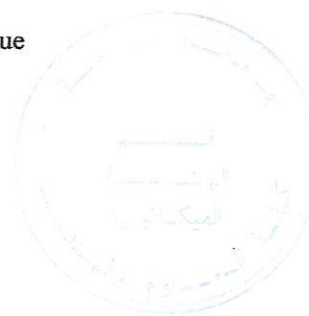




Mémoire de Magister

Université de Guelma
Faculté des Sciences et de l'Ingénierie

Département de : Génie Mécanique
Spécialité : Construction et Productique

Présenté par : **HAMLAOUI NACIRA**

**ETUDE EXPERIMENTALE DU COMPORTEMENT MECANIQUE
DU PEHD 80 SOUMIS A DES SOLLICITATIONS
STATIQUE ET CYCLIQUE**

Sous la Direction du : **Dr L. FATMI**

DEVANT LE JURY:

REDJEL Bachir
FATMI Louendi
CHAOUI Kamel
BELBAH Ahmed
GUENFOUD Salah

Professeur, Université d'Annaba, Président;
Maître de conférences, Université de Guelma, Rapporteur;
Professeur, Université d'Annaba, Examineur;
Maître de conférences, Université de Guelma, Examineur;
Maître de conférences, Université de Guelma, Examineur;
Rep. du Doyen de la Faculté des Sciences et de l'Ingénierie.

Juin 2006



REMERCIEMENTS

Ce travail a été réalisé au Laboratoire de Mécanique et de Structures du Département de Génie Mécanique, Faculté des Sciences et de l'Ingénierie de l'Université de Guelma.

Je tiens à exprimer ma profonde reconnaissance à mon encadreur **Dr. L. FATMI** de m'avoir dirigé dans ce travail, pour ses conseils précieux, sa disponibilité et son suivi attentif tout le long de la préparation de ce mémoire.

Je tiens à exprimer ma gratitude et ma sympathie aux membres de jury **Pr. B. REDJEL**, **Pr. K. CHAOUI**, **Dr A. BELBAH** et **Dr S. GUENFOUD** qui ont bien voulu prendre sur leurs temps l'examen du contenu de ce mémoire.

Je tiens à exprimer ma reconnaissance envers **Mr. M. KHAROUBI** pour ses encouragements et son aide précieuse ainsi qu'au **Dr. M. A. YALLES** et à **Mr. A. R. DJEBALA**.

Mes vifs remerciements s'adressent également au personnel du département de génie mécanique et plus particulièrement les techniciens du hall technologique et du laboratoire des sciences des matériaux sans oublier les personnes de l'ENPCFIEXPAS, ainsi qu'aux cadres du laboratoire de Sotuplast de chlef et en particulier **Mr. M. AIMI**, **Mr. T. A. ABDELLATIF**, **Mr A. LOUCIF** et **Melle. S. LAHMAR**.

DEDICACE

A ma mère;
A ma sœur;
A mes nièces;
A mon neveu.

TABLE DES MATIERES

Introduction.....	10
Chapitre 1 : Généralités sur les polymères.....	12
1.1 Généralités.....	13
1.2 Les polymères.....	13
1.3 Différents types de polymères.....	13
1.3.1 Les thermoplastiques.....	13
a) Les amorphes.....	13
b) Les cristallins.....	13
1.3.2 Les thermodurcissables.....	14
1.3.3 Les élastomères.....	14
1.3.4 Les polymères naturels.....	14
1.4 Synthèse des polymères.....	14
1.5 Paramètres structuraux.....	14
1.5.1 Arrangement des macromolécules.....	14
1.5.2 Masse molaire.....	16
1.5.3 Degré de polymérisation.....	17
1.5.4 Cristallinité.....	17
1.5.5 Densité.....	17
1.6 Mise en forme des polymères.....	17
a) L'extrusion.....	18
b) Le moulage par compression.....	18
1.7 Comportement mécanique des polymères.....	18
1.7.1 Introduction.....	18
1.7.2 Température de transition vitreuse.....	18
1.7.3 Propriétés mécaniques.....	19
1.7.3.1 Comportement vitreux.....	20
1.7.3.2 Comportement viscoélastique.....	21
1.7.3.3 Comportement caoutchoutique.....	22
1.7.3.4 Ecoulement visqueux.....	22
1.7.4 Résistance à la déformation.....	22
1.7.4.1 Rupture fragile.....	22
1.7.4.2 Etirage à froid.....	24
1.7.4.3 Les craquelures.....	24
1.7.4.4 Le cisaillement par bandes.....	25
1.8 Paramètres influençant les propriétés mécaniques.....	26
1.8.1 Les caractéristiques des polymères.....	26
1.8.1.1 La cristallinité.....	26
1.8.1.2 La masse moléculaire.....	26
1.8.1.3 Le degré de polymérisation.....	27
1.8.1.4 La cohésion dans les polymères organiques.....	28
1.8.1.5 La géométrie de la macromolécule.....	28
1.8.2 L'extrusion.....	28
1.8.3 Les résidus catalytiques.....	29
1.8.4 L'orientation moléculaire.....	29
1.8.5 Les contraintes résiduelles.....	29
1.8.6 Les adjuvants.....	30
1.8.7 La vitesse de chargement.....	30

1.8.8 L'environnement.....	30
1.8.8.1 La température.....	30
1.8.8.2 L'humidité.....	31
1.8.8.3 Le vieillissement.....	31
Chapitre 2 : Matériau étudié et facteurs influençant le fini de surface.....	32
2.1 Les polyéthylènes.....	33
2.1.1 Polymérisation des polyéthylènes.....	33
2.1.2 Structure des polyéthylènes.....	34
2.2 Polyéthylènes haute densité.....	35
2.2.1 Propriétés des polyéthylènes haute densité.....	35
2.2.2 Caractéristiques du PEHD.....	36
2.3 Tubes en polyéthylènes.....	37
2.3.1 Spécification pour composition de base.....	37
2.3.2 Caractéristiques et classification.....	37
2.3.3 Domaine d'utilisation.....	38
2.3.4 Extrusion de tubes.....	38
a) L'extrudeuse.....	39
b) La filière.....	40
c) Le refroidissement.....	40
d) L'étirage.....	40
e) L'extrudat.....	41
2.3.5 Les produits obtenus.....	41
2.3.6 Caractéristiques des tubes en PEHD.....	42
a) Caractéristiques physiques.....	42
b) Caractéristiques mécaniques.....	42
c) Caractéristiques dimensionnelles.....	43
2.4 Matériau étudié et modes d'obtention des éprouvettes.....	44
2.4.1 Eprouvettes obtenues par déformation plastique.....	44
2.4.2 Eprouvettes obtenues par usinage.....	45
2.5 Influence des paramètres de coupe sur le fini de surface.....	46
2.5.1 Introduction.....	46
2.5.2 Méthodologie de recherche.....	46
a) Méthode unifactorielle.....	47
b) Méthode multifactorielle.....	48
2.5.3 Procédure expérimentale et matériels utilisés.....	49
2.5.4 Résultats obtenus.....	51
2.5.4.1 Effet du régime de coupe sur la température.....	51
2.5.4.2 Effet du régime de coupe sur la rugosité.....	51
2.5.4.3 Modèles semi empiriques.....	52
2.5.5 Analyse des résultats.....	54
Chapitre 3 : Etude expérimentale du comportement mécanique de PEHD 80.....	56
3.1 Introduction.....	57
3.2 Effet du mode d'obtention des éprouvettes sur le comportement mécaniques d'un PEHD 80 soumis à une traction.....	57
3.2.1 Eprouvettes d'essais.....	57

