

Endommagement et rupture de composites stratifiés Carbone/PEEK en fatigue

N. BOULEBBAD-GOMEZ^{a,b}, J.-P. CHARLES^{a,b}, N. LAHELLEC^b, C.
HOCHARD^b

a. AIRBUS HELICOPTERS, Laboratory Materials & Processes ETL, 13725 Marignane
nassira.boulebbad-gomez@airbus.com, jean-paul.charles@airbus.com

b. LMA, Aix-Marseille Univ, CNRS, Centrale Marseille, 13453 Marseille
boulebbad-gomez@lma.cnrs-mrs.fr ; jean-paul.charles@univ-amu.fr,
lahellec@lma.cnrs-mrs.fr, hochard@lma.cnrs-mrs.fr

Résumé :

La rupture de structures composites stratifiées est due à de nombreux mécanismes agissant à différentes échelles. Les modèles basés sur la mécanique de l'endommagement peuvent décrire les endommagements diffus progressifs induits par de petites fissures parallèles à la direction des fibres qui ne mènent pas en général à la rupture du stratifié. Par contre, la rupture d'un pli dans la direction des fibres est catastrophique pour le stratifié. Un modèle défini à l'échelle du pli pour décrire ce type de rupture pour des chargements statique et de fatigue a été proposé. Il repose sur une diminution de la résistance sens fibre pour des niveaux d'endommagement transverse élevés.

Pour des époxy, ce phénomène de diminution de la résistance sens fibre peut être observé sur des éprouvette tubulaires à 0° sollicitées en fatigue en torsion alternée suivi d'un essai de traction ou compression sens fibre. Dans le cas de composites stratifiés à renforts tissé carbone avec une résine thermoplastique PEEK, la réalisation de tubes est beaucoup plus complexe et délicate.

Le travail présenté ici concerne l'identification des modèles d'endommagement matriciel par les essais classiques en statique et fatigue ainsi que des pistes pour identifier l'influence de l'endommagement sur la rupture sens fibre dans le cas de résine PEEK.

Abstract:

Failure of laminated composite structures is due to various mechanisms operating at different scales. Models based on the damage mechanics can describe progressive diffuse damage induced by small cracks parallel to the fibre direction which do not generally lead to the failure of the laminate.

However, the failure of a ply in the fibre direction is catastrophic for the laminate. A model defined at the ply scale to describe this kind of failure for static and fatigue loads was proposed. It is based on the decrease of the strength in the fibre direction for high transverse damage levels. For epoxy, this phenomenon can be observed on tubular specimens at 0° tested in alternated torsion fatigue followed by a test of tension or compression in the fibre direction. In the case of laminated composites of woven carbon with a thermoplastic resin as PEEK, the manufacturing of tubes is much more complex and delicate. The work presented here deals with the identification of model parameters for matrix damage

by means of conventional static and fatigue tests as well as some tracks to identify the influence of damage on the failure in the fibre direction in the case of PEEK resin.

Mots clefs : Endommagement, fatigue, tissé, rupture, Carbone/PEEK, quasi-isotrope

1 Introduction

De nombreux mécanismes, agissant à différentes échelles, pilotent la rupture de structures composites stratifiées. Les modèles basés sur la mécanique de l'endommagement peuvent décrire les endommagements diffus progressifs. Ceux-ci ne mènent pas en général à la rupture du stratifié alors que la rupture d'un pli dans la direction des fibres est catastrophique pour le stratifié. Un modèle défini à l'échelle du pli pour décrire ce type de rupture a été proposé. Défini pour des chargements de type statique et de fatigue, il repose sur une diminution de la résistance sens fibre pour des niveaux d'endommagement transverse élevés.

Le travail expérimental présenté ici concerne l'identification des modèles d'endommagement matriciel par des essais conventionnels en statique et fatigue dans le cas d'un composite à base d'un tissé carbone satin de 5 avec une résine thermoplastique PEEK. Des essais de fatigue sur divers stratifiés ont été réalisés et les courbes S-N présentées. Ces résultats montrent l'influence du chargement maximum et de l'amplitude de chargement. Pour ce qui est de l'effet de l'endommagement sur la rupture sens fibres, la question est encore en cours d'étude.

