HAL open science

Critère de rupture en compression dans le sens des fibres du pli unidirectionnel intégrant l'effet de structure = Compressive failure criterion in fibre direction with structural effects

Jean-Claude Grandidier, Pascal Casari

To cite this version:

Jean-Claude Grandidier, Pascal Casari. Critère de rupture en compression dans le sens des fibres du pli unidirectionnel intégrant l'effet de structure = Compressive failure criterion in fibre direction with structural effects. JNC 16, Jun 2009, Toulouse, France. 10 p. hal-00391470

HAL Id: hal-00391470

https://hal.science/hal-00391470

Submitted on 11 Jun 2009

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.

Manuscrit auteur, publié dans "JNC 16, Toulouse : France (2009)"

Critère de rupture en compression dans le sens des fibres du pli unidirectionnel intégrant l'effet de structure

Compressive failure criterion in fibre direction with structural effects

J.C. Grandidier [1], P. Casari [2]

1 : Laboratoire de Mécanique et Physique des Matériaux (LMPM)
Ecole Nationale Supérieure de Mécanique et Aérotechnique (ENSMA)
1, Avenue Clément Ader, F - 86961 CHASSENEUIL - FUTUROSCOPE
e-mail : grandidier@lmpm.ensma.fr

2 : Institut de Recherche en Génie Civil et Mécanique (GeM)
58, rue Michel Ange BP 420, F-44606 SAINT NAZAIRE CEDEX
e-mail : pascal.casari@univ-nantes.fr

Résumé

La ruine en compression est due à l'apparition d'une instabilité de type microflambage qui génère une bande de cisaillement et conduit à la rupture brutale des fibres sous la forme d'une bande de pliage. Le mécanisme de rupture est bien connu et il a été décrit avec plus ou moins de pertinence dans la littérature. Des travaux ont aussi montré que l'instabilité locale de microflambage est dépendante de grandeurs à l'échelle mésoscopique : épaisseur du pli, séquence d'empilement et il en résulte que la rupture finale dans le sens des fibres n'est plus une grandeur intrinsèque du matériau. Dans cet article, nous avons intégré cet effet de structure dans les critères phénoménologiques de rupture d'une manière plus simple, en proposant une expression analytique de la contrainte à rupture des plis unidirectionnels sollicités dans le sens des fibres, qui intègre l'échelle mésoscopique.

Abstract

Compressive strength of unidirectional plies in a stacking sequence is due to mucrobuckling which leads to a kink band and to a brittle failure. This failure mechanism has been widely explained in literature. Some references showed also that the local microbuckling instability depends on parameters which belong to the scale of the elementary ply like thickness and stacking sequence. Then the compressive strength is no more an intrinsic material property. In this paper, the so-called structure effect is included by means of an analytical formula describing the compressive failure strength of unidirectional composite in the direction of the fibres expressed at the scale of the elementary ply.

Mots Clés : compression, effet de structure, microflambage, critères de rupture
Keywords : compression, structural effect, microbuckling, failure criterion

1. Introduction

Les outils de prédiction de la résistance des structures composites à fibres longues sont aujourd'hui assez efficaces et sont utilisées avec succès par les ingénieurs dans de nombreux secteurs de l'industrie. Des modèles d'endommagement pertinents permettent une prédiction assez fidèle de l'évolution des dommages tout au long de la vie de la structure. Toutefois dans le cadre des étapes de pré dimensionnement rapides des structures, des critères phénoménologiques simples sont aussi utilisés et ils s'avèrent assez efficaces dans la majeure partie des cas. Ils pourraient être encore améliorés en s'appuyant sur les modèles d'endommagement qui relie la rupture à l'obtention d'un niveau critique de l'endommagement. Toutefois dans certains cas bien précis les mécanismes qui conduisent à la rupture ne sont pas dus à l'initiation et la propagation d'endommagement, comme par exemple la rupture des plis unidirectionnels à fibres longues soumis à un chargement de compression dans le sens des fibres. La ruine est due à l'apparition d'une instabilité de type microflambage qui génère une bande cisaillement et conduit à la rupture brutale des fibres sous la forme d'une bande de pliage. Le mécanisme de rupture est bien connu et il a été décrit avec plus ou moins de pertinence dans la littérature. Il y a deux raisons qui justifient que cette problématique ait fait l'objet de nombreux papiers aussi bien théoriques qu'expérimentaux. Tout d'abord d'un point de vue expérimental, il est très difficile de caractériser en compression cette famille de

hal-00391470, version 1 - 4 Jun 2009

matériau qui se présente généralement sous la forme de structures minces. La génération d'un champ de contrainte de compression pure est très difficile à générer (voir impossible) [1], et en plus les niveaux de chargement sont nécessairement limités pour éviter le flambage. Cette difficulté de mise en œuvre expérimentale engendre donc de fortes fluctuations des caractéristiques en compression comme la montré le programme européen Garteur dans les années 80 [2].

L'autre point sensible vient du mécanisme lui-même, puisque l'instabilité locale de microflambage est dépendante de grandeurs à l'échelle mésoscopique : épaisseur du pli, séquence d'empilement. La rupture faisant suite à l'apparition de ce microflambage, dépend de la structure du matériau stratifié. Dans la littérature plusieurs auteurs se sont intéressés spécifiquement à cet effet aussi bien du point de vue expérimental que théorique. Pour décrire en détail le mécanisme de microflambage, des modèles numériques spécifiques ont été construits. Ils intègrent cet effet de structure ainsi que des effets matériaux (plasticité de la matrice, défaut d'ondulation initiaux). La confrontation des prédictions avec les résultats expérimentaux ont validés ce mécanisme et ont permis de quantifier l'importance de chaque paramètre.

