

## EFFECT OF CLIMATIC FACTOR ON THE MECHANICAL BEHAVIOUR OF AEOLIAN BLADES: APPLICATION OF HYBRID COMPOSITE MATERIALS

F. Mili\*, A. Lekrine, L. Bouyaya and F. Bourouis

Laboratoire de Mécanique, Faculté des Sciences de l'Ingénieur, Université Mentouri,  
Route de Ain El Bey, 25017 Constantine, Algérie

Received: 01 February 2010 / Accepted: 02 June 2010 / Published online: 30 June 2010

### ABSTRACT

The great interest which the wind power brings in the development of the various economic sectors encourages to contribute in the improvement of the hydrothermal and mechanical performances of the blades of wind rotors with horizontal axis. The use of composite materials involves a profit of substantial weight, strength to the directional constraints that the blade will undergo during its work and a reduction of the aerodynamic and mechanical losses. The adoption of composite materials with unidirectional reinforcement carbon/epoxy makes it possible to get for the structure a high wear resistance and a reduction of the phenomenon of bearing pressure created around the airfoil of the blade moving relative compared to the speed of the wind. The evaluation of the behavior of such composites with  $[+/-]_4S$  stacking sequence, with the combined effect of the temperature, the moisture and the tensile effort constitutes the principal axis of this contribution. In order to minimize the costs, our analysis will direct towards hybrid composite materials glass-carbon/epoxy being presented in the form of symmetrical laminates  $[+\theta/0^\circ]_{2S}$  and antisymmetric  $[+\theta/0^\circ/90^\circ/-\theta]$ . The results obtained showed that their use contributes to the improvement of their thermomechanical behavior by involving profits of performance, weight, cost savings and energy.

**Keywords:** Wind blade, Hybrid composite, Temperature, Moisture, Failure.

---

Author Correspondence, e-mail: [mili\\_faycal@yahoo.fr](mailto:mili_faycal@yahoo.fr)

[ICID: 1037253](#)

## 1. INTRODUCTION

L'énergie éolienne apporte un grand intérêt pour l'environnement et la création locale d'énergie et d'activités économiques. La force aérodynamique s'exerçant sur un élément de pale peut être décomposée en une composante selon la direction de son axe de rotation engendrant une traction orientée et une composante perpendiculaire entraînant un couple. Une augmentation de la température et une variation de la concentration de l'humidité favorisent les vibrations moléculaires du matériau de la structure causant une baisse de sa rigidité.

Le but d'utilisation des matériaux composites est d'améliorer les performances hygrothermo-mécaniques des pales de rotors d'éoliennes à axe horizontal en entraînant un gain de poids substantiel, une résistance aux contraintes directionnelles que la pale subira au cours de son travail et une réduction des pertes aérodynamiques et mécaniques. De tels matériaux composites sont choisis alors renforcés par un réseau unidirectionnel de fibres et à matrice résine époxyde. Selon l'état des sollicitations imposées, la disposition des plis équilibrée ou croisée constitue des stratifiés symétriques réguliers et des antisymétriques.

Le choix d'une composition correcte des différents constituants du matériau confère au composite les performances mécaniques désirées pour des conditions différentes de sollicitations et liaisons avec l'environnement. Christensen [1] a développé un modèle mathématique pour prévoir la résistance et les caractéristiques macromécaniques de rupture d'un matériau composite à renforcement unidirectionnel, et optimiser ainsi la propagation de la fissure par la méthode des éléments finis. Sauder et al. [2] ont trouvé que cette approche est encore limitée par des hypothèses restrictives concernant la composition du matériau mais elle leur a permis d'obtenir des résultats fiables pour des types particuliers de composites. La référence [3] a utilisé la théorie classique des plaques composites pour étudier les effets de conditionnement environnemental sur les contraintes résiduelles dans des stratifiés croisés antisymétriques. De même, Harper et Weitsman [4] ont contribué dans la résolution du problème de diffusion d'humidité.

