

Université du 8 mai 1945 – Guelma
Faculté des Sciences et de la Technologie
Département de Génie Mécanique



Mémoire de fin D'Étude

Pour l'obtention du diplôme de master

Présenté par : **BAKARIA RACHIDA**

Option : **Conception et production industrielle**

***Etude expérimentale de la propagation de
fissure d'un polymère semi-cristallin***

Sous la Direction de : **HAMLAOUI.N**

Année universitaire 2012/2013

Remerciements

Mes sincères remerciements vont à mon mari **Kahalerras Hafid** pour sa compréhension, sa tolérance et son aide précieuse.

Mes remerciements et ma gratitude s'adressent à mon encadreur : Melle **Hamlaoui Nacira** pour son aide.

Mes vifs remerciements s'adressent également aux techniciens **AIB Mohamed** et **Madi Aziz** pour l'aide qu'ils m'ont fournie.

13/2903

Dédicace :

Je dédie ce modeste travail à :

L'âme de mes parents.

Mon mari.

Sabine et les enfants : Hacène, anissa, Samia et mes deux petits : **Ilyesse** et **hadia**.

Mes frères et sœurs.

Ma belle-famille.

La rupture est un problème auquel la société a dû faire face depuis que l'homme fabrique des structures artificielles. Cette problématique est probablement encore plus importante dans notre société de technologies avancées que dans les siècles précédents. La cause de la plupart des phénomènes de rupture est généralement due soit à une erreur de conception, soit à des défauts de construction (objets, structures, etc.) ou encore à l'utilisation d'un nouveau matériau qui produit un résultat imprévu. Pour éviter la rupture, en particulier la propagation des fissures, il est indispensable de déterminer la résistance à la rupture des matériaux, de manière à déterminer la probabilité qu'une fissure provoque une rupture catastrophique. Heureusement, les progrès dans le domaine de la mécanique de la rupture ont permis de compenser une partie des dangers potentiels qui découlent de la complexité technologique croissante. Notre compréhension de la ruine des matériaux et notre capacité à prévenir de telles défaillances ont progressé considérablement ces dernières dizaines d'années. Toutefois, ces progrès sont moins marqués pour ce qui concerne les matériaux polymères.

Ces dernières années, la production des polymères a connu une croissance importante, actuellement elle est égale en volume celle de l'acier, d'autre part l'utilisation des polymères est de plus en plus diversifiée. Cette expansion relativement récente a fortement poussé au développement de l'étude de leurs propriétés mécaniques et comportement à la rupture.

Des statistiques récentes indiquent que plus de 90% des systèmes de distribution de gaz nouvellement installés dans le monde entier sont exclusivement construits en polyéthylène [1] en raison des performances qu'il présente.

Les tubes en polyéthylène connaissent des ruptures imprévues, parfois catastrophiques, dans le domaine de leur applications [2] d'où la nécessité de connaître leurs propriétés mécaniques pour le bon dimensionnement des conduites.

Ce travail s'intéresse à la ruine du polyéthylène par fissuration : il représente une étude expérimentale de la propagation de fissure d'un polymère semi-cristallin ainsi que la détermination de sa ténacité étant soumis à des sollicitations de traction. Le polymère choisi est le polyéthylène haute densité grad 100. Ce mémoire est composé de trois chapitres :

Le premier chapitre est un aperçu sur les polymères étant la résine mère du polyéthylène : une brève définition, la polymérisation, la mise en œuvre, et l'étude des polyéthylènes haute densité et les tubes en PEHD. Ce chapitre comprend également des travaux de recherches réalisés sur le comportement mécanique du PEHD.

Le second chapitre représente des notions fondamentales de la mécanique de la rupture en liaison avec le thème abordé dans ce travail.

Le troisième chapitre est un travail expérimental, il expose les procédures de réalisation des éprouvettes : éprouvettes de caractérisation et éprouvettes DENT, et les essais effectués : Essais de caractérisation et essai de rupture, ainsi que l'analyse des résultats obtenus.

Et finalement vient les conclusions acquises et la présentation des références bibliographiques.

Mots clés : Polyéthylène, traction, fissure, rupture, propriétés mécaniques et ténacité.

Chapitre I : Etude bibliographique

1-Généralités.....	1
1-1 Définition d'un polymère.....	1
1-2 Type de polymères.....	2
1-2-1 Les thermoplastiques.....	2
1-2-2 Les thermodurcissables.....	2
1-2-3 Les élastomères.....	2
1-3 Synthèse des polymères.....	3
1-3-1 La polymérisation par étapes.....	3
1-3-2 La polymérisation en chaîne.....	3
1-4 Le matériau étudié.....	4
1-4-1 Le polyéthylène.....	4
1-4-2 Le polyéthylène haute densité (PEHD).....	4
1-4-3 Propriétés et caractéristiques du PEHD.....	4
1-4-4 Caractéristiques du PEHD.....	5
1-5 Les tubes en polyéthylène.....	6
1-5-1 Extrusion des tubes.....	7
1-5-2 Domaines d'utilisation.....	8
1-6 Caractérisation et classification.....	9
1-7 Propriétés mécaniques.....	10
1-7-1 Experimental Investigation of the Effect of Residual Stresses on Rapid Crack Propagation in Polyethylene (PE100) Pipes.....	10
1-7-2 Integral solution for semi-elliptical surface crack in high density Polyethylene pipe under bending.....	13
2-3 Influence of nonylphenol-polyglycol-ether environment on the results of the full notch creep test.....	17
2-4 Effet du cyclage sur le comportement mécanique et la morphologie Du polyéthylène haute densité (PEHD80).....	21

2-5 Experimental Approach to Mechanical Property Variability through A high-density Polyéthylène Gas Pipe Wall.....	26
Chapitre II : Notions sur la mécanique de rupture	
Introduction.....	32
2- Mécanique de la rupture	33
2-1 Mode de rupture.....	33
2-2 Comportement général.....	34
2-3 Propagation.....	35
2-4 Etude d'un milieu élastique.....	36
2-4-1 L'approche globale ou énergétique.....	37
2-4-1-1 Intégrale J.....	37
2-4-1-2 Le critère du Travail Essentiel de la rupture.....	39
2-4-2 Détermination expérimentale de l'intégrale J.....	40
Chapitre III :	
3- Procédure expérimentale.....	43
3-1 Matériau étudié.....	43
3-2 Préparation de éprouvettes.....	43
3-2-1 Réalisation des éprouvettes DENT.....	44
3-4 Déroulement de essais.....	46
3-5 Caractérisation du PEHD 100.....	47
3-6 Résultats obtenus.....	47
3-7 Analyse des résultats.....	49
3-8 Détermination de J en traction.....	51
3-8-1 Essais de traction.....	51
3-8-2 Résultats obtenus.....	51
3-8-3 Analyse des résultats.....	52
3-9 Calcul de J.....	52

Table de matière

3-9-1 Calcul de J par la méthode de Begley-Lands.....	52
3-9-2 Analyse des résultats.....	53
3-9-3 Calcul de J par la méthode de L'EFW	53
3-9-4 Analyse des résultats	54
Conclusions.....	56

Nomenclature

E : Module de Young [Mpa] .

B : Epaisseur de l'éprouvette (mm).

L : Longueur du ligament (mm).

a : longueur de la fissure (mm).

d : Déplacement (mm).

F : la charge appliquée N.

J : Intégrale J [J/m^2].

W_P : Densité moyenne du travail plastique [J/m^3]

W_r : Energie de rupture par unité de surface [J/m]

W_e : Travail essentiel de la rupture [J/m^2].

B₀ : Epaisseur initiale de l'éprouvette [mm].

W_r : Travail essentiel de la rupture [J/m].

W_P : Travail dans la zone plastique.

U : Energie de déformation [J/m^2].

J_{ic} : Valeur critique de J [J/m^2].

Chapitre I :

Etude bibliographique

1- 1 Généralités :

La plupart des polymères utilisés par l'homme sont synthétiques et possèdent de larges domaines d'applications. Mais bien avant l'homme, la nature utilisait déjà les polymères. Les polymères naturels les plus connus sont le caoutchouc, la cellulose et l'amidon, le glycogène ou encore le dolichol .Ils resteront très probablement nécessaires à la fabrication de machines, d'outils ou de composants fonctionnels en général [3].

1-1 Définition d'un polymère :

Un polymère est une macromolécule appelé monomère, le plus souvent organique, constitué de l'enchaînement répété d'un même motif (figure 1-1); Les monomères reliés les un aux autres par des liaisons covalentes, dans laquelle chacun des atomes liés met en commun un électron d'une de ses couches externes afin de former un doublet d'électrons liant les deux atomes. C'est une des forces qui produit l'attraction mutuelle entre atomes .

Les liaisons covalentes constituant le squelette macromoléculaire sont le plus souvent des liaisons carbone-carbone (cas du polyéthylène, du polypropylène...), mais peuvent également résulter de la liaison d'atomes de carbone avec d'autres atomes, notamment l'oxygène (cas des polyéthers et des polyester) ou l'azote (cas des polyamides). Il existe aussi des polymères pour lesquels l'enchaînement résulte de liaisons ne comportant pas d'atomes de carbone (polysilanes, polysiloxanes, ...) [3].

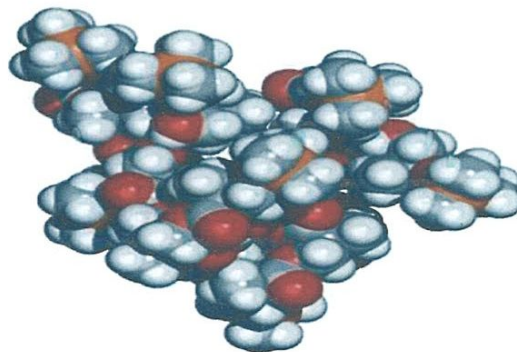


Figure 1-1: Simulation de molécule de polymère. [4]

1-2 Types de polymères :

En général, les polymères formés à partir de chaînes linéaires non réticulées et flexibles sont souples - à certaines températures- tandis que les polymères très réticulés formant un réseau tridimensionnel sont plus rigides .Les premiers donnent lieu à des polymères thermoplastiques les seconds à des polymères thermodurcissable, il y a également les élastomères (figure 1-2).

1-2-1 Thermoplastique :

C'est un polymère qui se ramollit lorsqu'on le chauffe au-dessus d'une certaine température mais redevient solide en dessous .Cette matière conserve de façon réversible sa thermoplasticité initiale exemple : PE, PVC,...

Les thermoplastiques peuvent être :

a) Amorphes :

Ce sont des polymères ayant des chaînes moléculaires organisées d'une façon aléatoire dans l'espace avec des orientations moléculaires préférentielles.

b) Cristallins :

Ces polymères ont une structure constituée de "cristallites" ordonnées reliées dans une matrice amorphe . Un taux de cristallinité caractérise l'importance de la structure cristalline dans l'ensemble de la matière [5, 2].

1-2-2 Thermodurcissable :

C'est un polymère qui commence par se ramollir sous l'action de la chaleur puis se durcit progressivement pour atteindre un état solide qu'elle conservera sous forme irréversible exemple : résine phénol /formol, bakélite...

1-2-3 Elastomère :

C'est un polymère amorphe qui n'est d'autre que le caoutchouc très souple et très déformable car son taux de réticulation est très faible et il a une grande capacité de déformation réversible.

Si les deux cas ordonné et désordonné existent dans le même matériau, il est alors de nature semi-cristallin.

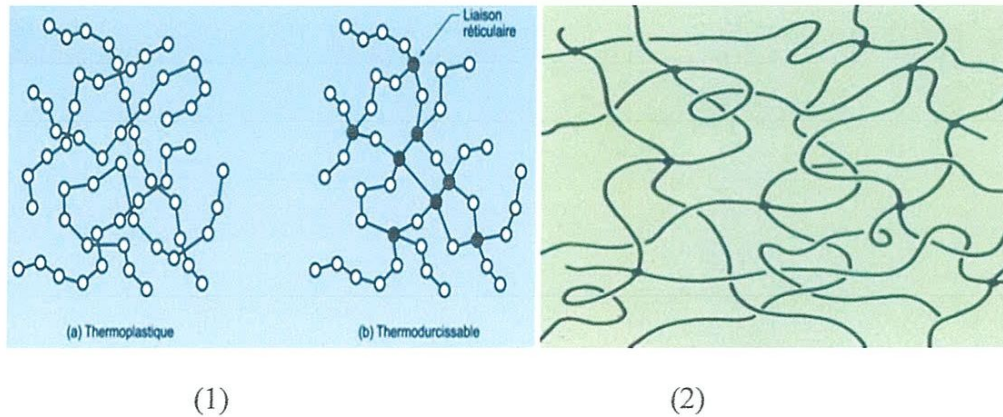


Figure 1-2: Configurations moléculaires : (1) a- Thermoplastique, b- Thermodurcissable, (2) Elastomère. [6]

1-3 Synthèse des polymères :

Deux mécanismes sont entièrement différents sont utilisés pour la synthèse des polymères : la polymérisation par étapes et la polymérisation en chaîne.

1-3-1 La polymérisation par étapes : c'est un mécanisme qui procède par étapes indépendantes: Les monomères avec deux ou plusieurs groupements fonctionnels réagissant pour former d'abord des dimères ensuite des trimères et oligomères plus longs et ensuite des polymères à chaîne longue. Le mécanisme est à distinguer. Deux types de polymérisation par étapes sont distingués :

1- **La polycondensation :** Chaque étape est une réaction de condensation qui se fait avec élimination de petites molécules telles H_2O , HCl , CH_3OH , NH_3 .

2- **La polyaddition :** Chaque étape est une réaction d'addition qui se fait sans aucune élimination de petites molécules. La polymérisation par étape est un procédé de synthèse très utilisé au plan industriel.

1-3-2 La polymérisation en chaîne : C'est un procédé qui procède plutôt par l'addition successive et rapide de molécules sur un centre actif, elle comporte trois étapes successives :

Amorçage : qui permet de créer des centres actifs de nature radicalaire.

Propagation : durant laquelle les espèces actives permettent la création de chaînes qui croissent par fixation de monomères plus rapide que la précédente.

Terminaison /transfert : Le centre actif à un mouvement peut être détruit, entraînant l'arrêt de la croissance de la chaîne.

1-4 Le matériau étudié :

1-4-1 Le polyéthylène :

Le polyéthylène est la résine thermoplastique la plus répandue dans le monde obtenu par polymérisation des monomères d'Éthylène à basse pression ($\text{CH}_2=\text{CH}_2$) en une structure complexe de formule générique : $-(\text{CH}_2-\text{CH}_2)_n-$ (Figure 1- 4).

Le polyéthylène est un polymère semi-cristallin, possède une excellente résistance aux agents chimiques et aux chocs .Suivant le procédé de polymérisation, les PE peuvent être de basse densité (PEBD), de haute densité (PEHD), linéaires (PEI) ou à haut poids moléculaire (PEUHMW).

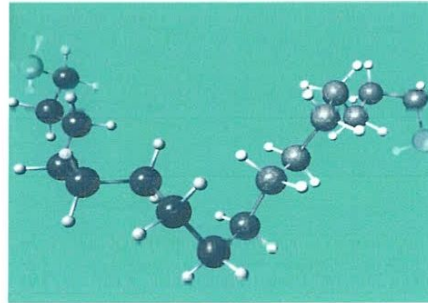
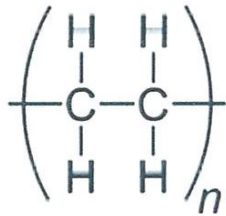


Figure 1- 4 : Molécule de polyéthylène [7].

1-4-2 Le polyéthylène haute densité (PEHD) :

Le PEHD est un polymère thermoplastique de grande diffusion, ces principales qualités sont : bonne résilience même à basse température, résistance aux produits chimiques, faible sensibilité à l'eau, imperméabilité à la vapeur d'eau, excellentes propriétés électriques.

