

25

MICROFLAMBAGE ET RIGIDITÉ DES COMPOSITES À FIBRES LONGUES : THÉORIE ET EXPÉRIENCES

G. FERRON*, C. GARDIN*, J-C. GRANDIDIER*,
M. POTIER-FERRY*

Résumé - Le comportement élastique en compression des stratifiés à fibres longues et l'effet du mode de chargement sur la rupture est étudié avec un montage expérimental original de flexion-compression. Des résultats expérimentaux sur les verre-époxy sont présentés et discutés. Les différentes modélisations de la littérature supposent que la rupture est associée à un mécanisme de microflambage de fibres. Pour s'assurer de la validité d'un tel modèle, un empilement bidimensionnel périodique de couches molles et raides est analysé par une méthode asymptotique. Les résultats sont comparés avec ceux de la littérature et avec les observations physiques.

mots clés : compression, microflambage, expériences, développement asymptotique

INTRODUCTION

Les performances mécaniques des matériaux composites à fibres longues et des structures se sont améliorées d'une façon significative au cours de ces dernières années. Ces améliorations sont le résultat d'une meilleure compréhension de leur comportement, d'une augmentation des propriétés mécaniques des produits de base et d'une amélioration des procédés de fabrication. Par exemple, la rigidité des premières fibres de carbone qui sont apparues sur le marché était de 150GPa, et à l'heure actuelle certaines atteignent 500GPa. Leur résistance a aussi augmenté dans la même proportion. En revanche, si les conséquences sur le comportement global du stratifié sont manifestes en traction, ceci n'est pas aussi vrai en compression.

* L.P.M.M. - U.R.A. C.N.R.S. 1215
Institut Supérieur de Génie Mécanique et Productique
Ile du Saulcy, F-57045 Metz Cedex 01

APPROCHE EXPERIMENTALE

LES ESSAIS DE COMPRESSION PURE ET DE FLEXION PURE

Deux tests principaux sont couramment utilisés pour estimer le comportement en compression des composites : les tests de compression pure et de flexion. Malgré les difficultés posées par le test en compression pure, il semble bien établi que la rigidité et la résistance des composites à fibres longues dans le sens des fibres est plus faible en compression qu'en traction. Par exemple, Stevanovic et Nesic (Stevanovic, 1987) ont utilisé un test Celanese (ASTM D3410) et ils ont mesuré une contrainte à rupture de 1225MPa sur des unidirectionnels en carbone époxy. Cette valeur est à comparer avec celle obtenue en tension: 1562MPa. Ils ont aussi observé une décroissance de la rigidité durant le chargement de compression puisque le module d'Young en compression atteint 112 GPa pour 0,3% de déformation alors qu'en traction le module est de l'ordre de 139GPa. Vittecoq (Allix, 1988 ; Vittecoq, 1991) a conçu un système expérimental de flexion quatre points sophistiqué et il a confirmé les résultats de Stevanovic. L'évolution du moment de flexion en fonction des déformations de compression et de traction montre que le comportement en traction est linéaire et que celui en compression est non linéaire dans la direction des fibres. La moindre rigidité en compression apparaît dès le début du chargement et atteint 20% du module de traction en fin de chargement. Ce comportement est macroscopiquement élastique et la réponse non linéaire en compression dépend de la séquence d'empilement et du type de fibre utilisé (Différents stratifiés T300/914, IM6/914). Les contraintes à rupture mesurées par ces tests de flexion pure sont plus élevées que celles obtenues en compression pure. En résumé, il apparaît que la rigidité et la résistance sont plus faibles en compression qu'en traction dans le direction des fibres, et la différence dépend de la séquence d'empilement des fibres utilisées et du type de chargement.