3.2.2 Banc d'essais.....	57
3.2.3 Déroulement des essais.....	58
3.2.4 Résultats obtenus.....	58
3.2.5 Analyse des résultats.....	59
3.3 Caractérisation du PEHD 80.....	59
3.3.1 Résultats obtenus.....	59
3.3.2 Analyse des résultats.....	62
3.4 Influence de la vitesse de chargement sur les propriétés mécaniques.....	62
3.4.1 Procédure expérimentale.....	62
3.4.2 Résultats obtenus.....	62
3.4.3 Analyse des résultats.....	65
3.5 Caractérisation du PEHD 80 en traction cyclique.....	66
3.5.1 L'influence du nombre de cycles et du niveau de chargements sur l'allongement et la charge atteints lors de l'essai.....	74
3.5.2 Seuil de la stabilité cyclique.....	76
3.5.3 Effet du cyclage sur la morphologie du matériau.....	78
3.5.4 L'influence du nombre de cycles et du niveau de chargements sur les caractéristiques mécaniques du matériau.....	80
3.5.5 Analyse des résultats.....	81
4 Conclusions.....	84
Références Bibliographiques.....	87

INTRODUCTION

Le développement technologique a conduit à l'apparition de nouveaux matériaux tel que les composites et les polymères. L'utilisation de ces derniers est devenue de plus en plus courante dans de multiples domaines d'activité. Les polymères récents sont aussi prometteurs que les nouveaux composites, les nouvelles techniques d'élaboration peuvent procurer au matériau une bonne résistance à la chaleur et à la déformation mécanique, ce qui offre de nouveaux champs d'application aux polymères, qui tiennent déjà une part appréciable d'un marché auparavant dominé par les métaux. Le choix d'un matériau polymère se fait désormais parmi une large gamme de polymères associés à de nombreuses possibilités de mise en forme, chaque domaine d'activité exploitant des propriétés spécifiques répondant à leur cahier des charges.

Les tubes en polyéthylène haute densité sont considérablement employés dans la distribution et le transport du gaz naturel, puisque plus de 80% des nouveaux réseaux utilisent les polyéthylènes haute densité (PEHD) [1]. La flexibilité des tubes, la résistance aux agents chimiques, la qualité et la fiabilité des jonctions assurent des canalisations fiables et économiques. La nouvelle classe PE 100 est supposée résister à une contrainte circonférentielle de 10 MPa pour 50 ans [2]. La stabilité de ces propriétés dans le temps est un facteur déterminant pour une utilisation industrielle.

Ces matériaux sont soumis à la pression interne, à la poussée des terres, au déplacement du sol, à la dynamique des liquides et souvent à la dilatation thermique. Ces sollicitations provoquent, au cours du temps, des déformations plus au moins considérées dans les tubes et influent sur leurs propriétés mécaniques, ainsi elles réduisent la résistance mécanique au cours du temps. Les tubes en polymères font l'objet de ruptures imprévues et parfois catastrophiques dans les domaines de leurs applications [3], d'où l'intérêt de la connaissance de leurs propriétés mécaniques pour le bon dimensionnement des conduites. Chaque caractéristique a son importance, la limite d'élasticité conduit à la contrainte admissible, l'allongement et la résilience permettent d'apprécier la sécurité de l'installation [4]. Les propriétés viscoélastiques des polymères dépendent du temps, de la température et de la vitesse de sollicitation. L'effet de cette dernière reste un point crucial pour la caractérisation de ces matériaux.

L'objectif assigné au présent travail est l'étude de l'influence du mode de préparation des éprouvettes sur le comportement mécanique expérimental du polyéthylène haute densité grade 80 soumis à des sollicitations statiques et cycliques et en particulier : le fini de surface des éprouvettes, la vitesse de chargement, le nombre de cycles et le niveau de chargements d'une part sur les caractéristiques mécaniques et d'autre part sur la morphologie de ce matériau. Le mémoire est structuré en trois chapitres.

- Le chapitre 1 présente une étude bibliographique sur les différents types de polymères, la polymérisation, les paramètres structuraux, la mise en forme, le comportement mécanique et les paramètres influant les propriétés mécaniques.

- le chapitre 2 contient deux volets : le premier est consacré à l'étude des polyéthylènes et en particulier les polyéthylènes haute densité et les tubes en PEHD. Le deuxième volet est réservé à l'étude expérimentale des modes d'obtention des éprouvettes d'essais ainsi qu'à l'étude de l'influence des paramètres de coupe sur le fini de surface.

- le chapitre 3 est une étude expérimentale du matériau considéré, il est traité en quatre aspects : le premier considère l'influence du mode d'obtention des éprouvettes sur le comportement mécanique expérimental du matériau, le deuxième porte sur la caractérisation et les mécanismes d'endommagements, le troisième consacré à l'étude de l'influence de la vitesse de déformation sur le comportement et les propriétés mécaniques du matériau et en fin le quatrième aspect réservé à l'étude de l'influence du nombre de cycles et du niveau de chargements d'une part sur le comportement et les propriétés mécaniques du PEHD 80 et d'autre part sur la morphologie du matériau.

CHAPITRE 1

GENERALITES SUR LES POLYMERES

1.1 Généralité

Le terme polymère regroupe des familles de matériaux synthétiques de nature organique, appelées matières plastiques, matériaux composites et élastomères. Les limites séparatives entre ces trois groupes sont floues puisque certaines d'entre elles ont un comportement d'élastomère. D'autres matières plastiques renforcées de fibres courtes portent le nom de matériaux composites [5].

1.2 Les polymères

Les polymères sont constitués par des motifs organiques identiques appelés monomères formant en générale de longues chaînes. Le squelette de la chaîne est formé principalement par une suite d'atomes de carbone, reliés par la liaison covalente carbone - carbone dont l'énergie à rupture est de l'ordre de 300 KJ/mole. D'autres atomes d'hydrogène, d'oxygène, d'azote... sont reliés aux atomes de la chaîne et éventuellement à des atomes de molécules voisines par des liaisons polaires ou de type Van der Waals dont l'énergie à rupture n'est que de l'ordre de 10 KJ/mole [6]. On distingue les homopolymères, qui sont une répétition d'un seul type de motif monomère, et les copolymères qui sont l'association de plusieurs monomères. Les matériaux polymères servent de base pour différentes industries de grandes importances, comme celles des peintures, des caoutchoucs, des plastiques, des fibres de synthèse et du papier. Les polymères organiques les plus connus sont le polychlorure de vinyle (PVC), le polyéthylène (PE) et le polystyrène (PS).

Ils sont légers et très facile à mettre en forme. Les polymères sont des isolants électriques et thermiques, ils sont peu rigides et ne supportent pas, la plupart du temps, des températures supérieures à 200° C [3]. La production des polymères est issue essentiellement des dérivés de pétrole, nécessitant peu de matière première et peu d'énergie. Comme pour les métaux et les céramiques, il existe une variété stupéfiante de polymères, et leur nombre s'accroît chaque année. On peut les classer en quatre catégories: thermoplastiques, thermodurcissables, élastomères et polymères naturels.

