

Etude expérimentale et analyse probabiliste du comportement à la rupture en traction de composites verre-perlon-acrylique à usage orthopédique

Experimental study and probabilistic analysis of the tensile fracture behavior of glass-perlon-acrylic reinforced composites for orthopedic use

Sihem Achouri¹ & Bachir Redjel^{2*}

¹ Centre de Recherche Scientifique et Technique en Soudage et Contrôle- C.S.C- Unité de Recherche Appliquée en Sidérurgie Metallurgie, 23000, Annaba, Algérie.

² Laboratoire Génie Civil (LGC), Université Badji Mokhtar Annaba, 23000, Annaba, Algérie.

Soumis le : 07.02.2012

Révisé le : 15.05.2014

Accepté le : 18.06.2014

ملخص

تأثيرات طبيعة تسلسل الطبقات وتغيير موضعها وكذلك اتجاه قطع العينات بالنسبة لاتجاه تدفق الصب على سلوك و خصائص سلسلة من شرائح مواد مركبة سلت الضوء عليها من حيث تحليل خصائصهم الميكانيكية في الشد. هذه المواد للخليط المستعمل في تقويم العظام المكون من طبقات من الألياف الزجاجية و الألياف القطنية و خليط راتين من نوع اكرليك رتبت حسب ثلاث أنواع للهندسة التشكيلية. وبلا حظ سمة هامة للتشتت على نتائج قياس معامل يونغ و الإجهاد. هذا الأخير أظهر أعلى القيم في الاتجاه العمودي لتدفق الصب. قياس الهشاشة بسلوك الكسر لهذه المادة المركبة وكذلك الجانب الاحتمالي مشاركة موصوفة كمياً من تطبيق نموذج احتمالي Weibull ذو عاملين . وبعكس الطابع الهش لانكسار هذه الشرائح مطرجم بشكل جيد على اقل القيم المقاسة لمعامل Weibull. تقرير عن الميكنزمات الرئيسية المسؤولة عن الكسر مكنتنا من معرفة نوع التقطع وفقاً للملاحظات المجهرية لتصاميم الكسر في العينات التي تمت دراستها.

الكلمات المفتاحية: التطبيق - الألياف الزجاجية - الألياف القطنية - التشتت - معامل Weibull

Résumé

Les effets de la nature des séquences de la stratification ainsi que les influences significatives du sens de découpe des échantillons par rapport au sens du flux de moulage sur le comportement mécanique en traction d'une série de matériaux composites stratifiés sont mises en évidence à partir d'une analyse de leurs propriétés mécaniques. Ces stratifiés à usage orthopédique et à base de résine acrylique renforcée de couches de fibres de verre et de perlon sont disposées selon trois différentes architectures. Une importante dispersion est observée sur les résultats de mesure du module de Young et des contraintes à la rupture. Ces dernières montrent des valeurs supérieures dans le sens perpendiculaire à celui du flux de moulage. La mesure de la fragilité, la caractérisation du comportement à la rupture de ces stratifiés ainsi que l'aspect probabiliste de cette dernière sont décrits quantitativement à partir de l'application du modèle probabiliste à deux paramètres de Weibull. Le caractère fragile de la rupture de ces stratifiés est ainsi traduit par les faibles valeurs mesurées des modules de Weibull. Un constat des principaux mécanismes responsables de la rupture est dressé à partir des observations microscopiques des faciès de rupture des éprouvettes rompues.

Mots clés: Stratification – Fibre De Verre – Perlon – Dispersion – Module De Weibull.

Abstract

The effects of the nature of the stacking sequences and the significant influences of the samples cutting direction compared with the moulding flux on the tensile mechanical behavior of a set of laminated composite materials have been evidenced through analyses of their mechanical properties. These laminated composite materials for orthopedic uses containing acrylic resin reinforced with layers of glass and perlon fibres are arranged in three different architectures. A significant scatter is observed on the measurement results of the Young modulus and of the fracture strengths. These latter show higher values in the perpendicular direction to the moulding flux. The brittleness measurement, the characterization of the fracture behavior of these laminates and the probabilistic fracture aspect are quantitatively described through the use of the probabilistic two parameters Weibull model. The brittle fracture character of these laminates is therefore described by the small measured values of Weibull modulus. A listing of the principal mechanisms responsible of the fracture is established according to microscopic observations of the fracture facies of the fractured samples.

Keywords: Laminated - Glass Fiber - Perlon - Scatter – Modulus Of Weibull.

*Auteur correspondant : bredjel@yahoo.fr

1. INTRODUCTION

Le développement rapide des biomatériaux durant ces dernières décennies a permis d'améliorer l'intégrité et le confort de vie de personnes souffrant de problèmes fonctionnels. Les matériaux composites à base de résine acrylique renforcée de fibres de verre restent les matières plastiques renforcées les plus utilisées dans l'industrie de fabrication des appareillages de prothèse à usage orthopédique pour les personnes handicapées. Ils permettent de répondre à toutes les exigences de forme et de cadence par des couches successives pour avoir des stratifiés ne devant présenter aucune défektivité, ni subir de traitement susceptible d'en cacher les défauts [1-2]. Ces défauts, tels que les porosités créées lors de la mise en forme, dépendent entre autre des paramètres d'injection. Une optimisation de ces paramètres permet de minimiser le risque de création des vides [3]. La possibilité de définir, à l'avance, les formes des plis et des orientations de matériels par anticipation permet aussi d'optimiser au maximum les propriétés structurelles des structures composites [4-5].

Ces matériaux composites stratifiés qui sont façonnables à volonté au gré des concepteurs et des utilisateurs potentiels peuvent aussi avoir de bonnes performances mécaniques. Ils se développent aujourd'hui dans pratiquement tous les domaines de l'industrie et sont à l'origine de formidables challenges dans diverses réalisations, aussi bien de haute technologie, d'environnement que de santé [6]. Cependant, l'analyse et l'étude de leur comportement mécanique sous l'influence de différentes sollicitations restent très complexes et la prévision de leurs propriétés demeure encore mal maîtrisée et difficile à modéliser. Cette difficulté est surtout liée à la constitution souvent triphasée de ces matériaux composés de résine, de renfort fibreux et de différentes charges et à la complexité des mécanismes de déformation à l'échelle microscopique (hétérogénéité, anisotropie,...) [7-8].

De nombreux paramètres influencent le comportement mécanique de ces matériaux comme la nature des éléments constitutifs ainsi que les séquences d'empilement des couches de renforts qui peuvent engendrer différents modes d'endommagement entraînant la ruine [9-11]. Des ruptures prématurées peuvent être dues à la transformation et à des facteurs non ou mal considérés lors de la conception ou encore à une

mauvaise utilisation des pièces [7]. Dans certains cas, il est cependant possible d'identifier un mécanisme d'endommagement majoritaire ou critique [12].

Les mécanismes de rupture induits dans ces stratifiés ainsi que les multiples scénarios qui en découlent dépendent alors de la nature des constituants, de l'architecture des couches et des séquences d'empilement, du mode de sollicitation mécanique imposé et des conditions de chargement [13]. Ces scénarios de rupture sont extrêmement sensibles aux défauts initiaux intrinsèques ou fabriqués. Ces derniers qui peuvent être de différentes natures sont souvent le résultat d'imperfections dues à des aléas de fabrication. Ainsi, l'initiation de la rupture dans les matériaux composites se produit généralement bien avant l'observation d'un changement du comportement macroscopique. Un mauvais état de l'interface dont les propriétés conditionnent les propriétés rhéologiques et mécaniques des stratifiés peut aussi avoir des conséquences néfastes sur leurs performances et générer des ruptures soudaines et prématurées.

Ainsi, ces matériaux qui travaillent souvent dans des environnements sévères sous des charges aléatoires et de part leur nature et leur mode d'élaboration, la distribution géométrique des renforts et des défauts présentent des incertitudes importantes sur les propriétés mécaniques. Ces incertitudes qui peuvent être prises en compte par des méthodes fiabilistes permettent au concepteur de déterminer une probabilité de défaillance ou de rupture d'une structure selon un scénario donné [14].

Par ailleurs, l'aspect probabiliste de la rupture se retrouve pour tous les matériaux fragiles comme le verre ou la céramique. Le détail des mécanismes diffère mais le caractère aléatoire de leur sévérité se retrouve toujours. La loi de Weibull sur l'aspect statistique et probabiliste du comportement à la rupture des matériaux fragile est d'application générale. Elle permet de prévoir les effets de taille et de volume dû à la plus grande probabilité de rencontrer un défaut critique dans un grand volume que dans un petit. Elle permet aussi de tenir compte de la répartition des contraintes, car à contrainte moyenne identique, un gradient de contrainte sollicite au-delà de cette contrainte moyenne un volume plus faible qu'une contrainte homogène [15]. L'approche statistique de la rupture apparaît ainsi essentielle pour l'utilisation des matériaux composites stratifiés. Elle entraîne une conception totalement différente aux

niveaux des bureaux d'étude et des laboratoires. La notion de sécurité absolue doit être remplacée par la notion de probabilité de rupture acceptable [16]. La probabilité de rupture est alors un compromis entre des considérations économiques et des considérations de sécurité et varie généralement entre 10^{-3} et 10^{-7} [17].

