



HAL
open science

Caractérisation du comportement du PMMA à basses températures et sous fort confinement

Makrem Nasraoui, Pascal Forquin, Alexis Rusinek, Larbi Siad

► **To cite this version:**

Makrem Nasraoui, Pascal Forquin, Alexis Rusinek, Larbi Siad. Caractérisation du comportement du PMMA à basses températures et sous fort confinement. CFM 2009 - 19ème Congrès Français de Mécanique, Aug 2009, Marseille, France. hal-03391188

HAL Id: hal-03391188

<https://hal.science/hal-03391188v1>

Submitted on 21 Oct 2021

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.

Influence de la température, de la vitesse de déformation, et de l'échauffement adiabatique sur le comportement mécanique du Polyméthacrylate de méthyle (PMMA)

M. NASRAOUI^a, P. FORQUIN^b, L. SIAD^a, A. RUSINEK^c

a. URCA/ GRESPI/ LMN Université de Reims UFR des sciences exactes et naturelles, Moulin de la Housse, B.P. 1039, 51687 Reims Cedex 2

b. LPMM Université de Metz, île du saulcy, 57045 Metz cedex 1

c. Ecole Nationale d'Ingénieurs de Metz, Ile du Saulcy 57045 Metz cedex 1

Résumé :

Pour caractériser le comportement du Poly méthacrylate de méthyle (PMMA) et quantifier l'influence de la température et la vitesse de déformation, nous menons des essais de compression quasi-statique à différentes vitesses de déformation allant de 0.001 1/s à 0.1 1/s et sous une large gamme de température (213K, 233K, 253 K, 273 K, 298 K, 323 K et 373 K). La température et la vitesse de déformation ont une grande influence sur la réponse mécanique du PMMA amorphe. En particulier la limite élastique augmente avec la vitesse de déformation et diminue avec la température. Les données expérimentales sont comparées avec les résultats obtenus par le modèle coopératif. L'effet de l'échauffement adiabatique sur l'adoucissement et le durcissement ne peut pas être négligé. Généralement cet effet thermique devient significatif pour $\dot{\epsilon} = 0.01 \text{ s}^{-1}$.

Abstract:

To characterize the mechanical behaviour of Polymethyl-mecrylate (PMMA) and to investigate the effect of temperature and strain rate, the quasi-static compression tests were conducted under a wide range of temperature (213 K, 233 K, 253 K, 273 K, 298 K, 323 K et 373 K) and strain rate (0.001 1/s up to 0.1 1/s). Temperatures and strain rate greatly influence the mechanical response of the amorphous PMMA. In particular the yield stress is found to increase with decreasing temperature and with increasing strain rate. The adiabatic heating effect on the strain softening and the strain hardening cannot be neglected. Generally this thermal effect becomes significant at the strain rate of $\dot{\epsilon} = 0.01 \text{ s}^{-1}$. A comparison of the strain rate and temperature dependence for the compressive yield stress between the cooperative model and experimental data has been done.

Mots clefs : PMMA, échauffement adiabatique, réponse mécanique, effet de la vitesse, effet de la température

1 Introduction

Du fait de leurs bonnes propriétés mécaniques spécifiques et de leur commodité de mise en oeuvre, l'application des matériaux polymériques industriels a considérablement augmenté, et ce grâce à leur facilité de mise en oeuvre, à leur faible coût de production et leur faible densité. Dans leurs applications les matériaux polymères sont de plus en plus souvent soumis à des vitesses de sollicitations élevées dans une variété d'applications importantes telle que l'aviation et les composants de véhicules [1]. Le matériau concerné est le Polyméthacrylate de méthyle (PMMA).

