

Influence du procédé de fabrication sur la méso-structure de composites Carbone/Epoxy : conséquences sur le comportement en flexion

Influence of the manufacturing process on carbon/epoxy laminates meso- structure: consequences on its bending behaviour

A. Marchandise^{a,b}, V. Keryvin^b, Y. Grohens^b, P.Y. Méchin^c

a. Avel Robotics, F-56100 Lorient, France marchandise@avelrobotics.com

b. Univ. Bretagne Sud, UMR CNRS 6027, IRDL, F-56321 Lorient, France, vincent.keryvin@univ-ubs.fr, yves.grohens@univ-ubs.fr, marchand@univ-ubs.fr

c. Dassault Systèmes, Catia Composites, F-78140 Velizy-Villacoublay, France, pierreyves.mechin@3ds.com

Mots clés : hydrofoil, procédé de fabrication, flexion, compression, composites

Keywords : Hydrofoil, manufacturing process, bending, compression, composites

Résumé

Les foils sont des ailes composites en fibre de carbone / résine époxy qui permettent littéralement aux voiliers de voler. Ces pièces profilées sont soumises à une forte flexion, et la réponse du matériau composite à cette sollicitation nécessite une compréhension des mécanismes mis en jeu au niveau de la méso-structure tant d'un point de vue de la fabrication qu'à un niveau purement mécanique. Si les chargements hydrodynamiques subis par les foils sont souvent complexes, la résistance des matériaux aux contraintes de compression est un des critères de dimensionnement principaux. Or les problématiques liées à la fabrication de pièces épaisses – tel que le contrôle complexe de la polymérisation - agissent directement sur les moteurs de la rupture de ce matériau en compression. Des essais de flexion 4 points ont donc été adaptés pour déterminer les propriétés de résistance en compression de ces composites tout en tenant compte de ces aspects.

La mise en œuvre de ces structures composites atteint quant à elle un niveau d'exigence équivalent aux structures de l'aéronautique. Suivant un même protocole de mise en œuvre et en utilisant le même matériau, nous faisons varier un point précis lors de la fabrication d'éprouvettes qui distingue les standards de mise en œuvre aéronautiques et nautiques.

Le dépouillement des essais de flexion est effectué en utilisant une méthode proposée par la littérature, qui introduit un comportement dissymétrique en traction/compression avec une non linéarité élastique en compression. Les stratégies de fabrication ont une influence très forte sur la méso-structure du stratifié. Cela se répercute sur la façon d'utiliser la méthode de dépouillement. On en explore les possibilités et en détaille les restrictions pour un bon usage.

Abstract

Hydrofoils are composite submarine wings made out of carbon fiber and epoxy resin which provide an incredible “flying” function to sailboats! These profiled structures are subjected to high levels of bending, and the composite material response to this loading requires an understanding of the meso-scale mechanisms in terms both of manufacturing process and mechanical behavior. While the hydrodynamic load on hydrofoils is oftenly quite complex, the material resistance to compression stresses is one of the main design criteria of these structures. The manufacturing of thick pieces involves numerous problematics -such as the complex control of the polymerization- that directly affects the mechanisms driving the material compressive failure. Four point bending tests have been adapted to determine the material compressive strength by integrating the manufacturing aspects.

The manufacture of these composites structures requires the same performance as the manufacture of aeronautical structures. Using a similar manufacturing protocol and using the same material we introduce a slight variation between the manufactures of two plates. One follows an aeronautical standard and the other the nautical standard.

The compilation of the tests is performed using a literature based method which introduces a dissymmetric behavior in traction/compression with an elastic non linearity in compression. The manufacturing strategies have a high influence on the meso-structure of the laminate, that has consequences on the way to use the compilation method. We explore its possibilities and detail its restrictions.