2 Présentation du modèle basé sur la mécanique de l'endommagement - Cas de chargement statique et de fatigue

Le modèle de comportement concerné ici, statique et fatigue, est développé au L.M.A. [2, 3, 4, 5,7] et basé sur celui du L.M.T. Cachan [1].

Le travail présenté ici concerne une partie des essais menés dans le cadre de l'identification des paramètres de modélisation de la loi d'évolution de l'endommagement sous chargement de fatigue.

Concernant les hypothèses du modèle, celui est défini à l'échelle du pli afin de disposer d'un modèle général permettant d'étudier tout type de stratifié, constitué de pli UD ou tissé, équilibré ou non. Toutefois, une simplification est faite concernant les plis tissés : on considère qu'un pli tissé a le même comportement qu'un stratifié [0,90] constitués de deux plis UD. Ainsi, on remplace chaque pli tissé par deux plis UD virtuels, l'un orienté à 0° correspondant au sens chaîne du tissé, le second à 90°. L'épaisseur des plis UD virtuels respecte le ratio entre les proportions de fibres dans les directions chaîne et trame.

Le modèle se base sur la mécanique de l'endommagement pour décrire le comportement du pli UD puis utilise la théorie des stratifiés pour définir le comportement à l'échelle du stratifié. Il est établi sous les hypothèses de contraintes planes et de petites déformations. De plus, il s'appuie sur un formalisme thermodynamique où les variables internes sont associées à une baisse de rigidité dans les directions longitudinale, transverse et de cisaillement. Les variables internes traduisent ainsi l'effet des mécanismes de dégradation. Enfin, l'endommagement est supposé constant dans l'épaisseur du pli.

2.1 Comportement endommageable du pli sous chargement statique

Dans la direction des fibres, un pli UD soumis à un chargement de traction statique présente un comportement élastique linéaire jusqu'à la rupture finale de type fragile. Dans la direction transverse, le comportement est non linéaire et dû à l'endommagement qui apparaît sous la forme de petites fissures se propageant le long des fibres et entraînant une baisse de rigidité. Dans la direction de cisaillement, le comportement est également non linéaire.

Au développement de l'endommagement, s'ajoute le phénomène de frottement au niveau des fissures à l'origine des déformations anélastiques observées lors d'un essai de traction avec décharges sur un stratifié $\pm 45^\circ$.

L'évolution de l'endommagement est prise en compte dans le modèle par la définition de trois variables internes :

- d_1 dont l'évolution représente le comportement linéaire élastique et la rupture fragile des fibres observé lors d'un essai de traction sens longitudinal des fibres,
- d_2 représentant l'effet de l'endommagement de la matrice sur la rigidité dans la direction transverse,
- d_{12} qui traduit l'effet de l'endommagement sur la rigidité de cisaillement.

Avec respectivement E_1 , E_2 et G_{12} les rigidités dans les directions longitudinale, transverse et de cisaillement, on a ainsi (l'exposant 0 représentant l'état initial avant tout endommagement) :

$$E_1 = E_1^0 (1 - d_1) ; E_2 = E_2^0 (1 - d_2) ; G_{12} = G_{12}^0 (1 - d_{12}) \quad (1)$$

Pour définir l'évolution de ces variables internes, on se place dans le cadre thermodynamique et, sous les hypothèses de contraintes planes et de petites déformations, l'énergie de déformation dans le pli s'écrit alors [1]:

$$E_D^{ps} = \frac{1}{2} \left[\frac{\langle \sigma_1 \rangle_+^2}{E_1^0 (1 - d_1)} + \frac{\langle \sigma_1 \rangle_-^2}{E_1^0} + \frac{\langle \sigma_2 \rangle_+^2}{E_2^0 (1 - d_2)} + \frac{\langle \sigma_2 \rangle_-^2}{E_2^0} - 2 \frac{v_{12}^0}{E_1^0} \sigma_1 \sigma_2 + \frac{\sigma_{12}^2}{G_{12}^0 (1 - d_{12})} \right] \quad (2)$$