1.3 Différents types de polymères

1.3.1 Les thermoplastiques

Les thermoplastiques sont constitués de macromolécules de taille limitée, linéaire ou ramifiée, qui se ramollissent à la chaleur. Les molécules des polymères linéaires ont des masses très variables. La dispersion des masses moléculaires et l'organisation de la matière fait que les thermoplastiques n'ont pas de point de fusion bien défini. On distingue deux formes de celles-ci :

a) Les amorphes n'ont pas d'ordre moléculaire apparent, bien qu'il existe des amorphes orientés et d'autres non orientés. Ils sont généralement caractérisés par un faible retrait au moulage, une stabilité dimensionnelle, une bonne tenue au choc, une assez bonne résistance au fluage et sont difficiles à étirer (PS, ABS, PMMA, PC, PPO, PPS, PVC).

b) Les cristallins ont 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, PET, 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 [5, 3].

1.3.2 Les thermodurcissables

Sont fabriqués en mélangeant deux constituants (une résine et un durcissant). Ils sont tridimensionnels dont les macromolécules vont dans les trois directions de l'espace, et fortement réticulés. Dans ces matériaux, l'énergie de cohésion inter chaînes est généralement beaucoup plus élevée (20-30 kJ/mol) [3]. Leur structure est quasiment toujours amorphe, en raison de ces caractéristiques physico-chimiques, les polymères thermodurcis atteignent en général une résistance mécanique et surtout thermique nettement supérieure à celle des thermoplastiques.

1.3.3 Les élastomères

Sont des polymères quasiment linéaires, avec des ponts occasionnels, dans lesquels les liaisons secondaires sont fondues à température ambiante. Les ponts fournissent au matériau une "mémoire" de forme, qu'il retrouve une fois déchargé [7].

1.3.4 Les polymères naturels

Le polyisoprène (caoutchouc) est un polymère naturel, de même que la cellulose et la lignine, principaux constituants du bois et de la paille, ainsi que les protéines de la laine et de la soie [7].

1.4 Synthèse des polymères

On distingue deux méthodes de polymérisation : la polymérisation par condensation qui résulte d'une réaction chimique avec élimination d'une partie du monomère sous forme d'une petite molécule (eau, alcool,) et la polymérisation par addition. La polymérisation d'un seul sorte de monomère, conduit à un homopolymère. Mais on peut polymériser plusieurs sortes de monomères ensemble pour atteindre des propriétés particulières, le résultat est un copolymère [8].

1.5 Paramètres structuraux

Les propriétés physiques des polymères sont liées essentiellement aux interactions entre chaînes moléculaires dues aux énergies de liaison élevées à l'intérieur des molécules. Chez les polymères essentiellement linéaires, la disposition la plus probable des chaînes est l'enchevêtrement amorphe. La cohésion entre chaînes est donnée par des liaisons hydrogène, la présence de groupes OH, Cl, NH, de noyaux aromatiques, augmente sensiblement la cohésion, à masse moléculaire égale. Plus les chaînes sont longues, plus la masse moléculaire est élevée, plus la cohésion est grande. Par étirement, on peut orienter les chaînes parallèlement les unes aux autres et augmenter la densité des liaisons. Une structure très régulière et un refroidissement lent conduisent à l'apparition de zones partiellement cristallines dans lesquelles des portions de chaînes moléculaires sont parallèles et à peu près équidistantes les unes des autres, appelées cristallites, réparties dans une matrice amorphe; elles présentent évidemment plus de cohésion que les zones amorphes [9].

1.5.1 Arrangement des macromolécules

Une macromolécule libre n'est jamais droite. Chaque liaison carbone - carbone de son squelette peut pivoter, de sorte que la direction de la molécule change à chaque pas de la chaîne, lui permettant de se tordre, de s'entortiller ou de se rouler de la façon la plus extravagante qu'elle soit.

Quand un polymère linéaire fond, sa structure est un enchevêtrement de molécules serpentées. Chacune est libre de glisser sur l'autre dans le liquide, de sorte que les chaînes se tordent de façon aléatoire (figure 1.1), si la chaîne polymérique comporte n maillons de longueur λ , la distance d'une extrémité à l'autre est en moyenne $\lambda\sqrt{n}$. Un étirage complet des molécules nécessite de très grande déformation. Lors du refroidissement, les molécules peuvent se déplacer et (selon leur architecture) s'aligner partiellement pour former des cristallites.

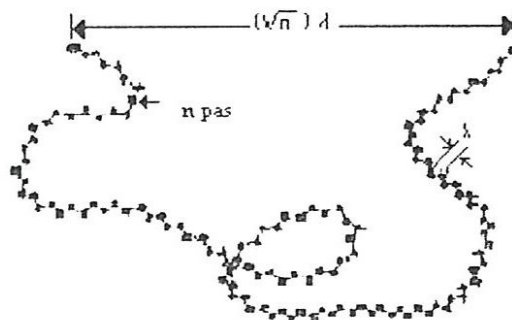


Figure 1.1 Marche aléatoire d'une chaîne [7].

Le polyéthylène peut présenter localement une organisation macromoléculaire qui se répète sur une distance telle qu'elle rappelle la structure cristalline des solides métalliques en particulier, il diffracte les rayons X. Les chaînes se replient sur elles-mêmes et peuvent ainsi participer à l'édification de lamelles d'épaisseur assez constante (10nm x 10nm x 10nm environ) [10].

La figure (1.2) est une représentation schématisée d'un polymère fortement cristallisé comme le PEHD. En haut de la figure, le polymère a fondu et les segments de chaîne initialement repliés, se sont déployés. Des bottes de molécules et des segments repliés la rendent essentiellement cristalline, mais les cristaux sont séparés par des régions désordonnées: amorphes, ou vitreuses. Souvent, les plaquettes cristallines s'organisent en sphérolites figure (1.3).

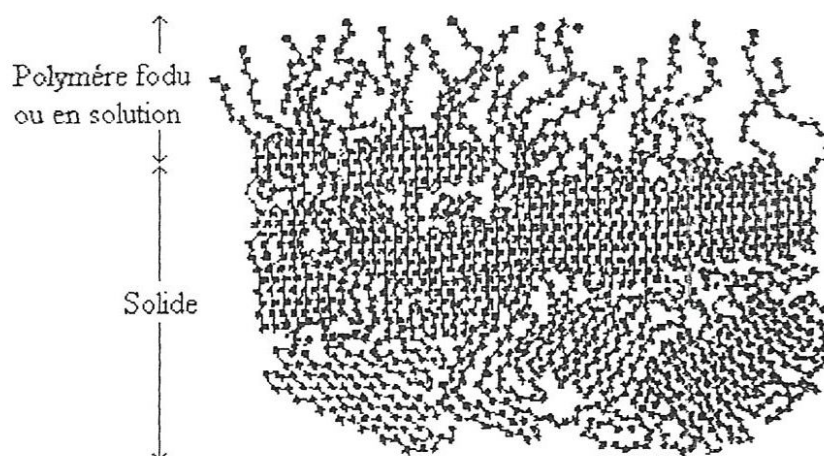


Figure 1.2 Schéma d'un polymère fortement cristallisé PEHD [7].

