

Vie de la fibre dans l'élaboration des polymères chargés. Particularité de l'utilisation de fibres végétales

Michel Vincent, Tatiana Budtova, Rudy Valette, Bruno Vergnes

► **To cite this version:**

Michel Vincent, Tatiana Budtova, Rudy Valette, Bruno Vergnes. Vie de la fibre dans l'élaboration des polymères chargés. Particularité de l'utilisation de fibres végétales. Colloque national Mecamat - Mécanique des Matériaux Biosourcés : de l'extraction au recyclage, conséquences sur les propriétés effectives, AMAC, Jan 2014, Aussois, France. hal-01109317

HAL Id: hal-01109317

<https://hal-mines-paristech.archives-ouvertes.fr/hal-01109317>

Submitted on 26 Jan 2015

HAL is a multi-disciplinary open access archive for the deposit and dissemination of scientific research documents, whether they are published or not. The documents may come from teaching and research institutions in France or abroad, or from public or private research centers.

L'archive ouverte pluridisciplinaire **HAL**, est destinée au dépôt et à la diffusion de documents scientifiques de niveau recherche, publiés ou non, émanant des établissements d'enseignement et de recherche français ou étrangers, des laboratoires publics ou privés.

VIE DE LA FIBRE DANS L'ELABORATION DES POLYMERES CHARGES, PARTICULARITE DE L'UTILISATION DE FIBRES VEGETALES

M. Vincent, T. Budtova, R. Valette, B. Vergnes *Cemef, Mines-ParisTech, UMR CNRS 7635, CS 10207, 06904 Sophia Antipolis Cedex. Téléphone : 04 93 95 75 75. Adresses électroniques : michel.vincent@mines-paristech.fr, tatiana.budtova@mines-paristech.fr, rudy.valette@mines-paristech.fr, bruno.vergnes@mines-paristech.fr*

Mots clés : polymère renforcés, fibres de verre, fibres naturelles, extrusion, injection

1. INTRODUCTION

Les polymères thermoplastiques renforcés de fibres courtes allient propriétés mécaniques améliorées par rapport à la matrice pure et facilité de mise en œuvre, puisque le transformateur utilise un semi-produit sous forme de granulés et des machines conventionnelles (extrudeuse, presse à injecter). Les polyamides ou polypropylènes renforcés de fibres de verre ont été d'abord mis au point. Les fibres font 10 à 20 μm de diamètre, et ont une longueur moyenne de l'ordre de 300 à 500 μm . Plus récemment, les fibres naturelles, comme le lin, le chanvre et bien d'autres, concurrencent les fibres de verre. Ces fibres naturelles ont des diamètres variés, car formées de faisceaux plus ou moins délités de fibres dont les diamètres sont équivalents à ceux des fibres de verre. Dans tous les cas, les propriétés dépendent de la microstructure des fibres, longueur, concentration, orientation, et pour les fibres naturelles, en plus diamètres (fibres ou faisceaux) et courbures.

L'objectif de ce texte est de présenter en parallèle les évolutions de la microstructure des fibres de verre et des fibres naturelles lors des deux étapes principales que sont l'incorporation des fibres dans la matrice (compoundage), avec la problématique de la casse des fibres, et la mise en œuvre proprement dite par injection.

2. REALISATION DU MELANGE FIBRE – MATRICE EN EXTRUSION BIVIS

2.1 Extrusion bivis

L'extrusion bivis est un procédé largement utilisé pour mélanger des charges dans un polymère thermoplastique. On introduit polymère et charges dans la machine et on granule le mélange à la sortie. Les granulés pourront être utilisés par la suite en injection ou extrusion. Pour des charges minérales comme le noir de carbone ou les argiles lamellaires, l'objectif est de casser les agrégats et d'arriver à la taille la plus fine possible (on parle de mélange dispersif), puis de distribuer les charges (mélange distributif). Pour les fibres de verre, il faut simplement distribuer les fibres, mais en évitant de les casser. Pour les fibres naturelles, qui se présentent sous la forme de fibres individuelles ou plus généralement de faisceaux de fibres, il peut être intéressant pour les propriétés finales de séparer les faisceaux (diminution du diamètre) en cassant le moins possible les fibres (augmentation du rapport longueur/diamètre).

2.2 Mesures de l'évolution des dimensions des fibres

2.2.1 Fibres de verre : les résultats présentés ici sont basés sur les travaux de Inceoglu *et al.* (2011) et Ville *et al.* (2013) . Ils concernent un polyamide 12 (Rilsan, Arkema) et des fibres de verre E de 10 μm de diamètre. La figure 1 schématise l'extrudeuse avec les zones d'introduction du polyamide et des fibres. Celles-ci sont introduites après la fusion du polyamide pour limiter leur casse. Les conditions opératoires (vitesse de rotation, débit) ont été modifiées et des prélèvements ont été effectués après refroidissement pour suivre l'évolution de la longueur des fibres (positions S1 à S7).

