



HAL
open science

Influence de l'alignement des fibres sur la rupture des composites en compression sens fibre

Gabriel Eyer, Olivier Montagnier, Jean-Paul Charles, Christian Hochard,
Frédéric Mazerolle

► **To cite this version:**

Gabriel Eyer, Olivier Montagnier, Jean-Paul Charles, Christian Hochard, Frédéric Mazerolle. Influence de l'alignement des fibres sur la rupture des composites en compression sens fibre. Les Journées Nationales des Composites, Jun 2015, Lyon, France. hal-01308020

HAL Id: hal-01308020

<https://hal.science/hal-01308020>

Submitted on 27 Apr 2016

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.

Influence de l'alignement des fibres sur la rupture des composites en compression sens fibre

Effect of fibers alignment on the failure of composites in compression in the fiber direction

Gabriel Eyer¹, Olivier Montagnier^{1,2}, Jean-Paul Charles^{1,3}, Christian Hochard^{1,3}, Frédéric Mazerolle¹

1 : Laboratoire de Mécanique et d'Acoustique
31 chemin Joseph Aiguier, 13402 Marseille Cedex 20, France
e-mail : eyer@lma.cnrs-mrs.fr

2 : Centre de recherche de l'Armée de l'air (CReA)
École d'Officiers de l'Armée de l'air (EOAA)
BA 701, 13361 Salon Air, France
e-mail : olivier.montagnier@inet.air.defense.gouv.fr

3 : Université d'Aix-Marseille, UNIMECA
60 Rue Frédéric Joliot Curie, 13013 Marseille
e-mail : jean-paul.charles@univ-amu.fr, christian.hochard@univ-amu.fr

Résumé

L'étude expérimentale proposée analyse l'influence de l'alignement des fibres sur la résistance en compression sens fibre pour des composites unidirectionnels carbone/époxy. Dans un premier temps, des résultats déjà acquis seront présentés. Ces résultats montreront que l'endommagement abaisse significativement la résistance en compression sens fibre. Dans un second temps, ces résultats seront appliqués au cas de la compression avec des éprouvettes présentant un défaut d'alignement. Il sera montré que, dans ce cas, le problème devient complexe puisqu'il couple alignement des fibres et endommagement matriciel.

Abstract

The influence of misalignment of fibers on compressive strength in fiber direction for unidirectional carbon fiber reinforced epoxy materials is investigated by an experimental approach. In a first time, results obtained previously are presented. These results show that transverse damage decreases significantly the compressive strength. In a second time, these results are applied to the case of samples wherein the fibers are misaligned. In this case, it will be shown that the problem becomes complex because misalignment of fibers and transverse damage are coupled.

1. Introduction

Le dimensionnement des structures composites passe par des modèles numériques toujours plus complexes dont la qualité découle de la capacité à reproduire le comportement du matériau. Pour les composites stratifiés, le comportement en compression dans la direction des fibres s'avère complexe et reste encore mal connu. Une des principales difficultés pour ce type de sollicitation est le lien entre la partie expérimentale, la mise en place des modèles et leur validation.

Il a déjà été montré pour des sollicitations de traction que l'augmentation de l'endommagement transverse avait pour conséquence de diminuer la résistance du pli [1]. Il est pressenti que l'endommagement joue un rôle d'autant plus important pour la compression. Lorsque la résine est intégralement endommagée, l'élancement des fibres mène à leur flambage immédiat, ce qui implique une rupture catastrophique du pli. Il a été montré [2] que l'augmentation de la température (ce qui s'apparente à un endommagement de la matrice) entraînait une chute de la résistance en compression pour des composites verre/polypropylène. Et lorsque la température atteint le seuil de transition vitreuse, le pli présente une résistance quasi-nulle.

Nombre de modèles *micro*s visent à décrire la rupture du pli en compression, notamment *via* l'introduction des modèles à bandes de glissement (*kink-band*) [3, 4, 5]. Ces modélisations se complètent avec la mécanique de l'endommagement [5, 6]. Il reste cependant difficile d'évaluer la qualité de ces modèles puisque les expérimentations sont peu nombreuses. Il est en effet observé [3, 4, 7] que c'est une instabilité à l'échelle des fibres qui est la cause de la rupture du pli (figure 1). L'état de l'art actuel stipule que le microflambage élastique intervient en premier lieu au voisinage d'une imperfection (amas de résine, fibre rompue, etc...). Ensuite l'état post-flambé des fibres engendre des déformations trop importantes pour les fibres qui finissent par se rompre. Cela génère ensuite des bandes de glissement (*kink-band*). Ces modélisations permettent d'accéder directement à la contrainte ultime en compression à partir de formules analytiques. Rosen [7] prévoit un flambage élastique des fibres, ce qui mène à la relation suivante : $\sigma_{min} = \frac{E_{22}}{1-\nu_f}$. Selon Budiansky [3], c'est plutôt le micro-flambage plastique et l'apparition de bandes de glissement qui pilote la rupture, ce qui mène à la charge critique de flambage suivante $\sigma_{min} = \frac{E_{22}}{1+\frac{\bar{\phi}}{\gamma}}$. Où $\bar{\phi}$ représente le désalignement des fibres, γ la limite élastique de la matrice, γ le glissement élastique maximal de la matrice et ν_f le taux de fibres.

