

Effet de la température sur les propriétés rhéologiques et thermo-physiques d'un composite plastique-bois

M. TAZI

École de Génie

Université du Québec en Abitibi-Témiscamingue

445, boul. de l'Université, Rouyn-Noranda (Québec) Canada J9X 5E4

F. ERCHIQUI

École de Génie

Université du Québec en Abitibi-Témiscamingue

445, boul. de l'Université, Rouyn-Noranda (Québec) Canada J9X 5E4

fouad.erchiqui@uqat.ca

Département des Sciences Appliquées

Université du Québec à Chicoutimi

555, boul. de l'Université, Saguenay (Québec) Canada G7H 2B1

F. GODARD

École de Génie

Université du Québec en Abitibi-Témiscamingue

445, boul. de l'Université, Rouyn-Noranda (Québec) Canada J9X 5E4

M. BOUAZARA

Département des Sciences Appliquées

Université du Québec à Chicoutimi

555, boul. de l'Université, Saguenay (Québec) Canada G7H 2B1

Résumé :

L'effet de la température sur les propriétés rhéologiques et physico-chimiques à l'état fondu de composites constitués de sciures de bois dans une matrice de polyéthylène haute densité (PEHD) a été étudié. Six concentrations massiques (0%, 20%, 30%, 40%, 50% et 60%) ont été utilisées en présence d'un agent couplant (polyéthylène greffé anhydride maléique, PE-g-MA). La présence des sciures augmente considérablement les valeurs de la viscosité complexe, des modules de conservation (G') et des modules de pertes (G''). Les pulsations de croisement des modules G' et G'' diminuent avec la concentration. La superposition des courbes de viscosité complexe avec un facteur de glissement, dépendant de la température, permet de créer une courbe de viscosité 'universelle' couvrant une très large gamme de températures. Le passage d'une température à l'autre est réalisé à l'aide de la loi d'Arrhenius. Les résultats expérimentaux s'ajustent très bien avec le modèle rhéologique de Carreau. Cela nous a permis de prédire le comportement thermo-rhéologique des composites sur une large gamme de fréquences. L'énergie d'activation des bio-composites calculé selon l'équation d'Arrhenius varie de façon croissante avec la concentration. Les résultats des tests mécaniques ont montré que la réponse du composite en traction est influencé considérablement par la présence de sciures dans la matrice polymérique. Le composite perd beaucoup en ductilité et en ténacité, mais sa rigidité augmente sensiblement (jusqu'à un facteur de 3,6)

1. INTRODUCTION

Récemment, on remarque un intérêt croissant pour l'élaboration et l'utilisation des matériaux thermoplastiques à base principalement de matrice polymérique renforcée de fibres naturelles.

Leurs applications s'étendent dans plusieurs domaines, on les trouve notamment dans le domaine de l'automobile, comme accessoires, et pièces de décorations et de revêtements, dans le secteur de la construction, comme planchers ou cadres de portes et de fenêtres. Aussi on peut les utiliser pour fabriquer des meubles de jardins (tables, chaises...)

Ces composites thermoplastiques ont plusieurs avantages, ils permettent une valorisation des résidus de bois dans la fabrication de nouveaux matériaux, ce sont des matériaux légers comparés aux composites renforcés de fibres minérales, leurs coûts de production sont faibles, ils ont un aspect positif sur l'environnement (biodégradable), et de plus des propriétés physiques et thermiques intéressantes pour des applications dans le domaine de la construction et de l'industrie automobile.

- Les propriétés rhéologiques et mécaniques des bio-composites à base de polymère (matrice) et de fibres végétales sont fortement influencées par l'interface entre ces deux composants. Toutefois, l'insuffisance de compatibilité entre les fibres (hydrophiles) et le polymère (hydrophobe) entraîne une faible adhésion des deux constituants et un problème d'agglomération des fibres causant ainsi, une diminution des propriétés mécaniques [1]. Pour contourner ce problème, plusieurs travaux ont été réalisés, soit sur la modification chimique de la surface des fibres ou de la matrice, soit sur la mise au point d'un agent de couplage faisant le lien entre les fonctions hydroxyles des fibres et les liens hydrogène de la matrice [2]. La présence de fibres dans la matrice augmente sensiblement la viscosité du mélange, mais il faut s'assurer de ne pas excéder une certaine limite pour une mise en forme [3]. Toutefois, l'effet de la température sur les propriétés rhéologiques thermiques et physico-chimiques des composites plastique-bois n'est pas suffisamment élucidé dans la littérature. Ce travail consiste à étudier l'effet de la température et de la concentration des renforts sur les propriétés rhéologiques dynamiques et thermo-physiques des composites à base de matrice thermoplastique (polyéthylène haute densité) et de renforts végétaux (sciure de bois). Cette sciure a été fournie par la scierie Tembec située à Béarn (QC, Canada). Elle est constituée de 65% d'épinette blanche (*Picea glauca*), 20 % d'épinette noire (*Picea marica*) et 15% de sapin baumier (*Abies balsamea*).

2. MATERIELS ET METHODE

2.1 Matériaux

La matrice polymérique est un polyéthylène haute densité (Sclair A59), sa température de fusion est égale à 135°C, sa masse volumique est de 980 Kg/m³. L'agent couplant est le fusabond 226DE de Dupont. Il s'agit d'un polyéthylène greffé à l'anhydride maléique, sa température de fusion est de 120 °C et il a un melt index égale à 1,5 g/10min (190 °C, 2,16 Kg). La quantité de l'agent couplant utilisée est fixée à 3% de la masse totale du composite. Cette quantité a été trouvée optimale pour améliorer l'homogénéité du mélange en assurant une meilleure distribution des fibres dans la matrice polymérique. Dans le composite, le bois est sous forme de sciures tamisées préalablement séchées. Les sciures ont été séchées à une température de 105 °C pendant 24 heures, puis conservées dans des sacs en polyéthylène. Le taux d'humidité résiduel est calculé à partir de la masse de sciures avant et après un deuxième séchage à 120°C pendant 24 heures, il est estimé inférieure à 3 % massique.