De ce fait, l'évaluation de la tenue du matériau à l'effet conjugué de la température, de l'humidité et de l'effort membrane constitue l'axe principal de cette contribution. Il consiste alors de considérer le composite carbone HR/époxyde, renforcé par un réseau de fibres unidirectionnelles, soumis à l'effet combiné de la température de service, de l'humidité relative et de l'effort de membrane ultime. Cette étude est effectuée sur des

stratifiés symétriques équilibrés, composés de huit plis réguliers et à séquence d'empilement [+ /- ]4S. L'utilisation de composites hybrides verre-carbone/époxyde permet aussi d'améliorer les performances thermo-mécaniques du matériau et de minimiser les coûts. Pour cette raison, on a choisi les séquences d'empilement symétrique  $[\theta/0^\circ]_2S$  et antisymétrique  $[\theta/0^\circ/90^\circ/-\theta]$  travaillant en traction et lorsque la température passe de  $-100^\circ\text{C}$  à  $200^\circ\text{C}$ . Des approches mathématiques basées sur le critère de rupture de Tsai-Hill et la théorie de la contrainte maximale sont respectivement mises au point pour prévoir la résistance en traction ultime du matériau et déterminer les différents modes de rupture du pli le moins résistant.

## 2. EQUATIONS DE COMPORTEMENT D'UN PLI COMPOSITE

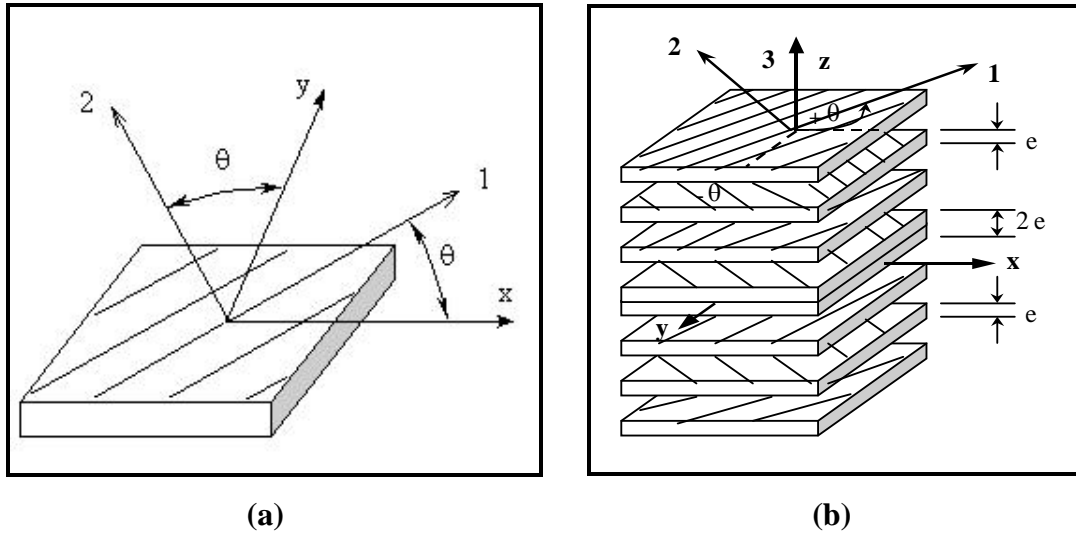
L'application de la mécanique des milieux continus, homogènes et anisotropes permet d'identifier, en nature et en nombre, les caractéristiques nécessaires et suffisantes pour définir le comportement du composite quel que soit l'état de charge appliqué. La méthode généralement adoptée dans le calcul des plaques composites consiste à déduire le comportement du stratifié à partir de celui d'un pli. De par leur constitution, les matériaux isotropes transverses les plus courants sont les composites à fibres unidirectionnelles régulièrement réparties et pour lesquels l'axe d'isotropie est celui du renfort. Dans le domaine de linéarité et en admettant que la variation de température  $\Delta T$  et le changement de concentration en humidité  $\Delta C$  sont uniformes dans tout le volume d'un pli spécialement orthotrope, il est possible de calculer dans le plan le tenseur des contraintes en fonction de celui des déformations :

$$\begin{Bmatrix} \dagger_1 \\ \dagger_2 \\ \dagger_{12} \end{Bmatrix} = \begin{bmatrix} Q_{11} & Q_{12} & 0 \\ Q_{12} & Q_{22} & 0 \\ 0 & 0 & Q_{66} \end{bmatrix} \begin{Bmatrix} v_1 \\ v_2 \\ \chi_{12} \end{Bmatrix} - \Delta T \begin{Bmatrix} r_1 \\ r_2 \\ 0 \end{Bmatrix} - \Delta C \begin{Bmatrix} s_1 \\ s_2 \\ 0 \end{Bmatrix} \quad (1)$$

$Q_{ij}$  étant les éléments de la matrice de rigidité réduite :

$$Q_{11} = \frac{E_1}{1 - \epsilon_{12} \epsilon_{21}}, \quad Q_{12} = \frac{\epsilon_{12} E_2}{1 - \epsilon_{12} \epsilon_{21}} = \frac{\epsilon_{21} E_1}{1 - \epsilon_{12} \epsilon_{21}}, \quad Q_{22} = \frac{E_2}{1 - \epsilon_{12} \epsilon_{21}}, \quad Q_{66} = G_{12} \quad (2)$$

$\alpha_i$  et  $\beta_i$  sont respectivement les coefficients de dilatation thermique linéique et les coefficients de gonflement par absorption d'eau suivant les repères confondus avec les axes d'orthotropie 1 et 2.  $E_i$  est le module d'Young dans le sens  $i$ ,  $\nu_{12}$  est le coefficient de Poisson et  $G_{12}$  est le module de cisaillement dans le plan (1,2) du pli.