Partant du modèle de Rosen [7], il apparaît que l'endommagement joue un rôle important dans la rupture en compression (la rigidité de la matrice étant proportionnelle à l'endommagement). Et considérant dorénavant le modèle de Budiansky [3], il semble que la contrainte à rupture soit significativement affectée par la rotation des fibres. Cependant si un essai de compression est réalisé sur une éprouvette avec des fibres mal-orientées, un cisaillement de la matrice important sera créé. Ce cisaillement pouvant lui-même endommager la matrice.

Il semble donc que tous ces phénomènes soient couplés.

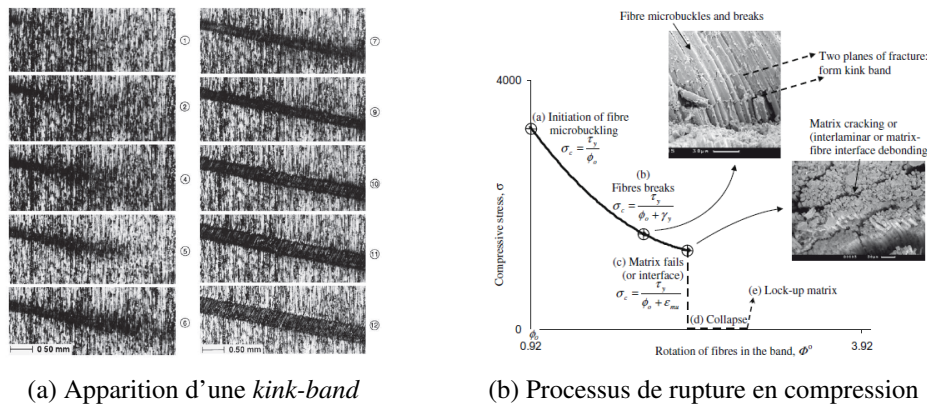


FIGURE 1 – Processus physiques liés à la rupture en compression sens fibre dans les composites [4]

C'est dans ce cadre que nous proposons une étude expérimentale qui met en évidence le rôle de l'endommagement transverse dans la rupture en compression sens fibre pour des éprouvettes présentant un défaut d'alignement des fibres.

Le choix d'un type d'essai n'est pas anodin et mène à la réflexion. Le montage prévu par la norme (ASTM D 3410/A et EN ISO 14126) est l'essai Celanese qui est utilisé dans de nombreuses publications [8, 9, 10]. L'avantage principal de cet essai est la géométrie particulièrement simple des éprouvettes et l'accès trivial au champ de contraintes dans l'éprouvette. Cependant les résultats présentent une variabilité importante notamment du fait d'une structure qui est très propice au flambage et qui possède une concentration de contraintes importante au niveau de l'encastrement [8]. Dans le but de palier à ces défauts, certaines équipes tentent de modifier la géométrie de l'éprouvette [10, 11] ou d'équiper le montage d'un dispositif externe, dit « anti-flambage » [2, 12]. Malgré ces améliorations les résultats concernant la déformation à rupture restent quantitativement de qualité médiocre avec une variabilité importante.

Une autre piste pour caractériser le comportement en compression est d'étudier la face comprimée des essais de flexion, connus pour offrir une meilleure stabilité. Dans cet esprit, on retrouve les essais de flexion 3 points [13], les essais de flexion 4 points [14, 15, 16, 17] et les essais de flexion pure [8]. Les essais de flexion avec points d'appuis présentent deux points négatifs :

- le calcul de l'état de contrainte à partir de l'effort nécessite un calcul inverse complexe lié au grand déplacement de l'éprouvette,
- les points d'appuis peuvent conduire à une rupture prématurée de l'éprouvette.

L'essai de flexion pure [8] a été mis en place dans le but de contourner ces difficultés. Le suivi de l'essai à moment imposé permet un passage simple du moment de flexion à la contrainte de compression. De plus, les effets de bords restent très éloignés de la zone utile de l'éprouvette, ce qui perturbe la mesure au minimum. Ce

type d'essai permet d'obtenir des déformations à rupture très importantes (jusque 1,8 % pour un unidirectionnel K63712).

