

MECANISME DE FISSURATION TRANSVERSE EN TRACTION D'UN MATERIAU COMPOSITE A UTILISATION ORTHOPEDIQUE

Reçu le 12/07/2003 – Accepté le 31/12/2004

Résumé

Le matériau étudié est constitué d'une résine polyester et des renforts verre/perlon. Ce composite est obtenu par moulage au sac sous vide, procédé adapté à la fabrication des prothèses au niveau de l'ONAAPH. L'objet de ce travail est de déterminer les caractéristiques mécaniques du matériau et d'étudier les mécanismes d'endommagements résultants.

Dans cette optique, des essais de traction sur des éprouvettes prismatiques sont menés. Les courbes contraintes-déformations montrent un comportement spécifique du matériau traduisant l'évolution de l'endommagement sous forme de multiplication et de propagation de fissures transverses. Les résultats des essais sont exploités pour la mesure du paramètre de Weibull. La valeur trouvée s'inscrit dans la plage des valeurs relatives aux matériaux composites à matrice plastique.

Mots clés: Composite, traction, fissuration transverse, délaminage, statistiques de la rupture.

Abstract

The material used in this investigation is a polyester resin reinforced by glass and perlon tissue. This composite is used to manufacture orthopaedic prosthesis at the ONAAPH. The aim of this work is to determinate the mechanical features and to study the fracture mechanisms resulting from tests. Tensile tests are made on prismatic specimen; the corresponding stress-deformation diagram shows a specific behaviour relating the damage evolution as transverse fracture propagation.

Keywords: Composite, Tensile tests, transverse fracture, delamination, statistics of the rupture.

M. BENAMIRA¹

A. HAIACHEM¹

B. REDJEL²

¹Département de Génie
Mécanique

²Département de Génie Civil

Faculté des Sciences de

l'Ingénieur

BP 12, Université Badji Mokhtar

23 000 Annaba (Algérie)

ملخص

المادة المدروسة مكونة أساسا من رثين بوليستر وتعزيزات زجاجية وقطنية. طريقة التحصل عليها هي القولية في كيس مفرغ، مع بعض التعديلات لانسجام أكبر لتصنيع أجهزة ترقيعات الخاصة بالمعوقين. الهدف من هذا العمل هو تحديد الخصائص الميكانيكية للمادة ودراسة ميكانيكيات التدهور الناجمة.

لهذا قمنا بتجارب تمدد على عينات متماثلة الحجم والشكل. النتائج المحصل عليها هي منحنيات الضغط مقابل التشوه. هذه المنحنيات تبين سيرة خاصة للمادة تحت تأثير القوة المطبقة والتي تمثل تطور حالة الانهيار على شكل تكاثر وانتشار التشقق العرضي. استغلنا النتائج المحصل عليها لقياس ثابت Weibull والقيمة المحصل عليها تدرج ضمن القيم الخاصة بالمواد البلاستيكية المعززة.

الكلمات المفتاحية: بوليستر، تجارب تمدد، انتشار التشقق العرضي.

L'utilisation des matériaux composites connaît ces dernières années une expansion remarquable. La diversité des produits et des techniques de transformation les font pénétrer des marchés de la mécanique jusqu'alors traditionnellement réservés aux matériaux métalliques. Ce type de matériau est exploité avec succès dans la fabrication des prothèses orthopédiques pour les personnes handicapées. L'intérêt porté à l'égard des composites dans ce domaine réside dans la volonté de réduire le poids de la structure et d'assurer une bonne résistance mécanique tout en garantissant une aptitude au formage simple et peu coûteux.

Malgré cette utilisation accrue des matériaux composites, adopté comme solution technologique dans divers domaines, il apparaît que les problèmes liés à la fabrication sont plutôt à l'origine d'un grand nombre de défaillances des pièces et structures à base de polymères renforcés. Des ruptures prématurées peuvent être dues à certains défauts introduits au moment de la transformation, à des facteurs non ou mal considérés lors de la conception ou encore à une mauvaise utilisation des pièces [1].