LES ESSAIS DE FLEXION-COMPRESSION

Suite à ces résultats, nous avons conçu un montage expérimental qui permet de combiner flexion et compression. L'objectif est d'étudier l'influence du chargement et de l'empilement sur les caractéristiques mécaniques. Le cahier des charges du montage est :

- le chargement de flexion-compression doit être obtenu à partir d'une machine de traction universelle ;
- le montage doit permettre d'obtenir les différents rapports entre le moment fléchissant et l'effort normal (noté M/N) avec un minimum de

manutention ; les mors qui transmettent les efforts doivent être identiques pour les différentes configurations ainsi que la géométrie de l'éprouvette ;

- pour une configuration donnée, le rapport M/N au centre de l'éprouvette doit évoluer le moins possible durant le test.

Les différentes solutions sont représentées sur les figures 1, 2 et 3. Ce système est constitué de deux consoles, quatre barres et deux mors qui transmettent la sollicitation de flexion-compression. Les positions des axes conditionnent le rapport entre le moment fléchissant et l'effort normal au centre de l'éprouvette. Sur la figure 1, l'éprouvette est sollicitée en flexion "presque pure" ($M/N = -18\text{mm}$), sur les deux autres figures, on remarque le croisement des deux biellettes du bas, ce qui donne un rapport égal à -1 mm (figure 3) et $-0,5\text{ mm}$ (figure 2). Sur ces trois figures, les champs de déformation sont représentés pour une épaisseur de 3 mm dans le cas d'un matériau linéaire élastique.

LES RÉSULTATS DES ESSAIS

Une première série de tests sur des verre-époxy ont été menés avec le montage de flexion-compression. Les empilements utilisés sont des unidirectionnels et des stratifiés $[90/0/90/0/90]_s$ et $[0/90/0/90/0]_s$. Les résultats de flexion ($M/N = -18\text{mm}$) sont assez surprenants puisque les déformations sur les faces supérieures et inférieures sont identiques pour les trois stratifiés. Par conséquent, il semblerait que ces composites possèdent le même comportement en compression et en traction. De plus, une série de charges et de décharges a été effectuée sur l'unidirectionnel et il s'avère que le comportement est macroscopiquement élastique jusqu'à des déformations de 2% . En conclusion, il est donc raisonnable de suggérer que le comportement non linéaire en compression des carbone-époxy provient du comportement intrinsèque de la fibre de carbone. En ce qui concerne la rupture, différents modes dépendant de l'empilement et du rapport M/N ont été observés :

- le microflambage externe est apparu sur la face en compression des éprouvettes unidirectionnelles et des stratifiés $[0/90/0/90/0]_s$. Ces décohésions sont réparties uniformément et se propagent d'une façon stable. La longueur d'onde observée est de l'ordre de la demi-épaisseur de l'éprouvette. Pour l'unidirectionnel, ce phénomène réside à la surface. En revanche, pour le stratifié, tout le pli supérieur à 0° est détruit progressivement. Comme le niveau de déformation d'apparition du microflambage est aléatoire, le phénomène doit être dû à des défauts superficiels de fabrication ;

- le délaminage est le principal mode de rupture observé lorsqu'un chargement de flexion-compression est appliqué. Le nombre de délaminages augmente et la déformation à rupture décroît quand le

rapport M/N diminue, c'est-à-dire lorsque la compression prédomine (figure 4).

MODÉLISATION

MODELES DE MICROFLAMBAGE

La moindre résistance en compression est souvent associée à un processus d'instabilité: le microflambage à l'échelle des fibres. Le premier modèle a été développé par Rosen (Rosen, 1964). Le composite est schématisé par une superposition de couches souples et raides qui représentent la fibre et la matrice. Deux modes peuvent apparaître : un en phase et l'autre en opposition de phase. La matrice est sollicitée en cisaillement dans le premier cas et en traction-compression dans l'autre cas. La contrainte critique est déterminée en modélisant le couple fibre-matrice par une poutre sur fondation. Pour des fractions volumiques supérieures à 0,25, c'est le mode en phase qui est actif et la charge critique est égale à :

$$\sigma_c = \frac{GM}{(1-f)}$$

où GM est le module de cisaillement de la matrice et f la fraction volumique. En première approximation, cette contrainte critique est égale au module de cisaillement global dans le plan des fibres, ce qui conduit à une contrainte critique nettement supérieure à la charge à rupture observée expérimentalement. D'autres modèles ont été proposés dans la littérature pour améliorer les travaux initiaux de Rosen (quelques références sont citées dans Grandidier, 1991). Cependant, ils ne permettent pas de rendre compte de l'effet du rapport M/N et de la séquence d'empilement, et ils ne donnent aucune information sur la longueur d'onde du phénomène de microflambage. Ces modèles ne permettent pas de conclure définitivement si la rupture des composites est due à l'apparition du microflambage.

