de pouvoir proposer des modèles prédictifs de comportement et d'endommagement de multimatériaux obtenus par séquençage de couches de natures différentes. Cela nécessitera d'une part une caractérisation du comportement à haute vitesse des divers constituants du multimatériau et d'autre part une analyse fine des processus micromécaniques de dissipation d'énergie afin de permettre leur prise en compte dans les modèles. Cette démarche est primordiale pour l'établissement de critères de dimensionnements nécessaires à l'avionneur pour justifier les structures à vocation de blindage.

Annexes

Annexe A

Caractéristiques des matériaux courants

A.1 Métaux

	Acier (<i>AerMet</i> ® 310)	Al (2024)	TA6V
Module (GPa)	210	73	110
Résistance en traction (MPa)	1900	440	1100
Densité	8,0	2,8	4,4
Résistance spécifique (MPa/g.cm ⁻³)	238	157	250

Tableau A1 : Caractéristiques des principaux métaux de blindage

A.2 Céramiques

	Al ₂ O ₃	SiC	B ₄ C	TiB ₂
Dureté Knoop ¹	2100	3000	3500	3000
Module (GPa)	390	475	445	551
Densité	4,0	3,2	2,5	4,5
Dureté spécifique (Knoop/g.cm ⁻³)	525	938	1400	667

Tableau A2 : Caractéristiques des principales céramiques de blindage

A.3 Résines organiques

	Thermodurcissables		Thermoplastiques			
	Epoxy	Phénoliques	PEEK	PEKK	PPS	PEI
Module (GPa)	4,9	7,0	4,5	4,1	5,1	6,8
Résistance en traction (MPa)	49	54	104	103	151	120
Allongement à rupture (%)	24,2	0,8	28,9	50,7	16,6	25,4
Densité	1,14	1,49	1,32	1,30	1,35	1,38
T _{élaboration} (°C)	180	180	390	340	310	370
T _g (°C)	230	270	143	156	90	217
T _{fusion/dégradation} (°C)	350	380	343	342	280	360
T _{max. utilisation} (°C)	121	190	260	257	240	170

Tableau A3 : Caractéristiques des résines polymères courantes

¹ La dureté Knoop est typiquement utilisée pour les matériaux fragiles. Le pénétrateur est un diamant de forme pyramidale à base rectangulaire. De ce fait, l'empreinte qu'il laisse dans le matériau analysé a la forme d'un losange.

Annexe B

Limite balistique d'un matériau

La vitesse balistique est largement employée pour quantifier la protection fournie par un type de blindage contre une menace donnée. Elle est définie par la vitesse à laquelle 50% des projectiles pénètrent la cible ou encore par la vitesse à laquelle une pénétration complète et une pénétration partielle se produisent avec la même probabilité. Elle est notée V_{50} .

L'estimation de la vitesse balistique nécessite la mise en œuvre de plusieurs essais à diverses vitesses d'impact, de manière à avoir des résultats de pénétration partielle et des résultats de perforation complète de la structure. La moyenne des plus basses vitesses auxquelles il y a perforation et des plus hautes vitesses auxquelles il n'y a que pénétration partielle du matériau permet ensuite d'estimer sa V_{50} .

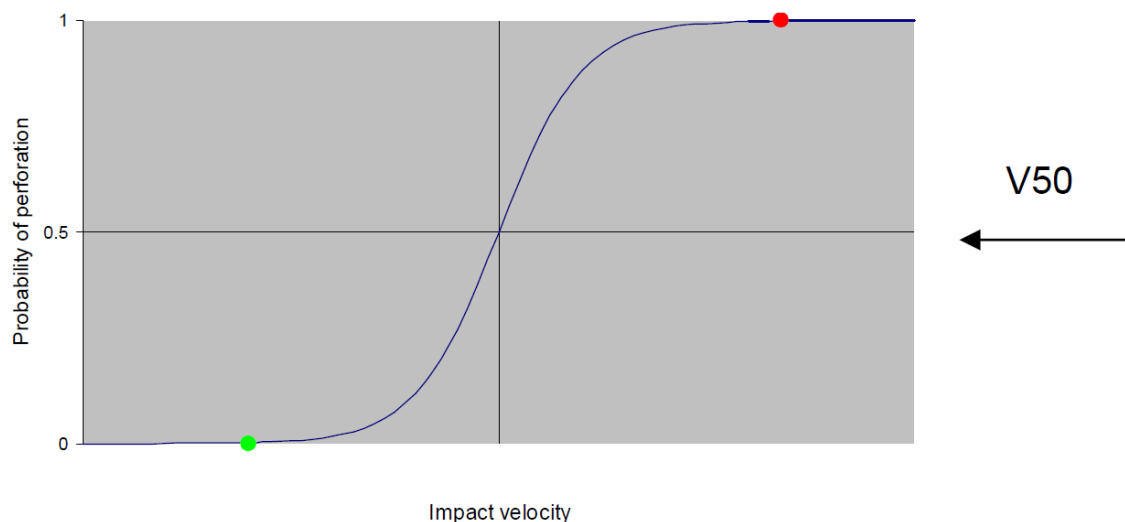


Figure B1 : Méthode de détermination de la vitesse balistique [100]

Pour une menace donnée, plus la vitesse balistique est grande, meilleure est l'efficacité du blindage.

Annexe C

Modèle d'AGARD (Advisory Group for Aerospace Research and Development)

Suite au grand nombre d'incidents causés par des explosions moteurs, la résistance à l'impact et les niveaux d'énergies acceptables de plusieurs types de fuselages métalliques d'avions de transport ont été évaluées [101]. La méthode s'appuie sur la formule semi-empirique du cisaillement dynamique :

$$E_A = \frac{L \cdot \tau \cdot t^2}{\cos^2 \theta} \quad \text{Équation C1}$$

E_A : Energie absorbée lors de la pénétration dans la cible

L : Périmètre de la surface projetée du débris à l'impact

τ : Contrainte de cisaillement dynamique du matériau cible

t : Epaisseur de la cible.

θ : Angle d'impact ($\theta = 0$ pour un impact normal)

Cette formule est reconnue par les autorités de certification et la FAA. Elle permet de calculer le potentiel de pénétration d'un débris moteur provenant d'un éclatement ou à l'inverse, l'épaisseur minimale pour ne pas perforer, pour des cibles en alliage léger, en titane ou en acier. Cependant, les résultats doivent être considérés comme des ordres de grandeur et non comme des dimensionnements fins. Le calcul de l'épaisseur d'un bouclier de protection métallique est en effet basé sur l'énergie du projectile incident, sur les configurations géométriques lors de l'impact mais aussi, sur la constante de cisaillement dynamique de l'alliage cible déterminée expérimentalement. Le Tableau C1 présente les valeurs de cette constante pour différents alliages métalliques [102].

	Acier	Aluminium		Titane	
Référence	40 CDV 20	T6 2618	AG5 5356	TA6V	TU2
τ (MPa)	1230	420	310	1060	685

Tableau C1 : Constantes de cisaillement dynamique de différents alliages métalliques [102]

Annexe D

Effet de la longueur du barreau sur l'énergie absorbée sous impact Charpy

Cette étude s'intéresse à l'effet de la longueur d'une éprouvette Charpy sur l'énergie absorbée au cours de l'essai. Deux séries de barreaux de 70 mm, 55 mm et 45 mm ont été impactées. Deux matériaux, l'un fragile et l'autre tenace ont été comparés. Le composite renforcé de tissus sergé 2/2 de verre (Chapitre 4) a été sélectionné pour représenter la première catégorie de matériau. Le stratifié renforcé de tissus sergé 2/2 de basalte avec porosités inter-plis (Chapitre 5) est représentatif de la seconde catégorie.