1- 4-3 Propriétés et caractéristiques du PEHD :

Elles dépendent de ses paramètres structuraux comme la masse volumique, la cristallinité et la distribution de la masse molaire, des conditions de mise en œuvre, de la conception de la pièce et des conditions d'utilisation comme le type et la durée des contraintes ainsi que la température.

Le tableau 1-1 regroupe l'influence des paramètres structuraux sur les propriétés mécaniques du PEHD.

Propriétés		Effet de l'augmentation de :		
		Cristallinité	Lasse molaire	L'indice de fluidité
Mécaniques	Rigidité	↑	↑	↑
	Dureté	↑	↑	=
	Résistance à l'abrasion	↑	↑	=
	Résistance à Re élastique	↑	↑	=
	Allongement à la rupture	↓	=	=
	Allongement au choc	↓	↓	=
	Résistance au fluage	—	↓	—
↑ Augmentation		↓ Diminution		= pas de variation

Tableau 1-1 : Evolution des propriétés mécaniques en fonction des paramètres structuraux. [8]

1-4-4 Caractéristiques du PEHD :

Le tableau 1-2 illustre les valeurs indicatives des caractéristiques physiques, mécaniques, et thermiques du PEHD :

Propriétés	PEHD
Masse volumique (g/Cm ³)	0.95 - 0.98
Taux de cristallinité (%)	73 - 82
Module de Young à 20°C (Gpa)	0.55 - 1.00
Résistance à la traction (Mpa)	20 - 30
Module en flexion (Mpa)	800 - 1100
Ténacité à 20 °C (Mpa m ^{0.5})	2 - 5
Température de transition vitreuse Tg (°k)	300
Température de ramollissement Ts (°K)	390
Chaleur massique (J Kg ⁻¹ k ⁻¹)	2100
Conductivité thermique (W m ⁻¹ k ⁻¹)	0.52
Coefficient de dilatation thermique (MK ⁻¹)	150 - 300

Tableau 1-2 : Propriétés du PEHD. [8]

1-5 Les tubes en polyéthylène :

Les tubes en polyéthylènes doivent avoir des surfaces extérieures et intérieures propres et lisses et être exemptes de défauts, tels qu'ils soient susceptibles d'être nuisibles à leur qualité : rayures, piqûres, bulles, soufflures, et criques, Les tubes NF sont noirs et des filets de couleur permettent d'identifier leur usage, la figure 1-5 présente la désignation normalisée des tubes (NF) :

Jaune : gaz.

Bleu : eau potable

Sans filet : irrigation, eau non potable ou industrie.

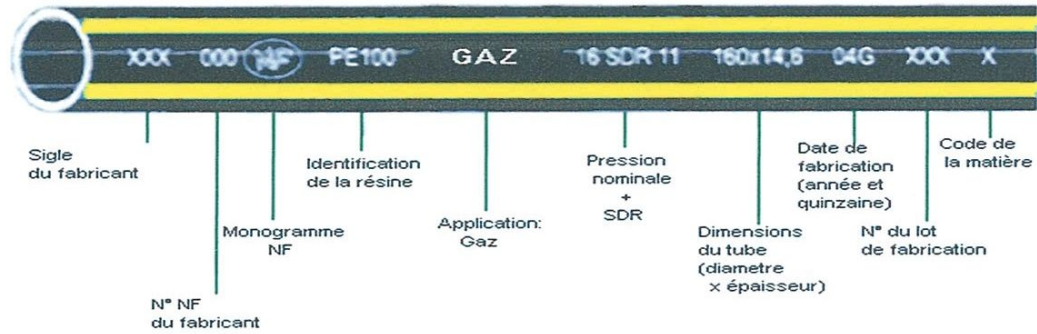


Figure 1-5 : Désignation normalisée des tubes (NF).

1-5-1 Extrusion des tubes :

L'extrusion est un procédé de mise en forme largement utilisé dans le secteur de la mécanique. Il consiste à faire passer de manière continue un polymère fondu à travers une filière pour obtenir une forme donnée et de section constante. C'est le cas des films, des plaques, des tubes, des câbles et des profilés.

Dans l'extrudeuse figure 1- 6, la matière est ajoutée dans la trémie sous forme de poudre ou de granules. La trémie alimente en continu la vis sans fin, qui assure à la fois le chauffage, le malaxage, la mise en pression et le dosage du polymère, qui est refoulé sous pression dans la tête d'extrusion. La tête contient une filière qui donne la forme de la pièce, la pièce plastique est ensuite refroidie à l'eau ou à l'air, pour prendre sa forme finale. Les dispositifs de tirage entraînent le polymère qui se refroidit, soit pour l'enrouler en bobine, soit pour permettre de le couper à la longueur voulue.

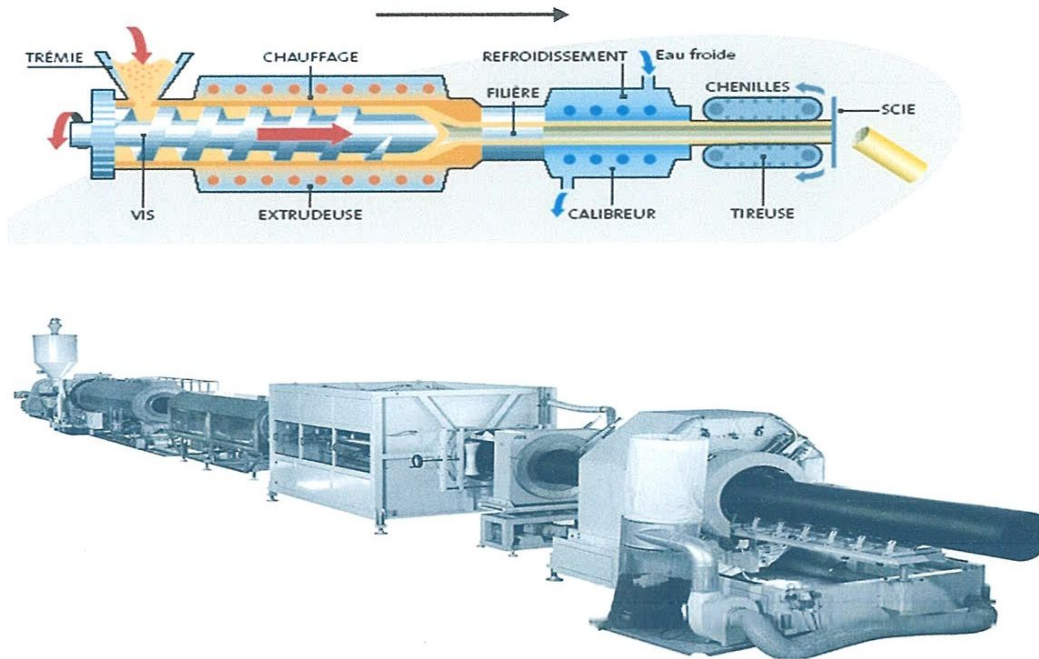


Figure 1-6: Ligne d'extrusion conventionnelle ;(a) schéma en coupe montrant différentes phases et (b) vue complète d'une extrudeuse [9].

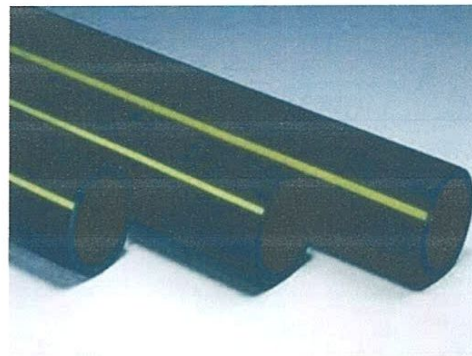


Figure 1-7 : Tube en PEHD pour distribution de gaz.

Les tubes en polyéthylène doivent avoir des surfaces extérieures et intérieures propres et lisses et privés de tout défauts tel qu'ils soient susceptible d'être nuisibles à leur qualité, rayures piqures, grains bulles et soufflures.

1-5-2 Domaines d'utilisation :

Les applications des tubes en PE sont nombreuses et intéressantes, on distingue :

-Les conduites de transport de pétrole, fuel, gaz, eau potable.

- Les conduites de transport de pates cellulosique.
- Les conduites de ventilation et de dépoussiérage.
- l'irrigation et drainage.

1-6 Caractérisation et classification :

Les tubes en polyéthylène sont caractérisés par :

- Classification de la résine : PE 40 –63 – 80 – 100.
- La pression nominale.
- Le rapport dimensionnel standard (SDR) est une valeur arrondie qui exprime le rapport entre le diamètre extérieur et l'épaisseur minimale Cette constante est désignée sous le sigle SDR qui se traduit par : Rapport Dimensionnel Standard.
- La MRS (Minimal Required Strenght) ou « contraintes minimale requise », d'où est issue la classification des résines en PE tableau 1-3. L'appellation retenue par la future norme européenne donne à la fois la MRS de la résine et la « résistance hydrostatique à long terme », en tenant compte du coefficient de sécurité fixé à 1.25, les canalisations en polyéthylène se classent selon la MRS de la résine utilisée pour leur fabrication. Des normes d'utilisation fixent le cadre conventionnel des comparaisons entre plusieurs résines PE sur une durée de 50 ans à une température d'utilisation.

Classification résine (selon ISO)	Contrainte minimale requise (MRS)	Résistance hydrostatique à long terme (à 20°C)
PE100	10.0 MPa	8.0 MPa
PE80	8.0 MPa	6.3 MPa
PE63	6.3 MPa	5.0 MPa
PE40	4.0 MPa	3.2 MPa
PE32	3.2 MPa	2.5 MPa

Tableau 1-3 : Classification de la résine. [10]

1-7- Propriétés mécaniques :

La description des caractéristiques mécaniques des PE a été largement traitée dans la littérature. Par exemple de nombreuses études se sont consacrées à la caractérisation complète de la courbe de traction uni axiale et à l'explication détaillée de ses différentes caractéristiques, certaines propriétés telles que le taux de déformation naturel restant encore à bien explorer. D'un point de vue industriel, l'intérêt repose dans l'étude de la rupture des matériaux sous diverses conditions et l'étude portera plutôt sur la description détaillée de toutes les causes de rupture et leurs origines.

1-7-1 Andréa Guevara-morales et Patrick leevers [11] ont fait une étude expérimentale sur l'effet des contraintes résiduelles sur la propagation rapide (RCP) des fissures sur les tubes en polyéthylène (PE100) en utilisant la méthode des tests S4. Ils ont modifié indépendamment les contraintes résiduelles et la cristallinité pour étudier séparément leur effet sur la RCP.

1-7-1-1 L'effet de l'histoire thermique sur la RCP :

Ils ont effectué des essais S4 à 5 bars selon la norme ISO13477 pour déterminer la température critique T_{CS4} des tubes en PE 110/11 (SDR11) à différentes histoires thermiques : (1) comme reçue, (2) chauffé 80°C pendant 7jours, et (3) tube revêtu d'une couche de propylène pris à plusieurs épaisseurs : 0.4, 0.8 et 1.5mm. Les résultats sont présentés dans le tableau 1-4.

Tube	T_{CS4} (°C)	σ_e (Mpa)	Cristallinité (%)
Comme reçue	-14	2.12	62.3
couche de 0.4mm	-15	1.47	62.4
couche de 0.8mm	-17	1.45	63.4
couche de 1.5mm	-20	1.38	64.1
Recuit (7jours à 80°C)	(<-31)	0.92	64.9

Tableau 1-4 : Température critique T_{CS4} des S4 ,contraintes résiduelles σ_e et cristallinité de l'alésage.

Le tableau 1-4 donne la valeur la plus basse des contraintes résiduelles, la valeur la plus élevée de la cristallinité dans l'alésage et la basse température critique. On remarque que pour les éprouvettes chauffées aucune propagation n'est trouvée à -31°C, il ya aussi une augmentation de la cristallinité.

1-7-1-2 Modification de la cristallinité de l'alésage d'un tube et son effet sur la RCP :

Le chauffage localisé de la surface intérieure des éprouvettes de tube est réalisé par une bande axiale servant de résistance (figure 1-8) ensuite refroidies rapidement par pulvérisation d'eau ou par convection forcée (ventilateur), ainsi les éprouvettes sont préparées pour les essais S4 à 5 bars. Les résultats sont montrés dans le tableau 1-5 où la cristallinité et les contraintes résiduelles sont également signalées.

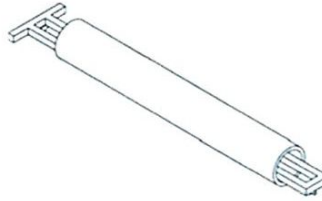


Figure 1-8 : dispositif pour modification de la cristallinité de l'alésage du tube PE110/11.

Refroidissement	Temps (min)	T_{CS4} (°C)	σ_{θ} (Mpa)	Cristallinité (%)
Ventilateur	3	-14	2.08	55.8
	5	-16	2.01	52.2
	7	-18	1.98	47.8
Eau	3	-15	2.13	48.5
	5	-17	2.06	48.8
	7	-16	2.04	44.2
Comme reçue	-	-14	2.12	62.3

Tableau 1-5: Température critique T_{CS4} , contraintes résiduelles σ_{θ} et cristallinité de l'alésage des tubes en PE 110/11 après modification.

Comme prévu, la cristallinité dans la région chauffée a diminué, cette diminution est plus importante dans les tubes refroidis à l'eau (de 62% à 44%). Certaine relaxation des contraintes résiduelles a été observée spécialement dans les tubes refroidis à l'air. Pour les tubes chauffés pendant 7 min et refroidis à l'eau, les contraintes résiduelles ont baissé de seulement 4%. On observe également une diminution de la cristallinité de l'alésage. Lorsque la RCP est soutenue en PE deux surfaces de rupture peuvent être distinguées: fragile et plane ou ductile.

1-7-1-3 Effets des contraintes résiduelles sur la RCP :

Ils ont chauffé cette fois la face extérieure du tube avec deux rangés de radiateur infrarouge placé une fois à 50 mm de l'éprouvette et une deuxième fois à 100 mm (figure 1-9) à des temps différents (3, 5, 10 min) Pour la configuration de 50 mm la température à la surface extérieure atteint 95°C après 10 min pour la configuration 100 mm la température atteint 80°C. Après chauffage les tubes sont refroidis à la température ambiante et préparés pour les essais S4, les résultats sont donnés dans le tableau 1-6.

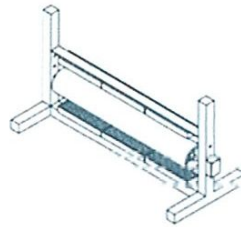


Figure 1-9: Dispositif pour chauffer la surface extérieure du tube.

Le tableau 1-6 montre que la cristallinité au niveau de l'alésage de tube est restée inchangée, mais les contraintes résiduelles ont été réduites entre 2 et 13% en fonction des conditions de traitement thermique. T_{CS4} diminue avec la diminution des contraintes résiduelles excepté pour la configuration 100mm, 3min dans laquelle T_{CS4} augmente de 1°C, une amélioration de 5°C de T_{CS4} a été trouvée pour la configuration 50mm, 10min dans laquelle les contraintes résiduelles sont réduites de 13%.

Distance (mm)	Temps (min)	T_{CS4} (55°C)	σ_0 (Mpa)	Cristallinité (%)
50	3	-14	2.03	62.3
	5	-16	1.95	62.3
	10	-19	1.85	62.3
100	3	-13	2.08	62.3
	5	-16	2.00	62.3
	10	-18	1.93	62.3
Comme reçu	-	-14	2.12	62.3

Tableau 1-6 : Température critique de S4 T_{CS4} , contraintes résiduelles σ_0 et la cristallinité de l'alésage des tubes en PE après chauffage.

Les essais S4 de la température critique effectués sur des tubes en PE de diamètre 110 mm SDR11 Avec évolution thermique modifiée montrent que T_{cs4} diminue d'une façon remarquable après recuit cette amélioration n'est pas seulement attribuée à la relaxation des contraintes résiduelles mais aussi à l'augmentation de la cristallinité.

