



# Endommagement de structures composites à matrice thermoplastique : application au stockage d'hydrogène gazeux sous haute pression

Cédric Thomas, Fabien Nony, Stéphane Villalonga, Jacques Renard

## ► To cite this version:

Cédric Thomas, Fabien Nony, Stéphane Villalonga, Jacques Renard. Endommagement de structures composites à matrice thermoplastique : application au stockage d'hydrogène gazeux sous haute pression. AMAC. 17èmes Journées Nationales sur les Composites (JNC17), Jun 2011, Poitiers-Futuroscope, France. pp.86, 2011. <hal-00598131>

**HAL Id: hal-00598131**

**<https://hal.archives-ouvertes.fr/hal-00598131>**

Submitted on 4 Jun 2011

**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.

# **Endommagement de structures composites à matrice thermoplastique : application au stockage d'hydrogène gazeux sous haute pression**

## ***Damages in Thermoplastic Composite Structures: Application for high Pressure Hydrogen Storage Vessels***

**Cédric Thomas<sup>1</sup>, Fabien Nony<sup>1</sup>, Stéphane Villalonga<sup>1</sup> et Jacques Renard<sup>2</sup>**

1 : CEA, DAM, Le Ripault-F-37260 MONTS, France  
e-mail : [cedric.thomas@cea.fr](mailto:cedric.thomas@cea.fr), [fabien.nony@cea.fr](mailto:fabien.nony@cea.fr)

2 : Centre des Matériaux P.M. Fourt, UMR CNRS 7633-F-91003 EVRY  
e-mail : [jacques.renard@ensmp.fr](mailto:jacques.renard@ensmp.fr)

### **Résumé**

A l'heure actuelle, le dimensionnement des réservoirs de stockage de gaz sous haute pression de type IV est effectué en considérant les propriétés mécaniques initiales du matériau et en se basant sur des coefficients de sécurité empiriques. Les aspects durabilité et résistance à l'endommagement ne sont pas directement intégrés dans l'étape de conception des structures.

Cette étude vise à développer les connaissances sur les mécanismes d'endommagement de structures composites fibres de carbone / matrice polyamide et à identifier les paramètres matériaux et procédés susceptibles d'influencer la structure et les propriétés de ces composites. Dans un premier temps, les propriétés initiales des deux matériaux d'étude sont déterminées. Ensuite, les trois principaux modes d'endommagement rencontrés (rupture de fibres, délaminage et fissuration matricielle) sont étudiés. Enfin, la dernière partie de l'étude est consacrée au développement d'un procédé de mise en œuvre par enroulement filamentaire et à l'étude de l'influence des paramètres clefs sur la structure et les propriétés des matériaux. L'objectif final de ces travaux est de proposer des concepts visant à améliorer le dimensionnement et la fabrication de la couche composite structurante des réservoirs.

### **Abstract**

Up to now, the design of type IV high pressure gas storage vessels is carried out considering the initial mechanical properties of the material and empirical safety coefficients. Thus material durability and damage resistance are not directly taken into account during the conception step.

This study aims at increasing the understanding level of damage processes of carbon fibers / polyamide matrix composite structures and at identifying material and manufacturing parameters that influence their structure and properties. In a first step, the initial mechanical properties of both studied material are determined. Then, the three major damage processes are studied (fiber breaks, delaminating and matrix breaking). Finally, the last part of the study is dedicated to the development of a filament winding process suitable for TP matrices and to the study of key associated process parameters influence. Major expected outcomes are improvement of the modeling and the manufacturing of the vessel composite structural layer.

**Mots Clés :** endommagement, composite, thermoplastique, réservoir hyperbare, enroulement filamentaire

**Keywords :** damage, composite, thermoplastic, high pressure vessels, filament winding

## **1. Introduction**

Parmi les différentes voies de stockage, le stockage de l'hydrogène gazeux sous forme comprimée est aujourd'hui considéré comme technologiquement la plus mature. Pour concurrencer le pétrole, notamment dans le domaine du transport, il est nécessaire de généraliser le stockage à 700 bars. Le CEA a obtenu de très bons résultats sur les réservoirs de type IV constitués d'un liner polymère, pour assurer l'étanchéité, relié à des connecteurs métalliques et renforcé par une structure composite fibre de carbone matrice organique [1]. La couche structurante permet au réservoir de résister aux contraintes mécaniques élevées et son dimensionnement est réalisé en tenant compte de la pression

d'éclatement (140 MPa) et du nombre de cycles de remplissage de 2 à 87,5 MPa (entre 5000 et 15000 pour les applications automobiles et plus de 100000 pour les autres applications [2, 3]). Ce dimensionnement est effectué en considérant les propriétés initiales du matériau. Les aspects durabilité et résistance à l'endommagement sont peu connus à l'heure actuelle et par conséquent non pris en compte.

L'objectif de cette étude est d'étudier et comprendre les mécanismes d'endommagement de structures composites fibres de carbone / matrice thermoplastique, mais aussi d'identifier les paramètres matériaux et procédés susceptibles d'influencer leurs propriétés initiales et leur comportement à long terme.

Les endommagements peuvent être initiés par l'effet couplé de contraintes environnementales et d'hétérogénéité ou défauts de la structure. Ces défauts peuvent être liés à des paramètres matériaux critiques ou bien apparaître lors de la mise en œuvre.

Les composites à matrice thermoplastique occupent une place de plus en plus importante dans divers secteurs comme l'aéronautique. Ils présentent en effet de nombreux avantages comme une grande résistance à l'endommagement, un recyclage plus facile en raison du caractère fusible de la matrice, des capacités de soudage et des durées de mise en forme plus faibles en l'absence d'étape de réticulation coûteuse en termes de temps et d'énergie [4]. Ces composites se présentent comme de bons candidats pour assurer une sécurité accrue des réservoirs de stockage. Le renfort composite est déposé par enroulement filamentaire, procédé souvent employé pour les réservoirs de stockage. Cette technique, initialement dédiée aux composites à matrice thermodurcissable, peut également s'appliquer aux composites à matrice thermoplastique. Les principales difficultés résident dans la gestion thermique du process et la qualité de la consolidation du composite. Une pression doit notamment être appliquée au cours de la dépose de la nappe pour assurer une meilleure consolidation.

