

Caractérisation de l'endommagement et de la rupture des composites à fibres longues et discontinues (DLF) sollicités en traction

Damage and failure characterization of randomly oriented strands (ROS) composite materials under tensile loading

Loïc Souffois^{1,2}, Zoheir Aboura¹, Nicolas Carrere², Pierre Feissel¹ et Cédric Thomas²

1 : Département génie mécanique, Laboratoire Roberval FRE UTC-CNRS 2012
Sorbonne Universités, Université de Technologie de Compiègne
Rue Personne de Roberval, BP 20529 F-60205 Compiègne Cedex, France
e-mail : loic.souffois@utc.fr

2 : Safran Composites
33 avenue de la gare, 91760 Itteville
e-mail : loic.souffois@safrangroup.com

Résumé

L'une des barrières à l'usage des matériaux composites dans les nouvelles générations de moteurs pour l'aviation civile est la géométrie complexe des pièces à réaliser. Un matériau composite novateur (HexMC[®]), composé de bandelettes (ou chips) unidirectionnelles de renforts fibreux longs discontinus et disposées aléatoirement, semble être un bon candidat. Cette étude s'intéresse à la caractérisation des premiers endommagements qui amorcent la rupture en traction dans le cas particulier du HexMC[®]. Pour cela, différents types d'essais de traction multi-instrumentés (Corrélation d'images numériques (CIN), émission acoustique (EA), microscopie post-mortem/in-situ) ont été menés. Ainsi, les types d'endommagements présents (fissurations intra-chips, délaminage inter-chips, décohésions) ont été déterminés mais aussi leur séquençement d'apparition et leur méthode de propagation. Les chips orientées à 90° par rapport au chargement ont été directement incriminées comme étant les éléments déclencheurs des premiers endommagements. Ce sont dans ces chips en particulier qu'apparaissent les premières fissures intra-chips transversalement au chargement. Le niveau de charge d'apparition de ces premiers endommagements a également été déterminé. L'analyse combinée de l'ensemble de l'instrumentation mise en place a permis de proposer un scénario d'endommagement depuis le seuil d'endommagement jusqu'à la rupture fragile du matériau.

Abstract

Among the factors limiting the use of composite materials are the complex shapes to be found, for example, in aircraft engines. A new and innovative composite material (HexMC[®]) unidirectional prepreg based, made of discontinuous and long strands (or "chips"), randomly oriented seems to match the demands. The goal of this study is to characterize the first damages that initiate the failure under tensile loading in the particular case of HexMC[®]. For this purpose, various and multi-instrumented (Digital Image Correlation (DIC), Acoustic Emission (AE), post-mortem/ in-situ microscopy) tensile tests were conducted. Not only the types of damage were determined (intra-chips cracks, inter-chips delamination, debonding) but also the sequence in which they appear and the way they propagate. Cause of the first damages is attributed to chips oriented at 90° with respect to the loading direction. These particular chips are the ones in which appear the first intra-chips cracks transversely to the loading direction. The loading level at which occur the first damages is determined as well. Through this study and the multi-instrumented analyses, a damage scenario was created from the first damages until to catastrophic failure.

Mots Clés : Endommagements, Rupture, fibres longues discontinues (DLF), essais multi-instrumentés

Keywords : Damage, Failure, Randomly Oriented Strands (ROS), Multi-instrumented testing

1. Introduction

L'allégement des nouvelles générations de structures aéronautiques civiles passe, entre autres, par une diversification des pièces fabriquées en matériau composite. L'enjeu auquel répondent ces matériaux est principalement la réduction de masse tout en conservant des propriétés mécaniques

répondant aux cahiers des charges. Une des limites à cette diversification est la complexité des géométries à réaliser afin d'intégrer ces pièces composites aux systèmes complexes. En effet, les matériaux composites à base de fibres continues n'offrent pas un niveau de formabilité suffisant pour permettre la réalisation de pièces complexes. A l'inverse, les matériaux composites à base de fibres courtes offrent une très bonne formabilité mais leurs propriétés mécaniques, qui résultent d'un taux volumique de fibres très faible, sont nettement insuffisantes. En ce sens, les matériaux composites à fibres longues et discontinues (Discontinuous Long Fibers - DLF) semblent être un excellent compromis entre propriétés mécaniques (possibilité d'atteindre les mêmes taux volumiques que les composites à fibres continues) et une formabilité, issue de la discontinuité des fibres, proche de celle des composites à fibres courtes. Il s'agit de matériaux constitués de bandelettes (ou chips) unidirectionnelles pré-impregnées et disposées aléatoirement. Ils ont l'avantage d'être moins onéreux du point de vue fabrication car ils bénéficient d'une mise en œuvre plus rapide que les procédés LCM (Liquid composite molding) par exemple. En effet, le temps de découpe et de drapage est fortement réduit. L'étude portera sur un composite DLF particulier

La littérature n'est pas abondante sur ce type de matériaux. La plupart des travaux portent sur leur caractérisation mécanique en traction et notamment sur la détermination du module et de la contrainte à rupture. Il en ressort un matériau d'une grande variabilité très dépendant de sa mésostructure. Il existe de nombreux paramètres influant sur la caractérisation de ces matériaux. On peut citer la dimension des chips, la dimension des éprouvettes, le volume élémentaire représentatif (VER), les défauts, etc... L'impact de ces paramètres sur le module et la contrainte à rupture en traction a été évalué [1-7]. Comme pour tout composite, le procédé de fabrication tient une place majeure dans les propriétés mécaniques finales obtenues. Le procédé de thermocompression est utilisé pour les matériaux composites DLF. L'impact du procédé de fabrication sur la santé matière et les propriétés mécaniques a été établie par certains auteurs [8-13]. Des modèles numériques 3D [14] ont aussi été développés afin simuler le comportement élastique des matériaux DLF en traction. De bonnes corrélations avec le module expérimental sont obtenues en partitionnant la géométrie en une multitude de stratifiés équivalents [14]. Toutefois, dans une optique de dimensionnement, il apparaît indispensable d'introduire la notion de mécanismes d'endommagement et de la lier à la mésostructure.

