

**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 : **SABOUNE YASMINA**

**Maintenance Industrielle**



=====

***Etude de rupture de pipeline en polyéthylène***

=====

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

Année universitaire 2013/2014

14/3027

بِسْمِ اللَّهِ الرَّحْمَنِ الرَّحِيمِ

# Remerciement

Le travail de recherche présenté dans ce mémoire a été mené au sein du département de Génie Mécanique de l'université de Guelma.

Je tiens à remercier vivement **Melle HAMLAOUI.N**, pour avoir assuré la direction de ce mémoire de master et pour avoir témoigné un intérêt constant tout au long du déroulement de ce travail.

Je remercie également Mr le Directeur général de faculté des sciences et de la technologie université de Guelma pour leur aide.

Je remercie tout le personnel technique et administratif du département de Génie Mécanique de l'université de Guelma surtout **AIB Mohamed et MADI Aziz**.

Enfin, je serais terminer cette partie concernant les remerciements sans y associer mes proches.

Tout d'abord **ma mère et ma seule sœur**, dont les encouragements et le soutien constant ont été d'une valeur inestimable durant ma période des études et de mon travail, mais également mes frères.

Mes amis ont également contribué à cette mémoire, de près ou de loin surtout mon amis intime **Melle Bezazi .K**, ils ont su m'écouter et m'encourager, je les remercie sincèrement.

# DEDICACE

Je Dédis Mon Modeste Travail à :

Ma Très chère Mère ;

Ma chère sœur ;

Mes Frères :

Mes chers amis ;

A toute ma famille

**LYNDA 2014**

# Table des matières

Problématique .....	9
Introduction .....	11
<b>Chapitre I : Etude bibliographique</b>	
1-1- Généralités sur les polymères .....	13
1-1-1 Définition des polymères .....	14
1-1-2 Famille des polymères.....	14
1-1-2-1 Les thermoplastiques.....	14
a) Les Polymères amorphes .....	15
b) Les cristallins.....	16
1-1-2-2 Les Thermodurcissable .....	16
1-1-2-3 Les élastomères .....	17
1-1-3 Synthèse des polymères .....	17
1-1-3-1 La polymérisation par étape .....	17
1-1-3-2 La polymérisation par chaine .....	17
1-1-4 Le matériau étudié.....	18
1-1-4-1 Les polyéthylènes.....	18
1-1-4-2 Le Polyéthylène haute densité (PEHD) .....	18
1-1-4-3 Propriétés est caractéristiques des PEHD.....	19
1-1-5 Les tubes en polyéthylène.....	20
1-1-5-1 Extrusion des tubes.....	21
1-1-5-1-1 phénomène de sagging.....	22
1-1-5-2 Avantages et propriétés des polyéthylènes .....	22
1-1-5-3 Domaine d'utilisation des polyéthylènes .....	23
1-2 Travaux de Recherche Réalisés sur le comportement mécanique du PEHD .....	23

1-2-1 Experimental Investigation of Effect of Residual Stresses on Rapid Crack Propagation in Polyethylene (PE100) pipe.....	23
1-2-2 Integral solution for semi-elliptical surface crack in high density polyethylene pipe under bending.....	27
1-2-3 The effect of residual stress on polymer pipe lifetime.....	31
1-3 Notions sur la mécanique de la rupture.....	36
1-3-1 Mode de la rupture.....	37
1-3-2 Etude d'un milieu élastique .....	37
1-3-2-1 L'approche globale ou énergétique.....	39
1-3-2-1-1 L'Intégrale J.....	39
1-3-2-1-2 Détermination expérimentale de l'intégral J .....	39
CHAPITRE II :	
2- Procédure expérimentale.....	41
2-1 Le Matériau étudié.....	44
2-2 Préparation des Eprouvettes.....	44
2-2-1 Eprouvettes de caractérisation .....	44
2-2-2 Eprouvettes SENT.....	45
2-3 Déroulement des essais.....	48
2-4 Caractérisation du PEHD 100.....	48
2-5 Résultats obtenus.....	48
2-6 Analyse des résultats.....	52
2-7 Détermination de la ténacité.....	53
2-7-1 l'effet du sens de prélèvement des éprouvettes .....	53
2-7-1-1 Résultats obtenus.....	54
2-7-1-2 Analyse des résultats.....	55
2-7-1-3 Calcul de J par la méthode de Begley-Lands.....	55



2-7-1-3-1 Résultats obtenus.....	56
2-7-1-3-2 Analyse des résultats.....	59
2-7-2 L'effet de la vitesse : .....	59
2-7-2-1 Résultats obtenus.....	59
2-7-2-2 Analyse des résultats.....	64
Conclusion Générale.....	66
Références Bibliographiques.....	68

# Problématique

La rupture est un mode de défaillance gouverné par la fissure pour qu'une rupture se produise il est nécessaire qu'une fissure soit créée, amorcée, puis finalement propagée. La cause de la plupart des phénomènes de rupture est généralement due soit à une conception impropre, une utilisation abusive ou encore l'emploi 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. Notre compréhension de la ruine des matériaux et notre capacité à prévenir de telles défaillances ont progressé considérablement ces dernières dizaines d'années.

Notre étude s'intéresse à la ruine du polyéthylène de haute densité (PEHD) par fissuration

# Introduction

Aujourd'hui, les polymères constituent une famille de matériaux remarquables de par l'extrême variété des produits qu'il est possible d'en concevoir, de leur développement continu et de la flexibilité de leurs techniques de mise en œuvre. Leur utilisation a permis de réaliser des gains significatifs en temps de construction et en coût d'installation.

Parmi ces matériaux, il y a le polyéthylène (PE) qui est un nom générique utilisé pour décrire des polyoléfines résultant du procédé de polymérisation de l'éthylène gazeux, un produit secondaire dans le gaz naturel et le pétrole brut. Parmi ses avantages, on trouve le coût qui est relativement bas, la flexibilité, la facilité d'installation, la fiabilité, la résistance à la corrosion et la durabilité. En outre, les conduites en polyéthylène utilisées pour le transport de gaz naturel, facilitent les opérations de maintenance car l'intervention sur ces conduites se fait sur une faible longueur, on pince le tuyau de part et d'autre de la zone d'intervention ce qui provoque localement l'arrêt de l'écoulement du gaz, sans qu'il soit nécessaire d'arrêter tout le système [1].

Les essais de traction permettent de déterminer qualitativement si un matériau est fragile ou ductile, rigide ou souple. Ils permettent aussi de quantifier certaines propriétés mécaniques telles que le module d'élasticité, la résistance maximale ou la contrainte et l'allongement à la rupture en traction [2].

Ce travail s'intéresse au ravage du polyéthylène par fissuration : il représente une étude expérimentale de rupture de pipeline en polyéthylène haute densité grade 100 ainsi que la détermination de sa ténacité étant soumis à des sollicitations de traction. Ce mémoire est composé de deux chapitres, structurés de la façon suivante :

Le chapitre I théorique présente un bilan des connaissances sur les polymères et la mécanique de rupture. Il comporte trois parties :

-la première partie décrit un rappel bibliographique sur les polymères, la deuxième partie est réservée aux travaux de recherche réalisés sur le comportement mécanique du PEHD et la troisième partie représente des notions fondamentales de la mécanique de la rupture.

Le chapitre II est basé sur une étude expérimentale, il expose les procédures de réalisation des éprouvettes : éprouvette de caractérisation standard et éprouvettes SENT, et les essais effectués : Essais de caractérisation et essais de rupture et l'analyse et la discussion des résultats obtenus ainsi que les conclusions acquises et la présentation des références bibliographiques.

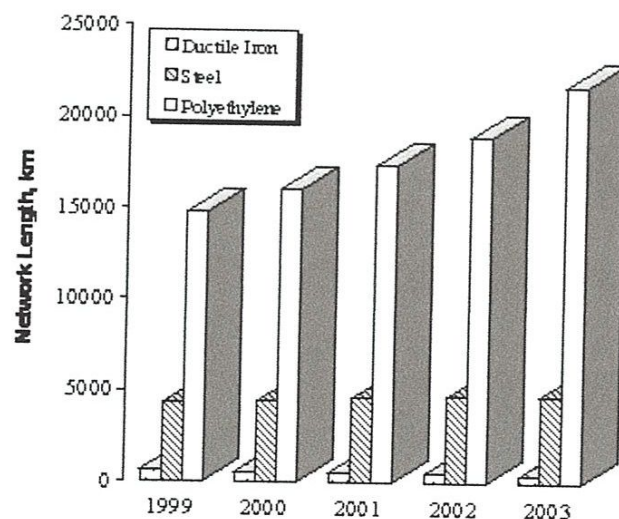
Chapitre I  
ETUDE BIBLIOGRAPHIQUE

### 1.1 Généralité sur les polymères

Les polymères, appelés communément "matières plastiques", sont indissociables de notre environnement et de notre vie pratique. Ils se sont imposés dans tous les domaines de nos activités des objets les plus banals jusqu'à des applications techniques sophistiquées, en passant par leur utilisation dans les produits d'hygiène ou alimentaires. Le plus souvent synthétiques, quelque fois naturels, ils doivent cet essor à leur large gamme de caractéristiques, durs, mous ou élastiques, transparents ou opaques, isolants et quelquefois conducteurs, plus ou moins résistants aux conditions agressives de leur usage, toujours légers. C'est la nature particulière de leurs molécules en forme de chaîne, ainsi que la variété des modes d'assemblage qu'elles adoptent, qui est à l'origine de cette diversité [3].

Les tubes en polyéthylène haute densité font partie de ces produits polymères. Ils sont utilisés dans le transport et la distribution de gaz naturel, ils couvrent 80% des réseaux actuels, leur flexibilité, fiabilité des jonctions, et résistance aux agents chimiques assurent des canalisations économiques est sûres, la durée de vie de ces canalisations est supérieure à 50 ans [4].

Dans un pays comme l'Algérie, l'utilisation des pipes en plastique est en croissance très rapide tandis que les pipes en acier et en fonte sont en nette régression car ils deviennent coûteux et difficiles à maintenir (figure I.1) [1].



**Figure 1-1** Evolution de l'installation des pipes en PE dans l'industrie de distribution de gaz en Algérie [1]

### 1-1-1 Définition des polymères

Le mot polymère vient du grec « polys » plusieurs, et « meros » partie. Un polymère est une macromolécule, organique ou inorganique, constituée de l'enchaînement répété d'un même motif, le monomère (du grec monos: un seul ou une seule, et meros ; partie), reliés les uns aux autres par des liaisons covalentes. [5].

Les polymères sont constitués d'un grand nombre d'unités fondamentales, appelées monomères. Ce sont des molécules organiques dont le noyau est essentiellement constitué d'un atome de carbone (ou de silicium dans le cas des polymères siliconés). On distingue les polymères issus d'éléments naturels tels que le latex, le bois, ou le coton et les polymères obtenus par synthèse organique à partir d'éléments tels que le charbon, ou les hydrocarbures gazeux. Les polymères, substances organiques macromoléculaires, sont obtenus par l'assemblage des monomères de base. Cette opération s'appelle la réaction de polymérisation [6]

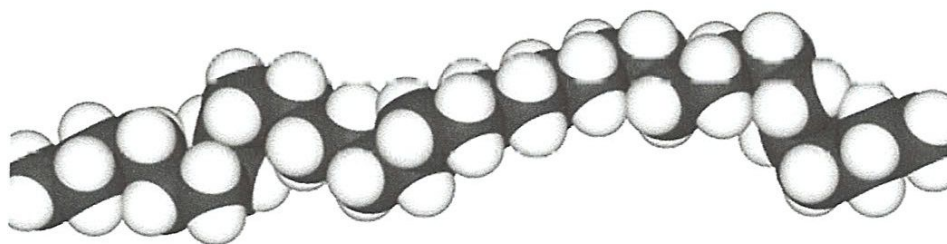


Figure 1-2 Simulation de molécule de polymère [7].

### 1-1-2 Familles des polymères

La classification des plastiques est fondée sur la distinction entre thermoplastique et thermodurcissable, qui correspond bien aux réalités industrielles puisque les méthodes de mise en œuvre sont différentes. A ces deux familles s'ajoute celle particulière des élastomères.

#### 1-1-2-1 Les thermoplastiques

Les polymères ou les résines thermoplastiques sont des composés, dérivés d'éléments constitutifs organiques se formant naturellement, qui fondent lorsqu'on les chauffe. Ce sont des matières «transformables à l'état fondu», ce qui signifie qu'on peut leur donner des formes utilisables lorsqu'elles sont en phase liquide (fondues) ou



visqueuse. Dans la plupart des procédés de fabrication, les thermoplastiques sont chauffés, puis formés par moulage par injection, extrusion ou thermoformage, avant d'être refroidis afin que le produit fini conserve sa forme. On trouve aujourd'hui de nombreux types de thermoplastiques offrant une vaste gamme de propriétés intéressantes. On peut les rendre aussi souples que le caoutchouc, aussi rigides que le métal et le béton, ou aussi transparents que le verre, pour un usage dans de nombreux produits de tuyauterie et autres composants. Certains d'entre eux peuvent supporter des températures atteignant 315 °C. D'autres conservent leurs propriétés jusqu'à -73 °C. Ils ne s'oxydent pas, ont une haute résistance à la corrosion et sont d'excellents isolants thermiques et électriques. De par leur légèreté, leur haute résistance mécanique et leur résistance aux effets de l'environnement, les thermoplastiques constituent un matériau idéal pour les installations de tuyauteries industrielles, municipales, commerciales et d'habitations [8].

#### a) Polymères amorphes

Lorsque l'arrangement régulier des chaînes n'est pas possible dans un composé macromoléculaire, on obtient un solide que l'on nomme polymère amorphe. En première approximation cette structure amorphe peut être représentée par la figure 1.3.

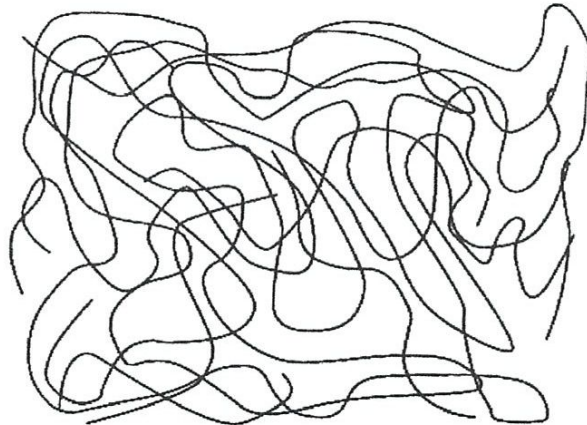


Figure 1-3 schéma d'une structure amorphe [9].

La structure amorphe des polymères est en relation directe avec la flexibilité des chaînes. En solution dans un bon solvant, une chaîne prend différentes conformations. Celles-ci qui apparaissent, comme régies par le hasard, conduisent la chaîne à prendre

une forme plus ou moins repliée sur elle-même, la rendant comparable à un écheveau désordonné.

### b) Les cristallins

Les cristallins sont une structure constituée de « cristallites » ordonnées reliées dans une matrice amorphe. Ils sont généralement caractérisés par une bonne tenue chimique, à la fatigue dynamique, un bon écoulement, un faible coefficient au frottement et une moindre déformation en température (PE, PP, PBT, PA, POM, PTFE). Un taux de cristallinité caractérise l'importance de la structure cristalline dans l'ensemble de la matière. Pour qu'un polymère puisse cristalliser, il faut que sa chaîne soit d'une très grande régularité de structure [10].

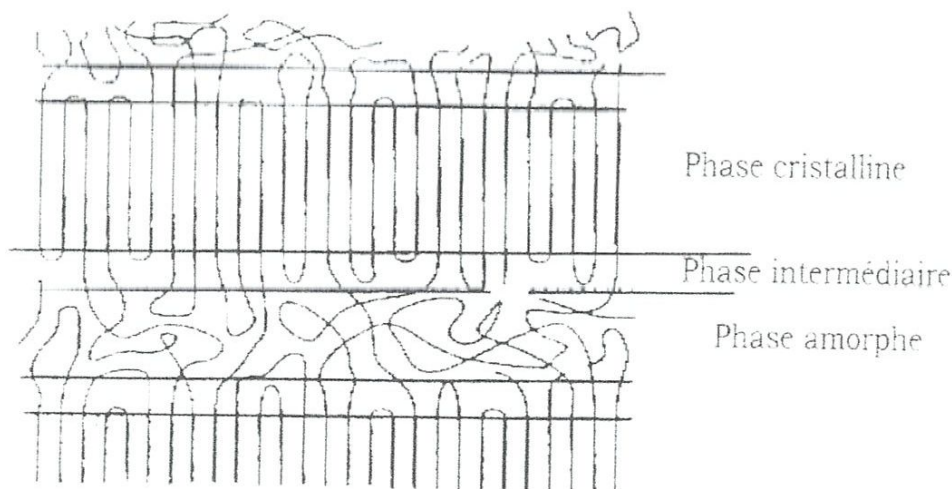


Figure 1-4 Morphologie du Polyéthylène (PE)[11].