1-7-2 Plusieurs auteurs ont étudié les problèmes de rupture de tube par des méthodes expérimentales et d'autres par simulation numérique afin d'évaluer l'intégrité mécanique, en tenant compte de la forme des éprouvettes et de la fissure.

A. Benhamina et Al [12] ont effectué la solution par l'intégrale J de la fissure semi-elliptique surfacique dans le tube en polyéthylène haute densité soumis à la flexion dans le but d'analyser l'effet de la fissure semi-elliptique sur le comportement de rupture des tubes en PE sous flexion. Ils ont utilisé un tube en PEHD de longueur $L=200$ mm et de rayon intérieur $Ri=80$ mm (figure 2 1). La méthode de calcul des éléments finis à 3D basée sur le calcul de l'intégrale J est utilisée pour analyser le comportement de ces structures.

La taille de la fissure est caractérisée par les rapports suivants : a/t et a/c où a est la profondeur de la fissure, t l'épaisseur de la paroi et c est la moitié de la longueur de la fissure (figure 1-9).

Quatre configurations de fissure sont localisées dans différentes positions de la paroi sont analysées : fissure axiale intérieure (IAC), fissure axiale extérieure (EAC), fissure intérieure circumférentielle (ICC) et fissure extérieure circumférentielle (ECC).

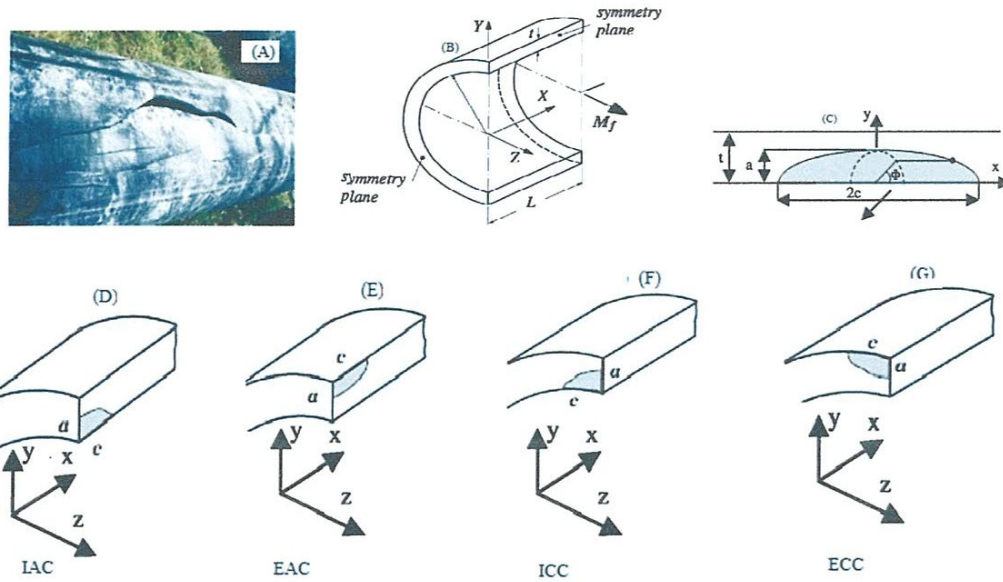


Figure 1-9 : Géométrie et configurations de la fissure.

1-7-2-1 Effet de la position de la fissure :

La figure 1-10 montre la variation de l'intégrale J en fonction du moment de flexion pour les quatre configurations de la fissure.

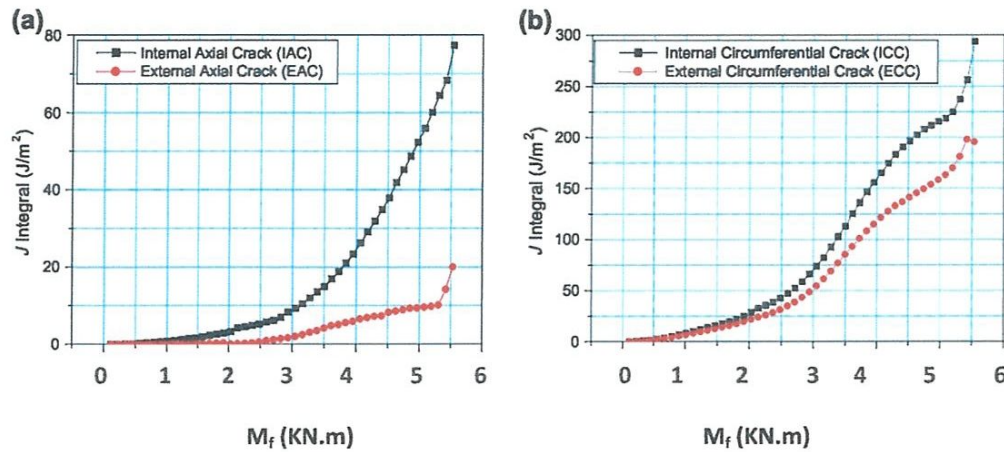


Figure 1-10 : Variation de l'intégrale J en fonction du moment de flexion (a) fissure axiale (b) fissure circonférentielle.

Une première lecture de la figure 1-10 montre que les fissures circonférentielles sont plus dangereuses que les fissures axiales, on remarque aussi que pour les quatre positions l'intégrale J varie linéairement pour les valeurs $M_f \leq 1.5$ Kn.m, au-delà de cette valeur ($M_f \geq 1.5$ Kn.m) l'intégrale J augmente légèrement avec le moment de flexion dans la position (EAC) et d'une façon

exponentielle dans le cas (IAC). Le taux de croissance de J pour les fissures circonférentielles est plus important et varie d'une façon exponentielle pour les valeurs $M_f \geq 1.5 \text{ Kn.m}$.

1-7-2-2 Effet de la forme de la fissure :

La figure 1-11 représente la variation de l'intégrale J dans les deux positions de la paroi (IAC et ICC) en fonction de la profondeur de la fissure caractérisée par le rapport (a/t) .

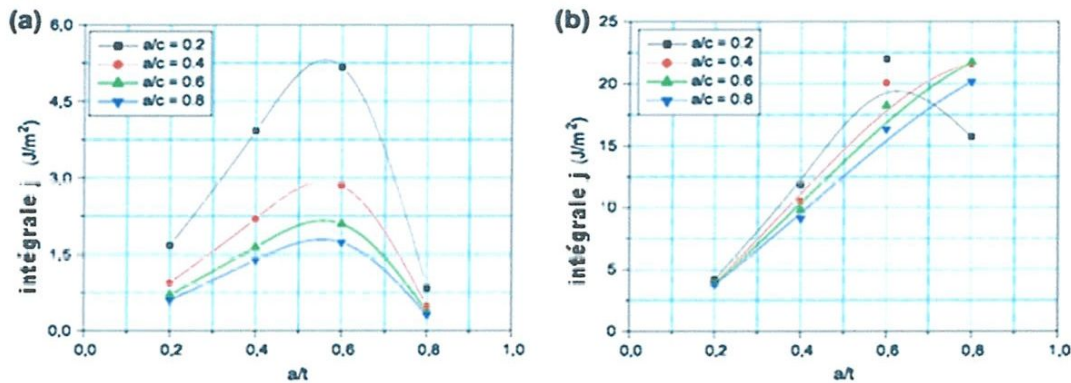


Figure 1-11 : variation de J en fonction de la profondeur de la paroi (a) fissure axiale ;(b) fissure circonférentielle.

On observe que quel que soit la valeur de a/c , l'intégrale J augmente en fonction de (a/t) jusqu'à $a/t=0.6$ qui est une valeur critique, pour les valeurs $a/t > 0.6$, J diminue dans le cas des fissures circonférentielles (figure 1-11(b)) uniquement pour la valeur la plus petite $a/c = 0.2$ et quand la configuration atteint une elliptique. J pour les contraintes circonférentielles est quatre fois plus grandes que celles axiales.

1-7-2-3 L'effet de la vitesse de déformation :

L'élévation de J en fonction du moment de flexion pour plusieurs vitesses de déformation ($d\varepsilon/dt = 0.1, 0.01$ et 0.001) à une température ambiante est illustrée sur la figure 1-12.

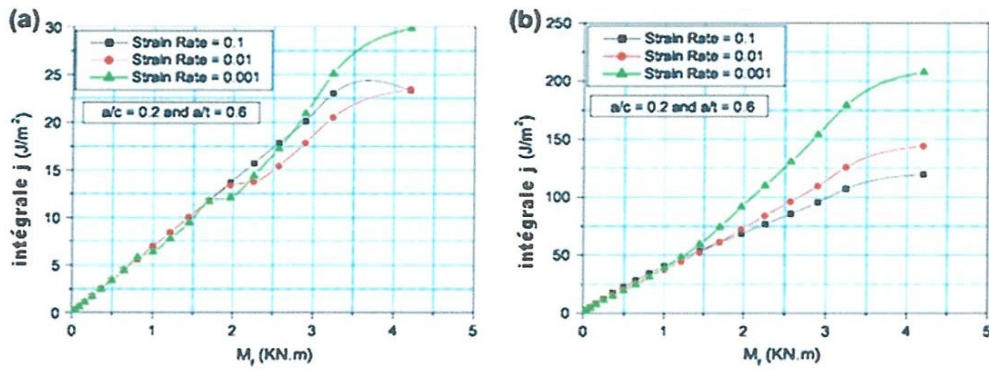


Figure 1-12 : Variation de J en fonction du moment de flexion pour plusieurs vitesses de déformation (a) fissure axiale (b) fissure circonférentielle.

On voit que pour les valeurs $M_f \leq 1.5 KN.m$, l'effet de la vitesse de déformation sur les valeurs de J est indépendant de la position et la taille de la fissure, et pour $M_f > 1.5 KN.m$ il devient faible pour les fissures axiales et plus important pour les fissures circonférentielles.

1-7-2-4 L'effet de la température :

La figure 1-13 illustre la variation de J en fonction du moment de flexion à des différentes températures.

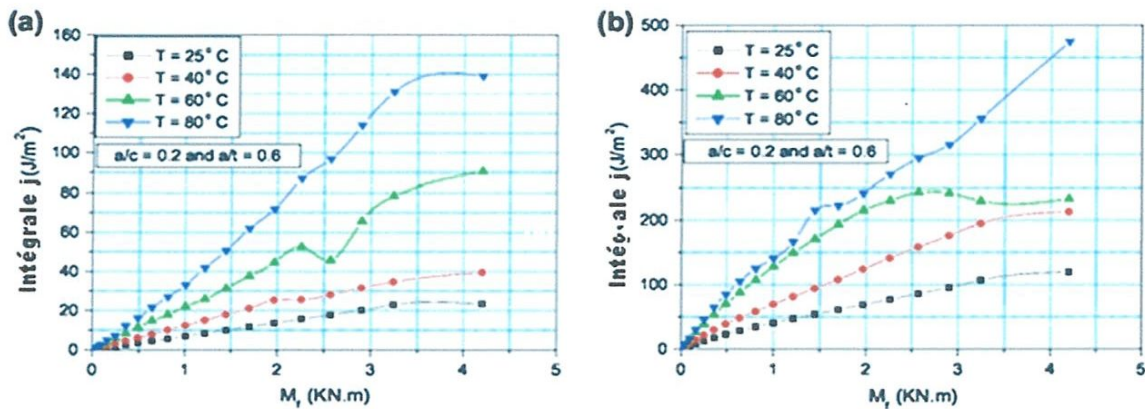


Figure 1-13 : Variation de l'intégrale J en fonction du moment de flexion à différentes températures avec une vitesse de déformation $d\epsilon/dt = 0.1$.

On remarque que la valeur de J augmente avec l'augmentation du moment cette dernière devient considérable ainsi que la taille de la fissure pour $M_f > 1.5 \text{ Kn.m}$. L'augmentation de J devient pour les fissures circonférentielles plus importante par rapport aux fissures axiales.

L'orientation de la fissure (axiale ou circonférentielle) et la localisation dans la paroi (intérieure ou extérieure) influent sur le développement de la fissure et la rupture des tubes en PE. Pour la taille critique ($\frac{a}{c} = 0.2$; $\frac{a}{t} = 0.6$) la valeur de J évolue indépendamment du développement de la fissure. Les valeurs de J pour la fissure frontale dépendent de la taille de la fissure, sa position, et la vitesse de déformation et surtout de l'élévation de la température. Les fissures intérieures sont plus dangereuses que les fissures extérieures.

1-7-3 Gerald Pinter et all [13] ont étudié l'influence du Nonylphénol-polyglycol-ether sur les résultats des tests de l'entaille entière (FNCT), ils ont utilisé des éprouvettes fabriquées à partir des plaques moulées par compression de dimensions $10 \times 10 \times 100 \text{ mm}$, le matériau utilisé est celui des tubes en PEHD de différentes résines regroupées dans le tableau 1-7 ou sont classées quelques propriétés du matériau, les éprouvettes sont entaillées avec une lame de rasoir à une profondeur de 1.6 mm sur les quatre côtés, ensuite elles sont émergées dans la solution Nonylphénol-polyglycol-ether 2% wt (Arkopal N-110) dans l'eau déionisée pour au moins 2 h avant l'application de la charge. Ces expériences étaient réalisées selon la norme ISO 16770 à 80°C . Ils ont appliqué des contraintes entre 2 et 10.5 Mpa (figure 2- 1). Les résultats sont illustrés sur la figure 1-13.

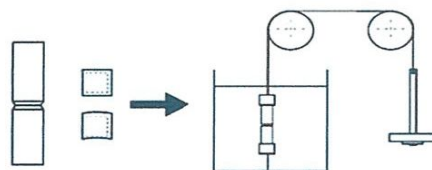


Figure 1-14 : Epreuve et illustration du test de la FNCT.

Code du matériau	couleur	ρ (g/cm ³)	M_n (Kg/mol)	M_w (Kg/mol)	SCB (1/1000C)	Co-monomère	E (N/mm ²)	σ_y N/mm ²
PE80-A	Noir	0.955	16	290	4	Hexène	1000	22
PE80-B	Noir	0.948	15	190	5.5	Hexène	700	18
PE80-C	Jaune	0.940	15	190	5.5	Héxène	700	18
PE100-D	Noir	0.960	8	365	3.8	Butène	1100	25
PE100-E	Noir	0.959	14	261	2.5	Hexène	1100	26
PE100-F	Noir	0.959	7.5	230	—	Butène	1400	26

P : densité ; M_n et M_w nombre et masse moléculaire ; SCB : nombre de courtes branches de chaînes ; E /module de Young ; σ_y limite élastique

Tableau 1-7 : Caractéristiques des propriétés des matériaux étudiés.

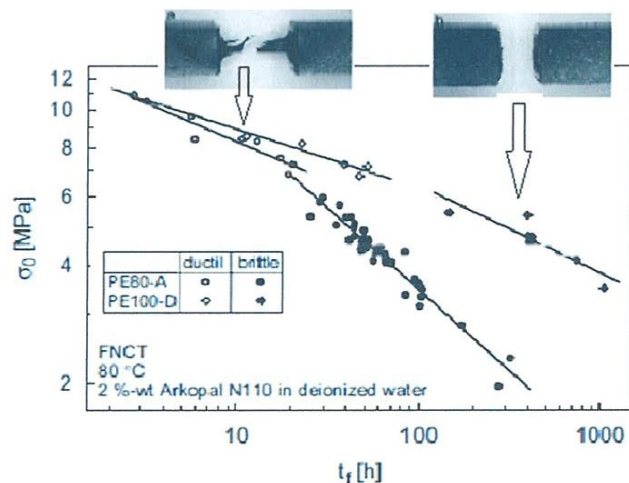


Figure 1-15 : Résultats de PE80-A comparés à ceux de PE100-D.

La figure 1-15 montre que la courbe du PE100 est supérieure à celle de PE80, de plus deux modes de défaillance sont identifiés dans la première partie à de fortes contraintes la rupture est totalement ductile avec de grandes déformations plastiques. Pour le PE100, la transition ductile/fragile commence à partir de 6Mpa et 7 Mpa pour le PE80, une formation de genou est observée sur la courbe, au-dessus de ces valeurs la rupture fragile prend place.