Dans le même esprit, on retrouve les essais de flambage rotulé [18] qui permettent aussi d'atteindre des déformations à rupture très importantes. Le problème de ces essais est la difficulté à relier l'effort imposé à la contrainte dans la zone utile.

Ces essais mettent en jeu un phénomène de structure complexe lié au gradient de déformation dans l'épaisseur de l'éprouvette [19, 18, 13]... Pour cette raison, ce type d'essai sera écarté afin de focaliser notre attention sur des sollicitations de compression pure qui restent plus simples à dépouiller. Cependant, l'instabilité des essais de compression les rend extrêmement sensibles aux effets de structure et aux imperfections, c'est pour cette raison que le suivi des expériences est effectué par corrélation d'images. La mesure du champ de déformations permet de visualiser les effets locaux qui perturbent la mesure et conduisent à une rupture précipitée de l'éprouvette.

Ce papier se scindera en plusieurs parties qui sont nécessaires pour discuter finement de l'influence du cisaillement sur la rupture en compression sens fibre. Une première analyse portera sur l'effet de l'endommagement sur le comportement en compression sens fibre. Cette première étude sera réalisée sur des éprouvettes tubulaires. Cela permettra une mesure avec un champ homogène et donc un calcul inverse simple. Il sera montré que l'endommagement affecte sérieusement la résistance en compression sens fibre [6, 20, 21]. On analysera l'effet de cette baisse de résistance lorsque les fibres présenteront un défaut d'alignement. Cela signifie ici que le mauvais alignement des fibres introduira du cisaillement transverse, puis que ce cisaillement endommagera la matrice, ce qui aura finalement un impact sur la résistance en compression sens fibre.

Dans un second temps, une étude expérimentale sera proposée afin de déterminer la baisse de résistance due au mauvais alignement des fibres. Ces essais seront réalisés sur des éprouvettes avec une concentration de contraintes et présentant un élancement faible (faible longueur et épaisseur importante). Afin de fournir des résultats cohérents, la mise en place de critères non-locaux sera nécessaire.

Enfin une discussion globale autour de la résistance en compression des composites présentant un défaut d'alignement sera proposée. Cette discussion analysera la validité du modèle proposé *via* une comparaison aux résultats issus de la littérature.

2. Influence de l'endommagement sur la rupture en compression sens fibre

2.1. Méthode

Les essais sont réalisés sur des tubes en forme d'haltère en tissu carbone/epoxy. L'essai se scinde en deux étapes principales (figure 2). Durant l'étape ❶, l'éprouvette tubulaire est soumise à un chargement cyclique de torsion. Ce chargement permet de faire travailler la matrice et donc de l'endommager. Un pilotage adéquat permet d'atteindre des endommagements importants. Plusieurs tubes sont donc réalisés afin d'obtenir des endommagements différents. Suite à cette étape, un travail nécessaire consiste à aligner les fibres dans la direction de la sollicitation de compression. Cette étape est réalisée par un chargement statique de torsion et contrôlée par corrélation d'images. Ensuite, l'étape ❷ peut débuter. Il s'agit ici de réaliser un simple essai de compression sur tube. Le protocole d'essai a déjà été validé et présenté dans [6]

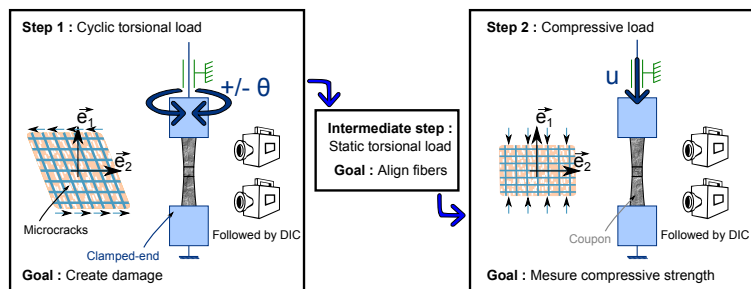


FIGURE 2 – Protocole de mesure pour quantifier l'effet de l'endommagement sur la rupture en compression sens fibre

2.2. Résultats

Les résultats de ces expériences sont synthétisés sur la figure 3. Il apparaît d'une part que le comportement en compression sur une éprouvette saine est significativement non-linéaire. Cette non-linéarité a déjà été observée par de nombreux auteurs [14, 22, 23, 24] et provient essentiellement du comportement non-linéaire des fibres de carbone. Une modélisation efficace est proposée par [14] et concorde bien avec nos mesures. Lorsque l'endommagement est introduit dans les éprouvettes, il apparaît que le comportement en terme de rigidité n'est pas affecté. Cela s'explique simplement par le fait que la rigidité est portée quasi-exclusivement par les fibres. Si celles-ci ne sont pas rompues, la rigidité n'est pas modifiée.