Ce travail rentre dans le cadre d'une caractérisation mécanique d'un matériau composite stratifié à usage orthopédique, constitué d'une matrice acrylique renforcée de couches de tissus de perlon et de verre, élaboré par «Office National d'Accessoires et Appareillages pour Personnes Handicapées» ONAAPH de Annaba (Algérie). Il a pour but d'étudier l'influence de l'architecture de la stratification sur le comportement mécanique du composite ainsi que l'aspect probabiliste de la rupture de ces types de stratifiés qui tendent à se généraliser parmi les matériaux de grande diffusion. Ces matériaux destinés à la fabrication de prothèses des membres inférieures assurant la mobilité de l'handicapé doivent satisfaire des conditions rigoureuses de sécurité et de fiabilité. La connaissance de leur réponse aux différentes sollicitations ainsi que l'appréhension de leurs mécanismes d'endommagement et de ruine sont des facteurs déterminants pour la généralisation de leur usage. Ainsi, un contrôle précis des nombreux paramètres de traitement qui régissent le processus de fabrication est nécessaire.

2. DESCRIPTION DU MODELE STATISTIQUE DE WEIBULL

Le modèle de Weibull fondé sur le principe du concept du maillon faible est parmi les modèles statistiques disponibles actuellement, et qui est le plus utilisé. Selon ce modèle, la rupture d'une chaîne intervient lorsque le maillon le plus faible casse. Son application à un matériau fragile suppose que la rupture d'un élément de la structure conduit à la ruine instantanée de toute la structure [18].

Selon cette théorie, la probabilité de rupture P_r d'un matériau de volume V , soumis à une distribution de contraintes σ est donnée par l'équation :

$$P_r = 1 - \exp [-B(\sigma)] \quad (1)$$

B représente le risque de rupture donné par l'intégrale de volume :

$$B = \int_V f(\sigma) dV \quad (2)$$

avec:

$$f(\sigma) = [(\sigma - \sigma_u) / \sigma_0]^m \quad \text{pour } \sigma > \sigma_u \quad (3)$$

$$f(\sigma) = 0 \quad \text{pour } \sigma < \sigma_u \quad (4)$$

σ : contrainte appliquée.

σ_u : contrainte seuil au dessous de laquelle la probabilité de rupture est nulle. En général elle est prise égale à 0 afin d'avoir une définition plus consistante du module de Weibull et d'augmenter le facteur de sécurité [17].

σ_0 : contrainte de normalisation sans signification physique qui donne au volume unité une probabilité de rupture de 0.632.

m : facteur d'inhomogénéité appelé module ou coefficient de Weibull.

Les deux paramètres m et σ_0 sont considérés comme des propriétés du matériau. Le paramètre m est ainsi une caractéristique empirique qui représente la fragilité du matériau.

Pour une éprouvette de volume V_t soumise à des contraintes de traction uniformément réparties σ_t , l'équation (2) s'écrit :

$$P_r = 1 - \exp [-V_t(\sigma_t / \sigma_0)^m] \quad (5)$$

L'indice t est relatif à la traction.

La solution passe par l'affectation à un niveau de contraintes classées par ordre croissant de 1 à N au rang i d'une probabilité de rupture P_r fonction de ce rang grâce à l'estimateur donné par l'expression suivante :

$$P_r = i / (N+1) \quad (6)$$

La linéarisation de l'équation (5) de la probabilité de rupture permet de déterminer le paramètre de Weibull en écrivant :

$$\ln \ln [1 / (1 - P_r)] = m \ln \sigma_t - m \ln \sigma_0 + \ln V_t \quad (7)$$

La représentation graphique de $\ln \ln [1 / (1 - P_r)]$ en fonction de $\ln \sigma_t$ est ainsi une droite de pente m .

3. METHODOLOGIE EXPERIMENTALE

3.1 Préparation des matériaux composites étudiés

Le mode d'obtention adopté pour la fabrication des éprouvettes de cette étude est le même que celui utilisé dans la fabrication des prothèses. Le moule (male) à base de bois a été fixé sur un étau puis couvert par un film PVA qui a servi d'isolant pour éviter le collage de la

résine liquide au bois. Les renforts sont ensuite empilés selon l'ordre choisi à chaque fois. Les configurations des empilements considérées sont symétriques:

- deux couches de perlon - deux couches de verre - deux couches de perlon désigné : 2P-2V-2P

- une couche de verre - quatre couches de perlon - une couche de verre désigné : V-4P-V

- une couche de perlon - une couche de verre - deux couches de perlon - une couche de verre - une couche de perlon désigné : P-V-2P-V-P.

Le matériau ayant servi à la fabrication des éprouvettes est ainsi un stratifié composé de renforts de verre et de perlon et d'une résine acrylique. La stratification est limitée à 6 plis pour des éprouvettes d'épaisseur raisonnable d'environ 3 mm.

La figure 1 illustre le processus de fabrication. Le perlon est empilé à la surface pour des raisons à la fois d'esthétique et de résistance atmosphérique (humidité). Les renforts sont tirés et serrés dans le sens de l'empilement. L'ensemble est ensuite couvert par un sac en

plastique. Le procédé de fabrication adapté à ce type de structures et constituants est le moulage sous vide. Dans cette étude, les concepts des prothèses à considérer sont celles relatives aux membres inférieurs comme l'illustre la figure 1 car ils doivent assurer la statique du corps et permettre la locomotion du mutilé.

Les éprouvettes ont été découpées à l'aide d'une scie diamantée spéciale à partir de plaques moulées. Ces éprouvettes sont de forme prismatique de longueur 150 mm, de largeur 10 mm et de 3 mm d'épaisseur (Fig.2) adaptées au type IB selon la norme ISO 524-4 et 5 [19] et conformes aussi aux documents normatifs relatifs aux essais de traction spécifiques aux matériaux composites à renforts fibreux (Norme ASTM D5083 ou NF T57-101 Juin 1977) [20-21]. Les surfaces latérales ont été rectifiées et polies à l'aide d'une rectifieuse spéciale (Fig. 3) afin d'éliminer toutes amorces de fissures qui peuvent se créer lors de l'usinage des échantillons et qui risquent d'entraîner un délaminage entre les couches des stratifiés.

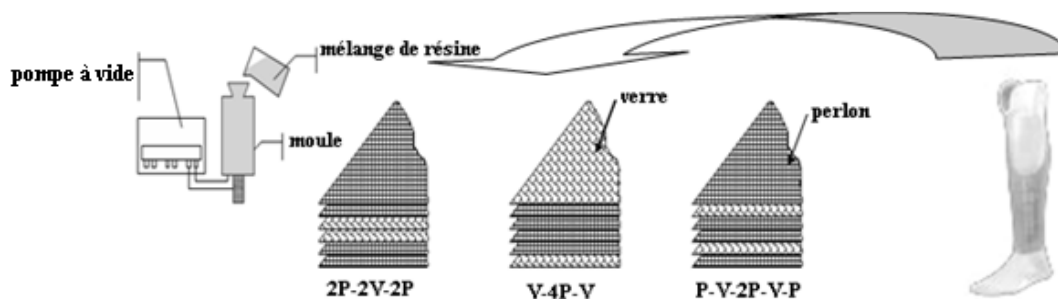


Figure 1 : Schématisation des trois types d'architectures élaborés.

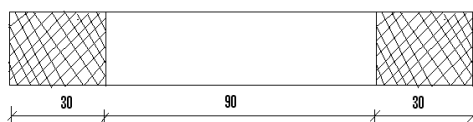


Figure 2: Eprouvette de traction



Figure 3: Rectification des éprouvettes

3.2 RENFORTS UTILISES

Le matériau étudié est constitué d'une résine acrylique, de renforts de verre E et de perlon et d'additifs qui sont un accélérateur et un durcisseur. Les caractéristiques de ces composants sont données par le fabricant.

La résine acrylique est initialement fournie sous forme de liquide dans des bidons de 4.9 kg référence Alaminor CAC J05, de viscosité dynamique à 20 °C d'environ 530 mPa.s, de densité à 20 °C de 1 g/cm³, de température d'ignition de 430 °C, de point éclair 10 °C, de tension de vapeur à 20 °C de 47 hPa, de dureté shored 85/90 et de solubilité dans l'eau à 20 °C (MMA) de 16 g/l.

Le durcisseur utilisé est une poudre blanche de peroxyde de benzoyle réf SYD101 et s'emploie avec 3% en poids de la résine. Le temps de démoulage est d'environ 30 minutes.

La fibre de verre utilisée est de type E, d'un aspect soyeux blanc, de densité 2.6 g/cm³ et de diamètre filamenteux de 10 microns, d'allongement à la rupture de 4.8%, de module d'élasticité de 73000 MPa et de coefficient de dilatation thermique de 9 µm/m.°C. La fibre se caractérise aussi par une contrainte à la rupture en traction de 2500 MPa, un module de cisaillement de 30000 MPa et un coefficient de Poisson de 0.25. Le tissu de verre est livré sous forme de rouleau de 1 kg, de 9.3 m de longueur et de 20 cm de largeur.