Cette étude présente trois parties distinctes. La première partie est dédiée à la détermination des propriétés mécaniques initiales des matériaux de l'étude, notamment les limites d'élasticité et la mise en évidence de leur caractère anisotrope. La deuxième partie est quant à elle consacrée à l'étude des trois modes principaux d'endommagements rencontrés (rupture de fibres, délaminage et fissuration matricielle). Enfin, dans une dernière partie, l'influence des paramètres clés d'un procédé de mise en œuvre par enroulement filamentaire sur la structure et les propriétés des matériaux est analysée.

La finalité de cette étude est, à travers la compréhension du comportement du matériau de proposer et d'évaluer des concepts pour améliorer la conception et la mise en forme de la couche composite structurante et ainsi favoriser des structures à masse et durabilité optimisée.

## **2. Propriétés mécaniques et comportement des matériaux de l'étude**

### **2.1 Matériaux et élaboration des échantillons**

Les matériaux étudiés sont des composites unidirectionnels à matrice polyamide renforcée par des fibres de carbone de type T 700<sup>®</sup> (Toray). Deux matrices différentes sont envisagées : le polyamide 6 (noté PA 6) et le polyamide 12 (noté PA 12). La fraction volumique de fibre est voisine de 50%. Les échantillons testés sont élaborés par thermo-compression sous une presse 1000 kN [5]. Des nappes de fibres pré-imprégnées de résine thermoplastique (Carbostamp<sup>®</sup> fournie par la société SOFICAR) sont superposées dans un moule fermé. Ce dernier est monté à une température supérieure à la température de fusion de la matrice (175°C pour le PA 12 et 215°C pour le PA 6). Une fois la température atteinte par le matériau, une pression est appliquée (5 bars). Le maintien sous pression et température est assuré pendant une certaine durée, puis le moule est refroidi sous pression jusqu'à une température ambiante.

### **2.2 Détermination expérimentale des propriétés mécaniques**

Des essais de tractions monotones sont réalisés dans les directions longitudinale, transverse et à 45° par rapport à l'orientation des fibres. Tous les essais sont réalisés conformément à la norme ISO 527-5 [6], à température ambiante (23°C) sur une machine de traction Zwick Roell 250 kN. Cette même machine est utilisée par la suite pour les essais de suivi d'endommagement. Le pilotage des essais est effectué en déformation : 1 mm/min pour les directions transverse et 45°, 2 mm/min pour la direction longitudinale. Les éprouvettes sont de type parallélépipédiques (250x15x1 mm<sup>3</sup> pour la direction longitudinale et 250x20x2 mm<sup>3</sup> pour la direction transverse et à 45°). Le suivi de l'allongement longitudinal est assuré par un extensomètre numérique possédant une longueur de jauge de 50 mm. La figure 1 (Fig. 1) présente les courbes de obtenues pour le Carbostamp PA 6. Les propriétés mécaniques des deux matériaux sont résumées dans Tab. 1.

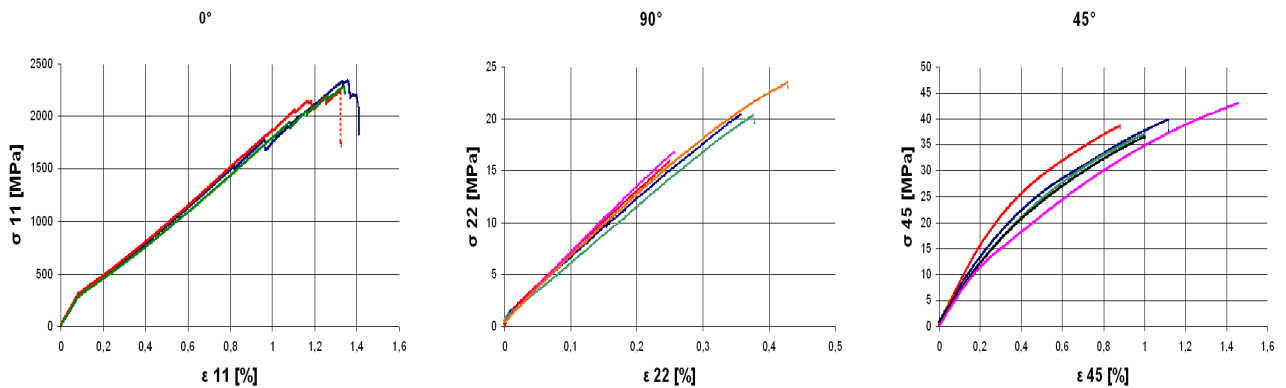


Fig. 1. Essais de traction monotone sur le pli unidirectionnel du carbostamp® PA 6 dans les sens longitudinal, transverse et à 45°

Propriétés	Valeurs Carbostamp PA12 / PA6
$\sigma_{11}$	2123 / 2334 MPa
$E_{11}$	113 / 116 GPa
$\varepsilon_{11}$	1.65 / 1.5 %
$\sigma_{22}$	25 / 23 MPa
$\varepsilon_{22}$	0.7 / 0.38 %
$E_{22}$	3.7 / 5.9 GPa
$\sigma_{45}$	38. / 26 MPa
$G_{12}$	6.3 / 6.8 GPa
$\mu_{12}$	0.32

Tab. 1. Propriétés mécaniques du Carbostamp® PA 6 et Carbostamp® PA 12

Nous pouvons voir sur les courbes des essais, que les matériaux de l'étude présente un comportement élastique quasi-linéaire dans les directions longitudinale et transverse. En revanche, le comportement est non-linéaire lorsque le matériau est sollicité à 45° par rapport à l'orientation des fibres. Cette non-linéarité est imputable au caractère visco-plastique de la matrice. Ce caractère peut être également mis en évidence lors d'essais de traction de charge-décharge par incrément avec un temps de maintien à charge nulle. Il apparait alors la formation de boucle d'hystérésis et une déformation résiduelle au point de déchargement (Fig.2).