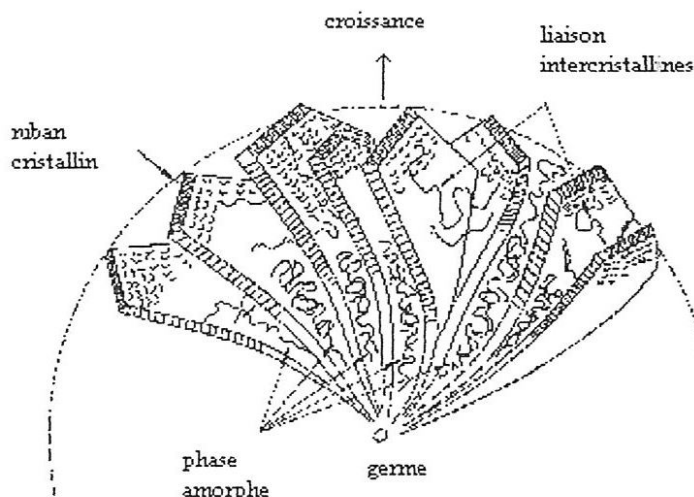


Figure 1.3 Microstructure d'un sphérolite de polymère organique [3].

1.5.2 Masse molaire (poids moléculaires)

C'est le critère essentiel de caractérisation du polyéthylène. Les polymères organiques synthétiques ne sont quasiment jamais des substances de masse moléculaire homogène comme le sont en général les molécules organiques de faibles masses moléculaires, tel que le benzène par exemple ($M = 78$). Ceci nous amène à introduire la notion de masse moléculaire moyenne en nombre ($\overline{M}_n$), et en poids ($\overline{M}_w$) qui ont les expressions suivantes :

$$\overline{M}_n = \sum X_i M_i \quad (1.1)$$

$$\overline{M}_w = \sum W_i M_i \quad (1.2)$$

Où X_i représente la fraction en nombre des molécules de masse moléculaire M_i , et se définit par :

$$X_i = \frac{N_i}{\sum N_i} \quad (1.3)$$

et

N_i : est le nombre de moles de molécules ayant une masse moléculaire M_i ;

W_i : est la fraction en poids des macromolécules.

$$W_i = \frac{N_i M_i}{\sum N_i M_i} \quad (1.4)$$

Le rapport $\overline{M}_w / \overline{M}_n$ est appelé indice d'hétérogénéité H , il permet la mesure de la dispersion des masses moléculaires, $H=1$ Pour un polymère homogène. $\overline{M}_w$ et $\overline{M}_n$ sont deux paramètres technologiques importants: $\overline{M}_n$ régit les propriétés de l'état solide, il doit dépasser une valeur critique M_c comprise entre 10000 et 50000 pour qu'un polymère possède une bonne résistance mécanique [3].

1.5.3 Degré de polymérisation

Le degré de polymérisation (DP), est le nombre de monomères par macromolécule. La synthèse ne conduit pas à des macromolécules de longueurs identiques, car la croissance des chaînes est stoppée de façon aléatoire. Comme le polymère n'est pas constitué de molécule unique de forme semi-développée précise, on ne peut, au mieux, déterminer que son **degré moyen de polymérisation** ($\overline{DP}$) et sa masse molaire moyenne. Le degré moyen de polymérisation est très variable et la masse molaire d'un polymère peut varier entre 15000 et 1000000 g.mol⁻¹ environ [11].

1.5.4 Cristallinité

Un cristal est un arrangement spatial ordonné des atomes ou des molécules sur une grande distance. Dans un polymère cristallisé les molécules sont serrées les unes contre les autres et parfaitement ordonnées dans des lamelles cristallines. Cependant l'encombrement moléculaire empêche souvent la reproduction parfaite du cristal dans un grand volume. Ainsi, les polymères cristallins utilisés industriellement n'ont pas un taux de cristallinité de 100 %, ils sont tous semi-cristallins [10].

1.5.5 Densité

La densité indique la cristallinité du polymère. Sur une chaîne donnée d'autres chaînes peuvent se brancher accroissant le poids moléculaire du polymère. Il est à noter que la densité dépend non seulement de branchement (court et long) de la molécule (présentée par des copolymères comme le butane et l'hexane) mais aussi du poids moléculaire, la vitesse de refroidissement et du temps de relaxation lié à la distribution de la masse molaire.

L'augmentation de la densité influe sur les propriétés de polyéthylène comme suit:

- Augmentation de point de fusion
- Augmentation de la résistance chimique
- Augmentation de la rigidité
- Augmentation de l'imperméabilité aux gaz
- Augmentation de dureté
- Diminution de la résistance à l'impact
- Diminution de la translucidité
- Diminution de la fissuration sous contraintes.

1.6 Mise en forme des polymères

Les thermoplastiques se ramollissent au chauffage, ce qui permet leur mise en œuvre par moulage par injection, thermoformage par aspiration, moulage par soufflages, moulage par compression et extrusion. Ces techniques sont utilisées pour la fabrication des différents produits: tuyaux (d'eau, de gaz, gaines électriques), films minces, bouteilles, tasses, emballages et objets divers.

En revanche, pour les polymères thermodurcissables et élastomère seul le moulage par compression est pratiqué.

Les polymères peuvent servir de revêtements de surfaces, comme ils sont utilisés pour la fabrication des fibres de polymères en forçant la matière de base fondue ou en solution à traverser de petits trous de filières [7, 12]. Parmi les procédés de mise en forme nous citons:

a) L'extrusion

L'extrusion est une technique peu coûteuse, produit en continu des formes de section donnée, 60% de tous les thermoplastiques subissent une extrusion d'une manière ou d'une autre. On alimente en granulés de polymère une vis sans fin, cette dernière tourne dans un fourreau chauffé. La vis comprime et mélange le polymère, qui se fluidifie à l'approche de l'extrémité chaude du fourreau. Là, il est poussé à travers une matrice, puis refroidi. L'écoulement de cisaillement à travers la matrice oriente les molécules dans la direction d'extrusion et augmente ainsi la résistance du produit.

b) Le moulage par compression

Lors du moulage par compression s'applique à la fois aux thermoplastiques et aux polymères thermodurcissables. Le polymère, ou le mélange résine/durcisseur, est chauffé et pressé entre deux matrices.

1.7 Comportement mécanique des polymères

1.7.1 Introduction

La conception des structures à base de polymères nécessite une bonne compréhension de ses propriétés mécaniques. Les structures sont en général calculées de telle sorte que les contraintes ne dépassent en aucun cas la limite d'élasticité du matériau, en service. Les matériaux sont sollicités au cours de leur utilisation par des charges provoquant des déformations dans la structure influençant ainsi les propriétés mécaniques. Le concepteur doit donc bien connaître le comportement mécanique de ces matériaux pour ne pas dépasser les contraintes maximales admissibles.

1.7.2 Température de transition vitreuse

La transition vitreuse est le phénomène clef en science des polymères. L'étude de l'évolution des propriétés physiques et mécaniques (telles que le module d'Young) par rapport à la température vitreuse (T_g) met souvent en évidence un changement du comportement mécanique ou physique des polymères. Au-dessous de T_g , un polymère possède les caractéristiques de l'état vitreux, il est dur et rigide, au-dessus de T_g il commence à perdre ses propriétés caractéristiques de l'état vitreux, et devient plus ou moins malléable et passe à un état de type caoutchouteux.