Le perlon employé dans cette étude est constitué de fibres de polyamide PA66 à tissage fin lui conférant une meilleure souplesse et un bon aspect extérieur. Il se présente sous forme de tricot tubulaire livré en rouleau de 1 kg de 27 m de longueur et de 15 cm de largeur, de densité 1.11 g/cm³, montrant une bonne résistance aux ultraviolets et une très bonne résistance à l'abrasion, de module de Young 7000 MPa et de contrainte à la rupture 950 MPa. Son allongement à la rupture est de 15% et son point de fusion est de l'ordre de 250°C.

La figure 4 montre l'architecture des tissus utilisés comme renforts. Les agrandissements ont été réalisés sur un microscope optique de marque Motic à consignation numérique doté d'un système à différents agrandissements. Ce renfort est ainsi une structure tissée bidimensionnelle spécialement destinée aux prothèses en matériaux composites afin de leur conférer de bonnes propriétés mécaniques et thermiques. Il est fourni sous forme de bobine de largeur égale à 15 cm.

3.3 Dispositif d'essai

Les essais ont été menés en traction monotone directe sur une machine d'une capacité de 5 kN équipée d'un système d'acquisition automatique de la courbe charge-déplacement au cours du chargement et piloté par un logiciel test-expert. La vitesse de déplacement de la traverse a été fixée à 5 mm/mn. Tous les essais ont été conduits jusqu'à la ruine totale des échantillons

4. RESULTATS EXPERIMENTAUX ET DISCUSSION

4.1 Courbes contrainte- déformation

Les figures 5, 6 et 7 montrent des exemples de l'évolution des courbes contrainte-déformation pour les différentes architectures des composites fabriqués et pour les deux directions de découpe.

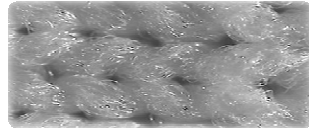
L'allure des courbes est globalement similaire pour toutes les architectures. Ces courbes sont en général linéaires jusqu'à la rupture traduisant le caractère fragile de ce type de composite. Cependant, certaines d'entre elles, notamment celles découpées dans la direction perpendiculaire au sens du flux de moulage, se distinguent après une partie linéaire importante qui représente la réponse élastique du matériau par une seconde partie déviant légèrement de la linéarité. Celle ci traduit le déclenchement et l'accumulation d'un endommagement qui s'opère au sein de la structure avant la ruine totale. Cet endommagement diffus et progressif est surtout provoqué par une multi fissuration de la matrice, un mécanisme de déchaussement et de décollement des fibres, des décohésions fibre-matrice qui limitent ou empêchent les reports d'effort entre les fibres cassées et les fibres intactes ainsi que des ruptures individuelles des fibres qui sont mineures. Il est à signaler que quelques éprouvettes d'architecture 2P - 2V - 2P et d'architecture P - V - 2P - V - P se sont caractérisées par une absence de la zone d'endommagement dans le sens chaîne.

La rupture est atteinte à la valeur maximale de la charge. Juste après et d'une manière assez brusque la charge chute indiquant la saturation du phénomène de multi fissuration et la ruine de l'échantillon.

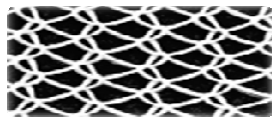
La partie endommagée est relative à la fois à la rupture de la matrice et à celle des renforts. La propagation des fissures se présente sous forme d'une déchirure du composite. Pratiquement

durant l'essai, le mécanisme s'opère avec un changement fréquent de la direction de la déchirure. L'orientation de cette déchirure suit probablement le chemin des nœuds du tissu ainsi que l'interface fibre matrice. Le

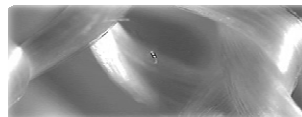
mécanisme d'endommagement dominant reste la fissuration transverse.



A : tissu de perlon ($\times 10^2$)



a : agrandissement $\times 8$



b : agrandissement $\times 10^2$

B : tissu de verre E.

Figure 4: Renforts utilisés (agrandissement a : $\times 8$ et b : $\times 10^2$)

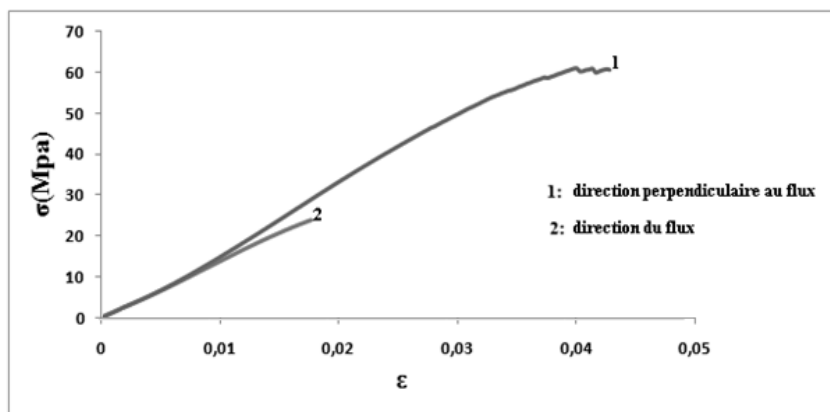


Figure 5: Evolution des courbes contrainte –déformation pour l'architecture 2P-2V-2P dans les deux sens par rapport au flux de

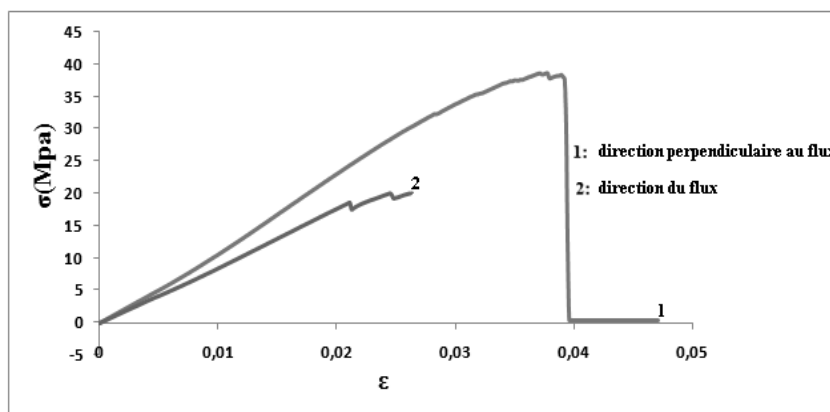


Figure 6: Evolution des courbes contrainte –déformation pour l'architecture V- 4P-V dans le deux sens par rapport au flux de moulage

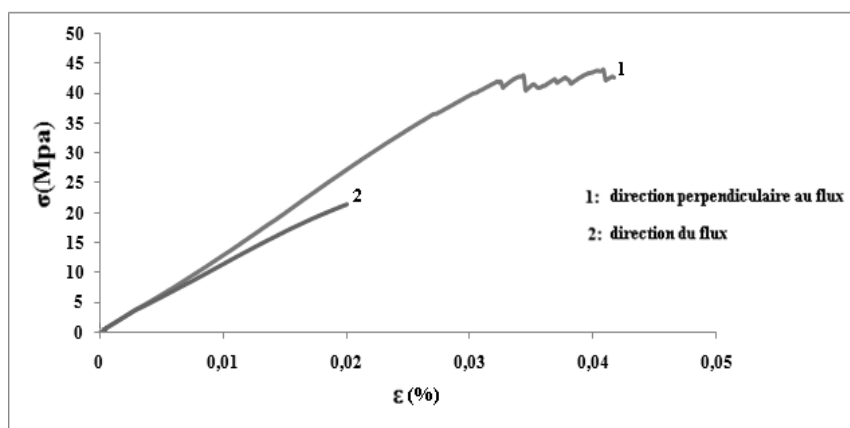


Figure 7 : Evolution des courbes contrainte-déformation pour l'architecture P- V- 2P –V-P dans les deux sens par rapport au flux de moulage.

4. 2 Analyse des caractéristiques mécaniques mesurées

4.2.1 Valeurs mesurées des contraintes à la rupture et des modules élastiques

Le tableau 1 rassemble les valeurs moyennes des contraintes à la rupture et des modules élastiques mesurées des trois stratifiés étudiés, les écarts-types mesurant le degré de dispersion pour les deux sens de la découpe ainsi que les coefficients de variation exprimés en pourcentage.

Malgré la dispersion observée sur les mesures des caractéristiques mécaniques de ces stratifiés, celles-ci restent comparables à celles relevées par Redjel et Djeghader [22] sur un matériau composite bidirectionnel jute-polyester en traction à usage répandu et qui sont de 38 MPa pour la contrainte à la rupture et de 1937 MPa pour le module d'élasticité. Par contre, ces valeurs restent inférieures à celles rapportées sur un matériau composite SMC de grande diffusion destiné à l'usage du transport ferroviaire à résine phénolique renforcée de 30% de fibres de verre courtes et qui sont de 68 MPa pour la contrainte à la rupture et de 9255 MPa pour le module élastique [23].