1-7-3-1 Influence des différentes géométries des entailles :

Plusieurs éprouvettes entaillées en V (0.25mm de rayon) avec la lame de rasoir et d'autres entaillées par usinage (fraisage) ont été testées à de différents niveaux de contraintes (figures 1-16 et 1-17) dans le régime de défaillance fragile.

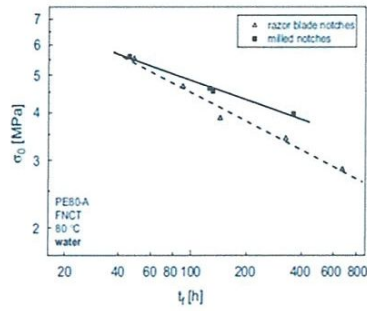


Figure 1-16 :

Influence du rayon sur Les temps de la FNCT dans l'eau

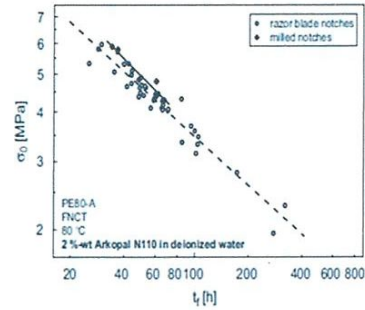


Figure 1-17 :

Influence du rayon sur les temps de la FNCT dans l'Arcopal.

D'après la figure 1-16 le milieu tensioactif a une influence négligeable sur les temps de la rupture par contre dans l'eau et pour des contraintes aux alentours de 6 Mpa ont le même temps de rupture. Dans les essais utilisant l'eau déminéralisée (figure 1-17) au niveau des contraintes élevées, les temps de défaillance sont similaires et à 4 Mpa les éprouvettes entaillées par fraisage ont des temps de défaillance 150% plus grands par rapport aux éprouvettes entaillées par lame de rasoir.

1-7-3-2 La dégradation de nonylphenol – polyglycol – ether :

Les éprouvettes introduites dans la solution tensioactive (2%wt de Arkopal N-110 dans de l'eau désionisée) à 80°C et de en temps en temps prélevées et refroidies à la température ambiante, après avoir mesuré la valeur du PH (figure 1-18).

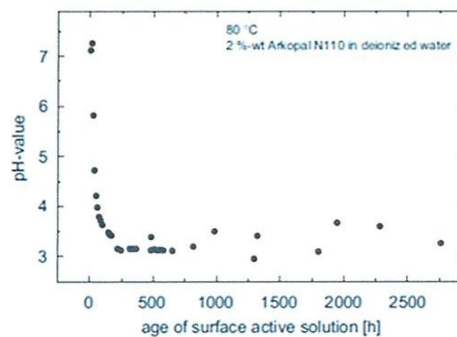


Figure 1-18: Valeurs du PH de la surface active utilisé pour le FNCT à 80°C.

D'autres essais dans l'Arkopal sont effectués sur le PE 80A plus de six mois à 80°C et 5.5Mpa, les résultats sont tracés dans la figure 1-19.

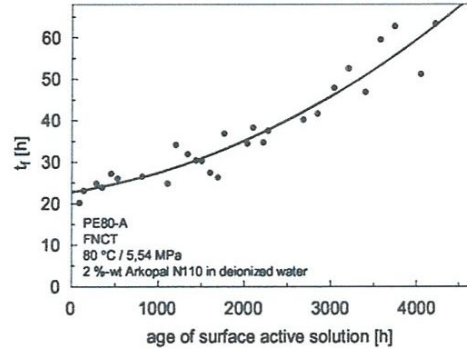


Figure 1 19 Influence de L'âge de la surface tensioactive sur les résultats de la FNCT.

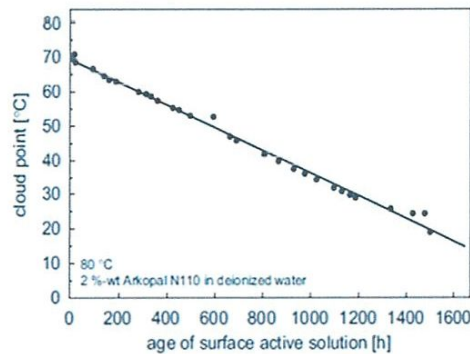


Figure 1-20: Point de trouble de l'Arkopal wt 2% N110 dans l'eau désionisée âgée à 80°C.

On voit, d'après la figure 1-20 que le temps de la défaillance augmente continuellement avec l'âge de la solution active, les solutions récentes cèdent à la défaillance après 23 h, les éprouvettes testées dans les solutions âgées de 6 mois cèdent à la défaillance après 60 h ce qui conduit à conclure que la dégradation des molécules de NPE (Nonyphynol-Polyglycol-Ether) augmente avec les temps de défaillance de FNCT.

1-7-3-3 Classement de qualité des tubes en PE en utilisant la FNCT :

Six différents matériaux de qualité sont étudiés, les résultats de défaillance dans le régime fragile sont représentés sur la figure 1-21. Les matériaux des PE100 ont des temps de défaillance de plusieurs milliers d'heures d'où beaucoup de temps pour caractériser le comportement de la fissure.

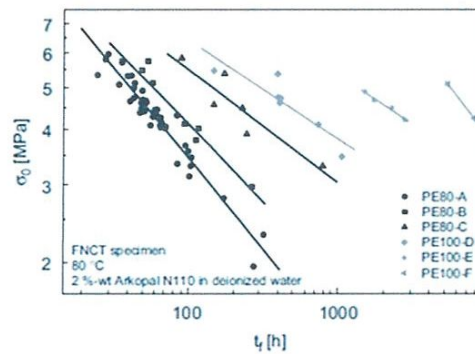


Figure 1-21 : Résultats de la FNCT de différents matériaux des tubes en PE.

La FNCT permet d'établir un classement des matériaux de tubes en PE, elle peut être également une méthode utilisable pour évaluer le comportement des PE. L'âge des solutions tensioactives influe sur les temps de la FNCT, plus la solution est vieille, plus les temps de défaillance sont élevés.

2-7-4 Dans le but de voir l'effet du cyclage sur le comportement mécanique et la morphologie sur le polyéthylène de haute densité **FATMI.L et al** [14] ont utilisé pour l'essai de fatigue des éprouvettes standards (figures 1-22 et 1-23), découpées à partir de tubes de fabrication algérienne (Sotuplast chlef), en PEHD80 de diamètres extérieur 40mm et intérieur 32mm, dans le sens parallèle à l'extrusion, sans chauffage ni aplatissement en utilisant un emporte-pièce, conformément à la norme NF T54 – 074 .

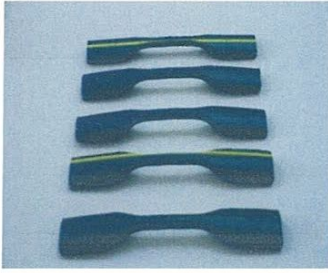


Figure 1-22: Forme des éprouvettes.

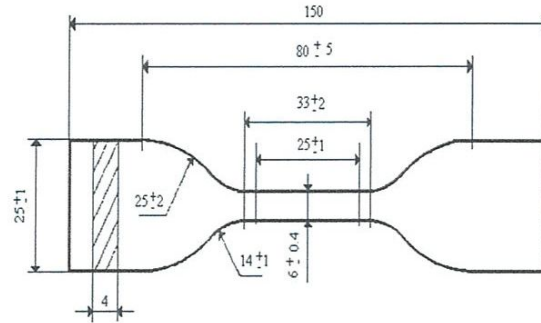


Figure 1-23 : Dimensions normalisées des Eprouvettes.

Des séries d'essais cycliques à vitesse constante de 10 mm/min en déplacement imposé pour différents nombres de cycles allant de 1 à 10000 cycles et pour deux niveaux de chargements 50% et 70% de $\Delta L_{e0,1}$, chaque essai de la série est poursuivi par une traction jusqu'à rupture du matériau. Les figures 1-24 et 1-25 montrent le comportement mécanique du PEHD 80 soumis à la traction cyclique pour deux niveaux de chargement respectivement 50% et 70% de $\Delta L_{e0,1}$. Ces courbes illustrent que le polyéthylène haute densité a un comportement élastique comme la plupart des polymères pendant le chargement cyclique. Il se traduit par une boucle hystérésis large pour le premier cycle puis, elle se rétrécit au fur et à mesure que le nombre de cycles augmente.

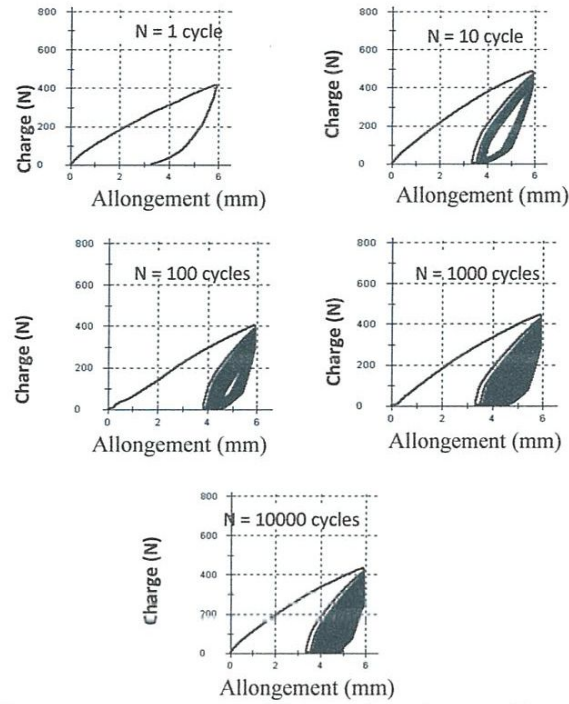
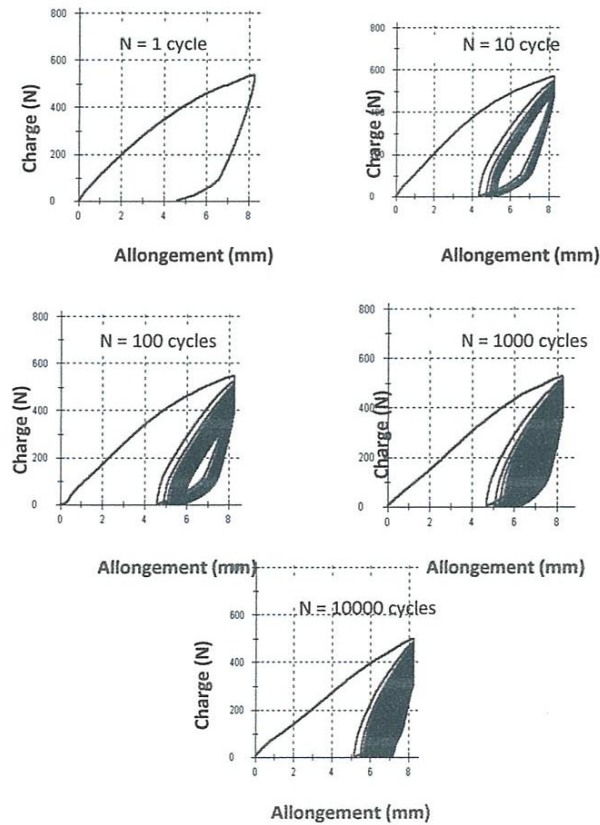


Figure 1-24 : Courbes de comportement expérimentales charge-allongement du PEHD 80 en traction cyclique et statique (Pour $V = 10 \text{ mm/min}$ et $N_{\text{chargement}} = 0,5 \Delta L_{Sc}$).



La figure 1-26 illustre l'évolution de la charge au cours du cyclage en fonction du nombre de cycles. Elle montre que le matériau étudié a subi un adoucissement cyclique dès les premiers cycles, et diminue progressivement pour les cycles suivants. Au-delà de 1000 cycles une stabilité apparente est relevée. Cette constatation est valable pour les deux niveaux de chargement.

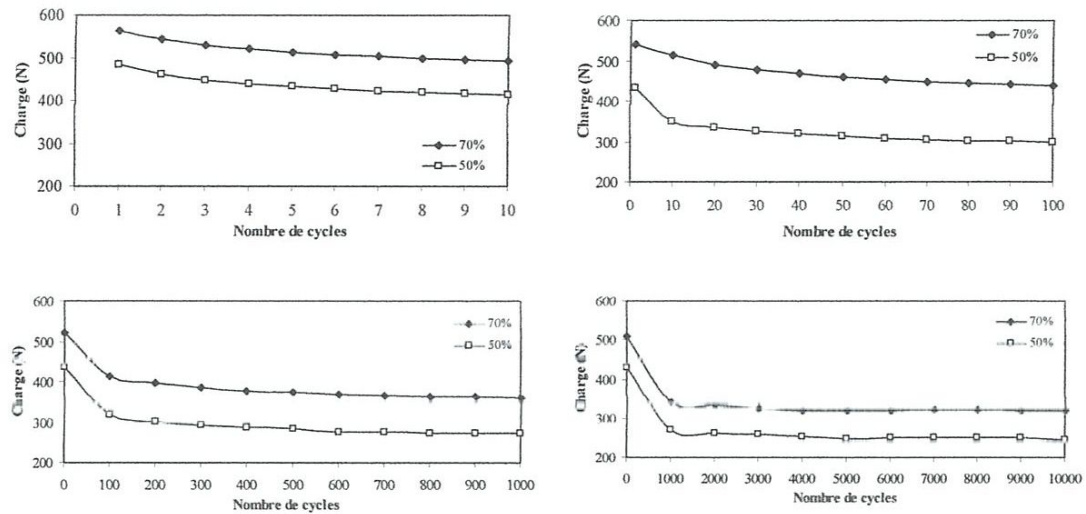


Figure 1-26 : Variation de la charge de cyclage en fonction

du nombre de cycles du PEHD 80 (Pour $N_{\text{chargement}} = 50\%$ et $70\% \Delta L_{Se}$).

Le tracé du module d'élasticité longitudinal en fonction du nombre de cycles représenté sur la figure 1-27 montre une augmentation de trois fois le module initial dès le premier cycle.

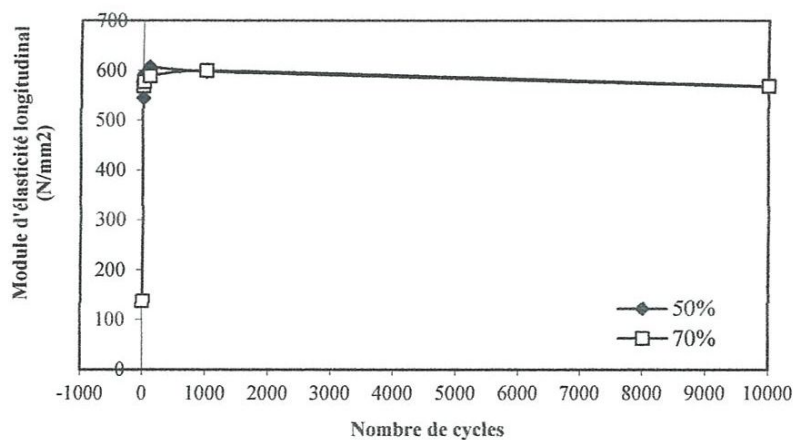
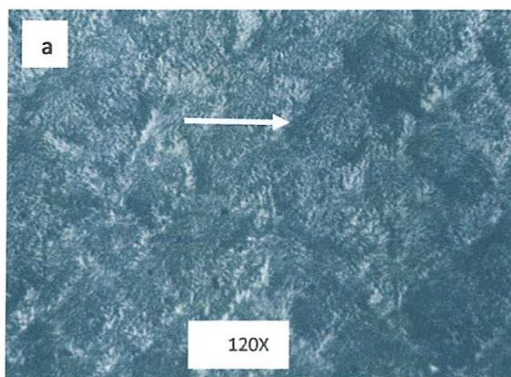


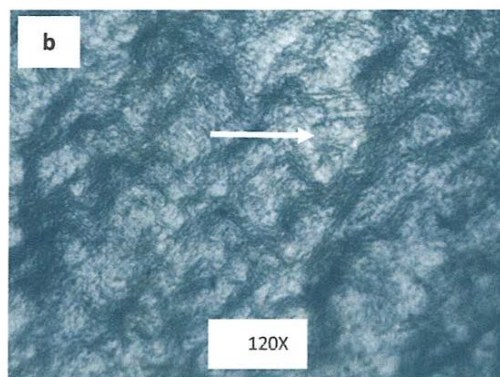
Figure 1-27 : Variation du module d'élasticité longitudinal du PEHD 80 en fonction

du nombre de cycles (Pour $N_{\text{chargement}} = 50\%$ et $70\% \Delta L_{Se}$).

