

Vers de nouvelles applications pour les fibres aramides

Judith Wollbrett-Blitz, Anthony Bunsell, Jean Louis Halary, Sébastien Joannès et Alba Marcellan

Résumé	Comprendre le comportement mécanique de la fibre aramide à l'échelle mésoscopique est indispensable pour développer de nouveaux champs d'application pour ces matériaux. Cette démarche est illustrée ici à partir d'un exemple d'application : l'utilisation des fibres aramides pour le renforcement pneumatique. La réponse mécanique, à l'échelle de la fibre, ainsi que les mécanismes moléculaires associés seront discutés en vue d'apporter des solutions face aux défis de performance et d'économie d'énergie.
Mots-clés	Fibre, dissipation, renfort pneumatique, comportement mécanique, structure anisotrope.
Abstract	Towards new applications for aramid fibres Understanding the mechanical behaviour of a single aramid fibre at a mesoscopic scale is necessary to develop new applications for this material. The approach which is developed here is based on the particular example of aramid fibres used in tyre reinforcement. The mechanical response, at a microscopic scale, and the associated molecular motions are discussed in order to take up the technical and environmental challenges.
Keywords	Fibre, dissipative behaviour, tyre reinforcement, mechanical behaviour, anisotropic structure.

Les fibres aramides

Les fibres aramides sont des fibres polyamides aromatiques connues du grand public sous l'appellation de « Kevlar[®] », nom commercial donné en 1972 par la société E.I. du Pont de Nemours. Ce matériau, associant une remarquable rigidité à une bonne tenue en température, est utilisé sous forme de fibres continues – tissées, encordées, etc. – ou de fibres courtes dans de vastes champs d'application [1]. Actuellement, le poly(aramide) trouve des applications classiques comme les gilets pare-balles, les airbags ou les parachutes. De nouveaux marchés peuvent s'ouvrir moyennant une adaptation des propriétés de ces fibres à des cahiers des charges spécifiques.

Pourquoi les fibres aramides pour le renforcement pneumatique ?

Concevoir des moyens de mobilité plus sûrs et plus légers est un défi majeur pour les constructeurs et équipementiers automobiles. Aujourd'hui, le développement d'un nouveau véhicule doit concilier performance, économie d'énergie et protection de l'environnement. Dans ce contexte, l'intégration des matériaux dans le pneumatique est elle aussi soumise aux mêmes exigences : les renforts traditionnels à forte densité comme les tréfilés d'acier sont peu à peu et en partie remplacés par des matériaux polymères hautes performances plus légers et peu dissipatifs. Ainsi, la fibre aramide est intégrée à l'architecture du pneumatique sous la forme d'un fil torsadé, comme illustré *figure 1*. En service, la fibre subit des sollicitations multiaxiales répétées et des cycles thermiques importants qui

vont être à l'origine de modifications structurales et d'une évolution des propriétés mécaniques, encore mal comprises aujourd'hui. Travailler à l'échelle de la fibre unitaire pour mieux appréhender son comportement mécanique est donc crucial.

La fibre aramide, une structure multi-échelle

Le diamètre unitaire de la fibre aramide est de l'ordre de 15 μm . Ses performances mécaniques sont associées à sa structure multi-échelle complexe (voir *figure 1*). Les macromolécules sont orientées parallèlement à l'axe de la fibre et s'assemblent entre elles grâce à des liaisons transverses de faible énergie (liaisons H et van der Waals). Cette organisation présentée dans la *figure 1c*, permet de faire l'analogie avec un composite unidirectionnel à fort taux de fibres dans lequel les domaines orientés (en jaune) sont baignés dans une matrice (en gris) schématisant les liaisons de faible énergie.

Essais mécaniques sur fibre unitaire : une méthodologie expérimentale originale

Les essais mécaniques sur fibre unitaire ont nécessité des développements d'équipements pour garantir la sensibilité et les précisions indispensables aux mesures de déplacement et de force. Les *figures 2a* et *b* présentent les dispositifs d'essais permettant de caractériser respectivement le comportement mécanique longitudinal [2], *i.e.* dans la direction de la fibre, et dans la direction transverse [3] entre

