

CARACTÉRISATION EXPÉRIMENTALE DES DÉFORMATIONS RÉSIDUELLES DANS LES TUBES EN POLYÉTHYLENE DE HAUTE DENSITÉ

Reçu le 11/03/2003 – Accepté le 13/12/2004

Résumé

La génération des contraintes internes à travers les parois de tubes extrudés est une des conséquences du procédé de fabrication thermomécanique. Dans le but d'étudier l'évolution des déformations provoquées par ces contraintes résiduelles, des éprouvettes en anneaux ont été préparées au laboratoire à partir d'un tube de Polyéthylène de Haute Densité (HDPE) et tronçonnés suivant une génératrice. Les éprouvettes ont été classées en deux types suivant la période de repos après usinage. La procédure expérimentale consiste à mesurer la déformation au cours du temps en fonction de la largeur de l'éprouvette. Il a été observé qu'à partir de la valeur 2,3 mm de largeur, la déformation demeure constante, ce qui correspond à l'état de déformation plane. Les courbes déformation-temps montrent un comportement de fluage typique des matériaux viscoélastiques semi-cristallins qui a été modélisé mathématiquement avec une bonne tendance.

Mots-clés: tube extrudé, polyéthylène (HDPE), déformation résiduelle, comportement de fluage.

Abstract

Internal stress generation within extruded pipe walls is a consequence of thermo-mechanical manufacturing process. In order to study residual strain evolution, ring-test specimens have been prepared in the laboratory from a High Density Polyethylene (HDPE) pipe and sectioned according to longitudinal direction. The obtained specimens are split into two types in accordance with corresponding rest time after machining. The experimental procedure consisted in measuring the resulting deformations as a function of elapsed time. It was found that starting at a width of 2.3 mm, the measured strain remains constant. The stress-strain curves show that a creep behavior typical to visco-elastic semi-crystalline materials is dominating and has been mathematically modeled with acceptable tendency coefficient.

Keywords: extruded pipe, polyethylene (HDPE), residual deformation, creep behavior.

**N. KIASS
K. CHAOUÍ**

Laboratoire de Recherche Mécanique
des Matériaux et Maintenance
Industrielle "LR3MI"

Département de Génie Mécanique
Faculté des Sciences de l'Ingénieur
Université Badji Mokhtar
BP 12, Annaba 23000.

ملخص

من ضمن النتائج الناجمة عن تصنيع الأنابيب نشوء اجهادات داخلية عبر جدرانها. لدراسة تطور التشوهات الناتجة عن هذه الاجهادات، تم تحضير في المختبر حلقات من أنبوب مصنوع من البوليثيلين عالي الكثافة وقطعت وفق القطر. صنفت العينات لنوعين حسب مدة الراحة المنقضية بعد التحضير. إن طريقة الدراسة تتمثل في قياس التشوه خلال الزمن وعلاقته بعرض العينة. لقد وجد بان التشوه يبقى ثابتا انطلاقا من قيمة العرض 2.3 مم. الوضع الذي يوافق حالة التشوه المستوي. تظهر المنحنيات تشوه-زمن سلوك السحب النموذجي الخاص بالمواد اللزجة-المرنة النصف مبلورة، وقد وضع نموذج رياضي لهذا السلوك وحقق توافقا جيدا.

الكلمات المفتاحية: أنبوب- البوليثيلين العالي الكثافة- تشوهات داخلية - سلوك السحب.

Dans les conditions de température ambiante avoisinant 23°C, le matériau polyéthylène (PE) semi-cristallin se trouve au-dessus de sa température de transition vitreuse, T_g [1,2]. A partir de cette limite de température, les faibles liaisons commencent à fondre et l'agitation thermique sera devenue suffisante pour que la chaîne de carbone puisse se déformer [2,3]. Par conséquent, le PE sera conditionné par un état mécanique viscoélastique et ses propriétés vont alors dépendre du temps, de la température et de la vitesse de sollicitation. Un essai instantané ne peut en aucun cas être représentatif du comportement du matériau lorsqu'il est soumis à une contrainte ou une déformation constantes pendant une période de temps prolongée [4]. C'est pourquoi le recours aux essais à long terme à charge imposée, comme le cas du fluage, ou à déformation imposée, dans le cas de la relaxation, sont une nécessité pour la détermination de véritables caractéristiques de conception. Par exemple, la déformation plastique augmente au cours du temps et devient fluage et le module d'élasticité, qui signifie la résistance du matériau à la déformation élastique, varie et sera donc un module de fluage E_c qui est une fonction du temps [5,6].

D'un autre côté, il est établi que les propriétés des pièces mécaniques sont amplement influencées par les modes de production et de fabrication de la matière et de la pièce respectivement [1,2,5,7,8]. Les technologies actuelles de production des tubes en polyéthylène destinés au transport et à la distribution du gaz naturel reposent sur le procédé d'extrusion à partir d'un flux de matière porté à la température de fusion. Le refroidissement de la géométrie désirée se fait en général par des douches d'eau

continues véhiculant de manière convective la chaleur avec l'eau de refroidissement. Cette situation génère un état de contraintes internes dont la magnitude est importante et l'effet se redistribue de la surface externe jusqu'à l'enveloppe interne du tube.