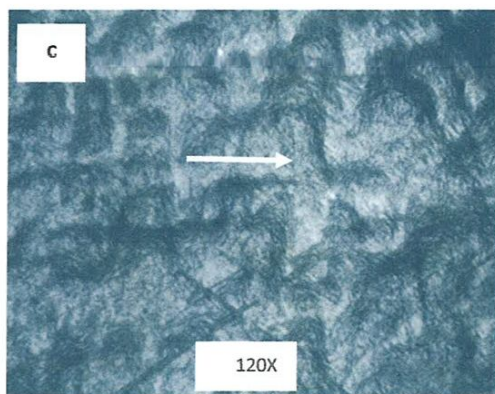
Les observations au microscope optique ont illustré, comme le montre la figure 1-28 une orientation des lamelles cristallines parallèlement à l'axe de l'étirement, dont le degré d'alignement est fonction du niveau de chargement néanmoins pour les 1000 cycles traités.



(a) saine



(b) 100 cycles (Pour $N_{\text{chargement}} = 50\% \Delta L_{Se}$).



(c) 100 cycles (Pour $N_{\text{chargement}} = 70\% \Delta L_{Se}$).

Figure 1-28 : Structure du PEHD 80 : (a) saine, (b) 100cycles (pour $N_{\text{chargement}} = 50\% \Delta L_{Se}$),
(c) 100 cycles pour ($N_{\text{chargement}} = 70\% \Delta L_{Se}$).

1-7-5 Kiass et all (15) ont étudié l'évolution des propriétés mécaniques à travers la paroi d'un tube de gaz en polyéthylène de haute densité. L'idée consiste à préparer des éprouvettes en filament comme le montre la figure 1-29 de dimension $150 \times 2.1 \times 0.05 \text{ mm}^3$ par chariotage du tube extrudé à partir d'une résine PE 80 par Europlast conformément aux conditions générales de qualité et d'essai DIN 8075. La préparation des éprouvettes a nécessité les critères suivants :

- (a) Directement extraites à partir du tube pour conserver l'histoire thermomécanique intrinsèque,
- (b) Devrait obéir à une méthodologie de préparation reproductible et (c) les perturbations structurales de la morphologie doivent être minimisées par la réduction des contraintes de contact durant l'opération automatique d'usinage. Plusieurs conditions de coupe ont été essayées en utilisant un programme d'usinage pour obtenir une section de filament la plus régulière possible à travers la paroi tube. La coupe de filament a été réalisée en continu dans la direction radiale à l'aide d'un outil droit en acier au carbone de 2mm d'épaisseur et à une faible vitesse de rotation de 45 t/min . Pour garder les efforts de coupe à un niveau bas, la profondeur de passe a été limitée à 0,5mm ; et puisque l'usinage est orthogonal, l'avance de l'outil est prise nulle. L'examen microscopique a permis de vérifier l'uniformité globale du filament et de la section rectangulaire.

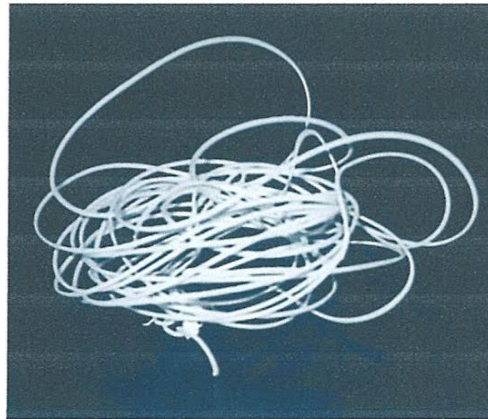


Figure 1-29 : Filament en polyéthylène haute densité usiné dans la direction radiale d'un tube de gaz de diamètre 125mm.

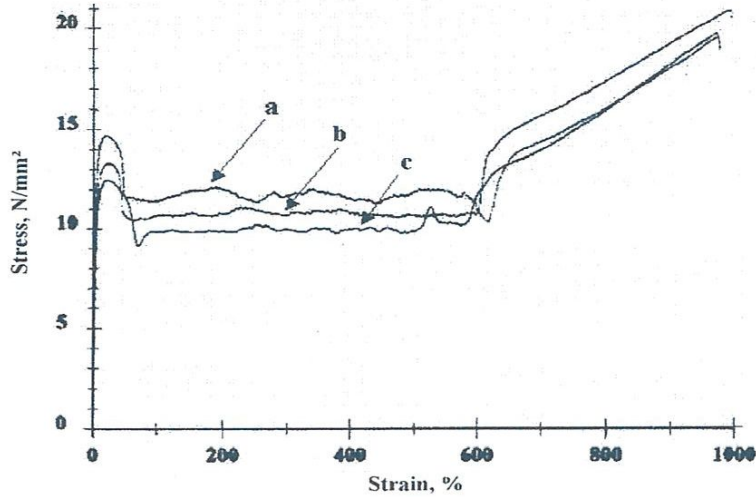


Figure 1-31 : Comparaison des courbes contrainte-déformation pour les différentes couches (a) extérieure, (b) milieu, et (c) couches intérieure d'un tube PEHD.

La Figure 1-31 montre les courbes contraintes-déformation de trois éprouvettes appartenant aux couches internes, moyenne et externe respectivement. Ces courbes présentent la même allure.

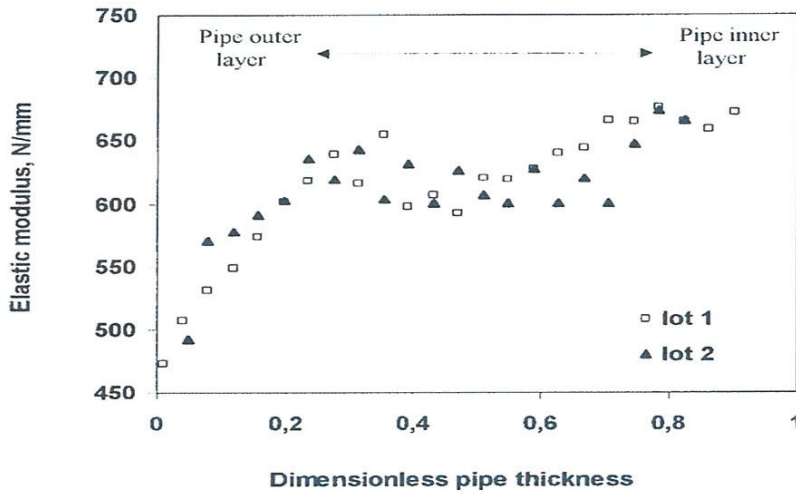


Figure 1-32 : Evolution du module d'élasticité à travers la paroi d'un tube de gaz en HDPE pour deux lots identiques.

Les Figures 1-34 et 1-35 montrent que la déformation au seuil d'écoulement et la déformation à la rupture diminuent en passant de l'extérieur du tube à son intérieur.

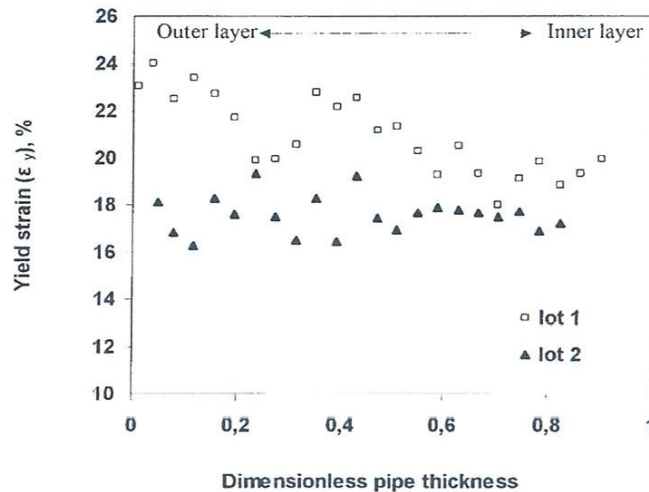


Figure 1-34 : Evolution de la déformation à l'écoulement en fonction de l'épaisseur adimensionnelle du tube.

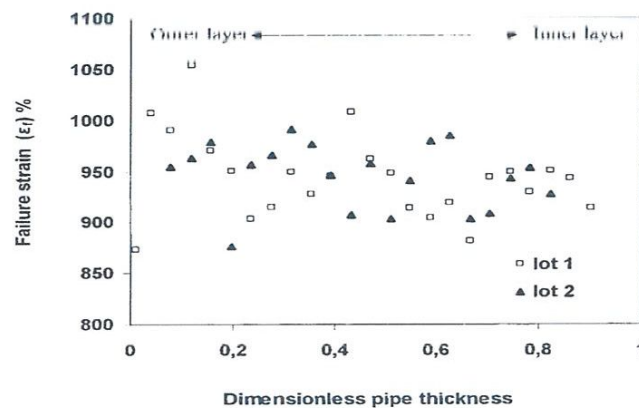


Figure 1-35 : Evolution de la déformation à la rupture en fonction de l'épaisseur du tube.

La variabilité des propriétés mécaniques dans un tube doit être intégrée comme une nouvelle évidence pour évaluer la résistance à long-terme et doit être étroitement corrélée avec les contraintes internes, qui peuvent jouer un autre rôle comme celui des contraintes résiduelles compressives contribuant au renforcement de la structure.

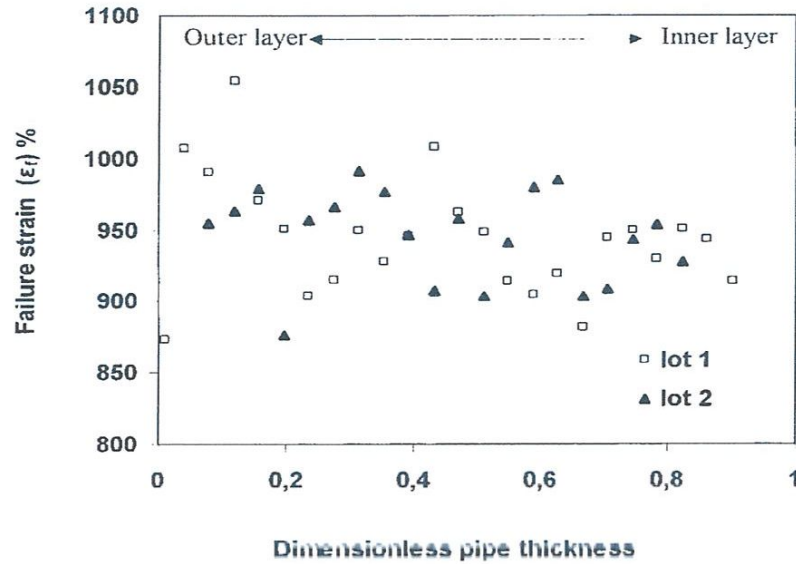


Figure 1-33 : Evolution du σ_y à travers la paroi du tube pour deux lots identiques.

Il a été constaté que les valeurs des modules d'élasticité et des contraintes aux seuils d'écoulement augmentent de l'extérieur vers des couches intérieures (figures 1-32 et 1-33). Ceci est expliqué par l'évolution de cristallinité puisque le processus de fabrication implique un refroidissement différentiel et aussi une génération de contraintes résiduelles. D'autre part, la relation entre la contrainte d'écoulement et le module d'élasticité est caractérisée par une forte corrélation linéaire croissante.

Les variations du module d'élasticité et de la contrainte d'écoulement en fonction de l'épaisseur :

$$E = 1349.80 \left(\frac{t}{t_0} \right)^3 - 2002.70 \left(\frac{t}{t_0} \right)^2 + 960.87 \left(\frac{t}{t_0} \right) + 475.75 \quad (1-1)$$

$$\sigma_y = 15.55 \left(\frac{t}{t_0} \right)^3 - 23.80 \left(\frac{t}{t_0} \right)^2 + 12.49 \left(\frac{t}{t_0} \right) + 11.53 \quad (1-2)$$

La corrélation régissant cette relation pour le PE 80 est :

$$\sigma_y = 0.0196 E + 1.5575 \quad (1-3)$$

Chapitre II :
Notions sur la mécanique de
rupture

Introduction:

La séparation en deux parties disjointes d'un corps se produit à la suite de la phase d'amorçage, qui a vu le développement de microcavités, microfissures... sous l'action de sollicitations mécaniques, thermiques, chimiques.... La propagation de la ou des fissures macroscopiques peut conduire à la séparation complète de plusieurs morceaux, ou bien au contraire les fissures peuvent s'arrêter. Le mode de rupture peut être fragile, la rupture se produisant alors souvent sans déformation plastique, ou ductile, en présence d'une déformation plastique importante. L'énergie nécessaire pour produire la rupture, caractérisée par **la résilience** (rapport de l'énergie nécessaire pour rompre une pièce sur la section droite de matière rompue), est bien plus grande dans le cas de la rupture ductile. La résilience est une caractéristique importante du matériau au niveau de la conception de systèmes mécaniques. Elle évolue avec la température, la température de transition caractérisant le passage d'un mode à l'autre. Un matériau qui présente beaucoup de plasticité développera en général des ruptures ductiles, mais pourra être sujet à la rupture fragile. Un matériau sans plasticité (céramiques, métaux à très basses températures, certaines résines) présentera toujours des ruptures fragiles.

En fonction du chargement et du matériau considérés, si le milieu est globalement plastique ou viscoplastique, l'étude est du ressort de la mécanique non linéaire de la rupture, ou encore de l'approche locale, dans laquelle il est fait une description aussi précise que possible de l'état de contrainte et de déformation en pointe de fissure à l'aide de modèles de comportement non linéaires. Si au contraire la plasticité est absente ou reste très confinée, les théories qui permettent de traiter le problème considèrent le matériau comme élastique partout: c'est la mécanique linéaire de la rupture, qui va être considérée dans ce chapitre. Les dates principales qui marquent le développement de la **mécanique de la rupture** sont 1920, lorsque Griffith montre que la rupture d'un milieu élastique-fragile peut être caractérisée par une variable globale, qui sera appelée plus tard **le taux de restitution d'énergie**, et 1956, lorsque, à partir de l'étude des singularités du champ de contrainte, Irwin introduit la notion de facteur d'intensité des contraintes. Les années 1960-1980 sont celles de l'essor puis de la maturité de la mécanique de la rupture, avec en particulier les développements numériques et le traitement des problèmes non linéaires.

2- Mécanique de la rupture :

La mécanique de la rupture a pour objet l'étude du comportement mécanique d'un matériau en présence de fissures macroscopique. Cela revient notamment à déterminer le champ des contraintes et des déformations au voisinage de la pointe de fissure. L'étude de ces champs mécaniques permettent ensuite de juger de la stabilité ou non de la fissure. Il y a aussi, comme nous allons voir par la suite, la possibilité d'aborder la mécanique de la rupture à travers une étude énergétique du solide fissuré.

2-1 Modes de rupture :

D'un point de vue macroscopique, on peut considérer deux modes principaux de rupture : la rupture plate et la rupture inclinée. La rupture plate correspond à une surface de rupture globalement perpendiculaire à la direction de la contrainte principale maximale. La rupture inclinée dans le sens transversal par rapport à la direction de propagation s'accompagne souvent de grandes déformations. L'examen du faciès de rupture permet bien souvent de détecter, après rupture, le mécanisme de rupture et le type de fissuration produit

On remarque généralement :

Une zone lisse et soyeuse correspondant à la propagation en fatigue ou, une zone à grains cristallins ou moins apparents, correspondant à la fissuration brutale.