**Fig.1.** Définition des systèmes d'axes pour :**(a)** une seule couche d'ordre d'empilement  $k$ , **(b)** une plaque stratifiée symétrique  $[+\theta/-\theta]_{4S}$ .

Cette loi de comportement pour une couche d'ordre d'empilement  $k$  dans le stratifié (Figure 1a) n'est pas en général celle de la structure. Lorsque l'orientation des fibres change, les matrices de changement de base permettent d'exprimer le tenseur des contraintes dans le repère de la plaque  $(x,y)$  en fonction de la matrice de rigidité réduite transformée :

$$\begin{Bmatrix} \dagger_x \\ \dagger_y \\ \dagger_{xy} \end{Bmatrix}_k = \begin{bmatrix} \bar{Q}_{11} & \bar{Q}_{12} & \bar{Q}_{16} \\ \bar{Q}_{12} & \bar{Q}_{22} & \bar{Q}_{26} \\ \bar{Q}_{16} & \bar{Q}_{26} & \bar{Q}_{66} \end{bmatrix}_k \begin{Bmatrix} v_x \\ v_y \\ x_{xy} \end{Bmatrix}_k - \Delta T \begin{Bmatrix} r_x \\ r_y \\ r_{xy} \end{Bmatrix}_k - \Delta C \begin{Bmatrix} s_x \\ s_y \\ s_{xy} \end{Bmatrix}_k \quad (3)$$

### Loi de comportement d'un composite stratifié

Le problème de résistance thermomécanique des matériaux composites fait apparaître des effets d'échelle macroscopique liés à la nature du renfort et le mode d'empilement des couches constituant les stratifiés symétriques.

La théorie des plaques stratifiées est différente de celle d'un matériau classique du fait de l'existence de couplage entre les déformations planes et de courbure. Lorsque le

stratifié est soumis à des sollicitations dans son plan (Figure 1b), Kirchoff le considère comme une superposition de couches élémentaires parfaitement liées [5]. En conséquence, toute droite normale à la surface moyenne avant déformation restera droite et normale après déformation et gardera la même longueur. De ce fait, on ignore respectivement les distorsions angulaires et la déformation linéaire dans les plans perpendiculaires à la surface moyenne:

$$\chi_{xz} = \chi_{yz} = 0 \quad , \quad v_z = 0. \tag{4}$$

où z indique la direction de la normale au plan moyen.

Dans le cas d'une plaque travaillant seulement en membrane, on a une répartition continue de contraintes dans une couche, mais discontinue d'une couche à une autre. Ainsi, les efforts de membrane seront exprimés sous la forme :

$$\begin{Bmatrix} N_x \\ N_y \\ N_{xy} \end{Bmatrix} = \sum_{k=1}^N \int_{z_{k-1}}^{z_k} \begin{Bmatrix} \dagger_x \\ \dagger_y \\ \dagger_{xy} \end{Bmatrix}_k dz \tag{5}$$

$z_k$  et  $z_{k-1}$  sont respectivement les coordonnées de la couche d'ordre-k et k-1 dans la direction perpendiculaire au stratifié. N représente le nombre de plis composant la plaque composite.

Afin de décrire le comportement hygrothermo-mécanique du stratifié, on substitue la relation (3) dans (5). L'action d'une sollicitation extérieure provoque donc, en tout point de la surface moyenne du stratifié des déformations planes  $\varepsilon_{ij}^o$  et des courbures  $\kappa_{ij}$  :

$$\begin{Bmatrix} N_x \\ N_y \\ N_{xy} \end{Bmatrix} = \begin{bmatrix} A_{11} & A_{12} & A_{16} \\ A_{12} & A_{22} & A_{26} \\ A_{16} & A_{26} & A_{66} \end{bmatrix} \begin{Bmatrix} v_x^o \\ v_y^o \\ \chi_{xy}^o \end{Bmatrix} + \begin{bmatrix} B_{11} & B_{12} & B_{16} \\ B_{12} & B_{22} & B_{26} \\ B_{16} & B_{26} & B_{66} \end{bmatrix} \begin{Bmatrix} |_x \\ |_y \\ |_{xy} \end{Bmatrix} - \begin{Bmatrix} N_x^{HT} \\ N_y^{HT} \\ N_{xy}^{HT} \end{Bmatrix} \tag{6}$$