Basées sur ce potentiel, les forces thermodynamiques associées aux variables internes de traction et de cisaillement sont ainsi définies :

$$Y_{d_i} = \left. \frac{\partial E_D^{ps}}{\partial d_i} \right|_{i=1,2} = \frac{\langle \sigma_i \rangle_+^2}{2 E_i^0 (1 - d_i)^2} \Big|_{i=1,2} ; Y_{d_{12}} = \frac{\partial E_D^{ps}}{\partial d_{12}} = \frac{\sigma_{12}^2}{2 G_{12}^0 (1 - d_{12})^2} \quad (3)$$

Le couplage entre les effets de la traction transverse et du cisaillement sur le développement de l'endommagement est pris en compte via la définition d'une force thermodynamique équivalente Y_{eq} :

$$Y_{eq} = a \cdot Y_{d_2}^m + b \cdot Y_{d_{12}}^n \quad (4)$$

Où a, b, m et n sont des paramètres matériau.

L'évolution des variables internes dépend des forces thermodynamiques et, plus spécifiquement, de leur valeur maximale au cours de l'histoire de chargement.

Dans le cas d'un chargement en traction, l'évolution de d_1 doit être brutale pour traduire le caractère fragile du comportement sens fibres. Avec Y_1^{\max} la résistance sens fibres, on a alors :

$$d_1 = 0 \text{ si } Y_{d_1} < Y_1^{\max} \text{ ; } d_1 = 1 \text{ sinon} \quad (5)$$

A contrario, les variables d_2 et d_{12} ont une évolution progressive pour traduire le développement croissant de l'endommagement dans le matériau pour ces directions transverses et de cisaillement.

$$d_2 = \left\langle 1 - e^{-(Y_{eq} - Y_0)} \right\rangle_+ \text{ ; } d_2 \geq 0 \quad (6)$$

$$d_{12} = c \cdot d_2$$

Où Y_0 représente le seuil de développement de l'endommagement de d_2 et c , le paramètre matériau qui définit d_{12} proportionnellement à d_2 ; sachant que d_2 et d_{12} représentent l'effet des mêmes fissures sur les directions transverse et de cisaillement.

2.2 Extension du modèle au cas d'un chargement en fatigue

De même que pour le statique, le modèle de fatigue s'appuie sur une analyse expérimentale du comportement du matériau et les hypothèses précédemment utilisées restent valables. [6]

Ainsi, le matériau est supposé fragile dans la direction des fibres alors que dans la direction transverse et dans celle de cisaillement, l'évolution de l'endommagement reste cependant progressive et est fonction, non seulement de l'effort maximal, mais également de l'amplitude du chargement.

Le modèle repose sur la notion d'endommagement cumulé pour décrire l'évolution de la densité de dommage dans le matériau au cours des cycles. Le premier cycle de fatigue, au cours duquel les premières fissures apparaissent, est semblable à un chargement statique en ce qui concerne l'évolution de l'endommagement. Ensuite, au cours des cycles, les dégradations s'intensifient.

En conséquence, on définit l'endommagement total en additionnant la part statique (celui créé lors du premier cycle) et la part fatigue (celui correspondant à l'augmentation de l'endommagement au cours des cycles suivants) tel que :

$$d_2 = d_2^s + d_2^f \text{ ; } d_{12} = c \cdot d_2 \quad (7)$$

Cette notion d'endommagement cumulé permet ainsi de décrire le comportement du matériau pour une succession de diverses sollicitations statiques et de fatigue.

L'évolution de l'endommagement dû au chargement statique d_2^s est définie par l'équation (6).