Ainsi, la géométrie finale de la pièce donne lieu à un comportement spécifique du matériau PE tubulaire et conditionne le mode de rupture. Suivant l'état de contraintes planes ou de déformations planes qui caractérisent le tube en PE durant l'essai, le mécanisme de fissuration passe de ductile à fragile et dans ce cas, la durée de vie de l'ouvrage de transport ou de distribution du gaz est indiquée en fonction de la résistance représentée par la ténacité, K_{Ic} [9]. Plusieurs formes de spécimens ont été mises au point pour la mesure de la résistance à la propagation de fissures sous des chargements parfois complexes dans le but de reconstituer les contraintes des sols et autres charges dynamiques et environnementales [7-11].

1- BASES THÉORIQUES

La prédiction de la vie des tubes en PE est généralement basée sur les essais de pression hydrostatique subie par le tube dans un environnement contrôlé d'eau ou de méthane gazeux. Dans ces essais, le temps de rupture est mesuré en fonction de la pression interne. Pour les tubes de HDPE, la norme ASTM D-2837 a été développée pour permettre la détermination de la performance à *long terme* par extrapolation des essais réalisés pendant une période ininterrompue de 10000 heures. Le taux hydrostatique du tube χ_{hyd} (équation 1), désigné par cette méthode, est défini comme étant la contrainte théorique à laquelle le tube éclate après avoir été chargé par cette contrainte pendant une durée de 10^5 heures :

$$\chi_{hyd} = \frac{P(D-t)}{2t} \quad (1)$$

où : P : Pression interne (MPa).
 t : Épaisseur de la paroi du tube (mm).
 D : Diamètre extérieur du tube (mm).

L'allure des courbes obtenues est une droite *a priori* décroissante comme précisé par la norme D-2837 [6]. Cependant, il est prouvé, expérimentalement que le tube se rompt suivant deux mécanismes : *ductile et fragile*. La transition de la rupture ductile vers la rupture fragile est illustrée sur les courbes de pression en fonction du temps de rupture, sous la forme d'un 'genou' (*knee-type failure*) comme indiqué dans la figure 1 représentant la contrainte circonférentielle mesurée et le temps écoulé durant l'essai hydrostatique [6,11]. Ces deux mécanismes sont évidents et le point "A" représente la transition qui est fonction de la température. Sous l'effet de pressions importantes, il est possible de mettre en action une propagation très rapide de craquement. Cette situation se concrétise quand l'énergie de déformation au sein du tube est supérieure à celle requise pour entraîner la fissure. A partir de ce critère énergétique, il est possible d'obtenir la relation entre la contrainte agissant sur le tube (ou la pression de service) et les dimensions du tube pour la transition entre la propagation et l'arrêt de la fissure, comme suit :

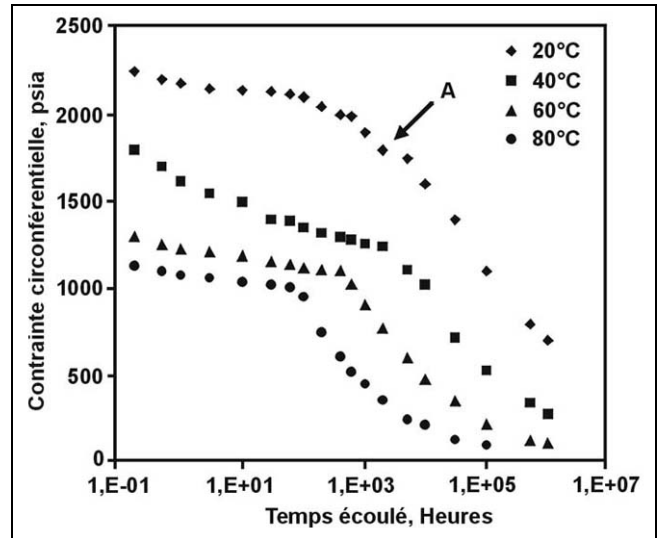


Figure 1: Courbes de rupture hydrostatique pour un tube en PE destiné à la distribution du gaz naturel [2]. Le point 'A' représente le changement de mécanisme de rupture.

$$\sigma^2 = \frac{2(K_c)^2(1-\nu^2)}{\pi D} \quad (2)$$

avec:

- σ : contrainte agissant sur la paroi du tube (MN/m²),
- D : diamètre du tube (m),
- K_c : ténacité du matériau à la rupture (MN/m^{3/2}),
- ν : coefficient de Poisson.

Cette relation conduit à une enveloppe de conception qui montre l'aire des valeurs limites admissibles de pression du gaz transporté par le tube, et le domaine des valeurs critiques de pressions résultant par des propagations de fissures [4]. L'élasticité se manifeste par la tendance, que possède un matériau soumis à une déformation, à réagir et à s'opposer à cette déformation. Deux types d'élasticité sont généralement considérés : *instantanée* et *retardée*, qui présentent une différence de nature très profonde trouvant les explications dans leurs origines microscopiques très différentes. Le travail W de la contrainte de cisaillement τ , maintenue constante lors de la déformation, ε s'exprime alors par la relation :

$$W = \int_0^{\varepsilon} \tau \cdot d\varepsilon = \tau \cdot \varepsilon \quad (3)$$

En vertu de la première et la seconde lois de thermodynamique, il vient que deux cas particuliers peuvent se présenter. Le premier correspond au cas où l'entropie du matériau ne serait pas modifiée par la déformation et cet état va donc caractériser la structure *cristalline* [12]. L'élasticité de ce type, provoquée par la seule augmentation de l'énergie interne est dite *élasticité instantanée*. Le réseau cristallin réagit en effet instantanément à la contrainte par la modification des distances et des angles inter-atomiques de la structure [12,13].