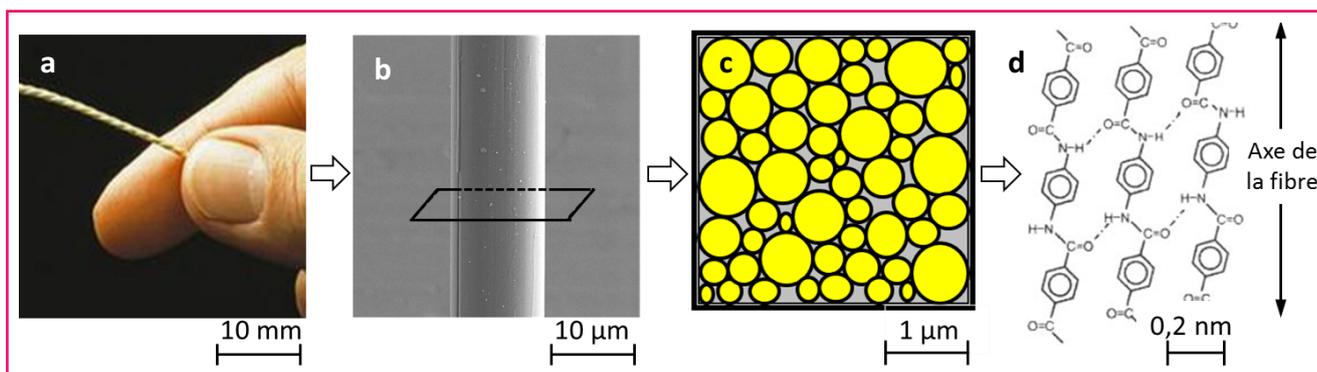


Figure 1 - Une structure multi-échelle : du fil torsadé à la structure moléculaire. a) Fil torsadé ; b) Fibre unitaire ; c) Modèle microstructural : analogie avec un composite unidirectionnel. Les domaines jaunes représentent les liaisons covalentes intramoléculaires, analogues aux fibres au sein d'un composite unidirectionnel. Au sein des zones grises, les liaisons intermoléculaires de faible énergie (liaisons H et van der Waals) schématisent la matrice. d) Structure à l'échelle moléculaire d'un motif para-aramide.

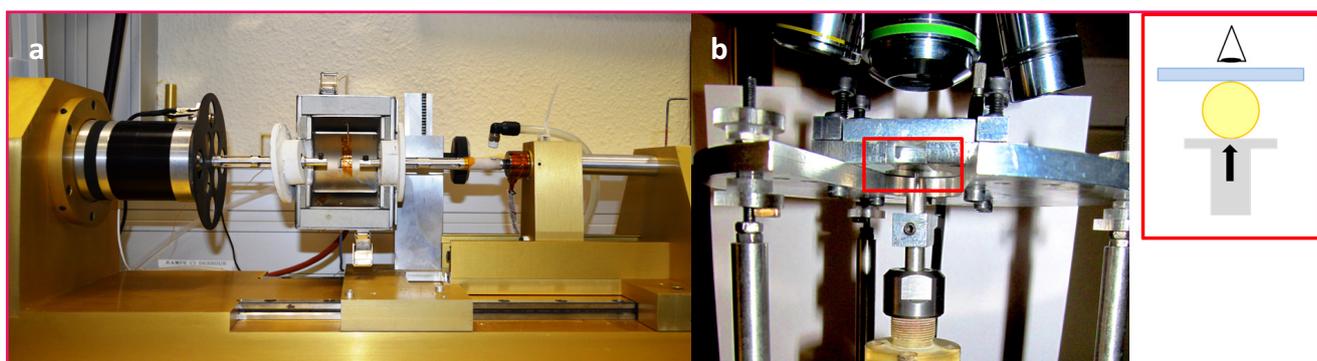


Figure 2 - a) Machine d'essais mécaniques longitudinaux sur fibres unitaires, Mines ParisTech [2]. b) Machine d'essais mécaniques transverses sur fibre unitaire et schéma de principe correspondant à un agrandissement de la zone d'essai, ESPCI ParisTech [3].

deux plans parallèles. Un grand nombre d'essais est nécessaire pour traiter statistiquement les disparités entre fibres.

Effet d'un cycle thermique sur le comportement mécanique longitudinal

La fibre aramide est exposée pendant quelques dizaines de minutes à une température de 150 °C. La *figure 3*, obtenue en microscopie électronique à balayage, révèle une surface altérée, mais aucun défaut « critique » n'apparaît.

