

EVOLUTION DES PROPRIETES MECANQUES DANS UN CHAMP DE CONTRAINTES RESIDUELLES A TRAVERS LA PAROI D'UN TUBE DE GAZ EN HDPE

Résumé

Les propriétés mécaniques des tubes polymériques dépendent de plusieurs facteurs inhérents à la nature du matériau et au mode de fabrication. Le produit est considéré par l'analyse de deux paramètres intrinsèques caractérisant l'intensité des contraintes résiduelles et la distribution de la cristallinité à travers la paroi du tube. Ce travail est destiné à étudier expérimentalement par des essais de traction, l'évolution des propriétés mécaniques d'un tube en polyéthylène de haute densité utilisé pour le gaz naturel. Les résultats obtenus indiquent qu'il y a une augmentation du module d'élasticité et de la contrainte limite en allant des couches externes du tube vers les couches internes, alors que les déformations associées décroissent en montrant une certaine dispersion. Ces variations sont interprétées en fonction du taux de cristallinité et des contraintes résiduelles.

Mots clés : polyéthylène, tube, propriétés mécaniques, cristallinité, contraintes résiduelles.

Abstract

Mechanical Properties of polymeric pipes depend on several inherent factors that are related to matter's nature and production processes. The product is considered using the analysis of two intrinsic parameters that characterize internal stresses intensity and cristallinity distribution through the pipe wall. This experimental work is intended to study mechanical properties evolution of a high-density polyethylene pipe used for natural gas. The obtained results based on tensile testing show that elastic modulus and yield stress increased from the outer layers towards inner layers whereas associated strains decreased while exhibiting some dispersion. These variations are interpreted as a function of cristallinity and residual stresses.

Key words: polyethylene, pipe, mechanical properties, cristallinity, residual stresses.

1. INTRODUCTION

Le tube en polyéthylène (PE) de haute densité (HD) destiné à la distribution du gaz naturel doit exhiber une résistance supérieure à celle typiquement identifiée pour la propagation lente de fissure qui réduit le comportement mécanique à long terme. La durée de vie est contrôlée dans le cas du HDPE par des facteurs ayant trait à la morphologie de la matière, la technique de mise en œuvre, l'environnement ainsi que la charge de service [1]. Le procédé de fabrication des tubes en polyéthylènes par extrusion ne permet pas un refroidissement progressif et échelonné dans le temps, ce qui provoque la génération de contraintes résiduelles [2-5]. La nécessité d'avoir des dimensions géométriques stables et uniformément réparties impose le refroidissement brusque afin de garantir une

N. KIAS & K. CHAOU

Laboratoire de Recherches en Mécanique des Matériaux et Maintenance Industrielle "LR3MI" Département de Génie Mécanique, Faculté des Sciences de l'Ingénieur, Université Badji Mokhtar, Annaba, 23000, Annaba, Algérie

homogénéité dimensionnelle en termes d'épaisseur et de diamètre du tube, tous deux représentés par le facteur de design SDR (Specific Dimension Ratio) [3]. Il est établi que l'extrusion des tubes donne lieu à des contraintes de compression sur la partie externe qui est rapidement refroidie par convection alors que les parties moyennes et interne restent relativement chaudes et en conséquence, elles développent des contraintes peu compressives à positives [4,5]. La résistance du matériau se retrouve amplement influencée par l'état et la magnitude de ces contraintes internes. En effet, il a été trouvé que la propagation fissure est plus lente dans les couches externes par rapport aux couches internes où des contraintes de traction prédominent [4]. Les propriétés mécaniques des tubes sont aussi affectées par la morphologie de la matière [6,7]. La résistance mécanique des polymères qui dépend surtout de l'intensité des liaisons secondaires

intracaténaire et de la rigidité des chaînes varie de manière considérable avec la température. Ainsi, les températures de transition vitreuse et de fusion sont des paramètres importants qui conditionnent les possibilités d'emploi et de mise en forme des polymères [8]. En plus, les charges en service comme la pression du gaz transporté et la charge d'enfouissement provoquent, au cours du temps, des déformations dans les tubes et réduisent leur résistance [3,9]. Des procédés de mise en forme à l'état solide pour les polymères semi-cristallins ont été développés afin de contrôler leurs propriétés mécaniques [10]. Dans une application de type tube, le matériau doit être renforcé dans deux directions: orthoradialement pour améliorer sa tenue en pression et longitudinalement pour conserver une tenue mécanique et une ténacité suffisantes surtout lors de la mise en réseau. Il faut donc bi-orienter la matière par exemple, en faisant appel au procédé de bi-étirage de tubes en PE qui peut être réalisé par extrusion sur un mandrin à température proche du point de fusion [11].