Introduction

Les voiliers de course au large sont toujours à la recherche de performances plus extrêmes. Parmi les « véhicules » en composites de plus en plus nombreux, les voiliers de course présentent une particularité : les matériaux composites ont un impact sur les deux composantes du ratio puissance/masse souvent mis en avant par les industriels pour promouvoir ces matériaux. Comme les automobiles et les avions la masse se retrouve fortement diminuée par l'utilisation de matériaux à haute résistance spécifique. Mais les voiles, le mât et le gréement - le « moteur » des voiliers- sont eux aussi en composite ! Le rapport puissance/masse a donc triplé depuis 1985, date qui marque l'apparition des matériaux composites dans ce secteur [1]. Alors que ces voiliers sont plus puissants, et très légers, il ne reste donc qu'à réduire la trainée pour que ces navires puissent améliorer encore leur performances ! Rien de moins simple : il suffit de les faire voler sur de petites ailes en carbone qui reprendront l'intégralité des efforts que les coques entières supportaient auparavant.



Figure 1: trimaran à foils "Macif 100", arrivé second de la Route du Rhum 2018

Ces « foils » ont un procédé de fabrication particulièrement complexe, et la prédiction de la performance mécanique des structures mises en œuvre nécessite d'intégrer de nombreuses particularités de la fabrication dans la démarche de dimensionnement. La conception des essais permettant de mesurer la performance du couple procédé/matériau doit être adapté à la fabrication finale. On s'intéresse ici à une propriété particulière du matériau fibre de carbone / résine époxy utilisé : la résistance en compression induite par la flexion des appendices sous le poids du navire.

1. Choix de l'essai

Divers essais mécaniques permettent aujourd'hui de mesurer la résistance en compression de composites à fibres de carbone. Les foils sont des structures monolithiques épaisses (jusqu'à 12cm) qui fléchissent, et qui sont laminés par la superposition de différentes couches de carbone / epoxy pré-imprégnées qui suivent des orientations différentes.

La rupture en compression des plis unidirectionnels en fibres de carbone et matrice époxy provient du flambement des fibres dans leur environnement (matrice) [2]. Ce flambement résulte d'une instabilité initiée par un désalignement de fibre généré lors d'une étape clé de la fabrication : la polymérisation. Le retrait chimique associé à l'organisation des monomères en

polymères entraîne un désalignement des fibres [3]. Ce désalignement est d'autant plus fort que la polymérisation est mal contrôlée, et souffre en particulier des phénomènes d'exo-thermie. Les phénomènes d'exo-thermie sont d'autant plus importants que les pièces à cuire sont massives [4], et les foils y sont donc d'excellent candidats. Dans la fabrication, l'aspect macroscopique des structures étudiées a donc des répercussions essentielles sur l'organisation de la microstructure et doit nécessairement être pris en compte.

D'un point de vue mécanique le micro-flambement des fibres de carbone peut aussi être retardé par des mécanismes à une échelle au-dessus de la matrice : l'empilement et l'orientation des plis au niveau de la méso-structure vient altérer ce phénomène [5]. Lors de sollicitation en flexion, les mêmes auteurs indiquent que l'effet du gradient de déformation dans l'épaisseur du laminé entre aussi en compte dans la description des mécanismes provoquant le micro-flambage des fibres.

Nous choisissons d'utiliser des essais de flexion 4 points adaptés aux mécanismes multi-échelles intervenant à la fois dans la description mécanique des composites étudiées, et dans les problématiques liées à leur mise en œuvre.

2. Méthodologie expérimentale

Un essai de flexion 4 points nous permet d'obtenir la résistance des plis unidirectionnels orientés à 0° au sein des éprouvettes qui sont composées de plis ayant des orientations différentes. Afin de pouvoir évaluer la contribution de chacun des plis dans la réponse de l'éprouvette au chargement imposé, on en mesure leurs épaisseurs respectives par microscopie optique. Pour évaluer le gradient de déformation dans l'épaisseur, des jauges de déformations sont placées sur la face en compression et sur la face en traction. La Figure 2 montre une asymétrie de la réponse en traction / compression d'une des éprouvettes dont la fabrication est détaillée ci-dessous. Ces observations viennent conforter la conclusion des travaux réalisés par O.Allix et al. [6], et nous choisissons de représenter cette asymétrie par l'évolution de la position de la fibre neutre dans l'épaisseur du composite. Ce décalage est significatif et atteint souvent la valeur de l'épaisseur d'un pli -0,3mm- lors de la rupture.

