

## Comportement en flexion de matériaux composites à fibres courtes

A. Djebbar<sup>a</sup>, M. Salvia<sup>b</sup>, S.Larbi<sup>a</sup>

- <sup>a</sup>. *Laboratoire de Mécanique, Structure, Energétique (L.M.S.E), Faculté du Génie de la Construction, Département de Génie Mécanique, Université de Tizi-Ozou (Algérie).*
- <sup>b</sup>. *Département L.T.D.S, Ecole Centrale de Lyon, 36 avenue guy de Colongue, Lyon (France).*

### Résumé :

L'objectif de ce travail est l'analyse du comportement en fatigue d'un composite à matrice en polypropylène et fibres de verre courtes (type E) obtenu par le procédé d'injection. Les courbes de Wöhler sont tracées pour les critères de fin d'essais,  $N_{10}$ ,  $N_{20}$ . Nous avons relevé les mécanismes de dégradation en temps réel lors des essais de fatigue et nous avons essayé de relier ces mécanismes aux interfaces générées par le procédé.

**Mots clés :** Composite, Polypropylène, Statique, Fatigue, Rigidité, Mécanismes.

### Abstract:

The objective of this work is the analysis of the fatigue behavior of a composite with matrix out of polypropylene and short glass fibers (standard E) obtained by the process of injection. The curves of Wöhler are plotted for the criteria of end of tests,  $N_{10}$ ,  $N_{20}$ . We raised the mechanisms of degradation in real-time during the fatigue tests and we tried to connect these mechanisms to the interfaces generated by the process.

**Key words:** Composite, Polypropylene, Statics, **Fatigue**, Rigidity, Mechanisms

## 1. Introduction

Les composites à fibres de verre discontinues renforçant une matrice en polypropylène, ont connu de nombreuses applications ces dernières années, notamment dans le domaine de l'industrie automobile et celui de l'aérospatiale. Une grande attention porte sur l'étude de ces matériaux vue leur application principale d'absorbeur d'énergie et ce dans une perspective à la fois économique et scientifique, à savoir un gain de poids, de coût des structures et une fiabilité de comportement à long terme. Une étude a démontré que selon l'orientation des fibres, les composites à matrice polypropylène présentent un meilleur comportement à la fatigue, soit supporter des déformations importantes dans le sens transversal, soit une bonne résistance à la fatigue dans le sens longitudinal. Plus particulièrement, cette étude délimitait quatre zones de variation des propriétés à partir de l'orifice d'injection latéral [1]. Cette conclusion conforte nos résultats présentés dans la partie expérimentale

L'objectif de notre étude est de soumettre le matériau obtenu également par le procédé d'injection moulage, avec l'orifice d'injection se situant au centre des plaques composites aux tests statiques et aux essais de **fatigue en flexion**.

### 1.1. Orientation des fibres

Le procédé d'injection pour l'obtention des structures composites à fibres courtes se présentent avec l'orifice d'injection se trouvant à l'extrémité (fig.1) ou au centre des plaques. La

figure 1, représente l'orientation mesurée dans une plaque en polypropylène renforcée à 30% en fibres de verre discontinues de 4mm d'épaisseur [1].