L'analyse granulométrique des sciures est réalisée à l'aide de l'appareil FQA (Fiber Quality Analyser, Optest Equipment, Hawkesbury Ontario), l'analyse a été réalisée sur plus de 5000 particules. La (Figure 1) et la (Figure 2) montrent respectivement la distribution de la longueur et la géométrie moyenne des sciures dans la farine de bois. La farine de bois est obtenue par tamisage de sciures passant le tamis de 25mesh ($\emptyset < 0,71\text{mm}$).

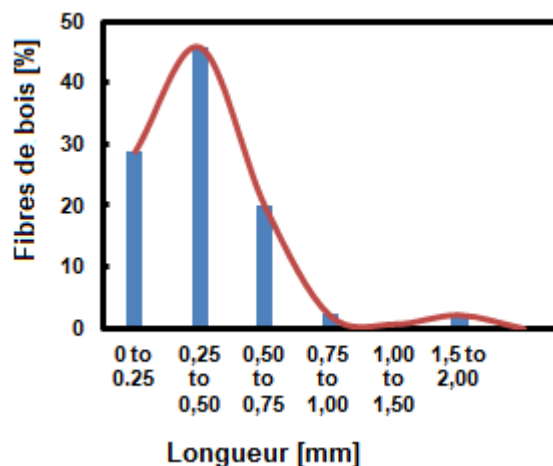


Figure 1 : distribution de la longueur des sciures de bois

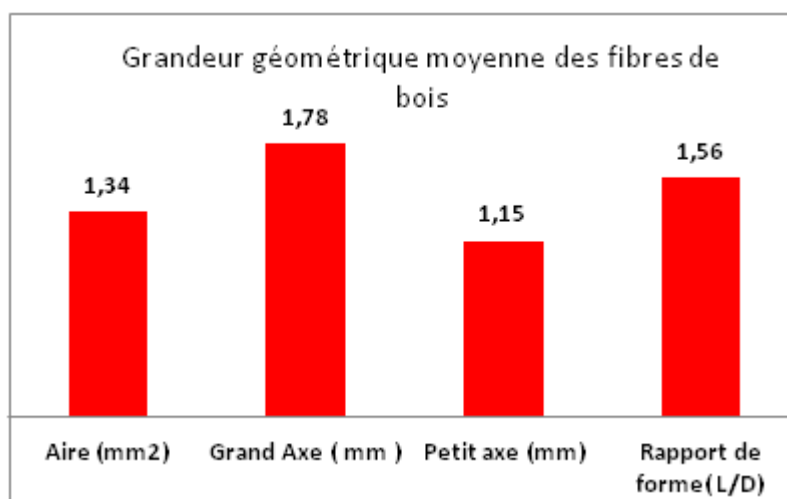


Figure 2 : Caractéristique géométriques moyennes

2.2 Préparation des composites

Les composites ont été élaborés dans un malaxeur bi-vis contrarotatif (Haake rheometrix avec roller rotors) à une vitesse angulaire de 90 TPM et une température de 170 °C, une température estimée au dessous de la température de dégradation des fibres de bois qui est de l'ordre de 240° C. Le Sclair et le fusabond étaient introduit initialement et mélangés durant 2 minutes ce qui assurait une fusion complète du mélange de polymère. Dans un deuxième temps, la sciure de bois est introduite et

malaxée durant 5 minutes. Six différentes concentrations massiques en sciure ont été investiguées : 0%, 20%, 30%, 40%, 50% et 60%. La masse totale du composite introduite dans la chambre du mélangeur est de 148 g. Les échantillons ont été fabriqués à l'aide d'une presse chauffante, réglée à la température de 150°C, (une température située légèrement au dessus de la température de fusion du polymère) et d'un moule constitué de plaques d'aluminium. Une pré-charge appliquée durant deux minutes assure la fusion de la matrice, suivie d'une compression à 8 MPa durant 4 minutes pour la fabrication d'éprouvettes

Les échantillons fabriqués ont la forme de pastilles pour les tests de rhéologie et d'éprouvettes pour les tests mécaniques. Les pastilles ont un diamètre de 20 mm et une épaisseur nominale de 4 mm. Les éprouvettes ont une longueur de 125 mm et une largeur de 13 mm et une épaisseur de 5 mm. La figure ci-dessous montre les deux types d'échantillon.



Figure 3 : Image des échantillons pour les tests rhéologique et mécanique.

2.3 Test de stabilité thermique des sciures

Une optimisation de la température lors de la mise en forme des bio-composites est indispensable, afin d'éviter une dégradation prématurée des fibres. L'analyse thermogravimétrique permet de tester la stabilité thermique des fibres de bois utilisés comme renforts dans la matrice polymérique. Ce test d'analyse est réalisé à l'aide de la machine (TGA) de (Thermal Analysis), il consiste en fait à mesurer la variation de la masse des composites en fonction d'un gradient ascendant de la température. Ces variations sont illustrées dans la Figure 4.

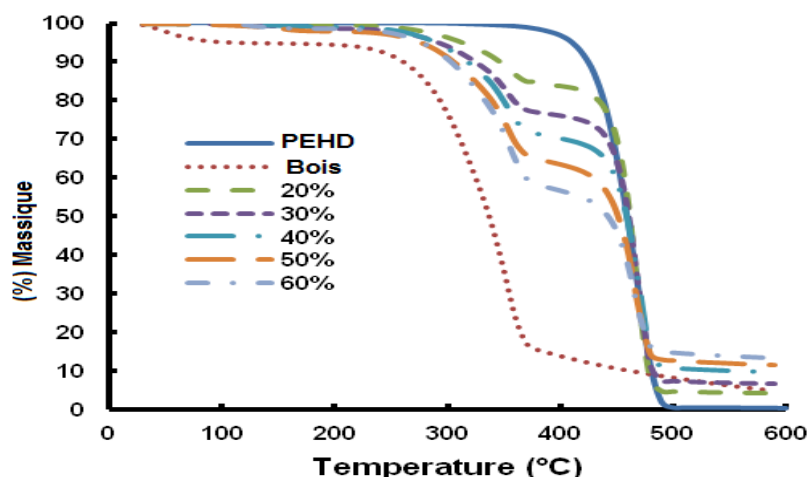


Figure 4 : Variation du pourcentage massique des composites en fonction de la température