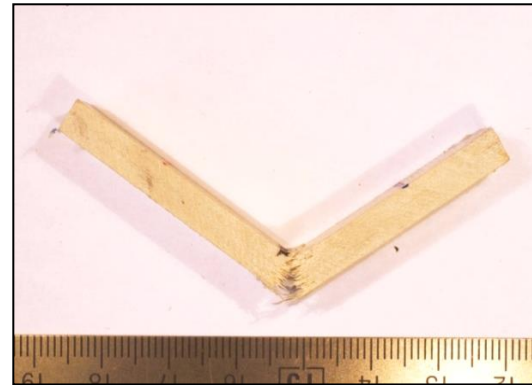
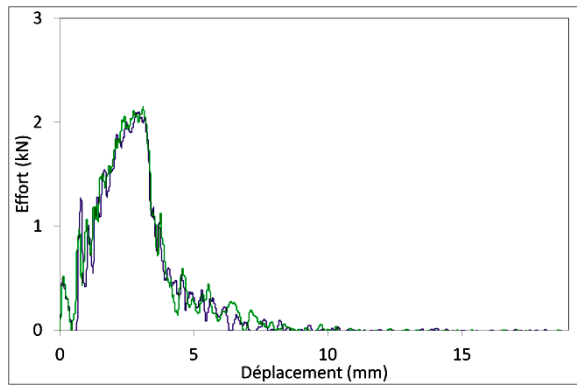
Les courbes d'effort en fonction du déplacement et les photographies sur champ des éprouvettes avec renforts de verre après impact Charpy sont présentées Figure D1. Les courbes ont une allure parfaitement identique avec des déplacements maximums équivalents et relativement courts du fait du caractère fragile du matériau. Toutes les éprouvettes présentent une rupture similaire de type charnière. La résilience n'évolue pas avec la longueur du barreau (Figure D3a).

D'après les courbes d'effort Figure D2, la fracture du composite avec porosités inter-plis se manifeste d'abord par une chute brutale de la force, puis la propagation des dommages se poursuit finalement de manière très progressive jusqu'à expulsion de l'éprouvette. Les courbes mettent en évidence une augmentation de la flèche maximale mesurée avec la longueur du barreau.

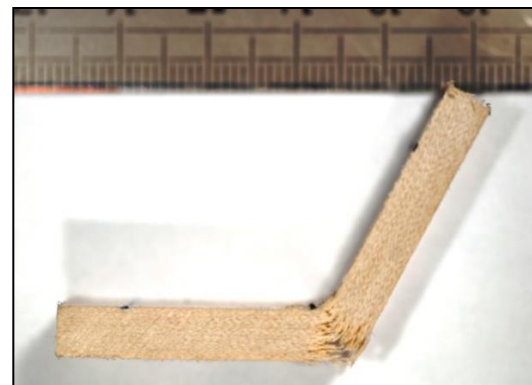
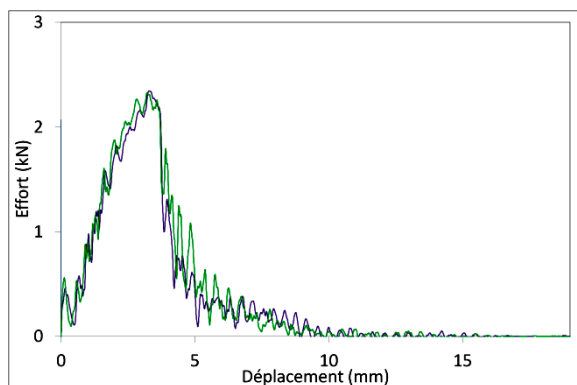
Les éprouvettes présentent un profil de rupture identique. Elles ne sont que partiellement rompues du fait de la dissipation de l'énergie d'impact dans le plan moyen du stratifié par les délaminages (voir Paragraphe 5.1.2). Elles présentent une forte rigidité résiduelle.

Comme le montrent les mesures Figure D3b, l'énergie emmagasinée de manière élastique est équivalente entre les différentes éprouvettes. Cependant, l'énergie consommée par la réponse inélastique de la structure augmente avec la longueur du barreau. Pour l'échantillon de 70 mm, celle-ci est supérieure de 72% à celle du spécimen de 45 mm.

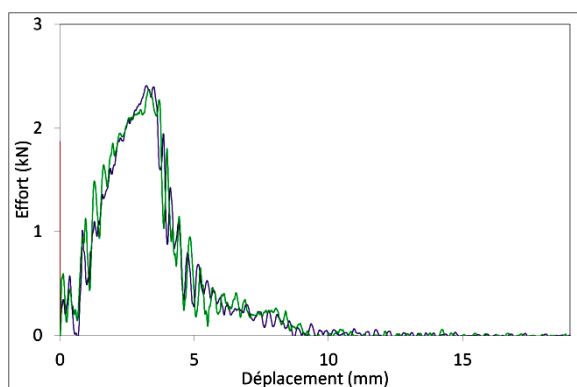
Plus une éprouvette déformable est longue, plus l'énergie dissipée avant son expulsion des mors du mouton pendule est donc importante. Contrairement à un matériau fragile qui est expulsé rapidement, le niveau total d'énergie absorbée dans le cas de composites tenaces est donc fortement dépendant de la longueur du barreau.



a) Sergé 2/2 de verre (70mm)

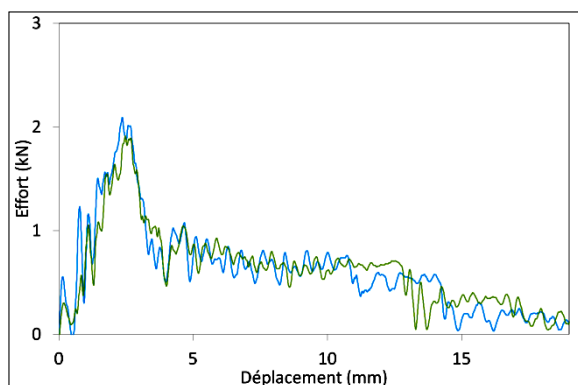


b) Sergé 2/2 de verre (55 mm)

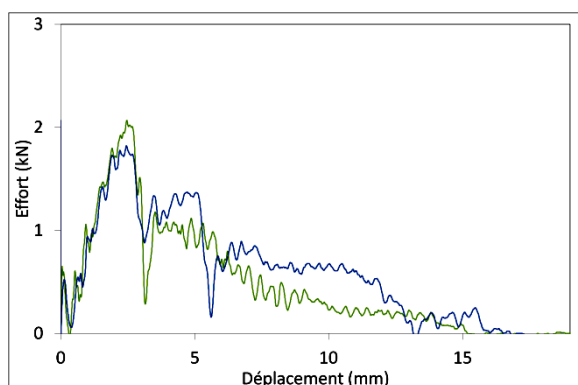


c) Sergé 2/2 de verre (45 mm)

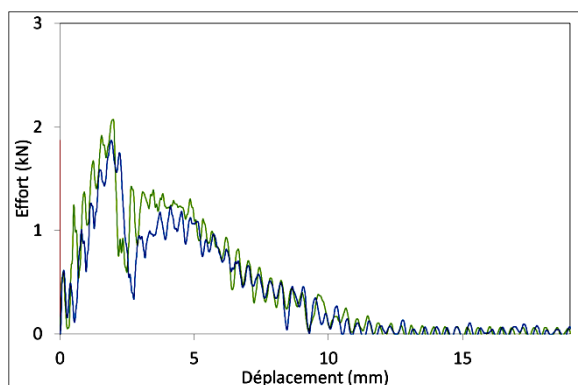
Figure D1 : Courbes effort/déplacement (à gauche) et photographies après impact Charpy (à droite) des éprouvettes renforcées de tissu sergé 2/2 de verre de longueur 70 mm (a), 55 mm (b) et 45 mm (c)



a) Sergé 2/2 de basalte + porosité inter-plis (70mm)



b) Sergé 2/2 de basalte + porosité inter-plis (55 mm)



c) Sergé 2/2 de basalte + porosité inter-plis (45 mm)