Il est intéressant de noter que les déformations ont été calculées et corrigées à partir du déplacement de la traverse mobile de la machine. Testant un monofilament en carbone en traction, R'mili *et al.* [24] rapportent que du fait que la déformation soit mesurée à partir du déplacement de la traverse, une estimation directe du module de Young conduit à une valeur inférieure de 10% par rapport à une

mesure directe à l'aide de capteur ou par une mesure indirecte.

4.2.2 Dispersion

Comme il apparaît dans le tableau 1, les valeurs des caractéristiques mécaniques mesurées se distinguent par une dispersion admise aujourd'hui comme une caractéristique des matériaux composites et des matériaux granulaires. Cette variabilité de la réponse mécanique des matériaux composites est un fait expérimental dont il convient de tenir compte dans les calculs du dimensionnement des pièces et des structures réalisées avec ces matériaux. Elle peut être attribuée dans notre cas à la présence de défauts telles que les bulles et les microporosités (Fig. 8), à la formation de plis de renfort (Fig. 9), à la faiblesse de l'interface ainsi qu'à l'hétérogénéité de la microstructure. Signalons que des fibres de verre rebelles peuvent, en effet, aussi occasionner des bulles d'air dans les couches qui vont être appliquées. Une observation du processus de mise en œuvre a permis de révéler aussi une polymérisation prématurée due certainement à des conditions climatiques sévères (très chaudes en été) lors de l'élaboration des plaques provoquant une réticulation rapide ainsi que des différences d'épaisseurs sur le même produit comme autres défauts. Ainsi, tous les défauts sont introduits de diverses façons lors de l'élaboration ou lors de la préparation des éprouvettes.

La dispersion sur les modules élastiques qui peut être attribuée à des différences d'état dans le matériau (mauvais alignement du tissu,

ondulation, mauvaise orientation du tissu de verre et du perlon) est moins importante dans certains cas que celle relevée sur les contraintes à la rupture qui est surtout influencée par les défauts. La présence de défauts de différentes dimensions, formes et tailles aléatoirement distribuées, à cœur et en surface des éprouvettes est à l'origine de la rupture de ces matériaux. Celle-ci peut être amorcée à différents niveaux de contrainte selon l'orientation, la localisation, la dimension, l'orientation et la sévérité de ces défauts. Par ailleurs, les défauts sont généralement orientés de façon aléatoire par rapport à la contrainte appliquée. Cette distribution aléatoire des défauts rend compte de la distribution des valeurs de résistance à la rupture observée dans les matériaux fragiles.

En effet, ce n'est pas la tendance moyenne mais plutôt les valeurs extrêmes de la distribution des tailles de défaut qui contrôlent la résistance des matériaux.

La rupture dans les matériaux fragiles, une fois initiée au niveau du défaut le plus critique, se propage de façon instable et catastrophique amenant la ruine de l'échantillon. Aussi, les

valeurs obtenues lors des essais mécaniques effectués sur des matériaux fragiles ne sont-elles pas seulement significatives des propriétés moyennes du matériau mais aussi du degré de sévérité du défaut le plus critique présent dans l'échantillon testé.

Une autre source de la dispersion dans les valeurs mesurées des contraintes à la rupture dans les essais de traction directe résulte du mauvais alignement de l'axe de l'éprouvette avec celui de la machine ou de la charge. Cette situation donne naissance à l'apparition d'un moment fléchissant parasite qui induit par la suite une non uniformité du champ de contraintes. Ce dernier, qui varie d'une éprouvette à une autre, est ainsi dépendant du degré et de la nature du mauvais alignement. Ces variations introduisent une large dispersion dans les valeurs mesurées des contraintes à la rupture des matériaux composites stratifiés étudiés, ce qui implique que ce paramètre peut ne pas être adapté pour caractériser quantitativement la « résistance » de ces composites.

Tableau 1. Caractéristiques mécaniques mesurées des stratifiés étudiés

Stratifié	2P - 2V - 2P		V - 4P - V		P - V - 2P - V - P	
	moulage	perpendicul.	moulage	perpendicul.	moulage	perpendicul.
σ (MPa)	25.50 ± 3.1 (12%)	50.50 ± 7.1 (14%)	22.50 ± 2.3 (10.5%)	37 ± 3.9 (10.5%)	25.50 ± 2.1 (8.5%)	49 ± 4.3 (9%)
E (MPa)	1274 ± 204 (16%)	1503 ± 181 (12%)	1009 ± 105 (10.5%)	1299 ± 77 (6%)	1307 ± 85 (6.5%)	1738 ± 150 (8.5%)

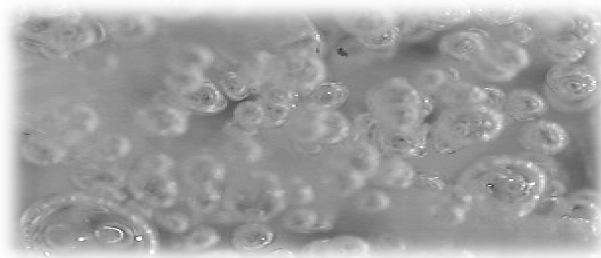


Figure 8. Porosité de surface et d'intérieure.

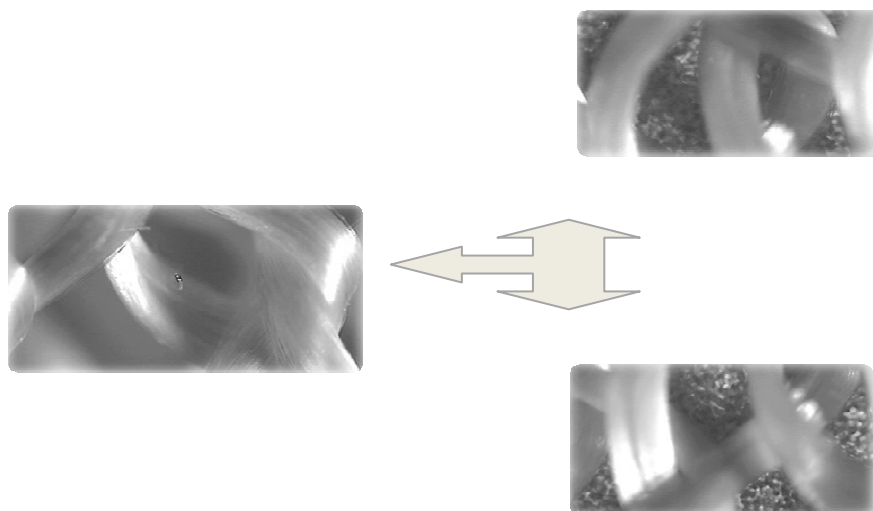


Figure 9. Formation de plis de renforts (agrandissement 10^4)

4.2.3 Influence du sens du moulage

Il existe une différence significative entre les propriétés mécaniques mesurées dans le sens du flux de moulage et celles mesurées dans le sens perpendiculaire. En effet, les valeurs des contraintes et des modules mesurées dans le sens perpendiculaire au flux de moulage sont supérieures à celles mesurées dans le sens du flux. L'histogramme de la figure 10 illustre cet aspect. Cette différence est beaucoup plus marquée dans le cas des contraintes à la rupture que dans celui des modules élastiques. Les rapports entre la contrainte moyenne à la rupture dans le sens du flux de moulage et celle dans le sens perpendiculaire et celui entre les modules élastiques moyens dans les deux sens de la découpe sont presque constants pour les 3 architectures comme le montre le tableau 2 et sont respectivement en moyenne de l'ordre de 0.55 et de 0.79.

Ces différences peuvent être mises à l'actif de la méthode de tirage du tissu de verre qui est un peu libre dans le sens du flux de moulage que dans le sens perpendiculaire à ce dernier. Dans ce cas, les nœuds dans le premier sens sont très proches les uns par rapport aux autres, ce qui provoque des concentrations des contraintes en présence des efforts de traction ou de compression. Par ailleurs, les efforts de frottement entre les fibres de verre dans les

nœuds contribuent aussi à amplifier le phénomène.

4.2.4 Influence des séquences d'empilement

Les valeurs de la contrainte à la rupture ainsi que celles du module de Young lors des essais de traction dans les trois types d'architecture et dans le même sens de la découpe (sens du flux de moulage ou sens perpendiculaire du moulage) présentent des différences. Cependant ; ces dernières ne sont pas trop importantes dans le cas des architectures 2P-2V-2P et P-V-2P-V-P et ne peuvent être considérées comme significatives comme le montre l'histogramme de la figure 11. L'architecture 2P-2V-2P donne des valeurs de caractéristiques mécaniques supérieures à celles données par l'architecture P-V-2P-V-P lesquelles sont supérieures à celles enregistrées par l'architecture V-4P-V.

La variation de l'empilement entre les couches de tissu de verre et de perlon semble avoir une légère influence sur les caractéristiques mécaniques des matériaux testés. Les stratifiés avec les couches de verre centrées à l'intérieur de la structure du composite donnent de meilleurs résultats des caractéristiques élastiques et de rupture. Il apparaît ainsi que le tissu de perlon, lorsqu'il est à l'intérieur de la structure sous forme d'âme de la stratification, possède une efficacité de renforcement moindre

que celle du tissu de verre. Son rôle principal semble être surtout d'absorber la résine, de donner un très bon état de surface et de couvrir les composantes du matériau. Le verre disposé aux extrémités de la stratification, affaiblit légèrement les caractéristiques mécaniques des

stratifiés en ne contribuant pas beaucoup au renforcement par rapport à sa disposition dans l'âme de la stratification et engendre un mauvais état de surface qui n'est pas lisse.