Dans laquelle les rigidités de membrane  $A_{ij}$ , les rigidités de couplage  $B_{ij}$  et les forces hygrothermiques  $N_{ij}^{HT}$  sont obtenues respectivement de la façon suivante:

$$A_{ij} = \frac{h}{N} \sum_{k=1}^N (\overline{Q}_{ij})_k, \quad B_{ij} = \frac{1}{2} \sum_{k=1}^N (\overline{Q}_{ij})_k (z_k^2 - z_{k-1}^2),$$

$$\begin{Bmatrix} N_x^{HT} \\ N_y^{HT} \\ N_{xy}^{HT} \end{Bmatrix} = \int \begin{bmatrix} \overline{Q}_{11} & \overline{Q}_{12} & \overline{Q}_{16} \\ \overline{Q}_{12} & \overline{Q}_{22} & \overline{Q}_{26} \\ \overline{Q}_{16} & \overline{Q}_{26} & \overline{Q}_{66} \end{bmatrix} \begin{Bmatrix} r_x \\ r_y \\ r_{xy} \end{Bmatrix}_k \Delta T dz \tag{7}$$

h est l'épaisseur totale de la plaque composite.

### 3. PREVISION DE LA RUPTURE DU MATERIAU

L'évaluation de la tenue du matériau composite travaillant en traction et sous différentes conditions d'environnement est assurée par le critère de rupture de Tsai-Hill. Il permet de prévoir la résistance ultime du pli le moins résistant [6] :

$$\left(\frac{\tau_1}{X}\right)^2 + \left(\frac{\tau_2}{Y}\right)^2 - \frac{\tau_1\tau_2}{X^2} + \left(\frac{\tau_{12}}{S}\right)^2 \leq 1 \quad (8)$$

X et Y sont respectivement les contraintes de rupture en traction du pli [0°] et [90°]. S est la contrainte de rupture en cisaillement dans le plan (1,2) du pli [0°].

Il n'y a pas donc rupture du matériau tant que les contraintes régnant dans ce dernier ne dépassent pas les contraintes ultimes.

La prédiction des différents modes de rupture et zones d'endommagement du pli est déterminée par la théorie de la contrainte maximale [6,7]:

$$\tau_1 < X \quad , \quad \tau_2 < Y \quad , \quad |\tau_{12}| < S \quad (9)$$

Si l'une des inéquations n'est plus vérifiée, l'état limite est atteint, la rupture étant alors attribuée à la contrainte correspondant à cette inéquation.

### 4. INTERPRETATION DES RESULTATS

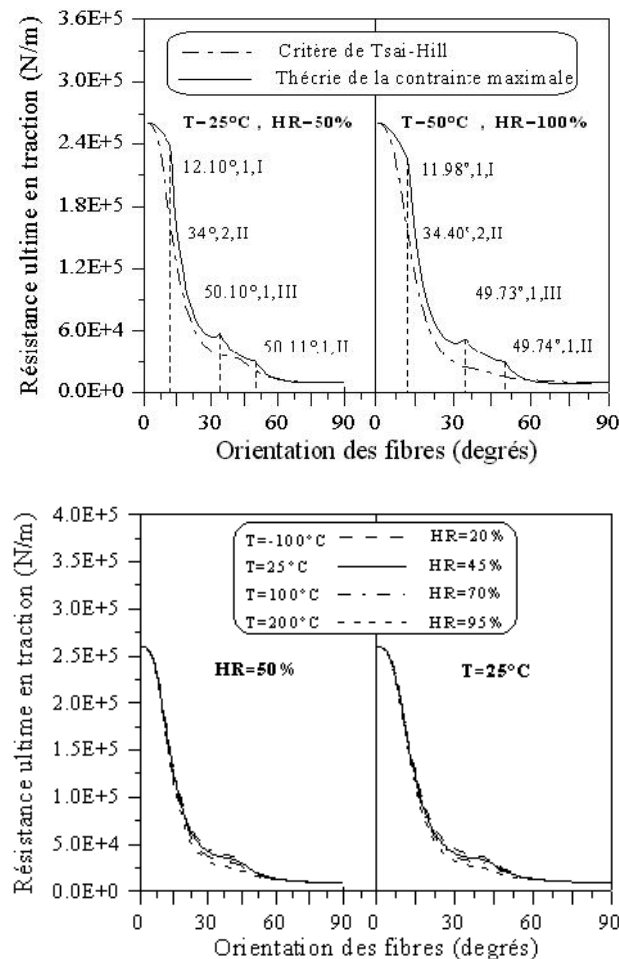
#### Cas du matériau composite carbone HR/époxyde