MODELISATION BIDIMENSIONNELLE

L'objectif de cette étude est de rediscuter qualitativement ces modèles. A cet effet, nous présentons un modèle bidimensionnel (figure 5), où le composite est représenté par un empilement périodique d'un matériau raide (fibre) et d'un matériau mou (matrice). Nous réalisons une étude asymptotique basée sur la méthode des échelles multiples, en tenant compte du petit paramètre constitué par le rapport des rigidités de la matrice et de la fibre. Tous les calculs sont présentés dans Gardin et Potier-Ferry 1992.

Position du problème

Les équations d'équilibre linéarisées autour d'un état peu déformé et en compression simple s'écrivent :

$$\frac{\partial S_{\alpha\beta}}{\partial x_\beta} - \Sigma \frac{\partial^2 u_\alpha}{\partial x_1^2} = 0$$

où \mathbf{S} désigne le deuxième tenseur des contraintes de Piola-Kirchhoff, \mathbf{u} le déplacement, et Σ la contrainte de compression appliquée dans la direction des fibres. Aux équations d'équilibre, nous associons une loi de comportement élastique et orthotrope en contraintes planes, et des conditions de continuité du déplacement et du vecteur contrainte normal aux interfaces fibre-matrice.

Méthode des échelles multiples

On désigne par h le petit paramètre caractéristique du rapport entre l'échelle microscopique (fibre-matrice) et l'échelle macroscopique ou méso (le pli du stratifié). La variable microscopique est définie par $y_2 = x_2/\eta$. La comparaison avec un modèle établi récemment (Grandidier, 1990) suggère que la rigidité de la matrice rapportée à celle de la fibre doit être choisie d'ordre η^2 . Le déplacement et le tenseur des contraintes sont recherchés sous la forme de développements suivant les puissances de h en tenant compte des différentes hypothèses précédemment établies. Nous nous limiterons au cas où tous les champs sont de période 1 par rapport à la variable microscopique y_2 . Après avoir reporté ces développements dans les équations d'équilibre, il suffit d'identifier les puissances croissantes de h . Le résultat principal est que le déplacement dans la fibre est du type Love-Kirchhoff (cinématique de poutre). De plus, si on désigne par $v(x)$ la première approximation du déplacement transversal du milieu de la fibre, l'équation de flambage se présente sous la forme suivante :

$$-\frac{E^F f^3}{12} \frac{\partial^4 v(x)}{\partial x_1^4} + \frac{1}{\eta^2} \left(\frac{G^M}{1-f} - f \Sigma^F \right) \frac{\partial^2 v(x)}{\partial x_1^2} + \frac{1}{\eta^2} \frac{e^M}{1-f} \frac{\partial^2 v(x)}{\partial x_2^2} = 0$$

où e^M est fonction des modules d'Young de la matrice dans les deux directions et du coefficient de Poisson de la matrice. E^F est le module de la fibre. Le premier et le deuxième terme de cette équation sont identiques à ceux obtenus par Rosen. Le troisième terme de dérivée transverse avait déjà été trouvé par Grandidier et Potier-Ferry (Grandidier, 1992). Il met clairement en évidence la dépendance du microflambage en fonction de l'arrangement des fibres et du chargement. En résolvant cette équation, il est possible de calculer la longueur d'onde du phénomène et la charge critique :

$$\Sigma_c^F = \frac{G^M}{f(1-f)} + \frac{\Pi}{\sqrt{3}} \sqrt{\frac{f}{1-f}} \frac{\eta}{H} \sqrt{E^F e^M}$$

où H est un paramètre qui dépend des conditions aux limites du pli, c'est-à-dire de la position du pli dans le stratifié et il a été mis en évidence par Grandidier et Potier-Ferry (Grandidier,1992).