#### 1-1-2-2 Thermodurcissables

Dans cette famille, les structures moléculaires sont beaucoup plus complexes et difficilement représentables par un croquis plan. Elles constituent un réseau tridimensionnel de motifs de base. On y trouve surtout les polyesters, époxydes, phénoliques, polyamides et aminoplastes. Leur mise en œuvre résulte d'une réaction chimique entre une résine de base et son catalyseur ou durcisseur, accompagnés de différents ingrédients destinés à apporter une particularité à la réaction chimique (accélérateur, inhibiteur) et à la matière (charges diverses). Après durcissement, on ne peut qu'usiner le matériau ; il n'y a pas de fusion possible [10].

### 1-1-2-3 Les Élastomères

Élastomère est un grand nom savant qui ne veut rien dire de plus que "caoutchouc". Parmi les élastomères, on trouve le polyisoprène ou caoutchouc naturel, le polybutadiène, le polyisobutylène, et les polyuréthanes.

Ce qui rend les élastomères spéciaux c'est le fait qu'ils rebondissent et qu'ils peuvent être étirés de plusieurs fois leur longueur d'origine, et reprendre leur forme initiale sans déformation permanente.

Les molécules de polymère sont pareilles. Les molécules d'un morceau de caoutchouc, quelconque, sont désordonnées. Elles s'enchevêtrent dans le plus complet fouillis [8].

### 1-1-3 Synthèse des polymères

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

#### 1-1-3-1 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.

#### 1-1-3-2 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.

#### 1-1-4 Matériau étudié

##### 1-1-4-1 Les polyéthylènes

Les polyéthylènes (PE) sont des macromolécules appartenant à la famille des polyoléfines (hydrocarbures). Il constitue une importante famille des matières plastiques, ils sont obtenus par polymérisation d'éthylène gazeux. On distingue la déshydratation de l'alcool éthylique sur l'acétylène et le cracking des inertes, les processus de polymérisation des impuretés gazeuse comme :  $\text{CO}_2$ ,  $\text{CO}$ ,  $\text{N}_2$ ,  $\text{NH}_3$ ...peut jouer le rôle d'inhibiteurs de polymérisation, en rompant les chaînes de polymères, au point d'ébullition à  $-140^\circ\text{C}$ , sous pression atmosphérique. Les polyéthylènes sont de natures différentes selon les modes de polymérisation. Le procédé basse pression du polyéthylène comme celui de Ziegler-Natta, est basé sur l'utilisation de catalyseurs inertes, le polyéthylène peut être de longueurs variables, le processus de polymérisation linéaire est facilement cristallisable [12].

Les polyéthylènes existent sous les formes suivantes :

- ✓ Matière première à usage générale : pâtes, poudres à mouler.
- ✓ Demi-produit: plaque, films et feuilles, fils et fibres.
- ✓ Produit finis: préparés par moulage, compression, injection, extrusion et coulée.

##### 1-1-4-2 Polyéthylène haute densité (PEHD)

Le polyéthylène est un matériau thermoplastique obtenu par polymérisation de l'éthylène ( $\text{C}_2\text{H}_4$ ) menant à des macromolécules composées de la répétition d'un motif monomère ( $\text{CH}_2\text{CH}_2$ ). Le polyéthylène à haute densité (PEHD) est un polymère linéaire ne comportant aucune ramification courte et une fraction de branches longue très faible. Les ramifications ont des tailles très dispersées [8].

Le PEHD est obtenu par une polymérisation basse pression, la cristallinité de ce polymère peut atteindre 90%, la densité peut être abaissée par copolymérisation avec de faible quantité d'oléfines tel que propylène, butène, ou hexane.

### 1-1-4-3 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	Masse 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 [13].

-les valeurs indicatives des caractéristiques physiques, mécaniques, et thermiques du PEHD sont illustrées dans Le tableau 1-2

Propriétés	PEHD
Masse volumique (g/Cm <sup>3</sup> )	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 <sup>0.5</sup> )	2 - 5
Température de transition vitreuse Tg (°k)	300
Température de ramollissement Ts (°K)	390
Chaleur massique (J Kg <sup>-1</sup> k <sup>-1</sup> )	2100
Conductivité thermique (W m <sup>-1</sup> k <sup>-1</sup> )	0.52
Coefficient de dilatation thermique (MK <sup>-1</sup> )	150 - 300

Tableau 1-2 Propriétés du PEHD [13].

### 1-1-5 Les tubes en polyéthylène

Les tubes en polyéthylènes doivent avoir des surfaces extérieures et intérieures propres et lisses et être exemptes de défauts, telles que rayures, piqures, bulles, soufflures, et criques qu'ils soient susceptibles d'être nuisibles à leur qualité. Les tubes NF sont noirs et des filets de couleur permettent d'identifier leur usage, 1.10 présent la désignation normalisée des tubes (NF) :

- Jaune : gaz.
- Bleu : eau potable
- Sans filet : irrigation, eau non potable ou industrie.

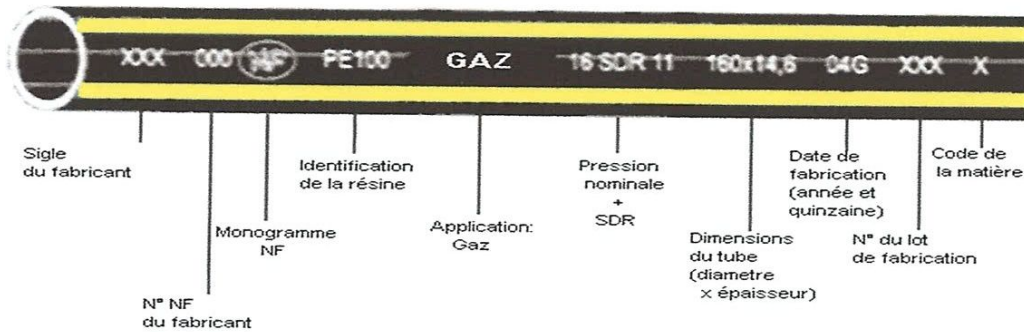
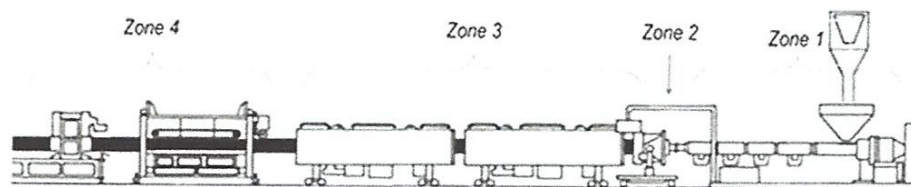


Figure 1-5 Désignation normalisée des tubes (NF).

1-1-5-1 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). La ligne d'extrusion est globalement constituée de 4 zones (Figure 1-6).



	Nom	Fonction	Composants
Zone 1	Extrudeuse	Fusion des granulés de polyéthylène	Trémie, vis, fourreau
Zone 2	Tête d'extrusion	Met la matière fondue sous forme de tube	Filtres, sondes T° et pression, filière, entrefer
Zone 3	Bancs de conformation et de refroidissement	Calibration et dimensionnement du tube	Conformateurs, bacs de refroidissement
Zone 4	Périphériques	Tirage, découpe et conditionnement du tube	Banc de tirage, scie, enrouleur

Figure 1-6 Ligne d'extrusion du polyéthylène [14 ].

Dans l'extrudeuse, 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 du tube, ensuite il est refroidi 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.

#### 1-1-5-1-1 Le phénomène de sagging

A cause de la faible conductivité thermique du polyéthylène, la surface interne ainsi que le cœur de l'épaisseur des tubes épais restent à l'état fondu pendant un temps important. Le matériau en fusion peut alors s'écouler à l'intérieur de la paroi du tube. Ce flux gravitationnel de polyéthylène fondu s'appelle "sagging" ou fléchissement. Le résultat est une différence parfois importante d'épaisseur en différents endroits de la paroi.

Pour les grades PE100 classiques, le phénomène apparaît pour des épaisseurs de paroi à partir de 40-50 mm.



Figure 1-7 Forme de tube obtenue en polyéthylène[14].

#### 1-1-5-2 Avantages et propriétés des polyéthylènes

Par rapport aux matériaux traditionnels, le polyéthylène offre plusieurs avantages :

- Légèreté
- Flexibilité et élasticité,
- Installation rapide et facile,
- Pas de corrosion,
- Bonne résistance chimique,
- Pas de fuites,
- Faible friction / faible perte de charges,
- Meilleure qualité de l'eau transportée,
- Facilité d'installation des connexions et des branchements,
- Pas d'encrassement.



Grâce à ces propriétés, de nombreux pays ont adopté le PE comme la solution idéale pour les réseaux de distribution eau et gaz.

### 1-1-5-3 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 pâtes cellulosique.
- Les conduites de ventilation et de dépoussiérage.
- l'irrigation et drainage.

### 1-2 Travaux de Recherche Réalisés sur le comportement mécanique du PEHD

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.

#### 1-2-1 Andréa Guevara-morales et Patrick leevers [15]

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.

##### 1-2-1-1 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 7 jours, 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 1-3.

Tube	T <sub>CS4</sub> (°C)	σ <sub>e</sub> (Mpa)	Cristallinité (%)
Comme reçu	-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 1-3 Température critique T<sub>CS4</sub> des S4 ,contraintes résiduelles σ<sub>e</sub> et cristallinité de l'alésage.

Le tableau 2-1 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.

**1-2-1-3 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 2 ou la cristallinité et les contraintes résiduelles sont également signalées .

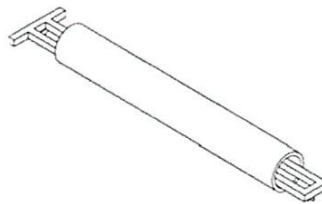


Figure 1-8 dispositif pour modification de la cristallinité de l'alésage du tube PE110/11.

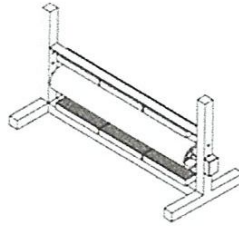
Refroidissement	Temps (min)	$T_{CS4}$ (°C)	$\sigma_{\theta}$ (Mpa)	Cristalinité (%)
Ventilateur	3	-14	2.08	55.8
	5	-16	2.01	52.2
	7	-18	1.98	47.8
Eau	3	-15	2.13	48.5
	5	-17	2.06	48.8
	7	-16	2.04	44.2
Comme reçue	-	-14	2.12	62.3

**Tableau 1-4** Température critique  $T_{CS4}$ , contraintes résiduelles  $\sigma_{\theta}$  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%). Certain 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.

#### 1-2-1-4 Effets des contraintes résiduelles sur la RCP

Ils ont chauffé cette fois la face extérieure du tube avec deux rangées de radiateur infrarouge placé une fois à 50 mm de l'éprouvette et une deuxième fois à 100 mm (Figure 2-2) 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 (2-3).



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

Le tableau (1-5) 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)	$\sigma_{\theta}$ (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 1-5** Température critique de S4  $T_{CS4}$ , contraintes résiduelles  $\sigma_{\theta}$  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.

1-2-2 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 [16] 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  $R_i=80$  mm (figure 1-10). 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  $a/c$  ou  $a$  est la profondeur de la fissure,  $t$  est l'épaisseur de la paroi et  $c$  est la moitié de la longueur de la fissure (figure 1-10).

Quatre configurations de fissure 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).

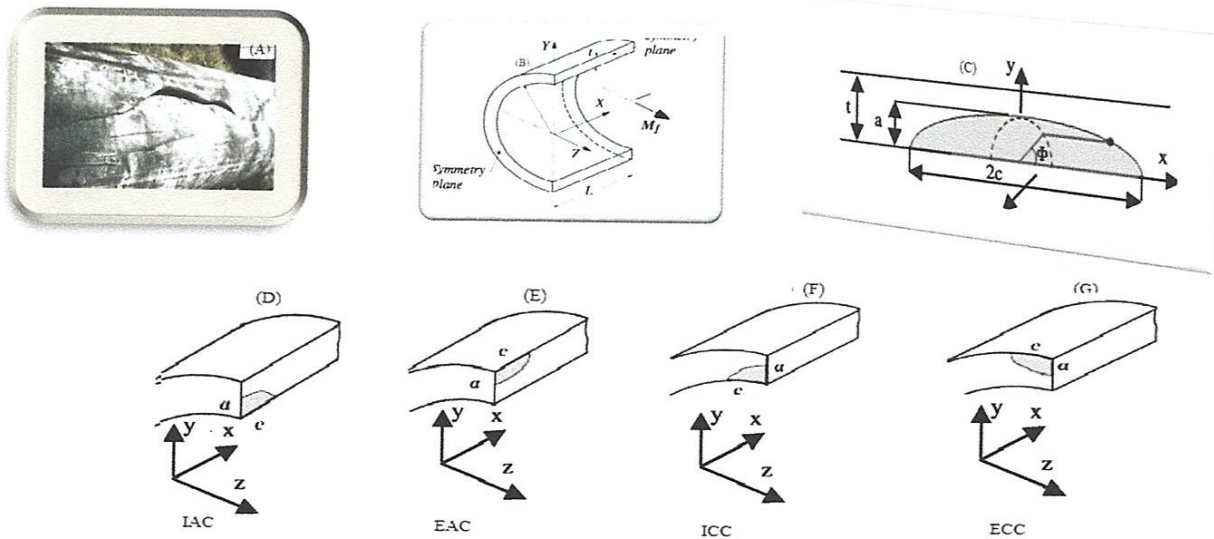
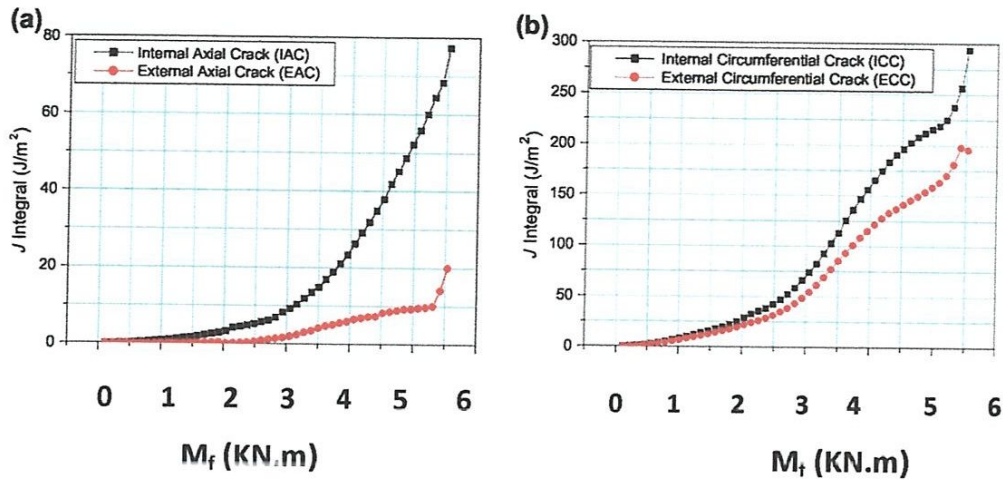


Figure 1-10 Géométrie et configurations de la fissure.

### 1-2-2-1 Effet de la position de la fissure

La figure (1-11) montre la variation de l'intégrale J en fonction du moment de flexion pour les quatre configurations de la fissure.



**Figure 1-11** Variation de l'intégrale J en fonction du moment de flexion (a) fissure axiale (b) fissure circonférentielle.

Une première lecture de la figure (1-11) 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  $M_f \geq 1.5$  Kn.m.

### 1-2-2-2 Effet de la forme de la fissure

La figure (1-12) 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).