Les valeurs de contraintes à rupture dans la direction transverse sont faibles par rapport aux contraintes à rupture respectives des matrices (55 MPa pour le PA 12 et 65 MPa pour le PA 6). Les interfaces fibre/matrice présentent donc des résistances faibles de valeurs proches en dépit de l'existence supposée de transcristaux matriciels à l'interface [7].

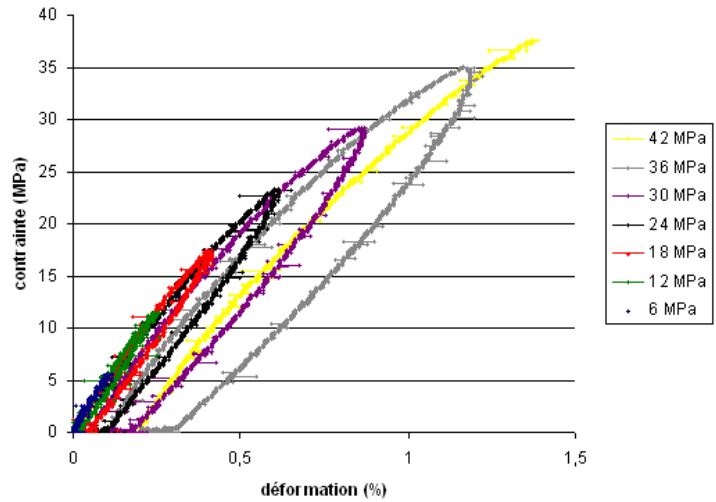


Fig.2. Essai de charge-décharge avec incrément sur séquence [45<sub>8</sub>]

### 3. Etude des modes d'endommagement des composites fibres de carbone / matrice polyamide

Trois des principaux modes d'endommagement sont étudiés à savoir : la fissuration matricielle, le délaminage et la rupture de fibres.

#### 3.1 Endommagement par fissuration matricielle en traction pure

Ce mode d'endommagement est observé sur des séquences de type [0<sub>2</sub>, 90<sub>2</sub>]<sub>s</sub> soumis à des essais de charge / décharge avec des incréments de charge de 50 MPa. Pour ce type de séquence, des fissures apparaissent dans les couches d'orientation à 90° (orientations dites faibles). Contrairement aux stratifiés unidirectionnels pour lesquels la rupture a lieu dès l'apparition de la première fissure, pour ce type de séquence, les efforts sont repris par les plis orientés à 0°. Les plis à 90° continuent à fissurer et le nombre de fissures augmente avec la charge appliquée. L'amorçage et la propagation des fissures sont quasi instantanés. Ils peuvent être observés et comptés à chaque palier de chargement sur une tranche polie de l'éprouvette en cours d'essai à l'aide d'une caméra optique munie d'un grossissement optique ou post essai à l'aide d'un microscope optique. L'évolution du nombre de fissures observées sur une longueur donnée (densité de fissures) en fonction du chargement appliqué est ici assimilée à la cinétique d'endommagement. Fig. 3 présente les évolutions des densités de fissures pour les deux matériaux.

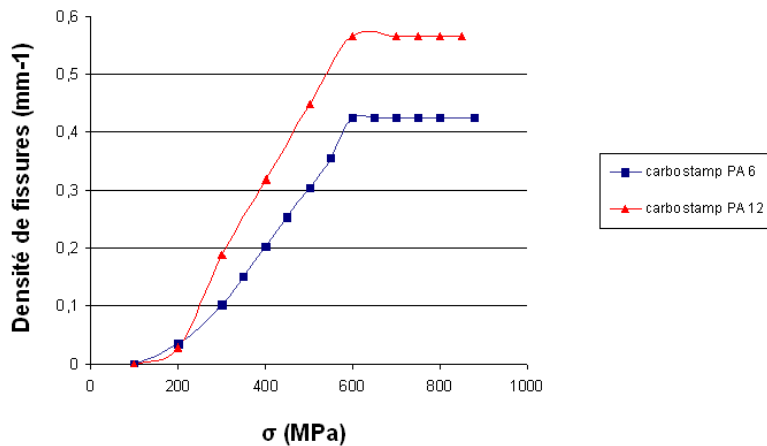


Fig.3. Evolution de la densité de fissures dans la couche à 90° pour le Carbestamp® PA 6 et le Carbestamp® PA 12

Ces courbes ont une forme de sigmoïde, caractéristiques d'un effet Kaiser. L'endommagement au cycle  $n+1$  est supérieur à celui du cycle  $n$ . Pour les deux matériaux, aucune fissure n'est observée pour une contrainte appliquée inférieure à 150 MPa. Dans une seconde étape, la densité de fissure augmente jusqu'à atteindre un seuil pour une contrainte de 600 MPa. A partir de 700 MPa, l'endommagement se propage avec l'apparition de fissures longitudinales et de délaminages en pointe de fissures jusqu'à rupture de l'éprouvette (Fig. 4.).

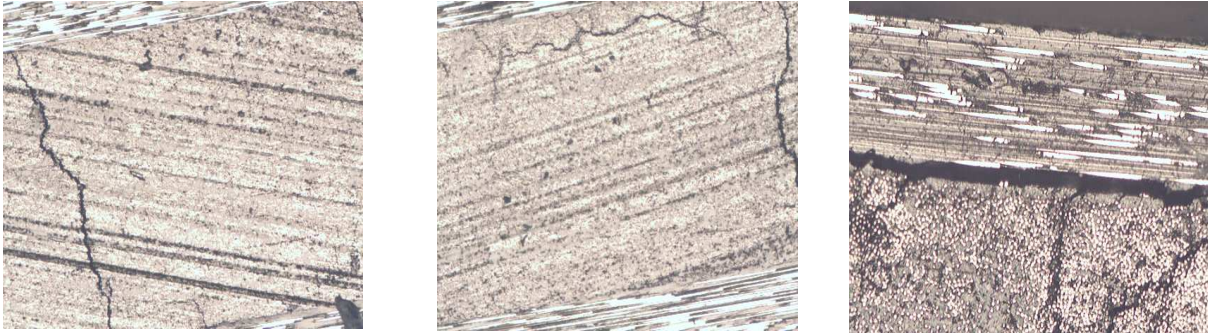


Fig. 4. Processus d'endommagement sur stratifié [02, 902]s : fissures transverses ( $150 \text{ MPa} < \sigma < 600 \text{ MPa}$ ), fissures longitudinales et délaminages ( $\sigma > 700 \text{ MPa}$ )