2.3 Tests rhéo-thermiques

Le rhéomètre utilisé pour mesurer les propriétés rhéologiques des échantillons est (RhéoStress RS75). Il est équipé d'un contrôleur de température TC 500. Les tests sont réalisés à température constante. Nous avons utilisé la géométrie plan-plan, avec des disques de 20 mm de diamètre et un entrefer de 3 mm. Les pastilles à l'état fondu sont soumises à des tests d'analyses oscillatoires. Ces tests consistent en fait, à un balayage en fréquence allant de 0,1 Hz à 100 Hz, avec un taux de déformation contrôlé. Il est fixé à 4 % pour la matrice polymérique, 1% pour le composite (20% de sciures) et 0,01% pour le reste des composites (30%, 40%, 50% et 60 % de sciures). On a choisi des taux de déformation faibles de manière à rester toujours dans une région linéaire de déformation, les composites dans ces zones se comportent en fait comme étant des matériaux viscoélastiques linéaires. Pour identifier la région linéaire de déformation, des tests de balayage en amplitude de déformation à fréquence constante (égale à 10Hz) ont été réalisés préalablement sur les échantillons avec différentes concentrations et à différentes températures.

2.4 Identification de la zone linéaire

En rhéologie, la détermination du domaine linéaire est effectuée en observant la variation des modules de stockage (G') et de pertes (G'') lors d'une augmentation de la déformation. Une diminution de ces paramètres indique la limite de la zone de déformation linéaire. Cette zone est fortement influencée par la température et par la concentration des fibres. Dans la Figure 5, nous avons montré l'effet de la température sur la réponse de la matrice polymérique (PEHD).

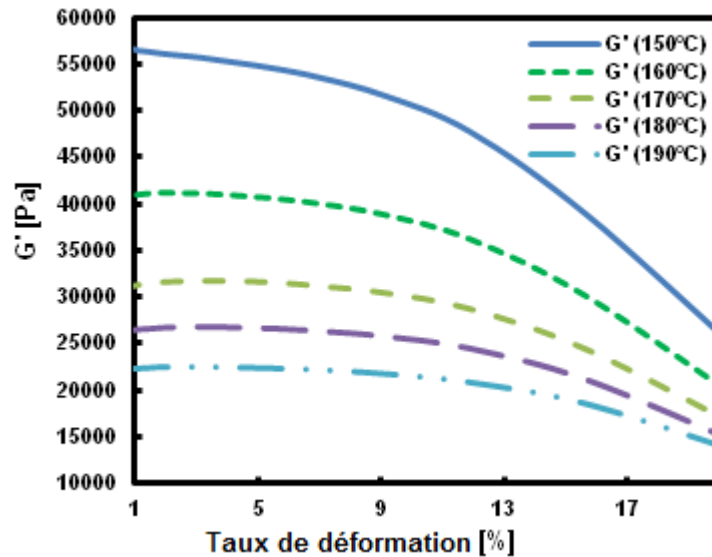


Figure 5 : Variation du module de stockage en fonction de la déformation à différentes températures

On remarque que le domaine linéaire de déformation varie de façon croissante avec la température. Une orientation croissante des chaînes macromoléculaires sous l'effet de la température a probablement lieu, par conséquent, le processus de relaxation des chaînes se fait de manière plus rapide, les chaînes moléculaires ont tendance à reprendre leurs structures initiales de manière rapide. L'effet de la concentration des fibres sur le domaine linéaire de déformation est illustré à la Figure 6. La concentration des fibres a un effet opposé à celui de la température, plus on augmente la concentration plus le domaine linéaire de déformation diminue. Il est plus de 5% pour la matrice polymérique et inférieur à 0,01% pour le composite avec forte concentration de fibre (60%). La mobilité des chaînes macromoléculaires se trouve d'avantage freinée par la présence des fibres de bois autour des chaînes à haute concentration (encombrement stérique).

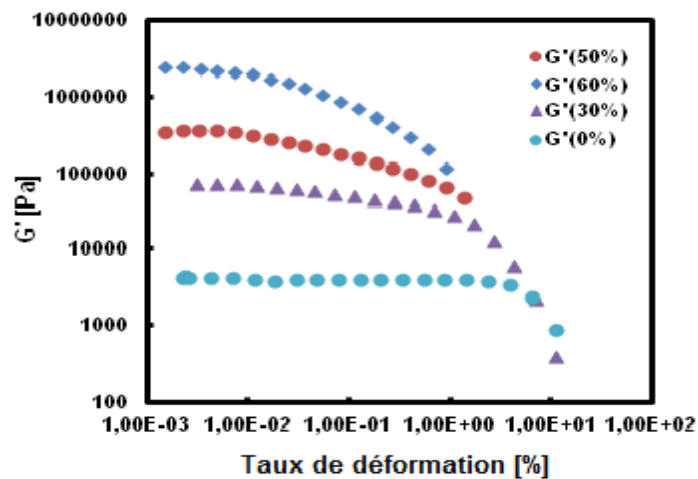


Figure 6 : Effet de la concentration sur la région linéaire de déformation des bio-composites pour différentes concentrations en sciures

3. COMPORTEMENT RHEOLOGIQUE ET DISCUSSION

3.1 Spectres mécaniques

3.1.1 Effet de la concentration sur les propriétés dynamiques

3.1.1.a Les modules dynamiques (G') et (G'')

Sur la Figure 7, on a présenté l'évolution des modules dynamiques (G') et (G'') en fonction de la fréquence. On remarque qu'à faible fréquence, les composites ont un comportement plus visqueux qu'élastique alors qu'à fréquences élevées c'est l'inverse qui se manifeste. À un point de croisement appelée aussi fréquence de croisement les matériaux composites sont autant élastiques que visqueux.