La température de transition vitreuse dépend de la structure chimique des matériaux et notamment de la rigidité des motifs constitutifs de la chaîne et de la présence de groupement latéraux comme le montre tableau 1.1. Une autre température de transition est la température de fusion (T_f), au voisinage de cette température, le polymère devient très mou et plus au moins fluide.

$\begin{array}{c} \text{-(CH-CH}_2\text{)}_n\text{-} \\ \\ \text{A} \end{array}$	A	NOM	$T_g/^\circ\text{C}$	$T_f/^\circ\text{C}$
	- H	polyéthylène	- 125	+ 135
	- CH ₃	polypropène	- 20	+ 170
	- C ₂ H ₅	Polybut-1-ène	+ 85	
	- C ₃ H ₇	Polypent-1-ène	+ 105	
	- Cl	Polychlorure de vinyle	+ 85	+ 273

Tableau 1.1 Influence des groupes latéraux sur les températures de transition thermiques et quelques polymères vinyliques [11].

7.3 Propriétés mécaniques

Tous les polymères ont une large gamme de comportements mécaniques : fragiles à basse température, ils deviennent plastiques, puis viscoélastiques, puis encore caoutchoutiques, et enfin risqueux au fur et à mesure que la température augmente. Certes, les métaux et les céramiques ont aussi des comportements mécaniques variables, mais leur variation au voisinage de la température ambiante est insignifiante à cause de leurs températures de fusions élevées. Avec les polymères, c'est différent : pour une gamme de température allant de -20°C à $+200^\circ\text{C}$, un polymère peut passer par toutes les étapes mécaniques cités ci-dessus ; son module et sa résistance à la traction peuvent être multipliés par un facteur dépassant la valeur de 10^3 . Le comportement mécanique d'un polymère dépend de sa masse moléculaire et de la température ; ou, plus précisément, de l'écart entre sa température et sa température de transition vitreuse T_g . Chaque état mécanique correspond à un certain domaine de température réduite T/T_g (Figure 1.4). Certains polymères comme le PMMA, et de nombreux époxydes, sont fragiles à l'ambiante parce que leur température de transition vitreuse est élevée et que la température ambiante est seulement $0,75 T_g$. D'autres sont viscoélastiques, comme les polyéthylène ; pour ceux-ci, la température ambiante est environ $1,0 T_g$. D'autres encore, comme le polystyrène, sont les élastomères ; dont la température ambiante est bien au dessus de T_g (environ $1,5 T_g$) [7].

Les modules de traction, de flexion et de fluage sont directement liés à l'intensité des forces de liaisons intermoléculaires, à la cristallinité et à la température considérée. Les molécules peu molaires dont l'arrangement est amorphe sont modérément rigides. Cependant, si les masses moléculaires sont très élevées, et une bonne orientation des chaînes conduit à l'obtention de fibres super-tenaces. Un polymère peut avoir un comportement élastique ou plastique selon non seulement la température (qui augmente la mobilité des chaînes et détruit les cristallites) mais aussi la vitesse à la quelle la contrainte est appliquée. Le module d'élasticité est une fonction de l'allongement [13]. La résistance à la rupture en traction dépend de l'intensité des forces de liaisons mais aussi de la présence ou de l'absence de défauts et de la possibilité de réarrangement des chaînes en cours de l'essai. La résistance au choc est liée à l'absorption et à la dissipation de l'énergie au choc reçu. Un moyen d'augmenter la résistance au choc d'un polymère est d'inclure des particules très fines (quelques micros) d'élastomère, de préférence lié chimiquement à la résine. Quand une fissure s'amorce et se propage dans la résine, elle s'arrête à la rencontre de la particule élastique [9].

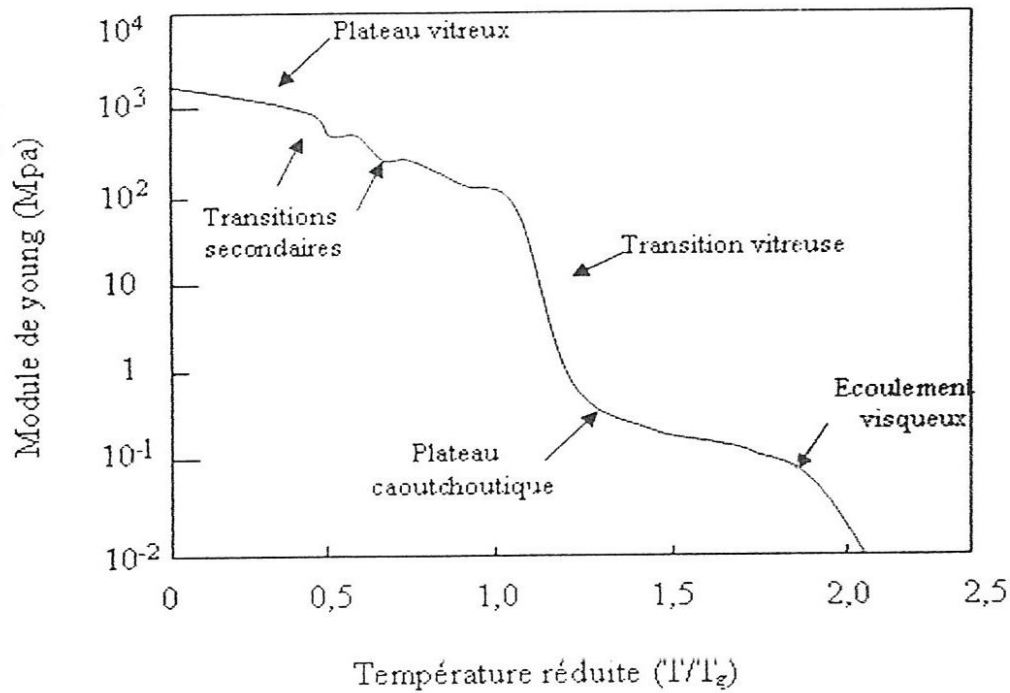


Figure 1.4 Evolution schématique du module de Young d'un polymère linéaire avec la température [7].

1.7.3.1 Comportement vitreux (élastique)

Au-dessous de la transition vitreuse, les polymères amorphes ou semi-cristallins ont des comportements comparables. La partie semi-cristalline est d'une grande cohésion, est peu déformable. La partie amorphe inorganisée gouverne le comportement de l'ensemble.

Au-dessus de la transition vitreuse les polymères amorphes ont un comportement de liquide très visqueux. Au contraire, les polymères semi - cristallins peuvent dans certains cas subir des déformations importantes en détruisant partiellement les zones cristallines, et elles se reforment immédiatement à l'intérieur sous une autre forme macroscopique du solide, comme dans l'étirage avec striction [14].

L'application d'une contrainte étire les liaisons, ce qui crée une déformation élastique qui disparaît à la décharge. Mais il existe deux types de liaisons: les liaisons covalentes tendues et solides, qui constituent l'ossature des chaînes et les liaisons secondaires entre chaînes molles et peu résistantes. Le module d'un polymère est une moyenne des raideurs de ses liaisons, il est calculé par addition des déformations correspondantes à ces liaisons. Une contrainte σ crée une déformation totale qui est une moyenne pondérée des déformations de chaque type de liaison [10].

$$\varepsilon = f \frac{\sigma}{E_1} + (1-f) \frac{\sigma}{E_2} = \sigma \left\{ \frac{f}{E_1} + \frac{(1-f)}{E_2} \right\} \quad (1.5)$$

où:

f : est la proportion de liaisons covalentes (forte), de module E_1 .