Cependant la baisse de résistance en fonction de l'endommagement est clairement mise en évidence. Il est bien visible que plus l'endommagement est important, plus la résistance est faible. Cela concorde bien avec la

prédiction effectuée par Rosen [7] qui postulait sur un micro-flambage élastique des fibres. Ce micro-flambage élastique des fibres est proportionnel à la rigidité de la matrice (c'est-à-dire proportionnel à l'endommagement). La figure 3b présente le modèle linéaire utilisé pour décrire la baisse de résistance en fonction de l'endommagement. Ce critère de rupture s'écrit donc de la manière suivante :

$$\text{Il y a rupture en compression si : } \epsilon < \epsilon_{min}^d \quad \text{où} \quad \epsilon_{min}^d = \epsilon_{min}^{d=0} \cdot (1 - d) \quad (1)$$

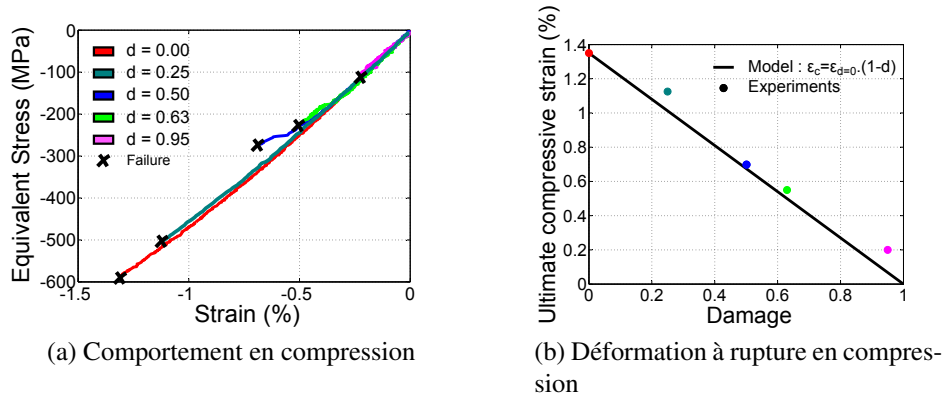


FIGURE 3 – Effet de l'endommagement sur le comportement en compression sens fibre

2.3. Conséquence sur une éprouvette avec défaut d'alignement des fibres

Il a été montré précédemment que l'endommagement affectait significativement la baisse de résistance en compression. Il apparaît également que, lors d'un essai avec des fibres présentant un défaut d'alignement, le cisaillement dans la matrice peut devenir critique. La figure 4 présente les simulations numériques effectuées par éléments finis. Le modèle utilisé est présenté dans [25] et permet d'accéder à la valeur d'endommagement dans le pli en compression sens fibre.

Il est bien visible que plus la rotation des fibres est importante, plus le cisaillement (et donc l'endommagement) est important. Ainsi en prenant en compte le critère de rupture énoncé précédemment (équation 1). Il apparaît bien que la rupture sens fibre intervient pour des déformations de plus en plus faibles. Ce type de simulation ne prétend pas prendre en compte l'influence de l'alignement des fibres sur la rupture en compression. Cependant, il est bien capable de traiter de la baisse de résistance en compression sens fibre créée par l'introduction de cisaillement dû au mauvais alignement des fibres. Dans la dernière partie, la qualité de ce modèle sera analysée par comparaison aux résultats issus de la littérature.

Lorsque le mauvais alignement des fibres devient trop important, c'est directement le cisaillement qui est la cause de la rupture. Une simple écriture des équations d'équilibre sur un pli donne directement l'angle à

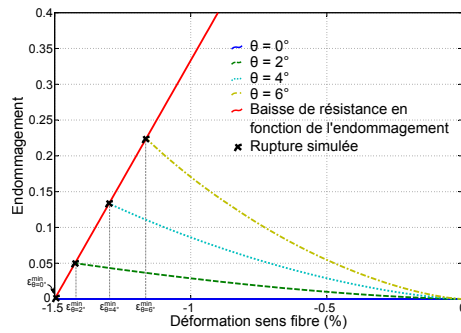


FIGURE 4 – Influence de l’alignement des fibres sur la rupture en compression sens fibre (résultats numériques avec prise en compte de la baisse de résistance en fonction de l’endommagement)

partir duquel le cisaillement devient critique. On a en effet dans un pli orienté de θ° (avec θ petit et avec σ_{xx} le chargement appliqué) :

$$\sigma_{11} = \sigma_{xx} \quad \sigma_{22} = 0 \quad \sigma_{12} = \theta \sigma_{xx} \quad (2)$$

D’après les données fournies par le fournisseur, on sait que :

Contrainte maximale en compression	1461 MPa
Contrainte maximale en cisaillement	120 MPa