Quelques études ont porté sur la caractérisation des endommagements. La structure aléatoire du matériau complique la compréhension des phénomènes liés aux endommagements. Les DLF s'avèrent être fortement hétérogènes et caractérisés par des zones localisées de concentration de déformation [1-3,9]. Toutefois, aucun lien n'est établi entre le niveau de contrainte du premier endommagement et la contrainte à rupture, ni entre la localisation du 1er endommagement et la zone de rupture finale [15]. De plus, malgré la possibilité de détecter par corrélation d'images numériques (CIN) les sites susceptibles d'aboutir à la rupture finale, il est impossible de prédire lesquels amènent réellement à la rupture ni le faciès de celle-ci. Pour certains auteurs, la discontinuité de la structure, correspondant aux bordures de chips, est directement responsable de l'amorce de la rupture [1-2,7] quand d'autres incriminent les défauts de type « poche de résine » ou bien les chips fortement désaxées par rapport au sens de chargement [15-17]. Quant au déroulement des événements amenant la rupture, certains auteurs envisagent une apparition simultanée des différents types d'endommagement [4] lorsque d'autres ont une approche plus séquentielle du scénario d'endommagement [16-18].

Il est notable que les avis divergent sur les causes des premiers endommagements. Cela est principalement dû au fait que le matériau étudié diffère d'une étude à l'autre. En effet, la diversité des matériaux DLF est très importante. De plus, les méthodes et techniques d'observation employées sont majoritairement surfaciques (CIN, microscopie). La technique d'émission acoustique (EA) mériterait d'être utilisée en vue d'effectuer le suivi des mécanismes d'endommagements lors des phases de chargement. Il s'agit d'une technique volumique qui présente un fort intérêt pour ce type de matériau étant données la disposition et l'orientation aléatoire des chips dans l'épaisseur.

La présente étude s'intéresse à la caractérisation des endommagements en traction dans le cas particulier du matériau DLF HexMC[®] proposé par HexcelTM. Des essais multi-instrumentés (CIN, EA, microscopie) sont menés afin de déterminer les types d'endommagement impliqués dans la ruine du matériau, mais également leur séquençement d'apparition et leur méthode de propagation. L'objectif est de proposer un scénario des mécanismes d'endommagement et de déterminer les facteurs prépondérants dans l'amorce de la rupture.

Tout d'abord, le matériau étudié ainsi que la préparation des éprouvettes testées seront présentés. Le dispositif expérimental et la méthodologie suivie seront ensuite décrits. Enfin, les dernières sections de cet article traiteront des résultats issus de la microscopie, de la CIN et de l'EA.

2. Matériau et dispositif expérimental

2.1 Matériau

Le HexMC[®] est une nappe DLF à base de fibres de carbone AS4[®] et d'une résine époxy 8552[®]. Des chips de dimensions $L=50\text{mm}$, $l=8\text{mm}$, $e=0.13\text{mm}$ sont découpées dans une nappe mère unidirectionnelle pré-imprégnée. Ces chips sont ensuite déposées aléatoirement et forment ainsi une nappe HexMC[®]. Des plis de la forme souhaitée sont découpés au sein de cette nappe HexMC[®] puis stratifiés pour former l'empilement final. Le taux volumique de fibres moyen est de 57% mais varie localement du fait de la dépose aléatoire des chips. Une mise en œuvre par thermocompression permet de polymériser la résine et d'obtenir la pièce finale. Dans cette étude, des panneaux d'épaisseur 5.25mm sont réalisés.

2.2 Préparation des éprouvettes

Des éprouvettes de forme haltère sont usinées dans les panneaux à l'aide d'une machine de découpe de type CharlyrobotTM. La forme haltère a été préférée aux éprouvettes barreaux pour favoriser une rupture dans la zone utile des éprouvettes (Fig. 1).