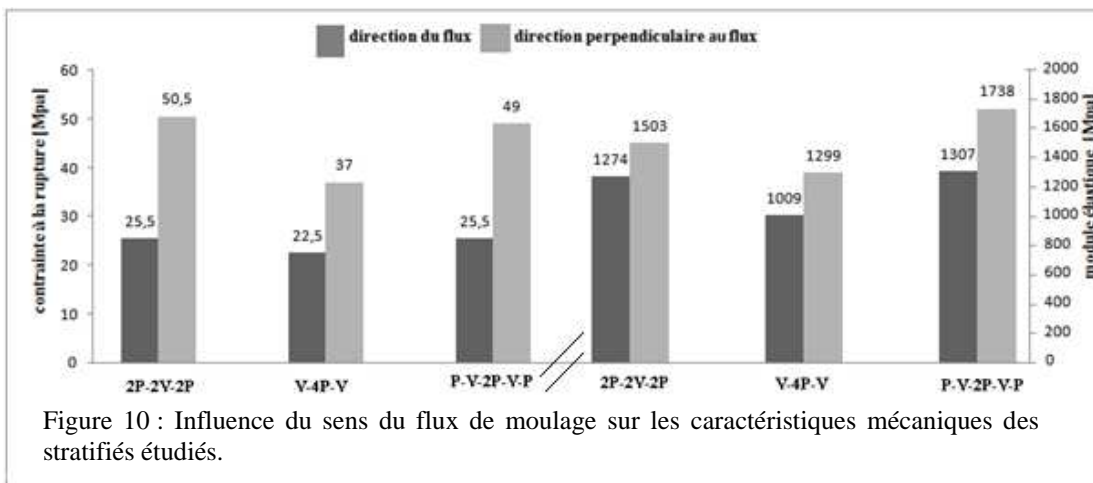


Figure 10 : Influence du sens du flux de moulage sur les caractéristiques mécaniques des stratifiés étudiés.

Tableau 2 : Rapports entre les caractéristiques mécaniques dans le sens du flux de moulage et celles dans le sens perpendiculaire

Stratifié	σ mou. / σ perp.	E mou. / E perp.
2P – 2V – 2P	0.52	0.85
V – 4P – V	0.60	0.78
P – V – 2P – V – P	0.53	0.75
Moyenne	0.55	0.79

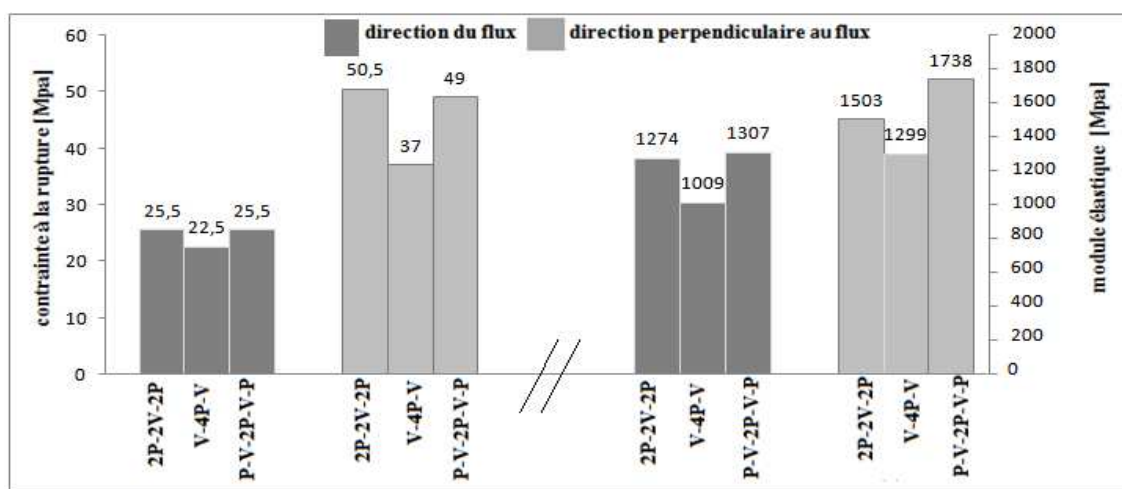


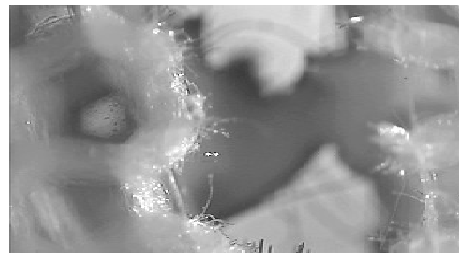
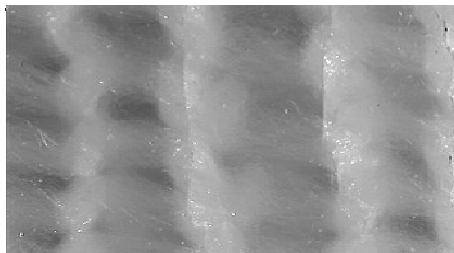
Figure 11 : Influence de la stratification sur les propriétés mécaniques des stratifiés étudiés

4.3. Identification de la rupture et mécanismes d'endommagement

Les observations microscopiques ont permis de constater que la déchirure suit généralement le chemin des nœuds du tissu de verre suivant un plan perpendiculaire à l'axe de l'application de la charge dans l'essai de traction. La propagation de la rupture est toujours accompagnée d'un changement d'aspect et d'une décoloration du composite qui vire vers la couleur blanche (Fig.12). Ceci est probablement la conséquence des premières décohésions et des déchaussements dus à l'effet de la contrainte appliquée. Certaines éprouvettes n'ont pas montré de rupture par séparation ; les deux morceaux restent attachés mais ne présentent aucune résistance à la charge. La déchirure présente en général des déchaussements de fibres de verre et de perlon. Ces derniers s'opèrent sans décollement de la matrice laissant penser à une interface fibre-

matrice moins résistante que la matrice elle-même. D'autres observations ont permis de localiser la rupture dans les espaces interstratification ainsi que dans le tissu au niveau des points de liage. Des décohésions interfaciales ainsi qu'une rupture fragile de la matrice initiée au niveau des porosités et des vides sont aussi observées. Signalons enfin que les trajets de la fissuration restent très complexes à localiser et suivent en général des chemins tortueux.

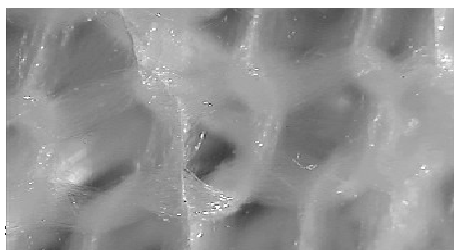
Il est à noter que les mécanismes de déformation et d'endommagement des structures tissées sont très complexes à identifier et à analyser à cause de la structure compliquée à modéliser du tissage, des points de liage, etc... Une étude intéressante sur la caractérisation des structures tissées a permis d'avancer des informations sur les mécanismes d'endommagement des tissus [25].



P-V-2P-V-P



2P-2V-2P



V-4P-V

Figure 12 : Rupture par traction (agrandissement 10^4)

5. APPLICATION DU MODELE DE WEIBULL

Les figures 13, 14 et 15 montrent les probabilités de rupture pour chaque niveau de contrainte atteint dans les essais pour toutes les architectures et dans les deux sens de moulage en fonction de la contrainte appliquée. Comme

il apparaît sur les figures, toutes ces courbes sont des sigmoïdes traduisant les distributions de Weibull des contraintes à la rupture mesurées en traction. Elles diffèrent légèrement de part leurs formes d'une architecture à l'autre et d'un sens de découpe à l'autre.

