

# Effet de l'endommagement de la matrice sur la rupture en compression sens fibre des composites

Olivier Montagnier, Gabriel Eyer, Christian Hochard

# ▶ To cite this version:

Olivier Montagnier, Gabriel Eyer, Christian Hochard. Effet de l'endommagement de la matrice sur la rupture en compression sens fibre des composites. Journées Nationales sur les Composites 2017, École des Ponts ParisTech (ENPC), Jun 2017, 77455 Champs-sur-Marne, France. hal-01621561

# HAL Id: hal-01621561 https://hal.science/hal-01621561

Submitted on 23 Oct 2017

**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.

# Effet de l'endommagement de la matrice sur la rupture en compression sens fibre des composites

# Effect of matrix damage on compressive strength in the fiber direction of composites

Olivier Montagnier<sup>1,2</sup>, Gabriel Eyer<sup>2</sup> et Christian Hochard<sup>2</sup>

1 : Équipe Ingénierie Aéronautique Centre de Recherche de l'Armée de l'air (CReA) École de l'air, BA 701, 13361 Salon air, France e-mail : olivier.montagnier@defense.gouv.fr

2 : Aix Marseille Univ, CNRS, Centrale Marseille, LMA, Marseille, France e-mail : eyer@lma.cnrs-mrs.fr & hochard@lma.cnrs-mrs.fr

#### Résumé

Ce travail s'intéresse à l'influence de l'endommagement sur la résistance en compression sens fibre des composites carbone/époxy. Trois types d'essais sont proposés. Le premier est un essai dit homogène de compression de tubes tissés, préalablement endommagés en torsion cyclique. Il permet de montrer qu'en présence d'endommagement, la résistance en compression sens fibre est significativement abaissée. Une modélisation à l'échelle méso basé sur une variable d'endommagement est donnée pour rendre compte du phénomène. Le second est un essai dit structure sur des éprouvettes avec concentration de contrainte. Ces éprouvettes sont découpées dans de grandes plaques à [45,-45]<sub>13s</sub> pré-endommagées ou non en traction cyclique. Même si l'analyse nécessite l'utilisation de critères non locaux, elle confirme les résultats précédents. Enfin, le modèle est utilisé sur des essais de traction de stratifiés [45,-45,90,-45,45] et [90,45,-45]<sub>s</sub>. Ceux-ci permettent de solliciter en compression sens fibre le pli à 90°, fortement endommagé par la déformation transverse. Le modèle proposé et les expériences menées semblent permettre de dire que la rupture de ces stratifiés provient de la compression.

#### Abstract

This work deals with the influence of matrix damage on the compressive strength in the fiber direction of carbon/epoxy composites. Three types of experimental tests are proposed. The first is a homogeneous test of compression of woven tubes, previously damaged in cyclic torsion. It is showed that the compressive resistance in the fiber direction is significantly lowered with the increase of matrix damage. A meso-scale model based on a damage variable is given to account for the phenomenon. The second is a structural test on specimens with stress concentration. These test specimens are cut into large  $[45, -45]_{13s}$  plates pre-damaged or not with cyclic tension. Even if the analysis requires the use of non-local criteria, it confirms the previous results. Finally, the model is exploited on tensile tests of laminates [45, -45,90, -45,45] and  $[90,45, -45]_s$ . These make it possible to apply compression in the fiber direction of  $90^{\circ}$  plies, strongly damaged by the transverse strain. The proposed model and experiments seems to be able to say that rupture of these laminates results from compression.

**Mots Clés :** compression - expérimental - carbone/époxy - endommagement - concentration de contrainte. **Keywords :** compression - experimental - carbon/epoxy - damage - stress concentration.

#### **1** Introduction

Le comportement des matériaux composites en compression dans la direction des fibres est complexe et s'avère encore mal connu à ce jour. Même si le phénomène de rupture semble bien observé à l'échelle micro (microflambage), le lien entre la modélisation à cette échelle et les résultats expérimentaux (à l'échelle macro) reste difficile. La mesure, quant à elle, est délicate. Les essais standardisés de compression pure engendre une rupture soit par flambage global, soit par concentrations de contraintes dans les mors [1]. Les essais de flexion donne des valeurs de déformation élevées mais engendre un gradient dans l'épaisseur complexifiant l'analyse [2].