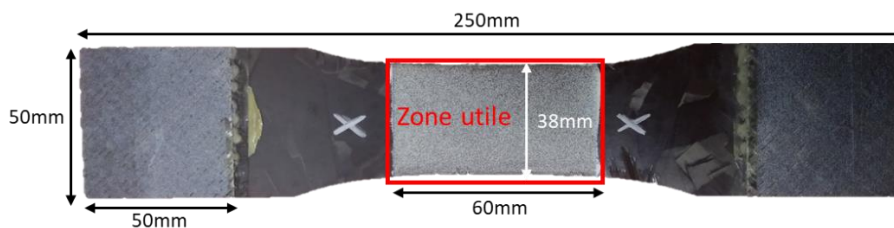


Fig. 1. Géométrie des éprouvettes de traction

Des talons de verre sont collés aux extrémités des éprouvettes avec de la colle Araldite[®]2015 afin d'éviter des concentrations de contraintes au niveau des mors de la machine de traction. Les tranches de la zone utile sont polies manuellement jusqu'au grain FEPA P #4000 (la forme en haltère empêchant l'usage d'une polisseuse). Cela permet de réaliser une cartographie microscopique de la mésostructure à l'état initial non chargé mais également en cours d'essai ou encore post-mortem. Les deux tranches sont polies car les phénomènes observables diffèrent potentiellement en raison de la mésostructure aléatoire du HexMC[®]. Un mouchetis est ensuite appliqué sur les deux faces de la zone utile de l'éprouvette (Fig. 1). Ces deux faces sont photographiées préalablement aux essais et au mouchetis. Ces photographies permettront de relier les champs CIN à la mésostructure en surface.

2.3 Dispositif expérimental

Les essais de traction, pilotés en déplacement à une vitesse de 1 mm/min, sont réalisés sur une machine électromécanique de traction de capacité 100kN. Les éprouvettes sont instrumentées de deux capteurs d'émission acoustique de type micro-80 (100kHz – 1MHz), distants de 85mm. Ils

permettront de localiser les signaux acoustiques émis par les endommagements au sein de la zone utile (Fig. 2). Un gel couplant est appliqué au niveau du contact entre le capteur et l'éprouvette afin de favoriser l'acquisition du signal. La vitesse de propagation des ondes acoustiques est évaluée par la méthode du cassé de mine (NF EN 1330-9). Les paramètres temporels (μs) d'acquisition (PDT, HDT, HLT) sont respectivement (30, 150, 300) et le seuil d'acquisition est fixé à 40dB. Deux systèmes de caméras montées en stéréo-corrélation sont disposés de part et d'autre de l'éprouvette (Fig. 2). Ils permettront de mesurer les déplacements et de visualiser les champs de déformation de la zone utile à partir d'une analyse d'images. L'acquisition et le post-traitement des images se font respectivement sur les logiciels VIC-Snap[®] et VIC3D[®] proposés par Correlated SolutionsTM. La fréquence d'échantillonnage est de 1 photo/seconde et le temps d'exposition est de 9 ms. La résolution des caméras est de 2048x2048 pixels et la zone utile représente entre 1500 et 1800 pixels de haut par 600 à 900 pixels de large selon la face de l'éprouvette considérée. L'usage d'un système CIN sur chacune des faces est motivé par le caractère aléatoire de la mésostructure du HexMC[®] pouvant conduire à des champs de déformations différents sur chacune des faces [7].

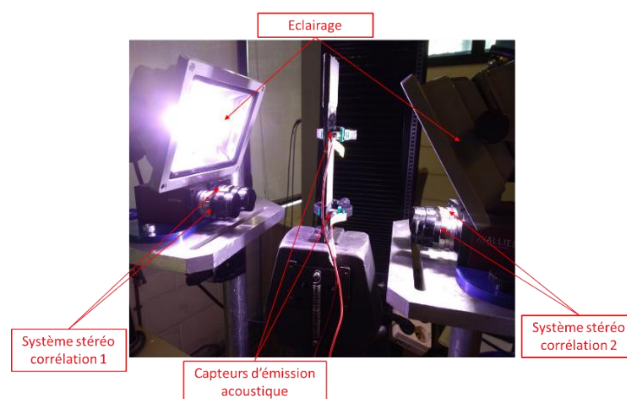


Fig. 2. Montage et dispositif expérimental.

3. Méthodologie

Trois types d'essais ont été réalisés. Le premier consiste en une traction monotone. Les essais de traction monotone permettent d'avoir un aperçu global du comportement mécanique en traction, de mesurer le module de Young et la contrainte à rupture et d'évaluer la nature de la rupture. Ce type d'essai permet également de déterminer le niveau de charge correspondant à l'apparition des premières salves d'EA afin de préparer les essais suivants.

Le deuxième type d'essai consiste en un cycle de charges et décharges incrémentales (tous les 5kN à partir d'un seuil d'endommagement détecté par le premier type d'essai) (Fig. 3a). Ces essais sont réalisés dans le but précis d'étudier une potentielle perte de rigidité due à des endommagements survenus au cours des différentes phases de charge. Pour cela, la technique d'écart à la linéarité [18], basée sur les champs de déformation CIN, est utilisée. Dans les faits, pour chacune des charges du cycle (Fig. 3), la technique consiste à évaluer un indicateur de souplesse ($\epsilon_{11,locale} / \sigma_{11,nominale}$) en chacun des points de calcul CIN de la zone utile. $\epsilon_{11,locale}$ est la déformation locale dans le sens de sollicitation déterminée par CIN et $\sigma_{11,nominale}$ est la contrainte nominale issue de la cellule de force et rapportée à la section de l'éprouvette. Ainsi, il est possible d'obtenir une cartographie représentative de la souplesse du matériau au cours des différentes phases de charge. Lorsque qu'un endommagement apparaît, il entraîne localement une perte de rigidité. Ainsi, la comparaison de l'indicateur ($\epsilon_{11,locale} / \sigma_{11,nominale}$) entre les différentes phases de charge permet de localiser les endommagements. La comparaison peut être effectuée systématiquement par rapport à l'indicateur issu de la première charge ou bien de manière incrémentale. La technique est donc directement dépendante des paramètres CIN. Une étude de sensibilité, non présentée dans cet article, a permis de

déterminer le meilleur compromis entre le bruit de mesure et la résolution spatiale souhaitée. Pour VIC3D[®], les paramètres (subset, step, filter size) retenus sont, en pixels, respectivement (11, 1, 15).