S'il est primordial de tenir compte de ce décalage de fibre neutre pour le calcul de la contrainte rapportée aux plis unidirectionnels, on s'interroge sur l'impact des modes de fabrication sur ce décalage.

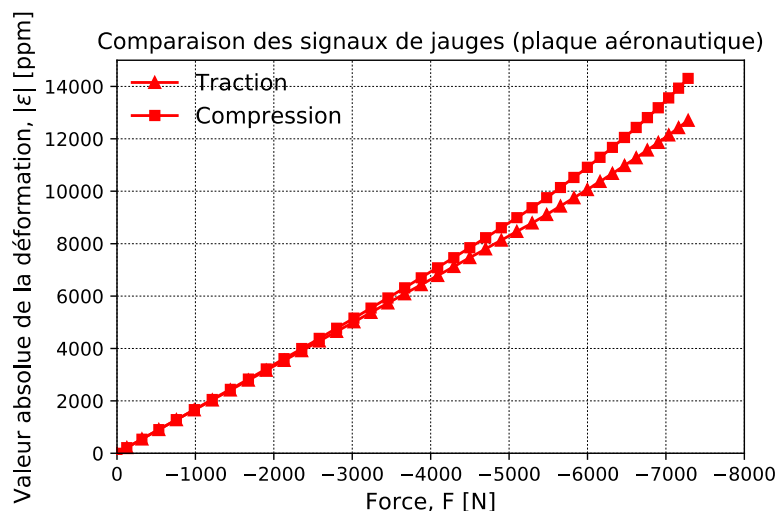


Figure 2: signaux de jauge d'une éprouvette de Flexion 4 points

Deux plaques sont fabriquées avec le matériau carbone/epoxy pré-imprégné Gurit SE84LV/IM2C. Elles sont composées de 32 plis de 300g/m² et mesurent 10 mm d'épaisseur. Elles suivent un protocole de drapage très exigeant conçu pour limiter les défauts de fabrication et subissent un cycle de polymérisation pression/température en autoclave strictement équivalent. On induit une différence dans le choix de l'environnement de polymérisation d'un point de vue des périphériques de cuisson utilisés : la première suit une des spécifications de mise en œuvre employée dans l'aéronautique, la seconde respecte les standards du nautisme. Ces périphériques de cuisson ont une différence notable : les standards nautiques utilisent un tissu d'arrachage au contact de la pièce, qui vient absorber une partie de la résine contenue dans les plis pré-imprégnés ; le standard aéronautique utilisé propose un environnement « étanche ». L'utilisation d'un tissu d'arrachage n'absorbant pas la résine uniformément dans l'épaisseur du composite [7], il en résulte une distribution inégale des volumes de fibre au sein des éprouvettes « nautiques ». La Figure 3 le représente en mettant en évidence des épaisseurs de plis constantes dans l'épaisseur des éprouvettes aéronautiques et variables dans l'épaisseur de l'éprouvette nautique.

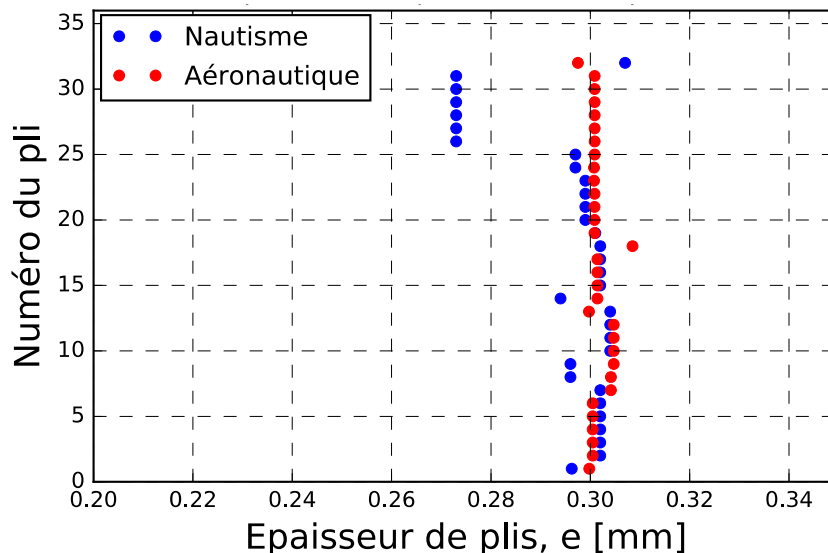


Figure 3: Evolution des épaisseurs de pli au sein de l'épaisseur du stratifié avec le pli 1 côté moule et le pli 32 côté environnement de cuisson