Cela mène donc directement à l’angle pour lequel le cisaillement devient dimensionnant :

$$\theta_{max} = \frac{180}{\pi} \frac{\sigma_{12}^{max}}{\sigma_{11}^{max}} = 4.7^\circ \quad (3)$$

3. Partie expérimentale - Influence de l’alignement sur la résistance sens fibre

3.1. Conception de l’essai

Il est bien connu que les essais de compression pure avec un champ homogène sont complexes [26]. Une solution pour faciliter les expérimentations est de travailler sur des éprouvettes possédant des concentrations de contrainte [27, 28, 29]. C’est ce type d’éprouvette qui sera utilisé dans cette partie expérimentale. Néanmoins, le travail sur un champ de contrainte interdit de travailler simplement avec la contrainte maximale sens fibre. Il est nécessaire d’introduire des outils de mécanique de la rupture. Dans notre cas, la méthode *average stress* sera utilisée en premier lieu [30]. Ce type de dimensionnement stipule que ce n’est pas la contrainte locale qui pilote la rupture de l’éprouvette mais plutôt la moyenne des contraintes dans une zone bornée qui est dimensionnante.

Cette zone est définie par l'introduction d'un volume caractéristique. Le cas de la compression a été étudié plus en détail dans [21].

3.2. Dimensionnement des éprouvettes

Les éprouvettes sont découpées à partir d'une plaque épaisse. L'épaisseur de cette plaque est déterminée afin d'obtenir un grand coefficient de sécurité sur la charge critique de flambage. La plaque est donc fabriquée avec 52 plis d'unidirectionnel. La résine utilisée est la M21 et la fibre est désignée T700GC. Les concentrations de contraintes proposées sont représentées sur les graphes de la figure 5. Les rayons utilisés sont donc 3 mm pour la plaque trouée, 5 mm pour la barre avec encoches et enfin 25 mm pour le plus grand rayon de courbure.

3.3. Résultats sur barreaux sans défaut d'alignement

La figure 5 correspond aux résultats obtenus sur des barreaux avec différentes concentrations de contraintes. La mesure s'effectue par corrélation d'images, les résultats bruts sont ensuite interpolés. La figure 5a montre bien qu'un dimensionnement à partir de la déformation maximale n'est pas efficace puisque les déformations aux bords du trou sont très différentes suivant la géométrie de l'éprouvette choisie. Il apparaît cependant que les trois courbes s'intersectent en un même point ce qui est bien révélateur d'une longueur caractéristique propre au matériau.

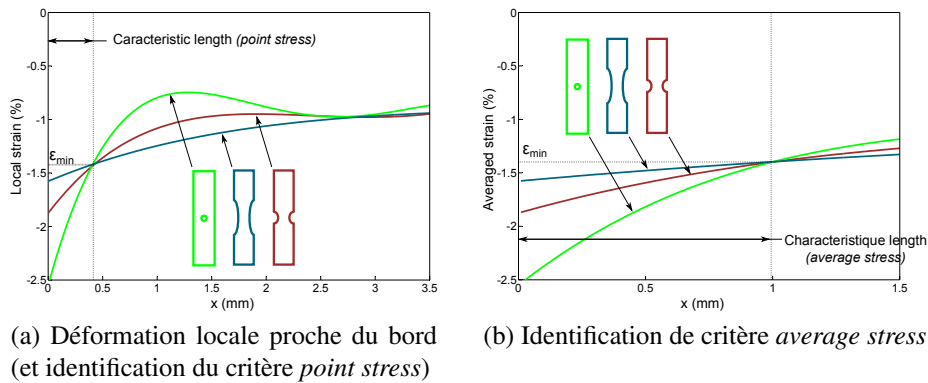


FIGURE 5 – Méthode de prédiction de la rupture pour une éprouvette avec concentrations de contraintes

Ce type de méthode permet donc directement d'accéder à la déformation ultime du matériau en compression sens fibre. La longueur caractéristique s'identifie aisément à partir des trois essais présentés ici. Il apparaît que la longueur caractéristique identifiée ici est proche de celle usuellement utilisée en traction [30, 31]. Il est également intéressant de noter que la méthode *average stress* est plus robuste puisque la pente des courbes est moins importante. Cela est dû à la moyenne effectuée lors du calcul dans la méthode *average stress*.

L'identification des critères de rupture mène donc au résultats suivants :

<i>Point stress</i>		<i>Average stress</i>	
Déformation à rupture	Longueur caractéristique	Déformation à rupture	Longueur caractéristique
-1.44 %	0.4 mm	-1.44 %	1 mm

3.4. Influence de l'orientation des fibres sur la rupture en compression

Deux éprouvettes avec de grands rayons de courbure avec défaut d'alignement sont donc découpées. La première pour une inclinaison de 2.7 degrés et la seconde avec une inclinaison de 4.7 degrés. L'essai est suivi par corrélation d'images et la valeur de déformation à rupture est obtenue en utilisant une méthode *average stress* au voisinage de la concentration de contraintes. La longueur caractéristique est celle identifiée dans la partie précédente. Les résultats sont présentés sur la figure 6. Il apparaît que la déformation à rupture baisse significativement en fonction de l'orientation des fibres.