Le troisième type d'essais reprend le principe d'un cycle de charges et décharges incrémentales. Toutefois, un palier à charge constante est maintenu lorsque la charge maximale de chacune des phases de charge est atteinte (Fig. 3b). Lors de ces paliers, une cartographie des deux tranches de l'éprouvette à l'état chargée est réalisée à l'aide d'un vidéo-microscope. Ces cartographies permettront de visualiser les types d'endommagements présents et de suivre leur évolution en fonction de la charge appliquée ce qui permet d'établir une chronologie d'apparition.

En dehors du vidéo-microscope ajouté dans le troisième cas, l'instrumentation décrite en 2.3 reste identique pour l'ensemble des essais.

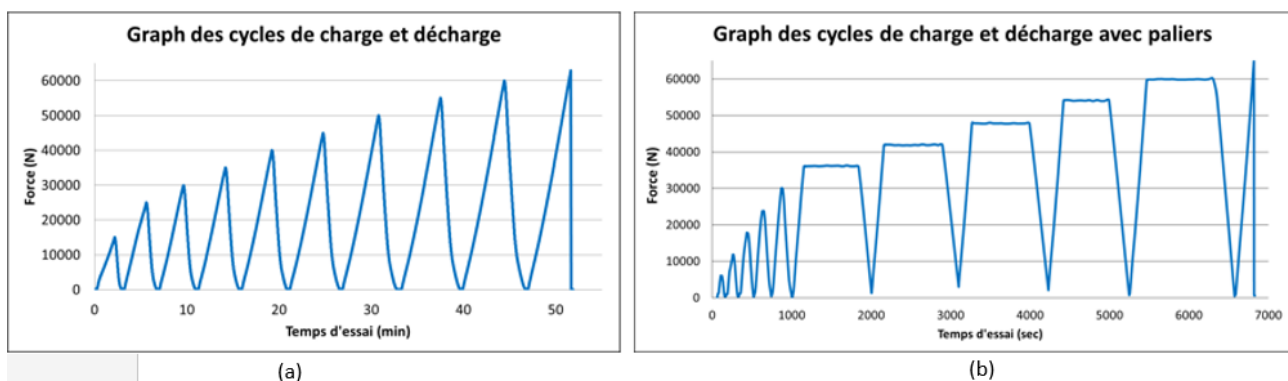


Fig. 3. Graphiques : (a) Cycle de charges et décharges, (b) Cycle de charges et décharges avec paliers.

4. Résultats

Le comportement du HexMC[®] en traction est quasiment linéaire et la rupture est de type fragile. Le matériau ne semble pas présenter de non-linéarités dues aux endommagements qu'il subit lors du chargement. En effet, la courbe expérimentale ne s'écarte pas de sa régression linéaire (Fig. 4). Le module est lui mesuré à partir de la pente contrainte/déformation entre 0.1% et 0.3% de déformation.

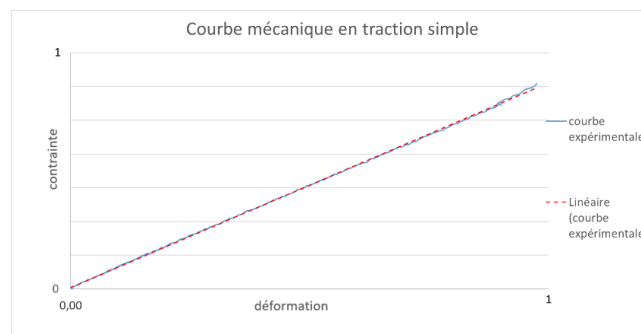


Fig. 4. Comportement quasi-linéaire, fragile du HexMC[®] en traction.

4.1 Observations microscopiques

Des cartographies microscopiques post-mortem ont été réalisées. Les orientations de chips ont été relevées et réparties en trois catégories. La catégorie 1 concerne les chips orientées entre $[60^\circ-90^\circ]$, la seconde entre $[30^\circ-60^\circ]$ et la troisième entre $[0^\circ-30^\circ]$ par rapport au sens de chargement. Les décohésions intra-chips et inter-chips sont les principaux endommagements observés (Fig. 5). Quelques ruptures de fibres sont à noter.

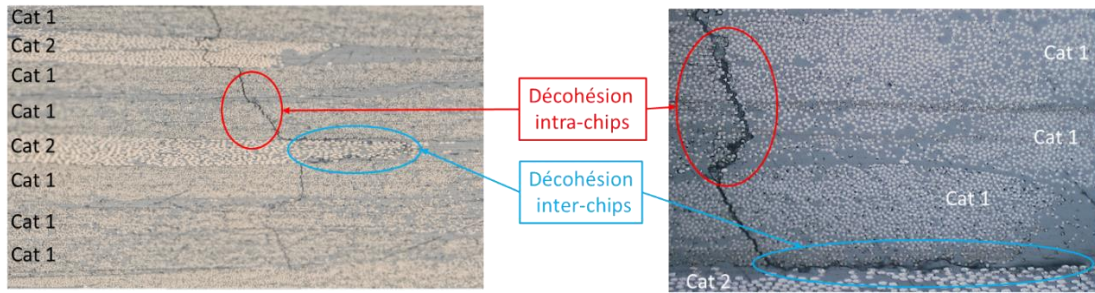


Fig. 5. Observations post-mortem des endommagements.