3. Contribution de la fabrication sur la réponse du composite en compression

La réponse en compression de huit éprouvettes de chaque plaque est alternativement évaluée sur chacune de ses faces : la face « moule » est celle placée au contact d'un support lors du drapage, la face « bâche » est celle au contact des périphériques de cuisson lors de la polymérisation. Ces essais destructifs conduisent à des déformations à rupture de l'ordre de 12 000 ppm. On définit la position de la fibre neutre en fonction des signaux des jauges situées sur la face traction et compression par l'équation (1) :

$$\lambda = -\left(\frac{h}{2} + e_c\right) \frac{\varepsilon_c^j + \varepsilon_t^j}{\varepsilon_c^j - \varepsilon_t^j} \quad (1)$$

La Figure 4 indique l'évolution de la position de la fibre neutre dans l'épaisseur du composite au cours des essais de flexion 4 points.

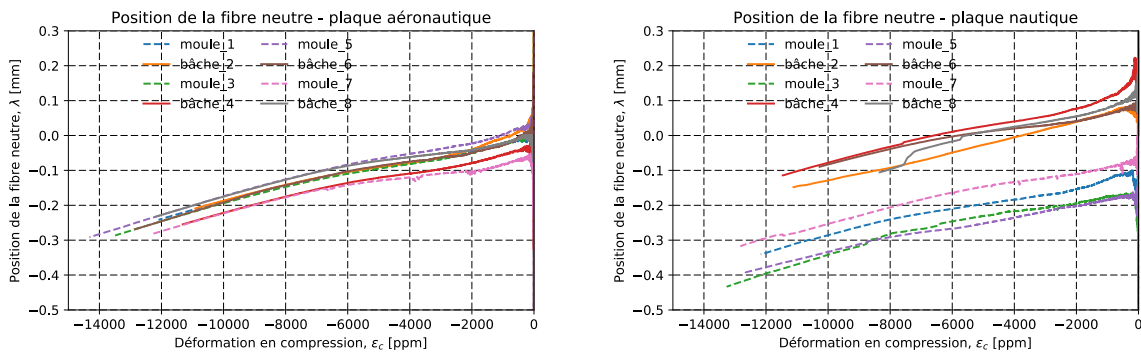


Figure 4: Décalage expérimental de la fibre neutre pour les faces « moule » et « bâche » testées en compression.

L'évolution de cette position est identique pour les deux faces testées de la plaque aéronautique. La fibre neutre est confondue avec la fibre moyenne au début de l'essai, et sa position se décale de façon quasi-linéaire dans l'épaisseur à mesure que le niveau de déformation augmente. Le modèle proposé par O.Allix et al. [6] permet de décrire ce comportement. Les fibres de carbone ont un comportement élastique, qui est linéaire en traction, et non linéaire en compression :

$$\begin{aligned} E_c(\varepsilon_c) &= E_{ud} + \alpha * \varepsilon_c \\ E_t &= E_{ud} \end{aligned} \tag{2}$$

Si cette évolution de la position de la fibre neutre est identique sur la plaque nautique, on peut voir que la fibre moyenne n'est pas confondue avec la fibre neutre au début des essais. Les décalages initiaux sont liés à la face de l'éprouvette qui est testée en compression. On souhaite évaluer la pertinence de l'utilisation de ce modèle pour déterminer le comportement en compression des deux plaques.