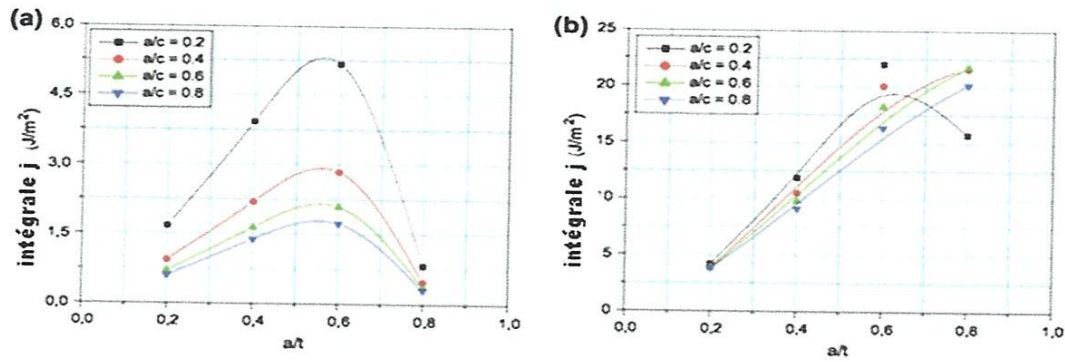


Figure 1-12 variation de J en fonction de la profondeur de la paroi (a) fissure axiale ;(b) fissure circonférentielle

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 (figure2-3(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.

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

L'élévation de J en fonction du moment de flexion pour plusieurs vitesses de déformation

(dε/dt= 0.1, 0.01 et 0.001) à une température ambiante est illustrée sur la figure (1-13)

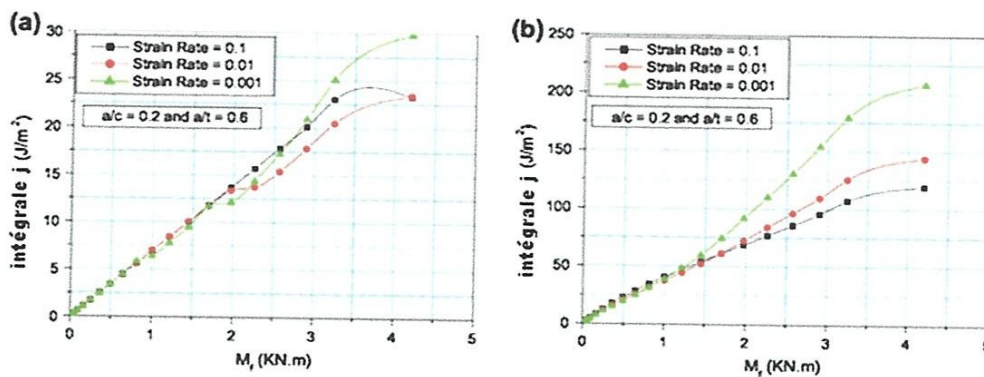


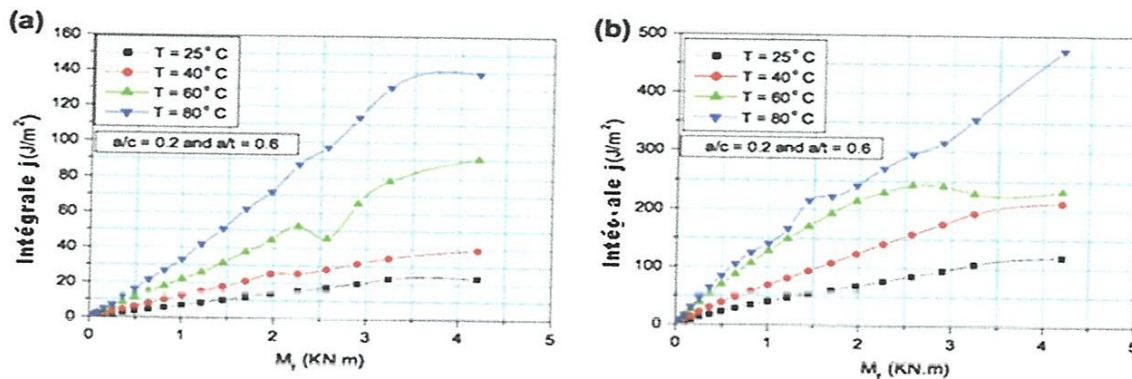
Figure 1-13 Variation de J en fonction du moment de flexion pour plusieurs vitesses de déformation (a) fissure axiale (b) fissure circonférentielle.

On voit que pour les valeurs  $M_f \leq 1.5 \text{KN.m}$ , 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.

### 1-2-2-4 L'effet de la température

La figure (1-14) illustre la variation de J en fonction du moment de flexion à des différentes températures.



**Figure 1-14** Variation de l'intégrale J en fonction du moment de flexion à différentes températures avec une vitesse de déformation  $d\varepsilon/dt = 0.1$ .

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  $M_f > 1.5$  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.

**1-3** Les problèmes de rupture des polymères ont été étudiés par des méthodes expérimentales et d'autres par simulation numérique afin d'évaluer les caractéristiques mécaniques en tenant compte des paramètres affectant la durée de vie des tubes.



"Pavetl Hutar" et All [17] ont étudié l'effet des contraintes résiduelles sur le comportement (durée de vie) des tubes en polymères sous pression intérieure et extérieure en utilisant une méthodologie de la mécanique de rupture basée sur le calcul du facteur d'intensité de contrainte dans le cas d'une propagation lente de fissure (SGC). Ils ont utilisé un modèle numérique d'un tube en polyéthylène PE 80 à 20° pressurisé contenant une fissure semi-elliptique orientée axialement (Figure 1-15).

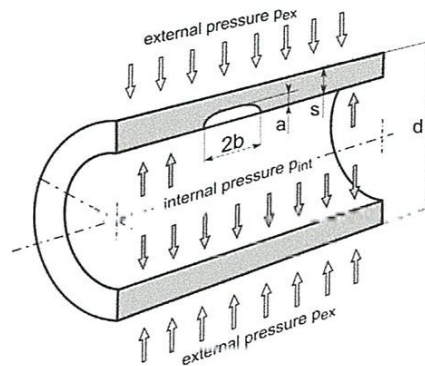


Figure 1-15 Géométrie et configuration de la fissure Modèle numérique

Les dimensions du tube sont données par le rapport SDR (tableau 1-6)

d (mm)	s (mm)	SDR 26	SDR 21	SDR 17	SDR 13.6	SDR 11	SDR 9
40			2	2.4	3	3.7	4.5
50		2	2.4	3	3.7	4.6	5.6
40		15.3	19.1	23.7	29.4	3	6.3

Tableau 1-6 d : diamètre du tube et s : épaisseur de la paroi du tube utilisé pour des simulations numériques, correspondant à des valeurs particulières de SDR.

Les contraintes résiduelles sont introduites dans le modèle numérique en utilisant les conditions aux limites. Le tableau 1-7 montre les trois niveaux de contraintes considérées.

Niveau de contraintes résiduelles	contraintes résiduelles	
	Paroi intérieure de la conduite (MPa)	la paroi du tube extérieur (MPa)
FAIBLE	1	-2
MOYEN	2	-4
HAUT	3	-6

**Tableau 1-7 Niveaux de contraintes résiduelles considérées pour les calculs.**

**1- Tube sous pression interne :** La variation du facteur d'intensité de contraintes en utilisant la simulation FEM comparée à celle calculée d'après par la méthode numérique (1) est illustrée sur la figure (1-16).

$$K_{\text{int-res}} = \frac{(P_{\text{int}} + P_{\text{res}})d}{s} \sqrt{\pi a} \cdot y\left(\frac{a}{s}\right) \quad (1)$$

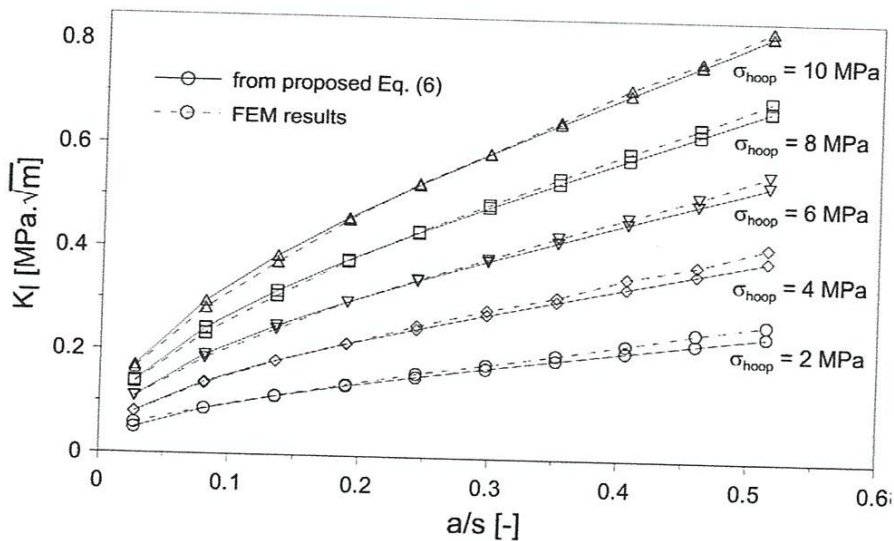
$$Y = 0,3417 + 0,0588 \left(\frac{a}{s}\right) - 0,0319 \left(\frac{a}{s}\right)^2 + 0,1409 \left(\frac{a}{s}\right)^3$$

Ou :

K : Facteur d'intensité de contraintes.

Y : la fonction de correction de la pression interne et les contraintes résiduelles.

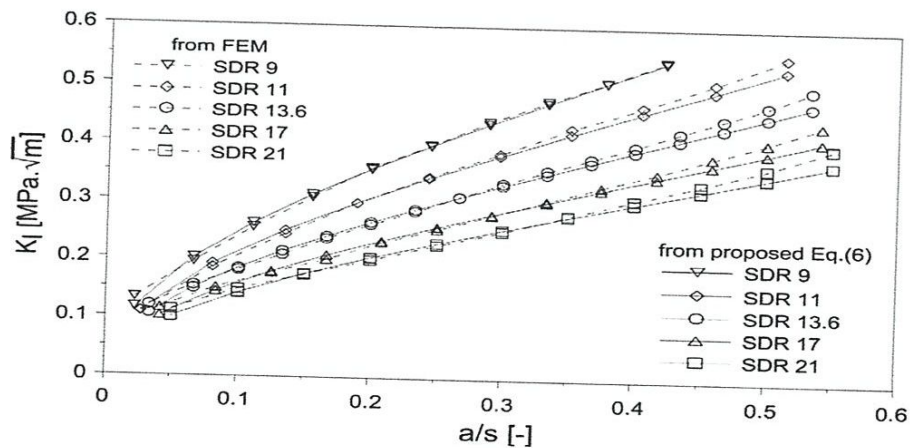
a : La longueur de la fissure, s : Epaisseur de la paroi du tube, d : Diamètre extérieur du tube.



**Fig. 1-16** Comparaison du facteur d'intensité de contrainte de la fissure axiale dans un tube sous pression avec les contraintes résiduelles estimé et calculer numériquement et en utilisant l'équation (1), pour différents niveaux de contrainte circonférentielle. Géométrie de tube est définie par SDR 11 et  $d = 40$  mm. Niveau de contrainte résiduelle est  $\sigma_{res\ int} = 2$  MPa.

On remarque que pour les petites fissures, les résultats sont identiques (la différence est inférieur à 5% pour  $\sigma_{hoop} > 6$ MPa).

Pour les différents SDR, la différence entre le facteur d'intensité calculé par la méthode utilisée et les résultats numériques est inférieure à 5% pour  $a/s < 0.4$  comme le montre la figure (1-17).



**Figure.1-17** Comparaison du facteur d'intensité de contrainte de la fissure axiale dans une conduite sous pression avec les contraintes résiduelles estimée calculée numériquement et en utilisant l'équation(1), pour différents rapports de SDR.

La comparaison entre la fonction de correction de pression interne et des contraintes résiduelles  $Y(a/s)$  donnée par la méthode utilisée et les résultats numériques pour les différentes géométries des tubes données dans le tableau (1-6) est illustrée dans sur la figure 1-18.

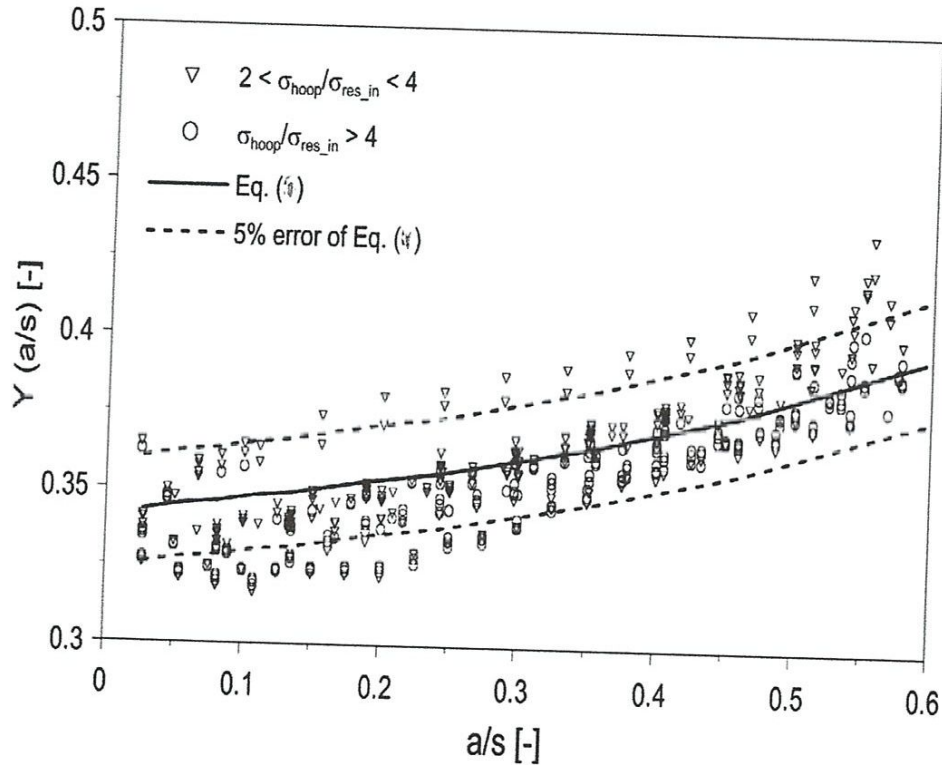


Figure 1-18. La comparaison de la fonction  $Y(a/s)$  dans l'équation. (1) (trait plein) avec les résultats numériques correspondant à des géométries de tubes définis par le tableau 1-6, pour  $\sigma_{hoop} / \sigma_{res-int}$  de 2 à 10.

On remarque que pour  $\sigma_{hoop}/\sigma_{res-int}$  de 2 à 10 on a :

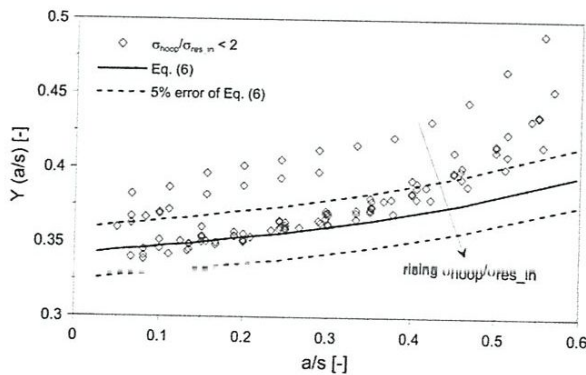
- Pour les fissures elliptiques axiales  $\sigma_{hoop}/\sigma_{res-int} > 2$  avec une erreur  $< 7\%$
- Pour les plus petites valeurs de  $\sigma_{hoop}/\sigma_{res-int}$  la formule (1) perd sa précision.
- Pour  $\sigma_{hoop}/\sigma_{res-int} < 2$  l'effet des contraintes résiduelles deviennent significatif et la formule (1) devient valide avec une bonne précision.

Sur la base des propriétés des matériaux mesurées expérimentalement et la connaissance possible de la taille initiale des défauts la durée de vie de tube peut être estimée.