D'après les cartographies in-situ réalisées au cours des paliers de maintien, les premiers endommagements se caractérisent par des fissurations intra-chips des chips orientées transversalement au sens de chargement (Cat 1). Ces fissurations se produisent pour un niveau de chargement compris entre 200 et 225MPa. Les cartographies des paliers suivants renseignent sur la propagation de ces endommagements et sur l'apparition de nouvelles fissures. Deux phénomènes interviennent dans l'évolution de l'endommagement. Le premier procède par multi-fissuration intra-chips dans une même chips (Fig. 6a) alors que le second tend à propager la fissure intra-chips dans l'épaisseur. Dans le cas où la chips alors rencontrée est d'une orientation similaire, la fissure se propage de manière quasi-rectiligne (Fig. 5). Dans le cas où la chips rencontrée est fortement désorientée par rapport à la chips précédente, la propagation se poursuit par de la fissuration inter-chips (Fig. 6b). Elle peut alors rompre cette chips de manière transversale ou bien la contourner en bout de chips (Fig. 5). Il semble que ce soit la propagation d'une fissure intra-chips qui donne naissance à de la fissuration inter-chips. Cependant, l'endommagement ne se cantonne pas à un unique site. Cela signifie que si l'amorce est causée par de la fissuration intra-chips, les deux types de fissurations inter et intra-chips apparaissent en parallèle en d'autres endroits de l'éprouvette sitôt que le niveau de charge dépasse le seuil d'endommagement. Le faciès de rupture final peut alors être le résultat de la jonction des différents sites endommagés ou de la propagation et l'extension d'un unique site indépendamment des autres.

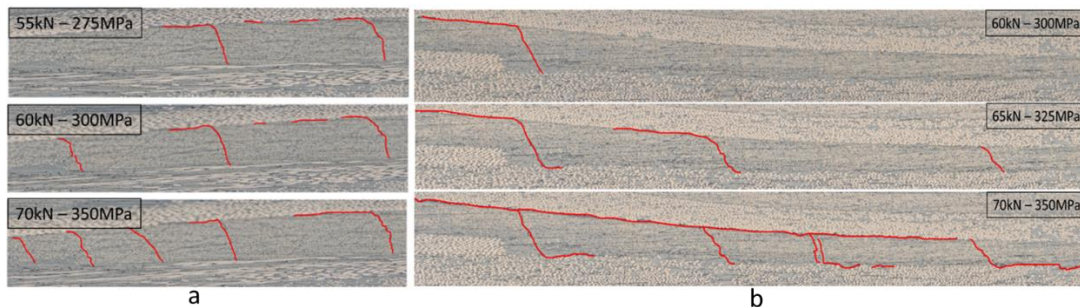


Fig. 6. Evolution des endommagements, (a) multi-fissuration intra-chips, (b) fissuration inter-chips.

4.2 Analyses CIN et écart à la linéarité

L'application de la CIN sur les différents essais et le post-traitement par la technique de l'écart à la linéarité ont permis de fournir des informations sur les sites probables des premiers endommagements. Les zones de fortes déformations (Fig. 7a) sont très localisées, hétérogènes et leur aspect linéaire est particulier. En superposant ces champs et la mésostructure (Fig. 7b), il est remarquable que les fortes déformations se concentrent en bordure de chips. Cependant, les zones de fortes déformations ne donnent pas nécessairement lieu à des endommagements. En effet, les champs d'écart incrémental à la linéarité indiquent qu'une partie seulement de ces zones s'est endommagée. Le premier écart à la linéarité permettant d'observer un phénomène endommageant se situe entre les niveaux de chargement de 40kN et 45kN (Fig. 7c). Une observation approfondie de ce premier

endommagement détectable par l'écart incrémental à la linéarité montre qu'il s'agit de la bordure d'une chips plutôt orientée à 90° par rapport au sens de chargement intervenu entre 200 et 225MPa.

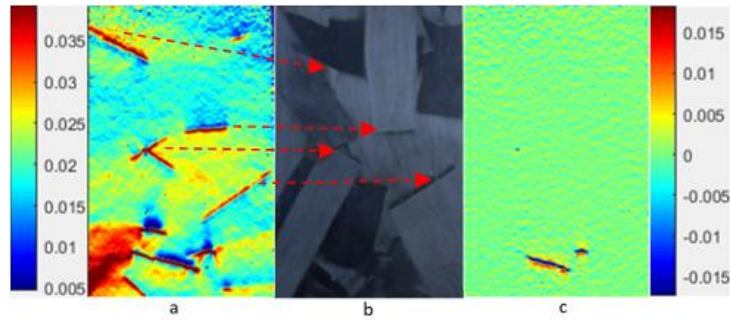


Fig. 7. De la CIN à la mésostructure, (a) cartographie de l'indicateur souplesse à 45kN, (b) mésostructure, (c) écart incrémental à la linéarité entre 45kN et 40kN.