Cependant vis-à-vis de l'ingénieur il est stratégique d'intégrer cet effet de structure dans les critères phénoménologiques de rupture. Pour atteindre cet objectif on ne peut décemment pas utiliser les outils numériques proposés dans la littérature, il est essentiel de proposer une expression analytique simple de la contrainte à rupture des plis unidirectionnels sollicités dans le sens des fibres : c'est l'objectif de ce papier. L'idée pour construire cette expression est de se baser sur les modèles locaux de microflambage, et de les compléter en ajoutant astucieusement l'effet de structure en s'appuyant sur les résultats de l'étude paramétrique de [3-4].

Dans la première partie le modèle local de rupture en compression est présenté et ses forces et ses limitations seront soulignées, Ensuite les modèles avec effet de structure seront abordés en faisant ressortir les paramètres principaux de la structure du stratifié influençant l'instabilité. C'est sur la base de cette analyse que le modèle simple sera établi dans la partie II. Pour évaluer la pertinence de ce modèle des expérimentations sur des structures composites (éprouvettes stratifiées en flexion) ont été mises en œuvre et elles sont détaillées dans le chapitre III. Les mesures expérimentales sont confrontées aux prédictions du modèle dans le chapitre IV.

2. Modèles locaux et modèles avec effets de structure

Les premiers modèles d'instabilité locale sont apparus dés les années 60. Rosen [5] a proposé une estimation de la contrainte élastique d'instabilité égale au module de cisaillement du pli. L'hypothèse de flambage élastique pour expliquer la rupture a rapidement été remise en cause. Le rôle de la plasticité de la résine s'est avéré être un paramètre influant et moteur dans le caractère catastrophique du mécanisme d'instabilité. De plus comme tout phénomène d'instabilité, il est sensible aux défauts géométriques, et dans la cas de la compression dans le sens des fibres, ce sont les défauts d'alignement qui jouent un rôle majeur. La variabilité inhérente au matériau composite à fibres longues a donc été prise en compte dans les modèles. Le mécanisme local de rupture admis par la communauté scientifique est constitué d'une succession d'événements : sous une charge de compression les fibres légèrement désalignées flambent, la matrice qui assure la cohésion de l'ensemble se plastifie, ce qui favorise l'amplification de l'instabilité, les fibres rompent successivement en créant une bande de pliage (kink- band) [6-7]. Les paramètres qui influencent ce mécanisme sont la non-linéarité physique de la matrice et la présence d'imperfections initiales de rectitude des fibres. Les modèles les plus efficaces de la littérature prennent très bien en compte ces effets.. Par exemple Budiansky and Fleck [8] sur la base d'un modèle de bande de pliage, les auteurs ont construits une expression simple de la contrainte à rupture en compression qui correspond à l'augmentation de la rotation dans la bande de pliage :

$$\sigma_c = \frac{G}{1+n\left(\frac{3}{7}\right)^{\frac{1}{n}}\left(\frac{\phi_0/\gamma_y^c}{n-1}\right)^{\frac{n-1}{n}}} \qquad \text{(eq. 1)}$$

où G est le module élastique de cisaillement du composite et ϕ_0 est l'angle initial d'inclination de la bande de pliage. Dans ce travail la non-linéarité du comportement de la matrice est modélisée par une loi type Ramberg-Osgood's où le coefficient d'écrouissage est noté n et le seuil en déformation de cisaillement est noté γ^c_y.

$$\gamma = \frac{\tau}{G}\left(1 + \frac{3}{7}\left(\frac{\tau}{G\,\gamma_y^c}\right)^{n-1}\right) \qquad \text{(eq.2)}$$

hal-00391470, version 1 - 4 Jun 2009

Ces auteurs ont comparé des prédictions établies par l'expression (eq. 1) avec des mesures expérimentales de résistances obtenues avec divers plusieurs tests de compression pure. Il apparaît que les amplitudes de l'imperfection initiale d'ondulation des fibres et les caractéristiques mécaniques de la matrice qui conduisent à une bonne corrélation avec les mesures expérimentales sont tout à fait réaliste.

Toutefois les prédictions de ce modèle ne résistent pas à la confrontation avec les mesures de résistances en compression sous sollicitation de flexion pure par exemple. Plusieurs auteurs ont expliqué cet échec par le fait que la phase d'initiation de l'instabilité est influencée par l'épaisseur du pli, la séquence d'empilement et le gradient des déformations dans le pli unidirectionnel. A l'aide de la technique de changement d'échelle, Gardin et al.,[9] ont établi dans un cadre élastique l'expression de la contrainte critique de microflambage en fonction de l'épaisseur du pli notée **e** :

$$\sigma_{crit}^{fiber} = \frac{G_M}{f\,(1 - f)} + \sqrt{\frac{E_M\,E_F}{(1 - \nu_M^2)}\,f\,(1 - f)}\,(2\,r_{gf})\,\frac{\pi}{\mathbf{e}} \qquad \text{(eq. 3)}$$