Le Carbostamp<sup>®</sup> PA 6 présente une densité de fissures à saturation plus faible que le Carbostamp<sup>®</sup> PA 12. Les résistances des interfaces fibres et matrice étant similaires, l'hypothèse avancée est que la matrice PA 6 reprend des efforts plus importants que la matrice PA 12, puisque sa contrainte à rupture est plus élevée.

### 3.2 Endommagement par fissuration matricielle et délaminage en cisaillement

Ce mode d'endommagement est mis en évidence sur des séquences  $[\pm 45]_s$  soumis à des essais de charge / décharge avec des incréments de 10 MPa. Ce type de séquence présente un comportement non linéaire similaire à celui présenté par les séquences  $[45]_8$ . En effet, lors de l'augmentation de la contrainte appliquée, des boucles d'hystérésis apparaissent et les matériaux présentent une déformation résiduelle. Cette déformation résiduelle est liée au caractère visco-plastique de la matrice mais aussi aux endommagements qui apparaissent, notamment les délaminages à l'approche de la rupture. Des fissures transverses apparaissent dans les plis pour des chargements compris entre 10 et 40 MPa. Pour une contrainte supérieure à 40 MPa, des délaminages se développent en pointe des fissures. Les endommagements se propagent ensuite jusqu'à rupture complète de l'échantillon par coalescence ou l'atteinte d'une taille critique par l'un d'entre eux.

Ces endommagements ont des conséquences sur la rigidité en cisaillement des matériaux, visible grâce à l'évolution du module de cisaillement en fonction de la contrainte appliquée. Ce dernier diminue avec l'augmentation de la contrainte. Cette évolution n'est pas influencée par les paramètres d'essais, à savoir vitesse de chargement et temps de relaxation (Fig. 5 et 6.).

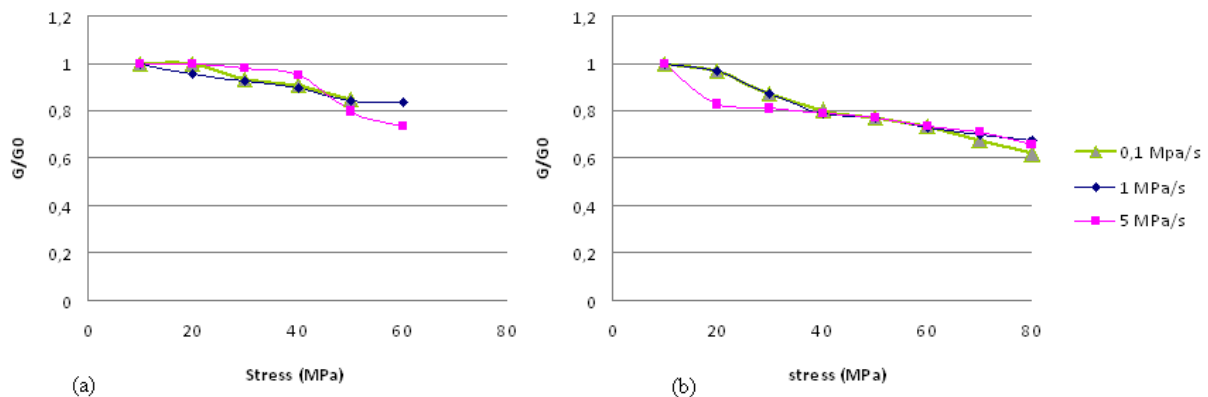


Fig. 5. Influence de la vitesse de sollicitation sur l'évolution du module de cisaillement : (a) Carbostamp<sup>®</sup> PA 12 (b) Carbostamp<sup>®</sup> PA 6

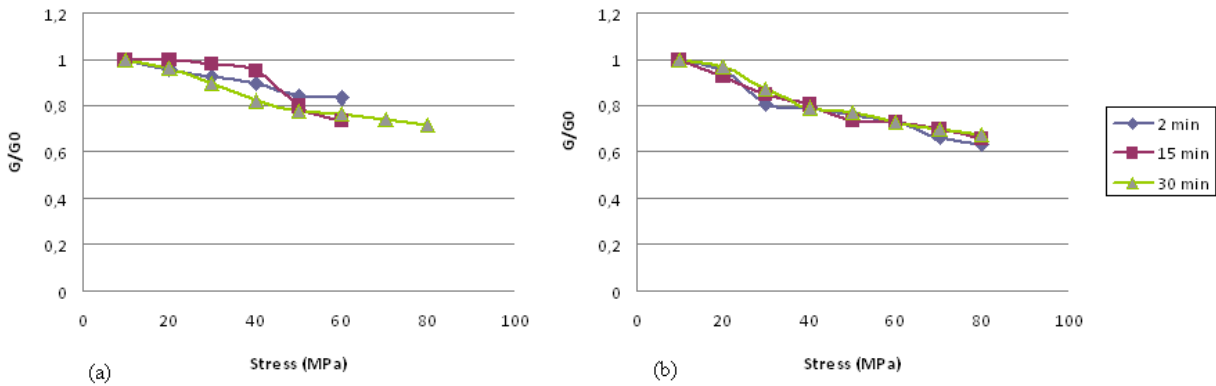


Fig. 6. Influence du temps de relaxation sur l'évolution du module de cisaillement : (a) Carbostamp® PA 12 (b) Carbostamp® PA 6

Ces deux paramètres ont cependant une influence sur la déformation résiduelle. Celle-ci augmente lorsque la vitesse de chargement diminue, car le fluage est plus important. Par ailleurs, la déformation résiduelle diminue lorsque le temps de relaxation augmente, ceci étant lié à la composante visqueuse du comportement de la matrice (Fig. 7).