$f - 1$: est la proportion de liaisons secondaires (faible), de module E_2 .

$$E = \frac{\sigma}{\varepsilon} = \left\{ \frac{f}{E_1} + \frac{(1-f)}{E_2} \right\}^{-1} \quad (1.6)$$

1.7.3.2 Comportement viscoélastique

Le comportement viscoélastique des polymères, il est intermédiaire entre ceux d'un liquide visqueux et d'un solide élastique. Le comportement d'un polymère soumis à une sollicitation mécanique dépend, à une température donnée, de la vitesse du chargement. Le résultat de l'application d'une contrainte fixe n'est pas nécessairement proportionnel à l'intensité de la contrainte, au bout d'un temps suffisamment long on observera un module de fluage qui sera celui d'un module mesuré à temps court à une température supérieure. Cette double influence de la durée et de la température (figure 1.5) caractérise la viscoélasticité des polymères

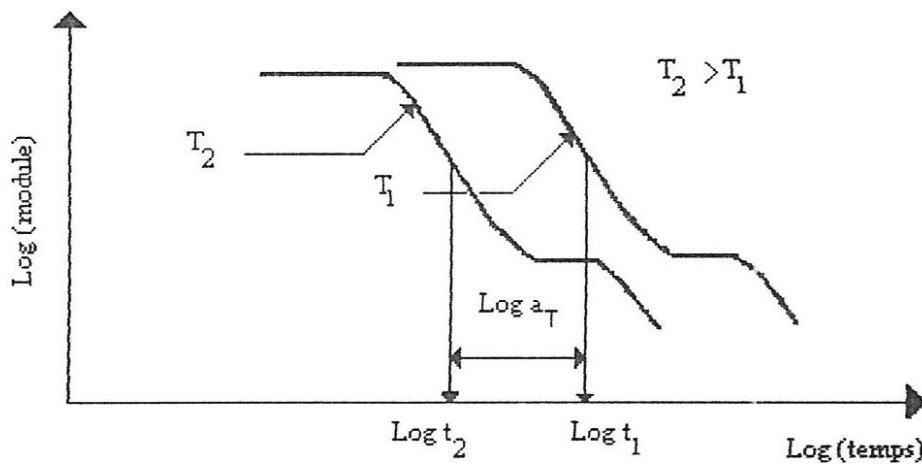


Figure 1.5 Module en fonction du temps pour deux températures différentes [10].

Sur cette figure on remarque que l'effet du temps est analogue à ce lui de la température, analogie décrite, au voisinage de la transition vitreuse, par la loi de W.L.F (Williams, Landel et Ferry).

$$\log_{10}(t_1/t_2) = \log_{10}(a_T) \quad (1.7)$$

$$\log_{10}(a_T) = \frac{C_1(T_2 - T_1)}{C_2 + T_2 - T_1} \quad (1.8)$$

Pour des polymères amorphes:

$$C_1 = 17,5 \text{ } ^\circ\text{K}$$

$$C_2 = 52 \text{ } ^\circ\text{K}$$

La viscosité n'est pas réduite au domaine de la transition vitreuse, au-dessous de T_g on dit avoir affaire à un solide vitreux, alors que au-dessus de T_g à un liquide (pour un polymère amorphe). Cependant pour les semi cristallins, la caractéristique de solide viscoélastique reste invariante jusqu'au voisinage de la fusion [14].

1.7.3.3 Comportement caoutchoutique

Lorsque la température augmente au-delà de T_g , on pourrait s'attendre à ce que l'écoulement du polymère devienne de plus en plus facile, jusqu'à la formation d'un liquide plutôt poisseux. C'est le cas des polymères à chaîne assez courte ($\overline{DP} < 10^3$). Tandis que les polymères aux chaînes longues ($\overline{DP} > 10^4$) passent par un état caoutchoutique. Les origines d'élasticité d'un caoutchouc sont plus difficiles à représenter que celles d'un cristal ou d'un verre. Les macromolécules, entrelacées forment des enchevêtrements, des points où les molécules se nouent les unes aux autres, à cause de leur flexibilité et de leur longueur. Sous contrainte, les molécules glissent par reptation sauf au niveau des enchevêtrements. Ces derniers donnent au matériau une mémoire de forme. Le module caoutchouteux est faible, il est de l'ordre d'un millième du module vitreux et crée un plateau en module (figure 1.4) [7, 3, 14].

1.7.3.4 Ecoulement visqueux

A des températures encore plus élevées supérieures à $1,4 T_g$, les liaisons secondaires fondent complètement et même les points d'enchevêtrement peuvent glisser. C'est le régime dans lequel les thermoplastiques sont moulés; les polymères linéaires deviennent des liquides visqueux. La viscosité dépend de la température, et quand cette dernière devienne très élevée, la loi d'Arrhénius décrit bien le phénomène, comme pour les verres inorganiques.

1.7.4 Résistance à la déformation

Pour la conception du produit à base de polymères, le premier critère à respecter est la rigidité, mais la résistance est également importante et parfois prépondérante. Une grande résistance correspond à une capacité élevée à éviter l'effondrement par déformation plastique ou par rupture. Dans de nombreuses situations, le premier critère de choix de polymères est la résistance et non pas la rigidité. La résistance d'un solide est la contrainte à laquelle le matériau voit sa forme se modifier de façon inversible. Par ordre de température croissant, quatre mécanismes aux moins limitent la résistance d'un polymère.

1.7.4.1 Rupture fragile

Le comportement fragile est caractérisé par l'absence de déformation plastique, et donc par la propagation très rapide des fissures avec faible consommation d'énergie. La Figure (1.6) donne un aspect lisse de la rupture. Les polymères sont cassants et rigides au-dessous de $0,75 T_g$. La ténacité d'un polymère est faible, la concentration de contraintes résultant d'usinage, de frottement, d'agression de milieu extérieur ou d'entailles et de fortes variations de sections sont potentiellement dangereux.

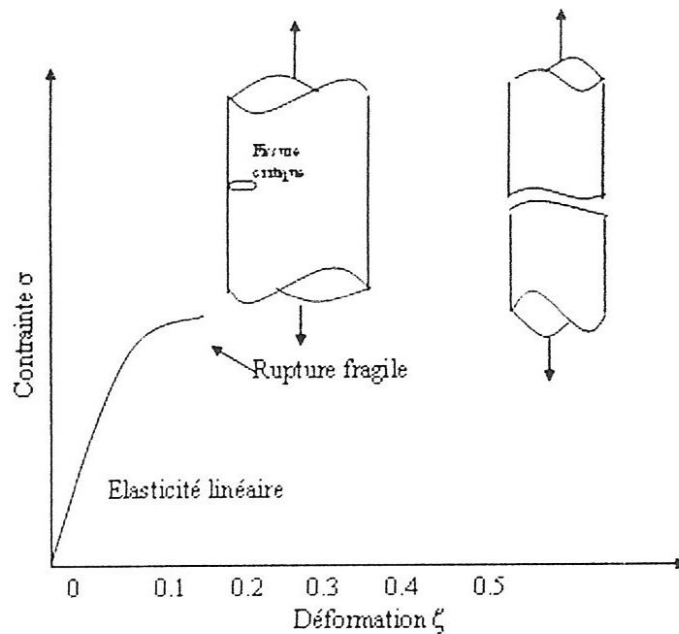


Figure 1.6 Rupture fragile [15].