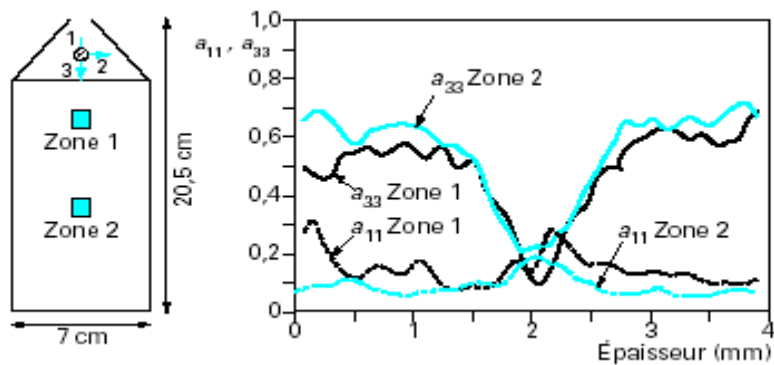
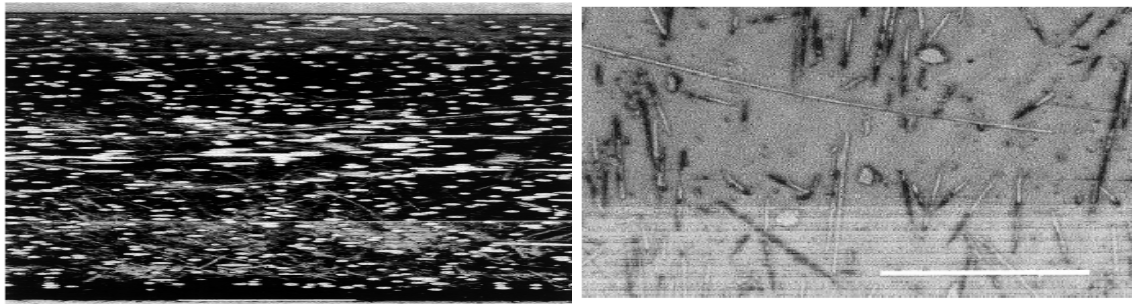


Fig.1. Orientation dans une plaque renforcée par 30% de fibres de verre

Les fibres sont principalement disposées parallèlement au plan de la pièce. Près de l'orifice d'injection (zone1), on constate l'existence de zone de cœur dans laquelle les fibres sont fortement alignées perpendiculairement à la direction de l'écoulement. Cela est dû au divergent que constitue la zone d'entrée. Au-delà de l'entrée (zone2), en peau les fibres tendent à s'orienter parallèlement à la direction de l'écoulement en raison du cisaillement qui prédomine. Cette structure cœur - peau (fig.2), se trouve très souvent dans les pièces injectées (micrographie a et b) [2].



a)- vue dans l'épaisseur de la pièce

b)- vue dans le plan de la pièce

Fig.2. Observation de l'orientation des fibres.

## 2. Matériaux

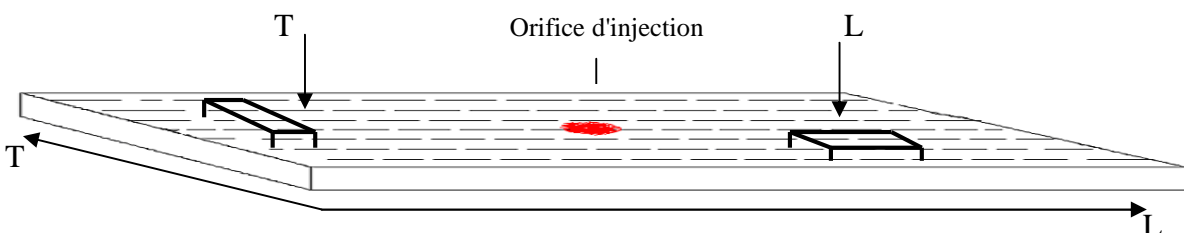


Fig.3. Prélèvement des éprouvettes d'essai longitudinales (L) et transversales (T)

Le composite formé d'une matrice thermoplastique (PP), renforcée par des fibres de verre E discontinues (40% en masse), le taux du renfort est obtenu par une perte au feu. Les éprouvettes de dimensions  $(15 \times 100 \times 4) \text{ mm}^3$  sont découpées dans une plaque réalisée par injection moulage sous forme de plaques de dimensions  $(600 \times 200 \times 4) \text{ mm}^3$ . Le point d'injection se trouvant au centre du moule (fig. 3). Nous définissant une zone 1 située près du centre d'injection et au-delà une zone 2.