On se réfère au modèle de O.Allix et al. [6] à deux paramètres pour déterminer le module de compression initial et son évolution. Ce modèle d'identification de ces deux paramètres consiste d'une part à minimiser tout le long de l'essai l'écart entre un effort normal calculé, prenant compte de ce changement du module d'élasticité dans les plis orientés suivant l'axe de la poutre, et un effort normal expérimental nul, et d'autre part un moment de flexion calculé et un moment mesuré expérimentalement. On présente les résultats issus des identifications moyennés pour chaque plaque en Figure 5.

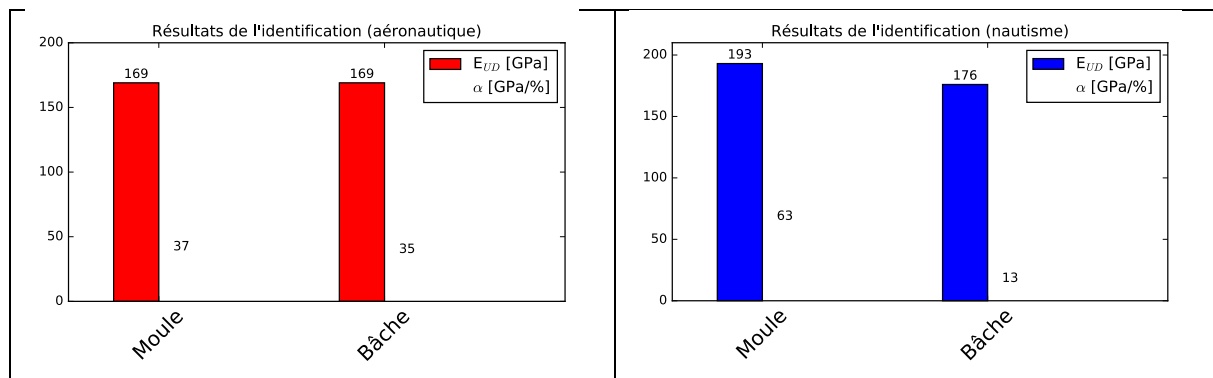


Figure 5: Comportement moyen des éprouvettes selon identification [6]

L'identification donne des résultats qui semblent cohérents pour la plaque aéronautique avec un module moyen de 169 GPa et une perte de rigidité moyenne de 36 GPa / % . Le traitement fournit en revanche des résultats totalement incohérents sur la plaque nautique.

On complète cette identification d'un traitement numérique afin de valider notre compréhension du comportement en compression de la plaque aéronautique, et pour introduire les asymétries induites par le mode de fabrication de la plaque nautique.

4. Validation numérique

Un modèle numérique aux éléments finis a été construit pour simuler l'essai de flexion linéaire d'une poutre composite. Pour cela, on utilise des éléments finis coques (quadrangles, intégration réduite) pour le stratifié composite et des éléments rigides pour les appuis. Les déplacements importants pendant l'essai sont pris en compte par les éléments finis coques et un calcul non linéaire géométrique. Les plis du stratifié sont introduits en prenant l'épaisseur de chaque pli comme étant la moyenne de chaque pli des huit éprouvettes du lot. Chaque pli est orienté par rapport à la direction de la poutre. Les propriétés d'élasticité de chaque pli sont celles d'une isotropie transverse (E_l , E_t , G_{lt} , ν_{lt})

et les trois dernières seront constantes ($E_t = 8$ GPa, $G_{lt} = 4$ GPa, $\nu_{lt} = 0.3$). Le module longitudinal pourra varier en compression en fonction de la déformation via le paramètre alpha identifié en utilisant la méthode d'identification d'O. Allix et al. [6]. Le post-traitement des calculs extrait les déformations longitudinales dans la zone la plus tendue et dans celle la plus comprimée. La position de la fibre neutre est alors calculée par l'équation (1).

On utilise ce modèle numérique en y introduisant le comportement non linéaire en compression moyen de la plaque aéronautique ($E_l = 169$ GPa, $\alpha = 36$ GPa/%) et on trace le décalage de fibre neutre associé sur la Figure 6.