Un lien a donc été établi entre la mésostructure et les champs de déformation. Les chips orientées transversalement au chargement semblent être responsables des premiers endommagements aux alentours de 200MPa. Cependant, la corrélation entre les champs CIN et la mésostructure met en avant les limites de la CIN qui est une technique surfacique et ne tient pas compte de phénomènes se produisant dans l'épaisseur.

4.3 Analyses EA

L'usage de l'EA est motivé par son caractère volumique et donc par le fait qu'il tient compte des événements se produisant dans l'épaisseur. L'utilisation de l'EA a permis de déterminer si les différentes éprouvettes s'endommageaient de manière similaire. Dans les analyses EA suivantes, seuls les signaux acoustiques localisés sont pris en compte, c'est-à-dire issus de phénomènes s'étant manifestés entre les deux capteurs et donc dans la zone utile de l'éprouvette. En comparant les signatures énergétiques des différentes éprouvettes (Fig. 8), il est remarquable que toutes les éprouvettes aient un seuil d'endommagement similaire se situant aux alentours de 200MPa. Cela signifie que malgré la variabilité et l'hétérogénéité du HexMC®, il semble que la manière dont s'amorce l'endommagement soit répétable.

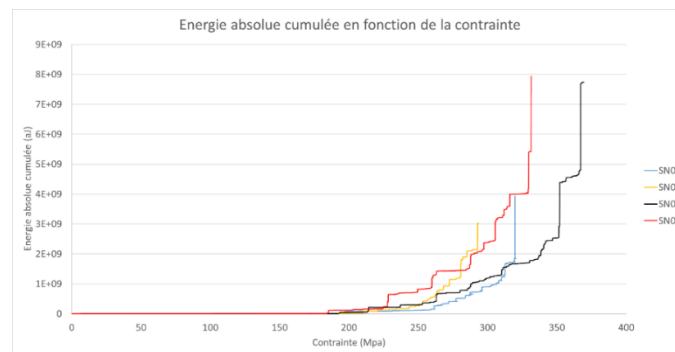


Fig. 8. Comparaison des signatures acoustiques en termes d'énergie.

Maintenant que le seuil d'endommagement est connu, une classification des signaux pour chacune des éprouvettes est réalisée. Pour cela, la méthode « k-means » est utilisée. Il s'agit d'une méthode non supervisée qui ne nécessite que le choix initial de descripteurs et d'un nombre de classe. La première étape consiste à déterminer les descripteurs pertinents qui permettront de distinguer au mieux les classes les unes des autres. Pour cela, une analyse du degré de corrélation entre les descripteurs par dendrogramme est réalisée. Si deux descripteurs sont trop fortement corrélés (>0.9), l'un d'eux est supprimé. Le choix final des descripteurs a ainsi été obtenu (Tab. 1).

Descripteurs temporels	Risetime	Energy	Duration	Amplitude
Descripteurs fréquentiels	Average Frequency	-	-	-

Tab. 1. Choix des descripteurs pour la classification EA.

L'indicateur « Davies&Bouldin » est une méthode qui permet de déterminer mathématiquement le nombre optimal de classes à choisir. Son utilisation a préconisé le choix de 3 classe de signaux acoustiques. Cependant, il ne s'agit là que d'un indicateur. Les observations microscopiques de la section 5.1 ont révélées deux grands principaux types d'endommagement. Le choix final s'est porté sur 4 classes après avoir comparé les classifications entre 2 et 4 classes. Pour plus de clarté, une seule éprouvette est représentée (Fig. 9).

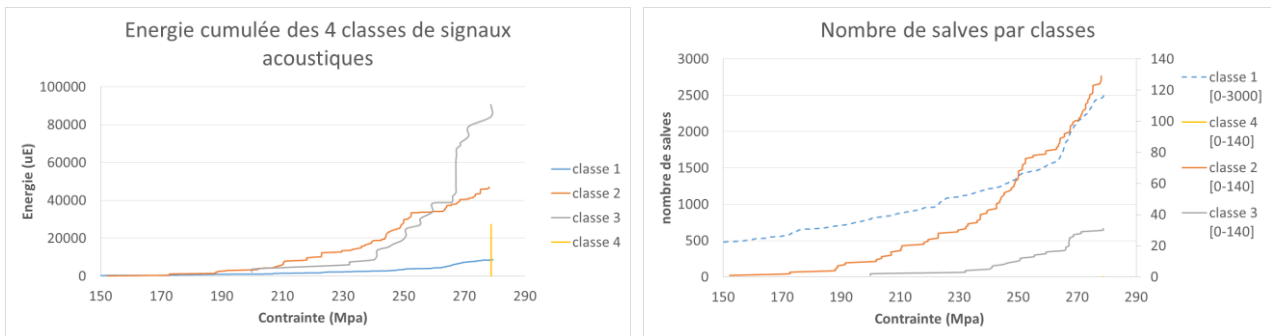


Fig. 9. Exemple de classification des signaux acoustiques - 4 classes.