D'autre part, Hochard *et al.* [3] ont montré expérimentalement pour des sollicitations de traction que l'augmentation de l'endommagement transverse avait pour conséquence de diminuer la résistance



FIGURE 1 – Expérience 1 pour quantifier l'effet de l'endommagement sur la rupture en compression sens fibre : (a) Tube stratifié en forme d'haltère. (b) Protocole. [5, 6, 7]

du pli. Il est pressenti que l'endommagement joue un rôle d'autant plus important pour la compression. On entend ici par endommagement tous les processus diffus : micro-fissuration, décohésion fibre-matrice, etc. Les modèles micro pour les composites fibreux montre que le module de cisaillement ( $G_{12}$ ) joue un rôle prépondérant dans la rupture en compression [4]. L'endommagement diffus d'un matériau composite caractérisé par la variable d'endommagement d tel que

$$G_{12} = G_{12}^0 (1 - d) \tag{1}$$

semble ainsi jouer un rôle primordial dans cette rupture.

L'objectif de ce travail est d'étudier expérimentalement l'influence de cet endommagement sur la résistance en compression dans le sens des fibres de pièces en stratifiés composites. Trois expériences distinctes sont proposées et analysées. La première concerne des essais homogènes sur des tubes. La seconde concerne des essais dit structure sur des éprouvettes avec concentration de contrainte. La dernière consiste a utilisé une éprouvette en traction mais constitué d'un stratifié générant de la compression sens fibre dans un pli. Les deux premières expériences servent à définir et valider une loi simple à l'échelle méso.

### 2 Essais homogènes : tubes stratifiés en compression

L'étude de l'influence de l'endommagement sur la compression nécessite de trouver des protocoles expérimentaux permettant à la fois d'endommager le matériau et de le comprimer. Les deux peuvent être réalisés simultanément (cf. 4) ou successivement. La seconde voie permet une meilleure maitrise des deux mécanismes.

Une solution proposée par Hochard *et al. [3]* pour quantifier l'effet de l'endommagement sur la résistance en traction est d'utiliser des tubes en forme d'haltère en tissu équilibré carbone/époxy (orientés selon l'axe du tube) (Fig 1a). Ces éprouvettes étaient d'abord sollicitées en fatigue en torsion (cisaillement pur du tissé) pour créer un endommagement homogène dans la zone centrale. Ensuite, un essai de traction était réalisé jusqu'à rupture. Cette solution est reprise ici en tenant compte des contraintes liées à la compression.

Un essai matériau dit homogène ne peut être valide que dans le cas où la rupture se produit au centre de l'éprouvette. Les deux pré-occupations sont éviter le flambage et limiter les concentrations de contrainte. La démarche permettant d'obtenir une solution adaptée est décrite dans [5]. Elle montre par exemple qu'une solution suffisamment épaisse dans la partie centrale (11 plis de tissé carbone G939/M18) garantie une rupture dite matériau. Le protocole complet de l'expérience est présenté sur la Fig 1b et décrit dans [6, 7]. La première étape consiste à endommager la zone centrale de l'éprouvette par cisaillement en fatigue. Une étape intermédiaire consiste à ré-aligner les fibres dans l'axe de compression de la machine. Enfin, un essai de compression est réalisé jusqu'à rupture.