Le matériau composite considéré dans cette étude est renforcé à 66% de son volume par un réseau unidirectionnel de fibres de carbone HR. Les caractéristiques élastiques et propriétés mécaniques du pli composite spécialement orthotrope carbone HR/époxyde (AS/35201) sont résumés dans le tableau 1 [8]. La superposition de huit plis élémentaires réguliers et d'orientations alternés à + /- constitue le stratifié symétrique équilibré d'épaisseur 1.44mm. Les deux plis disposés symétriquement présentent, de part et d'autre du plan moyen, la même orientation et sont de même nature.

**Tableau 1.** Caractéristiques techniques du pli composite carbone HR/époxyde.

E <sub>1</sub> (Gpa)	E <sub>2</sub> (Gpa)	<sub>12</sub>	G <sub>12</sub> (Gpa)	X (Mpa)	Y (Mpa)	S (Mpa)	<sub>1</sub> (10 <sup>-5</sup> °C)	<sub>2</sub> (10 <sup>-5</sup> °C)	<sub>1</sub>	<sub>2</sub>
135	9.14	0.32	3.99	1447	52	93	-0.12	3.4	0	0.59

La concentration maximale en fonction de l'humidité relative est  $C_{\infty} = 0.019H$ . A partir des spectres des efforts de traction limites par unité d'envergure, représentés sur la figure 2a à différentes températures et humidités relatives, on remarque la forte résistance des stratifiés unidirectionnels ne comportant des fibres que dans le sens longitudinal de la plaque. Au fur et à mesure qu'on s'approche de l'orientation  $90^{\circ}$ , la décroissance des résistances est rapide. C'est la résine thermodurcissable qui est responsable de cette dégradation. De plus, on constate que le changement de température ou de concentration en humidité ne présente pas d'influence sur l'évolution de la résistance en traction du stratifié que lorsque l'orientation des fibres varie entre  $12^{\circ}$  et  $60^{\circ}$  et le degré d'anisotropie du matériau augmente.



**Fig.2.** Evolution de la résistance ultime en traction et identification des différents modes de rupture du stratifié symétrique équilibré [+ / - ]<sub>4s</sub> travaillant sous différentes conditions d'environnement.

Par l'utilisation de la théorie de la contrainte maximale, on distingue sur la figure 2b trois modes de rupture du matériau dépendant de l'orientation des fibres. A des conditions d'environnement sévères, les zones I et III, correspondant respectivement à la rupture des fibres de carbone et cisaillement de la matrice parallèlement au renfort des plis extérieurs, se rétrécit. En revanche et à deux intervalles angulaires différentes, la seconde zone d'endommagement regroupant les plis responsables de la ruine du matériau par traction de la matrice augmente. De ce fait, le chargement hygrothermique influe beaucoup sur la résistance de la résine et favorise sa rupture.

### Cas du matériau composite hybride verre-carbone/époxyde

Lorsque Le matériau composite est renforcé à 60% de son volume par un réseau unidirectionnel de fibres de verre-E. Les caractéristiques élastiques et propriétés mécaniques des plis composites spécialement orthotropes verre-E/époxyde et carbone HR/époxyde sont résumés dans le tableau 2 [6].