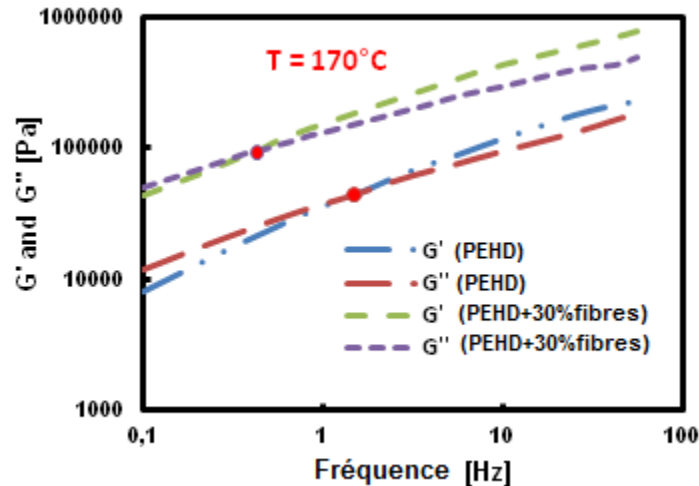


Figure 7 : Évolution à 170 ° C des modules G' et G'' des composites PEHD / sciures

De plus, les modules dynamiques de stockage (G') et de perte (G'') ont tendance à croître avec la concentration des fibres (Figure 8), tandis que leurs pulsations de croisements diminuent avec la concentration (Figure 7). Cela peut être traduit par un comportement plus élastique pour des charges élevées. La Table 2 regroupe les valeurs des pulsations de croisement des composites à différentes concentrations.

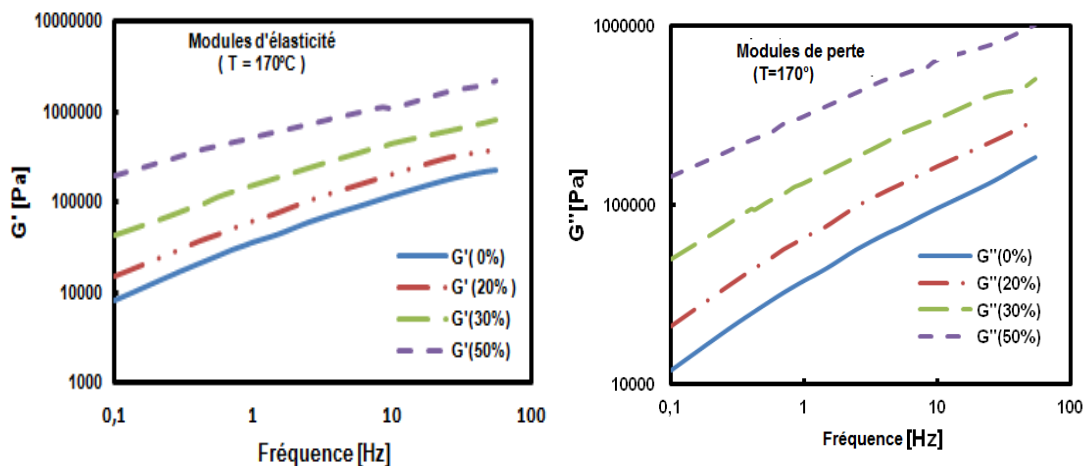


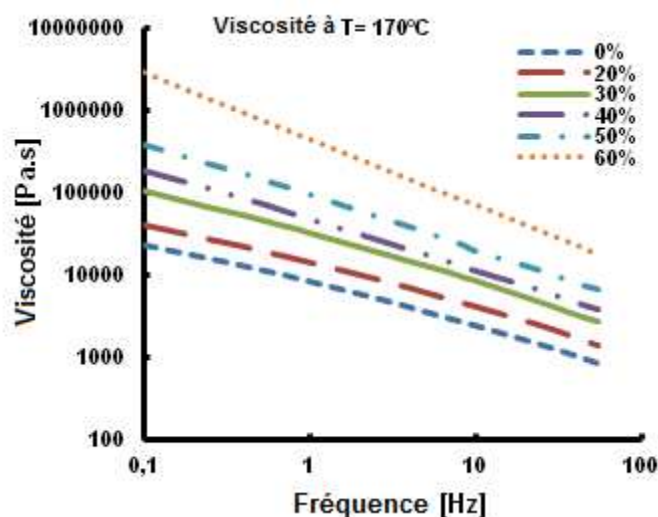
Figure 8 : Effet de la concentration sur les modules rhéologiques

Table 1 : Fréquence de croisement pour différentes concentrations de fibres

Teneur en fibres	$G' = G''$ (Pa)	Fréquence (Hz)
0 %	44200	1,485
20 %	73890	1,394
30 %	93840	0,425
40 %	71100	0,1833
50 %	55750	0,003798

3.1.1.b) Viscosité Complexe

Les courbes de viscosité complexe sont présentées à la Figure 9. De façon générale, la présence des sciures augmente de façon importante la viscosité complexe. Cet effet est d'autant plus marqué que la concentration massique des fibres est élevée.

**Figure 9** : viscosité dynamique des composites à différentes concentrations

3.1.2 Effet de la température sur les propriétés rhéologiques

La température influence considérablement les propriétés rhéologiques dynamiques des composites polymère-bois. Cet effet, est nettement plus prononcé pour les composites que pour la matrice polymérique, cela est dû probablement au processus de relaxation des résidus thermiques plus rapide pour les chaînes dans les matériaux composites. Les variations des modules dynamiques (G') et (G'') et la viscosité complexe des deux matériaux (PEHD et (PEHD +30 % fibres)) avec la température sont montrées dans les figures suivantes, (figure 10 et 11) la température varie entre 150°C et 190°C. De façon similaire, on remarque que, plus on augmente la température, plus les modules dynamiques diminuent.