Dans le deuxième cas, l'énergie interne de la matière demeure constante au cours de la déformation. L'exemple type est le polymère *amorphe* constitué par des chaînes macromoléculaires indépendantes. L'énergie interne de telles

chaînes est approximativement constante quelle que soit leur configuration. En effet, en l'absence de contraintes, les chaînes macromoléculaires sont dans un état de désordre maximum (entropie maximale) [3,12,14]. Après application d'une charge externe, l'état d'équilibre final se retrouve caractérisé par un ordre plus grand et donc par une entropie plus faible (effet d'orientation). La nouvelle configuration n'est pas obtenue instantanément et, pour que l'équilibre s'instaure, il faut en effet un certain temps, d'autant plus élevé que l'énergie d'agitation thermique et la température sont plus faibles. Alors, dans ce cas, l'élasticité est dite retardée ou différée. Il est démontré que toute déformation d'élasticité retardée s'accompagne nécessairement, même dans le cas d'une déformation infiniment lente, d'un dégagement de chaleur [12].

Cependant, le polyéthylène, en tant que matériau semi-cristallin, présente simultanément les deux types de déformations élastiques s'il est soumis à une charge constante au cours du temps. Cette charge peut être des contraintes internes dues à la méthode de fabrication du matériau. L'objectif de cette étude concerne l'analyse de l'évolution des déformations qui sont dues à la libération des contraintes résiduelles en fonction de la largeur des éprouvettes et du temps imparti dans un tube en polyéthylène de haute densité.

2- TECHNIQUE EXPÉRIMENTALE

2.1- Matériau

Le tube utilisé est en polyéthylène de haute densité (HDPE) ayant un SDR de 11 (125 mm de diamètre extérieur et de 11,4 mm d'épaisseur moyenne), extrudé et pigmenté en jaune [15]. Il est destiné à la distribution du gaz naturel et il a été fourni gracieusement par l'entreprise nationale SONELGAZ. Il est conçu pour des réseaux de 4 bars de service et peut supporter des pressions d'essai hydraulique de 6 bars effectives. Son comportement mécanique est illustré dans la figure 2 qui est obtenue par un essai de traction réalisé sur une éprouvette filament préparée à partir de même tube utilisé dans cette étude [16].

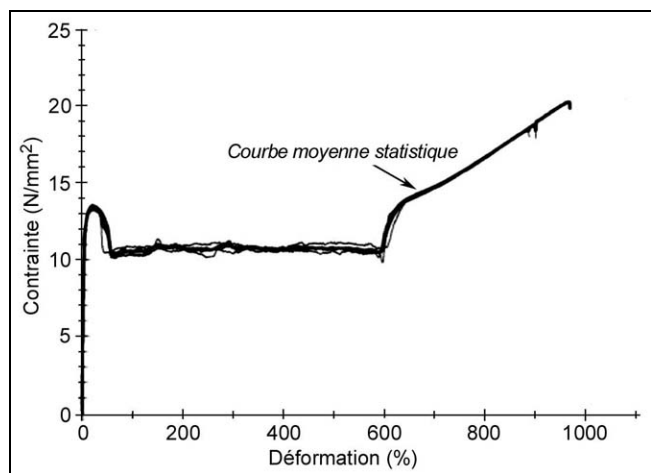


Figure 2: Courbes typiques contrainte-déformation sur des éprouvettes en HDPE à une vitesse d'essai de 100 mm/min. La courbe épaisse représente la moyenne statistique instantanément donnée par le logiciel TestXpert.

Tableau 1: Codification et largeurs des éprouvettes usinées en forme de couronnes (Type ring specimen).

Numéro d'éprouvette	Largeur (mm)
SR 1	1,80
SR 2	1,81
SR 3	1,11
SR 4	2,34
SR 5	2,55
SR 6	3,20
SR 7	3,73
SR 8	4,06
SR 9	4,64
SR 10	5,30
SR 11	5,50
SR 12	5,61
SR 13	6,54
SR 14	7,74
SR 15	8,70
SR 16	10,13
SR 17	1,70
SR 18	1,80
SR 19	2,30
SR 20	3,60
SR 21	4,00

2.2- Préparation des éprouvettes

Les éprouvettes choisies ont la forme de couronnes (ring specimen) avec différentes largeurs. La technique utilisée pour préparer les éprouvettes consiste à tronçonner le tube par un tour universel en variant l'avancement dans le sens longitudinal. Pour maintenir le tube pendant l'usinage, un mandrin en bois est préparé pour être emboîté par le tube [17]. L'outil à tronçonner utilisé est une lame d'acier de 1,8 mm d'épaisseur. Pour minimiser l'effet de la chaleur résultante au tronçonnage, la vitesse choisie a été la plus basse (45 tour/min). Le tableau 1 donne les valeurs moyennes des largeurs des éprouvettes obtenues.