Toute fissuration peut être ramenée à l'un des trois modes simples ou à leur superposition. Il existe donc trois modes de fissuration élémentaires (figure 2-1).

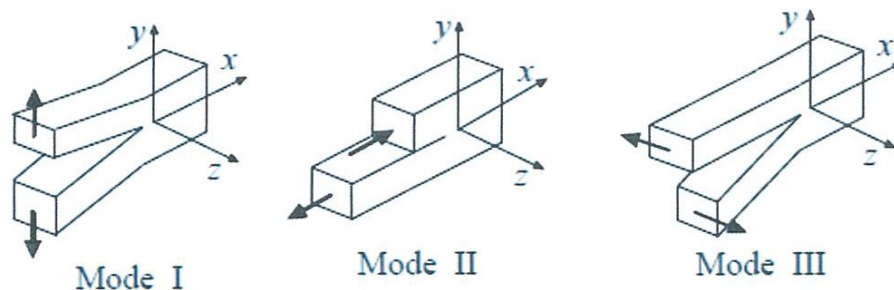


Figure 2-1 : Modes de rupture [16].

Mode I : Ouverture ou clivage.

Mode II : Cisaillement plan.

Mode III : Cisaillement anti-plan.

Le mode I est le plus dangereux pour l'extension d'une fissure.

2-2 Comportement général : transition ductile-fragile du PE

Au voisinage de la température ambiante, le PE présente deux modes de rupture : sous forte contrainte il cède d'une manière ductile pour des temps courts, alors que dans le domaine des contraintes faibles il cède de manière fragile pour des temps beaucoup plus longs. [62-64] La relation entre la contrainte et le temps de rupture est schématisée sur la figure 2-2 suivante :

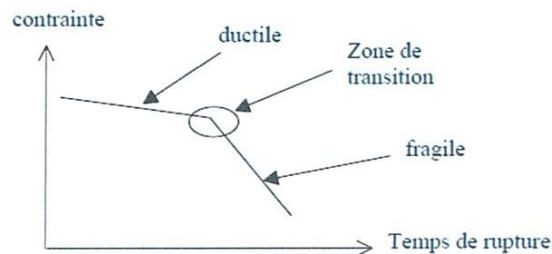
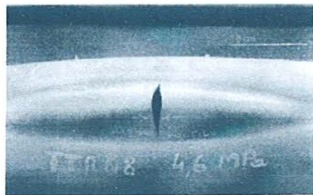


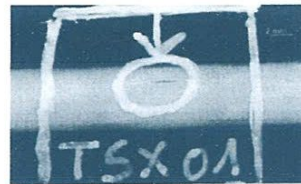
Figure 2-2 : Courbe de durée de vie du PE.

La courbe présente deux domaines : la première partie, à forte contrainte pour laquelle le temps de vie est très sensible à la contrainte, correspond au domaine ductile ; la seconde partie représente le domaine fragile pour lequel le temps de vie est beaucoup moins sensible à la contrainte.

La rupture ductile de tubes de PE se caractérise par la formation d'une « hernie » qui se fissure rapidement de façon perpendiculaire au sens d'étirage, suite à la forte déformation plastique comme indiqué sur la figure 2-3 (a), la rupture fragile se caractérise par une fissuration perpendiculaire à la contrainte circonférentielle sans déformation plastique à l'échelle macroscopique (figure 2-3(b)).



(a)



(b)

Figure 2-3 : Rupture de tubes de PE sous pression hydrostatique (a) ductile (b) fragile [17].

2-3 Propagation :

Propagation lente de fissure En régime fragile, la rupture de tubes de PE intervient par propagation lente de fissures ou « slow crack growth » (SCG). Dans le cas d'échantillons pré-entailés soumis à une contrainte constante, on mesure l'avancée de la fissure par un suivi vidéométrique de l'ouverture de l'entaille en fonction du temps. Les courbes obtenues ont l'allure de la figure (2-4).

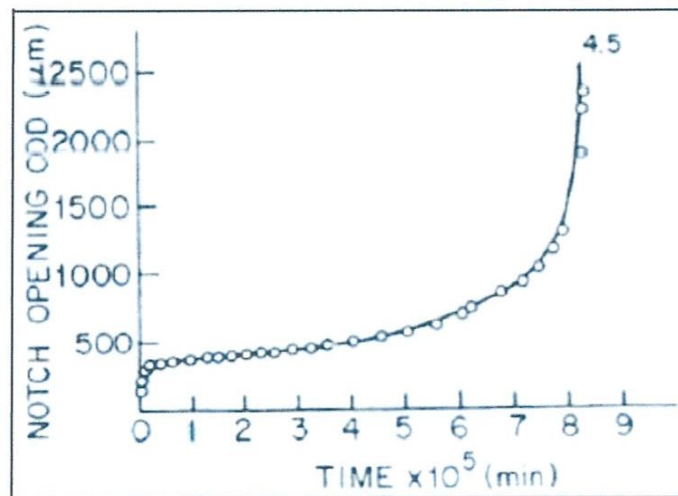


Figure 2-4: Ouverture de l'entaille en fluage [18].

On distingue clairement 3 étapes dans l'ouverture. Tout d'abord, immédiatement après application de la charge, l'ouverture augmente pour atteindre une valeur limite notée δ_0 et accompagné de la formation d'une zone d'endommagement en fond d'entaille, à l'intérieur de laquelle la structure est fibrillaire. Ensuite, du fait du renforcement par la formation des fibrilles, l'ouverture d'entaille se stabilise et croît lentement. Au cours de cette étape, l'angle d'ouverture de la craquelure reste constant au fur et à mesure que la zone d'endommagement s'accroît. La fracture est alors amorcée quand les fibrilles à la base de la craquelure cèdent. L'ouverture d'entaille accélère à mesure que la fissure avance. Enfin quand la contrainte sur le dernier ligament a atteint le seuil d'écoulement, la fracture finale a lieu rapidement de manière ductile [18].

2-4 Etude d'un milieu élastique :

La mécanique de la rupture étudie l'interaction entre la discontinuité géométrique (fissure) et le milieu continu avoisinant, ainsi que l'évolution de cette discontinuité. D'un point de vue mécanique, on peut distinguer schématiquement, dans un milieu fissuré, trois zones successives (figure 2-5).

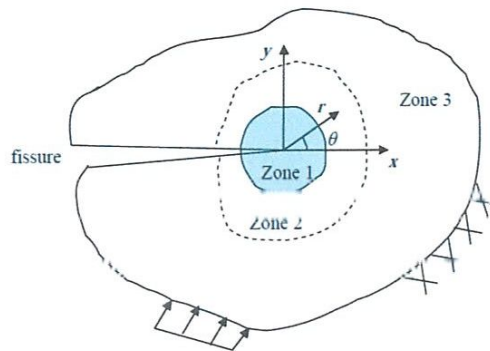


Figure 2-5: Les zones de champs de contraintes [16].

La zone d'élaboration 1: elle se trouve à la pointe de fissure et dans le sillage laissé par la fissure au cours de sa propagation. L'étude de cette zone est très complexe à cause des contraintes importantes qui ont fortement endommagé le matériau. Elle est discontinue au sens de la mécanique des solides. La théorie classique de la mécanique de la rupture réduit cette zone à un point pour les problèmes plans et à une courbe pour les problèmes tridimensionnels.

La zone singulière 2: dans laquelle les champs de déplacements, déformations et contraintes sont continus et possèdent une formulation indépendante de la géométrie lointaine de la structure. On démontre que dans cette zone, les composantes de champ de contraintes sont infinies au voisinage du front de fissure ($r \rightarrow 0$).

Plus exactement, la singularité est en $(1/r)$ en milieu élastique linéaire. Le matériau ayant une limite élastique, il existe un rayon r_p autour de la pointe de fissure qui détermine la forme de la zone plastique. En fonction de la valeur de r_p , on dira que la rupture est fragile pour r_p petit et qu'elle est ductile pour r_p grand. Cette distinction sur la base du paramètre r_p est très importante car elle conditionne la validité de la théorie utilisée:

- La Mécanique Linéaire de la Rupture pour les ruptures fragiles.
- La Mécanique Non Linéaire de la Rupture dans le cas de zone plastique non négligeable (rupture ductile).

La zone 3 extérieure comprenant les champs lointains se raccordant d'une part, à la zone singulière, et d'autre part aux conditions aux limites en charges et en déplacements. Dans cette zone, les champs de déplacements, déformations et contraintes varient peu et peuvent être approximés par des polynômes communément utilisés dans la méthode des éléments finis.

On peut distinguer deux approches qui concernent l'étude de la zone singulière :

Une **approche locale** caractérisée par une étude des champs de contraintes et de déformations au voisinage du front de fissure et une **approche globale (ou énergétique)** caractérisée par l'étude du comportement global de la structure fissurée sur le plan énergétique. Dans notre travail, c'est la deuxième approche qui nous intéresse.

2-4-1 L'approche globale ou énergétique :

La propagation de la fissure est un phénomène dissipateur d'énergie. Dans la théorie de Griffith, l'énergie consommée est la différence de l'état énergétique avant et après fissuration. Cette énergie est assimilée à une énergie de surface et Griffith a postulé que c'était une caractéristique intrinsèque du matériau [19].

Pour déterminer la ténacité du PEHD nous avons choisi dans notre étude deux approches énergétiques celle de l'intégrale de contour qui tient compte du paramètre énergétique J proposée par **Begley et Lands**, la seconde est La méthode du **travail essentiel de la rupture** (EWF) .

2-4-1-1 Intégrale J :

L'intégrale-J (intégrale curviligne) représente un moyen de calculer le taux de restitution de l'énergie de déformation ou de travail (énergie) par unité de surface de zone rompue au sein d'un matériau. Le concept théorique de l'intégrale-J a été développé, de façon indépendante, en 1967 par

Rice, elle est définie par la relation (2-1) avec les notions de la figure (3-6).

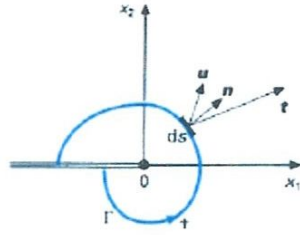


Figure 2-6: Contour d'intégration.

$$J = \oint W dx_2 - \vec{t} \frac{d\vec{u}}{dx_1} ds \quad (2-1)$$

Avec :

Γ : est un chemin dans le plan autour de l'extrémité de la fissure.

(x_1, x_2) sont les deux directions.

$$\vec{t} \equiv \sigma_{ij} n_j \quad (2-2)$$

\vec{u} : Est le vecteur déplacement en un point du contour.

ds : Est un élément d'arc Γ

\vec{n} est la normale à la courbe Γ ,

σ est le tenseur de contrainte .

$W(x_1, x_2)$ est la densité d'énergie de déformation, défini par :

$$W(\varepsilon) = \int_0^\varepsilon \sigma_{ij} d\varepsilon_{ij} \quad (2-3)$$

Où : ε_{ij} est le tenseur de déformations définie en chaque point du plan.

L'intégrale J est indépendante du contour Γ choisi.

Des méthodes expérimentales ont été élaborées pour permettre la mesure des propriétés de rupture critiques à partir d'échantillons à l'échelle du laboratoire pour des matériaux dans lesquels la dimension des prélèvements est insuffisante pour garantir la validité des hypothèses

W_p : Travail dans la zone plastique.

En mesurant le travail total de la rupture pour l'éprouvette à différentes longueurs de ligaments et le normaliser avec la section transversale du ligament ($L_0.T_0$), le travail spécifique de la rupture w_r peut être exprimé par :

$$w_r = w_e + \beta_p w_p l_0 \quad (2-7)$$

Où :

w_r [J/m]: Energie de rupture par unité de surface de ligament.

w_e [J/m²]: travail essentiel de rupture spécifique.

w_p [J/m³]: Densité moyenne du travail plastique.

2-4-2 Détermination expérimentale de l'intégrale J :

La mesure de J se fait par la méthode de la complaisance proposée par Begley et Lands, cette méthode nécessite la mesure de courbe charges –déplacements correspondantes à des éprouvettes identiques fissurées à des longueurs de défaut croissante. La mesure de J est basée sur le fait que, sous un déplacement imposé d, J est égale à la variation de l'énergie de déformation élastique par unité d'épaisseur B.

$$J = - \frac{1}{B} \frac{dU}{da} \quad (2-8)$$

La méthode de la complaisance se résume en (figure 3-8):

1-Obtention des courbes F-d pour plusieurs éprouvettes identiques ayant des longueurs de fissures différentes (a_1, a_2, a_3, \dots)

2-Calcul de l'énergie de déformation U pour chaque longueur de fissure a_i et plusieurs déplacement d_i , ainsi on obtient un diagramme donnant U en fonction de a pour chaque valeur de d.

L'énergie U est normalisée par division par l'épaisseur de l'éprouvette B d'après la relation (2-8). L'intégrale J n'est autre que la pente de chacune des courbes obtenues, ainsi les pentes de ces courbes permettent de tracer l'évolution de J en fonction de l'incrément d. Aux points de charges maximales correspondent Les déplacements critiques d_c , et par conséquent les valeurs critiques de J, donnant ainsi un ensemble de valeurs expérimentales de J_{Ic} caractéristique de matériau.

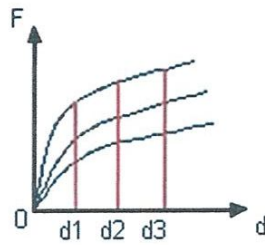


Figure 2-7 (a) :

Famille de courbes F-d pour des fissures de différentes longueurs: a_1, a_2, a_3 .

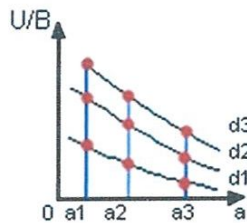


Figure 2-7 (b) :

Energie de déformation spécifique en fonction de a à d constant.

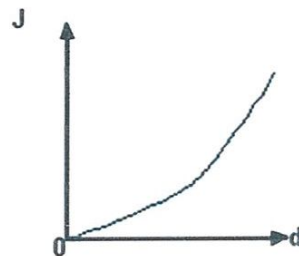


Figure 2-7 (c) :

Variation de J en fonction du déplacement imposé d, pour des fissures de différentes longueurs :

a_1, a_2, \dots

Figure 2-7 : Principes de la détermination expérimentale de J par la méthode de la complaisance.

Notions sur la mécanique de rupture

Les courbes de la figure 2-7 (b) sont sensiblement des droites. On peut souvent se contenter d'un lissage linéaire, de sorte que la variation de J en fonction de d représentée par une courbe unique et la valeur critique J_{Ic} ne dépend pas de a [20].

Chapitre III :
Etude expérimentale
Et
Conclusions

3 -Procédure expérimentale :

3-1 Matériau étudié :

Le matériau étudié est un tube en PEHD100 ayant un SDR 11 de diamètre extérieur 200 mm et 11.4 mm d'épaisseur destiné à la distribution de gaz naturel conçu pour des réseaux de 4 bars de service et peut supporter des pressions d'essais hydrauliques de 6 à 10 bars effectives.

3-2 Préparation des éprouvettes :

Cette étude a nécessité la préparation de deux types d'éprouvettes. Les éprouvettes de caractérisation selon la norme ISO 6259-3 type 2 découpées dans le sens longitudinal et radial du tube à l'aide d'un emporte-pièce figure 3-1 et 3-2. Les éprouvettes utilisées pour la propagation de fissure sont les éprouvettes DENT (traction à double entaille latérale) figure 3.3.