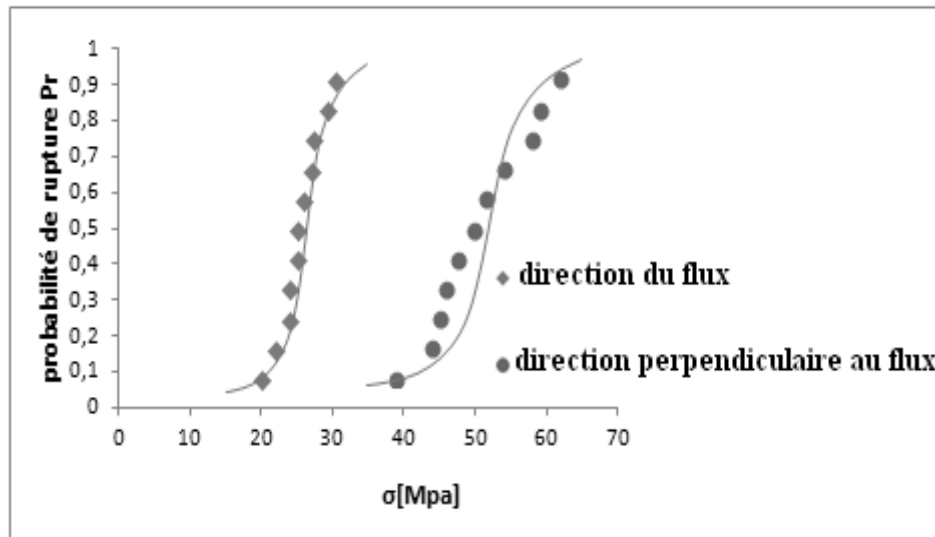


Figure 13 : Probabilité de rupture pour chaque niveau de contrainte pour l'architecture 2P-2V-2P dans les deux sens de moulage

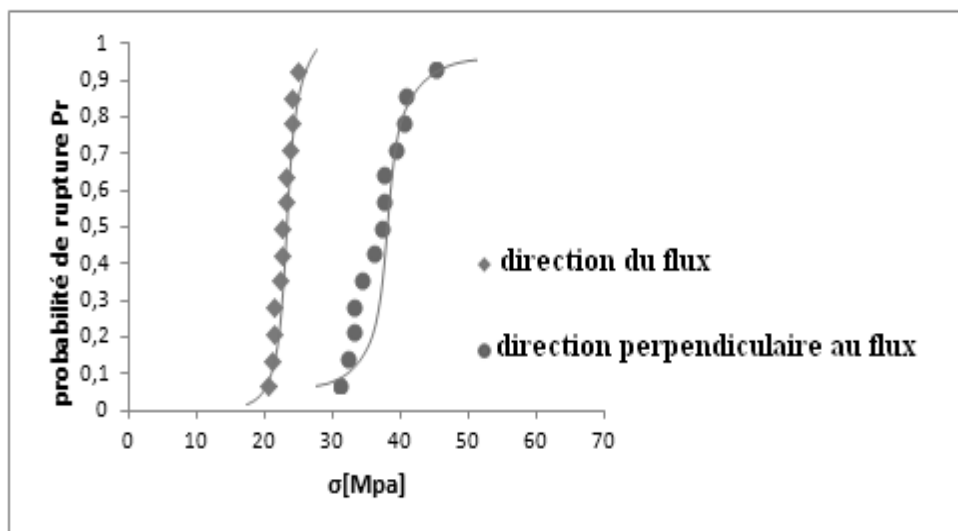


Figure 14 : Probabilité de rupture pour chaque niveau de contrainte pour l'architecture V-4P-V dans les deux sens de moulage

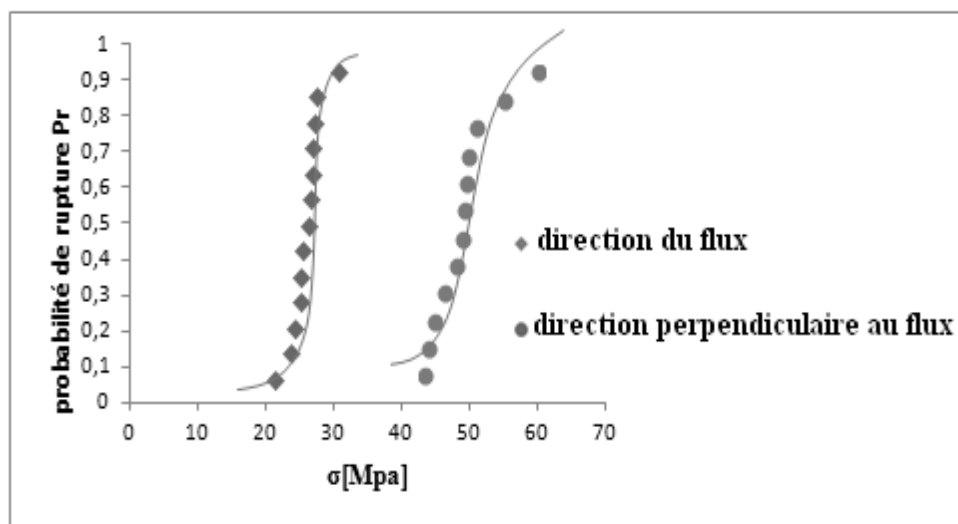


Figure 15 : Probabilité de rupture pour chaque niveau de contrainte pour l'architecture P-V-2P-V-P pour les deux sens de moulage

Les figures 16, 17 et 18 montrent la représentation graphique de l'équation de probabilité linéaire pour la détermination du module de Weibull et de la contrainte de normalisation pour tous les stratifiés testés dans les deux sens de découpe.

Comme il est illustré par ces figures, il existe une légère dispersion des points expérimentaux autour des droites de régressions linéaires pour tous les cas. L'existence de divers types de défauts conduisant probablement à plusieurs distributions qui déterminent le comportement de ces matériaux est l'une des causes des écarts des positions des points par rapport à la droite.

Il est alors probable que la distribution des défauts qui contrôlent la rupture n'est pas uni modale. Il existe plusieurs types de défauts comme l'ont révélés les observations microscopiques et donc plusieurs distributions qui déterminent le comportement du matériau. En plus de la taille des défauts qui affecte la résistance de ces matériaux, d'autres variables comme la croissance lente des fissures, les bifurcations importantes des chemins de fissuration... etc., qui apparaissent et qui se développent durant le processus de rupture accentuant les phénomènes de dispersion autour des droites de régressions linéaires. Ceci laisse penser alors à l'existence de plusieurs distributions qui déterminent le comportement de ces matériaux. Il est intéressant de signaler que dans le cas d'une distribution bimodale des défauts, Scott et Gaddipati cités par Orange [17] ont montré qu'il est possible d'en déduire deux distributions distinctes de Weibull qui

©UBMA - 2014

permettent alors de déterminer la probabilité de rupture totale. Par ailleurs, la formule de Weibull à 3 paramètres faisant intervenir la notion de contrainte seuil (σ_u) pourrait certainement mieux décrire l'aspect probabiliste de la rupture de ces matériaux. D'autre part, les origines multiples des initiateurs de rupture dans ces matériaux ainsi que les différents modes de ruine accentuent les phénomènes de dispersion et les différences constatées.

Les résultats de mesure des modules de Weibull, des trois stratifiés étudiés sont rassemblés dans le tableau 3 pour les deux sens de moulage. Comme le montre ce tableau, les modules de Weibull, estimés pour tous les stratifiés à partir des pentes des droites de régressions linéaires des figures 16, 17 et 18, sont faibles et rentrent dans le cadre de ceux rapportés par la littérature traduisant ainsi le caractère fragile de ces stratifiés [23,26-27].

Signalons que sur des matériaux composites à matrice céramique SiC/SiC unidirectionnels testés en traction, Lamon et Godin [26] mettent en évidence les aspects statistiques probabilistes de l'endommagement et de la rupture ultime de ces matériaux composites et présentent un modèle de comportement reposant sur la description statistique de la rupture de la matrice et de la rupture des fibres qui obéissent à une loi de Weibull. Ils rapportent des valeurs de module de Weibull obtenus de 6.64, de 5.14 et de 4.45 pour des volumes de matrice de carbure de silicium respectivement de 60%, de 70% et de 63% et estiment que la dispersion des valeurs du module de Weibull dépend de l'écart-type lié au nombre d'échantillons testés.

Les valeurs mesurées des modules de Weibull dans le sens du flux de moulage sont

supérieures à celles dans le sens perpendiculaire pour les 3 stratifiés

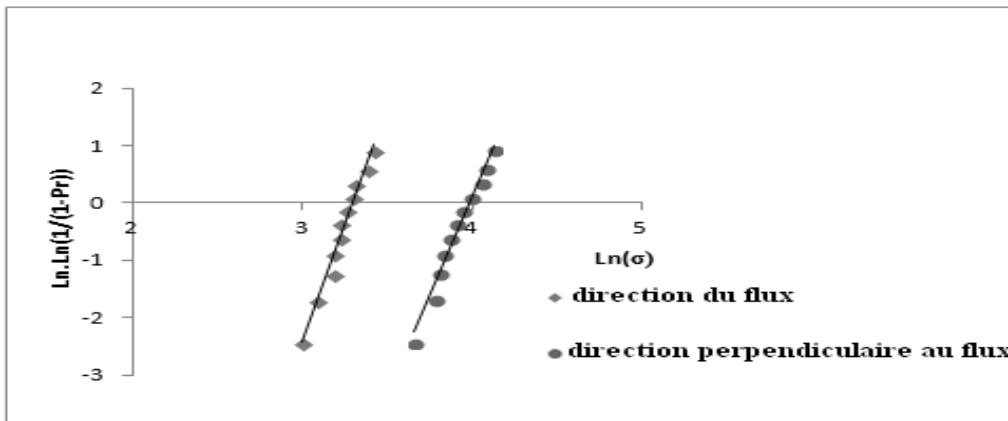


Figure 16. Représentation graphique de l'équation de probabilité linéaire pour l'architecture 2P-2V-2P dans les deux sens du flux de moulage