L'évolution de l'endommagement dû au chargement de fatigue d_2^f quant à elle est définie par la loi suivante :

$$\frac{\partial d_2^f}{\partial N} = (1 - d_2^f)^\gamma \left\langle a_f \cdot (Y_{d_2}^f)^{\beta_1} \cdot (\Delta Y_{d_2}^f)^{\beta_2} + b_f \cdot (Y_{d_{12}}^f)^{\beta_3} \cdot (\Delta Y_{d_{12}}^f)^{\beta_4} - Y_0^f \right\rangle_+ \quad (8)$$

Où $a_f, b_f, \gamma, \beta_1, \beta_2, \beta_3$ et β_4 sont des paramètres matériau et où Y_0^f correspond au niveau de chargement en-dessous duquel l'endommagement d_2^f n'évolue plus (limite d'endurance) avec :

$$\Delta Y_{d_2} = \frac{\left(\langle \sigma_2^{\max} \rangle_+ - \langle \sigma_2^{\min} \rangle_+ \right)^2}{2E_2(1-d_2)^2} ; \Delta Y_{d_{12}} = \frac{\left(\langle \sigma_{12}^{\max} \rangle_+ - \langle \sigma_{12}^{\min} \rangle_+ \right)^2}{2G_{12}(1-d_{12})^2} \quad (9)$$

2.3 Effet de l'endommagement sur la rupture sens fibres

La question encore ouverte dans notre étude est d'évaluer l'effet de la rupture sens fibres sur support endommagé. Pour ce faire, les essais normalement réalisés le sont sur éprouvettes tubulaires soumises d'abord à un chargement cyclique de torsion alternée puis de réaliser un simple essai de traction sens fibres. Mais, dans notre cas, comparée à des essais sur du tissé carbone/époxy, la réalisation de tubes en carbone/PEEK est une opération beaucoup plus complexe et délicate.

Une solution possible pour identifier le comportement sens fibre est un calcul indirect sur stratifié. Une autre solution est de fatiguer une éprouvette de grande dimension en sollicitation hors-axes avec des niveaux d'endommagement élevés, par exemple du $\pm 45^\circ$, puis d'en extraire des éprouvettes suivant la direction des fibres et de les solliciter en traction jusqu'à rupture. Ces différentes voies sont en cours d'analyse.

Le résultat attendu est que cet endommagement a pas un effet négligeable sur la rigidité sens fibres mais un effet plus que notable sur la résistance. Ces essais vont être prochainement lancés et les résultats seront présentés, si possible, lors de la présentation orale lors du Congrès.

3 Résultats expérimentaux et discussion

3.1 Matériau étudié et protocole expérimental

Le matériau à l'étude est un composite à renfort tissé équilibré satin de 5 à base de fibres carbone T300J et d'une résine thermoplastique PEEK Victrex 150PF, fabriqué par Porcher Industries.

La géométrie des éprouvettes est de type haltère à section évolutive et la résistance à rupture en traction obtenue via des essais quasi-statiques avec charges/décharges, comme décrit dans [7].

Les résultats présentés ci-après concernent des essais de fatigue en traction-traction dont le principe est le suivant : des blocs de x cycles sont cadencés par des charges/décharges à vitesse lente pour caractériser la rigidité de l'éprouvette aux moments choisis. Le pilotage est en effort pour les blocs de cycles et en déplacement (avec arrêt en effort) pour les blocs de caractérisation de rigidité.

Pour ce qui des mesures de champs de déformation, elles ont été effectuées via un système d'extensométrie optique avec le logiciel IVIEW du système ARAMIS, logiciel de Corrélation d'Images Numériques de GOM.

La fréquence d'essai de cyclage choisie est de 5Hz et identique pour tous les essais.

Enfin, afin de limiter l'échauffement de l'éprouvette lors de certains essais, un système de refroidissement par air a été mis en place et calibré.

3.2 Rupture de composites stratifiés 22.5°, QI et QI à 22.5°

Les modèles basés sur la mécanique de l'endommagement pour décrire les endommagements diffus progressifs induits par de petites fissures parallèles à la direction des fibres [1,2,3] et pour décrire la rupture dans le sens des fibres pour des chargements statique et de fatigue ont été proposés [4,5] pour des matrices époxy.