FIGURE 2 – Effet de l'endommagement sur le comportement en compression sens fibre mesuré sur des tubes stratifiés. (a) Comportement en compression. (b) Déformation à rupture en compression. [7]

La Fig. 2a montre le comportement des tubes pour divers niveaux d'endommagement. Ces courbes montrent que l'endommagement n'influence pas la rigidité mais influence fortement la rupture. La Fig. 2b issue de [7] synthétise cet effet. Elle montre qu'en présence d'endommagement celui-ci abaisse significativement la résistance en compression dans le sens des fibres. Dans [7], un modèle très simple à l'échelle méso est proposée pour rendre compte du phénomène :

$$\varepsilon_c(d) = \varepsilon_c^{d=0}(1-d) \tag{2}$$

où  $\varepsilon_c$  est la déformation à rupture en compression (=1.35 %). Le passage à la contrainte n'est pas trivial car le comportement en compression n'est pas linéaire. Cependant le modèle à un paramètre proposé par Allix *et al.* [8] et identifié dans [2, 9, 7] peut suffire :

$$\sigma = E_{11}^0 (1 + \alpha \varepsilon) \varepsilon \tag{3}$$

où  $E_{11}^0$  et  $\alpha$  valent respectivement 53 000 MPa et 12.

Les résultats montrent que cet essai homogène est adapté pour étudier l'influence de l'endommagement matriciel sur la compression sens fibre. Cependant la fabrication des tubes avec un nombre de plis élevé est complexe (en particulier, si on s'intéresse aux thermoplastiques) et l'expérience doit être menée avec beaucoup d'attention (réalignement des fibres, suivi et mesure par corrélation d'image (DIC) 3D, etc.). Dans la suite, on s'intéresse à la voie des essais à champs hétérogènes dits « structure ».

## **3** Essais structure : éprouvettes avec concentration de contrainte

#### 3.1 Protocole expérimental

Comme il a été dit dans le paragraphe précédent, les essais de compression pure sont complexes à réaliser. Une autre solution est d'utiliser des essais de compression sur des éprouvettes présentant des concentrations de contrainte [10, 11, 12]. Il est proposé ici de définir des barreaux dont la géométrie et les concentrations permettent d'écarter le risque de flambage. L'essai doit aussi permettre d'introduire un endommagement par fatigue. Par une approche assez similaire au cas précédent, il est proposé de solliciter en traction cyclique des plaques épaisses  $[45,-45]_{ns}$  constituées de plis en carbone/époxy unidirectionnel en traction (Fig. 3). Des barreaux sont ensuite découpés à  $45^{\circ}$  pour obtenir des éprouvettes  $[0,90]_{ns}$  puis trois types de concentration sont réalisés : un trou central, des encoches et une forme haltère. Ces barreaux sont ensuite comprimés jusqu'à rupture. Les champs n'étant plus homogènes, ces essais sont suivis par DIC.

Pour définir l'épaisseur de la plaque, la dimension des barreaux et la géométrie des concentrations, une étude de flambage est menée dans [13] basée sur la méthode expérimentale donnée dans [13, 5].



FIGURE 3 – Expérience 2 pour quantifier l'effet de l'endommagement sur la rupture en compression sens fibre



FIGURE 4 – Géométrie des éprouvettes avec concentrations de contrainte et état des éprouvettes sans défaut d'alignement après rupture en compression : (a) éprouvette trouée ; (b) éprouvette avec encoches ; (c) éprouvette haltère [6]

Elle consiste à faire évoluer un paramètre qui ne doit pas influencer la rupture matériau mais qui influence la charge critique de flambage. Ici, ce paramètre est la longueur du barreau. La section et la géométrie de la concentration sont fixées et données sur la Fig. 4. L'étude montre que pour un barreau de 52 plis (6.7 mm d'épaisseur), la charge à rupture n'évolue plus à partir d'une longueur inférieure à 120 mm. Par précaution, la longueur des barreaux est fixée à 90 mm.

Trois plaques  $[45,-45]_{13s}$  mesurant 500 mm par 90 mm sont réalisées en carbone/époxy unidirectionnel (T700GC/M21) en autoclave. Avec ce type de stratifié, il n'est pas possible d'atteindre un endommagement supérieur à 0,5 en statique car la diminution de rigidité entraine une instabilité [14]. Elles sont donc endommagées en traction cyclique à une fréquence de 5 Hz par paquet de 9000 cycles. La température de l'échantillon est surveillée pendant le test et la fréquence est diminuée lorsque la température augmente. L'essai est suivi par 2D DIC. L'endommagement est calculé après chaque paquet de cycles en estimant la réduction de rigidité du stratifié (Eq. 1). Les valeurs d'endommagement obtenus pour les trois plaques sont de 0.23, 0.4 et 0.6. Les deux valeurs inférieures seront utilisées pour identifier les critères. La plus grande sera uniquement utilisée pour la validation.