Sa réponse mécanique est fortement influencée par les conditions d'essais (vitesse de déformation, température, pression de confinement). Plusieurs études expérimentales ont été effectuées sur le PMMA pour caractériser son comportement mécanique en fonction de la vitesse et la température. Parmi ces études plusieurs auteurs ([2-3]). Le but de ce travail d'abord est de présenter les résultats expérimentaux qui illustrent l'effet de la vitesse de déformation et de la température sur la réponse mécanique du PMMA pour une large gamme de températures et de vitesses, d'étudier l'effet de l'échauffement adiabatique puis de

comparer ces données expérimentales avec le modèle coopératif développé par Richeton et ses collaborateurs proposé dans [4].

2 Etudes expérimentales

Des essais de compression quasi-statique ont été réalisés par le biais d'une machine hydraulique. Une cellule de 200 KN est utilisée pour mesurer la force appliquée. De plus un extensomètre est utilisé pour mesurer la déformation axiale de l'échantillon au cours de l'essai. Une étuve disponible sur la même machine a permis de réaliser les essais à basses températures.

Des éprouvettes cylindriques de 5 mm de hauteur, et un diamètre de 10 mm sont sollicitées entre deux plateaux de compression parallèles. Dans le but de réduire au maximum les effets de frottement, de la graisse a été appliquée sur les faces de l'échantillon en contact avec les plateaux avant l'essai. A partir de la mesure de force au cours de l'essai on obtient les réponses mécaniques du PMMA (figure 1). La reproductibilité de deux essais pour chaque condition est satisfaisante.

Ces courbes nous permettent d'effectuer une première série d'observation sur le comportement mécanique du PMMA. Nous constatons un comportement classique d'un polymère amorphe à savoir une réponse viscoélastique de plus en plus non linéaire au fur et à mesure que la déformation augmente. Pour une déformation de l'ordre de 9 % la contrainte au seuil d'écoulement plastique σ_y est atteinte. Au de là de ce seuil, l'adoucissement a lieu jusqu'à environ 30 % de déformation. Selon G'sell [5] cette chute correspond à la propagation de l'instabilité. Pour une déformation supérieure, on observe un durcissement progressif de la courbe contrainte-déformation. Nous examinerons par la suite l'effet de la température et de la vitesse de déformation notamment sur le seuil d'écoulement plastique σ_y .

2.1 Condition thermique de l'essai

Pour notre PMMA l'effet de l'échauffement adiabatique sur l'adoucissement et le durcissement ne peut pas être négligé. Cette augmentation de la température se comprend pour les grandes déformations, et elle conduirait à une température au sein de l'éprouvette proche de la température de transition vitreuse T_g . Généralement cet effet thermique devient significatif pour la vitesse de déformation $\dot{\epsilon} = 0.011/s$ [6].

Au cours de la déformation du PMMA, l'énergie produite par la déformation plastique peut être dissipée sous forme de chaleur. Les courbes contrainte vraie-déformation vraie doivent être corrigées dans les conditions isothermes. L'évolution de la température au cours du temps dans le matériau est décrite par l'équation de la chaleur.

$$\rho C_p \frac{\partial T}{\partial t} = \beta \sigma(\epsilon, \dot{\epsilon}, T) \frac{\partial \epsilon}{\partial t} - \lambda \frac{\partial^2 T}{\partial y^2} \quad (1)$$

Y étant la direction de l'échauffement, ρ , C_p , β et λ étant respectivement, la masse volumique, la chaleur spécifique, le coefficient de Taylor-Quinney et la conductivité thermique (constante de fourrier) dont les valeurs sont données dans le tableau (1).