Dans le but d'une mise en œuvre correcte des pièces, on a introduit la notion de processabilité qui définit une fourchette de paramètres utilisables, car dans le cas du procédé RTM, les défauts créés lors de la mise en forme dépendent des paramètres de l'injection. Une optimisation de ces paramètres permet de minimiser le risque de création de vides [2]. Ainsi, en tenant compte de l'influence directe des constituants de base du composite et son architecture sur le comportement mécanique et le mode d'endommagement résultant, de nombreux travaux visent *a priori* la modélisation tant numérique qu'expérimentale de son comportement (cas du renfort tissé) [3].

D'autre part, les phénomènes qui précèdent la ruine des structures en matériaux composites sont principalement pilotés par des efforts à l'interface entre couches. Ceci est évident si l'on considère le délaminage

et la micro fissuration transverse [4]. La prise en compte des contraintes résiduelles dans l'étude de l'évolution d'endommagement permet, à travers des modèles simplifiés, de traiter uniquement la fissuration transverse dans le cas où l'état d'endommagement n'est pas trop important [5].

Par ailleurs, la fissuration transverse est le premier mode d'endommagement qui se produit dans le cas d'un chargement en traction d'un multicouche croisé. Des modèles analytiques peuvent décrire d'une manière généralisée la fissuration transverse en tenant compte du cisaillement progressif induit dans les couches du stratifié. Dans le cas des fibres de verre, l'initiation d'un délaminage induite en pointe de fissures transverses a été démontrée [6]. Que ce soit en chargement statique ou dynamique, la séquence d'empilement influe sur le comportement des stratifiés et engendre différents modes d'endommagement entraînant la rupture [7].

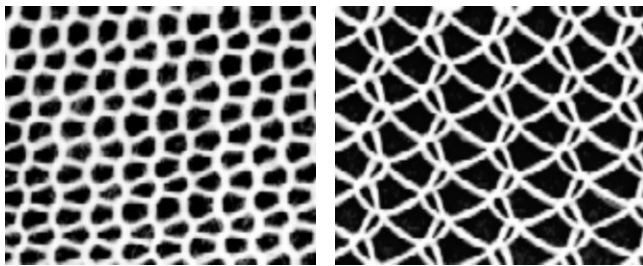
Dans le cas des systèmes résine polyester-mat de verre, la rupture des interfaces et de la matrice précède les autres formes d'endommagement. La coalescence et la multiplication de ces mécanismes sont plus marquées sous des sollicitations dynamiques qu'en chargement statique [8].

Dans cette optique, des essais de traction ont été menés sur un matériau composite fabriqué au niveau de l'ONAAPH dans le but de déterminer les caractéristiques mécaniques ainsi que la morphologie de la rupture. L'application des statistiques de rupture nous a permis de quantifier à la fois la dispersion des résultats et le degré de fragilité du composite à l'aide du modèle probabiliste de WEIBULL.

I- METHODES EXPERIMENTALES

I. 1- Matériau de l'étude

Le matériau étudié est constitué d'une résine polyester initialement sous forme d'un liquide visqueux, et des renforts verre et perlon. La figure 1 montre l'architecture des tissus utilisés comme renforts.



(a) Tissu de Perlon. (b) Tissu de verre E.

Figure 1: Les renforts utilisés.

Des éléments additifs qui sont nécessaires à la polymérisation, tels que le catalyseur de durcissement et l'accélérateur, sont additionnés selon des quantités déterminées, ainsi qu'une pâte colorante dont l'utilisation se révèle d'ordre esthétique pour se rapprocher au mieux de la couleur de la peau des patients.

I. 2- Fabrication du composite

Le mode d'obtention adopté pour la fabrication des éprouvettes est le même utilisé dans le cas des prothèses. L'adaptation apportée se limite à la forme géométrique du

moule pour permettre l'obtention de plaquettes qui serviront à la découpe des éprouvettes.