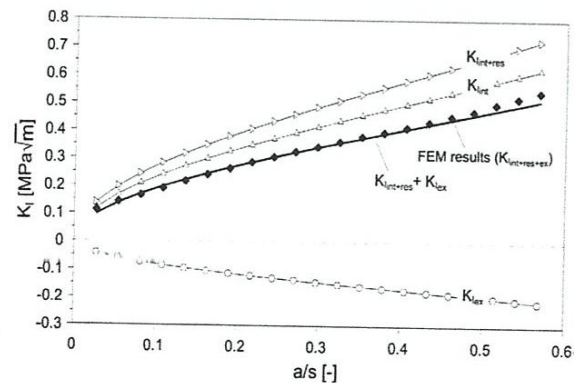
**2- Condition de charges combinées** La flexion des tubes et l'effet du sol sur la paroi externe de ces derniers font une charge combinée d'un effet très important sur le comportement des tubes, les figures 1-19 et 1-20 donnent les résultats obtenus du calcul du facteur d'intensité correspondant à une pression interne et des contraintes résiduelles ( $K_{int+res}$ ) donnée par la formule (1) ainsi que la fonction de correction  $Y(a/s)$  avec :

$K_{lex}$  = Facteur d'intensité de contraintes correspondant à la pression externe et le chargement.

$K_{ltot}$  : Correspond à une charge de pression externe et interne.



**Figure 1-19** La comparaison de la fonction  $Y(a/s)$  dans l'équation. (1) (trait plein) avec les résultats numériques correspondant à des géométries de tubes définis par le tableau 1-6, pour  $\sigma_{hoop} / \sigma_{res-int}$  inférieur à 2.



**Figure 1-20** Facteur d'intensité de contrainte correspondant à une pression interne et des contraintes résiduelles ( $K_{int+res}$ ) selon l'équation 1

Après calcul et analyse des résultats, il s'est avéré qu'il est possible d'estimer l'effet des contraintes résiduelles sur un tube soumis à une pression interne et externe en utilisant la méthode numérique proposée. On peut remarquer que le sol a un effet positif sur la durée de vie des tubes.

La figure 1-21 illustre la défaillance des tubes en PEHD ayant des défauts initiaux (inhomogénéité du matériau, cavité...)

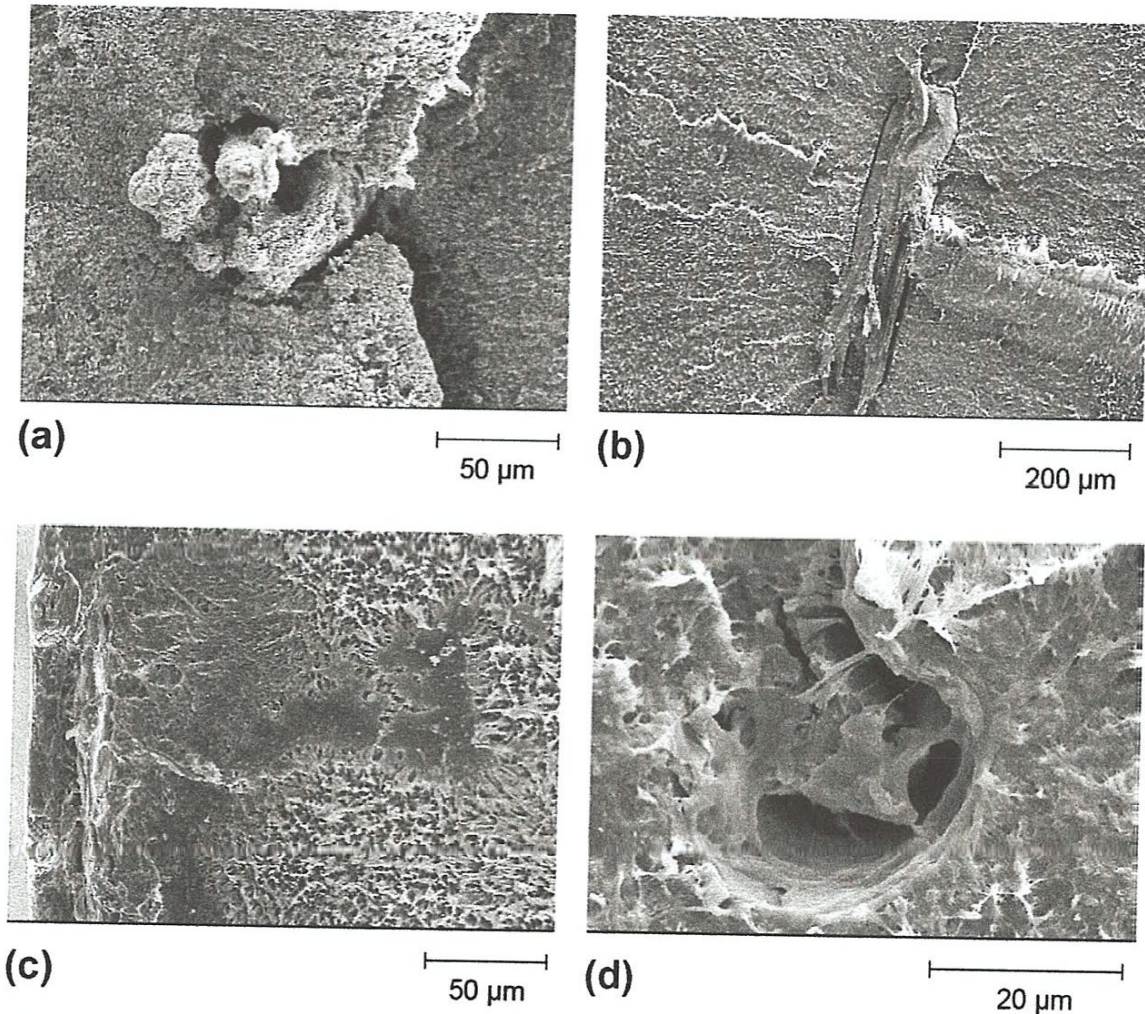


Figure 1-21 Images MEB de défauts initiaux de tubes en PEHD ont échoué par SCG dans les tests de pression internes (paroi interne du tuyau sur le côté gauche de l'image): (a) les débris, (b) agglomérat polymère, (c) inhomogénéité de matériau et (d) la cavité [16].

### 1-3 Notions sur la mécanique de 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.

### 1-3-1 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 1-22).

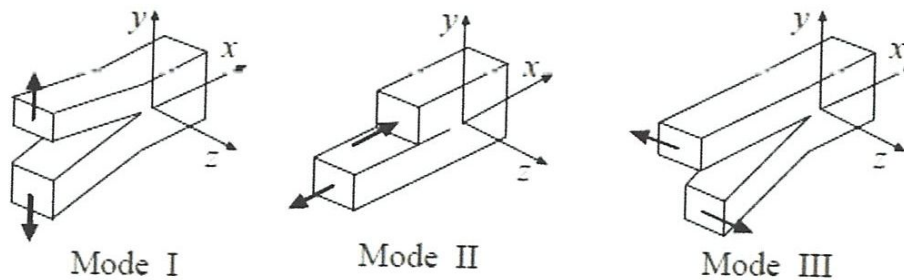


Figure 1-22 Modes de rupture [18].

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.

### 1-3-2 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 1-23)





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.

### 1-3-2-1 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 Bepley et Lands, la seconde est La méthode du travail essentiel de la rupture (EWF).

#### 1-3-2-1-1 l'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) avec les notions de la figure (1-23).

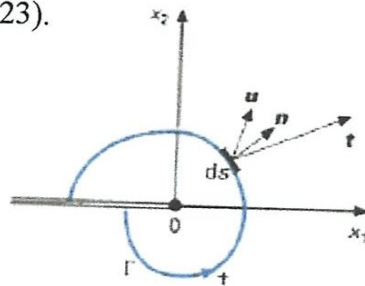


Figure 1-24 : Contour d'intégration.

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

Avec :

$\Gamma$  : est un chemin dans le plan autour de l'extrémité de la fissure.

$(x_1, x_2)$  sont les deux directions.

$$\vec{t} = \sigma_{ij} n_j \quad (3)$$

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

$ds$  : Est un élément d'arc  $\Gamma$

$\vec{n}$  est la normale à la courbe  $\Gamma$ ,

$\sigma$  est le tenseur de contrainte.

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

$$W(\varepsilon) = \int_0^\varepsilon \sigma_{ij} d\varepsilon_{ij} \quad (4)$$

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

L'intégrale  $J$  est indépendante du contour  $\Gamma$  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 de la mécanique linéaire élastique de la rupture, et d'en déduire une valeur critique de l'énergie de rupture  $J_{1c}$ .

L'intégrale- $J$  est équivalente au taux de restitution de l'énergie de déformation d'une fissure dans un solide soumis à une charge constante dans des conditions quasi-statiques.

Dans le cas de d'un comportement linéaire, élastique, il en résulte ceci

$$J = \frac{K_1^2}{E} \quad (5)$$

$$J = \frac{1-\nu^2}{E} K_1^2 \quad (6)$$

Avec :  $K_1$  Facteur d'intensité de contraintes.

### 1-3-2-1-2 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 (figure 1-24).

$$J = - \frac{1}{B} \frac{dU}{da} \quad (7)$$

La méthode de la complaisance se résume en (figure 1-25)

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 (7).

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  $J_{1c}$  caractéristique de matériau.

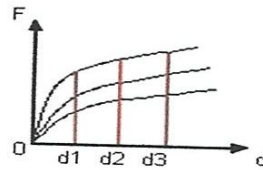


Figure 1-25 (a)

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

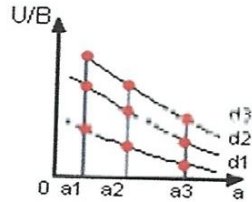


Figure 1-25 (b)

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

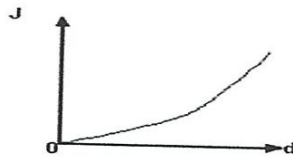


Figure 1-25 (c)

Variation de J en fonction du déplacement imposé d, pour des fissures de différentes longueurs :  $a_1, a_2, \dots$

Figure 1-25 Principes de la détermination expérimentale de J par la méthode de la complaisance.

Les courbes de la figure 1-25 (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 II

## ETUDE EXPERIMENTALE

## 2- Procédure expérimentale

### 2-1 Matériau étudié

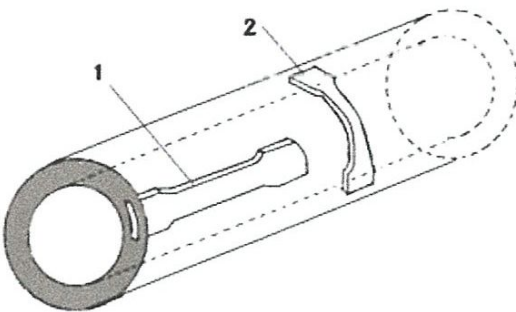
Le matériau étudié est un tube en PEHD100 ayant un SDR 11 de diamètre extérieur 200 mm et 13 mm d'épaisseur destiné à la distribution de gaz naturel conçu pour des réseaux de 4 bars de service.

### 2-2- Préparation des éprouvettes

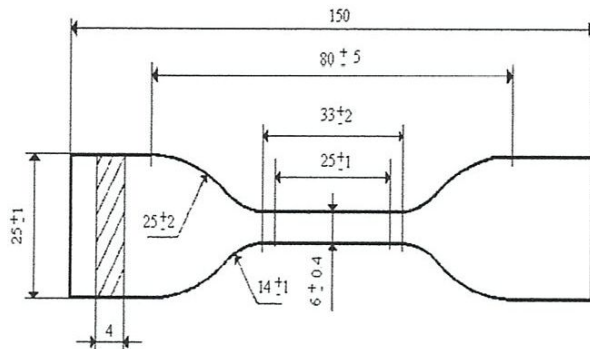
Cette étude a nécessité la préparation de deux types d'éprouvettes :

#### 2-2-1 Eprouvettes de caractérisation

La forme initiale des éprouvettes est obtenue par découpage, à l'aide de l'emporte-pièce selon la norme ISO 6259-3 type 2 découpées dans le sens longitudinal et radial du tube figure 2-1 et figure 2-2.



**Figure 2-1** Direction de découpage des éprouvettes



**Figure 2-2** Dimensions des Eprouvettes de caractérisation

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



a) Sens longitudinal.



b) Sens radial.

Figure 2-3 Forme des éprouvettes de caractérisation.

### 2-2-2 Epreuve SENT

Les éprouvettes utilisées pour la ténacité sont les éprouvettes SENT (traction à entaille latérale), les dimensions sont illustrées sur la figure 2-4.

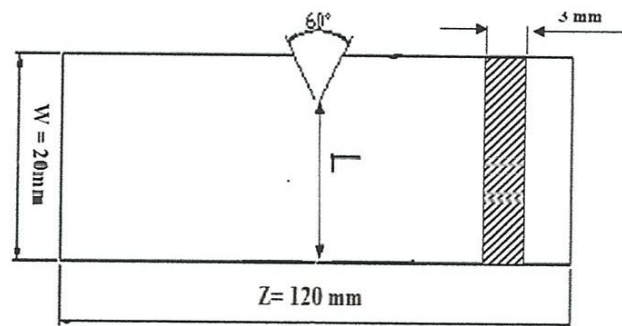


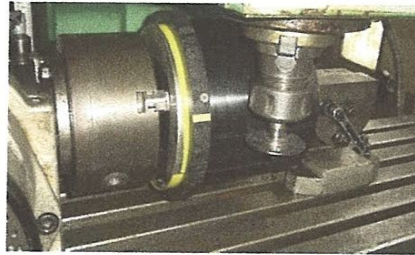
Figure 2-4 Epreuve SENT.

La première opération est le tronçonnage le tube en PEHD grade 100 en longueur de 150 mm avec une scie métallique.

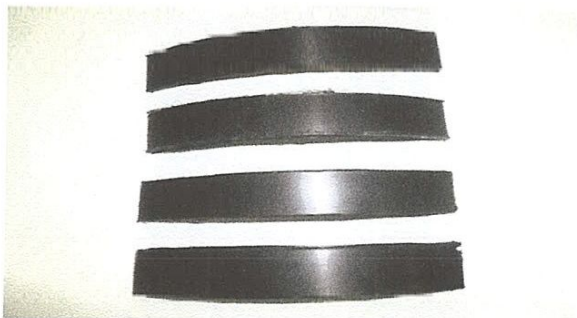
La deuxième opération est la phase de l'usinage de tube tronçonné, on effectue un chariotage sur un tour universel jusqu'à l'obtention d'une couche de 3 mm, Pour la fixation du tronçon dans les mors de la machine, on utilise un mandrin en acier, ce dernier se loge forcé dans le tube pour réduire les vibrations et éviter toute déformation et endommagement de l'ébauche.

Les premières passes de chariotage sont faites à une vitesse de coupe de 223 m/min et une avance de 0,2 mm/min et les passes de finition sont faites à 267 m/min avec des profondeurs de passe 0,5, 0,25 mm. Les tronçons chariotés sont découpés en bandes rectangulaires de 20 mm de largeur, et longueur de 120 mm à l'aide d'une fraise scie

montée sur une fraiseuse universelle type ALMO FV 1.5 équipé par un diviseur différentiel figure 2-5 et figure 2-6



**Figure 2-5** Découpage des bondes par un diviseur différentiel.



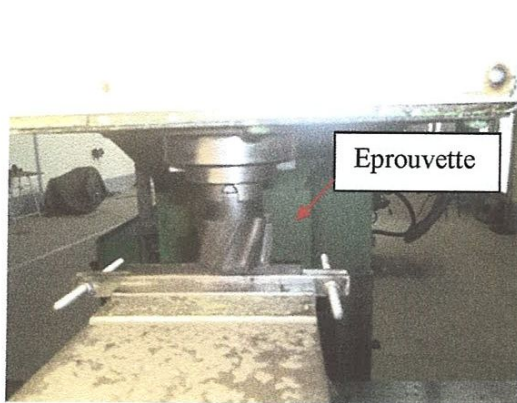
a) sens radial.