### 3. Caractérisation mécanique du matériau

#### 3.1. Comportement à rupture en flexion monotone

Les caractéristiques mécaniques du STAMAX sollicité dans les sens longitudinal et transversal obtenus, seront utilisées à la définition des paramètres du cycle de fatigue. Au-delà de ces caractéristiques mécaniques, nous avons suivi l'endommagement en flexion statique afin de mieux choisir les niveaux de déformations de l'essai de fatigue. Rappelons que les essais ont été réalisés avec une valeur de  $L/h = 20$  (Distance entre appuis/épaisseur) et à une vitesse de déplacement de la panne de 2 mm/ min. Les valeurs moyennes sur six éprouvettes pour le STAMAX sens longitudinal des fibres et le STAMAX sens transversal des fibres sont récapitulés dans le tableau.1

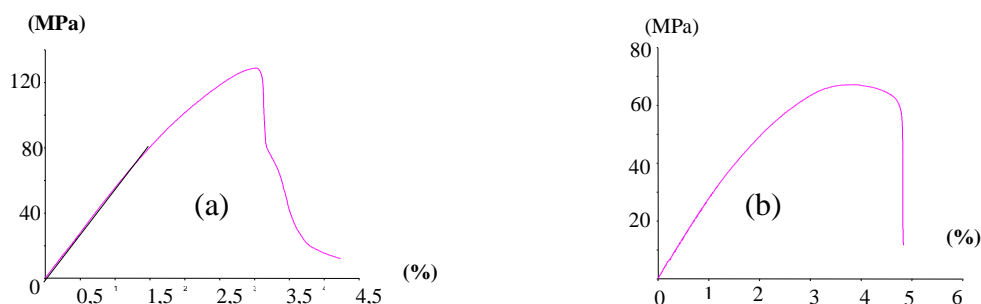


Fig..4. Courbes de flexion statique du STAMAX sens longitudinal (a) et transversal (b)

Comme le montre la figure 4, le comportement à rupture en flexion du composite verre/polypropylène, nous relevons que les courbes d'essais statiques de flexion trois points obtenues pour les deux directions (fig.4 - a et b), nous permettent de distinguer trois zones ; une zone linéaire correspondant au comportement élastique du matériau, puis une deuxième non linéaire associée à l'apparition de la déformation plastique et une zone de rupture. Les caractéristiques mécaniques calculées, montrent que le procédé utilisé génère une certaine anisotropie du matériau. D'autres résultats associés au mode de sollicitation sont détaillés dans [3].

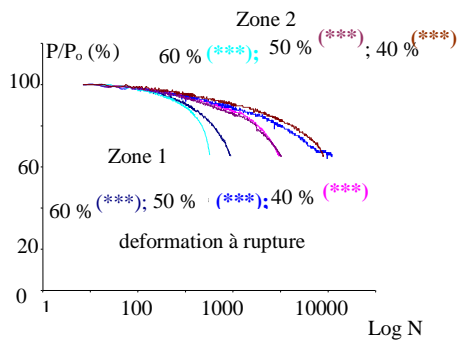
**Tableau.1.** Caractéristiques mécaniques en flexion 3 points.

Référence matériau	Module d'Young E (GPa)	Contrainte à la rupture $R$ (MPa)	Déformation longitudinale maximal $\epsilon_r$ en %
STAMAX sens longitudinal	5.4 +/- 0.45	129.1 +/- 0.5	3.1 +/- 0.31
STAMAX sens transversal	2.5 +/- 0.17	62 +/- 3.2	4.8 +/- 0.5

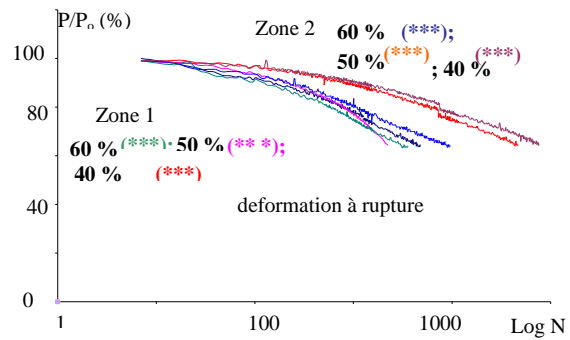
On remarque que, le module du STAMAX sens longitudinal est logiquement supérieur au module du STAMAX sens transversal des fibres.