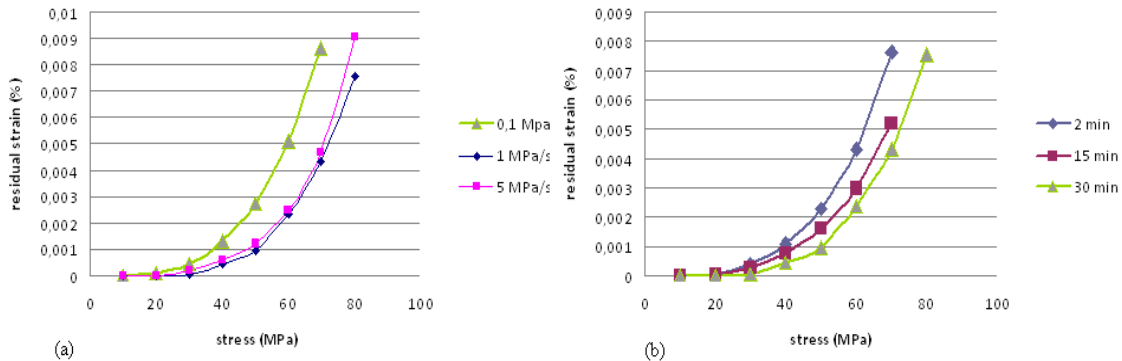


Fig.7. Influence de la vitesse de sollicitation (a) et du temps de relaxation (b) sur la deformation résiduelle lors d'essais de charge / décharges sur des stratifiés Carbostamp® PA 6 [ $\pm 45$ ]<sub>s</sub>

Des essais de fatigue (1 cycle par minute,  $R=0.1$ ,  $\sigma_{max}=0.4, 0.5, 0.6$  ou  $0.7 \sigma_{rupt}$ ) ont été conduit sur ces mêmes séquences. Pour des chargements maximum compris entre  $0.5$  et  $0.7x \sigma_{rupt}$  le Carbostamp® PA 6 présente une résistance moins élevée en fatigue. Sa durée de vie en termes de nombre de cycles est plus faible et les diminutions du module de cisaillement sont plus importantes (Fig. 8). Cet aspect est lié à la différence de comportement de la matrice. Le PA 12 présente un comportement ductile, alors que le PA 6 a un comportement fragile.

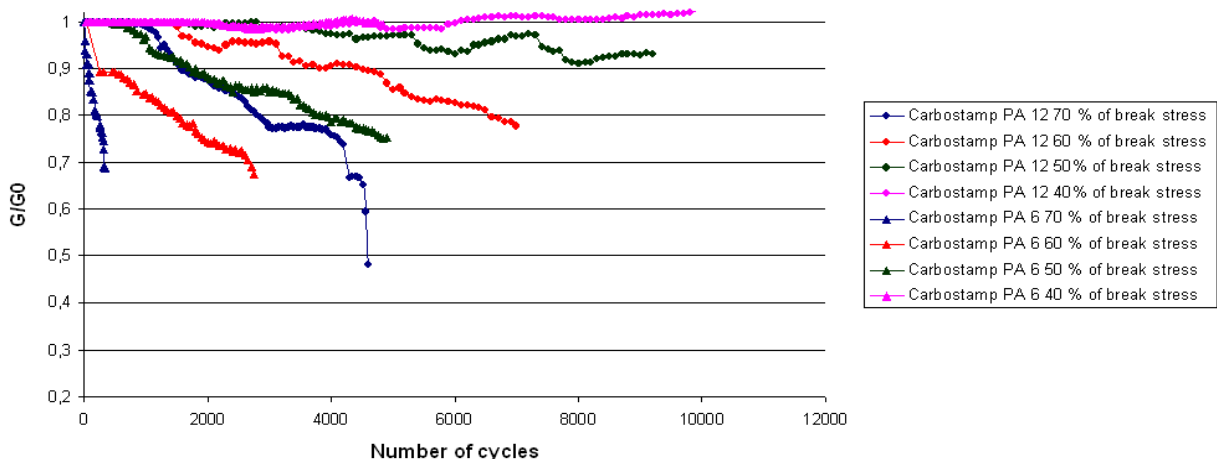


Fig. 8. Evolution du module de cisaillement avec le nombre de cycles de fatigue pour le Carbostamp® PA 6 et PA 12

### 3.3 Endommagement par rupture de fibres

L'endommagement par rupture de fibres est observé sur des éprouvettes unidirectionnelles [0<sub>4</sub>] soumises à une traction uniaxiale longitudinale. L'endommagement par rupture de fibres dépend de la statistique de rupture de la fibre. Une statistique de type Weibull [8] a été établie à partir de 35 essais de traction réalisés sur des mèches de fibres sèches (mèches de 24 000 filaments). Cette loi donne l'évolution de la rupture en fonction de la contrainte appliquée (Fig. 9).