Figure D2 : Courbes effort/déplacement (à gauche) et photographies après impact Charpy (à droite) des éprouvettes renforcées de tissu sergé 2/2 de basalte avec porosité inter-plis de longueur 70 mm (a), 55 mm (b) et 45 mm (c)

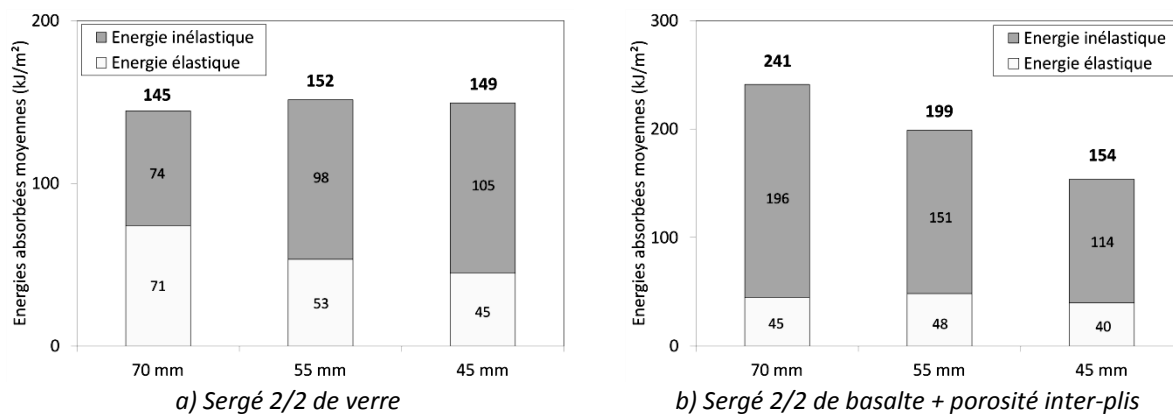


Figure D3 : Résistance moyenne au choc Charpy des composites renforcés de tissus sergé 2/2 de verre (a) et de basalte avec porosités inter-plis (b)

Table des figures

Figure 1 : Nuée d'oiseau (a) susceptible de provoquer l'éclatement d'un moteur d'avion (b).....	1
Figure 2 : Concepts de blindage rapporté (a) et intégré (b).....	2
Figure 1.1 : Endommagement d'une cible en aluminium sous impact à 137 m.s^{-1} [4]	7
Figure 1.2 : Comparaison des performances d'un TA6V et d'un acier RHA sous impact haute vitesse [6]	7
Figure 1.3 : Schéma de l'endommagement sous impact d'un matériau céramique [7] (a) ; Débris d'une balle après un impact à 696 m.s^{-1} sur une épaisseur d'alumine de 14 mm [8] (b)	8
Figure 1.4 : Illustration de l'arrêt d'une balle par un tissu balistique [14]	9
Figure 1.5 : Conception d'un système de blindage : une démarche intégrée	10
Figure 1.6 : Exemple de blindage structural ARMOURTEK™ [19]	11
Figure 1.7 : Formation du cône sur la face arrière d'un composite impacté [26].....	12
Figure 1.8 : Différents types de fissuration matricielle : fissuration due au cisaillement (a) ; fissuration due à la flexion (b) [35].....	13
Figure 1.9 : Différents modes de propagation d'une fissure : ouverture (a), cisaillement (b), vissage (c)	13
Figure 1.10 : Observation C-scan et localisation des délaminages dans l'épaisseur du stratifié impacté [0/45/90/-45] _s [21]	14
Figure 1.11 : Zones de traction interlaminaire (a) et formation des délaminages (b) [33].....	14
Figure 1.12 : Mécanismes d'endommagement sous impact d'un stratifié [31]	15
Figure 1.13 : Illustration de l'effet de structure : impact haute vitesse (a) ; impact basse vitesse (b) [40]	16
Figure 1.14 : Représentation schématique de l'endommagement d'un stratifié sous un impact haute vitesse (a) ; Photographie d'un stratifié verre/polyester d'épaisseur 44 mm impacté par un projectile de 80 g à une vitesse de 610 m.s^{-1} inférieure à sa vitesse balistique (b) [29].....	17
Figure 1.15 : Représentation schématique de l'endommagement par shear plugging [41]	17
Figure 1.16 : Photographie d'un CFRP ayant subi un impact balistique à une vitesse proche de sa V_{50} [41]	17
Figure 1.17 : Evolution de l'énergie d'initiation des dommages pour des impacts à basses et hautes vitesses [40].....	18
Figure 1.18 : Evolution de l'aire délaminée pour des impacts à basses et hautes vitesses [40].....	18
Figure 1.19 : Influence de la variation de la masse du projectile sur l'énergie d'initiation du dommage (a), l'aire délaminée (b) et l'énergie de perforation (c) [43]	19
Figure 1.20 : Géométrie d'impacteur : hémisphérique (a), ogivale (b) et conique (c) [44]	20
Figure 1.21 : Micrographies de coupes de plaques impactées avec un impacteur de forme hémisphérique (a), ogivale (b) et conique (c) [44].....	20
Figure 1.22 : Evolution de l'énergie d'impact normalisée par l'épaisseur en fonction de l'épaisseur du stratifié [48]	21

Figure 1.23 : Evolution de l'énergie d'initiation du dommage en fonction de la longueur de l'éprouvette pour des impacts basses et hautes vitesses [40].....	21
Figure 1.24 : Effet du type de résine sur l'aire délaminée (a) et sur la résistance résiduelle en compression (b) de composites renforcés par des fibres de carbone HTA après impact poids tombant [51]	23
Figure 1.25 : Evolution de l'aire délaminée (a) et de la résistance résiduelle en compression (b) de composites carbone/PEEK et carbone/époxy présentant une séquence de drapage $[45/0_3/-45/0_2]_s$ après impact poids tombant [53].....	23
Figure 1.26 : Schéma d'un copolymère tribloc (Nanostrength®) d'Arkema [57]	24
Figure 1.27 : Copolymères triblocs MAM nanostructurés dans une résine époxy [54].....	25
Figure 1.28 : Evolution de l'énergie spécifique absorbée par la perforation de stratifiés aramide/époxy lors d'un impact poids tombant à 17 J en fonction du taux de fibres [50].....	25
Figure 1.29 : Effet de la nature des fibres sur l'aire délaminée (a) et sur la résistance résiduelle en compression (b) de composites à matrice époxy après impact poids tombant [51].....	26
Figure 1.30 : Courbes contrainte/déformation en traction dynamique de composites renforcés de tissus de verre E (a) et de carbone T300 (b) [26]	27
Figure 1.31 : Résistance mécanique spécifique (a) et énergie absorbée (b) de composites renforcés de tissus de verre et de basalte lors d'un impact poids tombant à 100 J [68].....	28
Figure 1.32 : Unités de répétition du para-aramide (a), du polyéthylène (b) et du PBO (c)	28
Figure 1.33 : V_{50} normalisée (divisée par la masse surfacique) de composites renforcés de tissus de verre et de polyéthylène : ECPE = PE (17 plis) ; GL = verre (17 plis) ; ECPE-GL-ECPE = 4 plis PE/8 plis verre/4 plis PE ; GL-ECPE-GL = 4 plis verre/8 plis PE/4 plis verre [74]	29
Figure 1.34 : Energie spécifique absorbée par la perforation de complexes textiles d'aramide Kevlar®, de polyéthylène Spectra® et de PBO Zylon® encastrés aux quatre bords lors d'un impact par un fragment en titane de 25 g à 80 m.s^{-1} [11].....	30
Figure 1.35 : Surface endommagée (a) et résistance en compression (b) après impact poids tombant sur composites à renforts unidirectionnels, tissés et tricotés [77]	30
Figure 1.36 : Images C-scan des faces arrières de composites à matrice époxy renforcés de 17 plis de tissus taffetas (a) et satin (b) de carbone après impact au canon à gaz comprimé à 200 m.s^{-1} [76]	31
Figure 1.37 : Variation de la limite balistique en fonction du nombre de plis de composites à matrice époxy renforcés de tissus taffetas et satin [76]	31
Figure 1.38 : Evolution de l'aire délaminée dans un composite à renforts unidirectionnels en fonction de l'angle d'interface [83]	32
Figure 1.39 : Energie de pénétration U_p en fonction de l'épaisseur de fibre totale $V_f \times t$ pour différents diamètres d'impacteurs D_t , pour plusieurs types de CFRP [27]	33
Figure 1.40 : Force de pelage et énergie spécifique dissipée lors de l'impact sur deux composites PP en fonction de leur température de consolidation [48]	34
Figure 1.41 : Photographies après impact d'éprouvettes consolidées à 140°C (a) et à 160°C (b) [48]	34
Figure 2.1 : Photo du dispositif de poids tombant de l'ICA.....	39
Figure 2.2 : Poids tombant instrumenté	39