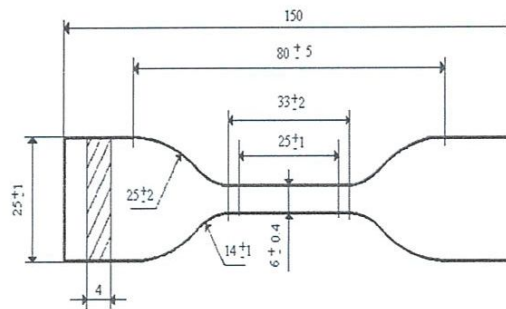
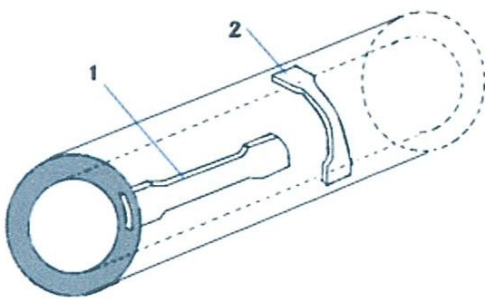


Figure 3-1: Direction de découpage des éprouvettes **Figure 3-2:** Dimensions des rouvettes de caractérisation

1. Eprouvettes découpées dans la direction longitudinale
2. Eprouvettes découpées dans la direction transversale.

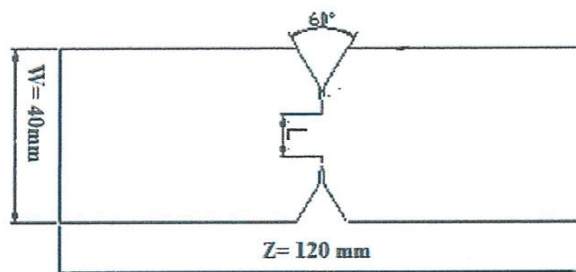


Figure 3-3: Eprouvette DENT.

3-3 Réalisation des éprouvettes DENT:

La réalisation de ces éprouvettes s'est faite comme suit :

En premier lieu le tube est tronçonné en longueurs de 150 mm avec une scie métallique figure 3-4.

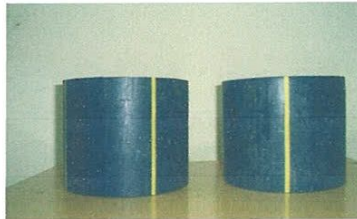


Figure 3-4: Tronçons pour préparation des éprouvettes.

Ensuite vient l'opération d'usinage qui consiste à charioter les tronçons sur un tour universel (TOS-SN 40) jusqu'à l'obtention d'une couche intérieure de 2 mm. Pour la fixation du tronçon dans les morts de la machine, un mandrin en acier est préalablement préparé ce dernier se loge forcé dans le tube pour réduire les vibrations et éviter toute déformation et endommagement de l'ébauche. Les premières passes de chariotage sont faites à une vitesse de coupe de 250 tr/min et une avance de 0.20 mm/min, et la passe de finition est faite à 355 tr/min figure 3-5 avec une profondeur de passe de 0.5 mm.



Tour universel ATOS SN 40

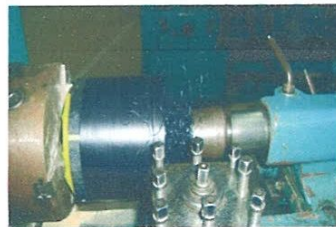


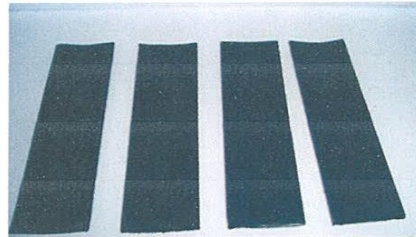
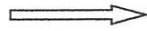
Figure 3-5: Opération de chariotage.

Les tronçons chariotés sont découpés en bandes rectangulaires de 40 mm de largeur, l'opération se fait avec une fraise scie montée sur une fraiseuse universelle type ALMO FV 1.5 dotée d'un plateau diviseur différentiel figure 3-6 a). Ensuite on coupe les bandes à une longueur de 120 mm figure 3-6 b) et on fait des passes de finition avec une fraise à surfacer pour optimiser l'état de surface et obtenir des mesures correctes. Par la suite des entailles en

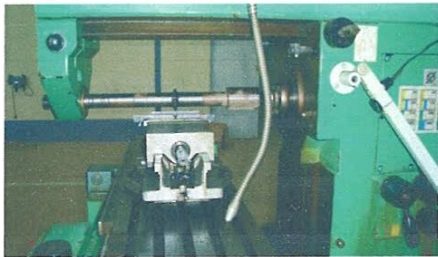
V sont réalisées sur toutes les éprouvettes, biensûr après un traçage qui demande une grande précision. Les entailles sont faites avec une fraise biconique (60°) montée sur une fraiseuse universelle. Les éprouvettes sont fixées sur un dispositif de serrage spécialement conçu figure 3-6.



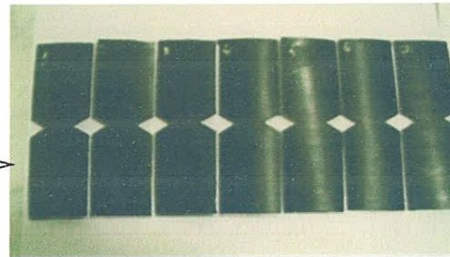
Opération de division de bande



b) Bandes obtenues



c) Exécution des entailles



d) Bandes entaillées.

Figure 3 -6 Opérations de préparation des éprouvetteS DENT.

Finalement, les éprouvettes entaillées sont triées d'après leurs épaisseurs réelles (mesurées), chaque entaille est poursuivie par une fissure faite avec une lame de couteur à une longueur correspondant à la longueur voulue du ligament à étudier. Ensuite avec un microscope optique, on remesure les ligaments à une échelle microscopique figure 3-7.

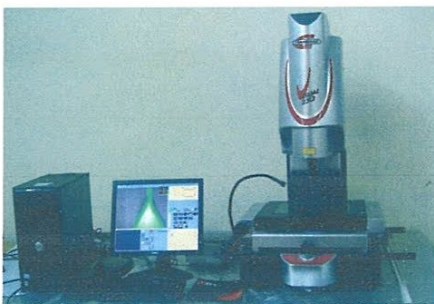


Figure 3-7 : Mesure et lecture des longueurs des ligaments sur un microscope optique.

Le tableau (3-1) donne les dimensions des éprouvettes obtenues :

Eprouvette	Longueur (mm)	Largeur moyenne (mm)	Epaisseur (mm)	Longueur du ligament (mm)
1	120.0	40.12	1.95	10.65
2	119.35	40.16	1.93	11.3
3	119.73	40.48	1.92	11.9
4	120.04	40.00	1.84	12.2

Tableau 3-1 : Dimensions des éprouvettes DENT.

3-4 Déroulement des essais :

Les essais de traction sont réalisés au Laboratoire Mécanique des Matériaux et Maintenance Industrielle (LR3MI) Annaba, sur une machine d'essais universelle de type ZWICK Roelle Z005, d'une capacité de 2.5 KN dotée d'un extensomètre, pilotée par un ordinateur, et le traitement des résultats est effectué à l'aide d'un logiciel testxpert figure 3-8.



Figure 3-8 : Dispositif expérimentale de traction.

On a effectué des essais de traction sur trois séries d'éprouvettes :

-1^{er} essais de caractérisation des éprouvettes dans les deux sens : radial et longitudinal.

-2^{ème} essais de rupture pour la mesure de la ténacité.

3-5 Caractérisation du PEHD100 :

Deux séries de quatre éprouvettes : une série d'éprouvettes du sens radial et l'autre série d'éprouvettes du sens longitudinal étaient l'objet d'essais en traction jusqu'à rupture du matériau à température ambiante. Les éprouvettes sont conditionnées selon la norme NFT 51-014 , la vitesse d'essais est égale à 10 mm/mmin conformément à la norme NFT 51-074.

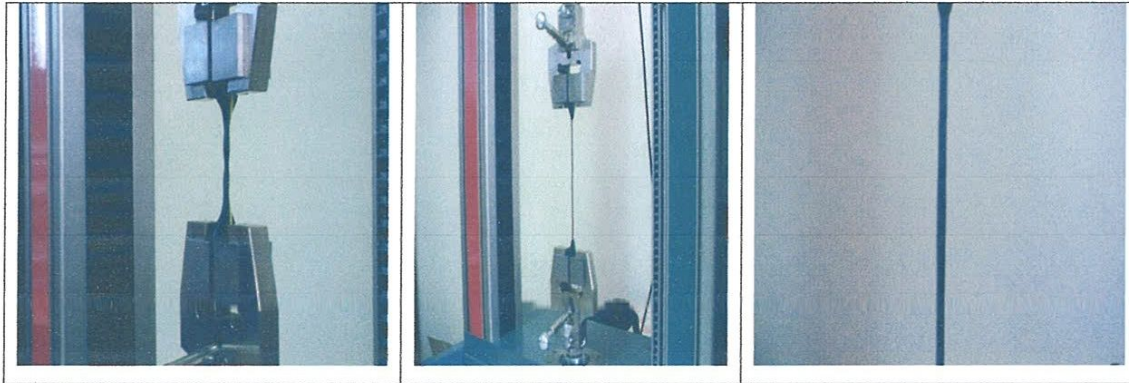


Figure 3-8 : Déroulement de l'essai de traction.

3-6 Résultats obtenus :

Les courbes de comportement contrainte-déformation obtenues après essais pour les deux séries d'éprouvettes sont illustrées sur la figure 3-9, les tableaux 3-2 et 3-3 regroupent les valeurs expérimentales moyennes des caractéristiques mécaniques calculées d'après les courbes de comportement contrainte-déformation.

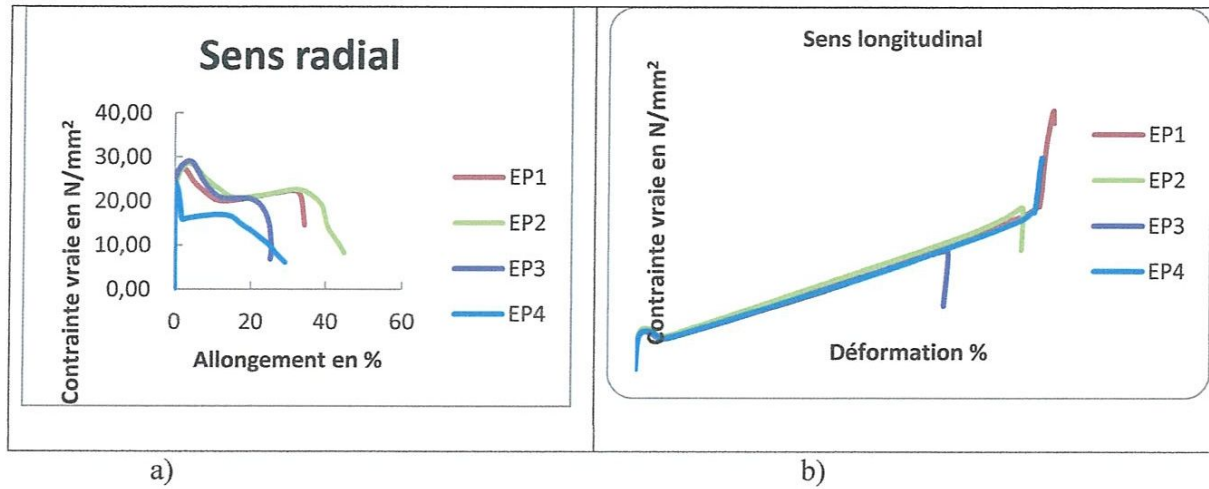


Figure 3-9 : Courbes de comportement mécanique expérimental en traction du PEHD100,

a) Sens radial, b) sens longitudinal, V=100 mm/min.

Caractéristiques mécaniques sens radial V100				
EP	E (GPa)	σ_e élastique (MPa)	ϵ_e %	ϵ_{Rup} %
1	0.535	27.43	6.82	35.3
2	0.590	28.528	8.22	47.264
3	0.716	29	7.734	26.997
4	0.417	24	5.338	31.9
Moyenne	0.518	27.23	7.028	35.365

Tableau 3-2 : Valeurs expérimentales des propriétés mécanique du PEHD 100 obtenues pour les éprouvettes radiales.

Caractéristiques mécaniques sens longitudinal V100					
EP	E (GPa)	σ_e élastique (MPa)	σ_r de Rupture (MPa)	ϵ_e %	ϵ_{Rup} %
2	1.07	28.86	193.602	12.86	611
3	1	31.19	121.519	14.0	564.364
6	0.953	28.594	89.253	139.92	454.17
7	0.909	29.07	158.584	14.77	593.606
Moyenne	0.983	29.42	140.739	45.3875	555.785

Tableau 3-3 : Valeurs expérimentales des propriétés mécanique du PEHD 100 obtenues pour les éprouvettes longitudinales.

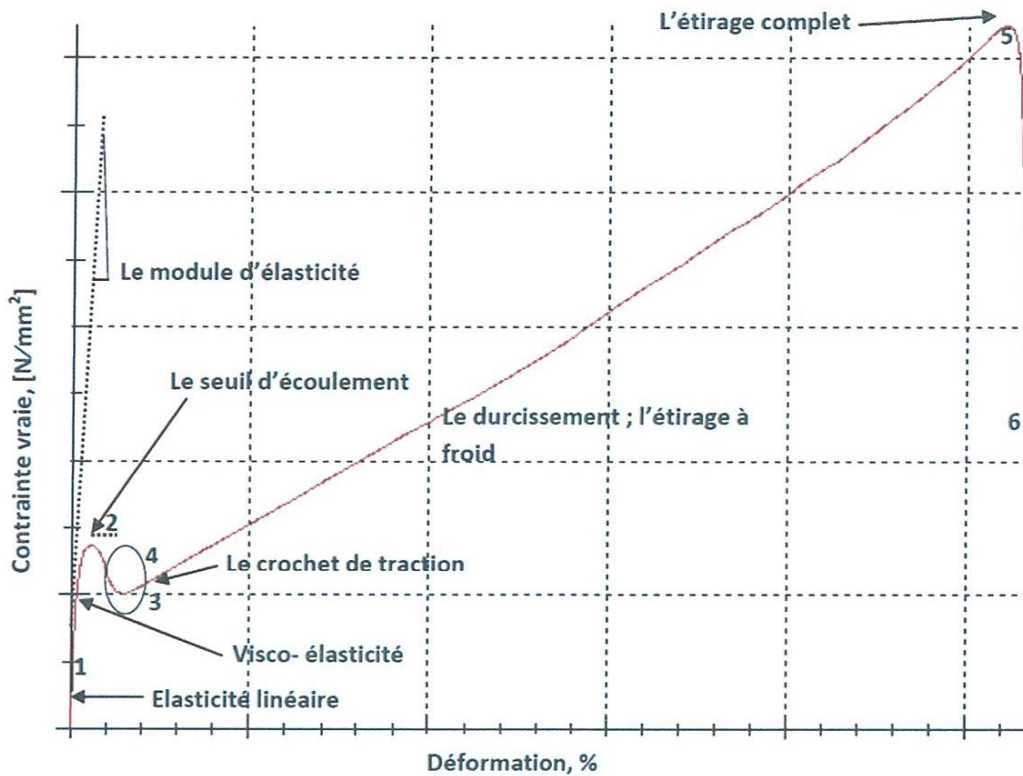


Figure 3-10 : Comportement général des échantillons en HDPE 100.

3-7 Analyse des résultats :

Le comportement mécanique du PEHD 100 sous une sollicitation de traction est présenté par la courbe contrainte-déformation à vitesse constante (figure 3-10), cette courbe est typique à celle des polymères semi-cristallins [21].

a) Etat 1 : La contrainte croît linéairement en fonction de la déformation jusqu'à un maximum correspond au seuil d'écoulement.