2. BASES THEORIQUES

Dans l'analyse des contraintes, la rigidité d'un matériau est la propriété mécanique indispensable à la détermination de la déformation suite à une charge. La relation constitutive générale est de la forme :

$$\sigma_{ij} = \lambda \delta_{ij} \Delta + 2G_s \varepsilon_{ij} \quad (1)$$

avec λ et G_s les constantes de Lamé et Δ la dilatation cubique. Pour les comportements viscoélastiques comme celui du HDPE, l'équation (1) est réécrite pour faire apparaître l'effet du temps t et la relaxation des propriétés mécaniques :

$$\sigma(t) = \lambda \int_{-\infty}^t \lambda(t-\tau) \frac{\partial \Delta}{\partial \tau} d\tau + 2 \int_{-\infty}^t G_s(t-\tau) \frac{\partial \varepsilon_{ij}}{\partial \tau} d\tau \quad (2)$$

Pour le polyéthylène, les courbes $(\sigma - \varepsilon)$ à différents taux de déformation $(\dot{\varepsilon})$ et différentes températures ne sont pas congruentes. Cependant, l'effet de $(\dot{\varepsilon})$ est bien représenté par la relation :

$$\sigma = E_s \dot{\varepsilon} t (1 - \exp(-\frac{\varepsilon}{\dot{\varepsilon} t})) \quad (3)$$

où $\dot{\varepsilon} t$ est relié à la partie amorphe, alors que E_s est en liaison avec la région cristalline et varie proportionnellement en fonction de l'augmentation du taux de déformation en relaxation simple. Chaque fois que la contribution de la partie amorphe est faible, la contrainte limite élastique (σ_y) augmente avec la cristallinité et l'énergie de liaison représente la meilleure indication sur les valeurs des propriétés mécaniques E_s et σ_y .

Plusieurs méthodes ont été développées et appliquées pour évaluer les contraintes résiduelles dans les tubes en PE [1,4,5]. Parmi ces expériences, il y a l'obtention de σ_{max} à partir des déformations résiduelles par la relation [5]:

$$\sigma_{max} = \frac{\pm E(t) \cdot h}{(1 - \nu^2)} \times \frac{D_2(t) - D_1}{D_2(t) \cdot D} \quad (4)$$

D_1 et D_2 sont respectivement les diamètres des anneaux de mesure avant et après le sectionnement alors que h représente l'épaisseur de la paroi. Cette mesure doit être aussi comparée avec la contrainte appliquée résultant de la pression de service et la résistance à la propagation de fissures du HDPE [1,9]:

$$\sigma \geq \frac{2K_c^2(1 - \nu^2)}{\pi D} \quad (5)$$

où K_c est la ténacité en $M N m^{-3/2}$ et ν est le coefficient de Poisson. Cette relation donne une enveloppe de dimensionnement dans les limites des normes de gaz. Compte tenu de la nature semi-cristalline du HDPE, l'amélioration des propriétés mécaniques peut être obtenue en augmentant le taux de cristallinité. Le PE a une large gamme de comportements mécaniques comme tout les polymères, fragile à basses températures, il devient plastique, puis viscoélastique, puis encore caoutchoutique et enfin visqueux au fur et à mesure que la température augmente [12].

L'objectif de ce travail est de déterminer l'évolution des propriétés mécaniques à travers la paroi d'un tube en polyéthylène de haute densité et d'essayer de relier la distribution obtenue à la nature de la morphologie et aux contraintes résiduelles de fabrication.

3. APPROCHE EXPERIMENTALE

3.1. Matériau

Pour cette étude, on a utilisé un tube en PEHD ayant un SDR de 11, extrudé et pigmenté en jaune. Il est destiné à la distribution du gaz naturel et il a été cordialement fourni par l'entreprise nationale SONELGAZ, Zone de distribution d'Oran. C'est un tube de 125 mm de diamètre extérieur et de 11,4 mm d'épaisseur moyenne. Il est conçu pour servir dans des réseaux de moyenne pression de 4 bars de service et peut supporter des pressions d'essai hydrauliques de 6 bars effectives.

3.2. Préparation des éprouvettes

Un mandrin en bois est préparé de telle sorte que son diamètre extérieur soit le même que celui du diamètre intérieur du tube. Le mandrin supportant le tube à usiner est bien fixé entre les mors et la poupée mobile du tour. Par un dressage du tube avec un outil

d'acier en utilisant un avancement transversal automatique et en fixant l'avancement longitudinal un filament large de 2.1 mm et épais de 0.5 mm est obtenu. Il est à noter que le filament issu de l'opération d'usinage a subi les effets des efforts de coupe malgré l'adoption d'une vitesse minimale de 45 tours/min, mais il est supposé que ces charges restent négligeables et uniformément appliquées sur toute la série d'éprouvettes préparées.