#### 3.2. Comportement en flexion cyclique

La caractérisation en fatigue du matériau du STAMAX dans le sens longitudinal et transversal des fibres se fera d'une part par le tracé de la courbe de Wolher d'autre part par l'analyse de l'endommagement du matériau à différents niveaux de sollicitation. L'étude en fatigue du matériau STAMAX se fera aux niveaux de sollicitations à rupture suivants : 40%, 50% et 60% de  $\epsilon_r$  mesuré en conditions monotones. Ces niveaux ont été choisis à partir des observations précédentes : 40 et 50 %  $\epsilon_r$  domaine élastique ; 60 %  $\epsilon_r$  début de l'endommagement. Les essais ont été effectués à  $R = 0.2$ , à la fréquence de 25Hz et le rapport  $L/h = 20$ . Les courbes de perte de raideur (fig.5), (fig. 6), sont tracées afin de déterminer les valeurs permettant de tracer les courbes de Wöhler, elles permettent aussi d'évaluer l'endommagement du matériau.



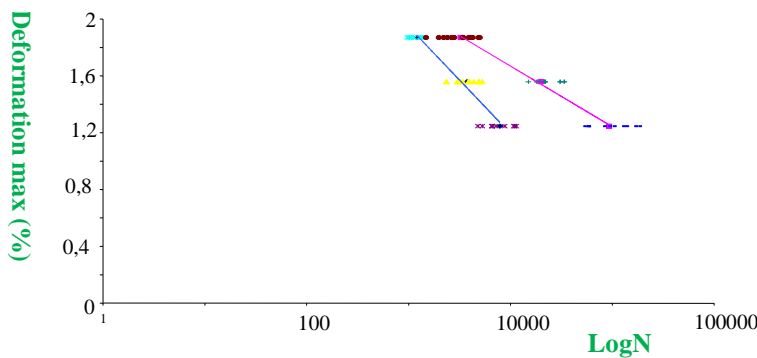
**Fig. 5.** Courbes de la perte de raideur du Stamax sens longitudinal des fibres en flexion 3 points



**Fig.6.** Courbes de la perte de raideur du Stamax sens travers des fibres en flexion 3 points.

### 3.2.1. Courbes d'endurance.

Nous remarquons que dans les deux cas, les courbes d'endurance (fig.7) sont des droites conformément aux résultats classiques observés dans [4], [5], [6]. Les équations des droites peuvent être présentées par :  $\max = A - B \cdot \log N_x$  et sont données dans le tableau 2.



**Fig. 7.** Courbes de Wöhler de perte de raideur  $N_{10}$ ,  $N_{20}$ , sens longitudinal des fibres

**Tableau. 2.** Equations des courbes d'endurance et valeurs de A et B pour les critères  $N_{10}$  et  $N_{20}$

Matériau	sens	Critère $N_{10}$	Critère $N_{20}$
STAMAX	Longitudinal (L)	$\max = 3,44 - \log N_{10}$	$\max = 3,0 - 0,32 \log N_{20}$
	Transversal (T)	$\max = 5,25 - \log N_{10}$	$\max = 4,92 - 0,76 \log N_{20}$

Les échantillons découpés dans le sens transversal présentent une résistance faible à l'accumulation des efforts (B grand), mais pouvant subir des amplitudes de déformation importantes (A grand). En revanche dans le sens longitudinal, il y aura rupture progressive des fibres. La propagation du dommage est ensuite ralentie, cela permet d'obtenir une amélioration du comportement du matériau aux sollicitations cycliques (B faible). On peut remarquer que les courbes à différents critères de durée de vie ne sont pas parallèles. Dans le but de comprendre ces résultats nous avons visualisé au microscope optique les zones de rupture des éprouvettes aux différents niveaux de déformation. Les micrographies ci-dessous présentent l'endommagement en fin d'essai au niveau de la fissure pour les éprouvettes des zones 1 et 2.

### 3.2.2. Microfractographie des faciès de rupture.

Les propriétés des zones 1 et 2 des plaques apparaissant jusqu'à ce niveau peu différenciables lors des essais de fatigue, nous allons analyser au MEB les faciès de rupture du STAMAX sens longitudinal et sens transversal des fibres dans les zones 1 et 2 dans le but de détecter des éventuelles différences au niveau des faciès de rupture. Par ailleurs, le MEB nous permet d'évaluer la bonne mouillabilité des fibres de verre dans le polypropylène.