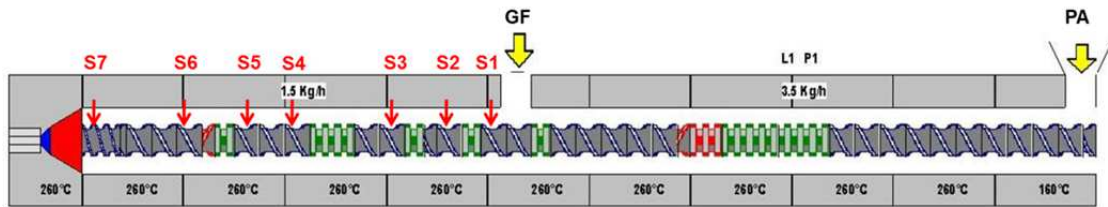


Figure 1. Profil de vis et zones de mesures S1 à S7

La distribution de longueur des fibres a été mesurée, après calcination de la matrice, par microscopie optique et analyse d'image. On en déduit les longueurs moyennes en nombre et en poids, les longueurs maximum et minimum. La figure 2 montre que la casse des fibres est très importante puisque, pendant l'extrusion, on passe de 3500 à 500 μm environ, et elle intervient dès les premiers éléments de vis.

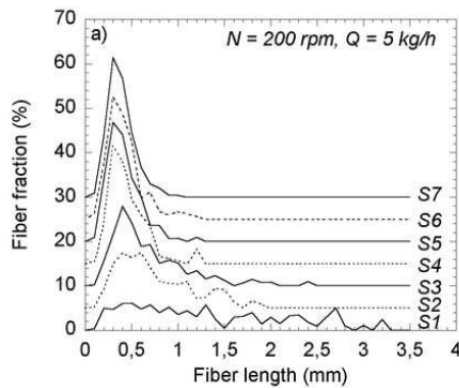


Figure 2. Distribution des longueurs des fibres le long de la vis pour des conditions d'extrusion fixées

Le modèle de Shon *et al.* (2005) a été modifié en introduisant l'énergie mécanique spécifique E_m comme paramètre global représentant les mécanismes de casse :

$$L = (L_0 - L_\infty) \exp(-KE_m) + L_\infty \quad (1)$$

où L_0 est la longueur initiale des fibres (3500 μm en poids), L_∞ est la longueur minimale en deçà de laquelle il n'y a pas de casse, K un paramètre de casse. La figure 3 montre un bon accord entre mesure et modèle. On remarquera toutefois que ce modèle semble dépendre du type d'outil utilisé, mélangeur interne ou extrudeuse.

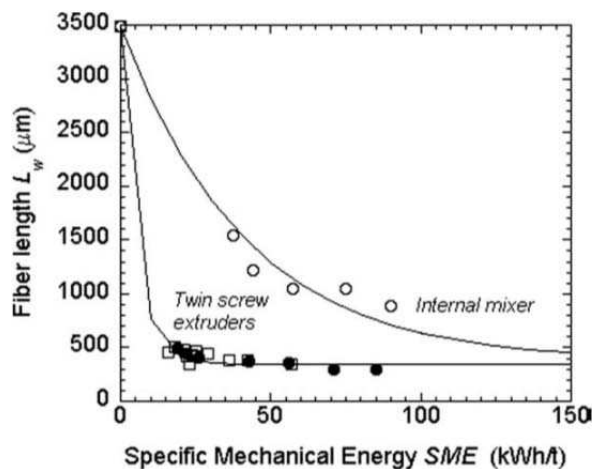


Figure 3. Longueur moyenne en poids en fonction de l'énergie mécanique spécifique SME

Le modèle établi précédemment ne rend pas compte correctement de l'évolution des longueurs moyennes le long de la vis. Seul un modèle mécanique prenant en compte le mécanisme réel de casse des fibres de verre sera à même de prédire cette évolution. Il sera présenté au paragraphe 2.3.1.

2.2.2 Fibres naturelles : les résultats présentés ici sont issus des travaux de Le Moigne *et al.* (2011) et Berzin *et al.* (2014). Ils concernent des fibres de lin ou de chanvre, dispersées dans des matrices polypropylène ou polycaprolactone. Les difficultés majeures rencontrées ici concernent le dosage et l'avalement des fibres par l'extrudeuse, puis la quantification, qui demande de dissoudre la matrice avant de mesurer les dimensions des fibres. Comme pour les fibres de verre, on assiste à une importante réduction de la taille des fibres pendant le compoundage et ce d'autant plus que le débit est faible (et donc les temps de séjour élevés). Dans ce cas-là, cependant, le modèle de Shon *et al.* modifié (équation 1) donne des résultats satisfaisants, comme on peut le voir figure 4.