Les tensions induites dans une structure en matière polymère lors de sa fabrication appelées tensions internes, agissent comme une contrainte mécanique et peuvent, comme telles, conduire à une fissuration de cette structure.

Il est important de souligner dans ces phénomènes le rôle des trous, des vides et des microfissures existant au sein de la matière, ainsi que des accolements internes d'origines chimique ou mécanique. Ces structures discontinues conduisent, sous l'effet d'une contrainte mécanique, à des concentrations locales de lignes de force, comme c'est le cas des entailles ou des angles vifs qui sont souvent l'origine de l'amorce de la rupture.

Ces facteurs peuvent être amplifiés par la présence de solvants, et même d'eau, qui favorise la propagation des fissures au sein de la macromolécule; ainsi certains polymères les agents de tension-actifs provoquent une fissuration rapide.

Ces fractures peuvent également être le résultat de choc, de l'application rapide ou brutale et d'une contrainte. Les efforts peuvent être de plusieurs types.

- imposition brutale de radiations à grande énergie;
- choc thermique ou refroidissement brutal;
- immersion dans un réactif chimique ou dans l'eau;
- choc mécanique;
- élévation importante et rapide de tension électrique.

En effet, la fissuration apparaît quand ces contraintes provoquent une déformation de matériel qui dépasse une certaine valeur, appelée allongement critique de fissuration.

Cet allongement, peut être relativement faible pour certaines matières plastiques, et caractéristique d'un matériau dans des conditions conventionnelles d'expérience [9].

1.7.4.2 Etirage à froid

Par étirement, on peut orienter les chaînes parallèlement les unes aux autres, et donc une déformation du polymère considérable comparativement aux matériaux métalliques et céramiques. La courbe de comportement contrainte-déformation figure (1.7) représente pour un faible allongement un comportement linéaire élastique. Après le seuil d'écoulement la déformation est plastique et le polymère s'étire. Les macromolécules se déplient ou s'extirpent de l'enchevêtrement amorphe, s'allongent et s'alignent. Le matériau étiré est plus rigide dans la direction d'étirage qu'auparavant, une fois l'étirage est achevé, la courbe contrainte-déformation monte brusquement jusqu'à rupture.

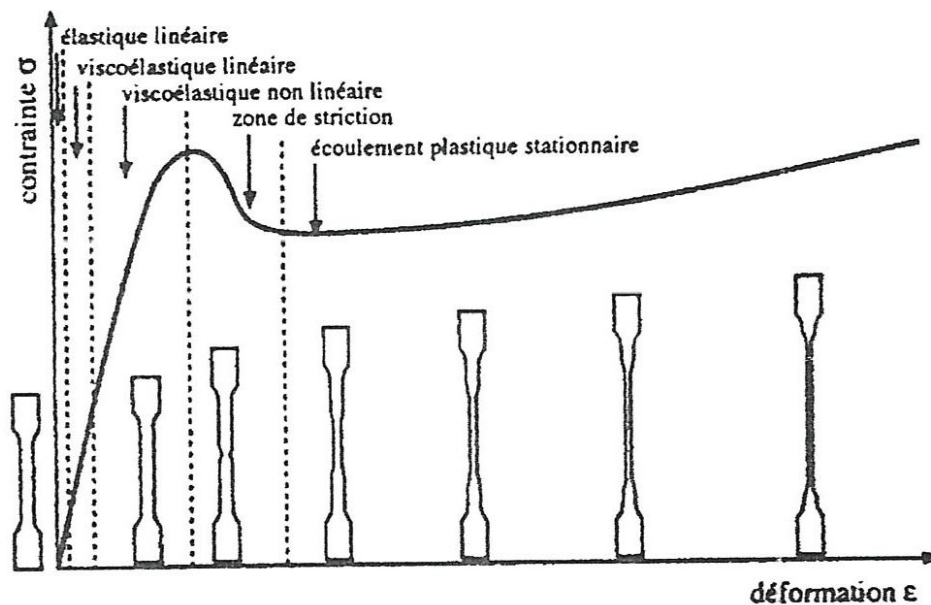
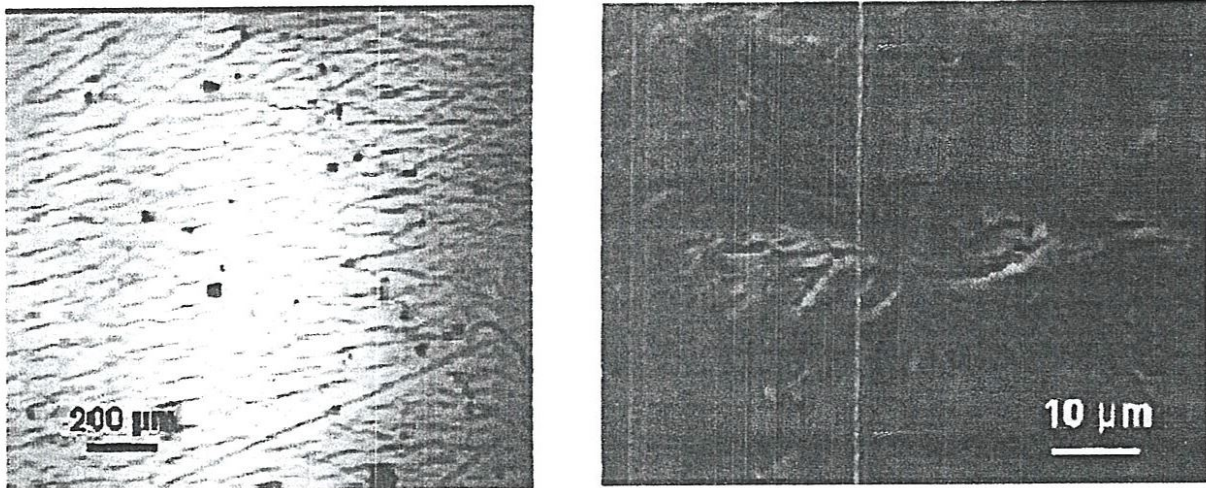


Figure 1.7 Courbe de comportement contrainte-déformation lors d'un essai de traction [15].

1.7.4.3 Les craquelures

Les polymères présentent des déformations plastiques par microfissures (crazing). Celles-ci se produisent surtout dans les thermoplastiques vitreux. Ces craquelures apparaissent comme des petits domaines en formes de fissures, qui s'amorcent à la surface des éprouvettes, et se développent dans un plan perpendiculaire à l'axe de traction et s'étendent progressivement, dans les systèmes homogènes, et tendent à occuper toute la section de l'éprouvette. Les craquelures sont des régions où le polymère est étiré, sous forme de microfibrilles de chaînes étendues, parallèles à l'axe de traction, et séparés par des pores. Lorsque une craquelure occupe toute la section de l'éprouvette, ce sont les microfibrilles qui supportent toute la charge de traction [3].