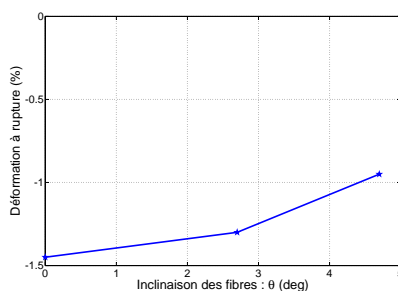


FIGURE 6 – Influence de l'alignement des fibres sur la rupture en compression sens fibre (résultats expérimentaux)

4. Discussion

Les premiers micromodèles [3] qui postulent sur le fait que la rupture est le fruit d'une instabilité des fibres montrent un impact très fort de l'alignement des fibres. Lorsque les fibres sont parfaitement alignées, cela coïncide avec la prédiction effectuée par Rosen [7]. Cependant ce résultat surestime fortement les contraintes à rupture obtenues expérimentalement. Dès que les fibres se désalignent, cette contrainte s'effondre (un désalignement de 0.25 degré abaisse la contrainte à rupture de 2720 MPa à 1850 MPa selon ces modèles [32]). Cela ne semble pas physique et semble être lié à l'alignement pseudo-aléatoire des fibres dans le pli. Nos expériences montrent effectivement une diminution plutôt progressive de la résistance en fonction de l'alignement des fibres. Ces observations se trouvent confirmées expérimentalement par [33, 34] qui observent une décroissance linéaire de la résistance en compression en fonction de l'endommagement. Wisnom [32] montre également *via*

une simulation par éléments finis que cette décroissance n'est pas aussi brutale que les prédictions effectuées par les modèles à l'échelle de la fibre [3, 35].

Une des raisons invoquée pour remettre en cause ce type de prédiction lors d'un désalignement des fibres est la répartition plus ou moins aléatoire des fibres. Il est effectivement montré numériquement que si l'on modélise un ensemble de fibres dont seulement quelques unes sont désalignées, la contrainte à rupture n'est pas directement liée au microflambage de la fibre la plus inclinée [36]. Cela se justifie pas le fait que les fibres adjacentes à la fibre la plus inclinée, qui ne possède pas le même défaut d'alignement, vont jouer un rôle stabilisateur [37]. Partant de ce principe, une modélisation proposée par Pansart [38] permet de réduire "virtuellement" le défaut d'alignement de la fibre modélisée afin d'utiliser directement les formules analytiques simples proposées par la micromécanique. Il apparaît donc que les modèles à l'échelle de la fibre ne sont donc pas directement utilisables à l'échelle de la structure sans une étape d'homogénéisation [3, 35].

La figure 7 synthétise les modèles énoncés précédemment. Il apparaît bien que le modèle de Budiansky [3] surestime très fortement la déformation à rupture observée s'il est utilisé sans calcul d'homogénéisation préalable. La correction de Pansart [38] permet néanmoins de se rapprocher des valeurs obtenues expérimentalement. Le modèle empirique proposé par Mrse et Pigott [34] est également en bon agrément avec les valeurs que nous obtenons expérimentalement. Enfin notre modèle avec baisse de résistance en fonction de l'endommagement, reste proche des valeurs expérimentales et du modèle empirique précédent. Une grande prudence reste de mise quand à la physique réellement mise en jeu lors de la rupture. Si notre modèle prend bien en compte la baisse de résistance causée par l'endommagement de la matrice (directement lié au cisaillement de l'éprouvette), il ne traite aucunement de l'alignement des fibres sans endommagement de la matrice. Cependant, la mise au point d'une expérimentation qui permettrait de modifier l'inclinaison des fibres puis de les solliciter en compression sans affecter la matrice reste un véritable challenge. Une telle expérimentation permettrait de traiter séparément les problèmes d'alignement et les problèmes de cisaillement de la matrice. Ce qui est néanmoins montré ici, c'est que l'endommagement de la matrice semble jouer un rôle significatif lors de la compression avec des fibres désorientées.

5. Conclusion

Ce papier s'est architecturé en plusieurs étapes afin d'étudier l'influence de l'alignement des fibres sur la résistance en compression sens fibre. Dans un premier temps, des résultats déjà acquis ont été présentés [20, 6, 21]. Ces résultats montrent que l'endommagement matriciel joue un rôle important dans la résistance des composites en compression sens fibre. Quantitativement parlant, la déformation à rupture décroît proportionnellement lorsque l'endommagement augmente.