CONCLUSION

Une approche plus réaliste du microflambage de fibre dans les stratifiés sous compression a été proposée dans ce travail et une investigation expérimentale de flexion-compression utilisant un montage original a été présentée. Les principaux résultats sont les suivants :

- le comportement des stratifiés en verre-époxy est linéaire dans la direction des fibres sous chargement de compression ;
- un microflambage superficiel des fibres sur la face en compression a été observé sous des sollicitations de flexion. Le délaminage est le mode principal de rupture (avec le montage utilisé) sous des sollicitations à forte proportion de compression. Le nombre des délaminages augmente et la déformation décroît lorsque le rapport M/N diminue, c'est à dire lorsque la compression prédomine ;
- l'étude asymptotique apporte une nouvelle validation du modèle de Rosen. Elle confirme que la prise en compte de la déformation transverse de la matrice permet de déterminer la longueur d'onde d'instabilité en fonction de la répartition du matériau dans l'épaisseur. La contrainte critique obtenue reste de l'ordre du module de cisaillement global du composite, ce qui est beaucoup trop grand en vue d'une bonne modélisation de la rupture.

GARDIN C. & POTIER-FERRY M.,1992, Microflambage des Fibres dans un Matériau Composite à Fibres Longues : Analyse Asymptotique 2-D, Compte Rendu de l'Académie des Sciences, Paris, à paraître.

GRANDIDIER J.C. & POTIER-FERRY M., 1992, Microbuckling and Strength in Long Fiber Composites : Theory and Experiments, Int. J. of Solids and Structures, Vol. 29, N°14/15,pp.1753-1761.

ROSEN B.W., 1964, Mechanics of Composite Strengthening, Fiber Composite Materials, American Society for Metals.

STEVANOVIC M. & NESIC O., 1987, Caractéristiques en Compression et Défaillance due à la Compression des Composites Carbone/Epoxyde, Annales des composites, 1987/2, pp. 123-139.

VITTECOQ E., 1991, Sur le Comportement en Compression des Composites Stratifiés Carbone-Epoxy, Thèse de l'Université Pierre et Marie Curie.

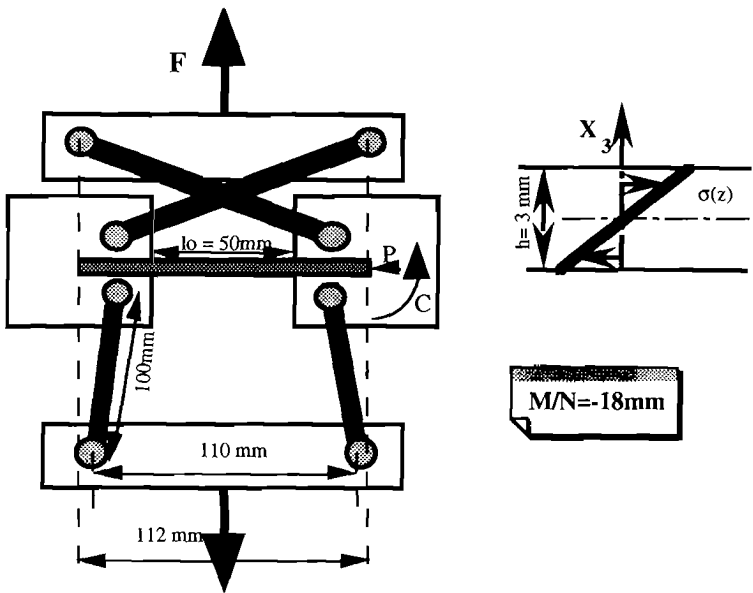


Figure 1 - Dimensions du système et distribution des contraintes dans l'épaisseur avec un rapport $M/N = -18\text{mm}$
Dimensions of the device and stress distribution through the thickness for the configuration leading to $M/N = -18\text{mm}$.