Les dimensions du filament obtenu sont identiques et uniformes dans la longueur sauf aux extrémités. La longueur totale du filament de coupe est de 9184 mm qui ont été découpés en 59 portions de 150 mm de longueur chacune. Ainsi, la position de chaque éprouvette a été déterminée en la définissant par la

distance séparant le centre de chaque éprouvette et le bout intérieur du filament. En usant de la connaissance exacte de la position de chaque couche et de ses dimensions, chaque lot de spécimens a été identifié en relation avec sa position spatiale dans le cylindre initial [13].

3.2. Conditions d'essai

Les éprouvettes ont été soumises à l'essai de traction en utilisant une machine universelle Zwick Materialprüfung de type "Zwicki 1120" conçue pour les polymères (Figure 1).

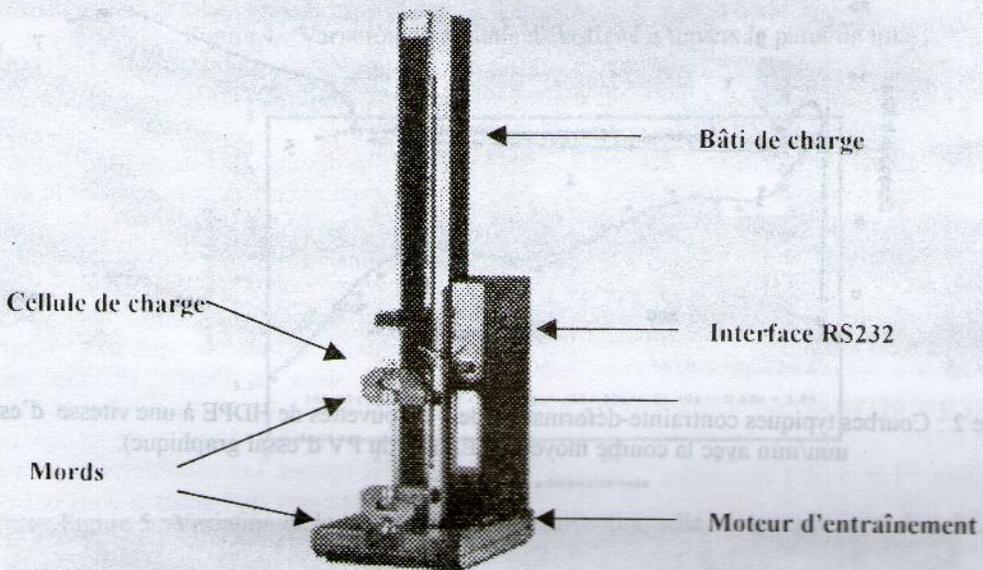


Figure 1 : Machine d'essai de traction-compression type Zwick 1120

La longueur utile choisie au départ a été de 64 mm, puis une longueur de 40 mm a été retenue à cause de la course insuffisante de la machine (l'allongement de l'éprouvette atteint plus de 1200% sans rupture). Cette longueur entre les mords est aussi suggérée par la littérature [14]. La vitesse de déformation a été prise constante à 100 mm/min dans des conditions de température ambiante pour tous les essais. La machine est pourvue d'une cellule de déplacement et d'une cellule de force, celle-ci est montée avec les amarrages supérieurs sur la traverse mobile en forme de col de cygne et qui se déplace selon un guidage sans jeu. La machine peut être commandée manuellement grâce au pupitre de commande manuelle ou par ordinateur en utilisant une interface RS232 et le logiciel TestXpert. Le PC et le logiciel correspondant assurent le traitement statistique des valeurs mesurées et le contrôle du déroulement des essais. Un exemple de rapport

d'essai est fourni en annexe ainsi que le graphique de série (Figure 2).

4. RESULTATS

A l'aide des rapports délivrés par TestExpert, la courbe ($\sigma - \epsilon$) de chaque éprouvette et les propriétés mécaniques correspondantes ont été obtenues. En utilisant ces résultats, les propriétés mécaniques recherchées ont été tracées en fonction de l'épaisseur adimensionnelle du tube (rapport de la position d'éprouvette à l'épaisseur du tube) sachant que l'épaisseur maximale du tube est égale à 12.7 mm. La Figure 2 montre une série de courbes contrainte-déformation typique du HDPE où les comportements caractéristiques de ce matériau sont visibles.