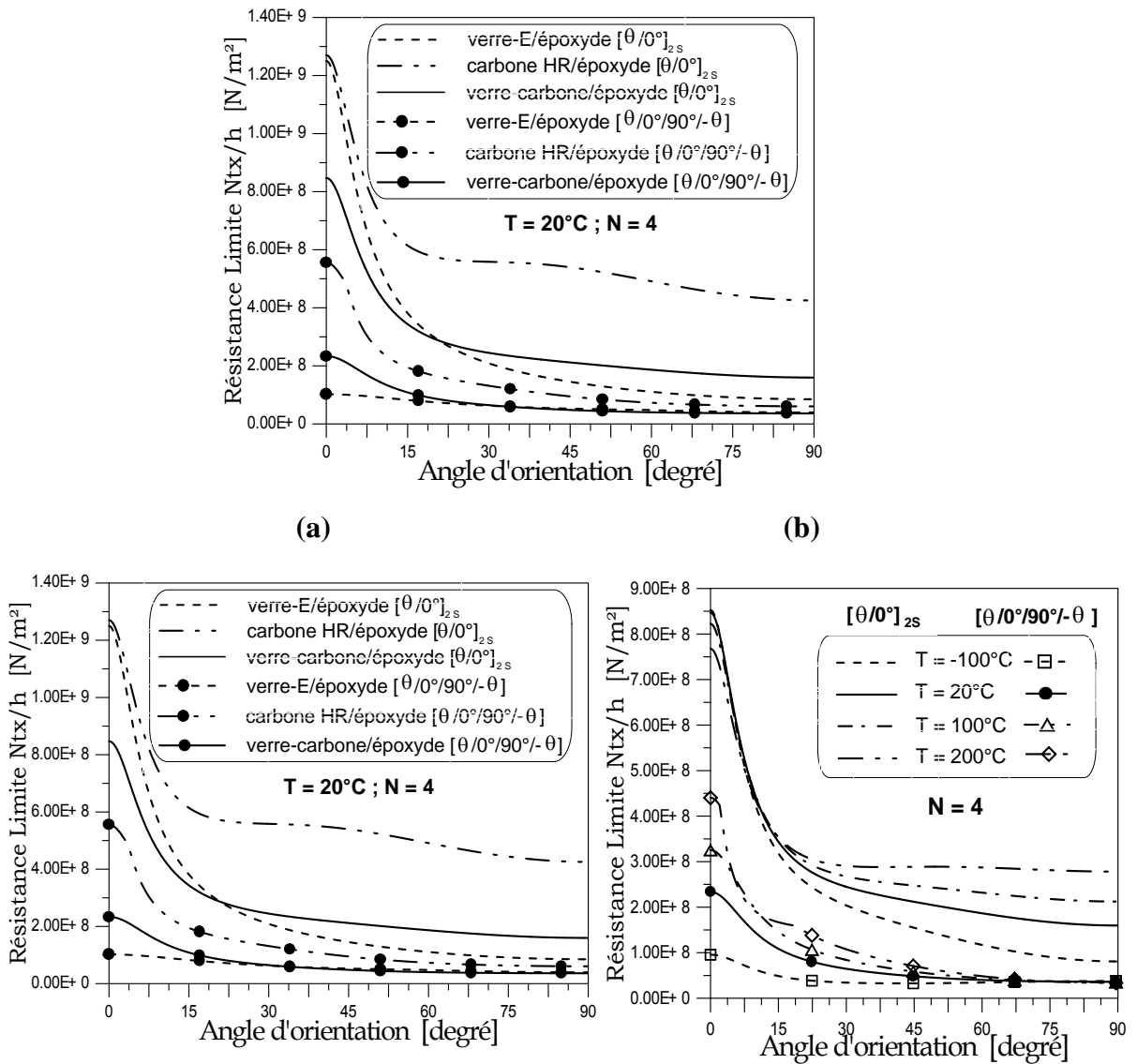
La fabrication de plaques composites hybrides verre-carbone/époxyde permet d'améliorer les performances thermomécaniques du matériau (figure 3a). Le choix d'une séquence d'empilement symétrique entraîne l'élévation de ses caractéristiques par rapport à l'antisymétrique. Par ailleurs, le chargement en traction des plaques composites  $[\theta/0^\circ]_{2s}$  et  $[\theta/0^\circ/90^\circ/-\theta]$  se trouvant initialement à la température ambiante (figure 3b), provoque une croissance de leur résistance limite lorsque T passe de  $-100^\circ\text{C}$  à  $200^\circ\text{C}$  (Figure 3a) et  $\theta$  s'éloigne de  $0^\circ$ . C'est la résine thermodurcissable qui est responsable de cette élévation.

**Tableau 2.** Constantes élastiques et propriétés mécaniques des deux plis unidirectionnels verre-E/époxyde et carbone HR/époxyde renforcés à 60% de leurs volumes