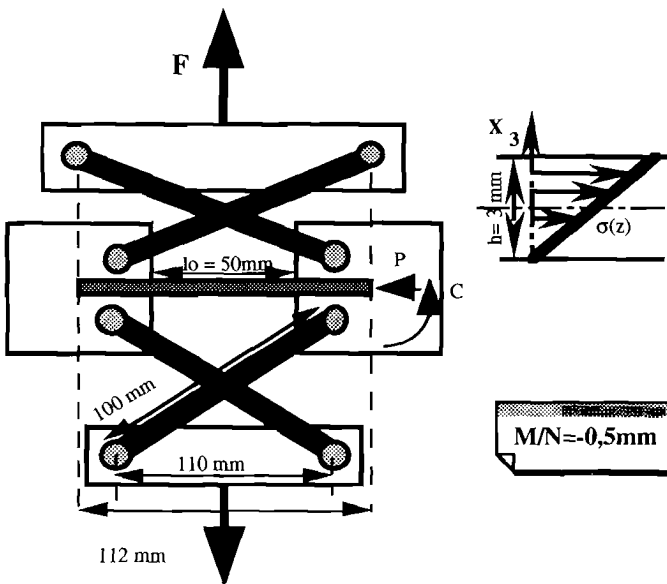


Figure 2 - Dimensions du système et distribution des contraintes dans l'épaisseur avec un rapport $M/N = -0,5\text{mm}$
Dimensions of the device and stress distribution through the thickness for the configuration leading to $M/N = -0,5\text{mm}$.

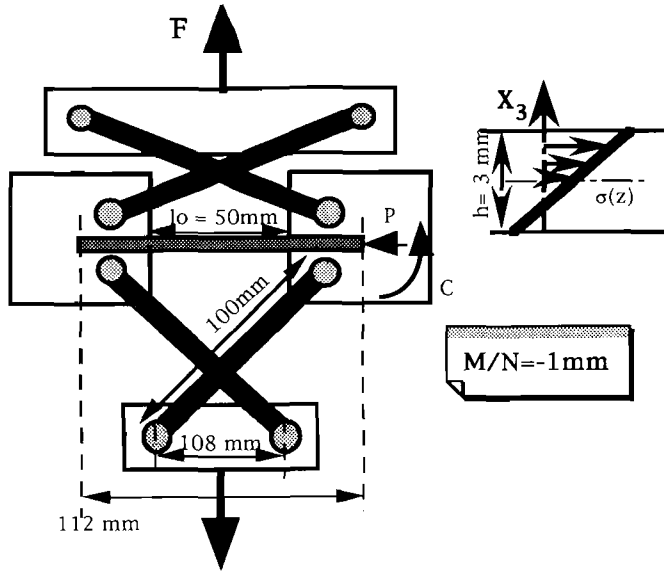


Figure 3 - Dimensions du système et distribution des contraintes dans l'épaisseur avec un rapport $M/N=-1$ mm
 Dimensions of the device and stress distribution through the thickness for the configuration loading to $M/N=-1$ mm.