Au début, la contrainte augmente avec la déformation selon une zone quasi-linéaire (1), puis elle diminue (point 2) où l'on observe la localisation d'une

Au début, la contrainte augmente avec la déformation selon une zone quasi-linéaire (1), puis elle diminue (point 2) où l'on observe la localisation d'une striction dans un seul endroit de l'éprouvette. Le point (3) correspond au début de la propagation de la striction. Pendant la propagation de celle-ci (4), la contrainte est relativement constante le long d'un palier (> 500 % de ϵ), mais elle présente quelques fois des altérations sous la forme de petits pics. Ceux-ci

correspondent aux petites strictions qui se manifestent et disparaissent rapidement au cours de la propagation de la striction initiale. Le palier se termine dans la plus part des cas par une diminution de la contrainte (5). A ce point, la striction disparaît totalement et l'éprouvette devient homogène comme si c'était une nouvelle éprouvette dont la section est inférieure à celle d'origine.

Graphique de séries:

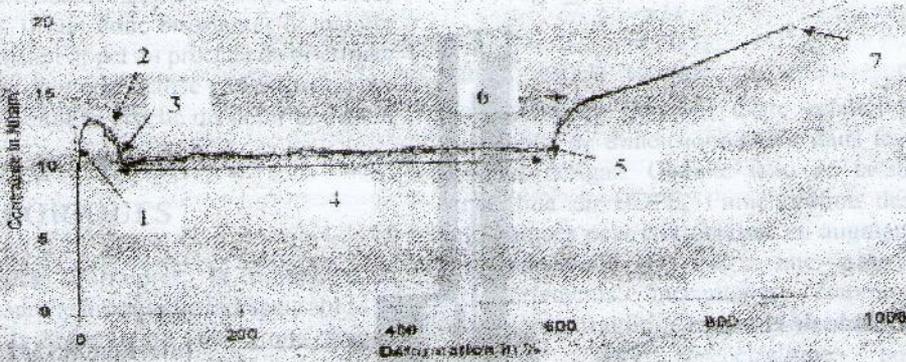


Figure 2 : Courbes typiques contrainte-déformation de 4 éprouvettes de HDPE à une vitesse d'essai 100 mm/min avec la courbe moyenne (Extrait du PV d'essai graphique).

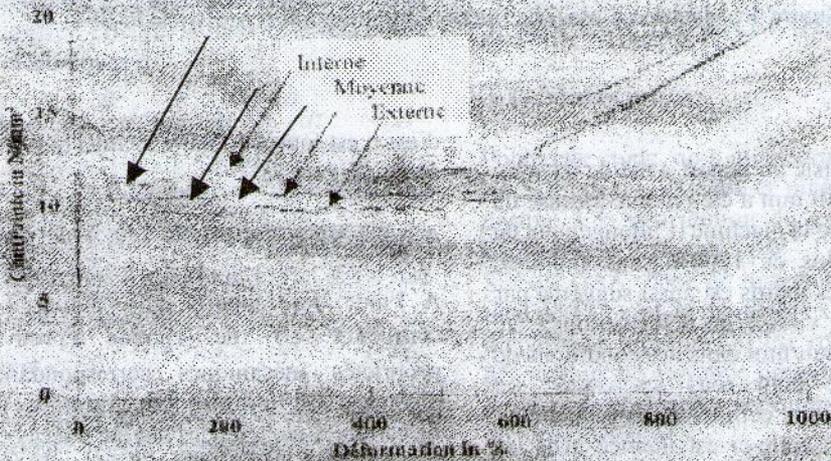


Figure 3 : Courbes contrainte-déformation de 3 éprouvettes appartenant aux couches interne, moyenne et externe respectivement (vitesse d'essai 100 mm/min)

Au-delà du point (5), la contrainte croît avec la déformation selon une quasi droite (6) pour continuer l'ascension suivant une autre droite avec un accroissement largement inférieur. Cette dernière

droite arrive à son maximum et se termine par un petit crochet où la rupture intervient (7).