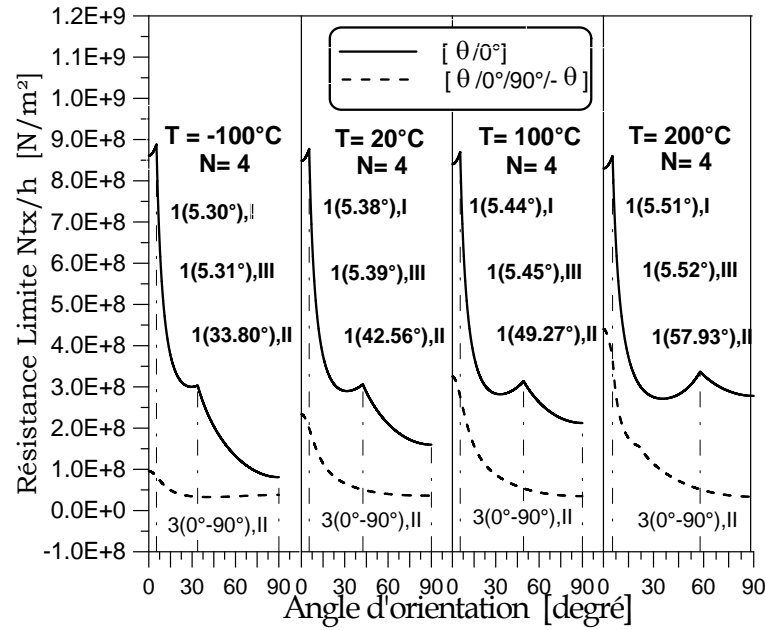
	Verre-E/époxyde	Carbone HR/époxyde
$\rho$ [ $\text{kg/m}^3$ ]	2080	1530
$E_1$ [GPa]	45	134
$E_2$ [GPa]	12	7
$\nu_{12}$	0.3	0.25
$G_{12}$ [GPa]	4.5	4.2
X [MPa]	1250	1270
Y [MPa]	35	42
S [GPa]	63	63



A partir des spectres des efforts de membrane limites, représentés sur la figure 4, on distingue trois modes de rupture de la plaque composite  $[\theta/0^\circ]_{2s}$ . La zone I, correspondant à la rupture en traction des fibres unidirectionnelles, et la zone III, regroupant les plis extérieurs responsables de la ruine du matériau par cisaillement de la matrice époxyde parallèlement aux fibres de carbone HR, s'élargissent chaque fois que la température augmente. Au fur et à mesure que  $\theta$  s'approche de  $90^\circ$ , le mode de rupture change vers une fissuration produite par traction de la résine parallèlement au renfort. Cette zone II devient plus étroite lorsque la température croit. Par ailleurs, le stratifié antisymétrique  $[\theta/0^\circ/90^\circ/-\theta]$  présente une rupture par traction de la matrice du pli intérieur orienté à  $90^\circ$ .

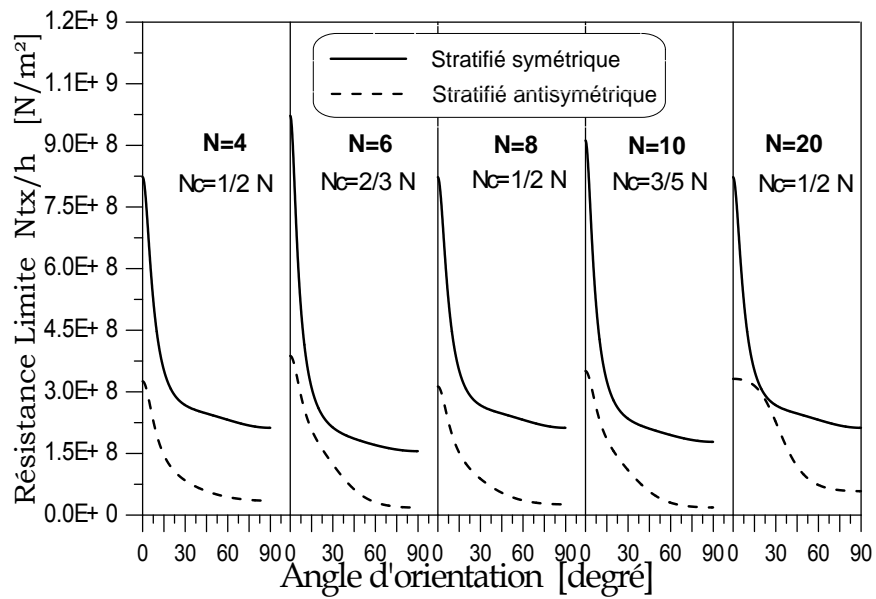


**Fig.3.** Variation de la résistance à la rupture en traction en fonction de l'orientation des fibres de différentes plaques stratifiées.



**Fig.4.** Evolution des différentes zones d'endommagement des plaques stratifiées  $[0^\circ/\theta]_{2S}$  et  $[\theta/0^\circ/90^\circ/-\theta]$  pour différentes températures.