La classe 1 comportant un grand nombre de salves, une énergie cumulée très faible apparaît dès le début de l'essai (Fig. 9). Cette classe n'est pas représentative d'un quelconque endommagement du matériau et peut être attribuée à des phénomènes mineurs non endommageant. La classe 4 ne comporte qu'une salve extrêmement énergétique en toute fin d'essai et peut donc être attribuée à la rupture finale. Il reste deux classes (2, 3) qui, au vu de la chronologie, s'apparentent aux endommagements observés. En effet, elles apparaissent toutes deux aux alentours de 200MPa avec une légère avance pour la classe 2. La classe 2 plus nombreuse est moins énergétique que la classe 3. Il reste à labelliser ces 2 classes en fonction des centres de classe des descripteurs caractérisant les signaux. La classe 4 ne sera pas visualisée car ses caractéristiques écrasent celles des 3 autres. L'attribution d'un label pour telle ou telle classe a été faite en accord avec les caractéristiques connues dans la littérature [20,21] des différents types d'endommagement des composites (fissuration matricielle, décohésion interfaciale, délaminage, rupture de fibres).

Les centres des classes des différentes éprouvettes (a, b, c, d) analysées montrent une bonne répétabilité (Fig. 10). La classe 1 possède des caractéristiques très faibles pour chacun des descripteurs en dehors de la fréquence moyenne (afrq). Cette classe 1 est donc attribuée à des phénomènes mineurs n'intervenant pas directement dans l'endommagement du matériau. La classe 2 peut être attribuée à de la décohésion intra-chips car ses signaux sont plus faibles en amplitude (ampl), moins énergétiques (ener), plus courts (cnts, dura) et possèdent un temps de montée (rise, pcnt) plus faible que la classe 3. La classe 3 est donc attribuée à de la décohésion inter-chips (apparentée à du délaminage en terme de descripteurs).

Par conséquent, le scénario ici déterminé est l'amorce de la rupture par fissuration intra-chips puis le développement de l'endommagement par l'apparition parallèle de nouvelles fissures intra-chips et de la propagation des précédentes par fissurations intra ou inter-chips.

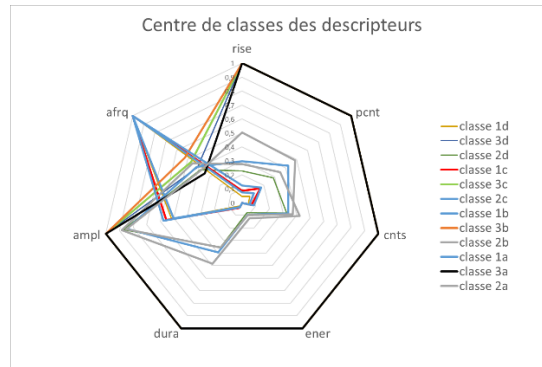


Fig. 10. Centre des descripteurs caractérisant les classes.

5. Conclusion

L'analyse combinée des informations issues des différents essais instrumentés ont permis de mettre en avant un scénario des mécanismes d'endommagement du HexMC® (Fig. 11). Les chips fortement désaxées par rapport au sens de chargement ont été identifiées, à travers la CIN et la microscopie, comme une localisation préférentielle des premiers endommagements. La microscopie et l'EA ont montré que ces premiers endommagements sont caractérisés par de la fissuration intra-chips. La poursuite des mécanismes d'endommagements se caractérise par le développement en parallèle des fissures intra et inter-chips. Dans le premier cas, de nouvelles fissures intra-chips apparaissent au sein de la même chips et la segmentent, ou bien apparaissent au niveau d'autres sites combinant fortes déformations et chips à 90°. Dans le second cas, les fissures intra-chips se propagent aux chips adjacentes. Si la chips est d'orientation similaire, la fissure s'étend de manière rectiligne et transversale au chargement, si la chips rencontrée est désorientée, la fissure intra-chips se propage en de la fissuration inter-chips. La rupture finale est fragile et peut comprendre de la rupture de fibre. Le seuil d'endommagement a été déterminé autour de 200MPa. Les premiers mécanismes d'endommagement sont finalement similaires à ceux comme dans un composite stratifié à fibres continues. A contrario, la chute significative de la contrainte à rupture comparée à celle d'un équivalent à fibres continues, doit faire intervenir d'autres mécanismes comme la jonction des premiers sites endommagés et précipitant la rupture.

Suite à ce travail, un modèle numérique sera développé et devra permettre la compréhension des mécanismes d'endommagement. L'objectif final est de disposer d'un modèle permettant de prévoir les endommagements observés et leur variabilité en fonction de différents paramètres.

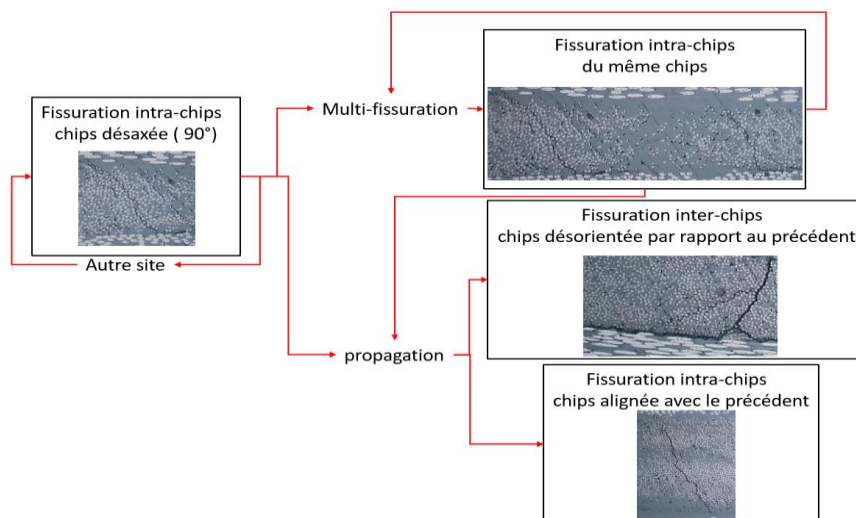


Fig. 11. Scénario des mécanismes d'endommagement.