Des essais de fatigue pour des composites tissés carbone/PEEK [7] pour différentes orientations ont été réalisés (Figure 1 par exemple pour des stratifiés quasi-isotropes).

Ces essais permettent d'identifier les évolutions des endommagements matriciels avec des lois similaires à celles utilisées pour des résines époxy.

Les premiers résultats sont présentés dans les deux courbes S-N ci-après en Figure 1 et 2.

L'amplitude de chargement R est définie telle que $R = \sigma_{\max} / \sigma_{\min}$.

Concernant la Figure 1, afin de pouvoir représenter les deux courbes de ces deux stratifiés Quasi-Isotropes (QI) $[0/45/90/-45]_s$ sur le même graphe, les contraintes ont été normalisées par rapport à la résistance sens fibres du tissé.

Les essais ont été réalisés pour une même amplitude de chargement $R=0.1$.

On peut noter une différence de comportement entre les deux stratifiés : le QI à 22.5° a une résistance statique supérieure à celle du QI de l'ordre de 20% mais le comportement par la suite semble s'adoucir permettant ainsi aux 2 courbes de se retrouver sur une même asymptote.

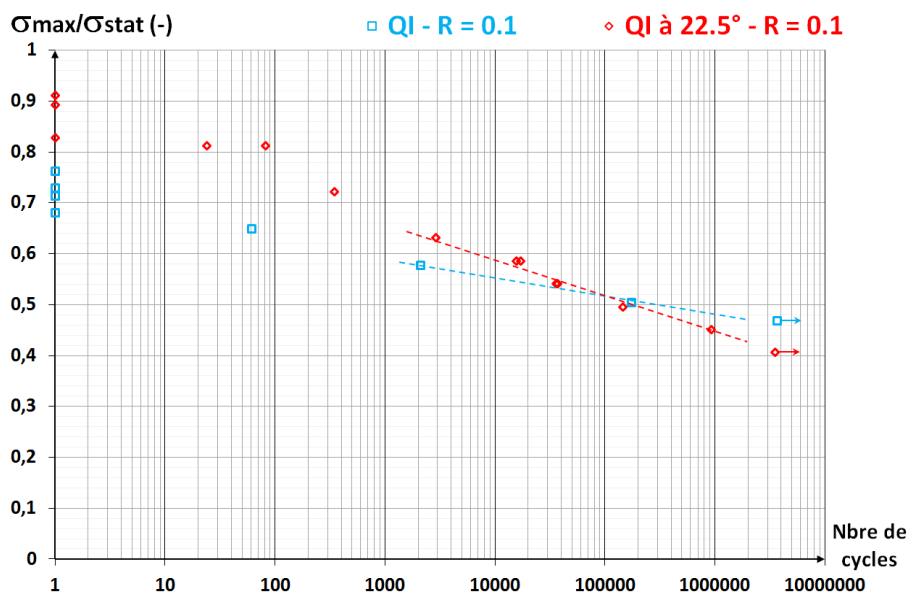


Figure 1. Courbe SN (Contrainte en MPa vs le nombre de cycles à rupture)
Composites stratifiés QI et QI à 22.5° sollicités en fatigue avec une amplitude de chargement $R=0.1$

Pour ce qui est de la courbe S-N en Figure 2, celle-ci concerne un stratifié tissé hors-axe à +22.5° sollicité en fatigue ; les contraintes ayant été normalisées par rapport à la résistance statique. Dans cette figure, les essais ont été réalisés pour deux amplitudes de chargement $R=0.1$ et $R=0.25$ et l'on peut y noter l'effet notable de l'amplitude sur la résistance.