Figure 2.3 : Evolutions de l'énergie en fonction du temps (a) et de la force de contact en fonction du déplacement (b) au cours d'un impact à 55 J sur composite stratifié	40
Figure 2.4 : Représentation schématique du mouton pendule [85]	41
Figure 2.5 : Dispositif Charpy : marteau impacteur [86] (a) et position de l'éprouvette [87] (b)	42
Figure 2.6 : Cadran de mesure sur le dispositif d'essai Charpy de l'ICA.....	43
Figure 2.7 : Evolution de la force et de l'énergie absorbée au cours d'un essai Charpy à 300 J sur une éprouvette en composite stratifié	44
Figure 2.8 : Représentation schématique de l'éprouvette impactée	44
Figure 2.9 : Dispositif d'essai au canon à gaz comprimé de l'ICA.....	46
Figure 2.10 : Projectile utilisé	46
Figure 2.11 : Schéma du dispositif mis en place.....	47
Figure 2.12 : Champs de vision des caméras 1 (vue de profil) et 2 (vue du dessus) et exemples d'images enregistrées à deux instants t_1 et t_2	48
Figure 2.13 : Photographies de la plaque en TA6V d'épaisseur 5 mm.....	49
Figure 2.14 : Photographies de la plaque en TA6V d'épaisseur 2,5 mm.....	49
Figure 2.15 : Tissus techniques utilisés lors de la mise en forme en autoclave	51
Figure 2.16 : Autoclave de l'ICA.....	52
Figure 2.17 : Cycle de polymérisation d'un composite à matrice époxy par autoclave.....	52
Figure 2.18 : Schéma du dispositif de consolidation utilisé sur presse chauffante conventionnelle ...	54
Figure 2.19 : Cycle presse conventionnel d'un stratifié à matrice PEEK réalisé à partir de préimprégnés	54
Figure 2.20 : Installation du moule de chauffage par induction : inducteur Cage System® de Roctool (a) ; Solénoïde (b) [89].....	55
Figure 2.21 : Vue d'ensemble du pilote EDyCO.....	56
Figure 2.22 : Stratifié avec cadre en adhésif polyimide avant (a) et après mise en forme (b)	56
Figure 2.23 : Renfort carbone sec (a) et film PEEK APTIV® (b)	58
Figure 2.24 : Schéma du dispositif utilisé pour la consolidation de plaques assemblées par film stacking.....	58
Figure 2.25 : Cycle de consolidation EDyCO appliqué pour la fabrication de composites à matrice PEEK par film stacking	59
Figure 3.1 : Microstructure des composites à renforts carbone (Microscopie optique)	63
Figure 3.2 : Microstructure du composite T700/M21 (MEB)	64
Figure 3.3 : Courbes effort/déplacement des composites à renforts carbone lors de l'impact poids tombant.....	66
Figure 3.4 : Evolution de l'énergie absorbée des composites à renforts carbone lors de l'impact poids tombant.....	66
Figure 3.5 : Energie absorbée par endommagement des composites à renforts carbone lors de l'impact poids tombant	67

Figure 3.6 : Photographies des composites à renforts carbone après impact poids tombant : face d'impact (à gauche) ; face arrière (à droite)	68
Figure 3.7 : Indentation permanente des composites à renforts carbone mesurée 48h après impact poids tombant	69
Figure 3.8 : Coupe transversale des composites AS4/APC-2 (a) et HTA/PEEK (b) après impact poids tombant.....	69
Figure 3.9 : Images C-scan des éprouvettes à renforts carbone après impact poids tombant	70
Figure 3.10 : Surface endommagée projetée (a) et surface moyenne endommagée par interface (b) des composites à renforts carbone après impact poids tombant	71
Figure 3.11 : Représentation du travail de la force de contact lors d'un impact Charpy sur une éprouvette en T700/M21	72
Figure 3.12 : Courbes effort/déplacement (à gauche) et photographies après impact Charpy (à droite) des éprouvettes à renforts carbone.....	73
Figure 3.13 : Résistance moyenne au choc Charpy des composites à renforts carbone	75
Figure 3.14 : Photographies des éprouvettes en AS4/APC-2 après impact Charpy	76
Figure 3.15 : Résistance au choc Charpy des éprouvettes en AS4/APC-2.....	77
Figure 3.16 : Courbes effort/déplacement des éprouvettes CH1 et CH4 en AS4/APC-2 lors de l'impact Charpy	77
Figure 3.17 : Energie spécifique absorbée par la perforation des composites à renforts carbone lors de l'impact au canon	78
Figure 3.18 : Photographies des plaques à renforts carbone après impact au canon : face d'impact (à gauche) ; face arrière (à droite).....	80
Figure 3.19 : Coupe transversale des composites AS4/APC-2 (a) et HTA/PEEK (b) après impact au canon.....	81
Figure 4.1 : Photographies des tissus sergé 2/2 utilisés comme renforts.....	87
Figure 4.2 : Photographies des tricots de basalte jersey (a) et JC2 (b) utilisés comme renforts	90
Figure 4.3 : Représentation graphique (à gauche) et vue technique (à droite) des tricots de basalte jersey (a) et JC2 (b) utilisés comme renforts [82]	90
Figure 4.4 : Caractéristiques géométriques d'une maille	91
Figure 4.5 : Microstructure des composites à renforts basalte tissés dense (a) et poreux (b) (Microscopie optique numérique)	93
Figure 4.6 : Microstructure des composites à renforts PBO tissés dense (a) et poreux (b) (Microscopie optique).....	93
Figure 4.7 : Courbes effort/déplacement (à gauche) et photographies après impact Charpy (à droite) des éprouvettes renforcées de tissus sergé 2/2 de carbone (a), de verre (b) et de basalte (c)	95
Figure 4.8 : Courbes effort/déplacement (à gauche) et photographies après impact (à droite) des éprouvettes renforcées de tissus sergé 2/2 d'aramide (a) et de PBO (b).....	96
Figure 4.9 : Zones A et B (Figure 4.8) des éprouvettes renforcées de tissus sergé 2/2 d'aramide (a) et de PBO (b) après impact Charpy (Loupe binoculaire)	97
Figure 4.10 : Résistance moyenne au choc Charpy des composites renforcés de tissus sergé 2/2.....	97