où G_M est le module de cisaillement de la matrice, E_M E_F sont les modules d'Young de la matrice et de la fibre respectivement, ν_M le coefficient de Poisson de la matrice, r_{gf} le rayon de giration de la fibre (fibre gyration) et f est la fraction volumique de fibre. On retrouve le premier terme proposé par Rosen [5] qui correspond à la contrainte d'apparition d'un microflambage élastique dans un composite épais (e très grand). Cette expression ne peut être utilisée comme telle car on sait que l'instabilité est due à la plasticité. Drapier et al.[3-4] ont démontré cet effet de structure en construisant un outil numérique spécifique capable d'appréhender l'instabilité et le développement de la plasticité à l'échelle du pli unidirectionnel. En réalisant une étude paramétrique, ces auteurs ont quantifié l'influence du défaut vis-à-vis de celle générée par l'effet de la structure (épaisseur – séquence d'empilement). Sur la Fig. 1 sont tracés des déformations à rupture prédites par leur modèle numérique en fonction de l'épaisseur du pli unidirectionnel et du type de chargement (compression pure et flexion pure). Il est clair qu'en compression pure l'épaisseur du pli a peu d'effet, et cet effet est négligeable comparativement à l'influence du défaut d'orientation initial. En revanche sous sollicitation de flexion pure l'épaisseur joue un rôle important pour des plis inférieurs à 5mm Pour des plis très fins l'effet du défaut initial s'amenuise en comparaison de l'effet d'épaisseur.

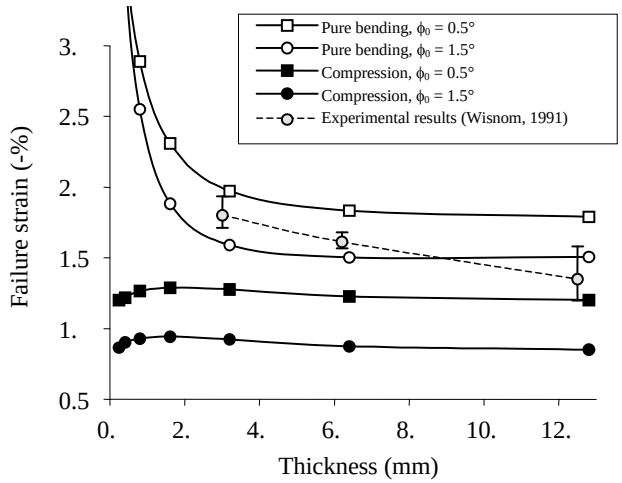


Fig. 1 : Déformation à la rupture en fonction de l'épaisseur de l'UD. [4]

Ce modèle a été confronté avec succès aux expériences de [10] comme le montre la Fig. 2 où sont représentées les prédictions des déformations à rupture avec les mesures expérimentales réalisés sur des éprouvettes sollicités sous différents gradients de déformations.

L'outil numérique de [4] a permis de mettre en évidence l'effet de la séquence d'empilement. Du point de vue théorique, différents auteurs [11-13] ont investi l'instabilité à l'échelle du pli unidirectionnel et ils ont montré l'importance des conditions aux limites imposées au pli. Ces conditions aux limites sont étroitement liées à l'orientation des plis voisins au pli unidirectionnel assujetti à l'instabilité. L'amplitude de microflambage est recherchée comme une fonction de la position de la fibre dans l'épaisseur et des conditions aux limites prescrites sur les deux faces du pli dans lequel l'instabilité prend place. Ces modèles structuraux établissent clairement le rôle majeur de la longueur caractéristique transverse sur la flexion de la fibre. Dans la plupart de ces travaux, l'évolution de la solution dans l'épaisseur de la section, qui dépend des données de la structure, est donnée à priori. Les auteurs Drapier et al. [3-4] discrétisent l'épaisseur du stratifié, ils ont pu appréhender numériquement l'interaction entre les plis et établir la dépendance de la rupture locale en compression avec la séquence d'empilement comme le montre la Fig. 3.

hal-00391470, version 1 - 4 Jun 2009

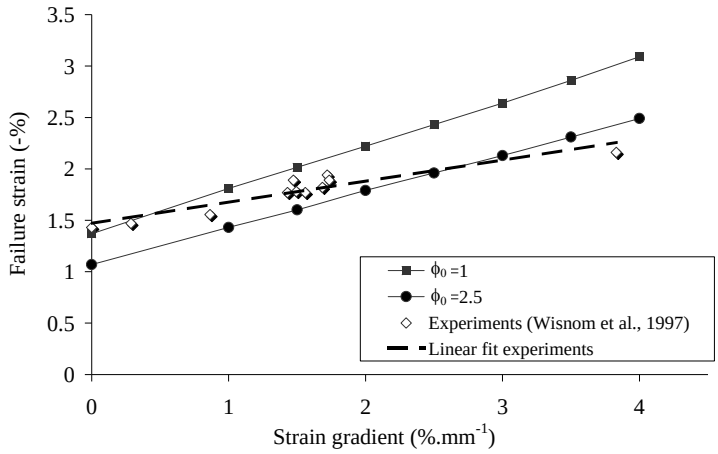


Fig. 2 : Déformations à rupture en fonction du gradient de chargement dans le pli, les résultats expérimentaux sont extraits de [10] et les prédictions numériques du modèle [3-4].

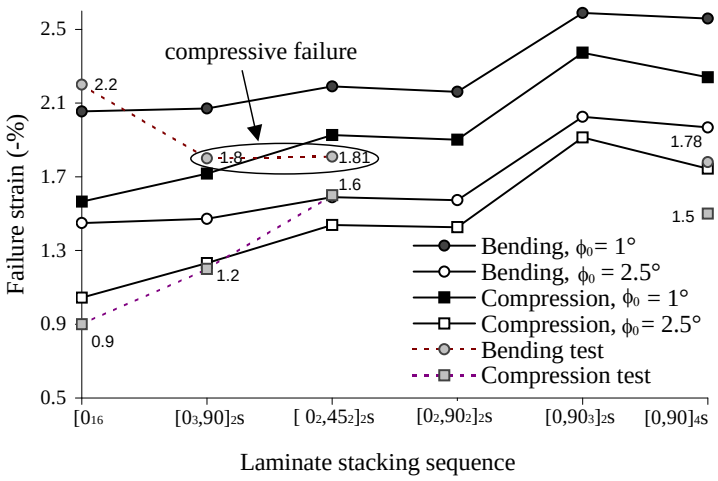


Fig. 3 : Déformations à la rupture (de l'UD dans le sens des fibres) théorique et expérimentale en fonction de la séquence d'empilement [4].