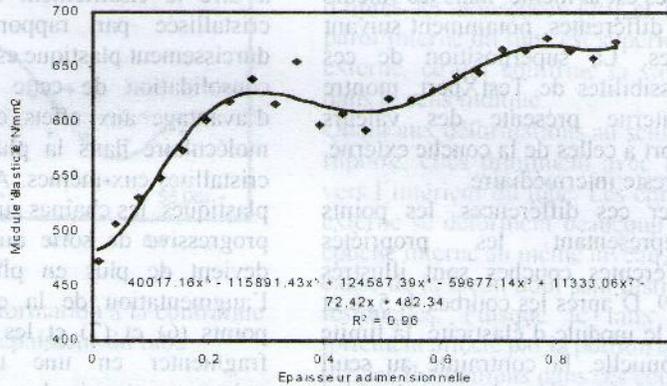


Figure 4 : Variation du module d'élasticité à travers la paroi du tube

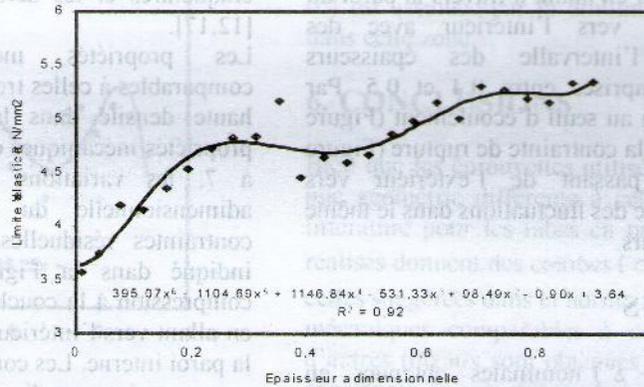


Figure 5 : Variation de la limite d'élasticité conventionnelle à travers la paroi du tube

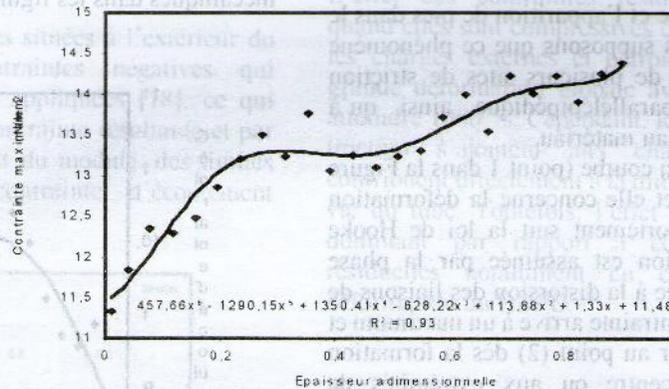


Figure 6. Variation de la contrainte maximale à travers l'épaisseur du tube.

L'écart dans les propriétés mécaniques caractérisant les trois couches du tube (interne, moyenne et externe) est illustré dans la Figure 3. On constate bien que l'allure des courbes est la même, mais les valeurs correspondantes sont différentes, notamment suivant l'axe des contraintes. La superposition de ces graphes, une des possibilités de TestXpert, montre que la couche interne présente des valeurs importantes par rapport à celles de la couche externe, alors celle du milieu reste intermédiaire.

Dans le but d'étayer ces différences, les points caractéristiques représentant les propriétés mécaniques des différentes couches sont illustrés dans les Figures 4 à 9. D'après les courbes 4, 5, 6 et 7, il est constaté que le module d'élasticité, la limite d'élasticité conventionnelle, la contrainte au seuil d'écoulement et la contrainte d'écoulement plastique (contrainte moyenne du palier plastique) adoptent presque la même allure en fonction de l'épaisseur du tube. Elles augmentent en allant à travers la paroi du tube de l'extérieur vers l'intérieur avec des fluctuations dans l'intervalle des épaisseurs adimensionnelles comprises entre 0.4 et 0.5. Par contre, la déformation au seuil d'écoulement (Figure 8) et la déformation à la contrainte de rupture (Figure 9) décroissent en passant de l'extérieur vers l'intérieur du tube avec des fluctuations dans le même intervalle des épaisseurs.

5. DISCUSSIONS

Les courbes ($\sigma - \epsilon$) nominales obtenues en traction ont une allure semblable à celles rencontrées dans la littérature [10,15] sauf en ce qui concerne l'existence des deux droites après le palier d'écoulement plastique et l'apparition de pics dans le palier plastique. Nous supposons que ce phénomène est lié à l'apparition de plusieurs sites de striction dans le filament parallélépipédique ainsi qu'à l'instabilité inhérente au matériau.

La première zone de la courbe (point 1 dans la Figure 2) est quasi linéaire et elle concerne la déformation élastique où le comportement suit la loi de Hooke [15]. Cette déformation est assumée par la phase amorphe et elle est liée à la distorsion des liaisons de Van der Waals. La contrainte arrive à un maximum et commence à diminuer au point (2) dès la formation d'une striction au centre ou aux extrémités de l'éprouvette. Lorsque la striction se stabilise et se propage tout au long de l'éprouvette, la contrainte d'étirage (cold drawing) est sensiblement constante et adopte quelques fluctuations qui sont attribuées aux petites strictions qui forment de petits fuseaux de matière comprise entre les strictions initiales et nouvelles. L'apparition d'un pic correspond en général à la disparition d'un fuseau de matière et chaque fois qu'une striction se forme, la charge diminue alors l'étirement d'un fuseau de matière compris entre deux strictions requiert une

augmentation de la contrainte. Durant l'écoulement plastique (page 4), les cristallites se déforment plastiquement et subissent un cisaillement plastique localisé dans des plans de glissement: c'est à dire le cisaillement d'une partie de la matière cristallisée par rapport à l'autre [10,16]. Le durcissement plastique est dû pour une faible part à la consolidation de cette plasticité cristalline, mais d'avantage aux effets entropiques de l'orientation moléculaire dans la phase amorphe puis dans les cristallites eux-mêmes. Aux plus fortes déformations plastiques, les chaînes subissent aussi une orientation progressive de sorte que leur distorsion ultérieure devient de plus en plus difficile. Ceci nécessite l'augmentation de la contrainte indiquée par les points (6) et (7) et les cristallites finissent par se fragmenter en une texture fibreuse fortement anisotrope alignée dans le sens de traction [16]. La rupture survient par des mécanismes d'endommagement comme la formation des craquelures et les déformations à grandes échelles [12,17].