3.1.2.a) Les modules dynamiques (G') et (G'')

- Cas de la matrice polymérique (PEHD)

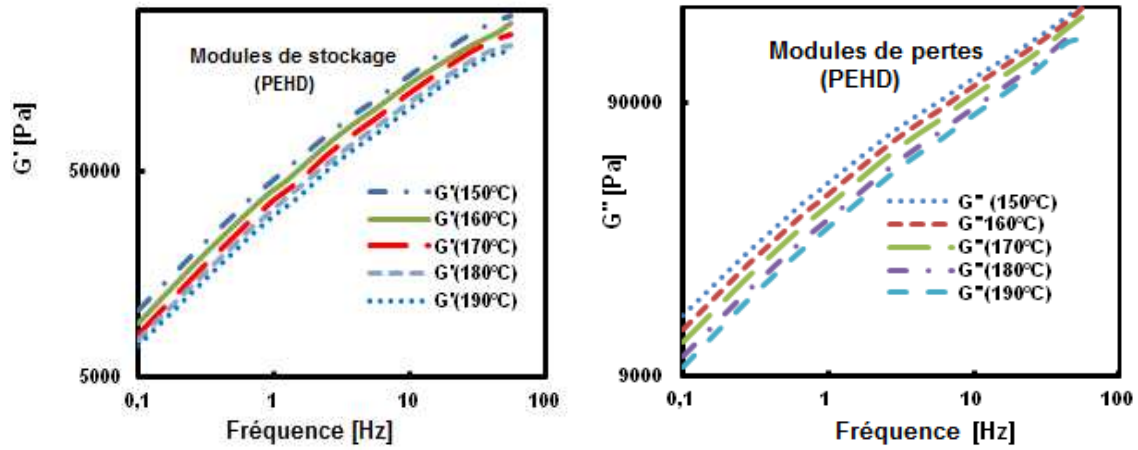


Figure 10 : Modules de stockage (G') et de pertes (G'') de la matrice (PEHD) à différentes températures

- Cas du composite à 30 % de fibres

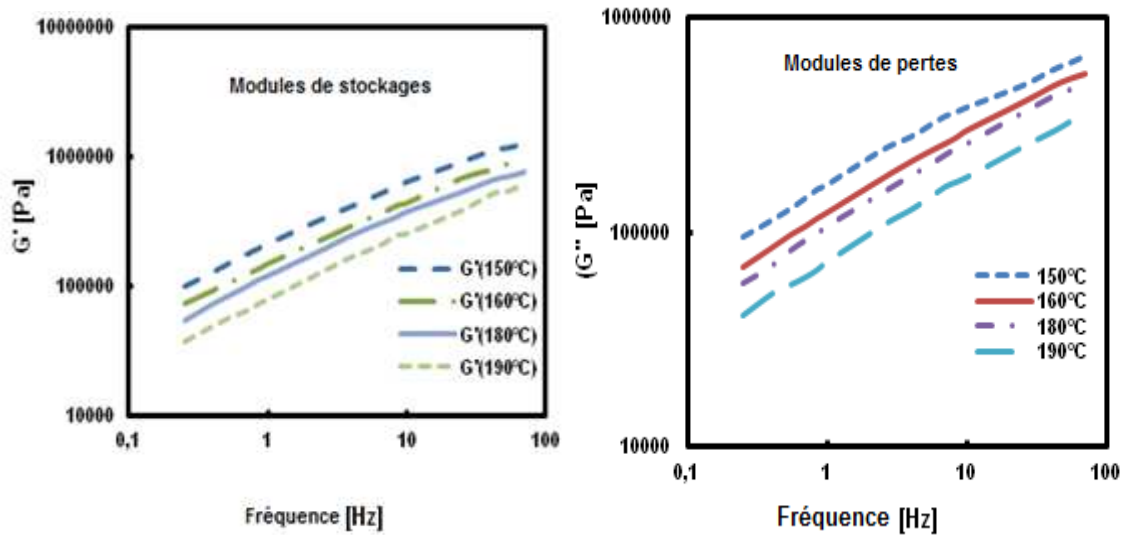


Figure 11 : Modules de stockage et de pertes du matériau composite à (30 % de sciures) à différentes températures

3.1.2.b) La viscosité complexe

La viscosité complexe des composites avec différentes concentrations de fibres est une fonction décroissante avec la fréquence et la température. Dans la (Figure 12) on montre cette variation.

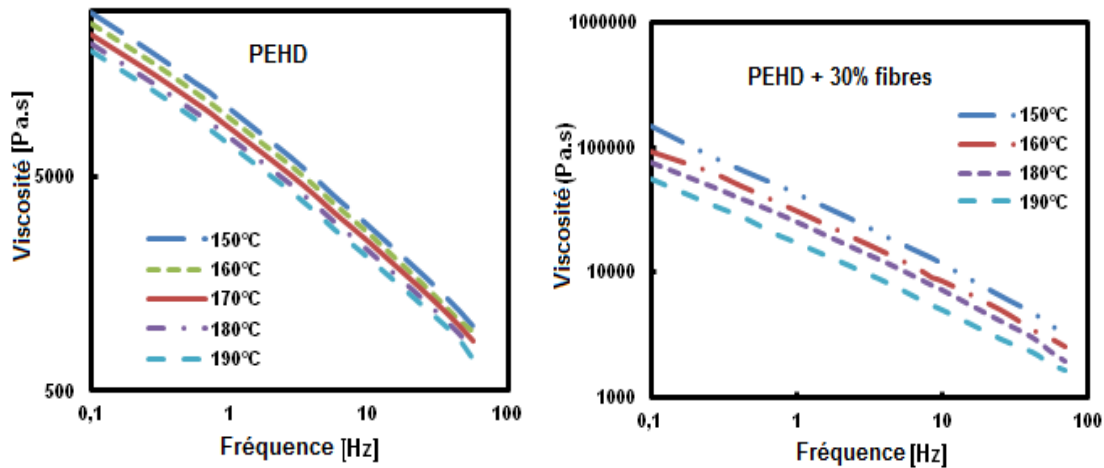


Figure 12 : variation de la viscosité complexe de la matrice polymérique et du matériau composite à différentes températures

La superposition des courbes de viscosité dynamique à l'aide d'un facteur de glissement (a_T) dépendant de la température, permet de construire des courbes maitresses. La (Figure 13) montre la viscosité réduite (η^*/a_T) en fonction de la fréquence réduite ωa_T (où a_T est le facteur de glissement). La superposition température-fréquence a été effectuée à une température de référence égale à 170 °C pour l'ensemble des composites. L'ajustement des courbes maitresses à été réalisé à l'aide du modèle rhéologique de Carreau. Cela nous a permis de définir un comportement universel pour l'ensemble des composites, décrit par l'équation (1) dans laquelle La viscosité dynamique est représentée en fonction du taux de cisaillement selon la forme suivante :

$$\eta = \frac{\eta_0}{(1 + (\lambda\omega)^2)^{\frac{1-n}{2}}} \quad (1)$$

η_0 : La viscosité du plateau newtonien.