Figure 4.11 : Courbes effort/déplacement (à gauche) et photographies après impact Charpy (à droite) des éprouvettes renforcées de tricots de basalte jersey (a) et JC2 (b)	98
Figure 4.12 : Résistance moyenne au choc Charpy des composites renforcés de tissus sergé 2/2 et de tricots de basalte	99
Figure 4.13 : Courbes effort/déplacement (à gauche) et photographies après impact Charpy (à droite) des éprouvettes poreuses renforcées de tissus sergé 2/2 de carbone (a), de verre (b) et de basalte (c)	100
Figure 4.14 : Zones A, B et C (Figure 4.13) des éprouvettes poreuses renforcées de tissus sergé 2/2 de carbone (a), de verre (b) et de basalte (c) après impact Charpy (Loupe binoculaire).....	101
Figure 4.15 : Courbes effort/déplacement (à gauche) et photographies après impact Charpy (à droite) des éprouvettes poreuses renforcées de tissus sergé 2/2 d'aramide (a) et de PBO (b).....	102
Figure 4.16 : Zones A et B (Figure 4.15) des éprouvettes poreuses renforcées de tissus sergé 2/2 d'aramide (a) et de PBO (b) après impact Charpy (Loupe binoculaire)	102
Figure 4.17 : Résistance moyenne au choc Charpy des composites renforcés de tissus sergé 2/2 en fonction du taux volumique théorique de porosités	103
Figure 4.18 : Courbes effort/déplacement (à gauche) et photographies après impact Charpy (à droite) de deux éprouvettes poreuses renforcées de tissus sergé 2/2 de basalte présentant deux niveaux d'endommagement différents	104
Figure 4.19 : Courbes effort/déplacement (à gauche) et photographies après impact Charpy (à droite) des éprouvettes poreuses renforcées de tricots de basalte jersey (a) et JC2 (b)	105
Figure 4.20 : Résistance moyenne au choc Charpy des composites renforcés de tissus sergé 2/2 et de tricots de basalte en fonction du taux volumique théorique de porosités.....	105
Figure 4.21 : Energie spécifique absorbée par les composites à renforts tissés lors de l'impact au canon	107
Figure 4.22 : Face arrière des composites renforcés de tissus de PBO (a), d'aramide (b), de carbone (c) et de basalte (d) après impact au canon	108
Figure 4.23 : Coupe transversale des composites renforcés de tissus de carbone (a) et de basalte (b) après impact au canon	109
Figure 4.24 : Energie spécifique absorbée des composites à renforts tissés sergé 2/2 lors de l'impact au canon à gaz comprimé en fonction du taux volumique de porosité théorique.....	110
Figure 4.25 : Face arrière des composites poreux renforcés de tissus sergé 2/2 de PBO (a), d'aramide (b) et de basalte (c) après impact au canon	111
Figure 4.26 : Coupe transversale du composite poreux renforcé de tissus sergé 2/2 de basalte après impact au canon	112
Figure 5.1 : Analyse thermogravimétrique de la poudre d'élastomère Nanostrength® M52	117
Figure 5.2 : Drapage (a) et microstructure (b) du composite renforcé de tissus sergé 2/2 de basalte avec porosité inter-plis (Microscopie optique numérique)	118
Figure 5.3 : Microstructure des composites AS4/PEEK avec porosité intra-mèche (a) et avec porosités intra-mèche et inter-plis (b) (Microscopie optique)	118
Figure 5.4 : Courbes effort/déplacement (à gauche) et photographies après impact Charpy (à droite) des éprouvettes renforcées de tissus sergé 2/2 de basalte sans porosité (a), avec porosité intra-mèche (b) et avec porosité inter-plis (c)	119

Figure 5.5 : Tranche d'une éprouvette renforcée de tissus de basalte avec porosité inter-plis après impact Charpy (Zone C de la Figure 5.4c / Loupe binoculaire)	120
Figure 5.6 : Résistance moyenne au choc Charpy des composites renforcés de tissus sergé 2/2 de basalte denses et poreux	121
Figure 5.7 : Courbes effort/déplacement (à gauche) et photographies après impact Charpy (à droite) des éprouvettes renforcées de nappes de carbone unidirectionnelles avec et sans porosité inter-plis	122
Figure 5.8 : Courbes effort/déplacement des éprouvettes AS4/PEEK avec (a) et sans porosité inter-plis (b)	123
Figure 5.9 : Tranche d'une éprouvette AS4/PEEK avec porosité intra-mèche après impact Charpy..	124
Figure 5.10 : Résistance moyenne au choc Charpy des composites renforcés de nappes de carbone unidirectionnelles avec et sans porosité inter-plis.....	124
Figure 5.11 : Face arrière des composites AS4/PEEK avec (a) et sans porosité inter-plis (b) après impact au canon	125
Figure 5.12 : Coupe transversale des composites AS4/PEEK avec (a) et sans porosité inter-plis (b) après impact au canon	126
Figure 5.13 : Energie spécifique absorbée par les composites renforcés de nappes de carbone unidirectionnelles avec et sans porosité inter-plis.....	127
Figure 5.14 : Cycle de polymérisation du composite T700/M21 élaboré sur le pilote EDyCO	127
Figure 5.15 : Microstructure des stratifiés T700/M21 réalisés sous autoclave (a) et sur le pilote EDyCO (b) (MEB).....	128
Figure 5.16 : Courbes effort/déplacement (à gauche) et photographies après impact Charpy (à droite) des éprouvettes T700/M21 avec (a) et sans porosité inter-plis (b)	129
Figure 5.17 : Résistance moyenne au choc Charpy des composites T700/M21 avec et sans porosité inter-plis	129
Figure 5.18 : Drapage (à gauche) et microstructure (à droite) des composites renforcés de tissus sergé 2/2 de basalte avec B ₄ C (a) et fibres de cuivre courtes (b) aux inter-plis (Microscopie optique numérique)	130
Figure 5.19 : Courbes effort/déplacement (à gauche) et photographies après impact Charpy (à droite) des éprouvettes renforcées de tissus sergé 2/2 de basalte avec B ₄ C (a) et fibres de cuivre courtes (b) aux inter-plis.....	131
Figure 5.20 : Résistance moyenne au choc Charpy des composites renforcés de tissus sergé 2/2 de basalte avec et sans éléments aux inter-plis.....	132
Figure 6.1 : Synthèse des essais d'impact Charpy	137
Figure 6.2 : Représentation schématique des différentes configurations multimatériaux testées ...	138
Figure 6.3 : Energie absorbée par les différentes combinaisons multimatériaux lors de l'impact au canon	140
Figure 6.4 : Face avant de la combinaison 3 après impact au canon (a) et image du poinçon en sortie d'éprouvette (b)	140
Figure 6.5 : Face arrière des combinaisons multimatériaux après impact au canon.....	141
Figure 6.6 : Coupe transversale des combinaisons multimatériaux après impact au canon	142
Figure 6.7 : Coupe transversale de la combinaison 2 après impact au canon	143

Figure 6.8 : Dispositif d'essai au canon à gaz comprimé à très haute vitesse	145
Figure 6.9 : Dispositif de déclenchement d'un tir par éclatement de membranes PET.....	145
Figure 6.10 : Energie absorbée par les différentes combinaisons multimatériaux lors de l'impact au canon.....	146
Figure 6.11 : Face arrière des combinaisons multimatériaux après impact au canon.....	147
Figure 6.12 : Evolution de l'énergie absorbée par les différentes combinaisons multimatériaux en fonction de la vitesse d'impact	148