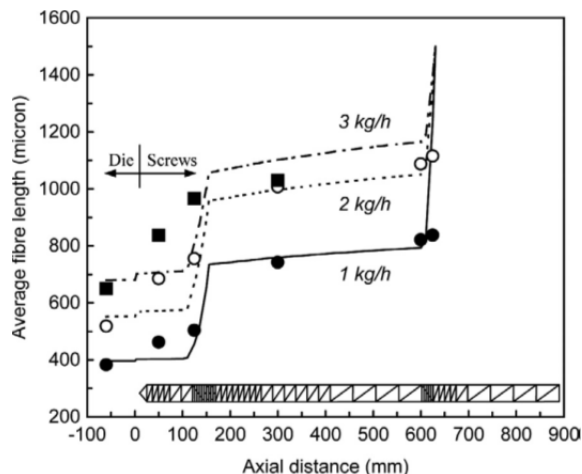


Figure 4. Evolution de la longueur des fibres le long des vis pour trois débits différents (symboles : points expérimentaux, lignes : modèle théorique)

2.3 Mécanismes de casse des fibres

2.3.1 Fibres de verre : Durin *et al.* (2013) ont développé un modèle basé sur le fait que dans un écoulement de cisaillement (dominant dans les procédés), la fibre tourne sur elle-même. Lorsque son axe principal est proche de l'axe de compression dû au cisaillement, la fibre peut flamber. Durin *et al.* (2013) montrent que dans le cas usuel le flambement induit une casse fragile et proposent un modèle de cinétique de casse statistique pour une population de fibres, basé sur la cinétique de Jeffery (1922) et Burgers (1938) pour leur mouvement, et en incluant des effets stochastiques (Weibull, 1951) pour la localisation (autour du point milieu) de leur point de rupture.

Les paramètres d'entrée du modèle sont les propriétés géométriques statistiques et le module des fibres, ainsi que le calcul (Vergnes *et al.* 1998) de l'historique du champ de vitesses de cisaillement et contraintes subit par tranche dans le procédé.

Le modèle permet une description précise de l'évolution pendant le procédé non seulement de la longueur moyenne des fibres, mais aussi de leur distribution (Figure 5).

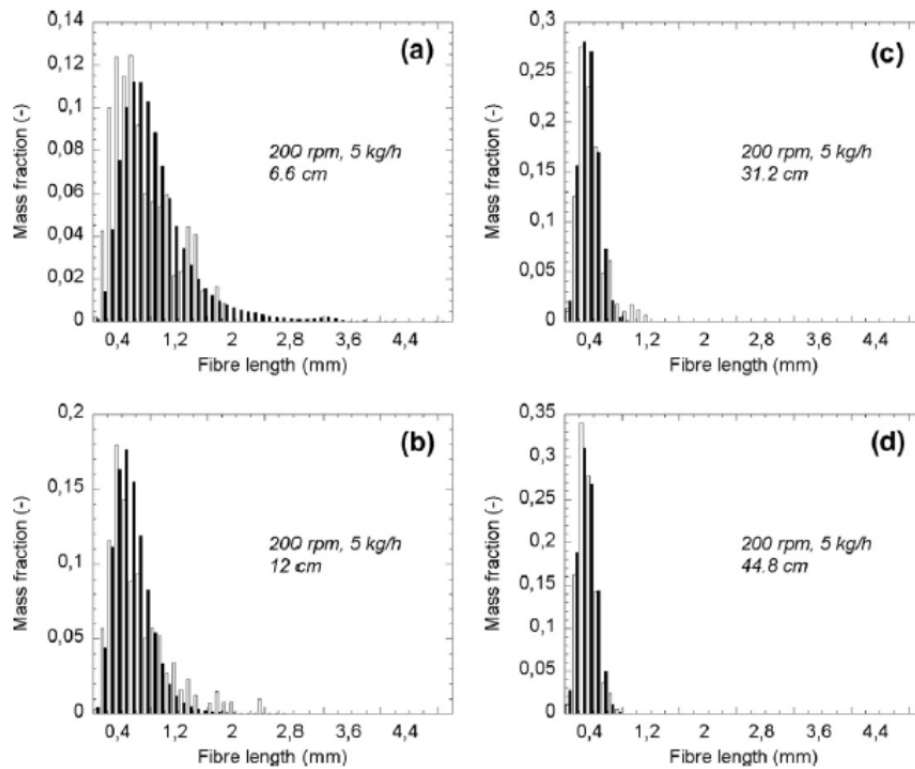


Figure 5. Distribution des longueurs de fibres à différentes positions le long des vis pour une condition d'extrusion fixée. Comparaison entre le modèle (blanc) et l'expérience (noir)

2.3.2 Fibres naturelles : dans ce cas, les mécanismes de casse sont encore mal connus. Comme indiqué précédemment, ils recouvrent à la fois la séparation des faisceaux et la casse des fibres unitaires. Grâce à des résultats récents obtenus en rhéo-optique par Le Duc *et al.* (2011), on sait maintenant que ces fibres souples se cassent essentiellement par fatigue, après avoir été un certain nombre de fois pliées et repliées sur elles-mêmes, comme on peut le voir figure 6a. Cette technique permet également de mieux comprendre le mécanisme de dissociation des faisceaux (figure 6b).