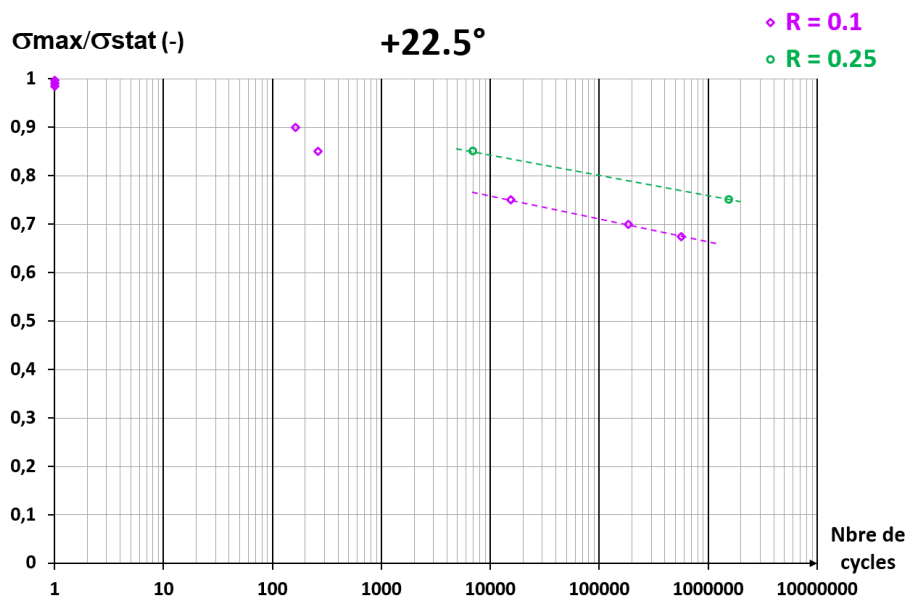


Figure 2. Courbe SN (Contrainte en MPa vs le nombre de cycles à rupture)
Composites stratifiés à 22.5° sollicités en fatigue avec deux amplitudes de chargement R=0.1 et R=0.25

3.3 Evolution de l'endommagement de cisaillement dans des composites stratifiés à ±45°

Un essai de traction quasi-statique sur un stratifié à ±45° montre que le comportement de ce type de stratifié est fortement non-linéaire.

Les valeurs de déformations à rupture sont très importantes, de l'ordre de 20%, avec un phénomène de changement d'orientation des fibres qui intervient bien longtemps avant la rupture. [6] Ainsi, les résultats d'essais présentés ici concernent des essais interrompus puisque la valeur à rupture pour ce type de stratifié n'est pas significative. → En l'occurrence, les essais ont été arrêtés pour des valeurs de déformations de l'ordre de 8-9%.

D'après l'équation (1), l'endommagement de cisaillement d_{12}^i est donc calculé pour tout i représentant un cycle de charge/décharge à vitesse lente (ici tous les 5000 cycles) par :

$$d_{12}^i = (1 - G_{12}^i / G_{12}^0) \quad (10)$$

D'après les travaux précédents [2,3,4,5], l'amplitude de chargement R a une influence non négligeable sur la tenue en fatigue, surtout en cisaillement.

Ainsi, en Figure 3, les évolutions de l'endommagement de cisaillement en fonction du temps dans des composites stratifiés à ±45° pour un cas d'amplitude de chargement R=0.1 pour cinq cas de chargement : σ_{max} , $0.97*\sigma_{max}$, $0.94*\sigma_{max}$, $0.90*\sigma_{max}$ et $0.87*\sigma_{max}$.

Et en Figure 4, le même type d'évolution mais pour deux cas d'amplitudes de chargement différentes, R=0.1 et R=0.25, pour deux cas de chargement, σ_{max} et $0.97*\sigma_{max}$.

Une première constatation est que, pour tous les cas, l'évolution de cet endommagement est non linéaire avec un phénomène « d'accélération » entre deux phases d'évolution beaucoup plus progressives.

Par ailleurs, les courbes des Figure 3 et Figure 4 montrent que l'évolution de cet endommagement possède, respectivement, une dépendance conjointe au chargement maximum et à l'amplitude de chargement R.