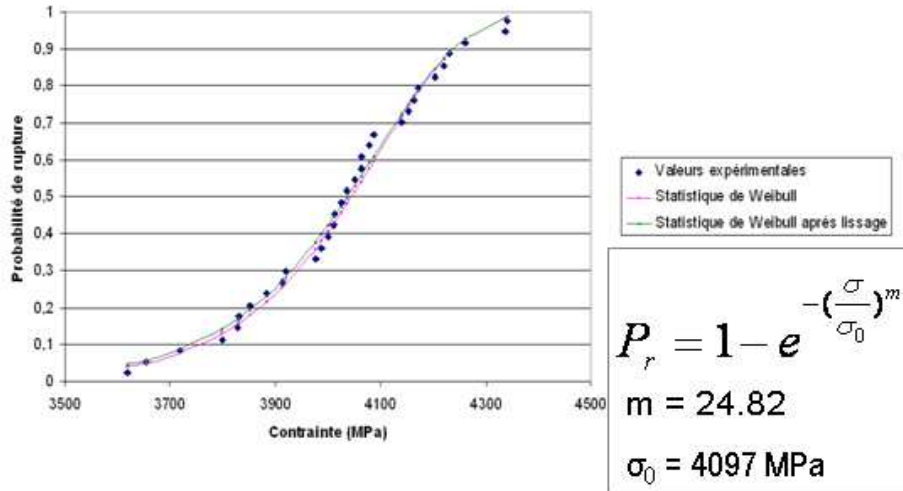


Fig. 9. Probabilité de rupture de fibres en fonction de la contrainte appliquée

La cinétique d'endommagement est suivie par émission acoustique corrélée à des observations par microscopie optique. Le processus se déroule en trois étapes distinctes. La première correspond à l'initiation de l'endommagement (1200 MPa sur Fig. 10) par ruptures isolées des fibres les plus faibles. Cela se traduit par l'apparition d'émissions acoustiques à partir d'un certain seuil. La seconde étape correspond, suite au report des charges, à l'accumulation de ruptures aléatoires mais aussi des ruptures des fibres voisines des premières fibres rompues. Avec l'augmentation de la contrainte, la probabilité de rompre de nouvelles fibres est plus grande. Ceci se traduit par une augmentation exponentielle de l'activité acoustique. La dernière étape est la rupture finale suite à la coalescence des clusters rompus ou par l'atteinte d'une taille critique par l'un des endommagements.

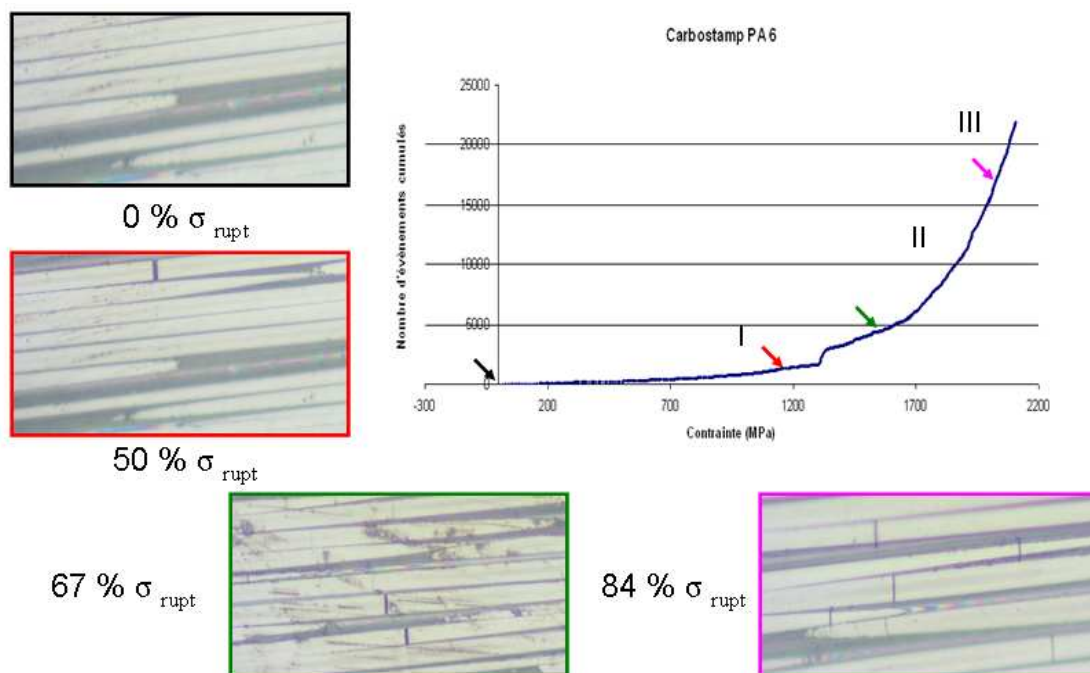


Fig. 10. Suivi de l'endommagement par rupture de fibres : corrélation émission acoustique/microscopie optique



## 4. Mise en œuvre par enroulement filamentaire et étude de l'influence des paramètres sur la structure et les propriétés

### 4.1 Description du procédé de mise en œuvre et présentation des paramètres clefs

La principale difficulté de la mise en œuvre par enroulement filamentaire réside dans la grande rigidité à froid des pré imprégnés thermoplastiques, et dans la nécessité de les chauffer avec un système contrôlable (gaz chaud, infrarouge, laser, ultrasons, induction, microondes). La plupart des systèmes comportent deux étapes, un préchauffage juste en-dessous de la température de fusion et un chauffage juste avant le contact avec le mandrin [9]. L'apport d'un galet presseur est nécessaire afin de compacter les couches entre elles, pour favoriser le transfert matriciel et ainsi l'adhésion. De nombreux paramètres peuvent influencer sur la structure et les propriétés des pièces [10, 11, 12]. La température de chauffage doit être suffisamment élevée pour assurer une viscosité optimale pour favoriser le transfert matriciel en prenant soin d'éviter toute dégradation thermique ou oxydation. La pression exercée au niveau de la dépose doit être suffisamment élevée pour assurer le compactage, tout en évitant de dégrader les fibres. La vitesse de rotation du mandrin ne doit pas être trop élevée pour éviter la dégradation des fibres et réduire l'efficacité du compactage. La tension exercée sur la nappe en sortie de dévidoir a également une influence.

Ce procédé d'enroulement filamentaire traditionnel a été spécifiquement adapté aux matériaux de l'étude (Fig. 11). Un mandrin en aluminium est utilisé pour fabriquer des anneaux. Dans un premier temps, la nappe est mise sous tension à l'aide d'un freinage magnétique des bobines. Elle est ensuite conduite par un système de rouleaux jusqu'à une unité de préchauffage constitué de deux émetteurs infra-rouge. Cette unité chauffe le pré-imprégné à une température proche de la température de fusion de la matrice. Avant le contact avec le mandrin, la nappe est chauffée à une température supérieure à la température de fusion. Pour favoriser la consolidation, un galet presseur est utilisé. Les températures au niveau de chaque unité sont contrôlées à l'aide deux pyromètres laser.