2.3- Procédure expérimentale

Pour décharger les contraintes résiduelles des éprouvettes, celles-ci ont été découpées suivant une génératrice, en utilisant la même lame et en gardant la même façon de sectionnement pour tous les spécimens. A ce moment, il apparaît deux cas différents concernant la période séparant la date d'usinage et celui du sectionnement. Les éprouvettes qui sont découpées après un certain nombre de jours d'usinage (Tab. 2) ont été nommées éprouvettes du Type I, par contre, celles du Type II sont les anneaux sectionnés instantanément après l'usinage. De ce fait les spécimens du Type II n'ont pas subi des déformations préalables contrairement à celles du Type I (Fig. 3).

Tableau 2: Désignation des éprouvettes Type I et II et durées avant sectionnement.

Type	Spécimens	Durée écoulée avant sectionnement
I	SR 11	3 jours
	SR 1 à SR 7	8 jours
	SR 8 à SR 16	9 jours
II	SR 17 à SR 21	Instantanément

A l'aide des mesures réalisées sur les éprouvettes de Type I, il a été constaté que celles qui ont une largeur supérieure à 3,2 mm n'ont pas subi une déformation préalable avant le sectionnement. Le tableau 2 donne l'intervalle de temps séparant la date d'usinage et celle de l'opération de sectionnement. Après le processus d'usinage,

des déformations en forme des courbures avec des pôles effilés légèrement élevés ont été observées dans quelques éprouvettes notamment les plus fines comme illustré dans la figure 3. Dès sectionnement, l'anneau commence à se rétracter et il en résulte une déflexion bidimensionnelle au cours du temps écoulé (Fig. 4).

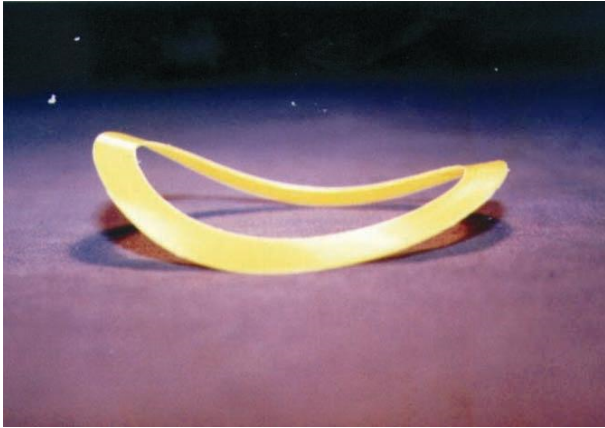


Figure 3: Photographie d'une éprouvette de Type I après huit jours de repos montrant des déformations avec des pôles effilés.



Figure 4: Déplacements dans une éprouvette sectionnée dans la direction radiale indiquant l'évolution tridimensionnelle des déformations résiduelles.

3- RÉSULTATS

La valeur de la déflexion résultante à la rétraction a été mesurée à l'aide d'une règle millimétrique transparente et flexible afin d'épouser la forme de l'éprouvette curviligne et enregistrée en fonction du temps correspondant. En fait, la déflexion ne représente pas la déformation, plutôt c'est la variation de la longueur à la périphérie de l'anneau qui diminue au cours du temps. La déformation, dans notre cas, est définie comme étant la variation du diamètre extérieur de l'éprouvette par rapport au diamètre extérieur initial. La déformation à l'instant $t = t_i$ est alors exprimée par la relation suivante :

$$\varepsilon_{t_i} = \frac{D_{t_0} - D_{t_i}}{D_{t_0}} \quad (4)$$

où D_{t_0} et D_{t_i} sont le diamètre extérieur de l'éprouvette à

l'instant $t = 0$ (temps initial) et à l'instant $t = t_i$ respectivement. La relation entre le déplacement et la déformation ε_{t_i} est déduite comme suit :

$$\delta_{t_i} = \pi(D_{t_0} - D_{t_i}) \quad (5)$$

où δ_{t_i} est le déplacement de l'éprouvette à l'instant $t = t_i$.

De (4) et (5), la déformation est réécrite comme suit :

$$\varepsilon_{t_i} = \frac{\delta_{t_i}}{\pi D_{t_0}} \quad (6)$$

Les courbes déformation–temps [$\varepsilon = f(t)$] de toutes les éprouvettes ont globalement la même allure. L'observation d'une de ces courbes (Fig. 5) permet de constater que dès les premières secondes du sectionnement, une déformation s'ensuit immédiatement qui est très rapide, mais devient de plus en plus lente (décélération) avec le temps.

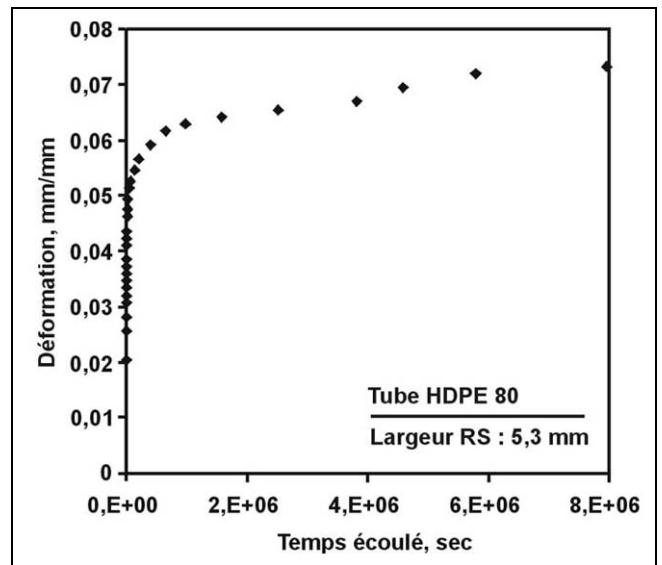


Figure 5: Evolution de la déformation résiduelle circumférentielle dans un anneau en fonction du temps écoulé depuis le sectionnement radial.