Les propriétés mécaniques obtenues sont comparables à celles trouvées pour le polyéthylène de haute densité dans la littérature [12]. Pour les propriétés mécaniques considérées dans les Figures 4 à 7, les variations en fonction de l'épaisseur adimensionnelle du tube sont attribuées aux contraintes résiduelles qui sont réparties comme indiqué dans la Figure 10. Les contraintes de compression à la couche externe du tube décroissent en allant vers l'intérieur et deviennent positives dans la paroi interne. Les contraintes de traction s'ajoutent aux contraintes appliquées et dans ce cas le matériau subit une force qui peut être suffisante pour déformer le tube. Ceci explique l'évolution des propriétés mécaniques dans les figures 4 à 7

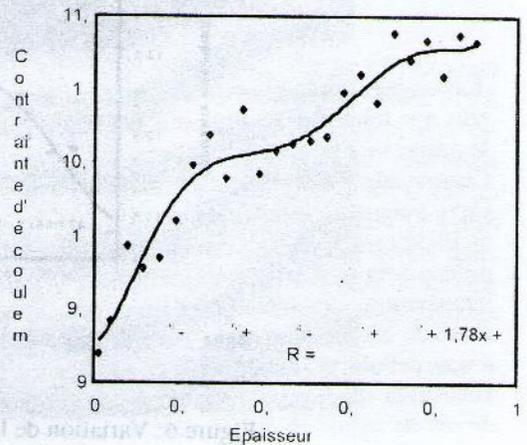


Figure 7: Evolution de la contrainte d'écoulement plastique à travers l'épaisseur du tube

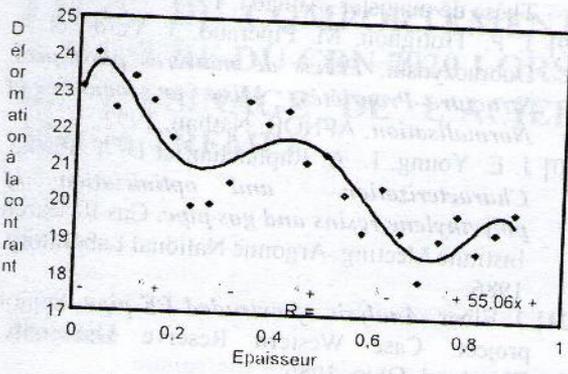


Figure 8: Evolution de la déformation à la contrainte maximale à travers l'épaisseur du tube

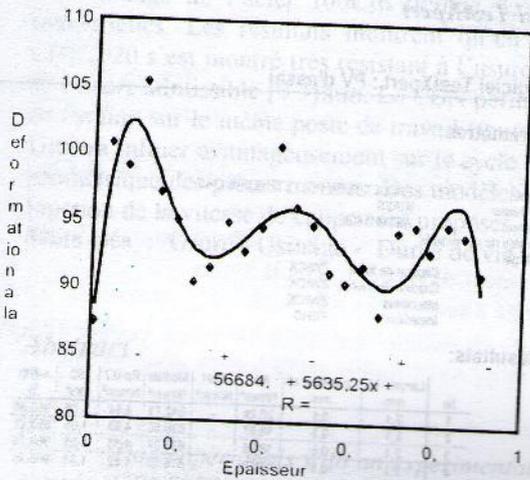


Figure 9: Evolution de la déformation à la rupture à travers l'épaisseur du tube.

En revanche, les éprouvettes situées à l'extérieur du tube possèdent des contraintes négatives qui s'opposent aux contraintes appliquées [18], ce qui cause la diminution de la contrainte résultante et par conséquent le décroissement du module, des limites d'élasticités et de la contrainte d'écoulement plastique.

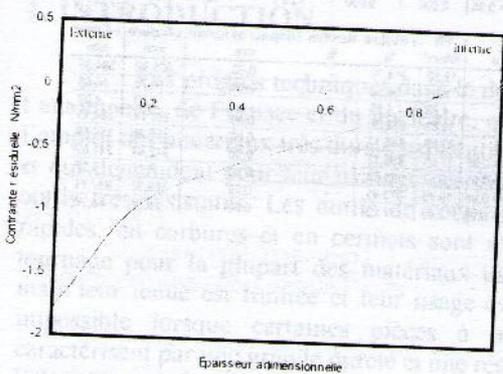


Figure 10: Répartition des contraintes résiduelles dans la paroi du tube [4].