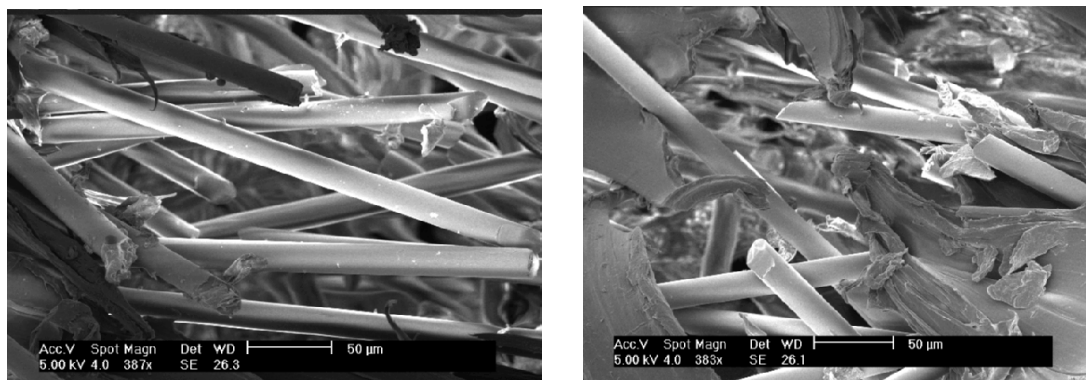


Fig. 8. Micrographies zone1 sens longitudinale

La micrographie (fig.8), présente le faciès de rupture des éprouvettes de sens longitudinal de la zone 1 de la plaque. On remarque une orientation globale des fibres dans le sens longitudinal, la grande déformation de la matrice entre les fibres et un peu de matrice résiduelle à la surface des fibres, caractéristique d'une interface moyenne. On note de nombreuses fibres cassées.

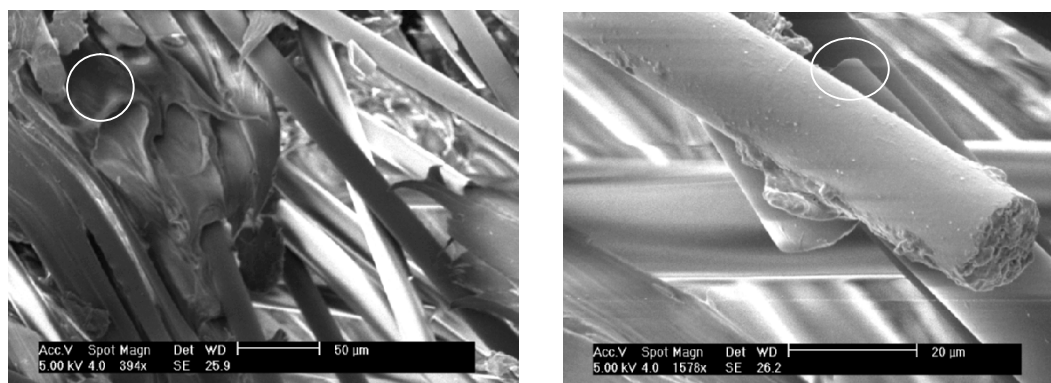


Fig. 9. Micrographies zone2, sens longitudinale.