Liste des tableaux

Tableau 1.1 : Propriétés des résines époxyde étudiées [51].....	22
Tableau 1.2 : Propriétés de fibres minérales de carbone, de verre et de basalte [60, 61]	26
Tableau 1.3 : Propriétés en traction de fibres de carbone HTA et IMS [51]	26
Tableau 1.4 : Propriétés de fibres organiques d'aramide, de polyéthylène et de PBO [69]	28
Tableau 2.1 : Caractéristiques des essais au canon sur TA6V	48
Tableau 3.1 : Caractéristiques des composites à renforts carbone	62
Tableau 3.2 : Caractéristiques des essais réalisés	63
Tableau 3.3 : Dimensions des éprouvettes d'essais.....	64
Tableau 3.4 : Caractéristiques des impacts au canon sur les composites à renforts carbone.....	78
Tableau 4.1 : Propriétés des fibres [60, 69, 96, 97].....	88
Tableau 4.2 : Caractéristiques des tissus sergé 2/2 utilisés comme renforts	88
Tableau 4.3 : Caractéristiques des composites renforcés de tissus sergé 2/2.....	88
Tableau 4.4 : Caractéristiques des tricots de basalte utilisés comme renforts	91
Tableau 4.5 : Caractéristiques des composites renforcés de tricots de basalte	91
Tableau 4.6 : Caractéristiques des composites poreux renforcés de tissus sergé 2/2	92
Tableau 4.7 : Caractéristiques des composites poreux renforcés de tricots de basalte.....	92
Tableau 4.8 : Caractéristiques des impacts au canon sur les composites denses à renforts tissés....	106
Tableau 4.9 : Caractéristiques des impacts au canon sur les composites poreux à renforts tissés....	110
Tableau 5.1 : Caractéristiques des nappes de carbone AS4 quasi-unidirectionnelles utilisées.....	116
Tableau 5.2 : Caractéristiques des composites renforcés de tissus de basalte et de nappes de carbone AS4 quasi-unidirectionnelles	117
Tableau 5.3 : Caractéristiques des impacts au canon sur les composites renforcés de nappes de carbone unidirectionnelles avec et sans porosité inter-plis	125
Tableau 5.4 : Caractéristiques des composites T700/M21 élaborés sous autoclave et sur le pilote EDyCO	128
Tableau 5.5 : Caractéristiques des composites renforcés de tissus sergé 2/2 de basalte avec éléments aux inter-plis.....	131
Tableau 6.1 : Caractéristiques des combinaisons multimatériaux testées à 170 m.s^{-1}	139
Tableau 6.2 : Caractéristiques des impacts au canon sur la première série de combinaisons multimatériaux.....	139
Tableau 6.3 : Caractéristiques des combinaisons multimatériaux testées à 250 m.s^{-1}	144
Tableau 6.4 : Caractéristiques des impacts au canon sur la seconde série de combinaisons multimatériaux.....	145

Bibliographie

1. AGARD. *Impact damage tolerance of structures AGARD-CP-186*. in AGARD Conference 1975.
2. Shockey, D.A., et al., *Advanced armor technology : Application potential for engine fragment barriers for comercial aircraft*. 1997, Federal Aviation Administration.
3. Fanning, J.C., *Effectiveness of TIMETAL (R) 15-3 as armor against small arms (rifles)*. Non-Aerospace Applications of Titanium, ed. F.H.S. Froes, P.G. Allen, and M. Niinomi. 1998, Warrendale: Minerals, Metals & Materials Soc. 297-304.
4. Gama, B.A., et al., *Aluminum foam integral armor: a new dimension in armor design*. Composite Structures, 2001. **52**(3-4): p. 381-395.
5. Hagg, A.C. and G.O. Sankey, *Containment of disk burst fragments by cylindrical-shells*. Journal of engineering for power, 1974. **96**: p. 114 - 123
6. Wells, M.G.H., et al., *Titanium applications and R&D for army ground systems*. Non-Aerospace Applications of Titanium, ed. F.H.S. Froes, P.G. Allen, and M. Niinomi. 1998, Warrendale: Minerals, Metals & Materials Soc. 289-296.
7. Florence, A.L., *Interaction of projectiles and composites armor - Part II*. 1969.
8. Madhu, V., et al., *An experimental study of penetration resistance of ceramic armour subjected to projectile impact*. International journal of impact engineering, 2005. **32**(1-4): p. 337-350.
9. Roberson, C. and P.J. Hazell, *Resistance of different ceramic materials to penetration by a tungsten carbide cored projectile*, in *Ceramic Armor and Armor Systems*, E. Medvedovski, Editor. 2003, Amer Ceramic Soc: Westerville. p. 153-163.
10. ESWB. *Les protections balistiques*. 2010 [cited; Available from: http://www.eswb-sebl.org/protec_bal_page01.htm#protecsouples].
11. Shockey, D.A., D.C. Erlich, and J.W. Simons, *Full-scale tests of lightweight fragments barriers on commercial aircraft*. 1999, SRI International.
12. Shockey, D.A., D.C. Erlich, and J.W. Simons. *Lightweight fragment barriers for commercial aircraft*. in *18th international symposium on ballistics*. 1999. San Antonio: SRI International.
13. Shockey, D.A., J.W. Simons, and D.C. Erlich, *Improved barriers to turbine engine fragments*. 1999, SRI International.
14. Cheeseman, B.A. and T.A. Bogetti, *Ballistic impact into fabric and compliant composite laminates*. Composite Structure, 2003. **61**: p. 161-173.
15. Flambard, X., *Résistance à la coupure, à la perforation et au feu de structures textiles maillées*, in *Université des sciences et technologies de Lille 1*. 2000, ENSAIT.
16. Kolopp, A., *Impact sur structures sandwichs pour application de blindage aéronautique*. 2012, Université de Toulouse
17. Dickson, L.J., *Formed metal armor assembly*, L. Calfee Halter and Griswold, Editor. 2004.
18. Fink, B.K., *Performance metrics for composite integral armor*. Journal of thermoplastic composite materials, 2000. **13**: p. 417-431.
19. Horsfall, I., S.J. Austin, and W. Bishop, *Structural ballistic armour for transport aircraft*. Materials & Design, 1999. **21**(1): p. 19-25.

20. Peterson, B.W. and J.J. Holton, *Lightweight multi-component armor*, ARES, Editor. 2010: US.
21. Rahmé, P., et al., *Experimental investigation of impact on composite laminates with protective layers*. Composites Science and Technology, 2012. **72**(2): p. 182-189.
22. Tarim, N., F. Findik, and H. Uzun, *Ballistic impact performance of composite structures*. Composite Structures, 2002. **56**(1): p. 13-20.
23. Frankenberger, C.E., *Turbine Fragment Containment Test*. 1998, Federal Aviation Administration.
24. Pepin, J., *Fiber-reinforced structures for turbine engine rotor fragment containment*. 1999, Federal Aviation Administration.
25. Presley, K.L., *Assessment of an Advanced Containment System*. 1999, Advanced Structures Technology, Inc.
26. Naik, N.K. and P. Shrirao, *Composite structures under ballistic impact*. Composite Structure, 2004. **66**: p. 579-590.
27. Caprino, G. and V. Lopresto, *On the penetration energy for fibre-reinforced plastics under low-velocity impact conditions*. Composites Science and Technology, 2001. **61**(1): p. 65-73.
28. Bonini, J., *Contribution à la prédiction numérique de l'endommagement de stratifiés composites sous impact basse vitesse*. 1995, ENSAM Bordeaux.
29. Cheng, W.L., S. Langlie, and S. Itoh, *High velocity impact of thick composites*. International journal of impact engineering, 2003. **29**: p. 167-184.
30. Espinosa, C., *Contribution à l'étude du comportement sous impact localisé basse vitesse de plaques stratifiées à base d'unidirectionnels composites à fibres longues*. 1991, Université de Bordeaux 1.
31. Petit, S., et al., *Impact and compression after impact experimental study of a composite laminate with a cork thermal shield*. Composites Science and Technology, 2007. **67**: p. 3286-3299.
32. Aboissière, J., *Propagation de dommages d'impact dans un matériau composite stratifié à fibres de carbone et résine époxyde*. 2003, Université de Toulouse.
33. Renault, M., *Compression après impact d'une plaque stratifiée carbone époxyde - Rapport interne EADS CCR*. 1994.
34. Wang, C.Y. and C.H. Yew, *Impact damage in composite laminates*. Computers and structure review, 1990. **37**(6): p. 967-982.
35. Choi, H.Y. and K. Chang, *A model for predicting damage in graphite/epoxy laminated composites resulting from low-velocity point impact*. Journal of composite materials, 1992. **26**(14): p. 2134-2169.
36. Bouvet, C., S. Rivallant, and J.-J. Barrau. *Low velocity impact modelling in laminate composites and permanent indentation*. in *Workshop "Dynamic failure of composite and sandwich structure*. 2011. ICA, Toulouse.
37. Rahmé, P., et al. *Mechanical protection for composite structures submitted to low energy impact*. in *14th European conference on composite materials*. 2010. Budapest.
38. Bouvet, C., et al., *Low velocity impact modelling in laminate composite panels with discrete interface elements*. International Journal of Solids and Structures, 2009. **46**(14-15): p. 2809-2821.