#### **3.2 Résultats et analyse**

Quand les champs ne sont plus homogènes, il est connu que les contraintes, au niveau de la concentration, peuvent être bien supérieures à la contrainte maximale sens fibre [15, 16, 3]. Un critère local est alors insuffisant pour décrire la rupture. Il est nécessaire d'introduire des outils de mécanique de la rupture. Les critères *point stress* et *average stress* [15] seront utilisés ici mais en déformation car la corrélation d'image donne directement le champ de déformation et que le comportement du matériau en compression est non linéaire (Fig. 2a).

La Fig. 5 montre le champ de déformation longitudinale à la surface de l'éprouvette et selon l'axe des abscisses juste avant la rupture. La concentration de contrainte est observée mais le bruit et la difficulté pour mesurer la déformation au bord nécessite d'interpoler la mesure. La fonction



FIGURE 5 – Champ de déformation longitudinale sur éprouvette haltère en compression juste avant la rupture. (a) Champ complet (DIC). (b) Déformation selon l'axe  $\vec{x}$  et interpolation.

Endommagement	Point strain		Average strain	
	$\epsilon_{min}$ (%)	$L_{c-ps}$ (mm)	$\epsilon_{min}$ (%)	$L_{c-as}$ (mm)
d = 0	-1.44	0.41	-1.45	0.98
d = 0.23	-1.35	0.33	-1.31	0.75
d = 0.42	-1.13	0.27	-1.13	0.49

TABLE 1 – Déformation à rupture en compression et longueurs caractéristiques identifiées sur les barreaux avec concentration de contrainte sains ou pré-endommagés

d'interpolation choisie est quadratique afin d'être en accord avec la solution analytique obtenue par Whitney et Nuismer [15] :

$$\varepsilon_{11} = \frac{A}{x^4} + \frac{B}{x^2} + C \tag{4}$$

Les Fig. 6a et 6b montrent les résultats obtenus pour les trois éprouvettes non endommagées. Ces courbes représentent les résultats post-traités, c'est-à-dire interpolés, juste avant la rupture. La mesure près du bord est significativement différente pour les trois spécimens (de 1,6% à 2,5%). Cela montre clairement que l'utilisation d'un critère local n'est pas adaptée pour prédire la rupture [17].

Il est clairement visible que les trois courbes se croisent au même point, ce qui permet une identification directe des paramètres des deux critères (longueur caractéristique  $L_c$  et déformation à rupture  $\varepsilon_{min}$ ). Il n'y a que deux paramètres à déterminer pour décrire la rupture donc deux expériences suffisent pour l'identification. La troisième expérience permet de valider les résultats obtenus. On note que dans le cas du critère *average strain*, l'erreur liée à la mesure est moins sensible grâce au passage à la moyenne. Les résultats sont résumés dans le Tab. 1.

Les Fig. 6c et 6d montrent les résultats obtenus avec le même protocole pour le critère *point strain* pour les endommagements 0.23 et 0.42. Les trois courbes de déformation se croisent au même point. Les méthodes *point strain* et *average strain* sont donc adaptées pour décrire la rupture. La diminution de la déformation à rupture sens fibre en fonction de l'endommagement est à nouveau observée. En revanche, il est remarquable de noter que la longueur caractéristique évolue aussi pour chaque niveau d'endommagement. Cela semble acceptable d'un point de vue physique. Selon [15], cette longueur caractéristique est liée à la présence de défauts dans la zone de la concentration de contrainte. Les micro-fissures et les décohésions, représentées par la variable d'endommagement, sont en effet des défauts supplémentaires dans le matériau. L'augmentation de *d* augmentera alors la densité des défauts et donc la probabilité de rupture. C'est la raison pour laquelle la longueur caractéristique diminue lorsque *d* augmente. En première approximation (Fig. 7a), dans le cadre d'une approche orientée ingénieur, ces longueurs sont supposées évoluer linéairement :

$$L_{c-ps}^{d} = L_{c-ps}^{d=0}(1-d) \qquad L_{c-as}^{d} = L_{c-as}^{d=0}(1-d)$$
(5)