Dans le cas où $\lambda=0$ le processus est adiabatique et l'équation (1) se réduit sous la forme suivante:

$$\frac{dT}{d\epsilon} = \frac{\beta}{\rho(T_0)C_p(T_0)} \sigma(\epsilon, \dot{\epsilon}, T) \quad (2)$$

Où ϵ est la déformation, $\dot{\epsilon}$ la vitesse de déformation et T la température absolue. β peut varier de 0.5 à 1 au cours de la déformation pour les polymères [7]. Dans notre cas nous avons pris $\beta=0.6$. Après intégration de l'équation (2) on obtient:

$$\Delta T_A(\epsilon) \approx \frac{\beta}{\rho(T_0)C_p(T_0)} \int \sigma d\epsilon \quad (3)$$

Où $\Delta T_A = T - T_0$ est l'incrément de température durant la déformation adiabatique, T_0 est la température

initiale. Une fois ΔT_A évaluée d'après l'équation (3), la différence de contrainte entre les deux conditions (isotherme-adiabatique) est donné par :

$$\Delta\sigma = \sigma_T(\varepsilon, \dot{\varepsilon}, T_0) - \sigma_A[\varepsilon, \dot{\varepsilon}(T_0 + \Delta T_A(\varepsilon))] \quad (4)$$

σ_T et σ_A étant respectivement la contrainte d'écoulement en condition isotherme et adiabatique. D'après l'équation (4), la courbe contrainte-déformation (isotherme) est obtenue si l'essai est mené en condition adiabatique. Après on détermine expérimentalement le coefficient de sensibilité à la température ν pour une déformation et une vitesse donnée telle que $\nu = \left. \frac{\partial\sigma}{\partial T} \right|_{\varepsilon, \dot{\varepsilon}}$. La diminution de la contrainte en condition adiabatique est exprimée par:

$$\Delta\sigma(\varepsilon) = \nu \Delta T_A(\varepsilon) \quad (5)$$

Les différents paramètres utilisés pour cette correction sont donnés dans le tableau [1].

ρ (Kg / m ³)	C_p (J / Kg K)	β [7]	ν (MPa / K)
1190	1400	0.6	1.659

Tableau 1. Paramètres utilisés pour la correction adiabatique-isotherme

2.2 Effet de la vitesse de déformation

La figure 1 montre les courbes contrainte vraie-déformation vraie d'un essai de compression pour différentes vitesses et deux températures (T = 278 K et T = 233 K). On observe que la contrainte d'écoulement augmente avec la vitesse de déformation. Plusieurs auteurs [8-11], postulent que cette augmentation de la contrainte d'écoulement est due au processus secondaire des molécules. Richeton et al. [12] montrent que l'augmentation de la vitesse de déformation limite la mobilité des chaînes moléculaires dans les polymères. Cet effet devient plus remarquable à basses températures. Ainsi le Module d'Young dépend aussi de la vitesse de déformation. Dans le cas du PMMA l'augmentation de la vitesse de sollicitation entraîne une élévation du module d'Young.