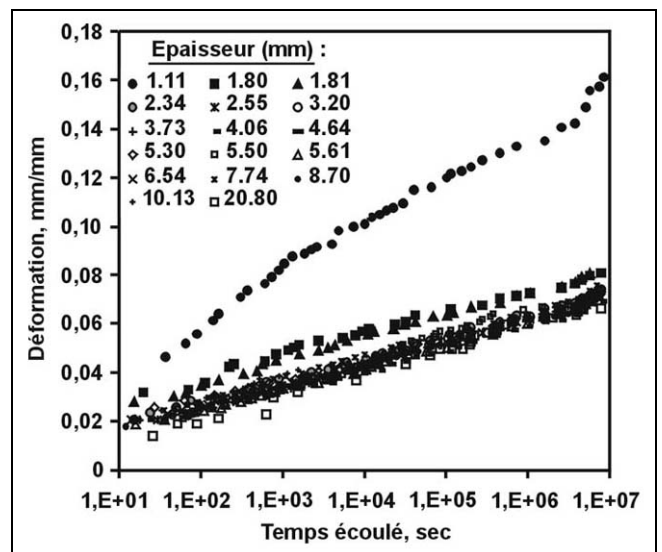


Figure 6: Evolution des déformations dans les éprouvettes de Type I pour différentes largeurs.

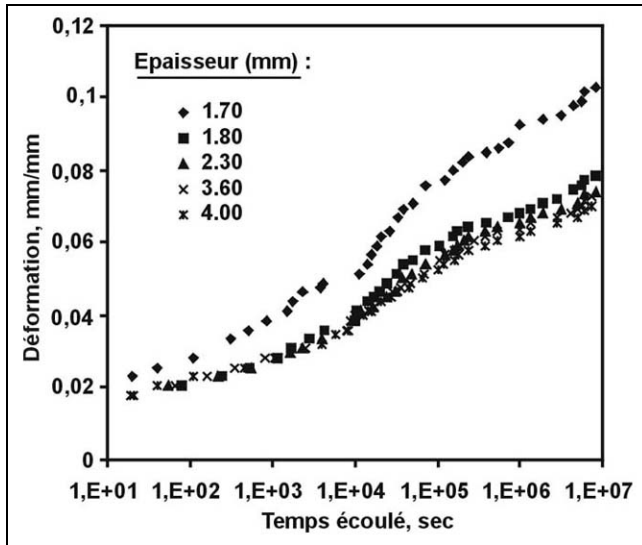


Figure 7: Evolution des déformations dans les éprouvettes du Type II pour différentes largeurs.

Les figures 6 et 7 montrent respectivement la déformation des éprouvettes de Types I et II en fonction du temps. Il est noté que les éprouvettes les plus minces se sont déformées de manière très accélérée par rapport aux lots initiaux pour les deux types considérés. D'un autre côté, pour les épaisseurs importantes, les courbes de déformation se retrouvent très rapprochées bien que des écarts mesurables sont observés. En utilisant ces résultats, l'effet de la largeur sur la déformation a également été étudié. Les courbes déformation-largeur pour les deux types d'éprouvettes obtenues pendant une période de trois mois (Fig. 8 et 9) montrent que la déformation diminue avec l'augmentation de la largeur, puis devient presque constante par rapport à celle-ci pour les largeurs comprises entre 2,3 et 10,13 mm.

4- DISCUSSION

La déformation des anneaux (Fig. 3) est due aux contraintes internes préalablement existantes dans le tube. L'enlèvement des anneaux a permis de libérer ces contraintes; celles-ci constituent donc un facteur indispensable pour maintenir la forme géométrique du tube. Puisque cette libération se manifeste sous la forme de rétraction après le sectionnement (Fig. 4), il devient clair que ces anneaux ont subi une charge de compression (contraintes résiduelles compressives) importante.

Le comportement des éprouvettes sous l'effet des contraintes résiduelles illustré par les courbes de déformation en fonction du temps, comme montré dans les figures 6 et 7, est décrit par les deux modèles mathématiques suivants qui ont été retenus parmi d'autres modèles :

$$\varepsilon = A.t^n \quad (7)$$

et

$$\varepsilon = B + C.Ln(t) \quad (8)$$

où t représente le temps écoulé en secondes alors que n , A , B , et C sont des paramètres propres au matériau polyéthylène obtenus par traitement des déformations mesurées. Les valeurs de ces paramètres pour chaque

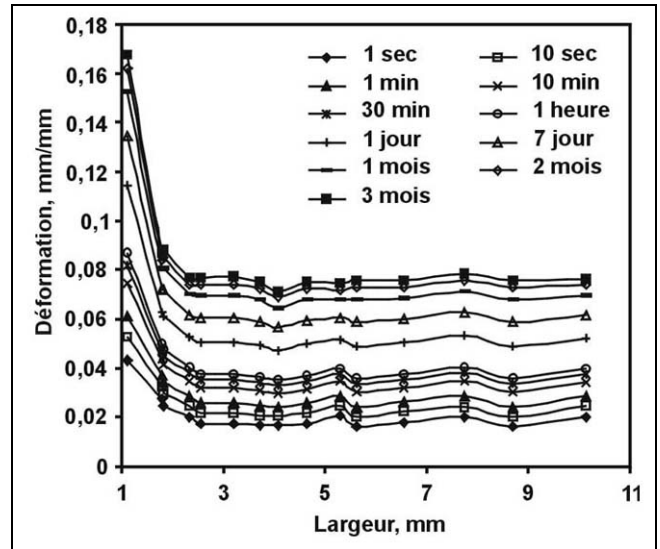


Figure 8: Tendances des courbes de déformation pour les éprouvettes du Type I en fonction de la largeur.