En traction monotone (voir *figure 4a*), ce traitement thermique conduit à une perte de rigidité ainsi qu'à une légère baisse de la résistance à la rupture qui sont associées à une

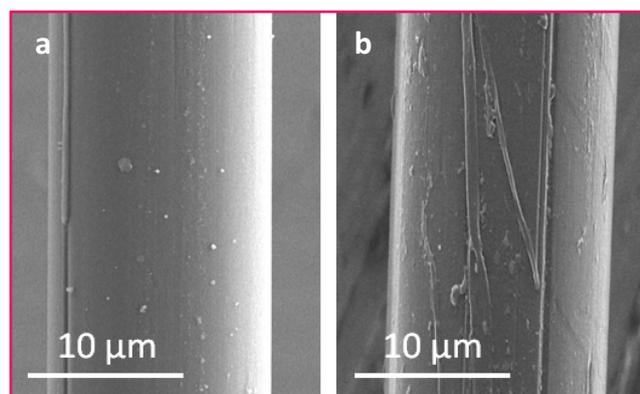


Figure 3 - Images en microscopie électronique à balayage de la surface d'une fibre aramide non traitée (a) et traitée à 150 °C (b).

moins bonne cohésion des domaines orientés liée à l'annihilation partielle des liaisons transverses de faible énergie [4]. Néanmoins, le mode de rupture diffère fortement. Alors que la rupture de la fibre ayant subi un cycle thermique est progressive, la fibre non traitée rompt brutalement.

Lorsque la fibre est soumise à une sollicitation cyclique (cent cycles), une augmentation du module de l'ordre de 15 % est visible entre le premier cycle et le cycle stabilisé (voir *figure 4b*). Cet effet est indépendant du traitement thermique, traduisant ainsi la capacité de réarrangement des chaînes macromoléculaires. La réponse de la fibre traitée se caractérise par deux populations de résultats : alors que le comportement se stabilise dès le 30^e cycle pour la population 1, qui représente 40 % des échantillons, la population 2 met en évidence la propagation de défauts jusqu'à la rupture finale présentant une forte fibrillation.

Un comportement mécanique transverse dissipatif

Le comportement mécanique transverse de la fibre révèle une dissipation mécanique non négligeable ainsi qu'une déformation résiduelle importante (*figure 5*). Ainsi, ce type d'essai a permis de mettre en évidence un régime de déformation plastique, au-delà d'un effort appliqué de 0,25 N. Par comparaison, la fibre ayant subi un traitement thermique met en évidence un adoucissement transverse traduisant une moins bonne cohésion inter-macromoléculaire. Cette dégradation est aussi associée à une déformation résiduelle plus importante.

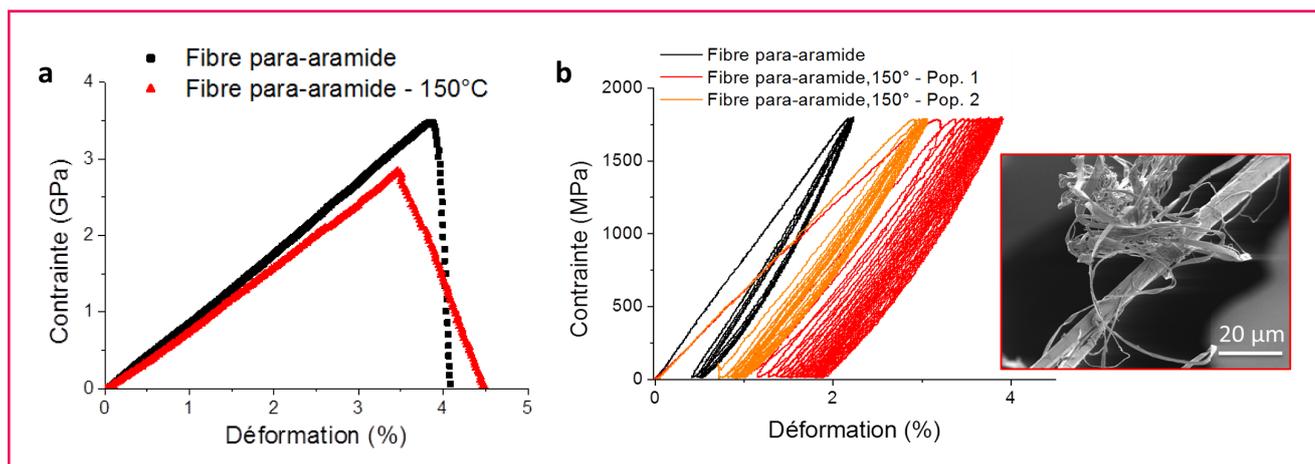


Figure 4 - a) Comportement longitudinal en traction monotone (21 °C, 50 % HR et 0,004 s⁻¹) d'une fibre para-aramide non traitée (n = 100 essais) et traitée à 150 °C (n = 40 essais). b) Comportement longitudinal en sollicitation cyclique sinusoïdale (21 °C, 50 % HR et 0,03 Hz) d'une fibre para-aramide non traitée (n = 40 essais) et traitée à 150 °C (n = 35 essais, 2 populations). Pour plus de clarté, les 30 premiers cycles sont représentés.