C'est sur la base de ces travaux de la littérature que le critère simple de rupture en compression des plis unidirectionnels à fibres longues avec effets de structure est construit dans le chapitre suivant.

3. Proposition d'un critère simple applicable en conception des structures

Le mécanisme de rupture est la formation d'une bande de pliage. Comme cela a été souligné ci-dessus le modèle de [8] permet d'appréhender l'influence de la plasticité de la matrice ainsi que l'effet de défauts initiaux de désalignement. Sur ce dernier point il est important de remarquer que ce critère local utilise la mesure de l'angle entre l'orientation longitudinale de la fibre et la direction de chargement. En conséquence ce critère est applicable aussi bien à un pli légèrement désorienté de fibres parfaitement rectilignes qu'à un pli contenant des fibres ondulées [15]. Comme cela a été dit précédemment ce modèle n'est pas capable de rendre compte de l'effet de structure. D'un point de vue plus positif, ce modèle efficace est adapté à la prédiction de la rupture de la compression pure d'un pli unidirectionnel épais. Dans ce cadre restrictif le modèle numérique de [4] conduit à des prédictions similaires à celles que l'on peut obtenir en appliquant le critère (eq.1).

Sur la Fig. 1 on peut constater que la déformation à rupture sous sollicitation de compression est faiblement dépendante de l'épaisseur de pli. Pour les très faibles épaisseurs on observe une légère chute due à des effets de bord. Dans tous les cas cette variation est négligeable comparée à l'influence du défaut. En focalisant notre attention sur les très fortes épaisseurs on peut constater que sous un chargement de flexion une éprouvette épaisse possède une déformation à rupture supérieure à celle prédite en compression pure. C'est écart est tout simplement dû à la répartition de chargement qui influence la répartition du mode dans l'épaisseur, cet effet du gradient de chargement est un des paramètres centraux de l'effet de structure.

hal-00391470, version 1 - 4 Jun 2009

Le second paramètre peut être appréhendé en observant sur la Fig. 1 l'évolution de la déformation à rupture pour les faibles épaisseurs. Il est clair que plus le pli diminue en épaisseur plus l'instabilité est difficile à développer du fait de la présence de zone soumises à de la traction qui jouent un rôle stabilisant prés de la fibre neutre. On a un effet inverse en compression pure pour les petites épaisseurs car dans l'étude [3], les auteurs ont envisagé une éprouvette unidirectionnelle, et la présence des bords libres sur les faces supérieures et inférieures devient prépondérante sur l'instabilité avec l'apparition d'une couche limite dans le mode près des bords libres.

En revanche dans [4], les auteurs ont considéré un pli unidirectionnel qui microflambe au coeur d'un stratifié, ils ont retrouvé un effet de l'épaisseur similaire à celui obtenu en flexion présenté sur la Fig. 1. Cet effet de l'épaisseur ne peut s'exprimer que dans des plis unidirectionnels possédant des plis voisins de différentes orientations. La séquence d'empilement fixe alors la répartition modale à travers une grandeur caractéristique qui est l'épaisseur du pli. La Fig. 3 illustre ce propos, différentes déformations de compression conduisant à l'instabilité sont obtenues pour différentes configurations d'empilement où épaisseur et orientation des voisins changent. Un degré de sophistication dans l'explication de l'effet de la séquence d'empilement peut être apporté : le mode qui se développe dans un pli unidirectionnel va dépendre de la rigidité des deux plis voisins qui l'entourent et par conséquent de leur orientation par rapport au pli unidirectionnel assujetti au microflambage.

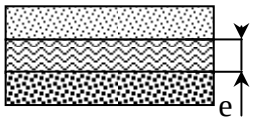
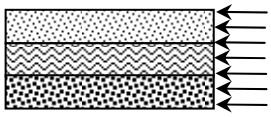
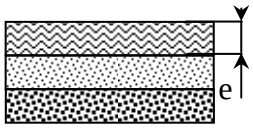
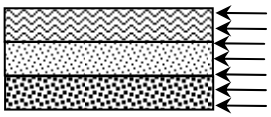
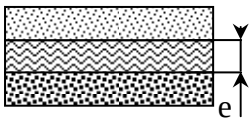
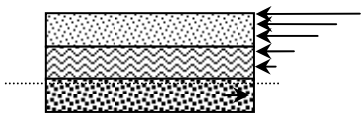
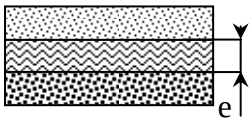
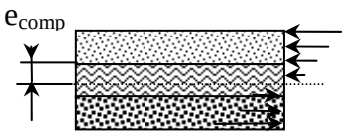
Comme cela a été souligné plus haut, du point de vue théorique cet effet de l'épaisseur du pli a été clairement établi (eq. 3). Pour construire notre modèle nous allons nous appuyer sur ce résultat théorique et les constatations expérimentales. Dans l'expression (eq. 3) l'effet de structure s'ajoute à la contrainte nécessaire à faire microflamber un pli très épais. L'effet des plis voisins contraint le mode et demande l'apport d'une contrainte supplémentaire pour générer l'instabilité. Toutefois la première partie de l'expression (eq. 3) correspond à une instabilité élastique, nous proposons de substituer cette quantité par l'expression proposée par [8] qui prend en compte la plasticité de la résine et les défauts initiaux. L'expression de la déformation critique locale conduisant à l'instabilité et donc à la rupture se présente sous la forme suivante :

$$\varepsilon_c = \frac{G}{E_c\left(1+n\left(\frac{3}{7}\right)^{\frac{1}{n}}\left(\frac{\phi_0/\gamma_y^c}{n-1}\right)^{\frac{n-1}{n}}\right)} + \frac{Cs}{\mathbf{e_c}} \qquad \text{(eq. 4)}$$