L'indice de la loi de puissance (n) représente le degré de dépendance de la viscosité dynamique avec la vitesse de cisaillement, autrement dit, il est fonction de la pente (n-1) dans la zone linéaire de la courbe viscosité en fonction du taux de cisaillement. Ce paramètre tend vers 1 lorsque la viscosité dynamique (η) du composite tend vers une valeur constante à η_0 , plus la valeur de cet indice est près de zéro, plus le matériau est rhéofluidifiant. λ : Temps de relaxation du matériau, c'est un paramètre caractéristique du matériau composite.

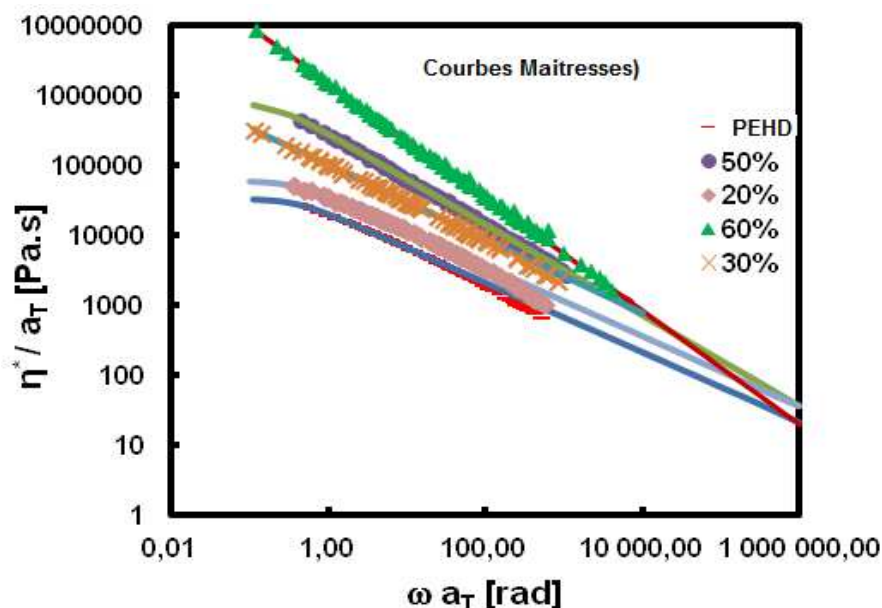


Figure 13 : Courbes maitresses des composites

L'ajustement des courbes maitresses avec le modèle rhéologique de Carreau se fait avec un coefficient de corrélation (r^2) supérieur à 0,99 pour l'ensemble des composites avec différentes concentrations. Dans la Table 2, on regroupe les paramètres caractéristiques des matériaux composites qui sont la viscosité Newtonienne (η_0), le temps de relaxation λ et le paramètre n .

Table II : Paramètres caractéristiques des matériaux composites

Teneur en fibre [%]	η_0 [Pa.s]	λ [s]	n
0	32560	2,61	0,5048
20	57890	2,69	0,5015
30	527800	23,85	0,4725
40	153400	1,172	0,4125
50	783000	5,072	0,3546
60	4656E+04	68,27	0,1852

En plus de la dépendance au temps, les propriétés des matériaux viscoélastiques présentent une forte dépendance à la température. Le facteur de glissement a_T permet de modéliser l'influence de la température sur les propriétés rhéologiques. Il peut être utilisé pour calculer l'énergie d'activation des composites. La Figure 17 illustre la variation de ce facteur (a_T) avec la température. On remarque que ce facteur varie avec la température selon la loi d'Arrhenius.

$$a_T = k \cdot \exp\left(-\frac{E_a}{R(T - T_0)}\right) \quad (2)$$

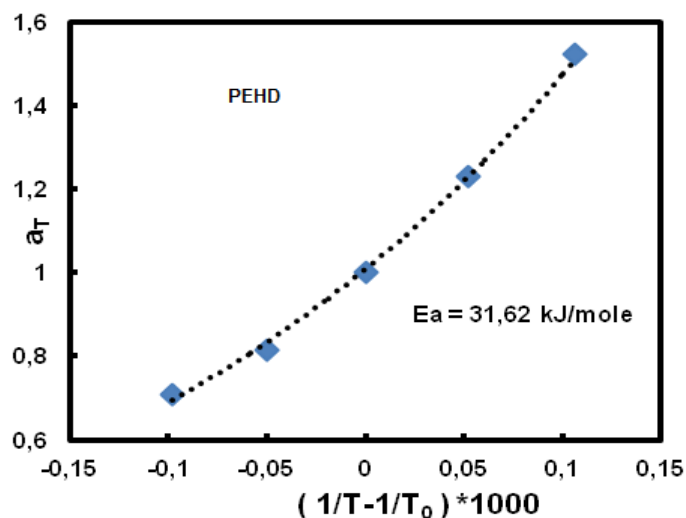


Figure 14 : Variation du facteur de glissement avec la température

Table III : Énergie d'activation des thermo-composites avec différente teneur en fibres

Teneur en fibres (%)	Énergie d'activation (kJ/mole)
0	31.62 ± 0,003
20	43,21 ± 0,29
30	44,7 ± 0,21
40	92,21 ± 0,16
50	130

On remarque que l'énergie d'activation des composites varie de manière croissante avec la teneur en sciure, plus on augmente la concentration en sciure plus l'énergie d'activation du composite augmente, en fait le processus de relaxation des chaînes moléculaires dans la matrice polymérique est fortement influencé par la présence de fibre de bois. Ces derniers représentent des obstacles qui entravent une mobilité aisée des chaînes moléculaires autour des sciures de bois.