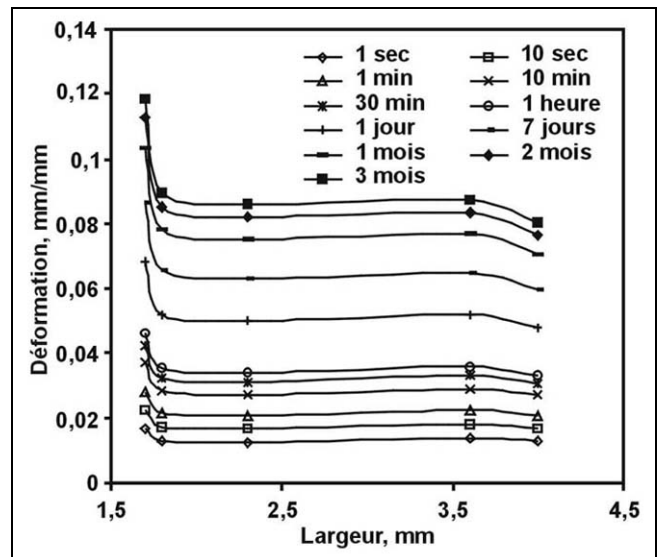


Figure 9: Tendances des courbes de déformation pour les éprouvettes du Type II en fonction de la largeur.

éprouvette sont données dans le tableau 3. Elles sont obtenues par traitement statistique des résultats de trois mois d'observation. D'après les coefficients de détermination, il est constaté que la tendance est très bonne.

Les courbes de déformation-temps ont une allure semblable à celle obtenue pour les courbes typiques de fluage [$\varepsilon = f(t)$] des matériaux viscoélastiques semi-cristallins rencontrés dans la littérature [18,19]. Comme le fluage est un phénomène qui se manifeste dans un matériau par une augmentation de la déformation en fonction du temps, lorsqu'on lui applique instantanément une contrainte constante dans une configuration de sollicitation donnée [4], la correspondance avec ces essais expérimentaux devient intéressante. En effet, dans cette étude, la charge qui se substitue à la contrainte de fluage est résiduelle dans le tube. Analogiquement, on constate que la contrainte résiduelle demeure constante dans le temps. Dans une étude extensive sur le fluage et les modèles d'analyse

Tableau 3: Valeurs des constantes A, B, C et n définies dans les équations (7) et (8) et obtenues par traitement des résultats de trois mois pour chaque éprouvette.

Spécimen	A	Exposant n	B	C	Coefficient de détermination	
					Modèle puissance	Modèle logarithmique
SR 1	0.0275	0.0724	0.0218	0.0037	0.9425	0.9896
SR 2	0.0247	0.0801	0.0178	0.0040	0.9697	0.9909
SR 3	0.0433	0.0853	0.0264	0.0080	0.9469	0.9826
SR 4	0.0202	0.0841	0.0123	0.0037	0.9837	0.9863
SR 5	0.0175	0.0933	0.0096	0.0038	0.9709	0.9925
SR 6	0.0175	0.0934	0.0090	0.0038	0.9836	0.9871
SR 7	0.0169	0.0941	0.0085	0.0038	0.9852	0.9857
SR 8	0.0167	0.0915	0.0078	0.0036	0.9889	0.9760
SR 9	0.0176	0.0912	0.0092	0.0037	0.9877	0.9839
SR 10	0.0207	0.0805	0.0132	0.0036	0.9941	0.9829
SR 11	0.0159	0.1053	0.0044	0.0044	0.9714	0.9766
SR 12	0.0161	0.0974	0.0072	0.0038	0.9849	0.9867
SR 13	0.0180	0.0906	0.0095	0.0038	0.9847	0.9883
SR 14	0.0200	0.0862	0.0124	0.0038	0.9823	0.9874
SR 15	0.0163	0.0966	0.0082	0.0038	0.9690	0.9895
SR 16	0.0201	0.0841	0.0130	0.0036	0.9725	0.9909

de la rupture, J.B. Conway donne des modèles relatifs au fluage des matériaux semblables à ceux trouvés dans cette expérience et des résultats comparatifs sont observés pour d'autres polymères [20].

La variation de la déformation par rapport à la largeur peut être expliquée par l'effet d'état des contraintes et déformations caractérisant la géométrie utilisée. Pour les spécimens les plus minces, l'état correspond aux conditions de contrainte plane; par contre, les éprouvettes épaisses sont en état de déformation plane. Le rapport contrainte, déformation en comportement élastique dans le premier cas est plus grand que celui du second [21]. Ce qui explique l'allure marquée dans les figures 8 et 9 où l'état de contrainte plane est observé pour les éprouvettes ayant des largeurs comprises entre 1,11 et 1,81 mm, alors que le cas de déformation plane correspond à des largeurs supérieures ou égales à 2,3 mm.