Le paramètre C_S est un coefficient qui va dépendre des orientations des plis voisins et $\mathbf{e_c}$ est l'épaisseur caractéristique représentative du mode de microflambage. C'est essentiellement au travers cette dimension caractéristique que l'effet de structure sera appréhendé. Elle doit être définie pour les différentes situations que l'on peut rencontrer :

- Si le microflambage apparaît dans un pli unidirectionnel en compression situé au coeur d'un empilement (un pli au dessus et un pli en dessous) alors l'épaisseur caractéristique est égale à l'épaisseur du pli.
- Si le microflambage apparaît dans un pli unidirectionnel en compression dont une des faces est un bord libre du stratifié alors l'épaisseur caractéristique est égale au double de l'épaisseur du pli. Cette valeur a été choisie en raison de la forme des modes mis en évidence dans [16] et déterminé théoriquement par [9].
- Si le microflambage apparaît dans un composite unidirectionnel soumis à de la compression pure alors l'effet de l'épaisseur est annihilée, l'épaisseur caractéristique tend vers l'infini pour éliminer le second terme de la déformation critique.
- Si le microflambage apparaît dans un pli unidirectionnel situé au coeur d'un empilement et assujetti à un gradient de compression deux cas doivent être envisagés :
    - Dans le cas où le pli ne contient pas la fibre neutre alors l'épaisseur caractéristique est l'épaisseur du pli
    - Dans le cas où le pli contient la fibre neutre seule la zone soumise à la compression est considérée.
- Si le microflambage apparaît dans un composite unidirectionnel soumis à de la flexion, la grandeur caractéristique choisie est alors inférieure à la part de l'épaisseur soumise à de la compression. Il a été choisi d'appliquer un abattement à cette épaisseur, car le mode est localisé prés du bord libre comme l'a montré [9] La valeur de l'abattement a été identifiée en confrontant les prédictions de ce modèle avec les mesures de [10], la valeur de 0.4 conduit à une excellente corrélation comme le montre la Fig. 4. On voit que le modèle appréhende simplement l'effet de gradient.

hal-00391470, version 1 - 4 Jun 2009

Situation du pli	Chargement	Epaisseur caractéristique d'instabilité : $\mathbf{e_c}$
Pli au coeur d'un empilement 	Compression pure 	$\mathbf{e_c} = \mathbf{e}$
Pli au bord d'un empilement 	Compression pure 	$\mathbf{e_c} = 2\ \mathbf{e}$
Composite unidirectionel	Compression pure	$\mathbf{e_c} = \infty$
Pli au coeur d'un empilement 	Flexion Compression 	$\mathbf{e_c} = \mathbf{e}$
Pli au coeur d'un empilement 	Flexion avec fibre neutre 	$\mathbf{e_c} = \mathbf{e_{comp}}$
Composite unidirectionel	Flexion	$\mathbf{e_c} = c_g\ \mathbf{e_{comp}}$ $c_g \approx 0.4$

Tab. 1 . Paramètre de l'effet de structure

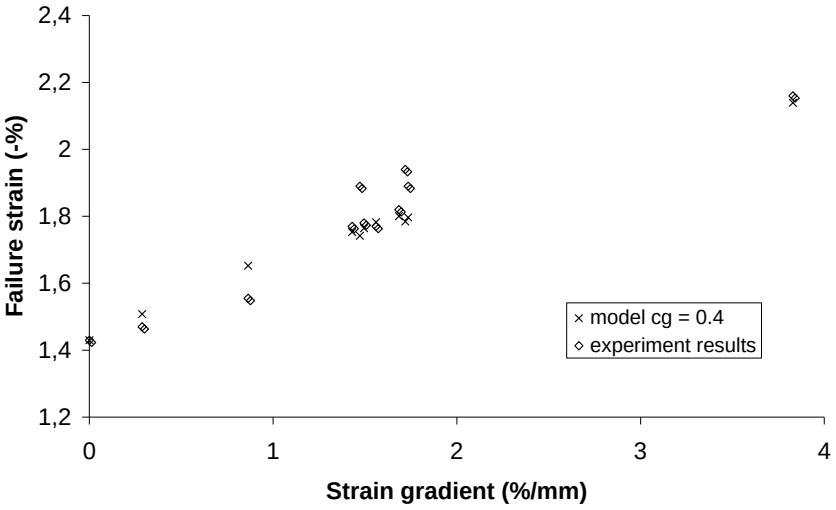


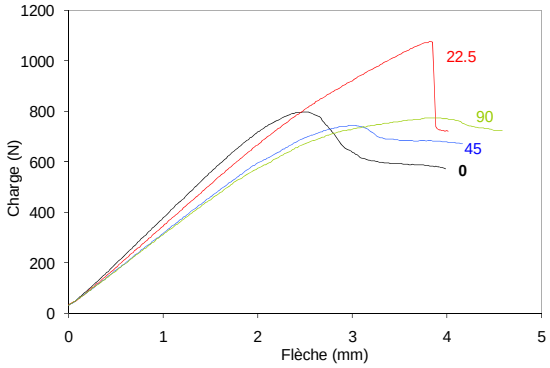
Fig. 4 : Confrontation expériences de flambage rotulé de [10] avec les prédictions du modèle.