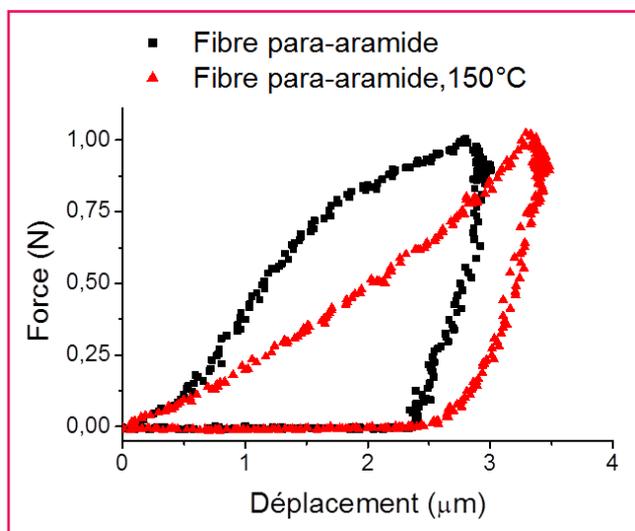


Figure 5 - Sollicitation cyclique transverse (21 °C, 1 μm/s) d'une fibre non traitée (n = 50 essais) et traitée à 150 °C (n = 50 essais).

Conclusions

L'analyse mécanique de la fibre aramide, à l'échelle de la fibre unitaire, a révélé une composante dissipative non négligeable – dans les directions longitudinale et transverse –, assez peu discutée jusqu'à présent. Cette démarche, associée à une caractérisation physico-chimique, permet d'aller plus loin dans la compréhension des mécanismes de dégradation et de déformation. Ainsi, la schématisation proposée en *figure 1c* permet de mettre en évidence l'importance de cette « phase liante » dans les mouvements moléculaires. Les défauts engendrés pendant le traitement thermique génèrent une mobilité inter-macromoléculaire supplémentaire à l'origine de l'évolution des propriétés mécaniques : pertes de

raideurs longitudinale et transverse et de résistance, rupture progressive par fibrillation. Malgré ces pertes de propriétés, les capacités de réarrangement sont indépendantes du traitement thermique et semblent alors être associées aux mouvements des chaînes covalentes.

Références

- [1] Yang H.H., *Kevlar Aramid Fiber*, John Wiley & Sons, 1993.
- [2] Lafitte M.-H., *Caractérisation de la fibre aramide Kevlar 29 : étude du comportement et des propriétés mécaniques en tension et en torsion*, thèse de doctorat, École Supérieure des Mines de Paris, 1981.
- [3] Josse G., Sergot P., Creton C., Dorget M., Measuring interfacial adhesion between a soft viscoelastic layer and a rigid surface using a probe method, *J. Adhes.*, 2010, 80, p. 87.
- [4] Li C.S., Zhan M.S., Huang X.C., Zhou H., The evolution of structure and properties of poly(p-phenyleneterephthalamide) during the hydrothermal aging, *J. Appl. Polym. Sci.*, 2012, 126, p. 552.



J. Wollbrett-Blitz

Judith Wollbrett-Blitz est doctorante, Jean Louis Halary, professeur émérite ESPCI Paris-Tech, et Alba Marcellan, maître de conférences de l'Université Pierre et Marie Curie, au laboratoire Sciences et Ingénierie de la Matière Molle, CNRS UMR 7615, ESPCI ParisTech*.

Anthony Bunsell est maître de recherche et Sébastien Joannès, chargé de recherche, Mines ParisTech, PSL - Research University, Centre des Matériaux, CNRS UMR 7633**.

* PPMD - SIMM - CNRS UMR 7615, 10 rue Vauquelin, F-75231 Paris Cedex 05.

Courriels : judith.wollbrett-blitz@espci.fr ; jean-louis.halary@espci.fr ; alba.marcellan@espci.fr

** Centre des Matériaux, MINES ParisTech, CNRS UMR 7633, 10 rue Henri Desbrières, BP 87, F-91003 Évry Cedex.

Courriels : anthony.bunsell@mines-paristech.fr ; sebastien.joannes@mines-paristech.fr