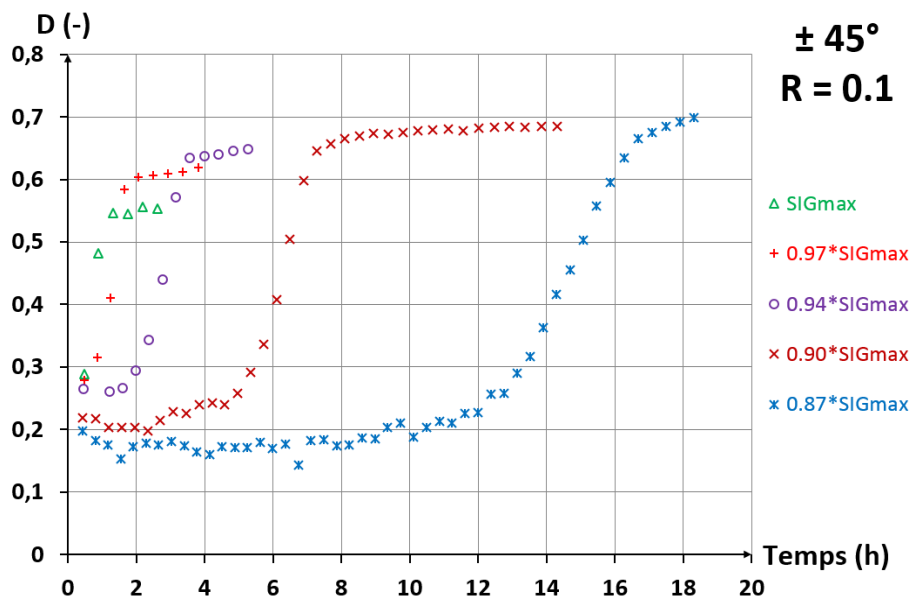


Figure 3. Evolution de l'endommagement de cisaillement en fonction du temps (en heures) - Effet du chargement max
Composites stratifiés à $\pm 45^\circ$ sollicités en fatigue avec une amplitude de chargement identique $R=0.1$

En effet, en Figure 4, si l'on prend les cas de chargement de σ_{\max} et $0.97*\sigma_{\max}$, on constate bien qu'en comparant les courbe (a) et (b) qu'au plus R augmente, au plus ce phénomène d'accélération intervient tard. Ainsi, il démarre en moins de 1h dans le cas $R=0.1$ alors qu'il met respectivement 20h et 50h pour le cas $R=0.25$.