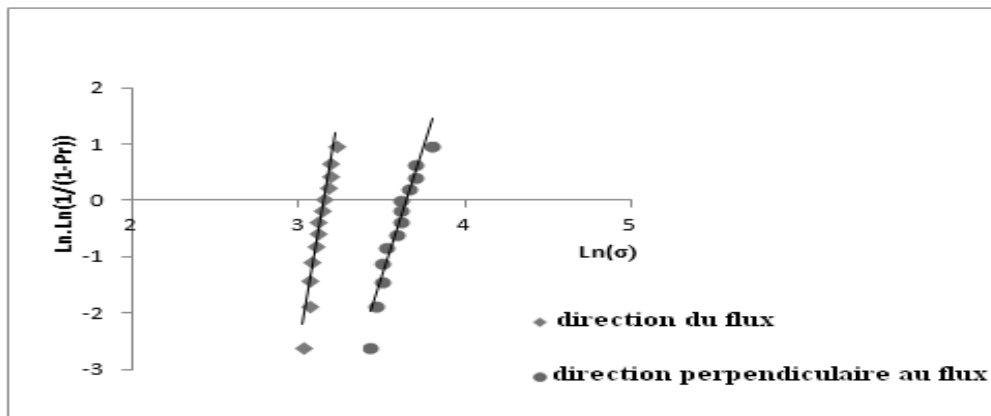


Figure 17. Représentation graphique de l'équation de probabilité linéaire pour l'architecture V-4P-V dans les deux sens du flux de moulage

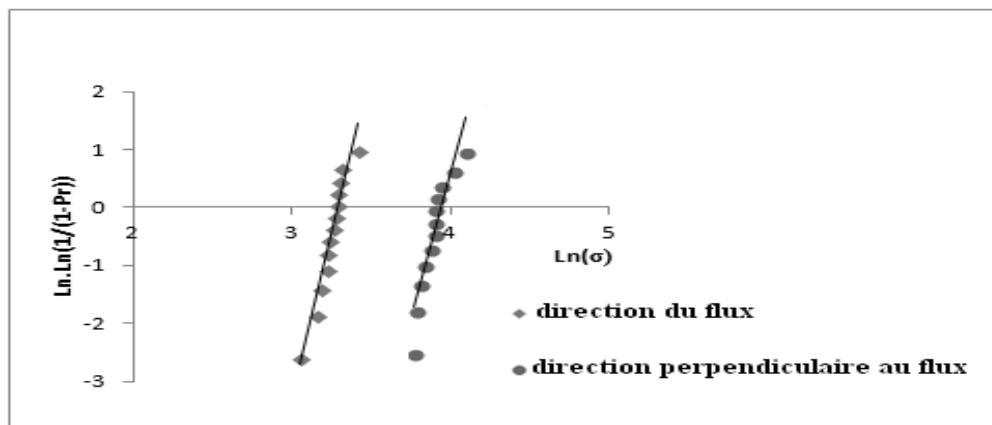


Figure 18 : représentation graphique de l'équation de probabilité linéaire pour l'architecture P-V-2P-V-P pour les deux sens de moulage

Tableau 3 : Valeurs mesurées des modules de Weibull pour les trois stratifiés

Stratifié	sens flux moulage	sens perpendiculaire
2P – 2V – 2P	7.96	7.08
V – 4P – V	17.16	9.21
P – V – 2P – V – P	11.38	9.92

Le paramètre de Weibull le plus grand est observé dans le cas de l'architecture V- 4P-V dans le sens du flux de moulage. Les paramètres de Weibull dans le sens perpendiculaire au flux de moulage pour les trois types d'architectures sont sensiblement proches. Par contre, il y a une dispersion dans les valeurs dans le cas du sens du flux de moulage. Il est probable que les origines multiples des initiateurs de rupture dans ces matériaux ainsi que les différents modes de rupture qui les caractérisent accentuent les phénomènes de dispersion d'une architecture à l'autre et d'un sens de découpe à l'autre comme il a déjà été signalé pour le cas des contraintes à la rupture. Les imperfections et les défauts de structure qui ont un effet dramatique sur les contraintes à la rupture dépendent des procédés de fabrication. Tous ces défauts n'appartiennent pas à la même famille statistique et un mélange de deux ou de plusieurs familles statistiques influence les valeurs calculées du module de Weibull. Par ailleurs, il est à signaler que les éprouvettes peuvent aussi appartenir à des populations statistiquement non comparables car nominalement elles sont non identiques se caractérisant surtout par une différence d'état, une variabilité d'épaisseur due aux méthodes de fabrication et une différence dans leur poids et leur densité.

Diverses études indiquent que plus le module de Weibull est faible, plus la dispersion sur les contraintes à rupture est grande [17, 22, 24, 27-30]. On notera tout simplement que plus le module de Weibull est grand plus la multi fissuration se produit sous une force constante. Cette tendance est en concordance avec les observations rapportées par Lamon et Godin [25] sur l'étude de l'endommagement et de la rupture de matériaux composites à matrice céramique. Ces auteurs notent que lorsque la dispersion est très faible, tous les défauts microstructuraux ont la même sévérité. Toutes les fissures se forment donc pour la même force. Par contre, la sévérité des défauts devient

différente lorsque la dispersion est très significative. Les forces nécessaires pour amorcer les fissures successives sont alors d'autant plus élevées que les défauts sont peu sévères et moins accentués.

Il est intéressant de noter que de nombreuses recherches ont tentés de corrélérer le module de Weibull aux paramètres de mesure de la dispersion observée sur les contraintes à la rupture et notamment au coefficient de variation. Broutman & Krock [30] estiment que pour un coefficient de variation de 10% généralement mesuré sur la dispersion des contraintes à la rupture de matériaux composites à base de ciment renforcé de fibres de verre, le module de Weibull est de l'ordre de 10. Zweben [29] relie de façon inverse le module de Weibull m et le coefficient de variation c des contraintes à la rupture en traction des composites par la relation suivante : $m = 1.2 / c$. La même relation a été suggérée par Wetherhold [31] qui rapporte que les matériaux composites contenant une modeste concentration de fibres montrent une variabilité significative des contraintes à la rupture caractérisée par des valeurs de m comprises entre 12.9 et 16.6. Margetson & Brokenbrow [32] proposent la relation suivante : $c = 1.27 / (m + 0.56)$.

Le tableau 4 rassemble, pour toutes les architectures et pour les deux sens de découpe testés, les valeurs du module de Weibull m mesurées expérimentalement et celles calculées à partir des relations empiriques citées précédemment. Comme il apparaît sur ce tableau les relations de Zweben et de Margetson aboutissent à des valeurs calculées de m comparables. Ces valeurs sont toutefois supérieures à celles mesurées par l'expérience sauf pour le cas du stratifié V- 4P – V dans le sens du moulage. La valeur expérimentale mesurée de m dans ce cas est largement supérieure aux valeurs calculées.

Tableau 4 : Valeurs expérimentales et calculées du module de Weibull

Stratifié	2P-2V-2P		V-4P-V		P-V-2P-V-P	
	Moulage	Perpendiculaire	moulage	Perpendiculaire	Moulage	perpendiculaire
σ [MPa]	25.50 (3.1)	50.50 (7.1)	22.50 (2.3)	37 (3.9)	25.5 (2.1)	49 (4.3)
m exp.	7.96	7.08	17.16	9.21	11.38	9.92
m (Zweben)	10	8.57	11.76	12	14.58	13.68
m (Margeston)	10.02	8.51	11.89	11.53	14.86	13.92

Ces différences s'expliquent surtout par le degré élevé de la dispersion relevé sur les valeurs mesurées des contraintes à la rupture des stratifiés étudiés. Cette dispersion, dont les origines sont multiples, est la conséquence de la présence de défauts surfaciques sur la peau des éprouvettes et de défauts volumiques au cœur de ces dernières de différentes formes, tailles, orientations et sévérités appartenant à des populations statistiques non comparables. Par conséquent, tous ces paramètres conjugués à d'autres inhérents au caractère hétérogène et complexe des matériaux composites à renforts fibreux ne peuvent rendre compte d'une bonne application des corrélations appliquées.

CONCLUSION

Ce travail expérimental sur l'aspect aléatoire de la rupture en traction de stratifiés à renfort fibreux verre-perlon-acrylique à usage orthopédique a permis de décrire la ruine par une analyse statistique-probabiliste fondée sur le modèle de Weibull à deux paramètres. La rupture est influencée par le caractère hétérogène de la structure qui induit des phénomènes d'endommagement aléatoires et la variabilité des propriétés mécaniques. Dans ce sens, les résultats expérimentaux établis ont permis de formuler ce qui suit :

- Les résultats de mesure des caractéristiques mécaniques se caractérisent par une dispersion. Celle-ci est due essentiellement à l'hétérogénéité du matériau ainsi qu'à la présence de défauts au sein du volume de l'éprouvette. Ces défauts sont introduits de diverses façons pendant l'élaboration et lors de la préparation des éprouvettes.

- Les valeurs des contraintes à la rupture et des modules élastiques mesurées dans le sens

perpendiculaire à celui du flux de moulage sont supérieures à celles mesurées dans le sens du flux.