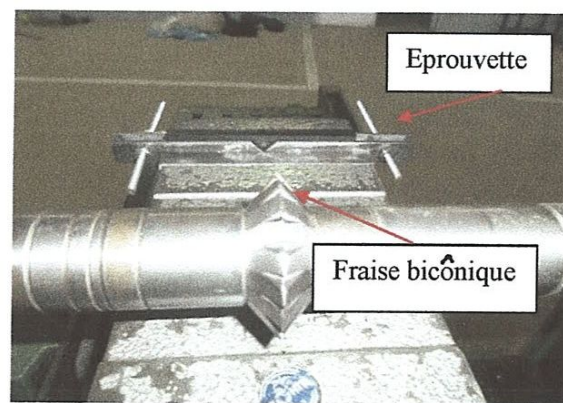
a) Sens longitudinal.

**Figure 2-6** Forme d'éprouvette SENT.

La troisième opération consiste à optimiser l'état de surface des éprouvettes avec une fraise à surfacer pour obtenir des mesures correctes figure 2-7. Par la suite une entaille en V est réalisée sur le milieu de chaque éprouvette. Les entailles sont faites avec une fraise biconique ( $60^\circ$ ) montée sur une fraiseuse universelle figure 2-8.



**Figure 2-7** Opération de surfacage.



**Figure 2-8** réalisations des entailles en V.



La quatrième opération est une opération de fissuration des éprouvettes, ces dernières sont entaillées et triées d'après leurs épaisseurs. La fissuration est faite à l'aide d'un dispositif préalablement préparé figure 2-9.

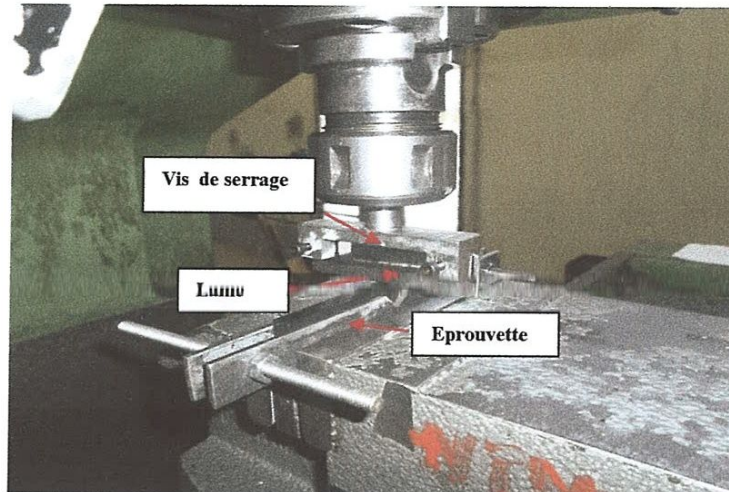


Figure 2-9 Banc d'essais pour la réalisation des fissures.

Finalement on obtient des éprouvettes fissurées de différentes profondeurs. Ensuite à l'aide d'un microscope optique STANDARD GAGE VISUEL GAGE 2.2.0 équipé d'un logiciel d'application pour machine de mesure optique, on mesure les ligaments à une échelle microscopique figure 2-10

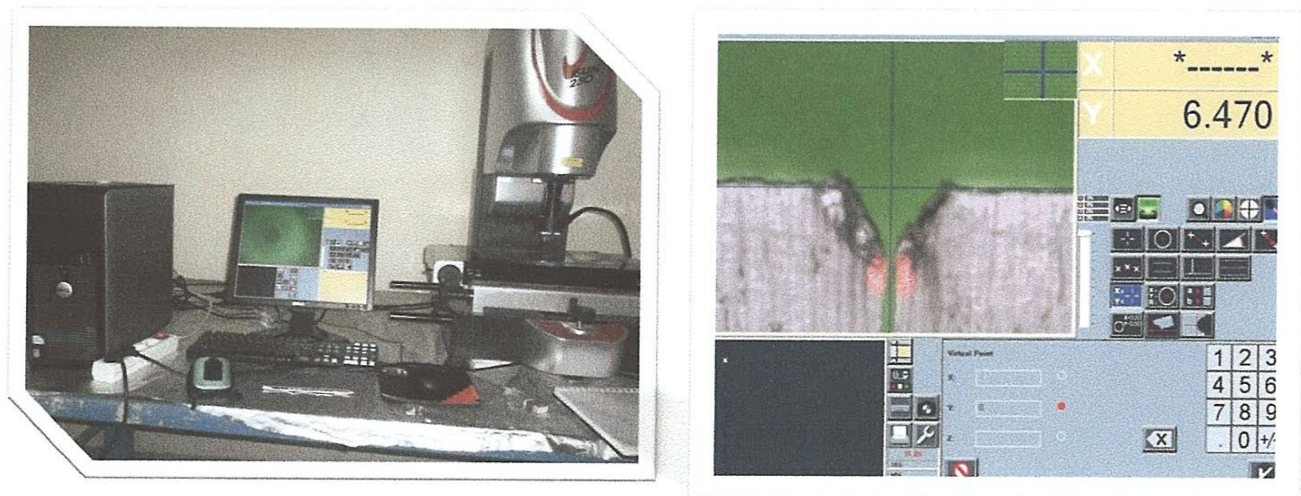


Figure 2-10 Mesure et lecture des longueurs de ligament. Sur un microscope optique.

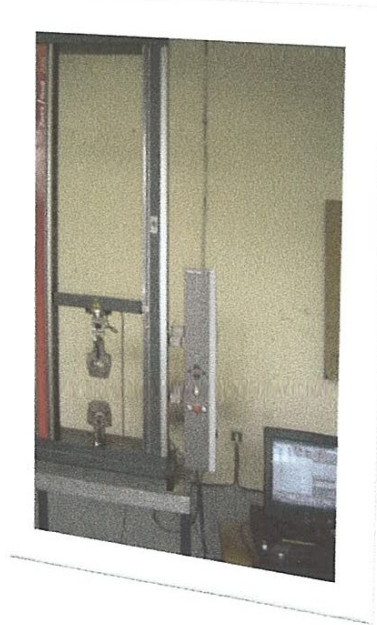
### 2-3 Déroulement des essais

Les essais de traction sont réalisés sur une machine d'essai universel de type ZWICK RoelleZ005, d'une capacité de 5 KN, pilotée par un ordinateur dont le traitement des résultats est effectué à l'aide d'un logiciel **figure 2-11** Ces essais ont été réalisés au laboratoire de Mécanique et structure de l'université de Guelma.

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

Le 1<sup>er</sup> essai de caractérisation des éprouvettes dans les deux sens longitudinal et radial.

- Le 2<sup>ème</sup> essai de rupture pour la mesure de la ténacité.



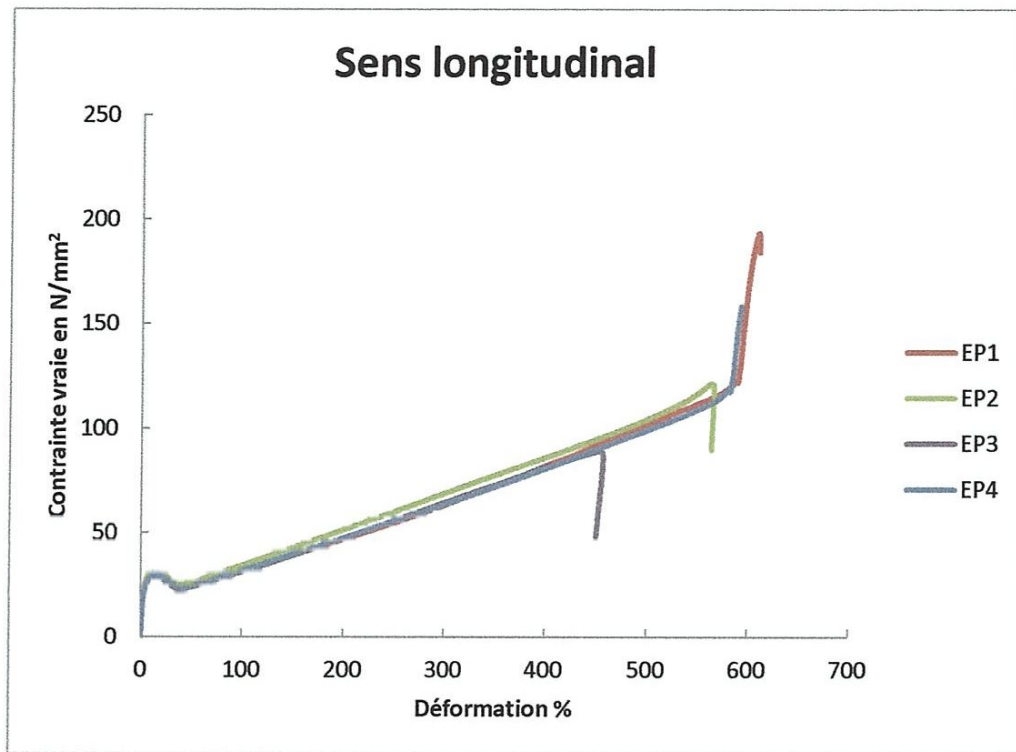
**Fig 2-11** Banc d'essais

### 2-4 Caractérisation du PEHD 100

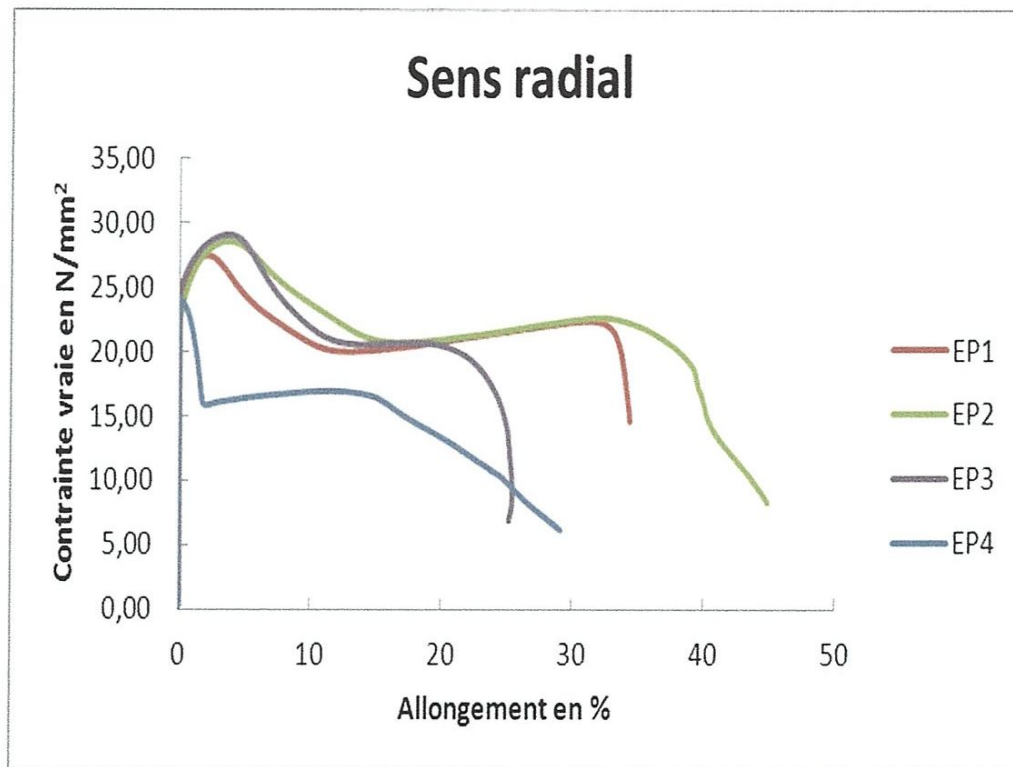
Pour caractériser le matériau considéré deux séries d'essais de traction sur 4 éprouvettes sont effectuées jusqu'à la rupture du matériau à température ambiante, à vitesse d'essai de 100 mm/min. les éprouvettes sont conditionnées selon les normes NFT 51-014 ET NFT 51-074, relatives aux dimensions et à la vitesse à appliquer.

### 2-5 Résultats obtenus

Les courbes de comportement contrainte-déformation obtenues après essais pour les deux séries d'éprouvettes sont illustrées sur les figures 2-12, ainsi que les tableaux 2-1 et 2-2 regroupent les valeurs expérimentales moyennes des caractéristiques mécaniques calculées d'après les courbes de comportement contrainte-déformation.



a) Sens longitudinal.



b) Sens radial.

Figure 2-12 Comportement mécanique expérimental en traction du PEHD100.

<b>Caractéristiques mécaniques sens longitudinal V100</b>					
<b>EP</b>	<b>E (GPa)</b>	<b><math>\sigma</math> élastique (MPa)</b>	<b><math>\sigma</math> de Rupture (MPa)</b>	<b><math>\epsilon_e</math> %</b>	<b><math>\epsilon_{Rup}</math> %</b>
1	1.07	28.86	193.602	12.86	611
2	1	31.19	121.519	14.0	564.364
3	0.953	28.594	89.253	13.92	454.17
4	0.909	29.07	158.584	14.77	593.606
<b>Moyenne</b>	<b>0,983</b>	<b>29.42</b>	<b>140.740</b>	<b>13,89</b>	<b>555.785</b>

**Tableau 2-1** Propriété mécanique du PEHD 100 obtenues pour les éprouvettes longitudinales.

Caractéristiques mécaniques sens radial V100				
EP	E (GPa)	$\sigma$ élastique (MPa)	$\varepsilon_e$ %	$\varepsilon_{Rup}$ %
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
<b>Moyenne</b>	<b>0.518</b>	<b>27.23</b>	<b>7.028</b>	<b>35.36</b>

Tableau 2-2 Propriété mécanique du PEHD 100 obtenues pour les éprouvettes radiales.

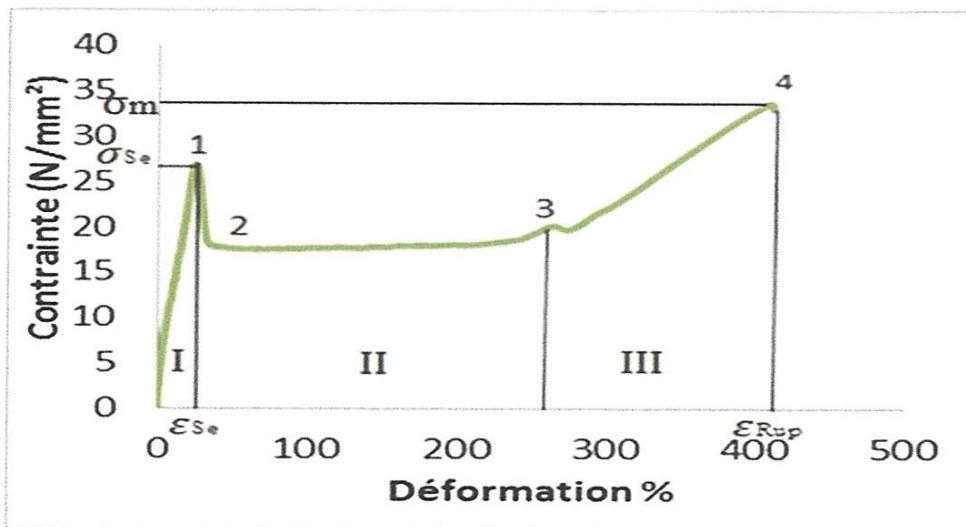


Figure 2-13 Courbe de comportement mécanique expérimental en traction.

## 2-6 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 2-13. Cette courbe est typique à celle des polymères semi-cristallins [21], elle présente trois zones distinctes:

La première zone (I) il s'agit de la déformation élastique réversible du matériau due à la phase amorphe, où la contrainte augmente avec l'augmentation de la déformation d'une façon linéaire au début de la courbe, puis une perte de linéarité jusqu'au point d'écoulement qui correspond au seuil de plasticité déterminé par la contrainte d'écoulement ( $\sigma_e$  point 1). Cette perte de linéarité est due à des effets viscoélastiques [22]. Suivie d'une diminution brusque de la contrainte portion (1-2), A ce stade, il y a initiation d'une striction qui se forme jusqu'à stabilisation. La zone (II) est caractérisée par une déformation plastique, qui se produit à contrainte plus au moins constante, ce palier est dû essentiellement à la propagation de la striction le long de l'échantillon jusqu'au taux naturel de déformation et à une réorientation à grande échelle des chaînes macromoléculaires amorphes et des lamelles cristallines et au glissement des molécules par bandes de cisaillement [23,24].