Les résultats sont résumés sur la Fig. 7b montrant l'évolution de la déformation à rupture sens fibre en fonction de l'endommagement. Ils sont en bon accord avec le modèle identifié sur les tubes même si ils présentent plus de dispersion. Notons que l'identification suppose que l'endommagement



FIGURE 6 – Identification expérimentale des critères non locaux par interpolation des déformations longitudinales sur éprouvette avec concentration juste avant la rupture. (a) Point strain pour d = 0. (b) Average strain pour d = 0. (c) Point strain pour d = 0.23. (d) Point strain pour d = 0.42.

n'évolue pas proche du point de rupture pendant l'essai de compression. La validation de l'approche est enfin réalisée pour le cas d = 0.6. Dans ce dernier cas, la déformation à rupture est obtenue à partir à partir des modèles de longueurs caractéristiques (Eq. 5). Le résultat correct (étoile sur la Fig. 7b) valide cette approche simplifiée.

#### **4** Essais de traction sur stratifiés [45,-45,90,-45,45] et [90,45,-45]<sub>S</sub>

Dans cette dernière partie, l'idée est de générer de la compression sens fibre dans un pli de stratifié par l'intermédiaire des plis voisins. L'objectif est de proposer un essai de compression original et qui



FIGURE 7 – Effet de l'endommagement sur le comportement en compression sens fibre mesuré (par interpolation) sur des barreaux avec concentration de contraintes. (a) Longueurs caractéristiques pour les critères point strain et average strain. (b) Déformation à rupture en compression.



FIGURE 8 - Résultats de la simulation du stratifié [45,-45,90,-45,45] avec ou sans baisse de résistance en compression

montre l'intérêt de la prise en compte du modèle proposé ci-dessus (Eq. 2). Les empilements proposés sont le [45,-45,90,-45,45] puis le [90,45,-45]<sub>S</sub> sollicité en traction. Par un effet « ciseaux » des plis à  $45^{\circ}$  et - $45^{\circ}$  en traction, le pli à 90° sera sollicité en compression sens fibre, et d'autre part, fortement endommagé par de la déformation transverse. Dans cette partie, le matériau est le même que dans la partie précédente (T700GC/M21).

#### 4.1 Simulation numérique

Une simulation du stratifié [45,-45,90,-45,45] est réalisée avec le modèle d'endommagement du LMA sous ABAQUS [3]. La recherche de la déformation à rupture est effectuée *a posteriori* en analysant les déformations dans les différents plis. La Fig. 8 présente les déformations dans les différentes directions. Il est supposé que le stratifié se rompt dès que le pli à 90° atteint sa déformation minimale en compression ( $\varepsilon_{min} = 1.45$  %).

La première analyse est menée classiquement en allant chercher l'instant où la déformation sens fibre  $\varepsilon_{11}$  est égale à cette valeur. Ensuite, la lecture de la direction transverse dans le 90° (direction du chargement) donne directement la déformation à rupture du stratifié. Dans ce cas, le stratifié présente une déformation à rupture de 3 % (flèches oranges sur la figure). Il apparaît cependant que l'endommagement dans ce pli est très important pour une telle déformation (d = 0.8).

Le modèle de baisse de résistance est maintenant utilisé. Cela consiste simplement à calculer pour chaque incrément de temps la valeur  $\varepsilon_{min}^d$  à partir de l'endommagement, déjà connu *via* la simulation. Il apparaît ici que la prise en compte de cette baisse de résistance mène à une division par deux de la déformation à rupture du stratifié ( $\varepsilon_{rupture}^{strat} = 1.5 \%$ , flèches bleus sur la figure). La difficulté reste cependant de montrer que c'est bien ce type de rupture qui pilote la ruine du stratifié, alors que dans la littérature, la rupture est, la plupart du temps, associé à du délaminage [18].