Les variations de ces propriétés mécaniques trouvent aussi des explications en terme de cristallinité. Sachant que d'autant le taux de cristallinité augmente, les propriétés mécaniques s'améliorent [6,7,19] et d'après les références [20] et [21], ce taux dans la paroi interne du tube est supérieur à celui de la paroi externe, ce qui confirme la variation des propriétés dans le sens indiqué.

Quant aux déformations au seuil d'écoulement et à la rupture, elles diminuent avec fluctuations en allant vers l'intérieur du tube. Les éprouvettes de la couche externe se déforment beaucoup plus que celles de la couche interne au même niveau de charge appliquée à cause de la façon dont sont distribuées les contraintes résiduelles. Puisque le taux de déformation est fortement affecté par la portion cristalline du matériau [6], les fluctuations dans ces courbes sont attribuées à la distribution du taux de cristallinité dans la paroi du tube. Alors l'augmentation enregistrée dans les déformations avoisinant l'épaisseur adimensionnelle 0,4 est assumée par la diminution de la cristallinité dans cette zone.

6. CONCLUSIONS

Bien que les éprouvettes utilisées dans ce travail ont une géométrie différente à celle rencontrée dans la littérature pour les tubes en polyéthylène, les essais réalisés donnent des courbes ($\sigma - \epsilon$) semblables à celles suggérées dans la norme ASTM. Des propriétés mécaniques comparables à celles constatées dans d'autres travaux sont obtenues et il est important de considérer la variabilité de ces propriétés lors des calculs faisant appel à E et σ , comme dans les équations (3 et 4).

L'effet des contraintes résiduelles est bénéfique quand elles sont compressives car elles font diminuer les charges externes et octroient au matériau une grande déformation globale avant rupture qui peut atteindre 1000 %. Cependant, les contraintes de traction s'ajoutent aux charges appliquées et contribuent directement à la diminution de la durée de vie du tube. Toutefois, l'effet de la cristallinité est dominant par rapport à celui des contraintes résiduelles notamment en ce qui concerne la déformation du HDPE.

Remerciements: Les auteurs expriment leur gratitude envers la Sonelgaz de Annaba et d'Oran pour la mise à disposition d'échantillons, ainsi qu'à O. Boussaid, A. Labbaci et A. Amirat du Département de Mécanique pour l'aide apportée.

REFERENCES

[1] C. H. Popelar, V. H. Kenner et J. P. Wooster, *An accelerated method for establishing the long term performance of PE gas pipe materials*, Polymer Eng. & Sci., N° 31, p. 1693, 1991.

[2] J. Bost, *Matières plastiques II, Technologie – Plasturgie*, Lavoisier 1982.

[3] I. K. DeBlieu, *Engineering principles, plastic piping systems in fuel gas distribution*, 9th Plastic Fuel Gas Pipe Symposium, American Gas Association, 1985.

[4] K. Chaoui, A. Moct et A. Chudnovsky, *Strain gage analysis of residual stress in plastic pipes*, Journal of Testing and Evaluation, ASTM publication, V. 16, N° 3, p. 286-290, 1988.

[5] A. Bhatnagar et L.J. Broutman, *Effect of residual stress on performance of PE pipe*, Ninth plastic fuel gas pipe symposium, American Gas Association, 1985.

[6] J. R. Leech, *PE resins for fuel gas piping applications*, 9th Plastic Fuel Gas Pipe Symposium, American Gas Association, 1985.

[7] J. M. Dorlot, J. P. Bailon et J. Masoumavé, *Des matériaux*, Ecole polytechnique de Montréal 1986.

[8] W. Kurz, J. P. Mercier et G. Zambelli, *Traité des matériaux*, Tome I, Lausanne 1995.

[9] R. H. Wix, *Plastics pipe design: mechanical performance and design in polymers*, Wiley-Interscience, New York, 1971.

[10] C. G'sell, *Instabilités de déformation pendant l'étirage des polymères solides*, Ecole des mines Nancy, France, décembre 1987.

[11] R. Séguéla, *Relations mise en œuvre-structure-propriétés dans les matériaux polymères*, Science et génie des matériaux, Revue de métallurgie, décembre, 1999.

[12] M. F. Ashby et D. R. H. Jones, *Matériaux, Microstructure et mise en œuvre*, Dunod, 1991.

[13] N. Kiass, *Etude et analyse de l'effet des contraintes résiduelles sur le comportement mécanique des tubes en PEHD*, Mémoire de magister, Université d'Annaba, juillet 2001.