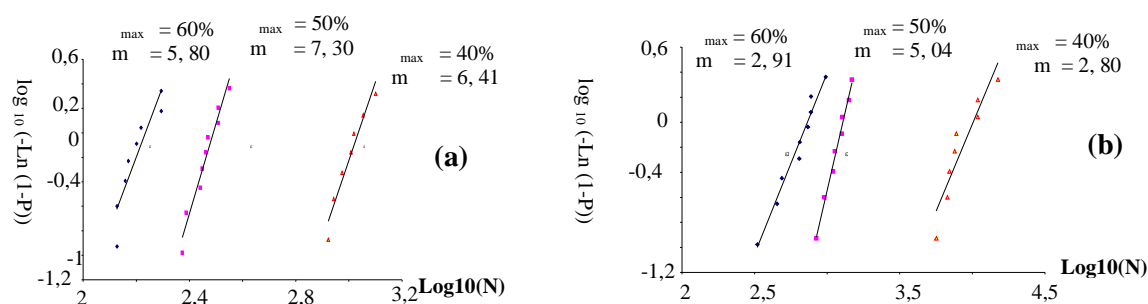
La micrographie (fig.9) présente le faciès de rupture des éprouvettes dans les sens, longitudinal découpées dans la zone 2 de la plaque. On peut noter comme auparavant une grande déformation de la matrice polypropylène, une orientation globale des fibres dans le sens longitudinal et de la matrice sur la surface des fibres. De nombreuses fibres rompues sont à noter. Les faciès de rupture des éprouvettes des zones 1 et 2 du STAMAX sens longitudinal des fibres présentent tous deux les mêmes dommages, ils sont donc similaires, ce qui explique que la dispersion des courbes de raideur est peu liée à la zone où sont prélevées les éprouvettes.

Les faciès de rupture de l'éprouvette la zone 2 du sens transversal des fibres montre une grande déformation de la matrice, des surfaces de fibres quelque peu recouvertes par des fragments de matrice, et de nombreuses ruptures de fibres. Les faciès de rupture des éprouvettes des zones 1 et 2, présentent les mêmes particularités. On peut dire qu'ils sont similaires. En effet les observations des micrographies permettent de bien expliquer les résultats trouvés en sollicitations monotones, dont le

comportement est gouverné par la matrice dans le sens transversal, ou la contribution des fibres est prépondérante dans le cas des éprouvettes découpées dans le sens longitudinal.

### 3.2.3. Diagrammes de Weibull

La représentation de la dispersion des résultats a été faite par le tracé du diagramme de Weibull. La figure 10, ci-dessous, présentent les diagrammes de Weibull à 10% et 20% de perte de raideur pour des niveaux de déformation ( $\epsilon_{max}$ ) de 60, 50 et 40%. Nous notons une dispersion peu différente d'un niveau à l'autre pour le critère  $N_{10}$  (fig.10 - a). La figure (10 - b) présente les diagrammes de Weibull à 20% de perte de raideur, une tendance à la diminution de la dispersion avec le niveau de déformation est relevée.



**Fig.10.** Diagrammes de Weibull sens transversal des fibres pour une chute de rigidité de 10 % (a) et 20 % (b) à différents niveaux de déformation.

## 4. Conclusion

En effectuant une comparaison entre les deux diagrammes de Wöhler à 10% et 20%, de chute de rigidité, on remarque que la propagation de l'endommagement se fait plus lentement dans le cas des composites longitudinaux (paramètre B de la courbe d'endurance). En effet, le mécanisme d'endommagement est gouverné par la rupture progressive des fibres (mécanisme d'endommagement cumulatif). Cependant les déformations supportées par le matériau longitudinal (paramètre A) sont beaucoup plus faibles en particulier si on travaille dans le domaine oligocyclique. On devra en tenir compte dans des applications industrielles. En outre, il semble que le comportement en fatigue est peu influé par la position du matériau par rapport au point d'injection.

## 5. Références

- [1] M. Vincent ; "Orientation des fibres courtes dans les pièces en thermoplastique renforcé"; AM3729 -2003.
- [2] A. Pegoretti; T. Ricc , "Fatigue crack propagation in polypropylene reinforced with short glass fibres" D. M. E Trento Elsevier, 1999.
- [3] A. Djebbar, M. Salvia, M. Djelil, " Etude du comportement mécanique d'un matériau composite à fibres courtes sollicité par flambement "; Matériaux & Techniques 97, 189-200 (2009).
- [4] S.Tamboura, H.Sidhom, D.Baptiste, J.Fitoussi, " Evaluation de la tenue en fatigue du composite SMC R42", Matériaux et Techniques, N° 3-4-2001.
- [5] J. Zhou and al, Applied Composites Materials 1, 183-195, 1994.
- [6] K. Zhu; S.Schmauder, "Prediction of the failure properties of short fiber reinforced composites with metal and polymer matrix". M. P. A. Stuttgart : Elsevier, 2003,