#### 4.2 Traction d'un stratifié [45,-45,90,-45,45]

Le premier essai est réalisé sur une éprouvette en forme d'haltère à très grands rayons de courbure, ce qui permet d'obtenir un champ de déformations homogène dans la zone utile de l'éprouvette. L'homogénéité du champ est bien visible dans la première partie de la courbe présentée sur la Fig. 9. La courbe en trait plein représente la déformation suivant la direction de l'éprouvette. Celle en pointillé représente la déformation perpendiculaire à l'échantillon.

La courbe présente très distinctement deux zones. Une première zone allant jusqu'au point C et une seconde entre les points C et D. Il est également à noter que la courbe force-déplacement présente une baisse brutale de l'effort au point C. De plus il apparaît qu'après ce point la déformation dans la direction transverse augmente très rapidement. Cela correspond à une hausse du coefficient de Poisson. Une hypothèse envisagée est que les fibres à 90° pourraient s'être rompues au niveau du point C. En effet si ces fibres sont rompues, le coefficient de Poisson (à l'échelle du stratifié) n'est plus bloqué. Cela se traduirait donc par une hausse de ce coefficient. La déformation à rupture pour le stratifié est très proche de la valeur attendue au niveau du point C (i.e. 1.6 %). Enfin quelques



FIGURE 9 – Résultats expérimentaux de l'essai de traction sur un stratifié [45,-45,90,-45,45] - évolution des déformations. La direction  $\vec{y}$  correspond à la direction de la sollicitation.

micrographies *post mortem*, tendent à montrer la présence de *kink-band*. Il est donc probable que la rupture des fibres à 90° (en compression) puisse être la cause de la ruine du stratifié. Il reste encore à démontrer que le délaminage n'est pas la cause de la rupture.

# 4.3 Traction d'un stratifié [45,-45,90,-45,45] avec bords renforcés

Une technique pour écarter le délaminage des causes possibles de rupture est de modifier les bords libres. Aussi, il est proposé de renforcer les bords latéraux de l'éprouvette par de la résine epoxy (renforcée de micro-billes de verres) et de mesurer à nouveau la déformation à rupture. Les résultats de l'essai sont donnés dans [13]. Il apparaît que le comportement n'est pas significativement affecté. La variation brutale du coefficient de Poisson est également observée mais la déformation à rupture semble être légèrement supérieure ( $\sim 1.8 \%$ ). Cela ne permet pas tout à fait d'exclure le délaminage des causes de rupture mais une variation plus importante était tout de même attendue avec ce type renfort.

### **4.4** Traction d'un stratifié [90,45,-45]<sub>S</sub>

Le choix du second empilement ( $[90,45,-45]_s$ ) se justifie par deux raisons. La première est que la présence du pli à 90° à l'extérieur de l'empilement retarde le délaminage [19, 20]. La seconde est que la position du pli à l'extérieur permet une observation plus directe du pli durant l'essai.

La simulation avec prise en compte de cette baisse de résistance, comme dans le cas précédent, mène à une division par deux de la déformation à rupture du stratifié ( $\varepsilon_{rupture}^{strat} = 1.8 \%$ ).

Deux essais sont réalisés. Les déformations moyennes sont données sur la Fig. 10a. Les deux "zones" identifiées sur les essais précédents ne sont plus visibles. La rupture est ici soudaine et catastrophique. La déformation à rupture mesurée est d'environ 1.5 %, c'est-à-dire, légèrement en dessous de la prédiction numérique. Cette différence pourrait s'expliquer par les effets d'empilement [21] qui ne sont pas pris en compte dans la simulation numérique. Cette valeur de déformation reste à considérer avec précaution. Il semble en effet qu'un phénomène de localisation intervienne juste avant la rupture. Cela signifie donc que la déformation locale est plus importante.