4. PROPRIETES MECANIQUES ET DISCUSSION

4.1 Test de traction

Les essais mécaniques de traction sont utilisés dans l'objectif d'obtenir les valeurs des paramètres physiques d'un matériau multidirectionnel. Ces paramètres sont tels que le module d'Young (E), la résistance maximale (R_M), la limite d'élasticité (R_P) et la déformation à la rupture (ϵ_r). Les résultats des tests mécaniques de traction sont souvent influencés par la ténacité de la matrice; par la qualité de l'interface fibre matrice ainsi que des contraintes résiduelles.

Table 4 synthétise les résultats des tests de traction pour les composites thermoplastiques avec différentes concentrations en fibre à température ambiante ($T=20^\circ\text{C}$)

Table IV : Propriétés mécaniques des composites avec différentes concentration en sciures de bois (à 20°C)

Teneur en sciure [% massique]	E [GPa]	Rm [Mpa]	ϵ_r [%]	W [N.mm]
0	0,266±0,009	36,04±2,11	9,41±2,36	8648±83
20	0,599±0,05	21,051±3,11	2,78±0,38	3051±178
30	0,682±0,099	19,052±1,3	2,21±0,29	2434±71
40	0,791±0,048	19,73±2,07	2,52±0,38	2250±354
50	0,975±0,092	18,34±0,93	1,99±0,21	1590±157
60	0,957±0,087	18,503±2,23	1,64±0,17	1368±213

Le module d'Young est fonction des forces interatomiques, il est mesuré à partir de la pente de la partie droite de la courbe contrainte - déformation. On remarque dans la Figure 15 que le module de Young ou encore le module d'élasticité est fonction croissante de la teneur en sciure, les modules des composites renforcés avec la sciure sont largement supérieurs au module de la matrice qui est 266 MPa. La plus grande rigidité est obtenue à 60% massique de sciures de bois égale à 957 MPa, l'amélioration de la rigidité de la matrice est d'un facteur de (3,6). Dans la Figure 15, on montre la variation du Module d'élasticité en fonction de la teneur en sciure.

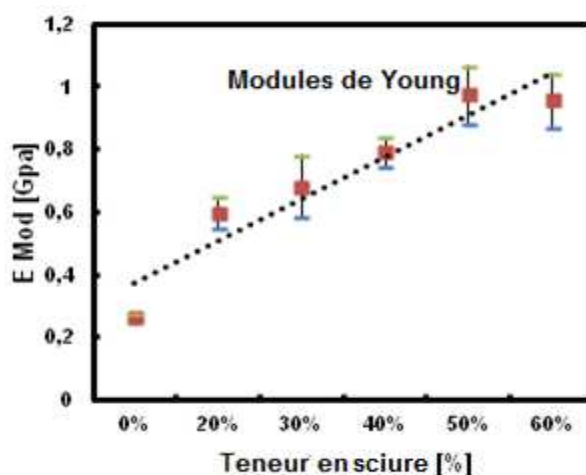


Figure 15 : Module d'élasticité en fonction de la concentration en sciure

Dans la Figure 16, on remarque que la ductilité du thermo-composite est directement influencée par la présence de sciures de bois dans la matrice polymérique, la chute dramatique de l'élongation à la rupture est signalée par tous les auteurs (6, 7, 12, 13, 14, 16).

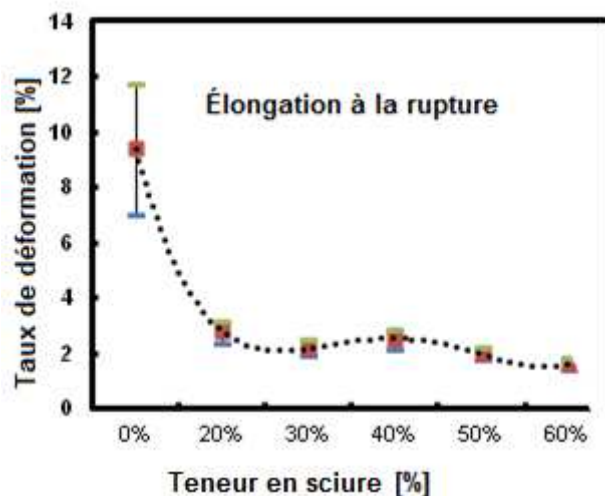


Figure 16 : Taux de déformation à la rupture en fonction de la teneur en sciure de bois

De façon similaire la ténacité décroît avec l'augmentation de la teneur en sciure. L'addition des sciures dans la matrice rend le composite rigide mais fragile une fois la résistance maximale est atteinte. Dans la Figure 17, on montre la variation du travail nécessaire à la rupture en fonction de la teneur en sciure.

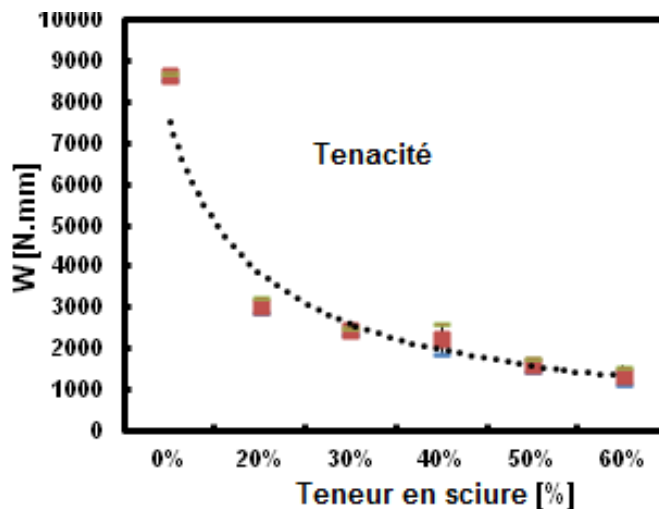


Figure 17 : Variation du travail nécessaire à la rupture des composites

La résistance maximale à la rupture décroît avec la teneur en sciures. Dans la figure 18, on illustre la variation de ce paramètre en fonction de la teneur en sciure.