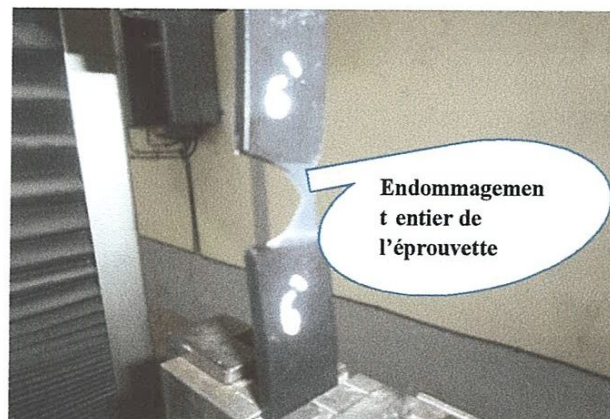
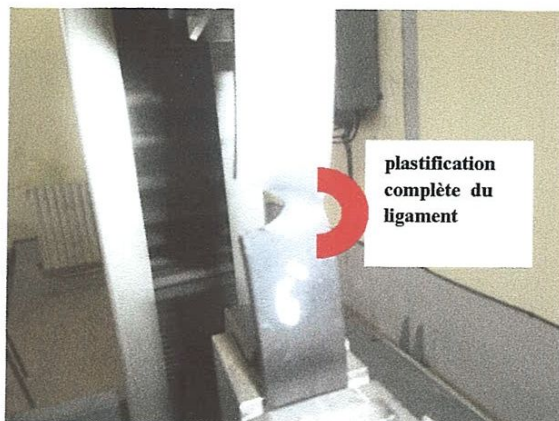
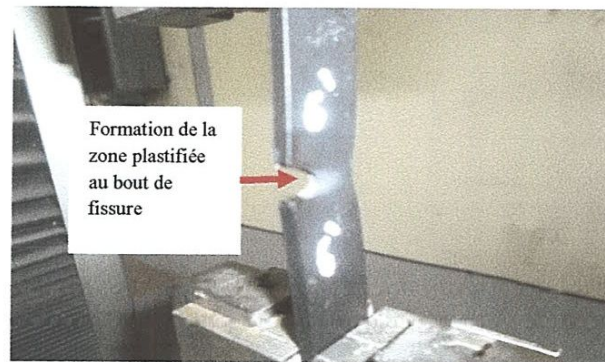
Avant rupture, la courbe contrainte-déformation monte jusqu'au point 4 (zone III). La déformation redevient homogène grâce à un durcissement structural lié à l'orientation des chaînes macromoléculaires dans le sens de l'étirage et l'augmentation de la fraction fibrillaire du matériau [22].

Les propriétés mécaniques en traction du tube PEHD sont caractérisées dans les deux directions (direction d'extrusion et direction radiale). D'après la figure (2-12) et les tableau 2-1 et 2-2, on constate que les valeurs moyennes du modules (E) et la contrainte ( $\sigma_e$ ) sont plus élevés dans la direction longitudinale que dans la direction radiale. En ce qui concerne la rupture, la déformation à la rupture  $\varepsilon_{Rup}$  dans la direction longitudinale est plus élevée que celle dans la direction radiale. Cela signifie que le PEHD est plus ductile et plus résistant à rupture dans la direction d'extrusion que dans la direction radiale.

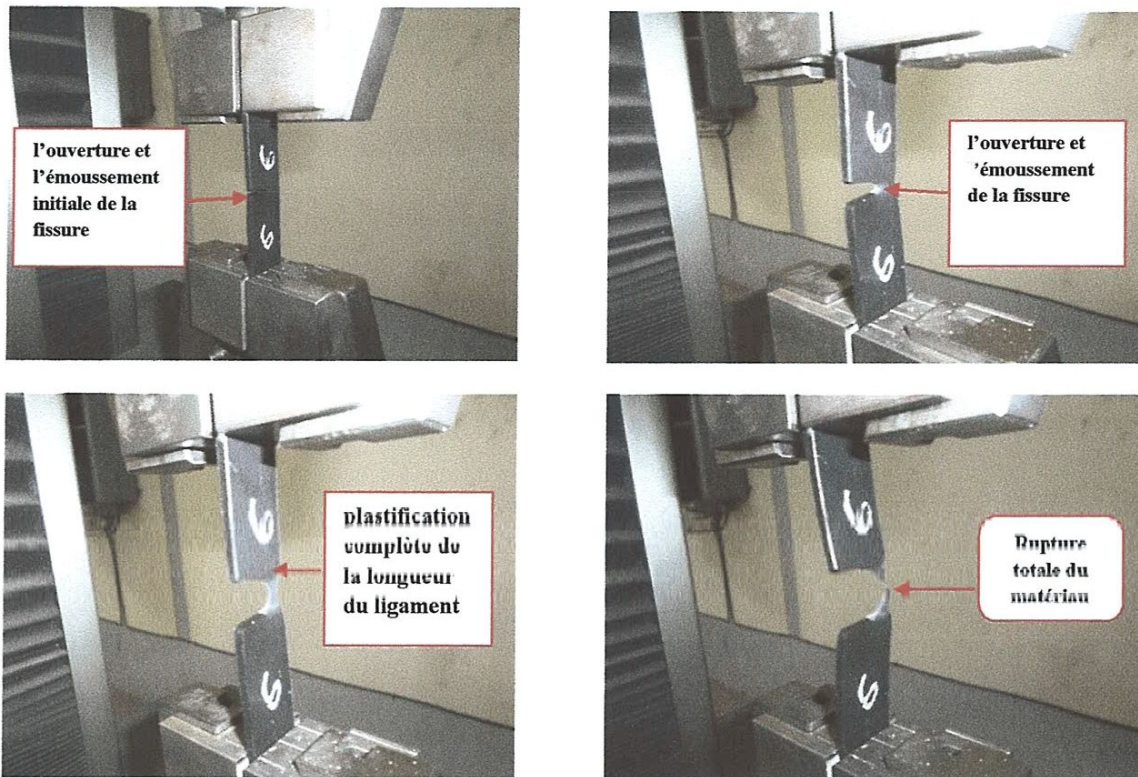
## 2-7 Détermination de la ténacité

### 2-7-1 l'effet du sens de prélèvement des éprouvettes

L'essai de traction est réalisé sur le même banc d'essai, deux séries d'éprouvettes l'une du sens longitudinal et l'autre du sens radial ont été préparées pour la traction, la vitesse d'essai recommandée est de 10 mm/min, la figure 2-14 montre le principe de déroulement de l'essai jusqu'à la rupture.



a) Epreuve sens longitudinal.

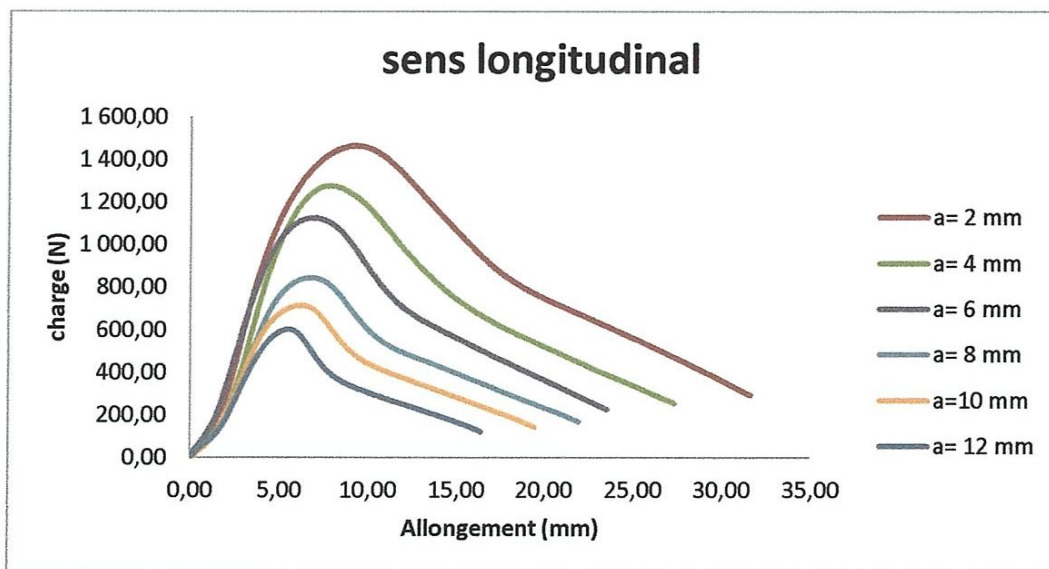


b) Eprouvette sens  $v$  radial

Figure 2-14 Eprouvettes obtenues après Essai de traction à  $v$ =constante

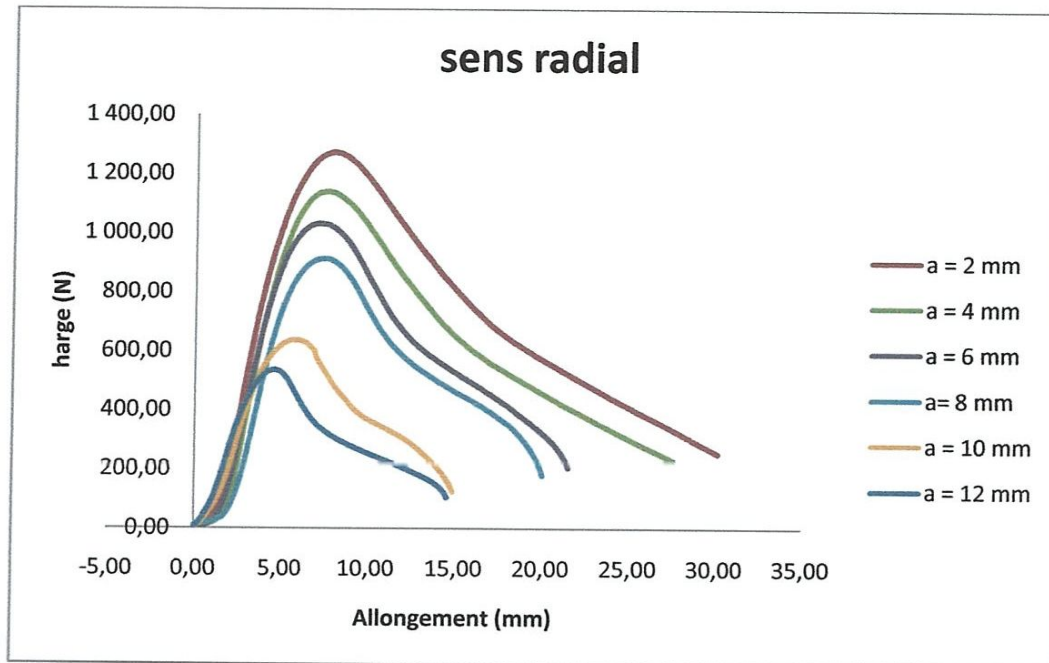
2-7-1-1 Résultats obtenus

Les courbes Charge-Allongement sont représentées par la figure 2-15 pour les deux sens longitudinal et radial.



a) Sens longitudinal





b) Sens radial

**Figure 2-15** courbes expérimentales charge-déplacement  $v = 10 \text{ mm/min}$ 

### 2-7-1-2 Analyse des résultats obtenus

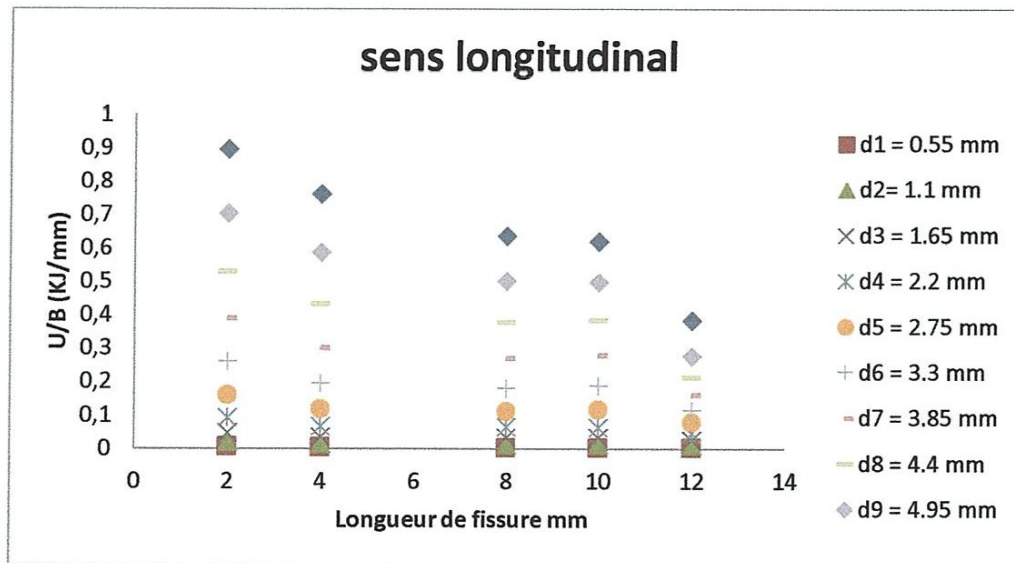
La figure 2-15 montre les courbes expérimentales force-déplacement obtenues lors d'un essai de traction à vitesse constante pour différentes longueurs de fissure. La forme de ces courbes confirme une rupture ductile du PEHD 100. Dans ce mode de rupture la courbe charge-déplacement montre une charge qui 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

### 2-7-1-3 Calcul de J par la méthode de BEGLAY et Lands

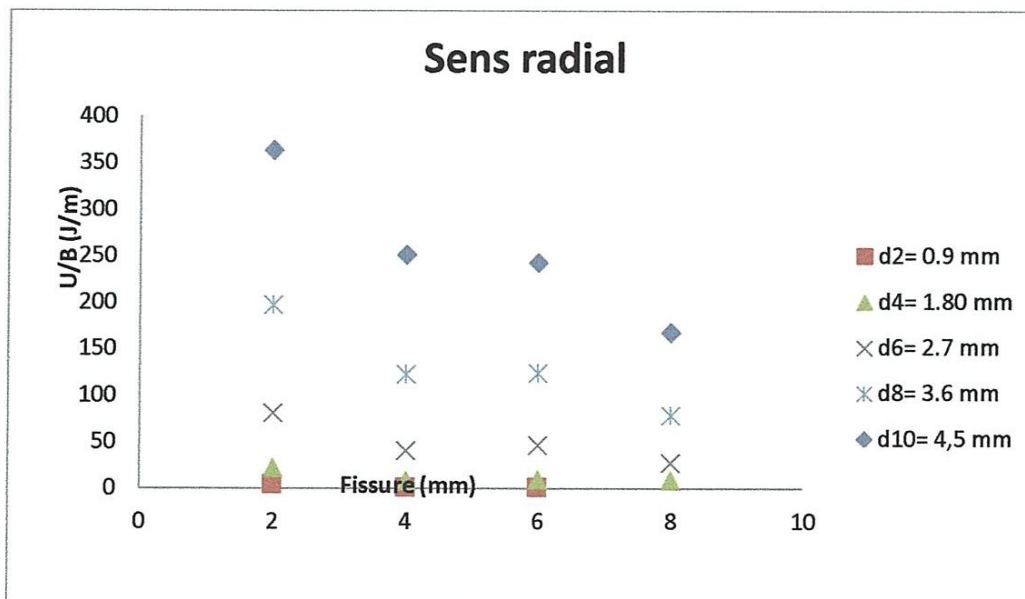
A partir des courbes expérimentales force-déplacement obtenues figure 2-15, on calcule l'énergie de déformation potentielle  $U$  à déplacement donné, c'est-à-dire, l'aire sous la courbe force-déplacement, jusqu'à la valeur du déplacement critique (point d'amorçage de la fissure). Dans notre cas, il est assimilé au point de la charge maximale. Ensuite on construit les courbes énergies par unité d'épaisseur en fonction

de la longueur de la fissure pour chaque déplacement. Les figures 2-16 montrent l'évolution de l'énergie de déformation (U) par unité d'épaisseur en fonction de la longueur de fissure pour plusieurs valeurs de déplacement (d) pris comme paramètre dans les deux sens (longitudinal et radial). Les courbes obtenues sont lissées par des fonctions linéaires. Les pentes de ces courbes permettent de tracer la variation de l'intégrale J en fonction de l'incrément d comme le montre la figure 2-17.