Le moule (mâle) à base de bois est fixé sur un étau et couvert d'un film PVC. Ce dernier servira d'isolant pour éviter le collage de la résine liquide au bois. Ensuite, les renforts sont empilés selon un ordre bien précis (Fig. 2). Le perlon est empilé à la surface pour des raisons à la fois esthétiques et de résistance atmosphérique (humidité). Les renforts doivent être tirés et serrés dans le sens de l'empilement. L'ensemble est ensuite couvert par un sac en plastique.

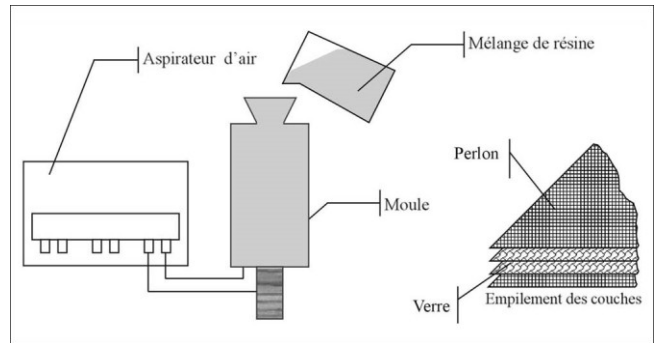


Figure 2: Schématisation du procédé de fabrication du composite.

Puisque le procédé est un moulage sous vide, l'élimination du vide au sein du moule entre les deux sacs (PVC et sac de moulage extérieur), ainsi que le PVC et le moule en bois, se fait au moyen d'un aspirateur d'air. Cette opération nécessite une étanchéité efficace, non seulement pour minimiser au maximum la présence de bulles d'air au sein du composite, mais aussi pour assurer un bon état de surface du côté du moule en bois.

Le mélange de la résine est préparé séparément du moule dans un récipient propre. Les constituants (polyester, durcisseur, catalyseur et colorant) sont mélangés manuellement selon un dosage qui dépend de la taille du moule et de la couleur de la peau (pour le colorant). Le mélange ainsi préparé est versé dans le moule. Etant donné sa nature visqueuse, la résine s'écoule difficilement dans le moule, ce qui nous contraint à dispatcher manuellement la résine en essayant de respecter l'uniformité des épaisseurs.

Une fois l'opération d'injection effectuée, le durcissement de la résine s'étend sur une période de 15 à 20 min. La polymérisation s'accompagne d'un dégagement de chaleur notable. Enfin, le composite est dégagé du moule et des sacs, et prêt à être découpé selon les dimensions prévues.

I. 3- Eprouvettes

Les éprouvettes sont découpées à partir de plaques au moyen d'une tronçonneuse à bois, à disque de carbure de diamètre 300 mm, et une vitesse de coupe de 2500 tr/min sans lubrifiant. Les dimensions choisies sont montrées sur la figure 3.

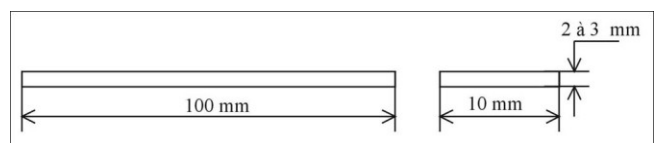


Figure 3: Dimensions des éprouvettes de fatigue.

Les essais ont été effectués sur une machine de traction de capacité 50KN assistée par ordinateur, avec une vitesse constante de 10 mm/min, en déplacement de traverse.

II- MODÈLE PROBABILISTE DE WEIBULL

L'interprétation de WEIBULL sur le phénomène de rupture se résume à l'effet de taille et de volume. Son raisonnement est basé sur le principe qu'une structure possède la résistance de la partie la plus faible, en d'autre terme la théorie du maillon le plus faible W.L.T. (Weak Link Theory).