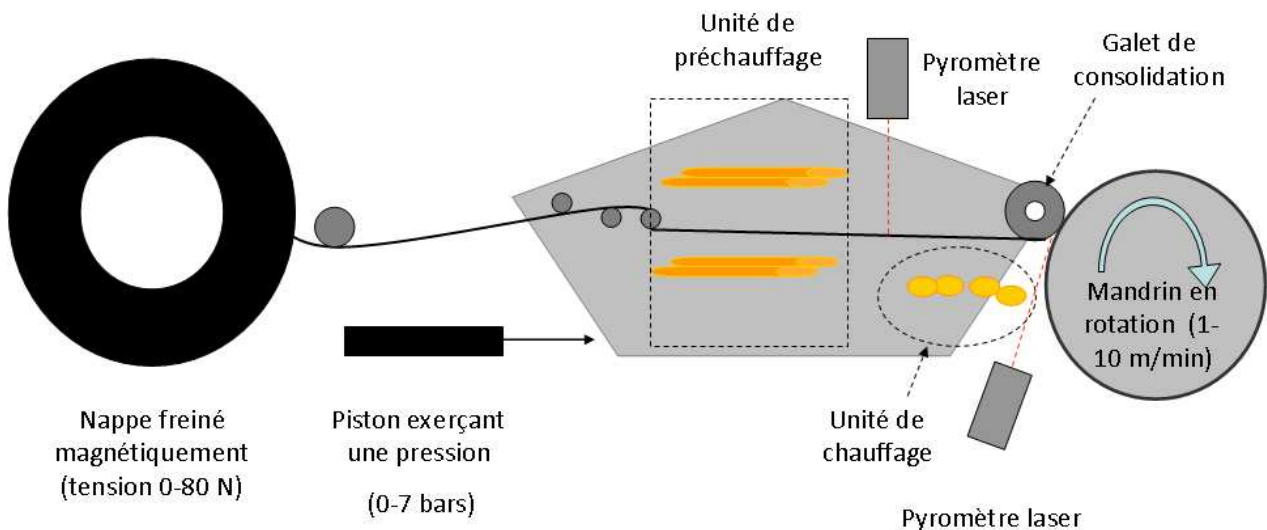


Fig. 12. Procédé de mise en œuvre par enroulement filamentaire

### 4.2 Etude de l'influence des paramètres clefs sur la structure et les propriétés

L'étude de l'influence des paramètres de mise en œuvre est réalisée sur des anneaux fabriqués avec différentes valeurs de pression de consolidation et de tension exercée sur la nappe. Les autres paramètres comme température et vitesse d'enroulement sont fixes. Le contrôle de l'intégrité des structures est réalisé grâce à des mesures de fraction volumique de fibres par pyrolyse et un suivi du taux de porosité ouverte par pesée hydrostatique. Les propriétés en traction des anneaux sont évaluées suivant la norme ASTM D 2290 [13]. Cette méthode est facile à mettre en œuvre, cependant la répartition des contraintes est inhomogène sur le périmètre de l'anneau. Le champ de

contrainte est particulièrement élevée au niveau des entailles. Par conséquent, le module ne peut être déterminé et la contrainte maximale est sous évaluée. Les anneaux testés dans cette étude ne présentent donc pas d'entailles.

La fraction volumique de fibres n'est influencée par aucun des paramètres et reste constante à environ 50 % pour les deux matériaux. La résistance en traction et le taux de porosité ouverte semble cependant être influencés par les variations de pression et de tension.

Ainsi, lorsque la pression de consolidation augmente, le taux de porosité ouverte diminue. La pression favorise le transfert matriciel d'une couche à l'autre. Par ailleurs, étant donné qu'elle n'est pas trop importante, elle ne provoque pas de fluage excessif de la matrice. La pression assure par ailleurs une bonne adhésion entre les couches, favorisant ainsi le transfert de la charge d'une couche à l'autre contribuant à augmenter la résistance en traction (Fig. 13.).

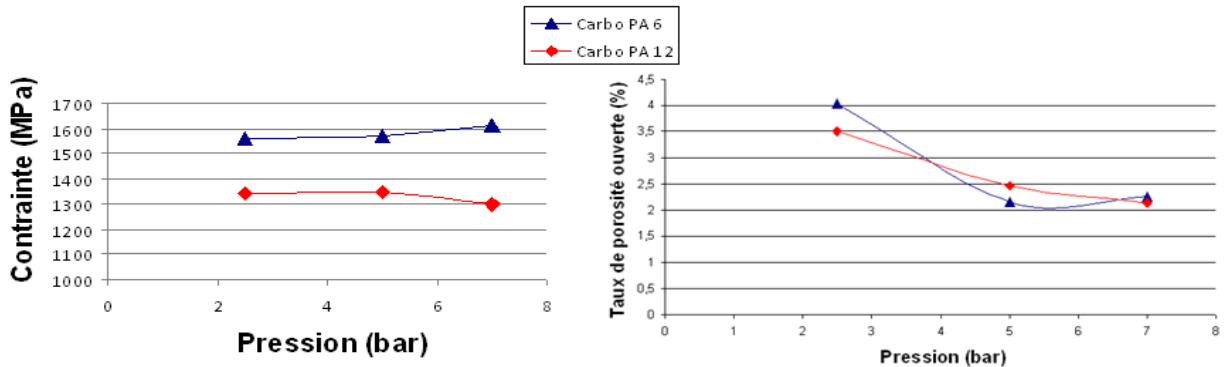


Fig. 13. Influence de la pression de consolidation sur les propriétés mécaniques et le taux de porosité d'anneaux Carbostamp® PA 6 et PA 12

De manière similaire à la pression, lorsque la tension augmente, le taux de porosité diminue. La tension contribue également à la consolidation et agit en synergie avec la pression. Par ailleurs, la tension contribue également à conserver et améliorer l'orientation des renforts, ce qui explique l'augmentation concomitante de la contrainte à rupture.