2-7-1-3 1 Résultats obtenus

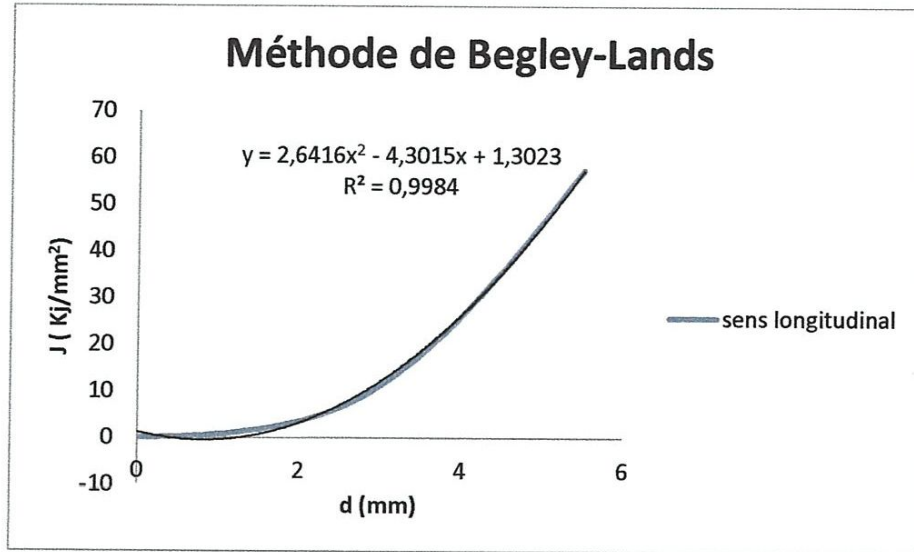


a) Sens longitudinal

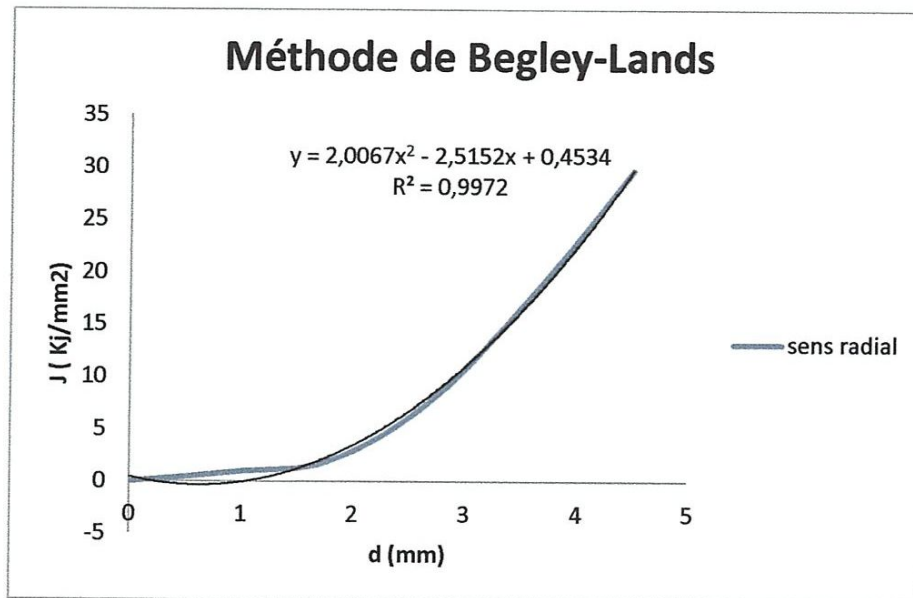


b) Sens radial

Figure 2-16 Energie de déformation spécifique en fonction de a pour d constant.



a) sens longitudinal.



b) sens radial.

Figure 2-17 variation de J en fonction de d.

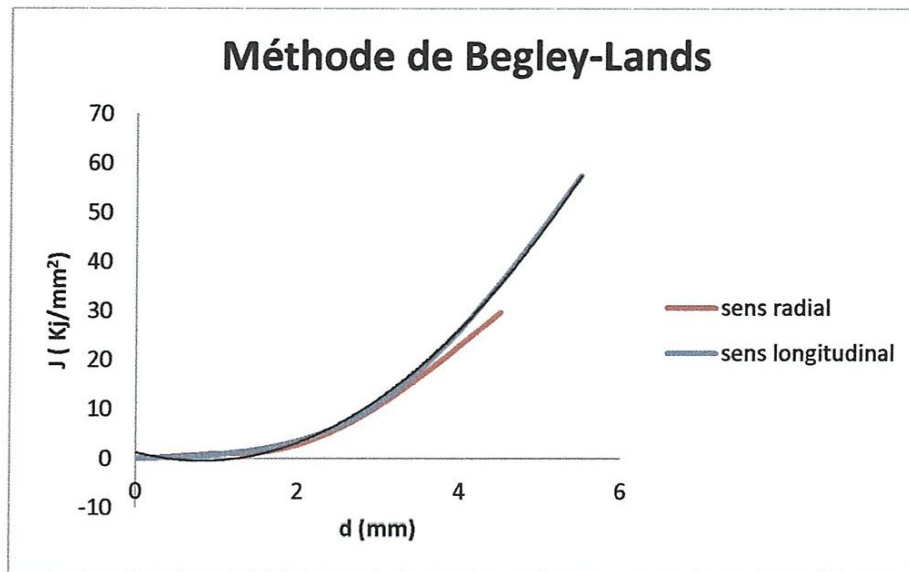


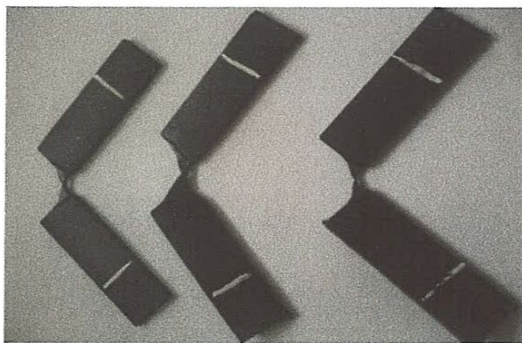
Figure 2-18 Evolution de l'intégral J en fonction du déplacement d.

Dans le but de voir l'influence du sens d'éprouvette sur la valeur calculée de J, nous avons déterminé le rapport  $J_{long/adial}$  les résultats obtenus sont portés sur le tableau 2-3

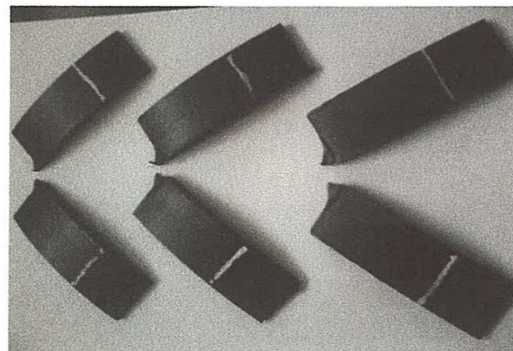
<b>d (mm)</b>	0,9	1,8	3,6	4,5
<b><math>J_{long/adial}</math> KJ/mm<sup>2</sup></b>	1,14	1,16	1,32	1,52

Tableau 2-3 Evaluation de  $J_{long/radial}$  en fonction de d.

Les éprouvettes obtenues après l'essai de traction sont présentées par la figure 2-19



a) Sens longitudinal



b) Sens radial

Figure 2-19 Eprouvettes obtenus après essai de traction à différente vitesses

#### 2-7-1-4 Analyse des résultats obtenus

On voit que la valeur de  $J$  est plus faible dans la direction radiale que dans la direction longitudinale. Cela peut être expliqué par l'orientation de la structure cristalline dans le tube qui influe considérablement sur la valeur de  $J$ . En sachant que la direction de propagation des fissures est perpendiculaire à la direction de sollicitation. Une première observation des courbes superposées de l'intégrale  $J$  (figure 2-18) en fonction du déplacement indique que l'évolution de  $J$  dans le sens longitudinal est plus importante que celle dans le sens radial. Les courbes présentent une forme polynomiale.

Les résultats obtenus (Tableau 2-3) indiquent que l'augmentation du déplacement imposé entraîne une augmentation du rapport  $J_{\text{long/radial}}$

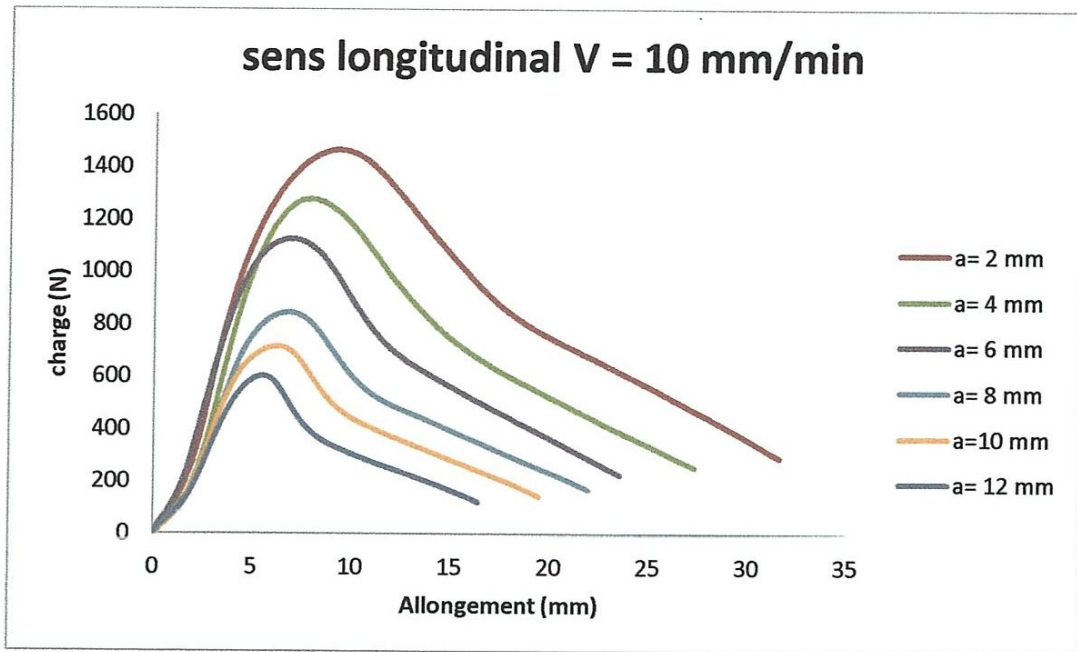
En résulte que la ténacité du matériau dans le sens longitudinal est plus grande que dans le sens radial et les fissures des tubes PEHD 100 dans ce sens sont plus dangereuses que dans le sens longitudinal

#### 2-7-2 L'effet de la vitesse

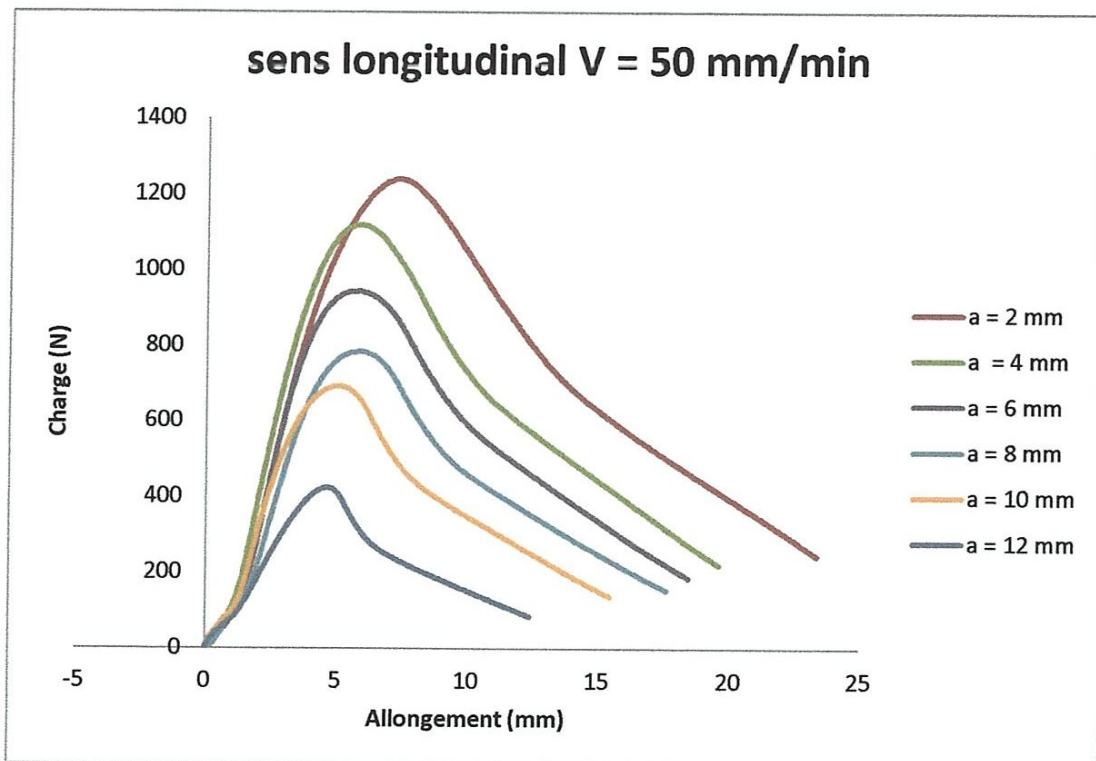
L'essai de traction est réalisé sur le même banc d'essai. Une série d'expériences est consacrée à l'étude de l'influence de la vitesse de chargement sur la ténacité du matériau étudié, les éprouvettes de sens longitudinal soumises à un étirement uni axial dans une gamme de vitesse  $V = 10 \text{ mm/min}$ ,  $V = 50 \text{ mm/min}$  et  $V = 100 \text{ mm/min}$

##### 2-7-2-1 Résultats obtenus

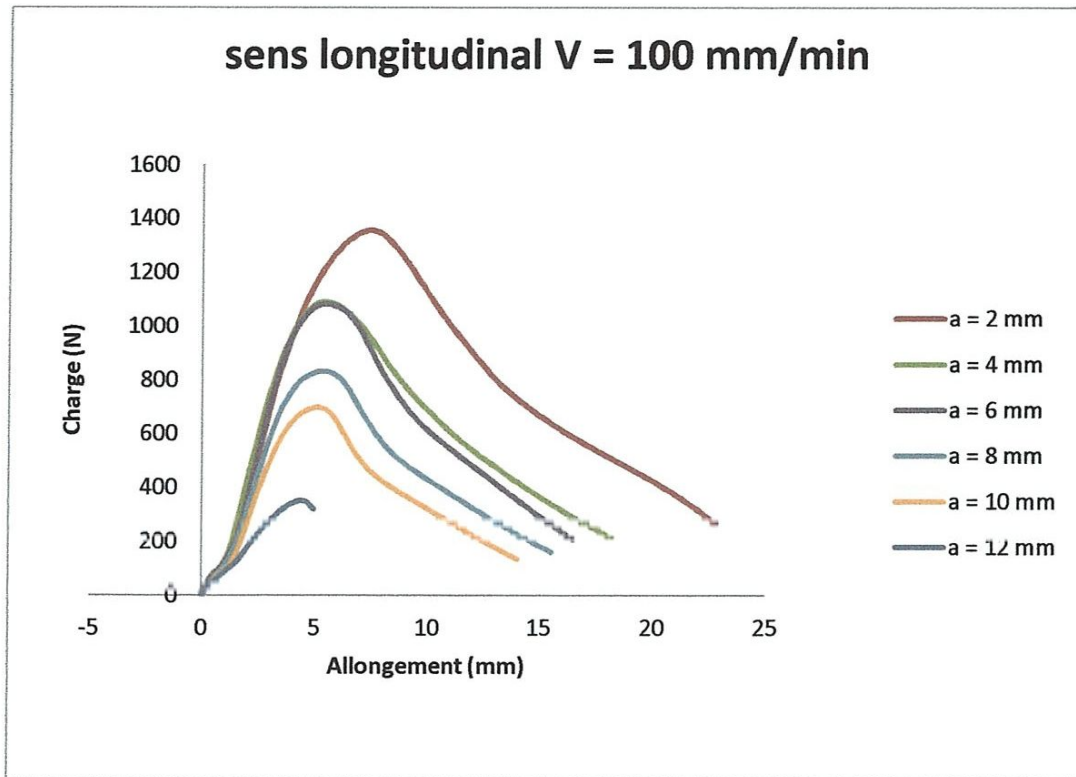
Les courbes Charge-Allongement en fonction des vitesses sont reportées sur les figures suivantes :



a) Courbes Charge-Allongement v= 10 mm/min.