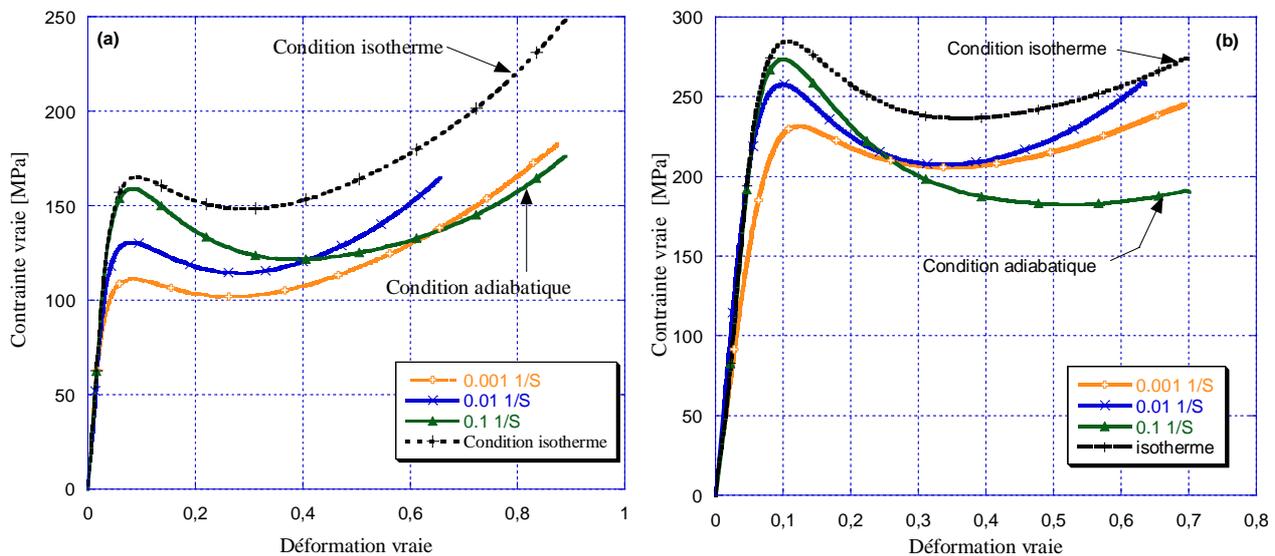


FIG. 1 - Contrainte vraie-déformation vraie du PMMA pour trois vitesses de déformations a) T=298K, b) T=233 K. La correction isotherme est appliquée à l'essai à $0.1 s^{-1}$ uniquement.

2.3 Effet de la température

La figure 2 présente les courbes contrainte vraie-déformation vraie pour différentes températures à vitesse de déformation $\dot{\epsilon} = 0.11/s$. On remarque que le PMMA présente une augmentation significative de la contrainte d'écoulement ainsi le module d'Young pour les basses températures (213 K, 233 K, 253 K). Richeton et al. [4] ont postulé que la raison pour cet effet est que ces températures sont au-dessous de la température de relaxation secondaire du PMMA qui est de l'ordre de ($10^{\circ}C$). Le PMMA présente un comportement fragile à basses températures et à vitesses plus élevées.

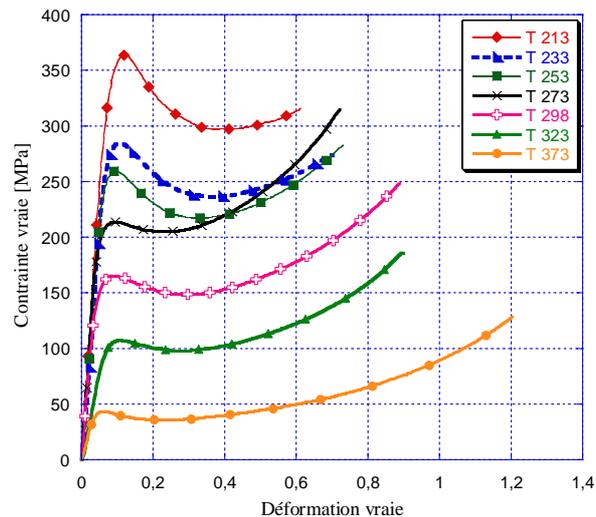


FIG. 2 - Contrainte vraie-déformation vraie du PMMA à $\dot{\epsilon} = 0.1 s^{-1}$ pour différentes températures avec correction isotherme

3. Modélisation

Richeton et al. [4] ont présenté une nouvelle formulation d'un modèle basé sur le travail de Fortheringham et Cherry [13], [14]. Dans ce cadre Richeton et al. ont identifié l'énergie d'activation pour les polymères amorphes comme énergie de relaxation. Deux modifications sont apportées au modèle de Fortheringham et Cherry. D'abord ces auteurs formulent une hypothèse basée sur l'existence de contrainte interne qui réduit la contrainte effective σ^* donnée par :

$$\sigma^* = \sigma_y - \sigma_i \quad (6)$$

Où σ_i est la contrainte interne, sa valeur dépend fortement de la température. Ensuite, ils supposent que les segments de chaînes des polymères se déplacent coopérativement. Ce concept a été développé pour tenir compte de la signification du volume d'activation pendant le processus d'écoulement. Selon Richeton et al. [11], La vitesse de déformation est relié à la contrainte effective selon l'équation :