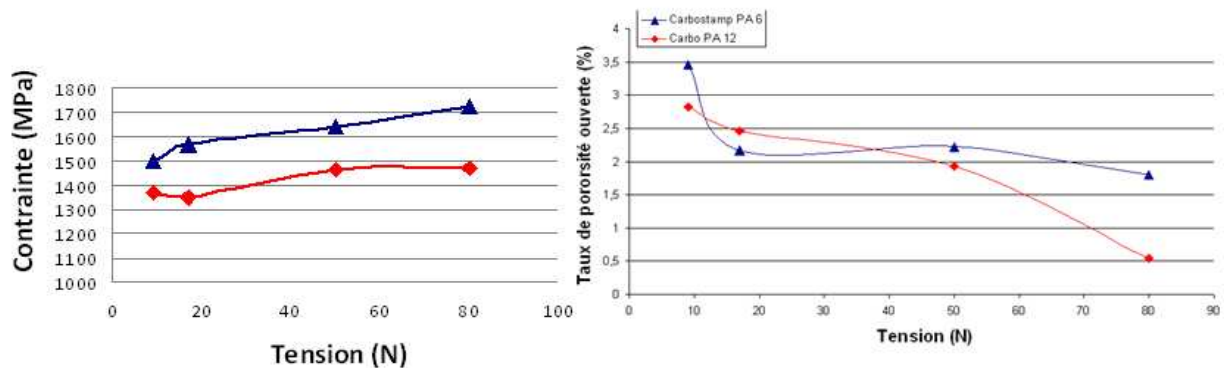


Fig. 14. Influence de la tension exercée sur la nappe sur les propriétés mécaniques et le taux de porosité d'anneaux Carbostamp® PA 6 et PA 12

## 5. Conclusion

Dans le domaine des réservoirs de stockage de l'hydrogène sous haute pression, les recherches actuelles visent à réduire le coût et à améliorer la durabilité. Dans cet objectif, les composites à matrice thermoplastique apparaissent comme de bons candidats en tant que matériau constitutif de la couche structurante.

La détermination des propriétés mécaniques initiales a permis de mettre en évidence les limites d'élasticité et le comportement du matériau suivant les axes de sollicitation. Elle a également mis en évidence la faible résistance de l'interface fibre/matrice pour les deux matériaux.

Une analyse des divers modes d'endommagement a été menée afin de comprendre leur mécanisme, d'en déterminer les cinétiques, les seuils. Le composite à matrice PA 12 présente une résistance à l'endommagement notamment en fatigue en raison du caractère ductile de la matrice.

Enfin, un procédé d'enroulement filamentaire dédié à ces matériaux a été développé et l'influence des paramètres sur la structure et les propriétés de ces matériaux a été étudiée. Cette étude a permis de mettre en évidence la nécessité de travailler avec une pression de consolidation et une tension exercée sur la nappe élevées.

La connaissance des mécanismes d'endommagement sera prise en compte dans l'étape de dimensionnement d'un réservoir, qui sera fabriqué avec la meilleure combinaison des paramètres de mise en œuvre. La finalité de cette étude sera la caractérisation de ces réservoirs « optimisés ».

### Remerciements

Les auteurs tiennent à remercier l'Agence Nationale pour la Recherche Française (ANR) pour le financement des travaux à travers son programme « Plan d'action sur l'Hydrogène et les Piles à Combustible » (Projet HYPE, ANR-07-PANH-006-02).

### Références

- [1] F. NONY, P. MAZABRAUD et al., « Type IV 700 bar-vessel for compressed gaseous hydrogen storage : material research and performance achievements ». *Proceedings of 17<sup>th</sup> World Hydrogen Energy Conference*, Brisbane (Australia), 2008.
- [2] ISO/DIS 15869-2, Gaseous Hydrogen and Hydrogen blends-land Vehicle Fuel Tanks, September 2005
- [3] NF EN 12245, Bouteilles à gaz transportables-bouteilles entièrement bobinées en matériaux composites, mars 2009
- [4] W.J. TOMLIMSON, J.R. HOLLAND, « Advantages of Pultruding Thermoplastics ». *Reinforced Plastics*, Vol. 37, pp. 46-49, 1993.
- [5] P. MCDONNELL, K.P. MC GARVEY, et al., « Processing and mechanical properties evaluation of a commingled carbon-fibre/PA-12 composite », *Composites: Part A*, Vol. 32, pp.925-932, 2001
- [6] NF EN ISO 527-5, Détermination des propriétés en traction, conditions d'essai pour les composites plastiques renforcés de fibres unidirectionnelles, juillet 1997
- [7] M. EVSTATIEV, K. FRIEDRICH, S. FAKIROV, « Crystallinity Effect on Fracture Rings made of Thermoplastic Powder impregnated Carbon or Glass Fiber Composites », *International Journal of Polymeric Material*, Vol. 21, pp. 177-187, 1993
- [8] W. WEIBULL, « A statistical distribution function of wide applicability », *Journal of Applied Mechanics*, Vol. 9, pp. 293-296, 1951
- [9] A.H.M. Buijs, P.J. Nederveen, « A study of consolidation in filament winding with thermoplastic prepreps », *Journal of Thermoplastic Composite Materials*, Vol. 5, pp.276-286, 1992.
- [10] F. Henninger, K. Friedrich, « Thermoplastic filament winding with online impregnation. Part A: process technology and operating efficiency », *Composites: Part A*, Vol. 33, pp.1479-1486, 2002.
- [11] F. Henninger, K. Friedrich, J. Hoffmann, « Thermoplastic filament winding with online impregnation. Part B: Experimental study of processing parameters », *Composites: Part A*, Vol. 33, pp.1677-1688, 2002
- [12] B. Lauke, A. Schöne, K. Friedrich, « High performance thermoplastic composites fabricated by filament winding », *Proceedings of International Conference on Advanced Composites*, Wollongong, Australia, 1993.
- [13] Standard ASTM D 2290, Standard Test Method for Apparent Hoop Tensile Strength of Plastic or Reinforced Plastic Pipe by Split Disk Method, janvier 2004