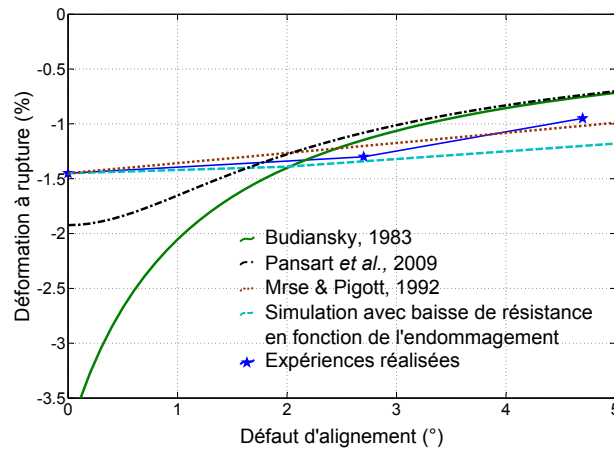


FIGURE 7 – Influence de l’alignement des fibres sur la rupture en compression sens fibre (synthèse)

Dans un second temps, il a été montré, que lors d’un essai de compression avec des fibres présentant un défaut d’alignement, le cisaillement de la matrice pouvait devenir important. Ce cisaillement générant donc un endommagement matriciel important. Compte-tenu du modèle préalablement établi, il s’avère donc que ce modèle est capable de prendre en compte une baisse de résistance en fonction de l’alignement des fibres.

Une confrontation à l’expérience a ensuite été présentée. Il semble que le modèle proposé est relativement concordant avec l’expérience bien qu’il ne modélise pas directement l’influence de l’alignement des fibres. Ces résultats présentés ici ne prouvent aucunement que la baisse de résistance observée lors d’un essai de compression avec défaut d’alignement s’explique uniquement par la modélisation proposée. Cependant ces résultats montrent bien qu’il n’est pas fondé de négliger les processus d’endommagement matriciel lors d’un essai de compression avec des fibres désorientées.

Références

- [1] Yannick Thollon. *Analyse du comportement à rupture de composites stratifiés constitués de plis tissés sous chargements statique et de fatigue*. PhD thesis, 2009.
- [2] A.G. Gibson, M.E. Otheguy Torres, T.N.A. Browne, S. Feih, and A.P. Mouritz. High temperature and fire behaviour of continuous glass fibre/polypropylene laminates. *Composites Part A : Applied Science and Manufacturing*, 41(9) :1219–1231, September 2010.
- [3] B. Budiansky and N. A. Fleck. Compressive failure of fibre composites. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 41(1) :183–211, 1993.
- [4] S. Kyriakides, R. Arseculeratne, J. Perry, and K. M. Liechti. On the compressive failure of fiber reinforced composites. *International journal of solids and structures*, 32(6-7) :689–738, 1995.

- [5] N. Feld, O. Allix, E. Baranger, J. M. Guimard, et al. A micromechanics-based mesomodel for unidirectional laminates in compression. In *Proceedings of the 3rd ECCOMAS Thematic Conference on the Mechanical Response of Composites*, page 61–68, 2011.
- [6] G. Eyer, O. Montagnier, J-P. Charles, and C. Hochard. Effect of transverse damage on compressive strength in fiber direction for cfrp. In *ECCM Seville*, 2014.
- [7] B. W. Rosen. Mechanics of composite strenghtening. In *Fibre Composite Materials*, American Society for metals, pages 37–75. 1964.
- [8] O. Montagnier. *Tubes composites à grande vitesse de rotation : analyse expérimentale et modélisation*. PhD thesis, Provence, Marseille, 2005.
- [9] A. Jumahat, C. Soutis, F.R. Jones, and A. Hodzic. Fracture mechanisms and failure analysis of carbon fibre/toughened epoxy composites subjected to compressive loading. *Composite Structures*, 92(2) :295–305, January 2010.
- [10] Mahmood M. Shokrieh and Majid Jamal Omid. Compressive response of glass–fiber reinforced polymeric composites to increasing compressive strain rates. *Composite Structures*, 89(4) :517–523, August 2009.
- [11] J. Lee and C. Soutis. A study on the compressive strength of thick carbon fibre–epoxy laminates. *Composites science and technology*, 67(10) :2015–2026, 2007.
- [12] N. A. Fleck. Compressive failure of fiber composites. *Advances in applied mechanics*, 33, 1997.
- [13] J.-C. Grandidier, P. Casari, and C. Jochum. A fibre direction compressive failure criterion for long fibre laminates at ply scale, including stacking sequence and laminate thickness effects. *Composite Structures*, 94(12) :3799–3806, December 2012.
- [14] O Allix, P Ladevèze, and E Vittecoq. Modelling and identification of the mechanical behaviour of composite laminates in compression. *Composites Science and Technology*, 1994.
- [15] N.V. De Carvalho, S.T. Pinho, and P. Robinson. An experimental study of failure initiation and propagation in 2D woven composites under compression. *Composites Science and Technology*, 71(10) :1316–1325, July 2011.
- [16] P Ladeveze, Y. Remond, and E. Vittecoq. Essais mécaniques sur composites à hautes performances : difficultés et critères de validité. *Bulletin S.F.M.*, 1989.
- [17] S.T. Pinho, P. Robinson, and L. Iannucci. Developing a four point bend specimen to measure the mode I intralaminar fracture toughness of unidirectional laminated composites. *Composites Science and Technology*, 69(7-8) :1303–1309, June 2009.