# 4.5 Traction d'un stratifié [90,45,-45]<sub>S</sub> avec renfort interlaminaire en PEI

Afin de montrer que c'est bien la rupture en compression qui est la cause de la ruine du pli sur ce



FIGURE 10 – Résultats de l'essai sur stratifié  $[90,45,-45]_S$  - la déformation tracée correspond à la déformation moyenne au centre de l'échantillon. (a) Sans renfort interlaminaire en PEI. (b) Avec renfort interlaminaire en PEI.

dernier stratifié. Il est proposé de tester une configuration moins propice au délaminage, en plaçant un film thermoplastique en polyétherimide (PEI) aux interfaces des plis à 90°. Ce type de film est bien connu dans la littérature pour retarder significativement la rupture en cas de délaminage [22, 23]. Si les charges à rupture, avec et sans film PEI, sont proches, cela tendra à montrer que c'est bien une rupture liée à la compression sens fibre du pli à 90° qui est la cause de la rupture.

Deux essais sont réalisés et donnent une variabilité faible ( $\sigma_{failure} = 184$  MPa et 206 MPa). Les déformations moyennes sont tracées sur la Fig. 10b. Ici les deux zones préalablement observées se retrouvent (changement de pente au niveau du point B). Le passage d'une zone vers l'autre reste tout de même moins marqué que pour le stratifié [45,-45,90,-45,45]. La déformation au niveau du point B correspond à celle mesurée sur les éprouvettes sans renfort en PEI. Mais pour ces éprouvettes renforcées, il apparaît que la rupture est plus progressive. Cette rupture progressive pourrait s'expliquer par le comportement plastique du renfort en PEI qui ralentirait la ruine du stratifié. Les étapes qui mènent à la ruine du stratifié sont précisément décrites dans [13]. Enfin, des observations *post mortem* montrent à la fois la présence de *kink-band* mais également la présence de fibres non rompues en position post-flambée. Cela nous pousse à croire que la compression pourrait jouer un rôle important lors de la rupture pour ce type de stratifié.

Le tableau 2 récapitule les résultats obtenus pour les différents stratifiés. Il apparaît que la présence de PEI n'influe pas sur les valeurs de contrainte à rupture. Cela tend à montrer que, pour ce type d'empilement, c'est bien la rupture du pli à 90° (en compression sens fibre et fortement endommagé) qui est à l'origine de la ruine du stratifié.

Référence	Renfort PEI	Charge à rupture	Contrainte équivalente
		daN	MPa
no.PEI01	non	367	183
no.PEI02	non	372	183
PEI01	oui	376	184
PEI02	oui	409	206
Moy. (Erreur %)		381 (7.3%)	189 (7.3%)

TABLE 2 – Résumé des contraintes à rupture pour les stratifiés [90,45,-45]<sub>S</sub>

# 5 Conclusion

En conclusion, la forte influence de l'endommagement de la matrice sur la rupture en compression sens fibre est démontrée expérimentalement à partir de trois types d'essais. Le premier est un essai dit homogène de compression de tubes tissés, préalablement endommagés en torsion cyclique. Cette essai est complexe à réalisé mais permet d'établir un modèle à l'échelle méso basé sur une variable d'endommagement pour décrire la baisse de résistance. Le second est un essai dit structure sur des éprouvettes avec concentration de contrainte. Ces éprouvettes sont découpées dans de grandes plaques à  $[45,-45]_{13s}$  pré-endommagées ou non en traction cyclique. Même si l'analyse nécessite l'utilisation de critères non locaux, elle confirme les résultats précédents. Cet essai permet aussi de montrer que la longueur caractéristique (critère *point strain* et *average strain*) évolue aussi en fonction du niveau d'endommagement. Enfin, le modèle est utilisé pour le cas des stratifiés [45,-45,90,-45,45] et [90,45,-45]<sub>s</sub> en tension. Ces stratifiés permettent de solliciter en compression sens fibre le pli à 90° mais aussi de l'endommager fortement par la déformation transverse. Le modèle proposé et les expériences menées semblent permettre d'expliquer la rupture de ces stratifiés par rupture en compression des plis à 90° plutôt qu'un mode de délaminage souvent décrit dans la littérature.