La probabilité de rupture liée à un ensemble est donnée par la relation :

$$P_f = 1 - \exp \left[-v \left(\frac{\sigma - \sigma_u}{\sigma_0} \right) \right]$$

La technique la plus utilisée pour mesurer le paramètre de WEIBULL consiste à linéariser l'équation de la probabilité de rupture, soit :

$$\ln \left[\ln \left(\frac{1}{1 - P_f} \right) \right] = m \cdot \ln(\sigma - \sigma_u) + \ln v - m \cdot \ln \sigma_0$$

Ainsi, la représentation graphique de $\ln \left[\ln \left(\frac{1}{1 - P_f} \right) \right]$

en fonction de $\ln(\sigma - \sigma_u)$ est une droite de pente (m).

Il s'agit donc d'affecter une probabilité de rupture à chaque niveau de contrainte classée selon un ordre croissant. Cette dernière est fonction du rang (i). Analytiquement, le calcul de la probabilité se fait à partir des expressions du rang médian "Median rank" suivantes :

$$P_f = \frac{i}{N+1} \quad \text{ou bien} \quad P_f = \frac{i-0,3}{i+0,4}$$

L'expression la plus utilisée est la première. Les points obtenus sont ensuite représentés sur le diagramme

$$\ln \left[\ln \left(\frac{1}{1 - P_f} \right) \right] \text{ en fonction de } \ln(\sigma - \sigma_u).$$

III- RESULTATS ET DISCUSSION

Les 09 essais de traction ont été effectués sur des éprouvettes identiques. Les résultats sont représentés sur des courbes (contraintes – déformations) pour chaque essai. L'allure des courbes est globalement similaire. On note la présence d'une partie linéaire qui représente le comportement élastique du matériau. Dans cette partie, la charge augmente considérablement pour de faibles déplacements, contrairement à la seconde partie où les déformations sont importantes pour de faibles charges (Fig. 4). Cette partie présente des fluctuations importantes qui correspondent probablement à des propagations de fissures croissantes. La contrainte atteint une valeur maximale puis une chute brusque de la contrainte jusqu'à une valeur non nulle qui représente la contrainte de rupture du composite. Les résultats de mesure des caractéristiques statiques en traction sont représentés dans les tableaux 1 et 2.

La dispersion observée sur les résultats des essais est très importante. Elle est due essentiellement à la nature

hétérogène des composites et à la présence de défauts émanant de l'élaboration, en particulier les porosités internes ou de surface et les différences d'épaisseurs (Fig. 5). Ces défauts mènent probablement à des conditions d'essai variant d'une éprouvette à une autre.

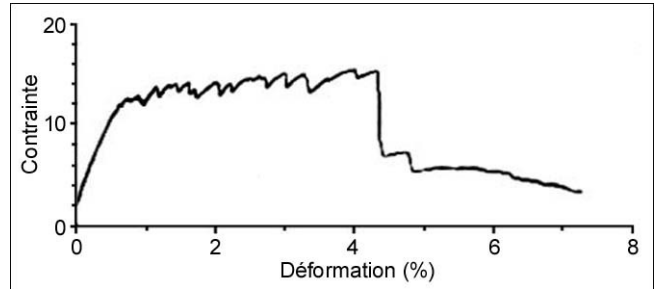


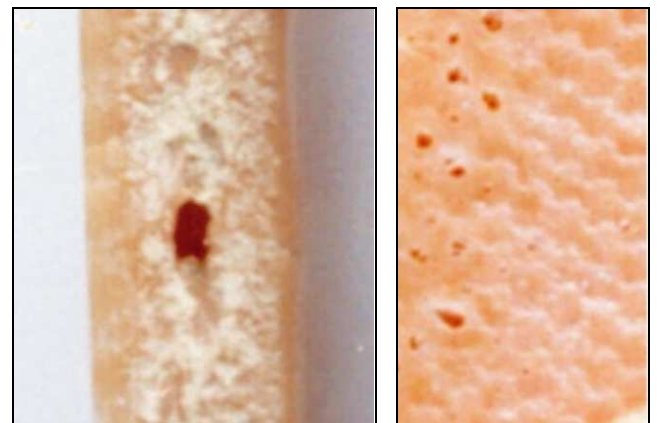
Figure 4: Exemple de l'essai sur l'éprouvette N°4.