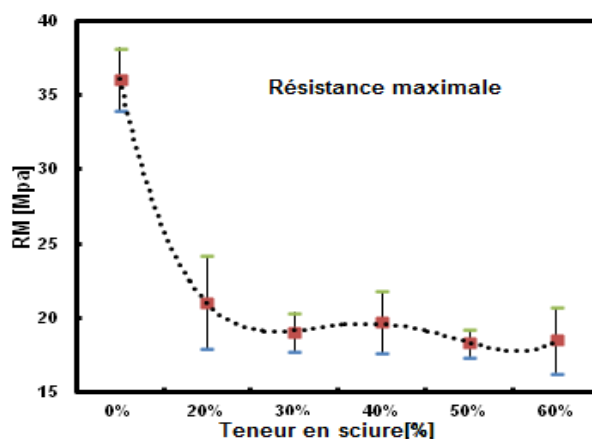


Figure 18 : Résistance maximale des thermo-composites en fonction de la teneur en sciure

5. CONCLUSION

Nous avons étudié les propriétés rhéologiques dynamiques et le comportement mécanique en traction de composites constitués d'un polyéthylène haute densité et de sciures de bois à différentes teneurs et à différentes températures, en présence d'un agent couplant. Nos résultats indiquent que : i) Le module de stockage et le module de pertes sont des fonctions croissantes de la teneur en sciures, ii) La viscosité complexe croît avec la teneur en sciures et décroît avec la température, iii) La superposition des courbes de viscosité complexe avec un facteur de glissement dépendant de la température permet de créer une courbe 'universelle' et iv) Les facteurs de glissement des composites varient linéairement selon l'équation d'Arrhenius.

La réponse du matériau composite en traction mécanique est influencée considérablement par la présence de sciures dans la matrice polymérique. Le composite perd beaucoup en ductilité et en ténacité, mais sa rigidité augmente sensiblement (facteur de 3,6 à 60% massique en sciure).

6. RÉFÉRENCES

1. Erchiqui, F., et al., *Neural networks approach for characterisation of viscoelastic polymers*. Canadian Journal of Chemical Engineering, 2011. **89**(5): p. 1303-1310.
2. Bendahou, A., et al., *Isolation and structural characterization of hemicelluloses from palm of Phoenix dactylifera L*. Carbohydrate Polymers, 2007. **68**(3): p. 601-608.
3. Bendahou, A., et al., *Physico-Chemical Characterization of Palm from Phoenix Dactylifera-L, Preparation of Cellulose Whiskers and Natural Rubber-Based Nanocomposites*. Journal of Biobased Materials and Bioenergy, 2009. **3**(1): p. 81-90.
4. Souli, M. and F. Erchiqui, *Experimental and numerical investigation of instructions for hyperelastic membrane inflation using fluid structure coupling*. CMES - Computer Modeling in Engineering and Sciences, 2011. **77**(3-4): p. 183-199.
5. Sbiai, A., et al., *Effect of the Fiber Size on the Physicochemical and Mechanical Properties of Composites of Epoxy and Date Palm Tree Fibers*. Macromolecular Materials and Engineering, 2008: p. NA-NA.
6. Migneault, S., et al., *Application of micromechanical models to tensile properties of wood-plastic composites*. Wood Science and Technology, 2011. **45**(3): p. 521-532.
7. Migneault, S., et al., *Effects of processing method and fiber size on the structure and properties of wood-plastic composites*. Composites Part A: Applied Science and Manufacturing, 2009. **40**(1): p. 80-85.

8. Kaddami, H., et al., *Short palm tree fibers – Thermoset matrices composites*. Composites Part A: Applied Science and Manufacturing, 2006. **37**(9): p. 1413-1422.
9. Erchiqui, F. and M. Souli, *Numerical investigation of the gas flow temperature on the thermoforming and blow-molding processes*. Journal of Reinforced Plastics and Composites, 2009. **28**(15): p. 1823-1840.
10. Erchiqui, F., et al., *Characterization of viscoelastic behavior of a membrane thermoplastic and numerical modeling thermoforming*. Caractérisation viscoélastique du comportement d'une membrane thermoplastique et modélisation numérique de thermoformage, 2010. **88**(1): p. 116-125.
11. Erchiqui, F., et al., *Engineering investigations on the potentiality of the thermoformability of HDPE charged by wood flours in the thermoforming part*. Polymer Engineering and Science, 2009. **49**(8): p. 1594-1602.
12. Bouafif, H., et al., *Analysis of Among-Species Variability in Wood Fiber Surface Using DRIFTS and XPS: Effects on Esterification Efficiency*. Journal of Wood Chemistry and Technology, 2008. **28**(4): p. 296-315.
13. Bouafif, H., et al., *Effects of fiber characteristics on the physical and mechanical properties of wood plastic composites*. Composites Part A: Applied Science and Manufacturing, 2009. **40**(12): p. 1975-1981.
14. Bledzki, A.K., S. Reihmane, and J. Gassan, *Thermoplastics Reinforced with Wood Fillers: A Literature Review*. Polymer-Plastics Technology and Engineering, 1998. **37**(4): p. 451-468.
15. Bendahou, A., H. Kaddami, and A. Dufresne, *Investigation on the effect of cellulosic nanoparticles' morphology on the properties of natural rubber based nanocomposites*. European Polymer Journal, 2010. **46**(4): p. 609-620.
16. Herrera-Franco, P.J., Valadez-Gonzalez A. *A study of the mechanical proprieties of short-fiber reinforced composites*, Composites. Part B: Eng., 2005, **36** ,p.597-608.