# Références

- [1] D Adams. Current compression test methods. High-Performance Composites, 3:40-41, may 2005.
- [2] O. Montagnier and C. Hochard. Compression characterization of high modulus carbon fibers. *Journal of Composite Materials*, 39:35–49, 2005.
- [3] C Hochard, S Miot, Y Thollon, N Lahellec, and J-P Charles. Fatigue of laminated composite structures with stress concentrations. *Composites Part B : Engineering*, 65 :11–16, 2014.
- [4] B. W. Rosen. Mechanics of composite strenghtening. in fibre composite materials. American Society for metals, pages 37–75, 1964.
- [5] G Eyer, O Montagnier, J-P Charles, and C Hochard. Design of a composite tube to analyze the compressive behavior of cfrp. *Composites Part A : Applied Science and Manufacturing*, 87 :115–122, 2016.
- [6] G Eyer, O Montagnier, J-P Charles, F Mazerolle, and C Hochard. Influence de l'alignement des fibres sur la rupture des composites en compression sens fibre. *Matériaux & Techniques*, 104(4):404, 2016.
- [7] G Eyer, O Montagnier, C Hochard, and J-P Charles. Effect of matrix damage on compressive strength in the fiber direction for laminated composites. *Composites Part A : Applied Science and Manufacturing*, 94:86–92, 2017.
- [8] O Allix, P Ladevèze, and E Vittecoq. Modelling and identification of the mechanical behaviour of composite laminates in compression. *Composites science and technology*, 51(1):35–42, 1994.
- [9] C. Bois, O. Montagnier, and C. Hochard. Caractérisation du comportement en compression des matériaux composites par essais de flexion pure. In 15eme Journées Nationales des composites, pages 107–114, 2007.
- [10] 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.
- [11] 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.
- [12] 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.
- [13] G. Eyer. Rupture des matériaux composites en compression sens fibre. Analyse de l'effet de l'endommagement. PhD thesis, Université d'Aix-Marseille, 2015.
- [14] P. Ladevèze and E. Le Dantec. Damage modelling of the elementary ply for laminated composites. *Composites Science and Technology*, 43(3):257–267, 1992.
- [15] J Ma Whitney and RJ Nuismer. Stress fracture criteria for laminated composites containing stress concentrations. *Journal of Composite Materials*, 8(3):253–265, 1974.
- [16] C. Hochard, N. Lahellec, and C. Bordreuil. A ply scale non-local fibre rupture criterion for cfrp woven ply laminated structures. *Composites Structures*, 2007.
- [17] GH Erçin, PP Camanho, J Xavier, G Catalanotti, S Mahdi, and P Linde. Size effects on the tensile and compressive failure of notched composite laminates. *Composite Structures*, 96:736–744, 2013.
- [18] F. Lachaud, B. Lorrain, L. Michel, and R. Barriol. Experimental and numerical study of delamination caused by local buckling of thermoplastic and thermoset composites. *Composites Sciences and Technology*, 1997.
- [19] D.M. Kim and C.SS Hong. A simple sublaminate approach to the design of thick composite laminates for suppression of free-edge delamination. *Composites Science and Technology*, 1992.
- [20] L. Lagunegrand, T. Lorriot, R. Harry, H. Wargnier, and J.M. Quenisset. Initiation of free-edge delamination in composite laminates. *Composites Science and Technology*, 2006.
- [21] 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.
- [22] D. J.P. Turmel and I.K. Partiridge. Heterogeneous pheterogeneous phase separation around fibres in epoxy/pei blends and its effect on composite delamination resistance hase separation around fibres in epoxy/pei blends and its effect on composite delamination resistance. *Composites Science and Tehnology*, 1996.
- [23] Doris WY Wong, Lin Lin, P Terry McGrail, Ton Peijs, and Paul J Hogg. Improved fracture toughness of carbon fibre/epoxy composite laminates using dissolvable thermoplastic fibres. *Composites Part A : Applied Science and Manufacturing*, 41(6):759–767, 2010.