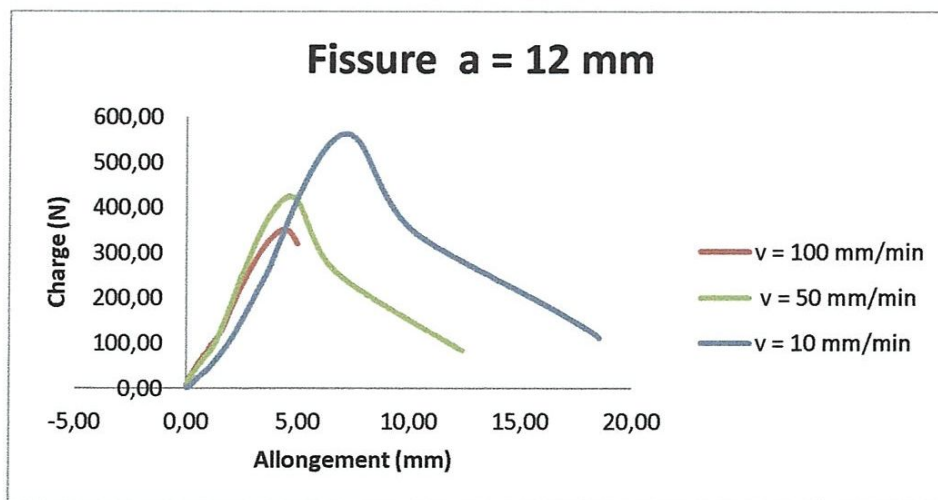


b) Courbes Charge-Allongement v=50 mm/min

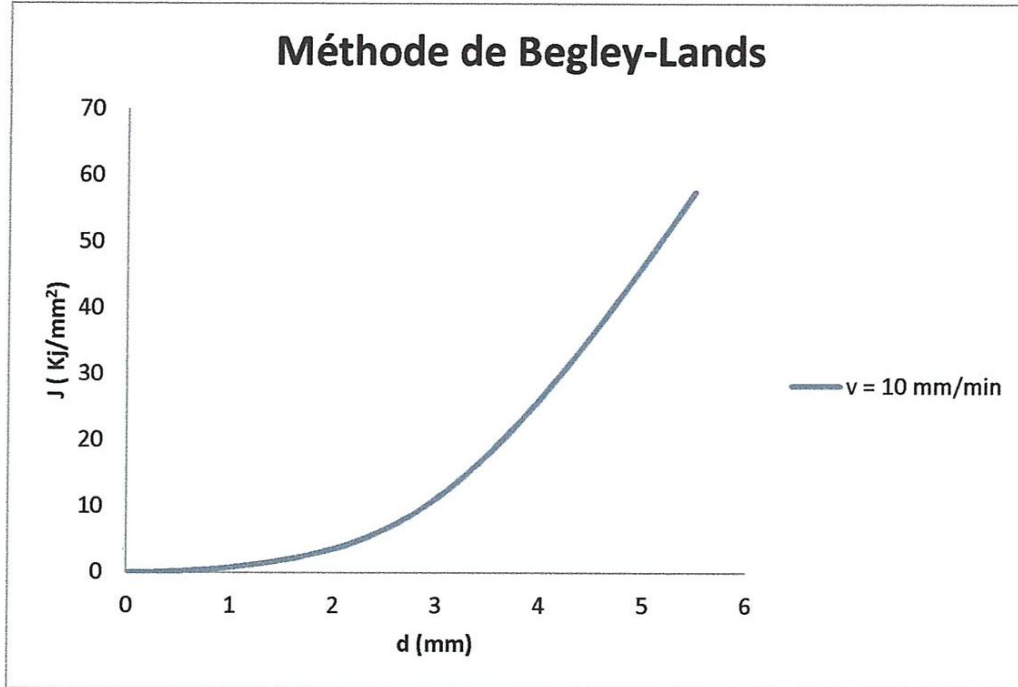
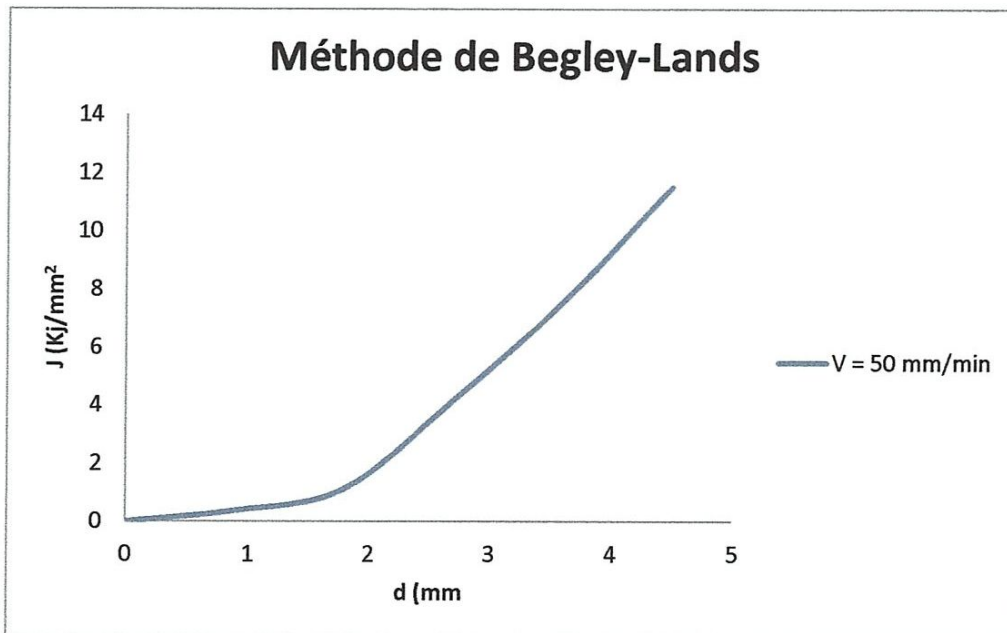


**Figure 2-20 Courbes Charge-Allongement pour différentes vitesses de chargement.**

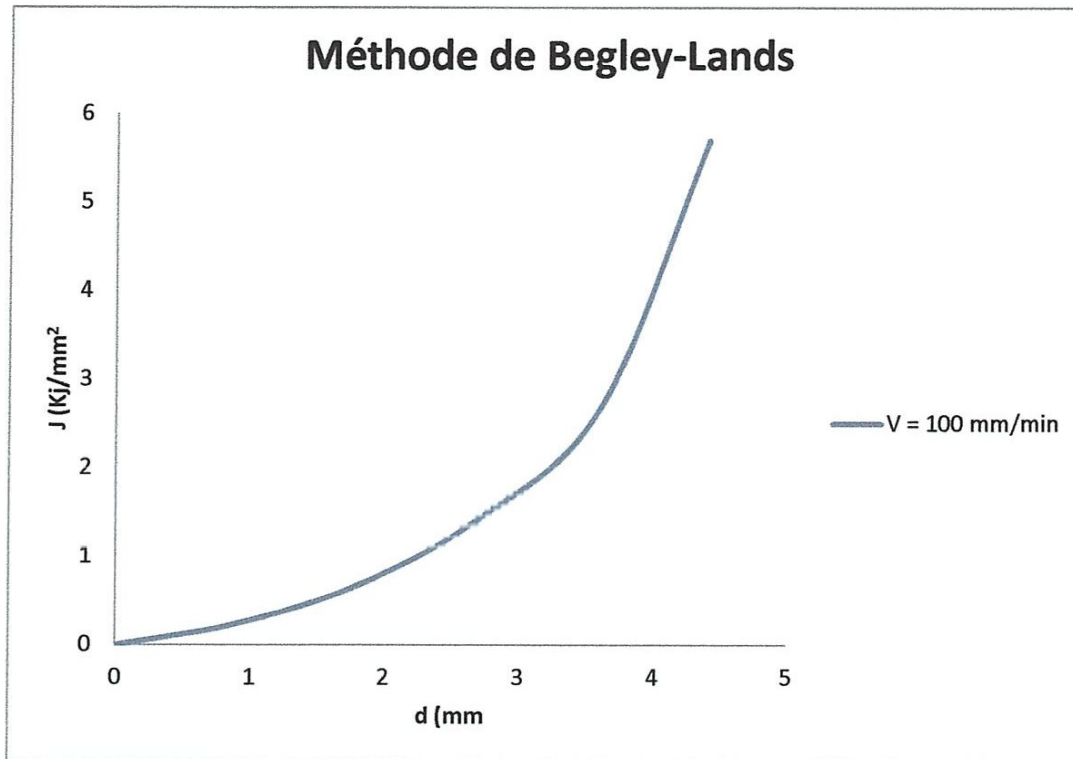
Dans le but d'avoir une comparaison entre les courbes charge-allongement en fonction de variation de vitesse en prenant le cas d'une longueur de fissure  $a = 12$  mm et la superposition de ces courbes montrée par la figure 2-21



A partir des courbes expérimentales force-déplacement obtenues figure 2-20 et en appliquant la méthode de BEGLAY et Lands, les courbes de la variation de l'intégrale  $J$  en fonction de l'incrément  $d$  pour les différentes vitesses sont présentés par la figure 2-22 et la figure 2-23

a)  $V = 10 \text{ mm/min}$ b)  $V = 50 \text{ mm}$





c)  $V = 100 \text{ mm/min/}$

Figure 2-22 variation de  $J$  en fonction de  $d$  pour différentes vitesses.

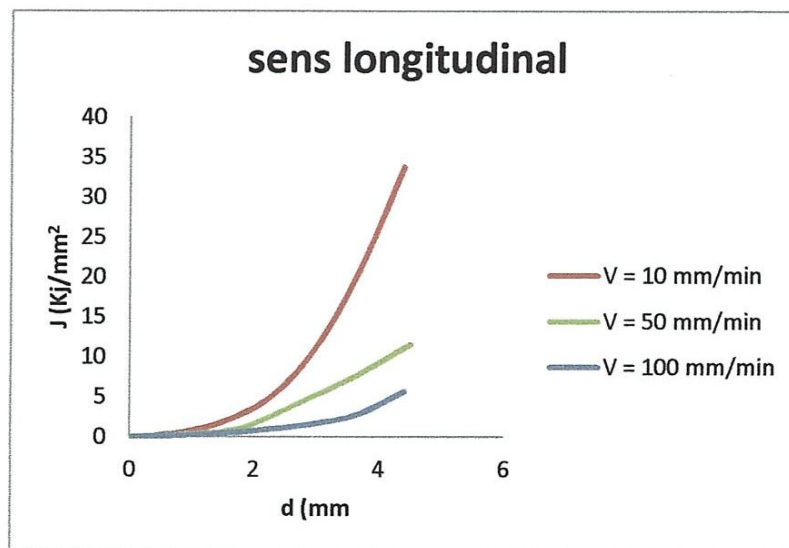
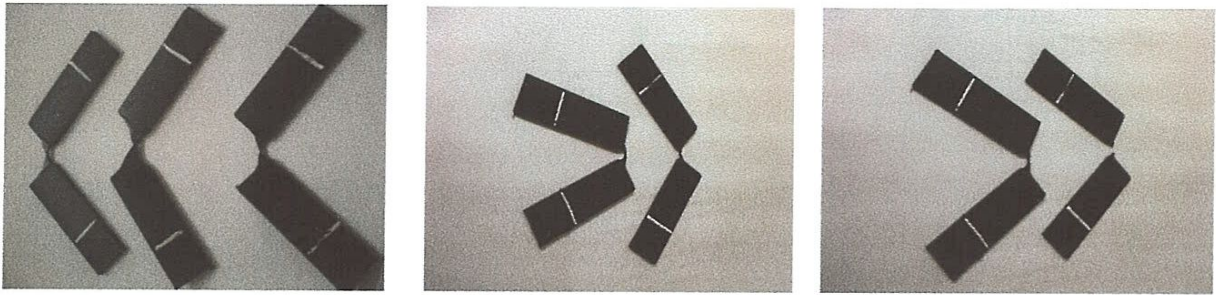


Figure 2-23 Evolution de l'intégral  $J$  en fonction du déplacement  $d$  pour différentes vitesses

Les éprouvettes obtenues après l'essai de traction sont présentées par la figure 2-24



a)  $v = 10 \text{ mm/min}$

b)  $v = 50 \text{ mm/min}$

b)  $v = 100 \text{ mm/min}$

**Figure 2-24** Eprouvettes obtenus après essai de traction à différente vitesses

### 2-7-2-2 Analyse des résultats

La superposition des courbes charge-allongement en fonction de la vitesse de sollicitation figure 2-20, montre clairement que la valeur de l'allongement à la rupture diminue avec l'augmentation de la vitesse de chargement.

D'après la figure 2-23 on remarque que  $J$  diminue avec l'augmentation de la vitesse de chargement ce qui indique l'influence de l'effet de cette dernière sur la ténacité du matériau et sur les propriétés mécaniques du matériau.

La figure 2-21 confirme une rupture ductile du PEHD100 pour les trois vitesses et montre que la charge augmente avec l'augmentation de l'allongement jusqu'à une valeur maximale puis elle diminue quand l'allongement augmente. Pour la courbe charge-Allongement à  $v = 100 \text{ mm/min}$  on remarque qu'elle atteint à :

$F_{\max} = 350 \text{ mm/min}$  et  $\Delta l = 4.45 \text{ mm}$  au-delà de ces valeurs on a une rupture du matériau et une absence totale de la zone de propagation de la déformation (palier ductile), et le comportement du matériau dans ce cas devient fragile.

# Conclusion Générale

L'étude abordée entre dans le cadre de la contribution à la connaissance du comportement mécanique expérimental du PEHD100 soumis à un chargement statique.

1-Le comportement mécanique du PEHD100 soumis à une sollicitation de traction à vitesse constante (Essai de caractérisation) présente des courbes contraintes-déformations typiques à celles des polymères semi-cristallins. Les résultats obtenus ont montrés que la valeur moyenne du module d'élasticité du matériau étudié et la contrainte d'écoulement dans la direction d'extrusion sont plus élevés que dans le sens radial ce qui indique que la résistance à la déformation du polyéthylène PEHD100 dans le sens longitudinal est plus grande que celle dans le sens radial et par conséquent le matériau est ductile.

2- pour les essais de la ténacité :

- La figure 2-15 montre les courbes expérimentales force – déplacement en fonction de la longueur du ligament dans les deux directions longitudinale et radiale. On observe une réponse  $F(\Delta l)$  "ductile" dans les deux directions. La similarité de la forme des courbes en fonction de la longueur du ligament dans les deux directions signifie que le mode de rupture est indépendant de la longueur du ligament.
- La méthode de Begley-Landes est intéressante car elle permet l'évaluation expérimentale de  $J_{Ic}$ , mais elle nécessite, la connaissance du point critique d'amorçage de la fissure.
- Pour l'essai de la ténacité (vitesse de chargement constante) on constate que la ténacité du matériau dans le sens longitudinal est plus grande dans le sens radial. Les fissures radiales sont plus dangereuses que les fissures longitudinales, et par conséquent l'orientation de la phase cristalline dans le tube influence considérablement la valeur de  $J$ .
- l'évolution de  $J$  en fonction de  $d$  pour des différentes vitesses de chargement montre d'une manière remarquable l'effet de la vitesse de chargement sur la ténacité du polyéthylène, on constate que la ténacité diminue avec l'augmentation de la vitesse, cette variation est attribuée au caractère viscoplastique régissant la ténacité du PEHD100.

# Références Bibliographiques

Cette étude s'est située dans le cadre de la contribution à la connaissance du comportement à la rupture du polyéthylène haute densité PEDH 100 soumis à la traction statique.

- Les courbes de comportement mécanique contrainte-déformation sont divisées en trois zones distinctes conformes à celles des polymères semi-cristallins;
- une variabilité des propriétés mécaniques en termes de module d'élasticité, contrainte d'écoulement et cela pour les deux types éprouvettes testées ;
- le mode de rupture est indépendant de la longueur du ligament ;
- les fissures radiales sont plus dangereuses que les fissures transversales;
- la ténacité est fortement liée à la vitesse de chargement. L'augmentation de la vitesse de chargement entraîne une diminution de  $J_{IC}$ .