39. Matzenmiller, A., J. Lubliner, and R.L. Taylor, *A constitutive model for anisotropic damage in fiber-composites*. Mechanics of Materials, 1995. **20**(2): p. 125-152.
40. Cantwell, W.J. and J. Morton, *Comparison of the low and high velocity impact response of CFRP*. Composites, 1989. **20**(6): p. 545-551.
41. Ellis, R.L., *Ballistic impact resistance of graphite epoxy composites with shape memory alloy and extended chain polyethylene Spectra™ hybrid components*. 1996, Virginia Polytechnic Institute.
42. Cantwell, W.J. and J. Morton, *The influence of target geometry on the high velocity impact response of CFRP*. Composite Structures, 1988. **10**: p. 247-265.
43. Cantwell, W.J. and J. Morton, *The influence of varying projectile mass on the impact response of CFRP*. Composite Structures, 1989. **13**(2): p. 101-114.
44. Mitrevski, T., I.H. Marshall, and R. Thomson, *The influence of impactor shape on the damage to composite laminates*. Composite Structures, 2006. **76**(1-2): p. 116-122.
45. Bishop, S.M., *The mechanical performance and impact behaviour of carbon fibre reinforced PEEK*. Composite Structures, 1985. **3**: p. 295-318.
46. Caprino, G. and V. Lopresto, *The significance of indentation in the inspection of carbon fibre-reinforced plastic panels damaged by low-velocity impact*. Composites Science and Technology, 2000. **60**(7): p. 1003-1012.
47. Caprino, G. and V. Lopresto. *Factors affecting the penetration energy of glass fibre reinforced plastics subjected to a concentrated transverse load*. in ECCM9. 2000. Brighton, Grande-Bretagne.
48. Alcock, B., et al., *Low velocity impact performance of recyclable all-polypropylene composites*. Composites Science and Technology, 2006. **66**(11-12): p. 1724-1737.
49. Cantwell, W.J. and J. Morton, *Impact perforation of carbon fibre reinforced plastic*. Composites Science and Technology, 1990. **38**(2): p. 119-141.
50. Denneulin, S., et al., *The influence of acrylate triblock copolymer embedded in matrix on composite structures' responses to low-velocity impacts*. Composite Structures. **94**(4): p. 1471-1481.
51. Cartié, D.D.R. and P.E. Irving, *Effect of resin and fiber properties on impact and compression after impact performance of CFRP*. Composites, 2002. **Part A 33**: p. 486-493.
52. PORCHER. *Pi preg® Thermoplastic composites*. [cited; Available from: http://www.porcher-ind.com/fr/marches/composites-composites-thermoplastiques-pipreg-_2_3_10.html].
53. Bishop, S.M., *The mechanical performance and impact behaviour of carbon-fibre reinforced PEEK*. Composite Structures, 1985. **3**(3-4): p. 295-318.
54. Barsotti, R., et al. *Nanostrength block copolymers for epoxy toughening*. in Meeting of the Thermoset Resin Formulators Association. 2008. Chicago, Illinois.
55. Futura-Sciences. *Cavitation*. [cited; Available from: http://www.futura-sciences.com/fr/definition/t/physique-2/d/cavitation_4776/].
56. ARKEMA. *Nanostrength®*. [cited; Available from: http://www.arkema.com/sites/group/fr/products/product_viewer.page?p_filepath=/templedata/Content/Product_Datasheet/data/fr/additives/060331_nanostrength_.xml].
57. Barsotti, R.J., et al. *Nanostrength block copolymers for wind energy*. in Materials challenges in alternative and renewable energies. 2010. Cocoa Beach, Florida.

58. Wu, J.X., Y.S. Thio, and F.S. Bates, *Structure and properties of PBO-PEO diblock copolymer modified epoxy*. Journal of Polymer Science Part B-Polymer Physics, 2005. **43**(15): p. 1950-1965.
59. ARKEMA, *Nanostrength® for epoxy application - Technical data sheet*. 2099, Arkema.
60. PrinceEngineering. *Basalt Fiber Properties*. [cited; Available from: <http://www.build-on-prince.com/basalt-fiber.html#sthash.6TOBQzDz.dpbs>.
61. Swiss-Composite. [cited; Available from: <http://www.swiss-composite.ch/pdf/i-Gewebeinfo.pdf>.
62. Tanabe, Y., et al., *Fracture behavior of CFRPs impacted by relatively high-velocity steel sphere*. International journal of impact engineering, 2003. **28**(6): p. 627-642.
63. AGY. *S-2 Glass products*. [cited; Available from: <http://www.agy.com/products/s2/index.htm>.
64. Velde, K.V.d., P. Kiekens, and L.V. Langenhove, *Basalt fibres as reinforcement for composites*, Department of Textiles, Ghent University, Belgium.
65. Liu, Q., M.T. Shaw, and R.S. Parnas, *Investigation of basalt fiber composite mechanical properties for applications in transportation*. Polymer Composites, 2006: p. 41-48.
66. Artemenko, S.E. and Y.A. Kadykova, *Polymer composite materials based on carbon, basalt, and glass fibres*. Fibre Chemistry, 2008. **40**(1): p. 37-39.
67. Lopresto, V., et al. *Penetration end indentation of basalt fibre reinforced plastic laminates under low velocity impacts*. in ECCM15. 2012. Venice, Italy.
68. Lopresto, V., C. Leone, and I. De Iorio, *Mechanical characterisation of basalt fibre reinforced plastic*. Composites Part B: Engineering. **42**(4): p. 717-723.
69. TOYOBO. *PBO fiber ZYLON®*. [cited; Available from: www.toyobo.co.jp.
70. DUPONT. *KEVLAR® Aramid fiber*. [cited; Available from: http://www2.dupont.com/Kevlar/en_US/index.html.
71. TEIJIN. *TWARON® fiber*. [cited; Available from: www.teijinaramid.com.
72. DYNEEMA, D. *Ultra-High-Strength Polyethylene fiber DYNEEMA®*. [cited; Available from: www.dyneema.com.
73. HONEYWELL. *Honeywell SPECTRA® High-strength, Light-Weight Polyethylene fiber*. [cited; Available from: www.honeywell.com.
74. Bhatnagar, A., M. Rammoorthy, and R. Glaser, *Ballistic and damping characteristics of ECPE/glass hybrid composites*. American Society of Mechanical Engineers, Noise Control and Acoustics Division (Publication), 1997. **24**: p. 215-218.
75. Bibo, G.A. and P.J. Hogg, *Influence of reinforcement architecture on damage mechanisms and residual strength of glass-fibre/epoxy composite systems*. Composites Science and Technology, 1998. **58**(6): p. 803-813.
76. Hosur, M.V., et al., *Performance of stitched/unstitched woven carbon/epoxy composites under high velocity impact loading*. Composite Structures, 2004. **64**(3-4): p. 455-466.
77. Khondker, O.A., et al., *Impact and compression-after-impact performance of weft-knitted glass textile composites*. Composites Part A: Applied Science and Manufacturing, 2005. **36**(5): p. 638-648.