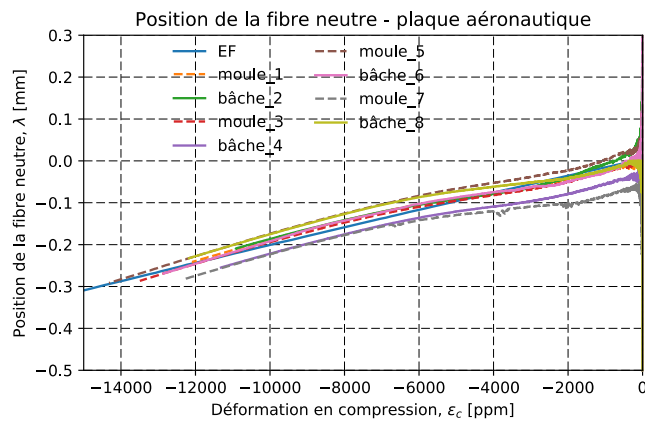


Figure 6: Comparaison décalage de fibre neutre entre modèle (EF) et expérimental

Le résultat est satisfaisant, et le décalage de fibre neutre numérique semble être bien décrit par ce comportement. Au début de l'essai, la fibre neutre est confondue avec la fibre moyenne, et son décalage semble représentatif du comportement moyen de la plaque.

Les résultats analytiques de la plaque nautique n'étant pas cohérents, on utilise les résultats analytiques de la plaque aéronautique pour décrire le comportement de la plaque nautique. On introduit dans le modèle les épaisseurs de pli moyennes mesurées sur la plaque nautique, qui présentent une asymétrie entre plis côté bâche et moule. On calcule donc un décalage de fibre neutre différent lorsque la face bâche et la face moule sont testées en compression. La Figure 7 représente ces résultats :

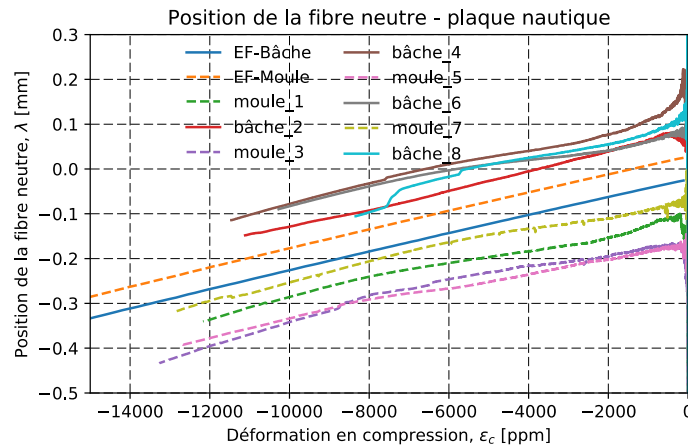


Figure 7: Comparaison entre modèle bâche (EF-Bâche), modèle moule (EF-Moule) et expérimental.

L'asymétrie géométrique introduite dans le modèle numérique a pour effet un « offset » inverse à celui observé expérimentalement. $\lambda(0)$ pour la face bâche est négative numériquement alors qu'elle est positive expérimentalement, et inversement pour la face moule. La plaque nautique a subi lors de la cuisson une extraction d'une partie de la résine de ses plis superficiels. Ceci est mis en évidence par la diminution d'épaisseur des plis superficiels de la plaque nautique (cf. Figure 3). Dans le cas nautique, l'épaisseur de pli est réduite d'environ 10% par rapport au cas aéronautique. En suivant la loi des mélanges sur le module des fibres et en prenant une augmentation de 10% comme ordre de grandeur de la fraction volumique des fibres, on considère que dans ce bloc de plis E_{ud} et α sont augmentés d'environ 10%. Cette augmentation locale du taux de fibre se répercute sur le module du bloc de pli affecté. On introduit cette asymétrie élastique dans le modèle numérique. On en présente les résultats en Figure 8.