hal-00391470, version 1 - 4 Jun 2009

4. Expérimentations

Comme nous l'avons évoqué, c'est une instabilité locale qui est recherchée. Dans la littérature, des démonstrations convaincantes ont été faites de l'utilité de mener des essais de flexion 4 points pour caractériser la résistance en compression des composites à fibres longues [17]. En parallèle, une mise en évidence des disparités de résultats selon le type d'essai adopté pour caractériser le comportement en compression de stratifiés a été conduite dans [18]. Toujours dans le souci de proposer une approche simplifiée, c'est l'essai de flexion 3 points (Fig. 5a) qui est choisi ici pour caractériser la résistance en compression d'un pli unidirectionnel au sein d'un stratifié contenant des plis hors axe croisés afin d'en estimer la sensibilité en relation avec nos applications. Sur cette même figure, on distingue les plis de blocage disposés entre les plis à 0° qui constituent la majeure partie de l'empilement stratifié.

a



b

Fig. 5 : Montage d'essai et courbes déplacement-force selon l'angle des plis de blocage.

Devant la variabilité réputée importante des valeurs de résistance en compression des composites stratifiés, une attention particulière a été portée sur toutes les étapes de mise en œuvre des plaques composites, de découpe des éprouvettes et de leur mise en place sur le banc de flexion afin de permettre la meilleure comparaison possible entre les résultats :

- Stratifié : Les éprouvettes, constituées de 20 plis préimprégnés présentent une séquence d'empilement $[0_2; \pm\theta; 0_6]_S$. Les plis à $\pm\theta$ (en fibre M46J) ont un grammage de 150 g/m^2 et les plis à 0° sont des préimprégnés 300 g/m^2 constituées de fibres K 637-12.
- Mise en œuvre : Le stratifié a fait l'objet de 4 compactages intermédiaires et du vide final. Les directions des couches ont été contrôlées durant le drapage à l'aide de repères sur les plaques. La face contre le moule a été repérée. La cuisson est opérée à 120°C sous vide.
- Découpe : Les marques de repérage des directions de drapage, reportées sur la plaque au niveau des sur-longueurs ont servi à la découpe des éprouvettes.
- Mise en position des éprouvettes : Les éprouvettes ont été placées de manière à solliciter la face côté moule en compression afin de ne pas induire une variabilité due aux ondulations des plis dans le résultat des essais. Toutes les éprouvettes ont été testées par le même opérateur et sur les mêmes butées de positionnement afin de limiter l'influence de biais de mesures associé.
- Calcul des contraintes : La courbe force-déplacement a été exploitée par la théorie linéaire des stratifiés (Fig. 5b) afin de calculer les contraintes dans la direction des fibres et transverse du premier pli unidirectionnel correspondant à la force maximale.

Les effets recherchés en rapport avec la modélisation sont les influences du nombre de plis unidirectionnels en surface de l'éprouvette et de l'angle des plis de blocage. Pour établir des tendances, les résultats sont rassemblés ci-dessous (Tab. 2). Chaque valeur de la contrainte à rupture est la moyenne de 3 éprouvettes.

hal-00391470, version 1 - 4 Jun 2009

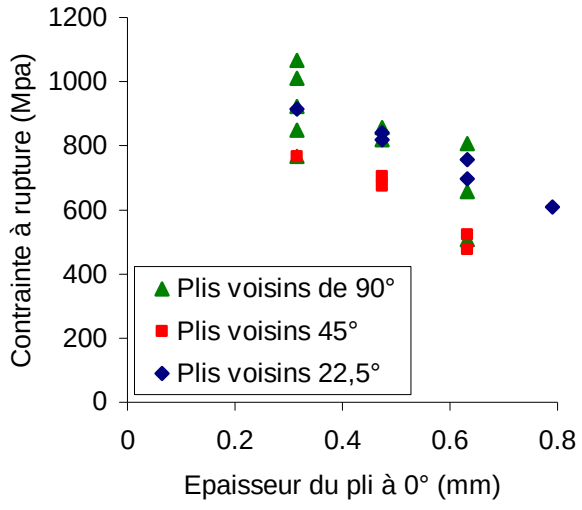
Eprouvette stratifiée	$\sigma_{xx}^{Rupture}$ (MPa)	Eprouvette stratifiée	$\sigma_{xx}^{Rupture}$ (MPa)
$[0]_{20}$	608		
$[0_2, \pm45, 0_6]_S$	766	$[0_2, \pm45, 0_2, \pm45, 0_2]_S$	915
$[0_3, \pm45, 0_5]_S$	675	$[0_3, \pm45, 0_2, \pm45, 0]_S$	705
$[0_4, \pm45, 0_4]_S$	523	$[0_4, \pm45, 0_2, \pm45]_S$	476
$[0_3, 90_2, 0_5]_S$	855	$[0_3, 90_2, 0_2, 90_2, 0]_S$	819
$[0_4, 90_2, 0_4]_S$	806	$[0_4, 90_2, 0_2, 90_2]_S$	507
$[0_2, \pm22.5, 0_6]_S$	849	$[0_2, \pm22.5, 0_2, \pm22.5, 0_2]_S$	766
$[0_3, \pm22.5, 0_5]_S$	841	$[0_3, \pm22.5, 0_2, \pm22.5, 0]_S$	817
$[0_4, \pm22.5, 0_4]_S$	757	$[0_4, \pm22.5, 0_2, \pm22.5]_S$	696

Tab. 2 . Contrainte à rupture en compression des éprouvettes sollicitées en flexion 3 points.