Tableau 1: Résultats des mesures des caractéristiques statiques en traction du composite.

Nbr	σ_{\max} (N/mm ²)	ϵ_{\max} (%)	σ_{rup} (N/mm ²)	ϵ_{rup} (%)
1	19.95	4.53	9.31	8.16
2	12.73	2.96	4.00	8.37
3	16.44	5.66	3.38	8.99
4	15.39	3.99	3.23	7.27
5	18.69	3.03	4.16	7.03
6	16.03	4.77	3.83	10.98
7	16.73	2.47	3.66	9.39
8	19.72	4.08	4.65	9.55
9	16.51	4.82	6.17	7.01

Tableau 2: Caractéristiques statistiques des résultats de mesures.

	σ_{\max} (N/mm ²)	ϵ_{\max} (%)	σ_{rup} (N/mm ²)	ϵ_{rup} (%)
Moyenne	16.91	4.03	8.40	4.17
Médiane	16.51	4.08	8.37	4.00
Etendu	7.22	3.19	3.96	6.08
Variance	4.58	0.96	1.76	3.31
Ecart type	2.14	0.98	1.32	1.82



(a) Porosité au sein des éprouvettes. (b) Porosité de surface.

Figure 5: Porosité du composite.

Les ruines des essais présentent un mode d'endommagement spécifique noté fissuration transverse (Fig. 6). Ce type de fissure occupe la quasi-totalité des deux faces des éprouvettes et suit en général un plan perpendiculaire à l'axe de l'application de la charge.

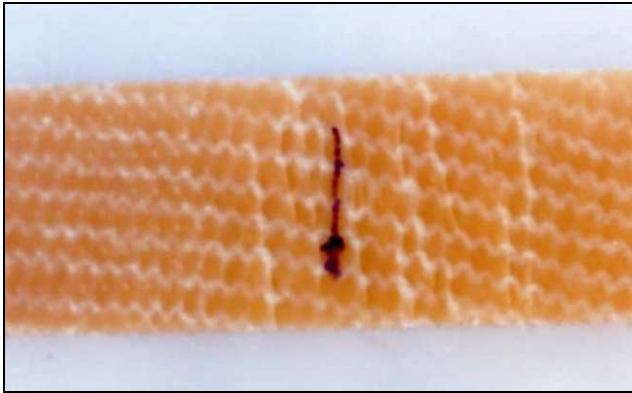


Figure 6: Fissuration transverse (agrandissement x 4).

Les fissures transverses représentent le premier mode de rupture rencontré. Au niveau des renforts perlon, une décoloration de cette zone indique l'effet de la contrainte sur les interfaces fibre-matrice qui sont probablement des décohésions et des déchaussements. La fissuration transverse peut présenter, comme l'indique la figure 7, des ramifications sur les extrémités de la fissure.



Figure 7: Fissuration transverse (agrandissement x 8).

La fissuration transverse s'amorce à partir des bords des éprouvettes. Elle est, dans le cas de la traction, le premier mode d'endommagement qui se produit. A l'échelle microscopique; les bords de la fissure transverse ne sont pas nets, bien au contraire, ils présentent une multitude d'autres



Figure 8: Fissuration transverse (Image microscopique).

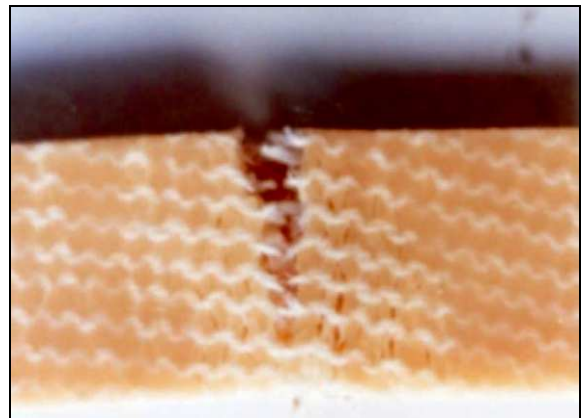


Figure 9: Rupture par traction.