- La déchirure présente des déchaussements de fibres de verre et de perlon qui s'opèrent sans décollement de la matrice. Cela laisse penser, dans un sens, que l'interface fibre-matrice possède une résistance moins forte que celle de la matrice elle-même.

- Le modèle de Weibull à deux paramètres est bien adapté à la description du comportement à la rupture fragile de ces stratifiés.

- Les valeurs des paramètres de Weibull établies pour toutes les architectures sont comparables à celles trouvées dans la littérature concernant des matériaux composites de grande diffusion de performances légèrement supérieures.

- Les paramètres de Weibull dans le sens perpendiculaire au flux de moulage pour les trois types d'architectures sont sensiblement proches. Par contre, il y a une dispersion des valeurs mesurées dans le sens du flux de moulage.

- Les stratifiés avec les couches de verre centrées à l'intérieur de la structure du composite donnent de meilleurs résultats des caractéristiques élastiques et de rupture.

Une étude bidimensionnelle du champ de contraintes, tenant compte de sa répartition aussi bien suivant l'épaisseur que suivant la longueur des stratifiés, devrait renseigner sur la contribution de chacune des couches suivant sa position dans la stratification dans le processus de ruine quand la saturation de l'endommagement qui amène la rupture commence à être atteinte. La prise en compte des incertitudes et des défauts dans la

détermination des propriétés mécaniques au moment de la ruine devrait apporter des informations supplémentaires permettant une meilleure définition de la contrainte à la rupture moyenne.

Enfin Il serait intéressant de noter que des méthodologies expérimentales utilisant un grand nombre d'échantillons s'avèrent nécessaires et doivent permettre une détermination plus précise des paramètres de Weibull.

Remerciements

Les auteurs remercient l'office national de fabrication des prothèses pour handicapés ONAAPH Annaba (Algérie), la direction générale d'Alger et la direction régionale de Constantine pour les facilités d'approvisionnement en composants ayant servi à la fabrication des plaques en composites de cette étude et notamment M. Boudiaf pour sa disponibilité et son aide précieuse.

REFERENCES

- [1] Achouri S., Abdaoui C., Benamira M. & Redjel B., 2006. Résistance à la fissuration en régime dynamique d'un matériau composite à usage orthopédique, 5^{èmes} Journées de Mécanique JM'05, Recueil des résumés JM'05 Bordj El-Bahri, 172p.
- [2] Berthelot J.M., 2005. Matériaux Composites - Comportement mécanique et analyse des structures, 4^{ème} édition, Editions Tec&Doc, Lavoisier, Paris, 645p.
- [3] Labet L., Breard J., Pillu-Lesavre S. & Bouquet G., 2001. Détermination des paramètres d'injection pour minimiser les vides dans des pièces composites, 15^{ème} Congrès Français de Mécanique, CFM2001, CD, Nancy, France.
- [4] Frishfelds V., Lundström T.S. & Jakovics A., 2008. Bubble motion through non-crimp fabrics during composites manufacturing *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, Vol. 39 (2) 225-243.
- [5] El Hami A., Radi B. & Cherouat A., 2009. Treatment of the composite fabric's shaping using a Lagrangian formulation, *Mathematical and Computer Modelling*, 49, 1337-1349.
- [6] Perrot Y., 2006. Influence des propriétés de la matrice sur le comportement mécanique de matériaux composites verre/polyester utilisés en construction navale de plaisance - Cas des résines polyester limitant les émissions de styrène, thèse de doctorat, Université Bretagne Sud, Lorient, France, 140p.
- [7] Deriquetien B., 1996. Analyse de défaillance des pièces plastiques et composites : recueil de conférences, édition CETIN, 2^e Rencontre, Nantes, France.
- [8] Redjel B., 1991. La ténacité des matériaux composites à fibres courtes orientées au hasard, *Matériaux et Techniques*, NS, 21-27.
- [9] Bezzazi A., El Mahi A., Fatmi L., Berthelot J.M. & Bezzazi B., 2003. Influence du chargement sur le comportement et l'endommagement des stratifiés croisés en flexion 3-points, 16^{ème} Congrès Français de Mécanique, CFM2003, CD, Nice, France.
- [10] Dal Maso F., & Meziere J., 1998. Calcul des propriétés élastiques des tissus utilisés dans les matériaux composites, *Oil & Gas Science Technology, IFP Review*, Vol. 53 (6) 857-870.
- [11] Thollon Y. & Hochard C., 2007. Endommagement de composites stratifiés verre/epoxy sous chargement statique et de fatigue, 18^{ème} Congrès Français de Mécanique, CFM2007, CD, Grenoble, France.
- [12] Pauchard V., Boulharts-Campion H., Grosjean F., Odru P. & Chateaminois A., 2001. Développement d'un modèle de durabilité de poutres composites unidirectionnelles renforcées par des fibres de verre, *Oil & Gas, Science and Technology, IFP Review*, Vol. 56, (6) 581-595.
- [13] Mc Guinness G.B & Obradaigh C.M., 1998. Characterisation of thermoplastic composite malts in rhombus-shear: the picture-frame experiment, *Composites part A: Applied Science and Manufacturing*, Vol. 29 (1-2) 115-132.
- [14] Boyer C., Beakou A., Lemaire M., 1994. Sur la prise en compte de la variabilité mécanique dans la conception en matériaux composite, *Comptes Rendus des 9^{èmes} Journées Nationales sur les Composites, JNC 9, Vol.2*, publiés par J.P. Favre & A. Vautrin, Saint Etienne, France, 845-854.
- [15] Lamon J., 1990. Structural reliability of ceramics, *Structural Ceramics. Processing, Microstructure and Properties*, Edited by J.J. Bentzen, J.B. Bilde-Sørensen, N. Christiansen, A. Horswell, B. Ralph, Risø National Laboratory, Roskilde, Denmark, 39-56.
- [16] Francois D., Pineau A. & Zaoui A., 1995. Comportement mécanique des matériaux, élasticité et plasticité, Editions Hermes, Paris 1991, 1992, 1995, France, 508p.
- [17] Fantozzi G., 1990. Coordonateur, Rupture des matériaux : 1^{ère} et 2^{ème} parties, recueil, Département Génie physique des Matériaux et Génie Mécanique Développement, 5^{ème} année, INSA Lyon, France, 447p.
- [18] Delahay T., 2004. Développement d'une méthode probabiliste de calcul en fatigue multiaxiale prenant en compte la répartition volumique des contraintes, thèse de doctorat, Bordeaux, France, 124p.
- [19] Krawczak P., 1999. Essais des plastiques renforcés, *Techniques de l'Ingénieur, traité plastiques et composites*, AM5 405, page .8, Doc. 1-10, 26p.
- [20] ASTM D 5083-02, 2002. Tensile properties of reinforced thermosetting plastics using straight-sided specimens, international-West Coughshocken, PA,.
- [21] Bank L.C., 2006. Composites for constructions : structural design with FRP materials, Hoboken, N.J. : John Wileyand Sons
- [22] Redjel B. & Djeghader D., 2010. Application du modèle de Weibull à la caractérisation de l'aspect probabiliste de la rupture en choc des matériaux

- composites, 1^{ère} conférence internationale sur les mines et la métallurgie CI2M'10, Annaba 10-12 Mai 2010, Algérie.
- [23] Redjel B. & De Charentenay F.X., 1987. Application des statistiques de Weibull à la caractérisation des résines phénoliques et des matériaux composites SMC, *Matériaux et Techniques*, 10 -11, 421-424.
- [24] R'mili M., Bouchaour T. & Merle P., 1994, Détermination des paramètres de Weibull à partir d'essais sur monomèches, *Comptes Rendus des 9èmes Journées Nationales sur les Composites*, Volume 2, publiés par J.P. Favre et A. Vautrin, Saint-Etienne, France, 1013-1018.
- [25] Dridi S. 2010, Essais de caractérisation de structures tissées, thèse de Doctorat en mécanique, INSA de Lyon, France, 117p.
- [26] Lamon J. & Godin N., 1998. Approche statistique probabiliste de l'endommagement et de la rupture des composites à matrice céramique » *Revue des Composites et des Matériaux Avancées*, Vol. 8, 23-50.
- [27] Reymann J.J., 1985. Caractérisation de céramiques destinées aux sollicitations dynamiques, *Matériaux & Techniques*, Vol. 73, 133-140.
- [28] Tolba B., Becker P. & Pluvinage G., 1985. Ténacité en dynamique d'une alumine, *Annales de Chimie, Science des matériaux*, France, 10, 331-334.
- [29] Zweben C., 1981. The effect of stress nonuniformity and size on the strength of composite materials, *Composite Technology Review*, Vol. 3, 23-26.
- [30] Broutman L.J. & Krock R.H., 1967. *Modern composite materials*, Addison-Wesley Publishing Co., Menlo Park, California, p.52.
- [31] Wetherhold R.C., 1986. Statistical distribution of strength of fiber reinforced composite materials, *Polymer Composites*, Vol. 7 (2) 116-123.
- [32] Margetson J. & Brokenbrow B.E., 1980. Brittle tensile failure characteristics of propellants derived from flexural tests, *Propellants and explosives*, Vol. 5, 151-157.