Le taux de déformation (de/dt) a été défini comme étant la première dérivée de la déformation par rapport au temps. Dans les figures 10 et 11, ce taux est inversement proportionnel au temps ce qui correspond au premier stade de fluage où le taux de déformation continue à diminuer et les modèles obtenus demeurent applicables [20].

Comme la déformation est due aux modifications et aux réarrangements dans la structure [12] qui sont limités par le nombre fini des chaînes macromoléculaires dans le matériau, le taux de déformation doit diminuer avec le temps et tendre à s'annuler. La figure 12 illustre l'évolution des écarts de déformation enregistrés entre les éprouvettes de Types I et II ayant les mêmes largeurs en fonction du temps écoulé. Pour les premières secondes, cet écart est grand, puis il devient de plus en plus petit jusqu'à une valeur nulle pour recommencer à s'accroître, mais dans le sens inverse. Les éprouvettes de Type I (sectionnées après quelques jours) se déforment avec une vitesse plus grande que celle observée dans les spécimens de Type II (découpés instantanément) pour les premiers instants de sectionnement. Par contre, après un certain temps limité, les éprouvettes de Type II continuent de se déformer avec une amplitude

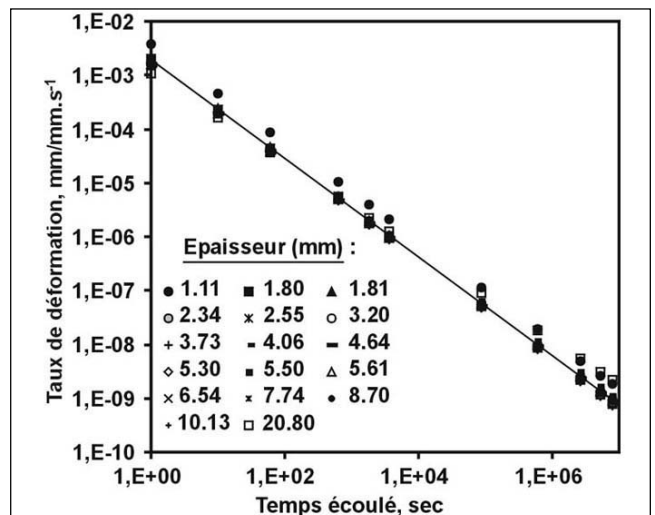


Figure 10: Variation du taux de déformation des éprouvettes du Type I avec le temps.

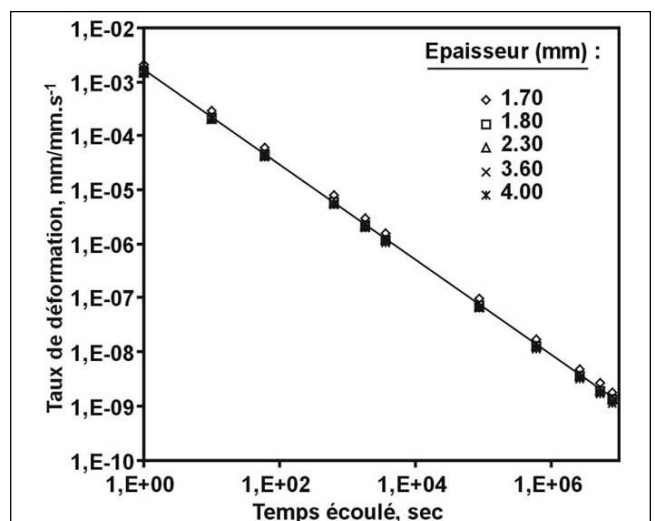


Figure 11: Variation du taux de déformation des éprouvettes du Type II avec le temps.

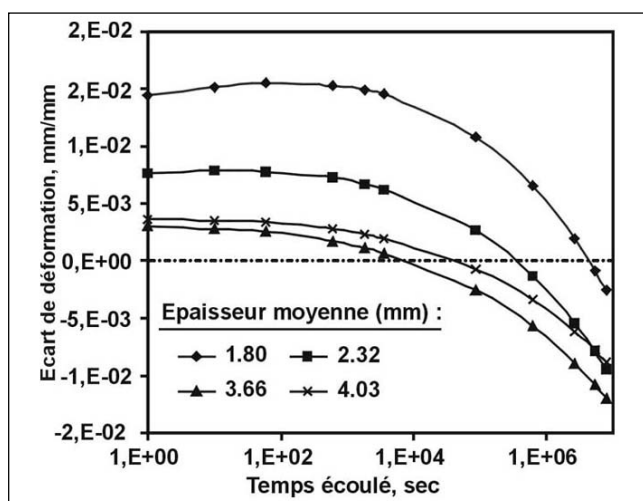


Figure 12: Évolution des écarts de déformation entre les éprouvettes de Types I et II avec le temps.

plus importante. L'influence de la température sur la déformation a bien été remarquable. Une augmentation de la température pendant une courte période provoque une déformation comparable à celle enregistrée dans un temps large avec une température plus basse. C'est l'équivalence temps-température qui constitue un des caractères les plus originaux des matériaux polymères et qui est reprise dans les essais mécaniques sur les tubes de distribution de gaz naturel et les nouvelles résines appelées PE100⁺ [22,23].