78. Mouritz, A.P., C. Baini, and I. Herszberg, *Mode I interlaminar fracture toughness properties of advanced textile fibreglass composites*. Composites Part A: Applied Science and Manufacturing, 1999. **30**(7): p. 859-870.
79. Pandita, S.D., D. Falconet, and I. Verpoest, *Impact properties of weft knitted fabric reinforced composites*. Composites Science and Technology, 2002. **62**(7-8): p. 1113-1123.
80. Lefebvre, M., et al., *Study of impact behaviour of three warp interlock structures for armoured vehicles*, in *Workshop "Dynamic failure of composite and sandwich structure"*. 2011: ICA, Toulouse.
81. Provost, B., et al., *Comportement spécifique de structures 3D warp interlock tissées contre les impacts à haute vitesse*, in *JNC 17*. 2011: Poitiers.
82. Baléa, L., *Comportement des matériaux composites à renforts tricotés élaborés par injection de résine*. 2011, Université de Toulouse
83. Fuoss, E., P.V. Straznicky, and C. Poon, *Effects of stacking sequence on the impact resistance in composite laminates – Part 1: parametric study*. Composite Structures, 1998. **41**(1): p. 67-77.
84. *Airbus Industrie Test Method: AITM 1-0010: Determination of compression strength after impact*.
85. *Représentation du mouton-pendule et des hauteurs à prendre en compte pour le calcul de l'énergie absorbée*, in *Wikipedia*. 2006.
86. *Gros plan sur le couteau et le porte éprouvette d'un mouton Charpy*, in *Wikipedia*. 2006.
87. *Position de l'éprouvette au moment de l'impact avec le couteau du pendule*, in *Wikipedia*. 2006.
88. Ledru, Y., *Etude de la porosité dans les matériaux composites stratifiés aéronautiques*. 2009, Université de Toulouse
89. Almeida, O.d., *EDyCO - Notice d'utilisation*. 2011, Institut Clément Ader.
90. Bessard, E., *Étude et modélisation de la polymérisation dynamique de composites à matrice thermoplastique*. 2011, Université de Toulouse
91. Bessard, E., O.d. Almeida, and G. Bernhart. *Analyse du comportement du PEEK dans le procédé de fabrication de composites structuraux par thermo-compression*. in *Matériaux 2010*. 2010. Nantes (France).
92. Grouve, W.J.B. and R. Akkerman, *Consolidation process model for film stacking glass/PPS laminates*. Plastics Rubber and Composites. **39**(3-5): p. 208-215.
93. Paris, C., *Étude et modélisation de la polymérisation dynamique de composites à matrice thermodurcissable*. 2011, Université de Toulouse
94. Toland, R.H., *Impact testing of carbon-epoxy composite materials*. ASTM STP 563, 1974: p. 133-145.
95. Hufenbach, W., et al., *Charpy impact tests on composite structures - An experimental and numerical investigation*. Composites Science and Technology, 2008. **68**(12): p. 2391-2400.
96. Gauthier, B., *SOA - Armour materials / Technical report*. 2009, AIRBUS France.
97. Saertex. *Propriétés des fibres*. [cited; Available from: http://www.saertex.com/fr/produit_technique/produits/proprietes_des_fibres/].
98. Krawczak, P., *Essais mécaniques des plastiques - Caractéristiques instantanées*. Techniques de l'Ingénieur, 2012. **am3510**.

99. Rivallant, S., H.A. Israr, and J.J. Barrau. *Modélisation par éléments finis de l'écrasement de stratifiés d'unidirectionnels carbone-époxy à faible vitesse*. in *JNC18*. 2013. Nantes, France.
100. Girard, Y., *Systèmes de blindage pour protection fuselage AIRBUS*. 2008, EADS Innovation Works.
101. Coombe, T.W., *Structural effects of engine burst non containment*, British Aircraft Corporation Limited: Bristol.
102. Chamond, C., *Eclatement moteur, caractérisation des débris et modélisation des boucliers*. 2001, EADS.

Elaboration d'un matériau composite multifonctionnel : matériau structural intégrant la fonction de blindage pour protéger des menaces de type « petits fragments »

Résumé : Le fuselage des avions de nouvelle génération fera de plus en plus appel aux matériaux composites à matrice organique qui présentent des propriétés spécifiques particulièrement intéressantes. Or les structures aéronautiques sont exposées à de nombreuses exigences et en particulier à celle induite par l'impact de « petits fragments » à haute énergie. Le non percement du fuselage nécessite donc d'adjoindre une fonction blindage à sa fonction habituelle de tenue mécanique. Par rapport à cette problématique, une approche avec intégration de fonction a été adoptée et a mené au développement d'un matériau composite multifonctionnel dans le cadre de ce travail de recherche. L'étude du comportement sous impact à basse vitesse (essais Charpy) et à haute vitesse (essais au canon à gaz) de composites à matrice organique aéronautiques courants et plus spécifiques au blindage a d'abord été réalisée. Cette étude a permis d'établir le lien entre les constituants des matériaux et les différents modes d'absorption de l'énergie d'impact. Plusieurs paramètres ont été discriminés : nature de la matrice (thermodurcissable - thermoplastique), nature de la fibre (minérale - organique), architecture du renfort (UD - tissée - tricotée), taux de porosité intra-mèche, apport d'éléments spécifiques aux inter-plis. Plusieurs concepts de multimatériaux sont ensuite proposés. Ils ont été définis à partir de combinaisons des différents comportements observés sur matériaux élémentaires et sont basés sur différents scénarii d'endommagement. Ils ont été testés à haute vitesse d'impact. Les observations révèlent une aptitude particulière de la fibre de polypara-phénylène-2,6-benzobisoxazole (PBO) à absorber une grande quantité d'énergie par déformation inélastique, notamment lorsqu'elle est faiblement imprégnée.

Mots clés : Matériaux composites, Aéronautique, Impact, Mécanismes d'endommagement, Absorption d'énergie, Blindage

Elaboration of a multifunctional composite material : structural material integrating the shielding protection function against "small fragments" type threats

Abstract : New generation aircraft fuselage will increasingly use polymer matrix composites that exhibit interesting specific properties. Aeronautical structures are exposed to many requirements and amongst them to that induced by the impact of high energy "small fragments". In order to avoid fuselage break through, an armour function has to be added to its usual mechanical function. With respect to this issue, an approach aiming the integration of such function was adopted and led to the development of a multifunctional composite material within this research work. The study of the behaviour under low speed (Charpy tests) and high speed (gas gun tests) impact of common and more specific organic matrix composites dedicated to armour was first performed. This study allowed establishing the link between the material components and the various modes of the impact energy absorption. Several parameters were discriminated: matrix type (thermosetting - thermoplastic), fibre type (mineral - organic), reinforcement architecture (UD - woven - knitted), intra-mesh porosity level, addition of specific inter-ply elements. Several concepts of multimaterials were then proposed. They were defined from combinations of various behaviours observed in the basic materials and are based on different damaging scenarios. They were tested under high speed impact. The observations show a particular aptitude of the polyparaphenylene-2,6-benzobisoxazole (PBO) fibre to absorb a large amount of energy by inelastic deformation, especially when it is poorly impregnated.

Keywords : Composite materials, Aeronautic, Impact, Damaging mechanisms, Energy absorption, Armour