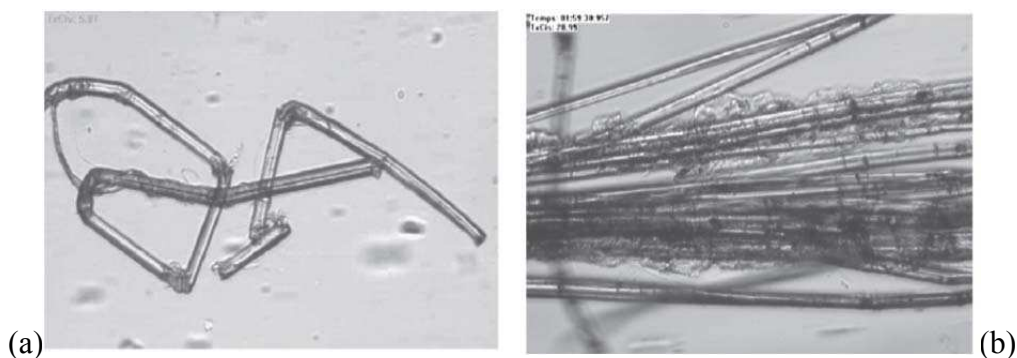


Figure 6. Observations en rhéo-optique. a) casse d'une fibre unitaire de lin, b) dissociation d'un faisceau de fibre de lin

3. MICROSTRUCTURE DES PIÈCES INJECTÉES

L'injection est l'un des procédés les plus utilisés pour mettre en forme les polymères renforcés de fibres courtes. Les granulés du composite sont fondus dans un système vis fourreau. La vis injecte la dose de polymère fondu à grande vitesse (le temps de remplissage est souvent inférieur à la seconde) dans le moule régulé à une température proche de l'ambiante. La phase de maintien en pression qui suit a pour but de compenser le retrait dû au refroidissement. Sa durée est de l'ordre de la dizaine de

seconde. Après quelques secondes de refroidissement, le moule s'ouvre et la pièce est éjectée. Les propriétés des pièces injectées dépendent des longueur, concentration, orientation, et éventuellement courbure et diamètre (cas des fibres naturelles).

3.1 Composites à fibres de verre

3.1.1 Distribution de longueur : la casse des fibres a lieu principalement dans le système vis-fourreau pendant la plastification, puis ensuite pendant l'injection lors de l'écoulement dans les canaux d'alimentation et la cavité elle-même (Gupta *et al.*, 1989, Tremblay *et al.*, 2000). La figure 7 montre la distribution de longueur finale dans une plaque injectée.

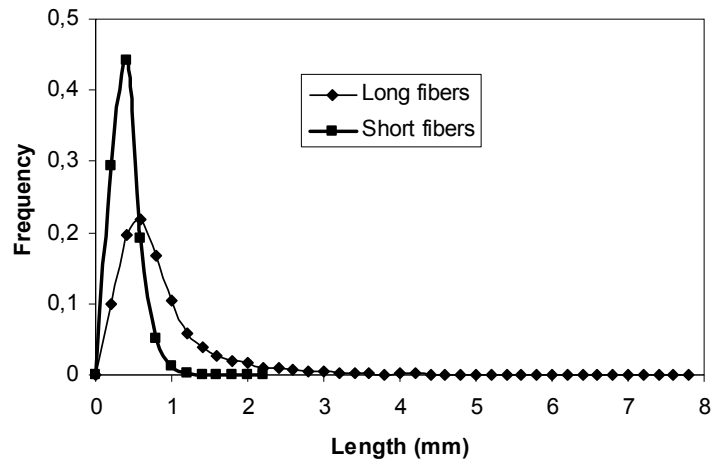


Figure 7. Répartition de la longueur des fibres dans une plaque rectangulaire moulée avec un polypropylène renforcé à 30% en poids de fibres de verre courtes et longues.

3.1.2 Distribution de concentration : les variations mesurées sont en général faibles, de l'ordre de quelques pourcents. Cela signifie que les fibres sont bien transportées par le polymère fondu.

3.1.3 Orientation : il a été montré que dans un écoulement de cisaillement, les fibres s'orientent principalement dans la direction de l'écoulement, alors que dans un écoulement élongationnel, elles s'orientent dans la direction de l'élongation. Dans une pièce injectée, les fibres forment un angle faible par rapport au plan de la pièce, et on observe souvent une structure cœur-peau. Les fibres sont orientées dans la direction de l'écoulement en peau, en raison du cisaillement dominant. En cœur, elles sont orientées perpendiculairement à cette direction. Cette orientation est souvent initiée à l'entrée dans la cavité, en raison d'une forte augmentation de la section de l'écoulement entre le canal d'amenée du polymère et la cavité où l'écoulement est élongationnel.