CONCLUSIONS

1/ Une approche expérimentale a été développée pour étudier et analyser la libération des contraintes résiduelles dues au procédé d'extrusion des tubes en polyéthylène.

2/ Les courbes $\varepsilon = f[Ln(t)]$ sont caractéristiques d'un comportement de fluage à court terme des matériaux viscoélastiques semi-cristallins. Avec l'augmentation de la largeur de l'anneau, la libération des contraintes diminue de manière significative.

3/ Les effets du temps et de la température sont très saillants, spécialement pour le HDPE, et les écarts évoluent pour s'inverser à un certain temps.

Remerciements:

Les auteurs sont reconnaissants à l'ingénieur réseaux gaz Bouabdellah Khadraoui de Sonelgaz, Zone d'Oran, pour la mise à notre disposition d'échantillons de tube. Les auteurs remercient aussi la Division Gaz de Sonelgaz, Zone d'Annaba pour les discussions fructueuses. L'aide de O. Boussaid, A. Labbaci, Dr A. Amirat, Dr N.E. Zeghib et Dr L. Boulanouar est appréciée pour les opérations d'usinage au Bloc E-11 et les discussions de résultats.

REFERENCES

- [1]- Trotignon J.P., Piperaud M., Verdu J. et Dobraczynski A., "Précis de matières plastiques, Structure-Propriétés, Mise en oeuvre et Normalisation", AFNOR, Nathan, (1992).
- [2]- Ashby M.F. et Jones D.R.H., "Matériaux 2, Microstructure et mise en oeuvre", Editions DUNOD, Paris, (1991).

- [3]- Schultz J., "Mechanical behavior of semi-crystalline polymers", Polymer Materials Science, New York, (1974).
- [4]- Krawczak P., "Essais mécaniques des plastiques. Caractéristiques à long terme et ténacité", Techniques de l'ingénieur, Traité plastiques et composites, (1999).
- [5]- Wix R.H., "Plastics pipe design, mechanical performance and design in polymers", Wiley Interscience, New York, (1971).
- [6]- DeBlieu I.K., "Engineering principles, plastic piping systems in fuel gas distribution", Ninth plastic fuel gas pipe symposium, American Gas Association, (1985).
- [7]- Séguéla R., "Relations et mise en oeuvre-structure-propriétés dans les matériaux polymères", *Science et génie des matériaux, Revue de Métallurgie*, (1999).
- [8]- Bost J., "Matières Plastiques II, Technologie-Plasturgie", Edition Lavoisier, (1982).
- [9]- Popelar C.H., Kenner V.H. et Wooster J.P., "An accelerated method for establishing the long-term performance of PE gas pipe materials", *Polymer Eng. & Sci.*, N°31, (1991), p. 1693.
- [10]- Chaoui K., Moet A. et Chudnovsky A., "Effects of processing conditions on the long term strength of MDPE pipes", Tenth plastic fuel gas pipe symposium, American Gas Association, (1987).
- [11]- Choi S. et Broutman L.J., "A plane-strain tensile specimen to determine ductile-brittle transitions in PE pipe grade resins", Ninth plastic fuel gas pipe symposium, American Gas Association, (1985).
- [12]- Rrazae G.C. et Grossiord J.L., "Initiation à la rhéologie", (1991).
- [13]- Volgstadt F.R. et Davis G.W., "Basic mechanical properties of PE", Tenth plastic fuel gas pipe symposium, American Gas Association, (1987).
- [14]- G'sell C., "Instabilités de déformation pendant l'étirage des polymères solides", École des mines Nancy, (1987).
- [15]- The WavinGas Handbook, "Performance", July (1980).
- [16]- Kiass N. et Chaoui K., "Investigation expérimentale de l'effet des contraintes résiduelles sur les propriétés mécaniques des tubes de gaz en PEHD", 2^{èmes} Journées de Mécanique, "JM-EMP'2001", Alger, 23 et 24 décembre (2001).
- [17]- Kiass N., "Etude et analyse de l'effet des contraintes résiduelles sur le comportement mécanique des tubes en PEHD", Mémoire de magister, Université d'Annaba, (2001).
- [18]- Findley W.N., "26 Year creep and recovery of poly (Vinyl Chloride) and Polyethylene", *Polymer Eng. & Science*, Vol. 27, (1987).
- [19]- G'Sell C., "Fluage viscoélastique des polymères solides", Document pédagogique Polymères, N°17, Ecole des Mines, Nancy, (1987).
- [20]- Conway J.B., "Numerical methods for creep and rupture analyses", Gordon and Breach, Science Publishers, New York, (1972).
- [21]- Pascoe K.J., "General fracture mechanics, Failure of plastics", Hanser Publishers, (1986).
- [22]- G'Sell C., "Influence de la température sur les propriétés viscoélastiques des polymères amorphes", Document pédagogique, Polymères N°25, Ecole des mines, Nancy, (1987).
- [23]- Barker M.B., Bowman J. et Bevis M., "The performance and causes of failure of polyethylene pipes subjected to constant and fluctuating internal pressure loadings", *Journal of Materials Science*, Vol. 18, (1983), pp. 1095-1118.
- [24]- Lackner V., Scheelen A. et Tauber M., "Qualitätssicherung durch eigeninitiative : Die PE 100⁺ Association", Wiesbadener Kunststoffrohrtage (2000), Vortrag 7S.1-3. □