La comparaison du comportement mécanique des plaques composites à un nombre de plis croissant ( $N=4, 6, 8, 10$  et  $20$ ) et à  $T=100^\circ\text{C}$  montre, sur la figure 5, que la résistance à la rupture de la plaque devient importante chaque fois que le nombre de plis en carbone HR/époxyde  $N_c$  devient supérieur à celui des plis en verre-E/époxyde.



**Fig.5.** Comparaison des résistances à la rupture en traction, à  $T=100^\circ\text{C}$ , des stratifiés symétriques et antisymétriques composés de  $N$  plis.

## 5. CONCLUSION

L'adoption de pales de rotors d'éoliennes en matériaux composites carbone HR/époxyde a permis l'amélioration de leur comportement hygrothermo-mécanique en optimisant les performances de la structure sollicitée. Contrairement aux autres matériaux renforcés seulement par des fibres de verre-E ou de carbone HR, le composite hybride travaillant en traction est sensible à l'élévation de la température. C'est pourquoi qu'on peut s'exprimer pleinement une qualité essentielle des composites à renforts mixtes, qui est de pouvoir conférer au matériau l'anisotropie optimale, par le choix de l'orientation et de la nature des fibres. Les stratifiés symétriques renforcés par des fibres mixtes résistent mieux au chargement thermomécanique que les plaques antisymétriques. L'élévation de la température provoque une augmentation de la résistance des plaques stratifiées lorsque  $\theta$  s'éloigne de  $0^\circ$ . Ce changement de résistance est dû à l'amélioration des propriétés mécaniques de la résine thermodurcissable sous l'effet de la chaleur. Le changement des conditions d'environnement et du nombre des plis a laissé d'adopter les stratifiés  $[\theta/0]_{3s}$  comme la séquence d'empilement optimale capable de mieux se comporter.

## 6. REFERENCES

- [1] Christensen R M. Journal of composite Materials. 1990, 24 (8), 796-800.
- [2] Sauder C., Lamon J., et Pailler R. Composite science technology. 2002, 62, 499-504.
- [3] Rupnowski P., Gentz M. et Kumosa M. Composites Science and Technology. 2006, 66(7-8), 1045-1055.
- [4] Harper B D. et Weitsman Y. International journal of solid structures. 2000,21( 8).
- [5] JONES R M. Mechanics of composite materials, John wiley & Sons, New York, 1975.
- [6] Gommers B., Verposy I. et Van Houtte P. Journal of composite materials. 1998, 32, ,102-122.
- [7] Berthelot J.M. 1996, *Matériaux composites*, Masson, Paris.
- [8] Gay D. 1989, *Matériaux composites*, Hermès, Paris.

## EFFET DU FACTEUR CLIMATIQUE SUR LE COMPORTEMENT MECANIQUE DES PALES D'EOLIENNES : APPLICATION DES MATERIAUX COMPOSITES HYBRIDES

### RESUME

Le grand intérêt qu'apporte l'énergie éolienne dans le développement des différents secteurs économiques encourage à contribuer dans l'amélioration des performances hygrothermo-mécaniques des pales de rotors d'éoliennes à axe horizontal. L'utilisation des matériaux composites entraîne un gain de poids substantiel, une résistance aux contraintes directionnelles que la pale subira au cours de son travail et une réduction des pertes aérodynamiques et mécaniques. L'adoption de matériaux composites à renforcement unidirectionnel carbone HR/époxyde permet de procurer à la structure une haute résistance à l'usure et une diminution du phénomène de portance créé autour du profil aérodynamique de la pale en mouvement relatif par rapport à la vitesse du vent. L'évaluation de la tenue de tels composites à séquence d'empilement [+ /- ]<sub>4S</sub>, à l'effet conjugué de la température, de l'humidité et de l'effort de traction constitue l'axe principal de cette contribution. Afin de minimiser les coûts, notre analyse s'orientera vers les matériaux composites hybrides verre-carbone/époxyde se présentant sous forme de stratifiés symétriques [ $\theta/0^\circ$ ]<sub>2S</sub> et antisymétrique [ $\theta/0^\circ/90^\circ/-\theta$ ]. Les résultats obtenus ont montré que leur utilisation contribue à l'amélioration de leur comportement thermomécanique en entraînant des gains de performance, de poids, des économies de coût et d'énergie.

**Mots clés :** Pale éolienne, Composite hybride, Température, Humidité, Rupture.

### How to cite this article

Mili F, Lekrine A, Bouyaya L and Bourouis F. Effect of climatic factor on the mechanical behaviour of aeolian blades: application of hybrid composite materials. J Fundam Appl Sci. 2010, 2(1), 23-34.