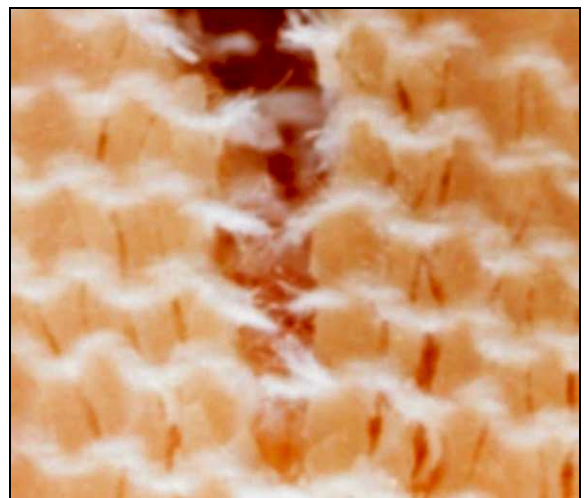


Figure 10: Zone d'endommagement.

fissures superficielles qui peuvent être à l'origine de la rupture par ce type d'endommagement (Fig. 8).

Mise à part la fissuration transverse, les éprouvettes présentent une zone plus affectée par la rupture (Fig. 9). La rupture du matériau à ce niveau s'opère sur un plan perpendiculaire à l'axe de l'application de la charge. Le déchaussement et la rupture des fibres de verre et de perlon sont bien observés dans ce cas (Fig. 10). Dans cette zone, l'éprouvette présente une multitude de fissures de la matrice qui entourent la rupture finale. La fissuration transverse peut, dans la majorité des cas, amorcer le délaminage des éprouvettes dans leur épaisseur (Fig. 11).

Dans notre cas, le délaminage s'est produit au niveau des couches centrales de l'éprouvette, c'est-à-dire entre les couches du renfort verre.

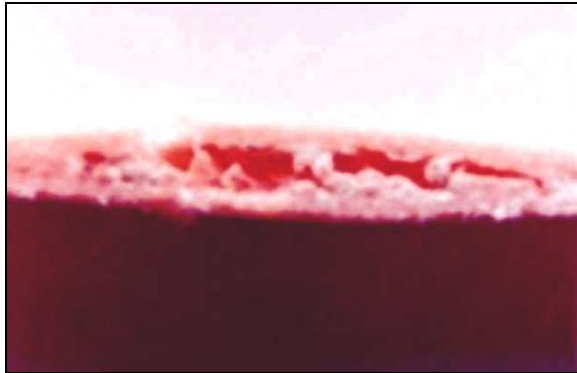


Figure 11: Cas du délaminage.

En appliquant la théorie de Weibull aux résultats obtenus, nous pouvons compléter quantitativement l'analyse de la rupture. Pour ce faire, nous avons établi le tableau 3 qui réunit les valeurs calculées nécessaires à l'application de cette théorie.

Tableau 3: Valeurs des probabilités de rupture et application de la théorie de WEIBULL.

Rang	σ_{\max} (N/mm ²)	P_f	$\ln \left(\ln \left(\frac{1}{1-P_f} \right) \right)$	$\ln(\sigma - \sigma_u)$
1	12.73	0.1	- 2.250	2.543
2	15.39	0.2	- 1.145	2.733
3	16.03	0.3	- 1.031	2.774
4	16.44	0.4	- 0.671	2.799
5	16.51	0.5	- 0.366	2.803
6	16.74	0.6	- 0.087	2.817
7	18.69	0.7	0.185	2.927
8	19.72	0.8	0.475	2.981
9	19.95	0.9	0.834	2.993

De toute évidence, l'évolution de la probabilité de la rupture est proportionnelle à la contrainte. Les résultats sont représentés sur la figure 12, la mesure du paramètre de WEIBULL (m), sur la figure 13. Le module de WEIBULL calculé est de l'ordre de $m = 6.854$. Cet ordre de grandeur s'inscrit dans la plage des valeurs du module de WEIBULL relatif au composites.