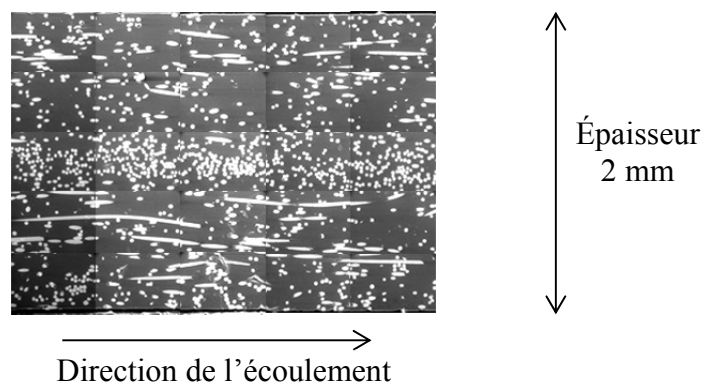


Figure 8. Micrographie d'un polypropylène renforcé de fibres de verre

La figure 8 montre une section dans l'épaisseur d'un composite injecté.

Le tenseur d'orientation d'ordre 2 \mathbf{a}_2 est souvent utilisé pour représenter de façon concise l'orientation d'une population de fibres. Ses composantes sont définies par :

$$a_{ij} = \int_{\mathbf{p}} \psi(\mathbf{p}) p_i p_j d\mathbf{p} \quad (2)$$

où p_i sont les composantes du vecteur \mathbf{p} porté par la fibre, et ψ la fonction de distribution d'orientation (probabilité d'avoir une fibre orientée selon \mathbf{p}). Si toutes les fibres sont orientées dans la direction 1, alors $p_{11} = 1$ et les autres composantes sont nulles. Si les fibres sont orientées de façon aléatoires dans le plan (1,2), alors $p_{11} = p_{22} = 0,5$. La figure 9 représente l'évolution dans l'épaisseur de la composante selon la direction de l'écoulement du tenseur \mathbf{a}_2 . Pour les épaisseurs de plaque les plus grandes, on distingue une orientation presque perpendiculaire à la direction de l'écoulement dans le plan médian ($a_{11} = 0,2$) et parallèle vers les surfaces ($a_{11} = 0,9$).

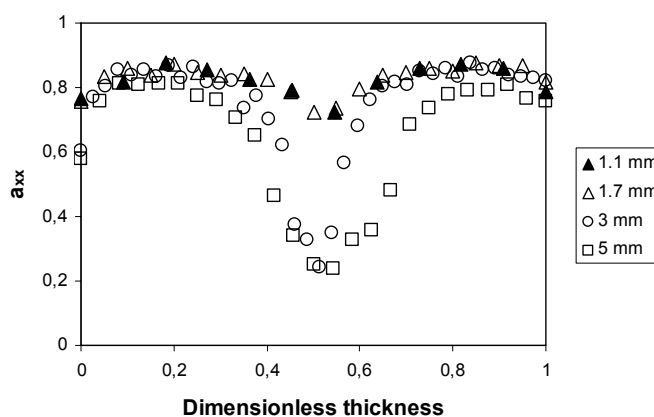


Figure 9. Composante dans la direction d'écoulement du tenseur d'orientation pour un polyacrylamide renforcé à 50% en poids de fibres de verre, pour différentes épaisseurs d'une plaque de 1 à 5 mm (d'après Vincent et al., 2005)

3.2 Fibres naturelles

Les observations montrent une structure complexe, avec selon les fibres employées, des faisceaux et des fibres qui peuvent être courbées. La notion d'orientation est alors plus difficile à définir. Néanmoins, on distingue encore en général une structure cœur – peau, moins nette cependant qu'avec des fibres de verre (figure 10).

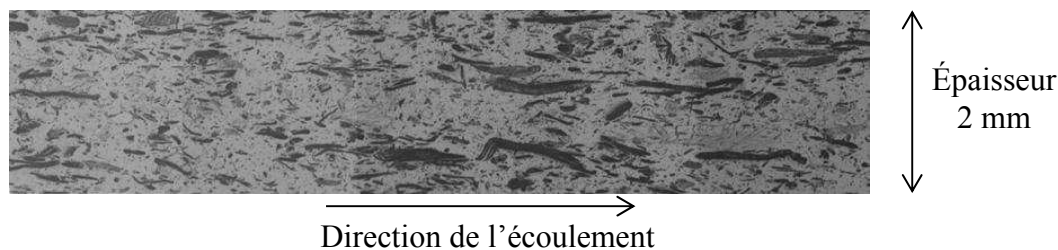


Figure 10. Micrographie d'un polypropylène renforcé de fibres chanvre

3.3 Modèles d'orientation

Jeffery (1922) a calculé le mouvement dans un fluide newtonien d'une fibre unique, rigide, de forme ellipsoïdale, dont la longueur est petite pour que le champ de vitesse de déformation soit homogène autour d'elle. Sa théorie a été étendue par Folgar et Tucker (1984) pour prendre en compte les interactions entre fibres, à l'aide d'un terme de diffusion :