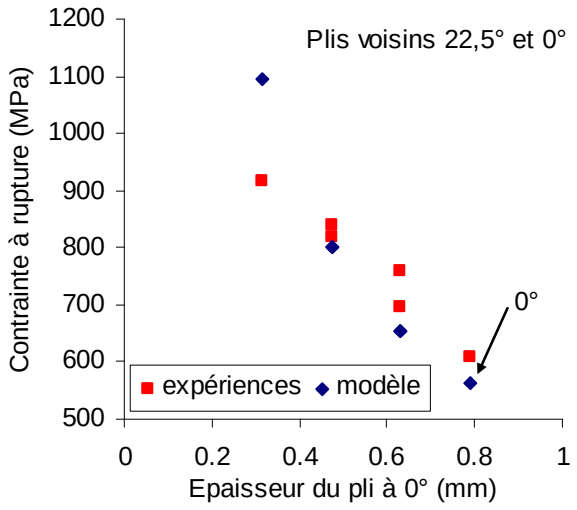
On constate tout d'abord que des écarts très significatifs apparaissent entre les séries d'éprouvettes : La contrainte à rupture varie entre 476 et 1066 MPa. Ce constat n'est en aucun cas dû à la variabilité des résultats d'essais, mais correspond bien à la mise en évidence d'effets de structure. L'augmentation du nombre de plis à 0° en surface des éprouvettes diminue la résistance en compression du pli le plus sollicité situé en surface. L'autre facteur sensible est l'angle des plis de blocage situés en sous-couche au sein du stratifié constitué essentiellement d'unidirectionnels. En effet, plus l'angle du pli de blocage s'écarte de 0°, plus la résistance du pli de surface augmente. Le maximum est obtenu pour l'angle de 90°. Ces résultats seront discutés plus loin.

5. Confrontation

Dans cette partie est présentée la confrontation de mesures expérimentales obtenue sur structure avec celle prédites par le critère. Tout d'abord on peut constater sur la Fig. 6 l'effet de structure défendu par plusieurs auteurs. Plus le pli à 0° est épais plus sa résistance est faible. En ce qui concerne l'influence de la raideur des plis voisins elle est du second ordre mais quantifiable sur ces courbes. En terme de tendance lorsque les plis sont à 45° les résistances sont les plus faibles. Cela s'explique par le fait que l'instabilité qui conduit à la rupture se présente sous une forme ultime de bande de pliage qui est inclinée par rapport à l'axe et que cette inclinaison n'est pas contrariée par les plis à 45° qui se retrouvent sollicité en cisaillement dans leur plan. En revanche si les fibres du pli voisin sont à 90° la raideur des fibres va directement s'opposer au déplacement transversal (/0° chargé) du microflambage et retarder l'instabilité. Les plis à 22.5° constituent une configuration intermédiaire plus difficile à appréhender.

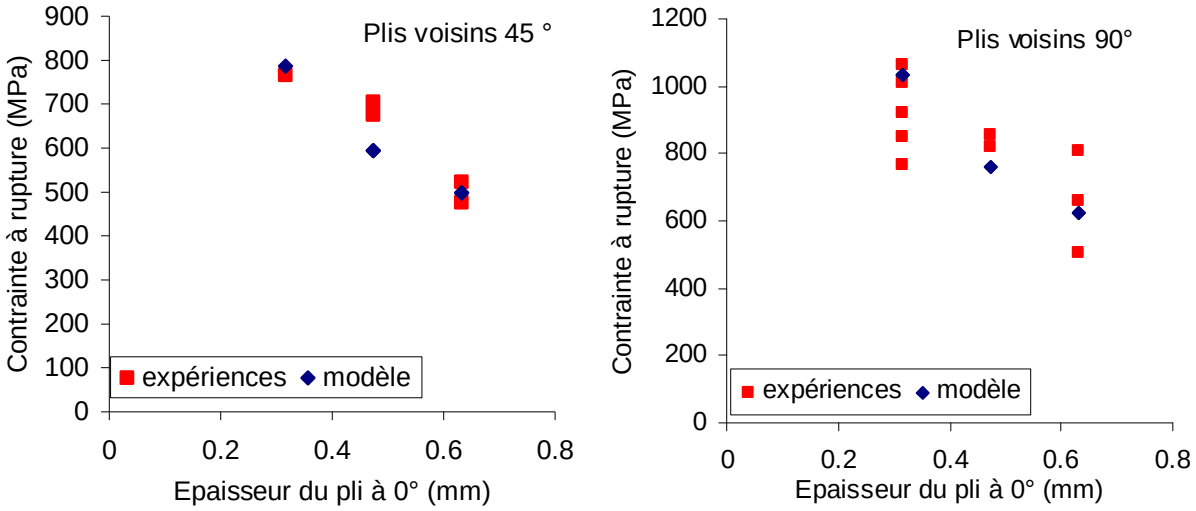


a



b

hal-00391470, version 1 - 4 Jun 2009



c d

Fig. 6 : Confrontation essai résultats expérimentaux.