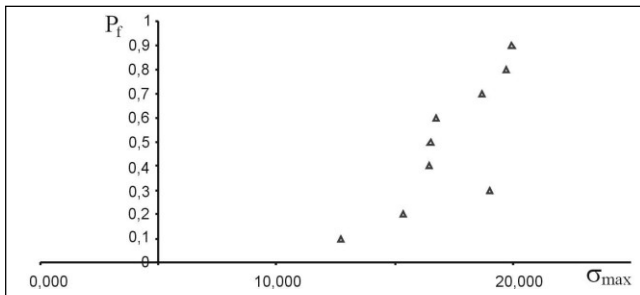


Figure 12: Variation de la probabilité de rupture en fonction de l'évolution de la contrainte.

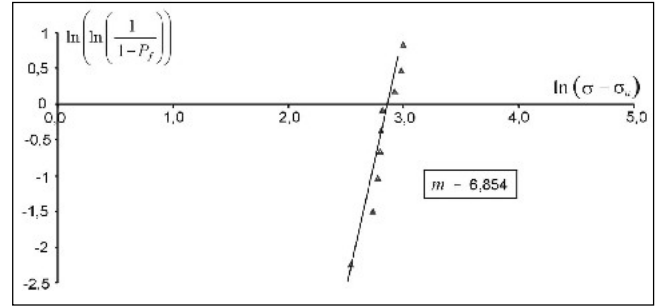


Figure 13: Module de WEIBULL.

CONCLUSION

L'ensemble des résultats des essais de traction a permis de mettre en évidence les différentes phases du comportement mécanique à l'échelle de l'éprouvette. Une dispersion assez importante est notée pour les caractéristiques statiques et pour les valeurs des probabilités de rupture. Cette dispersion est liée principalement à la nature hétérogène du matériau.

Le premier mode d'endommagement rencontré est la fissuration transverse occupant la quasi-totalité des surfaces des éprouvettes. La rupture finale s'accompagne de déchaussement de fibre. Certains cas d'éprouvettes présentent un délaminage localisé entre les couches du renfort verre.

Le paramètre de Weibull a permis, d'une part, de mesurer d'une manière générale le degré de fragilité du matériau et, d'autre part, de quantifier la dispersion des résultats de la contrainte maximale.

REFERENCES

- [1]- Deriquetien B., "Analyse de défaillance pièces plastiques et composites : Recueil de conférences", Edition CETIM, 2^e rencontre, Nantes, 29 -30 Octobre (1996).
- [2]- Labet L., Breard J., Pillut-Lesavre S., Bouquet G., "Détermination des paramètres d'injection pour minimiser les vides dans des pièces composites", XV^e Congrès français de mécanique, Nancy, (2001).
- [3]- Benhamida A., Dumontet H., Ortolà S., "Calcul du comportement viscoélastique linéaire de composites à renforts tissés", XV^e Congrès français de mécanique, Nancy, (2001).
- [4]- Ehlacher A., Chabot A., "Initiation du délaminage dans les matériaux composites", INRIA Rocquencourt. 21-23 septembre (1998).
- [5]- Rebriere J., Maatallah M.N., "Evolution des différents modes d'endommagements dans les stratifiés croisés", XV^e Congrès français de mécanique, Nancy, (2001).
- [6]- Berthelot J.M., Lecorre J.F., "Fissuration transverse et délaminage dans les stratifiés croisés essais monotones et essais de fatigue", XV^e Congrès français de mécanique, Nancy, (2001).
- [7]- Bezazi A., El Mahi A., Berthelot J.M., Bezazi B., "Analyse de l'endommagement des stratifiés en flexion 3- points influence de la séquence d'empilement", XV^e Congrès français de mécanique, Nancy, (2001).
- [8]- Benamira M., Mohamadi A., "Contribution à la caractérisation du matériau composite de l'ONAAAPH", mémoire de fin d'études, ingénieur d'état en construction mécanique, institut de mécanique université de Annaba, juin (1998). □