$$\frac{d\mathbf{a}_2}{dt} = \mathbf{\Omega} \cdot \mathbf{a}_2 - \mathbf{a}_2 \cdot \mathbf{\Omega} + \lambda (\dot{\boldsymbol{\varepsilon}} \cdot \mathbf{a}_2 + \mathbf{a}_2 \cdot \dot{\boldsymbol{\varepsilon}} - 2\dot{\boldsymbol{\varepsilon}} : \mathbf{a}_4) + 2C_I \dot{\gamma} (\mathbf{I} - 3\mathbf{a}_2) \quad (3)$$

où $\dot{\boldsymbol{\varepsilon}}$ est le tenseur des vitesses de déformation, $\mathbf{\Omega}$ est le tenseur de rotation, λ est défini par : $\lambda = (\beta^2 - 1) / (\beta^2 + 1)$ où β est le facteur de forme de la fibre, rapport entre sa longueur et son diamètre. $\dot{\gamma}$ est la vitesse de déformation généralisée définie par $\dot{\gamma} = \sqrt{2 \sum_{i,j} \dot{\varepsilon}_{ij}^2}$. \mathbf{I} est le tenseur unité.

C_I est le coefficient d'interaction. Sa détermination est délicate. Il peut dépendre de la taille et de la concentration en fibres, de leur orientation, voire même être anisotrope. Sa valeur est généralement comprise en 10^{-2} et 10^{-4} . Le tenseur d'orientation d'ordre 4 \mathbf{a}_4 est exprimé en fonction du tenseur d'ordre 2 \mathbf{a}_2 à l'aide d'une approximation de fermeture.

Les données expérimentales ont montré que, pour les suspensions concentrées, la cinétique d'orientation est beaucoup plus lente que celle prédite par l'équation (3). Pour éviter cet effet, Wang *et al.* (2007) ont introduit le modèle Reduced Strain Closure (RSC). Les auteurs écrivent le tenseur \mathbf{a}_2 en fonction de ses valeurs propres et vecteurs propres, et supposent que la cinétique des valeurs propres est ralentie par un facteur, déterminé par comparaison avec des mesures, et que les vecteurs propres sont inchangés. La dérivée matérielle du tenseur \mathbf{a}_2 est alors recalculée. En utilisant une approche différente, Férec *et al.* (2009) ont obtenu un modèle similaire. Les auteurs ont estimé que la cinétique d'orientation devient plus lente avec des suspensions semi-concentrées à cause des interactions hydrodynamiques et de fibre à fibre. La force générée par les interactions entre fibres a été modélisée en utilisant un coefficient de frottement hydrodynamique proportionnel à la vitesse relative du point de contact et pondéré par la probabilité pour que les contacts se produisent. On trouvera plus d'informations par exemple dans Vincent (2000), Vincent (2009), Laure *et al.* (2011).

La figure 10 montre un exemple d'orientation calculée dans une pièce injectée à l'aide du modèle de l'équation 3.

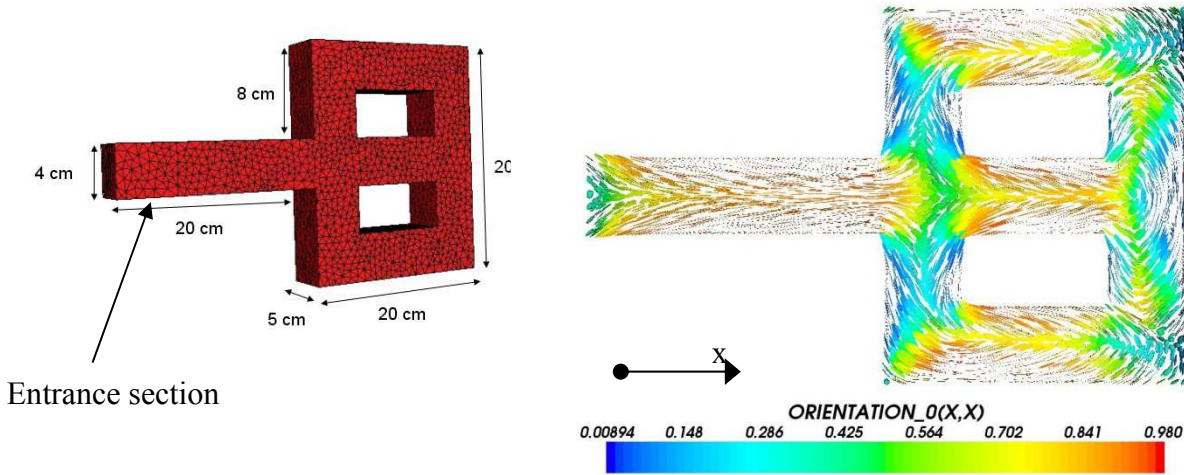


Figure 10. Orientation calculée (à droite) dans une pièce injectée représentée à gauche.

3.4 Rhéologie

L'ajout de fibres de verre augmente la viscosité, principalement à faible taux de cisaillement. Il en est de même pour les fibres naturelles, l'augmentation dépendant de la flexibilité des fibres (Abdenhader *et al.*, 2014).