$$\dot{\epsilon} = \dot{\epsilon}^* \sinh^n \left(\frac{(\sigma_y - \sigma_i)}{2kT} \right) \quad (7)$$

avec $\dot{\epsilon}^*$ la vitesse de déformation caractéristique, qui est thermiquement activé, k est la constante de Boltzmann, T est la température absolue. Notons que leur modèle ne permet pas de rendre compte de la variation de résistance avec la déformation et il est écrit sous forme de deux expressions: On s'intéresse uniquement pour le cas où la température est au-dessous de la température de transition vitreuse T_g . σ_y est donnée par:

$$\sigma_y (T \leq T_g) = \sigma_i(0) - mT + \frac{2kT}{V} \sinh^{-1} \left(\frac{\dot{\epsilon}}{\dot{\epsilon}_0 \left(-\frac{\Delta H_\beta}{kT} \right)} \right)^{\frac{1}{n}} \quad (8)$$

Où $\sigma_i(0)$ est la contrainte interne à $T = 0$ K., m est un paramètre du matériau, V est le volume d'activation, $\dot{\epsilon}_0$ est la vitesse pré-exponentielle supposée constante, n est un paramètre du matériau utilisé pour caractériser le mouvement des segments de chaînes, et ΔH_β est l'énergie d'activation. Les valeurs de ces paramètres sont données dans le tableau [2].

Paramètres	PMMA
n	6.37
V (m^3)	$5.14 \cdot 10^{-29}$
$\sigma_i(0)$ (MPa)	190
m (MPa/K)	0.47
$\dot{\epsilon}_0$ (1/s)	$7.47 \cdot 10^{15}$
ΔH_β (K J / mol)	90
T_g	378

Tableau 2. Paramètres du modèle pour le PMMA [12]

La fig. 3 montre la comparaison de la dépendance de la vitesse de déformation et la température entre le modèle et les données expérimentales. On observe une bonne concordance entre les résultats expérimentaux et ceux donnés par le modèle pour différente vitesse et une large gamme de températures.