Références

- [1] P. Feraboli, “Characterization of Prepreg-Based Discontinuous Carbon Fiber/Epoxy Systems,” *J. Reinf. Plast. Compos.* vol. 28, pp. 1191–1214, 2009.
- [2] P. Feraboli, E. Peitso, T. Cleveland, and P. B. Stickler, “Modulus Measurement for Prepreg-based Discontinuous Carbon Fiber/Epoxy Systems,” *J. Compos. Mater.* vol. 43, no. 19, pp. 1947–1965, 2009
- [3] M. Selezneva, “Experimental and Theoretical Investigations of Mechanical Properties of Randomly-Oriented Strand (ROS) Composites,” McGill University, PhD, 2015.
- [4] Y. Wan, “Effect of tape length and impregnation conditions on mechanical properties of carbon fiber tape reinforced thermoplastics,” *Texcomp-12 Conference, USA*, 2015.
- [5] M. Tuttle, T. Shifman, and B. Boursier, “Simplifying Certification of Discontinuous Composite Material Forms for Primary Aircraft Structures,” *Int. SAMPE Symp. Exhib.* pp. 0–9, 2010.
- [6] M. Tuttle, “Certification of discontinuous fiber composite structures via stochastic modelling,” 2017.
- [7] K. Johanson, L. T. Harper, M. S. Johnson, and N. A. Warrior, “Heterogeneity of discontinuous carbon fibre composites: Damage initiation captured by Digital Image Correlation,” *Compos. Part A Appl. Sci. Manuf.*, vol. 68, pp. 304–312, Jan. 2015.
- [8] B. C. Jin, X. Li, A. Jain, C. González, J. LLorca, and S. Nutt, “Optimization of microstructures and mechanical properties of composite oriented strand board from reused prepreg,” *Compos. Struct.* vol. 174, pp. 389–398, 2017.
- [9] S. Yamashita, “Experimental characterization of the tensile failure mode of ultra-thin chopped carbon fiber tape-reinforced thermoplastics,” *Reinf. Plast. Compos.* vol. 35, no. 18, pp. 1342–1352, 2016.
- [10] D. LeBlanc et al., “Study of Processing Conditions on the Forming of Ribbed Features Using Randomly Oriented Strands Thermoplastic Composites,” *J. Am. Helicopter Soc.*, vol. 60, no. 1, pp. 1–9, 2015.
- [11] D. Leblanc, B. Landry, A. Levy, P. Hubert, S. Roy, and A. Yousefpour, “Compression Moulding of Complex Parts Using Randomly-oriented Strands Thermoplastic Composites,” *Sampe 2014*, no. August 2016, p. 14, 2014.
- [12] B. Landry and P. Hubert, “Processing effect on damage tolerance of randomly oriented strands thermoplastics composites”, *Proceedings of the 19th international conference on composite materials, Montréal*, 2013.
- [13] B. Landry and P. Hubert, “Experimental study of defect formation during processing of randomly oriented strand carbon/PEEK composites”, *Composites: Part A.*, vol 77, pp 301-309, 2015.
- [14] P. Feraboli, T. Cleveland, P. Stickler, and J. Halpin, “Stochastic laminate analogy for simulating the variability in modulus of discontinuous composite materials,” *Compos. Part A Appl. Sci. Manuf.*, vol. 41, no. 4, pp. 557–570, Apr. 2010.
- [15] B. Boursier and A. Lopez, “Failure Initiation and Effect of Defects in Structural Discontinuous Fiber Composites,” *Soc. Adv. Mater. Process Eng.*, 2010.
- [16] G. Nicoletto, E. Riva and A. Stocchi, “Mechanical characterization of advanced random discontinuous carbon/epoxy composites”, *Mater. Today Proc.*, vol 3, no. 4, pp.1079-1084, Jan. 2016.
- [17] G. Nicoletto, F. Valenti and A. Di Filippo, “Evolution of strain fields during tensile tests of random discontinuous carbon/epoxy composites”, *Material Today, Proc.* 3, pp 1085-1090, 2016;
- [18] C. Qian, L. T. Harper, T. A. Turner, and N. A. Warrior, “Notched behaviour of discontinuous carbon fibre composites: Comparison with quasi-isotropic non-crimp fabric,” *Compos. Part A Appl. Sci. Manuf.*, vol. 42, no. 3, pp. 293–302, 2011.
- [19] P. Feissel, J. Schneider, Z. Aboura, and P. Villon “Use of diffuse approximation on DIC for early damage detection in 3D carbon/epoxy composites”. *Composites sciences and technology*, Vol. 88, pp 16-25, 2013.
- [20] S. Huguet, “Application de classificateurs aux données d’émission acoustiques : identification de la signature acoustique des mécanismes d’endommagements dans les composites à matrice polymère”, *INSA Lyon*, PhD, 2002.
- [21] A. Marec, “Contrôle de santé des matériaux hétérogènes par émission acoustique et acoustique non-linéaire : discrimination des mécanismes d’endommagement et estimation de la durée de vie restante”, *Université du Maine*, PhD, 2008.