Le modèle a permis de retrouver l'ensemble des résultats (Fig. 6 a-b-c-d), y compris l'effet des plis voisins. Cette confrontation ouvre des perspectives prometteuses dans l'utilisation d'un tel critère. Toutefois cette première comparaison ne valide pas définitivement le modèle car une étude expérimentale plus poussée doit être menée pour conclure. Il faudra tester le modèle sur des couples fibres matrices autres, sur des éprouvettes de formes diverses et sur structure, mais on peut être confiant quant aux résultats futurs.

6. Conclusion

Dans cet article nous avons synthétisé les travaux de recherche sur la résistance en compression. Les travaux expérimentaux et théoriques de la littérature ont permis d'identifier les principaux mécanismes et des modèles sophistiqués ont expliqué le mécanisme conduisant à la rupture. La particularité de ce dernier est qu'il est influencé par la structure (épaisseur de pli, angle des plis de blocage). Une expression simple de la déformation à rupture dans le sens des fibres (eq. 4) a été proposée pour appréhender l'ensemble du phénomène. Cette expression fait office de critère de rupture du pli UD chargé en compression dans le sens des fibres, qui intègre grossièrement l'effet de la structure par une épaisseur caractéristique dépendant de la géométrie de la séquence d'empilement et du chargement. Les premières confrontations avec les expériences sont très encourageantes. Toutefois il faut encore élargir cette étude et surtout le volet expérimental, pour évaluer le caractère général du concept d'épaisseur caractéristique.

Références

[1] O. Anthoine-Rahier, J.C. Grandidier, L. Daridon, « Pure compression testing of advanced fibre composites ». *Comp. Sc. Tech.*, 58(5), pp. 735-740, 1998,

[2] W.J.G. 't Hart, R. Aoki, H. Bookholt, P.T. Curtis, I. Krober, N. Marks, P. Sigety, « Garteur Compression Behaviour of Advanced CRFP ». *AGARD Report 785*. The Utilisation of Advanced Composites in Military Aircraft. 73rd Meeting of the AGRAD Structures and Materials Panel held in San Diego, 7th-11th October, 1991.

[3] S. Drapier, J.-C. Grandidier, C. Gardin, M. Potier-Ferry, « Theoritical study of structural effects on the compressive failure of laminate composites ». *Compt. Rend. de l'Acad. des Sci.*, Paris, Série II b 324, pp. 219-227, 1997.

[4] S. Drapier, J.-C. Grandidier, M. Potier-Ferry, « Towards a numerical model of the compressive strength for long fibre composites ». *Eur. J. Mech/A Solids*, 18, pp. 69-92, 1999.

[5] B.W. Rosen, « Mechanics of Composite Strengthening. Fibre Composite Materials ». *Am. Soc. Metals Seminar*, Metal Parks, Ohio, pp. 37-75, 1964.

[6] A.S. Argon, « Fracture of Composites ». Treatise of Materials Science and Technology, 1, Academic Press, New-York, 1972.

[7] B. Budiansky, « Micromechanics ». *Computers and Structures*, 16(1), pp. 3 – 12, 1983.

[8] B. Budiansky, N.A. Fleck, « Compressive Failure of Fiber Composites ». *J. Mech. Phys. Solids*, 41(1), 183 – 211,1993.

[9] C. Gardin, J.-C. Grandidier, M. Potier-Ferry, « Homogenized models for the modelling of instability in long fibre media ». *Revue de Mécanique Appliquée et Théorique*, 1 (3), pp. 171-203, 2002.

hal-00391470, version 1 - 4 Jun 2009

[10] M.R. Wisnom, J.W. Atkinson, M.I. Jones, « Reduction in compressive strain to failure of unidirectional carbon fibre-epoxy with increasing specimen size in pin-ended buckling tests ». *Comp. Sci. Techn.*, 57(9/10), pp. 1303-1308, 1997.
[11] W.J. Schaffers, « Buckling in Fiber Reinforced Elastomer ». Text. Res. J., July, 502 – 512, 1997.
[12] J.-C. Grandidier, M. Potier-Ferry, « Microflambage des Fibres dans un Matériau Composite à Fibres Longues ». *Compt. Rend. de l'Acad. des Sci.*, Paris, Série II 310, pp. 1 – 6, 1990.
[13] S.R. Swanson, « A Micro-mechanics Model for In-situ Compression Strength of Fiber Composite Laminates ». *ASME J. Engng. Mat. Techn.*, 114, pp. 8 – 12, 1992.
[14] J.-C. Grandidier, G. Ferron, M. Potier-Ferry, « Microbuckling and Strength in Long-fiber Composites : Theory and Experiments ». *Int. J. Solids Struct.*, 29(14/15), pp. 1753 – 1761, 1992.
[15] B. Paluch, « Analyse des Imperfections Géométriques Affectant les Fibres dans un Matériau Composite à Renfort Unidirectionnel ». *La Recherche Aéronautique*, 6, pp. 431 – 448, 1994.
[16] S. Drapier, J.-C. Grandidier, C. Gardin, M. Potier-Ferry, « Structure Effect and Microbuckling ». Special JNC9, *Comp. Sci. Tech.*, 56, pp. 861 – 867,1996.
[17] Microbuckling and strength in long-fiber composites: theory and experiments International Journal of Solids and Structures, Volume 29, Issues 14-15, 1992, Pages 1753-1761 J.-C. Grandidier, G. Ferron, M. Potier-Ferry.
[18] Devaux H, Casari P, Choqueuse D, Davies P, Comportement en compression et dimensionnement de composites à fibres très hauts modules pour mâts de voiliers de compétition - Comptes-rendus des Journées Nationales sur les Composites, JNC14, Compiègne 22-24 mars 2005. Vol 3, pp975-984.

hal-00391470, version 1 - 4 Jun 2009