- [18] M. R. Wisnom and J. W. Atkinson. Constrained buckling tests show increasing compressive strain to failure with increasing strain gradient. *Composites Part A : Applied Science and Manufacturing*, 28(11) :959–964, 1997.
- [19] S. Drapier, C. Gardin, J. C. Grandidier, and M. Potier-Ferry. Structure effect and microbuckling. *Composites science and technology*, 56(7) :861–867, 1996.
- [20] G. Eyer, O. Montagnier, J-P. Charles, and C. Hochard. Effet de l'endommagement transverse sur la résistance en compression sens fibre d'un composite carbone/époxy. In *Journées Nationales des composites*, 2013.
- [21] G. Eyer, O. Montagnier, J-P. Charles, and C. Hochard. Fatigue damage and fiber failure. In *ICFC Paris*, 2015.
- [22] O. Allix, P Ladeveze, E. Vittecoq, and H. Girard. Composites 2D à fibres haute résistance : caractérisation du comportement de compression. 1984.
- [23] N. Feld. *Vers un pont micro-meso de la rupture en compression des composites stratifiés*. PhD thesis, ENS CACHAN, Cachan, 2011.
- [24] N.V. De Carvalho, S.T. Pinho, and P. Robinson. Analytical modelling of the compressive and tensile response of woven composites. *Composite Structures*, 94(9) :2724–2735, September 2012.
- [25] Y. Thollon and C. Hochard. A general damage model for woven fabric composite laminates up to first failure. *Mechanics of Materials*, 41(7) :820 – 827, 2009.
- [26] D Adams. Current compression test methods. *High-Performance Composites*, 2005.
- [27] N. A. Fleck, P. M. Jelf, and P.T. Curtis. Compressive failure of laminated and woven composites. *Journal of Composites Technology and Research*, 17(3) :212–220, 1995.
- [28] M.J. Laffan, S.T. Pinho, P. Robinson, L. Iannucci, and A.J. McMillan. Measurement of the fracture toughness associated with the longitudinal fibre compressive failure mode of laminated composites. *Composites Part A : Applied Science and Manufacturing*, 43(11) :1930–1938, November 2012.
- [29] S.T. Pinho, P. Robinson, and L. Iannucci. Fracture toughness of the tensile and compressive fibre failure modes in laminated composites. *Composites Science and Technology*, 66(13) :2069–2079, October 2006.
- [30] C. Hochard, N. Lahellec, and C. Bordreuil. A ply scale non-local fibre rupture criterion for cfrp woven ply laminated structures. *Composites Structures*, 2007.
- [31] J.M. Whitney and R.J. Nuismer. Stress fracture criteria for laminated composites containing stress concentrations. *Journal of Composite Materials*, 1974.

- [32] M. Wisnom. Nonlinear analysis of misaligned unidirectional carbon fibre-epoxy compression specimens. *Composites Engineering*, 1993.
- [33] M. R. Piggott. The effect of fibre waviness on the mechanical properties of unidirectional fibre composites : A review. *Composites Science and Technology*, 1995.
- [34] A. M. Mrse and M. R. Piggott. Compressive properties of unidirectional carbon fibres laminates : Ii. the effects of unintentional and intentional fibre misalignments. *Composites Science and Technology*, 1993.
- [35] A. S. Argon. Fracture of composites. *Treatise on Material Science and Technology*, 1 :79–114, 1972.
- [36] N. A. Fleck and J. Y. Shu. Microbuckle initiation in fibre composites : a finite element study. *J. Mech. Phys. Solids*, 1995.
- [37] M. R. Wisnom. Size effects in the testing of fibre-composite materials. *Composites Science and Technology*, 1999.
- [38] S. Pansart, M. Sinapius, and U. Gabbert. A comprehensive explanation of compression strength differences between various CFRP materials : Micro-meso model, predictions, parameter studies. *Composites Part A : Applied Science and Manufacturing*, 40(4) :376–387, April 2009.