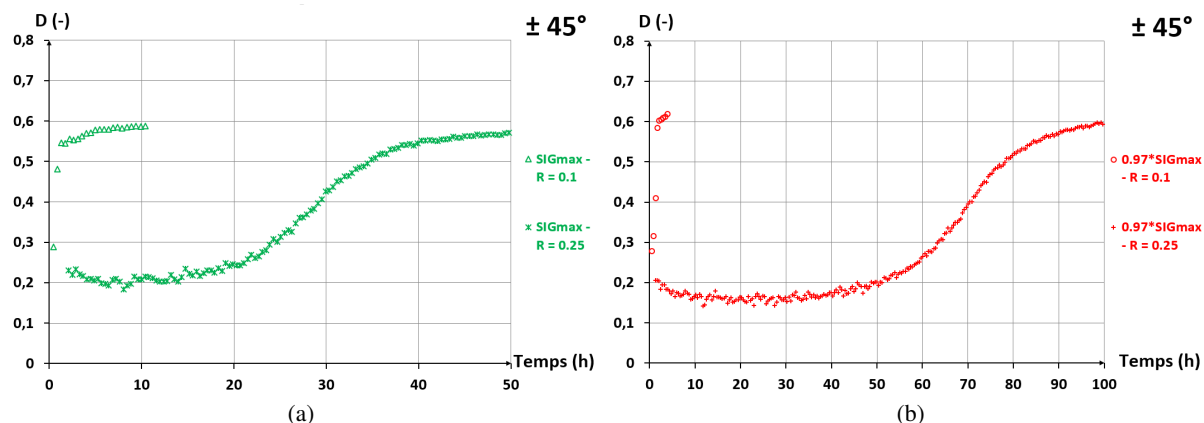


Figure 4. Evolution de l'endommagement de cisaillement en fonction du temps (en heures) - Effet de l'amplitude R
Composites stratifiés à $\pm 45^\circ$ sollicités en fatigue avec deux amplitudes de chargement $R=0.1$ et $R=0.25$ pour deux cas de chargements : courbe (a)- σ_{\max} et (b)- $0.97*\sigma_{\max}$.

4 Conclusion

Divers mécanismes, agissant à différentes échelles, pilotent la rupture de structures composites stratifiées. Les modèles basés sur la mécanique de l'endommagement peuvent décrire les endommagements diffus progressifs qui ne mènent pas en général à la rupture du stratifié alors qu'à contrario, la rupture d'un pli dans la direction des fibres est catastrophique pour le stratifié.

Un modèle défini à l'échelle du pli pour décrire ce type de rupture pour des chargements statique et de fatigue a été proposé. Il repose sur une diminution de la résistance sens fibre pour des niveaux d'endommagement transverse élevés.

Le travail présenté ici concerne l'étude d'un tissé carbone satin 5H avec une résine thermoplastique PEEK avec l'identification des modèles d'endommagement matriciel par les essais classiques (statique et fatigue).

Des courbes S-N de deux stratifiés Quasi-Isotropes (sens fibres et à 22.5°) et d'un stratifié hors-axe à +22.5° (pour deux amplitudes de chargement différentes) ont été présentées et analysées. Concernant l'évolution de l'endommagement de cisaillement dans des composites stratifiés à ±45°, l'exploitation des différents essais présentés ici permettent de montrer que l'évolution de cet endommagement est non linéaire avec un phénomène « d'accélération » entre deux phases d'évolution beaucoup plus progressives. Ainsi, l'évolution de l'endommagement possède une dépendance conjointe au chargement maximum σ_{max} et à l'amplitude de chargement R.

Enfin, concernant l'effet de l'endommagement sur la rupture sens fibres, la question est en cours d'étude et des pistes pour l'identifier, évoquées. Les essais sur support endommagé, représentent eux, la prochaine étape.

Références

- [1] P. Ladevèze, E. Le Dantec, "Damage modelling of the elementary ply for laminated composites". *Composites Science and Technology*, Vol. 43 pp. 257-267, 1992.
- [2] C. Hochard, P.A. Aubourg and J.-P. Charles, "Modelling of the mechanical behaviour of woven-fabric CFRP laminates up to failure", *Composites Science & Technology*, Vol. 61 pp. 221-230, 2000.
- [3] J. Payan, C. Hochard, "Damage modelling of laminated carbon/epoxy composites under static and fatigue loadings", *Int. J. Fatigue*, 24, pp. 299-306, 2002.
- [4] C. Hochard, Y. Thollon, "A generalized damage model for woven laminates under static and fatigue loading conditions" *Int. J. Fatigue*, 32(1), pp. 158-165, 2009.
- [5] C. Hochard, S. Miot, Y. Thollon, N. Lahellec, J.P. Charles, "Fatigue of laminated composite structures with stress concentrations", *Composites: Part B*;65 pp. 11-16, 2014.
- [6] F. Lachaud. Délaminage de matériaux composites à fibres de carbone et à matrices organiques : étude numérique et expérimentale, suivi par émission acoustique, 295 p., Thèse de Doctorat, Université Paul Sabatier Toulouse, 1997.
- [7] N. Boulebbad-Gomez, J.-P. Charles, N. Lahellec, C. Hochard « Analysis of the matrix transverse damage in an UD ply of an unbalanced hybrid PEEK-Carbon/Glass composite under combined static load », 17th European Conference on Composite Materials (ECCM17) at Munich, 2016.