Plus précisément, plusieurs observations montrent que la présence des fibres modifie l'écoulement. Lipscomb *et al.* (1988) ont visualisé l'écoulement d'un fluide modèle newtonien dans une contraction brusque (réduction de section d'un facteur 4,5). La taille de la recirculation augmente sensiblement lorsque des fibres sont ajoutées. La forme du front de matière sur des sous-

remplissages de moule peut être relativement différente entre le polymère renforcé et le polymère non renforcé. Le comportement rhéologique mesuré avec un rhéomètre plan – plan en mode continu évolue au fur et à mesure que le polymère renforcé est cisailé et que les fibres s’orientent dans la direction de l’écoulement. Dans cette position, elles jouent un rôle moindre qu’au début où leur orientation est aléatoire : la viscosité décroît progressivement pour atteindre un plateau (Ausias *et al.*, 1992). Cette dernière constatation montre que la loi de comportement doit relier le tenseur des contraintes σ , le tenseur des vitesses de déformation, mais aussi le tenseur d’orientation. Plusieurs équations ont été proposées dans le cas des fluides newtoniens, en régime dilué ou semi-concentré. Elles conduisent à la forme suivante :

$$\sigma = -p\mathbf{I} + 2\eta_l (\dot{\epsilon} + N_p \dot{\epsilon} : \mathbf{a}_4 + N_s (\dot{\epsilon} \cdot \mathbf{a}_2 + \mathbf{a}_2 \cdot \dot{\epsilon})) \quad (4)$$

où η_l , N_p , N_s dépendent de la viscosité du fluide, du facteur de forme des fibres, de leur orientation et de leur concentration. Des expressions théoriques de ces paramètres existent (Vincent, 2000). La théorie des corps élancés (β infini), en régime dilué, conduit à η_l identique à la viscosité du fluide et $N_s = 0$ (Dinh et Armstrong, 1984). La théorie des particules ellipsoïdales, élaborée en régime semi-concentré, conduit à une valeur de η_l différente de η et à des valeurs non nulles de N_p et N_s . (Lipscomb *et al.*, 1988). Des lois plus sophistiquées ont été élaborées pour tenir compte des contacts entre fibres pour des régimes de concentration plus élevés, ou pour un comportement pseudoplastique de la matrice (Sandstrom et Tucker (1993), Souloumiac et Vincent (1998), Servais *et al.* (1999), Férec *et al.* (2009)). Ce type de loi doit être amélioré pour des systèmes concentrés, avec des fibres flexibles comme les fibres naturelles.

4. CONCLUSION

La longueur des fibres évolue notablement pendant le mélange en extrusion bivis. Pour les fibres naturelles, s’ajoute le phénomène de destruction des faisceaux de fibres. Les mécanismes de casse des fibres ont été modélisés (cas de fibres de verre) ou explicités pour certaines fibres naturelles. En injection, la majorité des études concernent les phénomènes d’orientation. Une structure cœur-peau est souvent observée pour les fibres de verre, et l’orientation est bien quantifiée. Pour les fibres naturelles, les mécanismes d’orientation sont plus complexes en raison de la flexibilité des fibres, et la quantification est délicate. Des modèles d’orientation ou rhéologiques ont été mis au point pour les suspensions de fibres rigides (cas des fibres de verre), et principalement en régime semi dilué. Ces modèles couplés à des calculs d’injection permettent de calculer l’orientation finale dans la pièce.

REMERCIEMENTS

Les auteurs remercient les chercheurs, doctorants et post doctorants qui ont contribué aux résultats : P. De Micheli, A. Durin, F. Inceoglu, P. Laure, A. Le Duc, N. Le Moigne, L. Silva, J. Ville. Une partie de ces travaux a été réalisé dans le cadre de la Chaire Bioplastique financée par Arkema, l’Oreal, Nestle, PSA et Schneider Electric.

REFERENCES

- Abdennadher A., Vincent M. et Budtova T., “Rheological properties of molten natural fibre-polymer composite: cases of flax and Tencel[®]”, Colloque Mecamat, Aussois (2014).
- Ausias G, Agassant J F, Vincent M, Lafleur P G, Lavoie P A et Carreau P J., “Rheology of short glass-fiber reinforced polypropylene”, *J. Rheol.*, **36**, (1992), pp. 525-542.
- Berzin F., Vergnes B. et Beaugrand J., “Evolution of lignocellulosic fibre lengths along the screw profile during twin screw compounding with polycaprolactone”, *Polym. Comp. Part A*, sous presse (2014)