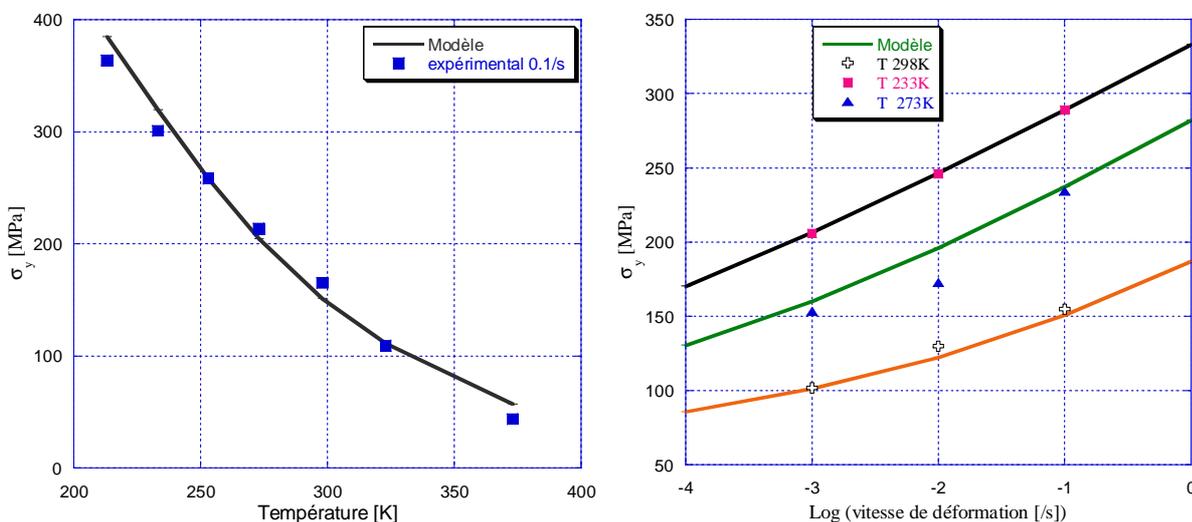


FIG. 3 – Comparaison entre les données expérimentales et le modèle

4. Conclusion

Le comportement mécanique du PMMA amorphe dépend fortement de la température et de la vitesse de déformation. En effet une augmentation de la température entraîne une diminution du module d'Young et la contrainte seuil d'écoulement alors que l'élévation de la vitesse de déformation augmente ces deux quantités. Les résultats donnés par le modèle sont en bon accord avec les données expérimentales.

References

- [1] Chen. W C. M., Lu. F. Tension and compression tests of two polymers under quasi-static and dynamic loading. *Polymer Testing*, 21, 113-121, 2002.
- [2] Bauwens-Crowet C. Bauwens H. G., J. C. The temperature dependence of yield of pc. *J. Mat. Sci*, 7, 176–183, 1972.
- [3] Bauwens-Crowet . The compression yield behavior of pmma of a wide range of temperature and strain rates. *J. Mat. Sci*, 8, 968–979, 1973.
- [4] J. Richeton, S. Ahzi, K. S. Vecchio, F. C. Jiang, R. R. Adharapurapu. Influence of temperature and strain rate on the mechanical behavior of three amorphous polymers: Characterization and modelling of the compressive yield stress. *International Journal of solids and structures* 43 (2006) 2318-2335
- [5] C. G'sell, J.M. Haudin. *Introduction à la mécanique des polymères. Lois de comportement mécanique des polymères solides*, 1995.
- [6] Ellen. M. Arruda, Mary C. Boyce, R. Jayachandran. Effects of strain rate, temperature and thermomechanical coupling on the finite strain deformation of glassy polymers. *Mechanics of Materials*, 19, 193–212, 1995.
- [7] D. Rittel. On the conversion of plastic work to heat during high strain rate deformation of glassy polymers. *Mechanics of Materials*, 31, 131–139, 1999.
- [8] F. Rietsch, B. Bouette. The compression yield behaviour of polycarbonate over a wide range of strain rates and temperatures. *European Polymer Journal*, 26, 1071-1075, 1990.
- [9] C. Xiao, J. Y. Jho, A. F. Yee. Correlation between the shear yielding behaviour and secondary relaxations of bisphenol a polycarbonate and related copolymers. *Macromolecules*, 27, 2761-2768, 1994.
- [10] D. Rana, V. Sauvant, J. L. Halary. Molecular analysis of yielding in pure and antiplasticized epoxy-amine thermosets. *Journal of Materials Science*, 37, 5267-5274, 2002.
- [11] J. Richeton, S. Ahzi, L. Daridon, Y. Rémond, A formulation of the cooperative model for the yield stress of amorphous polymers for a wide range of strain rates and temperatures. *Polymer*, 46, 6035-6043, 2005.
- [12] J. Richeton. 2005. Modeling and validation of the finite strain response of amorphous polymers for a wide range of temperature and strain rate. Ph. D dissertation, Université Louis Pasteur Strasbourg I.
- [12] J. Richeton, S. Ahzi, K. S. Vecchio, F. C. Jiang, R. R. Adharapurapu. Influence of temperature and strain rate on the mechanical behaviour of three amorphous polymers : Characterization and modelling of the compressive yield stress. *International Journal of Solids and Structures*, 43, 2318-2335., 2006.
- [13] D. G. Fotheringham, B. W. Cherry. Comment on : The compression yield behaviour of polymethyl methacrylate over a wide range of temperatures and strain-rates. *Journal of Materials Science*, 11, 1368-1370, 1976.
- [14] D. G. Fotheringham, B. W. Cherry. The role of recovery forces in the deformation of linear polyethylene. *Journal of Materials Science*, 13, 951-964., 1978