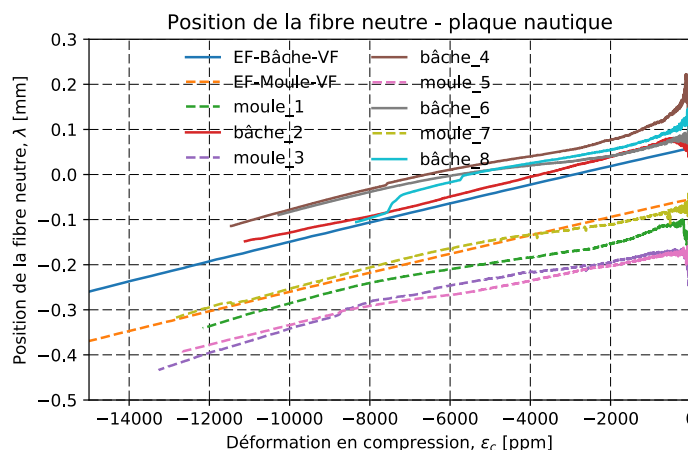


Figure 8: Comparaison entre expérimental et modèles bâche (EF-Bâche-VF) et moule (Ef-Moule-VF) intégrant les variations locales de taux de fibre.

On peut observer des offsets inversés par rapport à ceux du modèle précédent. Ces résultats fournissent une bonne correspondance entre numérique et expérimental. Ils pourront être affinés avec une estimation plus précise des volumes de fibre.

5. Conclusion

Des essais de flexion sont réalisés pour caractériser une propriété critique dans le dimensionnement des foils qui équipent les voiliers de course au large : la résistance en compression. Ces essais permettent de tenir compte des problématiques de mise en œuvre des structures monolithiques épaisses ainsi que des effets mécaniques multi-échelles associés à la flexion. Pour calculer la contrainte à rupture des essais de flexion de poutres en fibres de carbone et matrice époxy, il est nécessaire de décrire le comportement élastique de ces matériaux. Au cours de nos essais un décalage de la fibre neutre se produit et doit être pris en compte. Nous utilisons une méthode d'identification proposée par la littérature [6] qui semble décrire fidèlement le comportement d'une plaque fabriquée selon un des standards usuel de l'aéronautique. L'application de cette même méthode à la plaque nautique ne peut se faire sans tenir compte des variations locales des volumes de fibre au sein de son épaisseur. Un modèle numérique est mis en place pour valider que le comportement de cette plaque nautique peut être décrit par la méthode d'identification d' O.Allix et al. [6] si l'on tient compte de ses asymétries. Cette méthode d'identification peut donc être utilisée pour décrire le comportement en compression de composites ayant des taux de fibre homogènes. On doit en revanche tenir compte des asymétries générées par les stratégies de fabrication amenant une disparité des taux de fibre et des épaisseurs de pli au sein des composites testés.

Références

- [1] D. Charles, De l'histoire du Yachting comme modèle fonctionnel du progrès, Thèse , Université de La Rochelle, 2002
- [2] B. Budiansy N.A. Fleck, Compressive failure of fibre composites, *J Mech Phys Solids* 41 (1993) 183-211
- [3] Ch. Jochum, J.-C. Grandidier, M.A. Smaali, Experimental study of long T300 carbon fibre undulations during the curing of LY556 epoxy resin, *Composites Science and Technology*, 67 (2007) 2633-2642
- [4] H. Lengsfeld, F. Wolff-Fabris, J. Krämer, J. Lacalle, V. Altstädt, *Composite technology prepregs and monolithic part fabrication technologies*, Hanser, Munich, 2016
- [5] J-C. Grandidier, P. Casari, C. Jochum, A fibre direction compressive failure criterion for long fibre laminates at ply, *Composite Structures* 94 (2012) 3799-3806
- [6] O. Allix, P. Ladevèze, E. Vittecoq, Modelling and identification of the mechanical behaviour of composite laminates in compression, *Composites Science and Technology*, 51 (1994) 35-42
- [7] S. Hernandez, F. Sket, C. Gonzalez, J.Llorca, Optimization of curing cycle in carbon fiber-reinforced laminates: Void distribution and mechanical properties, *Composites Science and Technology*, 85 (2013) 73-82
- [8] O. Montagnier, C. Hochard, Compression characterization of high-modulus carbon fibers, *Journal of Composite Materials*, 38 (2005) 35-49