- Burgers J.M., "On the motion of small particles of elongated form, suspended in a viscous liquid". In: Second report on viscosity and plasticity. New York: Nordemann Publishing (1938)
- Dinh S.M. et Armstrong R.C., "A rheological equation of state for semiconcentrated fiber suspensions", *J. Rheol.*, **28**, (1984), pp. 207-227.
- Djalili-Mogaddam M. et Toll S., "A model for short-range interactions in fibre suspensions", *J. Non-Newt. Fluid Mech.*, **132**, (2005), pp. 73-83.
- Durin A., De Micheli P., Ville J., Inceoglu F., Valette R. et Vergnes B., "A matricial approach of fibre breakage in twin-screw extrusion of glass fibres reinforced thermoplastics", *Composites: Part A*, **48**, (2013), pp. 47-56.
- Ferec J., Ausias G., Heuzey M.C., Carreau P.J., "Modeling fiber interactions in semi-concentrated fiber suspensions", *J. Rheol.*, **53**, (2009), pp. 49-72.
- Folgar F. et Tucker C.L., "Orientation behavior of fibers in concentrated suspensions" *J. Reinf. Plast. Compos.*, **3**, (1984), pp. 98-119.
- Gupta V.B., Mittal R.K., Sharma P.K., Mennig G. et Wolters J., "Some studies on glass fiber-reinforced polypropylene. 1. Reduction in fiber length during processing", *Polym. Compos.*, **10(1)**, (1989), pp. 8-15.
- Inceoglu F., Ville J., Ghamri N., Pradel J.L., Durin A., Valette R. et Vergnes B., "Correlation between Processing Conditions and Fiber Breakage during Compounding of Glass Fiber-reinforced Polyamide", *Polym. Compos.*, **32**, (2011), pp. 1842–1850.
- Jeffery G.B., "The motion of ellipsoidal particles immersed in a viscous fluid", *Proc Roy. Soc. London*, **A102**, (1922), pp.161–79.
- Laure P., Silva L. et Vincent M., "Modelling short fibre polymer reinforcements for composites", In Composite reinforcements for optimum performance, P. Boisse Ed., Woodhead Publ. Ltd, Cambridge, Angleterre, (2011), pp. 616-650.
- Le Duc A., Vergnes et B., Budtova T., "Polypropylene/natural fibres composites: analysis of fibre dimensions after compounding and observations of fibre rupture by rheo-optics", *Compos. : Part A*, **42**, (2011), pp. 1727-1737
- Le Moigne N., van den Oever M. et Budtova T., "A statistical analysis of fibre size and shape distribution after compounding in composites reinforced by natural fibres", *Compos. : Part A*, **42**, (2011), pp. 1542-1550.
- Lipscomb G.G., Denn M.M., Hur D.U. et Boger D.V., "The flow of fiber suspensions in complex geometries", *J. Non-Newt. Fluid Mech.*, **26**, (1988), pp. 297-325.
- Sandstrom C.R. et Tucker C.L., "A theory for concentrated fiber suspensions with strong fiber-fiber interactions", *Makromol Chem-Macromol Symp*, **68**, (1993), pp. 291-300.
- Servais C., Manson J.A.E. et Toll S., "Fiber-fiber interaction in concentrated suspensions: Disperse fibers", *J. Rheol.*, **43**, (1999), pp. 991-1004.
- Shon K., Liu D. et White J.L., "Experimental Studies and Modeling of Development of Dispersion and Fiber Damage in Continuous Compounding", *Int. Polym. Proc.*, **20**, (2005), pp. 322–331.
- Souloumiac B. et Vincent M., "Steady shear viscosity of short fibre suspensions in thermoplastics", *Rheol. Acta*, **37**, (1998), pp. 289-298.
- Tremblay S.R., Lafleur P.G. et Ait-Kadi A., "Effects of injection parameters on fiber attrition and mechanical properties of polystyrene molded parts", *J. Inj. Molding Tech.*, **4**, (2000), pp. 1-7.
- Vergnes B., Della Valle G. et Delamare L., "A global computer software for polymer flows in co-rotating twin screw extruders", *Polym. Eng. Sci.*, **38**, (1998), pp. 1781–92.
- Ville J., Inceoglu F., Ghamri N., Pradel J.L., Durin A., Valette R. et Vergnes B., "Influence of Extrusion Conditions on Fiber Breakage along the Screw Profile during Twin Screw Compounding of Glass Fiber-reinforced PA", *Int. Polym. Proc.*, **28**, (2013), pp. 49–57.
- Vincent M., Giroud T., Clarke A. et Eberhardt C., "Description and modeling of fiber orientation in injection molding of fiber reinforced thermoplastics", *Polymer*, **46**, (2005), pp. 6719-6725.
- Vincent M., "Modelling of short fibre reinforced thermoplastics flows in polymer processing", In: Cunha A.M. et Fakirov S. eds., Structure Development during Polymer Processing, Kluwer Academic Publishers, Pays-Bas, (2000), pp. 345-363.

Vincent M., “Flow induced fiber micro-structure in injection molding of fiber reinforced materials” dans *Injection molding, technology and fundamentals*, eds. M.R. Kamal, A.I. Isayev, S.J. Liu, Carl Hanser Verlag (Munich), (2009), pp. 253-272.

Weibull W., “A statistical distribution function of wide applicability”, *J. Appl. Mech.*, **18**, (1951), pp. 293–297.