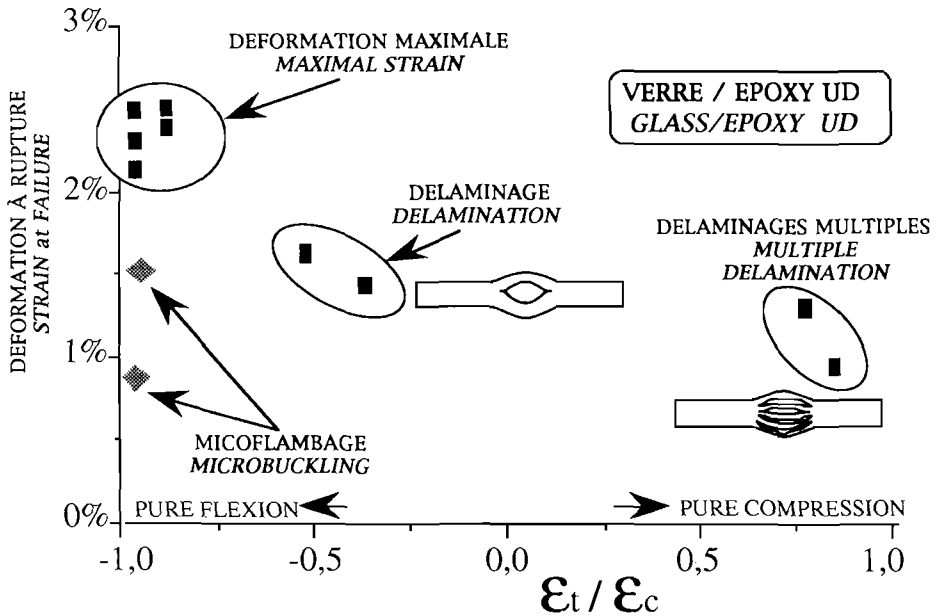


Figure 4 - Déformation à rupture et modes de rupture en fonction du rapport entre la déformation en tension et en compression
 Failure strains and modes of failure as a function of the ratio of tensile strain to compressive strain.

Méthode des échelles multiples
Multi-scale method

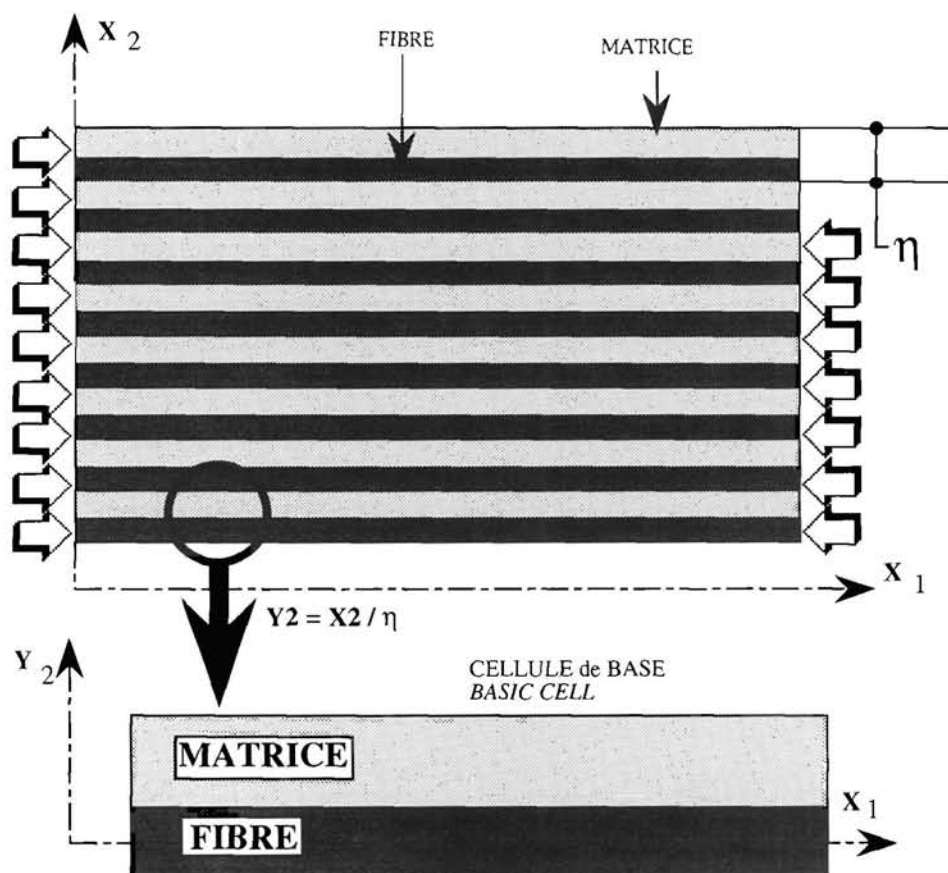


Figure 5 - Modélisation bidimensionnelle du composite
Bidimensional modelisation of composite