[14] A. M. Lucero, C. G'Sell et K. W. Neale, *Experimental investigation of neck propagation in polymers*, Polymer, Volume 30, 1989.

[15] F. R. Volgstadt et G. W. Davis, *Basic mechanical properties of PE*, 10th Plastic Fuel Gas Pipe Symposium, American Gas Association, 1987.

[16] J. Schultz, *Mechanical behavior of semicrystalline polymers*, Polymer Mat. Sci., 1974.

[17] A. Chudnovsky et Y. Shulkin, *Application of the Crack Layer Theory to modelling of SCG in PE*, Int. J. Fracture, N° 97, p. 83, 1999.

[18] O. Boussaid, *Analyse et détermination des contraintes résiduelles dans les tubes aciers*

laminés et étirés à chaud (TSS-LRE SIDER), Thèse de magister, Annaba, 1998.

[19] J. P. Trötignon, M. Piperaud; J. Verdu et A. Dobraczynski, *Précis de matières plastiques, Structure-Propriétés, Mise en oeuvre et Normalisation*, AFNOR, Nathan, 1992.

[20] J. E. Young, L. A. Raphaelian et D. T. Raske, *Characterization and optimization of polyethylene resins and gas pipe*, Gas Research Institute Meeting, Argonne National Laboratory, 1986.

[21] J. Eiber, *Analysis of extruded PE pipe*, Senior project, Case Western Reserve University, Cleveland, Ohio, 1986.

ANNEXE: Exemple de rapport délivré par le logiciel TestXpert

Logiciel TestXpert : PV d'essai

Paramètres:

Client : PROJET TUBE POLYETHYLENE GAS
 Opérateur : KIASS
 Norme : ASTM D 638
 Numéro de commande :
 Charge :

Capteur de force : ZWICK
 Capteur de course : ZWICK
 Métronome : ZWICK
 Matériau : PEHD

Résultats:

Nr	Largeur a0 mm	Epaisseur a0 mm	Rm N/mm²	REH N/mm²	Module N/mm²	Ep.0.2 N/mm²	S0 mm	e-Rm %
1	2.1	0.5	10.28	-	842.74	4.82	1.05	965.30
2	2.1	0.5	18.67	-	636.55	4.83	1.05	889.71
3	2.1	0.5	18.38	-	833.07	4.70	1.05	884.76
4	2.1	0.5	15.70	-	815.83	4.62	1.05	868.55

Nr	e-Relt %	FR N/mm²	e-Rupture %	ReltFRm %	Longueur de rupture mm	e-Rupture mm	e-F max mm
1	-	19.63	968.38	-	0.00	387.74	380.11
2	-	18.32	865.38	-	0.00	353.74	258.07
3	-	17.67	888.17	-	0.00	355.26	363.56
4	-	17.86	942.22	-	0.00	380.86	356.41

Analyses statistiques :

n x 4	Largeur a0 mm	Epaisseur a0 mm	Rm N/mm²	REH N/mm²	Module N/mm²	Ep.0.2 N/mm²	S0 mm	e-Rm %	e-REH %
X	2.1	0.5	15.01	-	633.75	4.82	1.05	810.95	-
s	0.000	0.000	0.67	-	19.24	0.16	0.000	36.76	-
v	0.00	0.00	4.55	-	1.82	2.00	0.00	4.03	-
max	2.1	0.5	20.29	-	842.74	4.93	1.05	965.30	-
min	2.1	0.5	10.39	-	619.83	4.70	1.05	334.79	-
P(s) = 0.95	2.1	0.5	17.63	-	617.47	4.67	1.05	852.80	-
P(s) = 0.99	0.000	0.000	0.49	-	5.93	3.08	0.000	20.92	-
P(s) = 0.95	2.1	0.5	20.39	-	650.02	4.67	1.05	999.31	-
P(s) = 0.99	0.000	0.000	3.23	-	38.18	0.36	0.000	136.60	-

n x 4	FR N/mm²	e-Rupture %	ReltFRm %	Longueur de rupture mm	e-Rupture mm	e-F max mm
X	18.50	914.79	-	0.00	385.90	384.27
s	0.91	36.90	-	0.00	14.76	14.68
v	4.68	4.03	-	-	4.03	4.03
max	18.53	968.38	-	0.00	387.74	380.11
min	17.88	868.17	-	0.00	355.26	258.07
P(s) = 0.95	17.05	856.12	-	0.00	342.44	341.03
P(s) = 0.99	0.52	21.03	-	0.00	8.41	8.37
P(s) = 0.95	19.35	973.45	-	0.00	389.37	387.71
P(s) = 0.99	3.40	137.63	-	0.00	55.06	54.76