Ce stade de déformation élastique réversible est l'origine de frottement due au glissement des bandes de cisaillement et aux forces de rappels qui s'opposent à la déformation élastique et qui tendent à restaurer le matériau à son état initial. Cette déformation élastique est due à la phase amorphe, du fait que le module d'élasticité de cette phase est faible par rapport à la phase

cristalline, juste avant la zone 2, on remarque un certain non linéarité à cause de propriété viscoélastique du polyéthylène haute densité. [22]

cristalline, juste avant la zone 2, on remarque un certain non linéarité à cause de propriété viscoélastique du polyéthylène haute densité. [22]

b) Etat 2, 3, 4 et 5 représentent la zone de déformation plastique : au début, la contrainte continue d'augmenter jusqu'à une valeur maximale appelée contrainte au seuil d'écoulement ou seuil de plasticité (c'est la contrainte maximale que l'éprouvette est capable de supporter), à partir de cette valeur, la déformation plastique permanente apparaît, ce seuil de plasticité est difficile à définir car pour les polymères, il subsiste d'une déformation retardée et rémanente, dès la fin de l'essai de traction lorsque la contrainte est relâchée, la déformation retardée issue de l'effet viscoélastique du matériau, disparaît avec le temps. De l'état 2 à l'état 3 une chute de courbe de haut seuil d'écoulement jusqu'à un seuil bas d'écoulement (crochet de traction).

c) Au-delà de l'état 3, on détecte une étape de stabilisation de la striction.

85 d) De l'état 4 à l'état 5, on détecte une propagation de la striction le long de l'éprouvette, au de la de l'état 4 la déformation redevient homogène grâce au durcissement structural (écrouissage) expliqué par le phénomène de la cristallisation.

e) L'état 5, étirage complet d'échantillons et le matériau est plus rigide, on assiste à une augmentation maximale de la contrainte et de la déformation (ζ_{max} , ϵ_{max}). Lorsque l'étirage est achevé, la courbe contrainte déformation décroît jusqu'à rupture état 6.

Egalement d'après les valeurs mentionnées dans les tableaux 3-2 et 3-3, on constate que le module de Young et la contrainte élastique dans le sens longitudinal sont élevées par rapport à celles du sens radial, il en résulte alors que le tube en PEHD représente une rigidité meilleure dans le sens longitudinal.

3-8 Détermination de J en traction :

3-8-1 Essais de traction :

L'essai est réalisé sur une série d'éprouvettes DENT selon la norme ISO 13586, à vitesse d'essais de 10 mm/min. La figure 3-11 montre le déroulement de l'essai jusqu'à rupture.

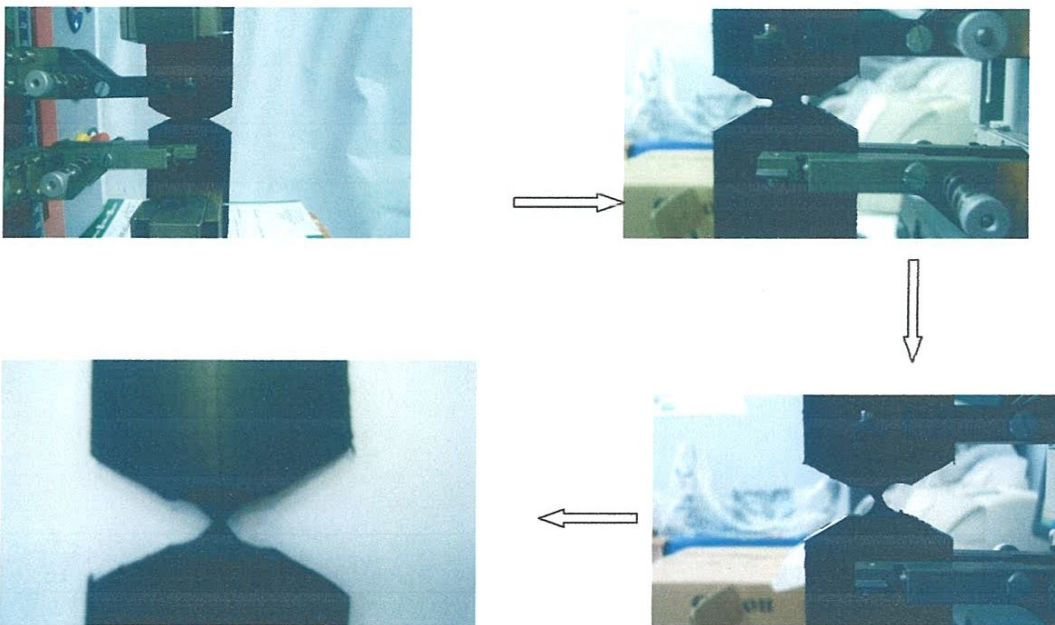


Figure 3-11 : Déroulement de l'essai.

3-8-2 Résultats obtenus :

Les courbes Charge-Allongement obtenues sont illustrées sur la figure 3-12.

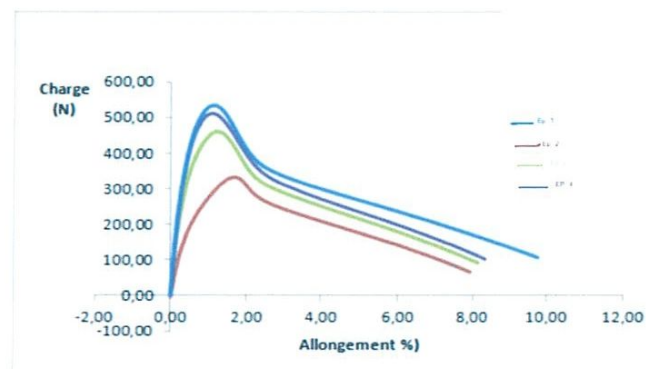


Figure 3-12 : Courbes d'essais de rupture Charge-Déplacement en traction des éprouvettes DENT.

3-8-3 Analyse des résultats obtenus :

La forme de ces courbes confirme une rupture ductile du PEHD 100. Dans ce mode de rupture la courbe force-déplacement montre une charge qui décroît au-delà d'une force maximale. Cette dernière diminue quand la profondeur de la fissure augmente. L'allure des courbes ne change pas quand la longueur du ligament diminue. Cela signifie que le mode de rupture des éprouvettes est indépendant de la longueur du ligament.

3-9 Calcul de J :

Pour le calcul de l'intégrale J on a fait appel à deux méthodes : la méthode de BEGLAY et Lands Et la méthode du Travail Essentiel de la rupture précédemment expliquées dans le chapitre 2.

3-9-1 Calcul de J par la méthode de Begley et Lands :

On construit les courbes énergies par unité d'épaisseur en fonction de la longueur de fissure a pour chaque déplacement.

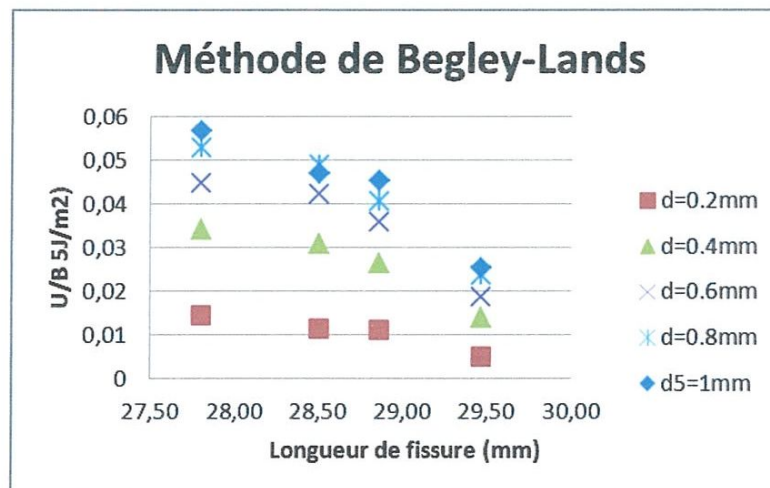


Figure 3-13 : Energie de déformation spécifique en fonction de a pour d constant.

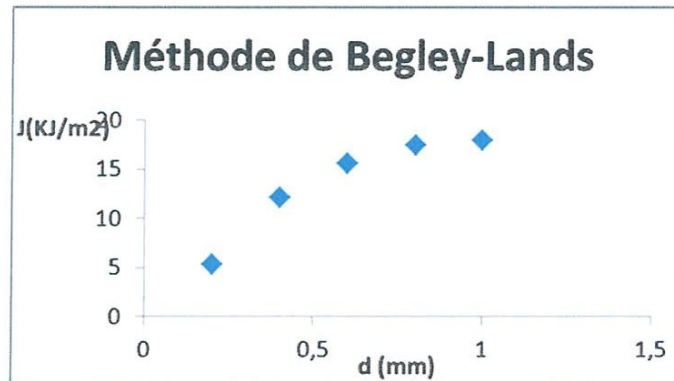


Figure 3-14 : Valeurs de J pour chaque déplacement.

L'intégrale J n'est d'autre que la pente de chacune des courbes obtenues.

d (mm)	0.2	0.4	0.6	0.8	1
J_i (KJ/m ²)	5.4	12.1	15.5	17.4	17.9

Tableau 3-4 : Evaluation de J en fonction d.

D'après les résultats donnés par la méthode de Begley-Lands, la valeur de J critique est de

$$J_{ic} = 18 \text{ kJ/m}^2$$

3-9-2 Analyse des résultats :

La détermination de J en traction donne ceci :

L'augmentation de la longueur de la fissure entraîne une augmentation de J

3-9-3 Calcul de J par la méthode de l'EFW :

Cette méthode consiste à tracer les courbes : travail spécifique W/s en fonction de la longueur **du** ligament L comme le montre la figure 3-15.

L (mm)	W/S (Kj/m ²)
7.5	94.6
8	103.69
10.5	118.39
11.5	118.96

Tableau 3-4 : Valeurs de l et W/S

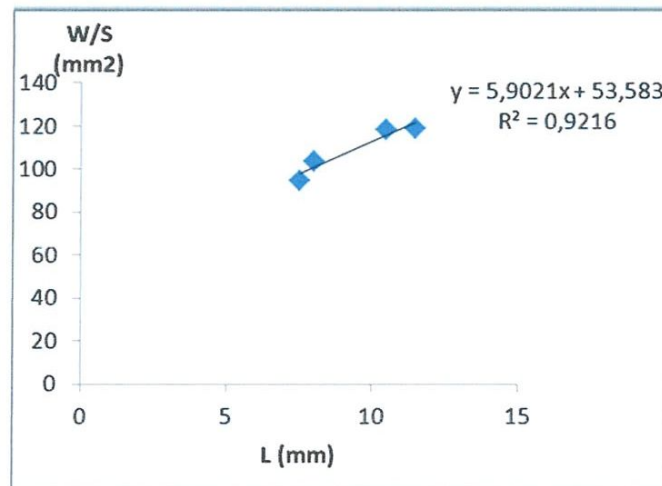


Figure 3-15 : Méthode de détermination du travail essentiel de rupture.

La courbe de la figure 3-15 permet la détermination du travail essentiel de rupture d'après cette méthode la valeur We n'est rien d'autre que l'intersection de la courbe de tendance figure 3-5 avec l'axe vertical représentant le travail spécifique de rupture. On obtient alors :

$$We = 53.583 \text{ Kj/mm}^2$$

3-9-3 Analyse des résultats :

La méthode EWF est une méthode très simple pour caractériser le comportement à la rupture des matériaux ductiles mais elle présente quelques limites.

On remarque que la valeur de We est plus grande que celle de J_{ic} ce qui revient à dire que la méthode choisie peut avoir une influence sur la ténacité des matériaux.

Conclusions :

La mécanique de rupture est un cadre conceptuel très riche qui permet une caractérisation très rigoureuse du comportement à la rupture des matériaux.

Un matériau possédant une fissure, même très petite J_i correspond à l'énergie qu'il faut fournir à un échantillon pour créer l'instabilité de cette fissure et donc la rupture du matériau, J_c correspond donc à l'énergie de rupture par unité de surface est une caractéristique du matériau.

La méthodologie pour l'utilisation de ces différents critères nécessite la détermination des courbes charge-déplacement et la connaissance du point critique d'amorçage de la fissure. Ce point critique de la fissure a été assimilé au point de la charge maximale.

La méthode de Begley-Landes est intéressante car elle permet l'évaluation expérimentale de J_{ic} . Mais elle nécessite d'une part, la connaissance du point critique d'amorçage de la fissure et d'autre part le nombre d'essais à effectuer doit être suffisant de façon à interpréter de manière précise l'évolution de J_{ic} d'où un nombre sensiblement élevé d'éprouvettes qui est coûteux et qui prend du temps.

Enfin, la méthode du travail essentiel de rupture outre sa simplicité donne lieu à des résultats tout à fait satisfaisants. De plus la connaissance des énergies de rupture correspondantes à différentes longueurs de ligaments.

Références bibliographiques :

- [1] Mécanique&industries.CambridgeUniversity <http://journals.Cambridge.org/>
- [2] Kurzw.,Mercier J.P., Zambellig.Traité des materiaux.Tome1 Lausanne 1995.
- [3] <http://brunovaentin.pagepersoorange.fr/polymers.htm>
- [4] <http://fr.Wikiiversity.org/wiki/fichier:thermally>
- [5] Dessarth A. ? Carayol M., « Usinage des matières plastiques des matériaux composites et des élastomères »,CETIM ?1996.
- [6] <http://archive.nrc-cnrc.gc.ca/fra/publications/index.html>
- [7] <http://lewebpedagogique.com/bloc/le.recyclage-du-plastique>
- [8] Techniques de l'ingénieur, « Polyéthylène haute densité PE-HD », A3315, Mise à jour 2000.
- [9] <http://frenchplastic-extrusionline.com/supplier-plastic-extrusion-line-19395.htm>
- [10] <http://www.canalisation.org/sommaire/particularites/polyethylene?start=2>.
- [11] Andrea Guevara-Morales, Patrick Leever «Experimental Investigation of Effect of Residual Stresses on Rapid Crack propagation in Polyethylene (PE100) Pipes », 2012 DOI 10.1002/pen.23381.
- [12] A. Benhamena, L. Aminallah, B. Bachir Boudjara, M. Benguediab, A. Amrouch, N. Benseddiq «J Integral solution for semi-elliptical surface in high density poly-ethylene pipe under bending », 2011DOI 10.1016/j.matdes.2011.01.045.
- [13] Gerald Pinter, Markus Haager, Reinold w. Lang «Influence of nonylphenol-polyglycol-ether environments on the results of the full notch creep test», 2006 DOI 10.1016/j.polymertesting.
- [14] Fatmi, A. Rouili, N. Hamlaoui,« Cyclyc loading effet on the mechanical behavior and morphology of the high density polyethylene », ISSN 1392-1207. MECHNIKA. 2007. Nr.5. (67).
- [15] N. Kiass, R. Khelif, L. Boulanoir, K. Chaoui « Experimental A pproch to Mechanical Property Varriability through a High Polyethylene Gas P iple Wall », 2004 DOI 10.1002app.21713.
- [16] S. Soumahoro “Etude du couplage thermomécanique dans la propagation et de fissure” these de Doctorade l'école Polytechnique 2 Décembre 2005.
- [17]. **H.B.H. Hamouda**, Endommagement et fissuration en fluage de polyéthylène extrudés: approche locale-approche globale, Thèse de doctorat, Ecole des Mines de Paris, **2000**, 267 p.
- [18]. **Y.-L. Huang and N. Brown**, The dependence of butyl branch density on slow crack growth in polyethylene: kinetics, Journal of polymer science: Part B: Polymer Physics, **1990**,
- [19] N.Roch « Rupture par fissuration » Edition Hermès Paris1995.
- [20] B. Barthely « Notions de la mécanique de la rupture », Edition Eyrolles 1978.

Résumé :

Le présent travail entre dans le cadre de la contribution à la connaissance du comportement expérimental du polymère semi-cristallin (PEHD) destiné à la distribution de gaz.

Les courbes de comportement mécanique sont divisées en trois zones distincts conformément à celles des polymères semi-cristallins.

La mécanique de rupture est une méthodologie vaste et riche pour l'étude et l'analyse du comportement des matériaux vis à vis la rupture, elle a permis la résolution des problèmes mécaniques et optimisations des dimensions des structures d'après les conditions de services et les différentes et les sollicitations dont elles sont soumise.

La détermination de la ténacité des matériaux par la méthode du Travail Essentiel de rupture (EWF) est préférable à celle de Begley-LANDS.