La figure (1.8) montre quelques exemples de craquelures dans le cas de polymères amorphe PMMA et semi-cristallin PEHD. On repère facilement les craquelures sous forme de stries blanches ou de zones uniformément blanches opaques.



a) Optique dans le PMMA à 80°C et $\varepsilon_{33} \approx 0,95$ b) A balayage dans le PEHD à 23°C et $\varepsilon_{33} \approx 0,8$

Figure 1.8 Observations de craquelures aux microscopes [16].

1.7.4.4 Le cisaillement par bandes

La déformation plastique des matériaux polymères implique le déplacement et la réorientation des différents éléments structuraux : segments de chaîne et lamelles cristallines. Elle donne lieu à des bandes de cisaillement figure (1.9), chaque bande subit une déformation de cisaillement non négligeable. Plus il y a des bandes, plus la déformation globale devient importante.

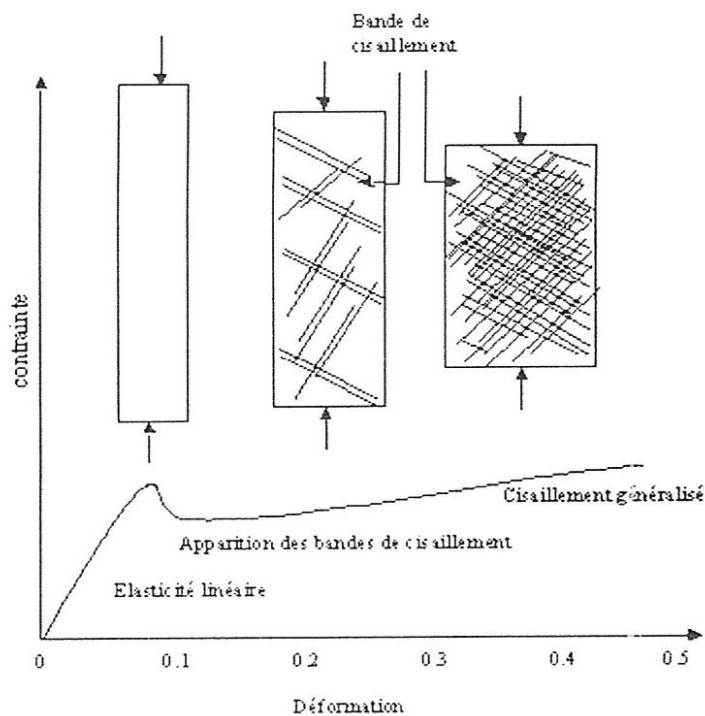


Figure 1.9 Cisaillement par bandes illustrant une autre forme de plasticité des polymères en compression [7].

1.8 Paramètres influençant les propriétés mécaniques

1.8.1 Les caractéristiques des polymères

1.8.1.1 La cristallinité

Pour les polymères partiellement cristallins, le taux de cristallinité influence les propriétés mécaniques. La cristallinité accroît la compacité de l'empilement moléculaire, la densité, favorise la cohésion intermoléculaire et donc la rigidité du matériau. La phase cristalline est dispersée sous formes de cristallites. De nombreuses petites cristallites sont, à cristallinité égale, préférable à quelques dimensions plus élevées. Les cristallites agissent comme un renfort contenant des parties amorphes. La partie amorphe est sensible au passage de la transition vitreuse et d'autant plus réduite que le polymère est cristallin. Les polymères semi-cristallins sont utilisés à une température qui se situe entre la température de transition vitreuse de phase amorphe et la température de fusion de phase cristalline, permettant de profiter de la souplesse de la phase amorphe et de la rigidité de la phase cristalline.

A température ambiante, un thermoplastique amorphe a un comportement rigide et fragile et une bonne résistance au fluage mais une faible résistance à la fatigue. Au contraire, un thermoplastique semi cristallin présente une bonne résistance à la fatigue mais une faible résistance au fluage [10].

La figure (1.10) montre l'influence de la cristallinité sur la relation module d'élasticité-température.

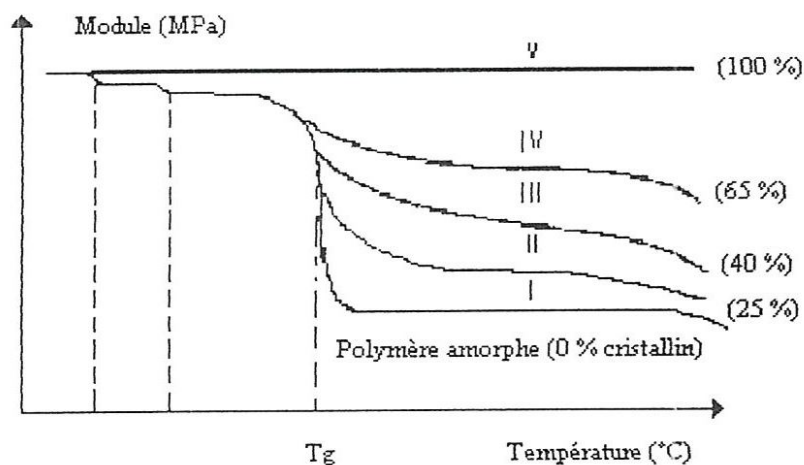


Figure 1.10 Evolution de la rigidité des polymères en fonction de la température et de la variation de leur taux de cristallinité [17].

1.8.1.2 La masse molaire

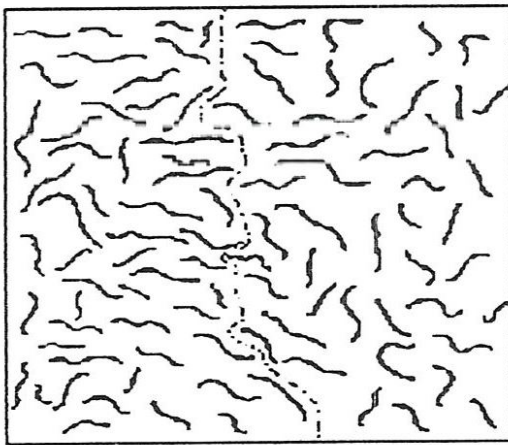
L'effet de la masse molaire a une influence beaucoup plus importante que le taux de cristallinité et l'historique thermique liée en particulier aux conditions de mise en œuvre. La masse molaire, caractérise les longueurs de chaînes, influence:

- la cristallinité;
- le degré d'enchevêtrement dans la zone amorphe (de petites chaînes se démêlant facilement pour casser);

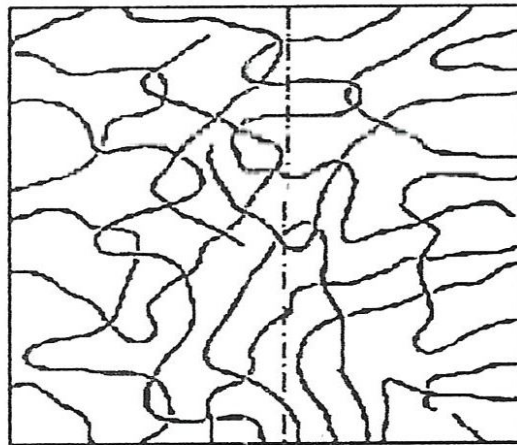
- la liaison intercrystallites, partie amorphe (de grandes chaînes participant à différents domaines cristallins assurent une liaison intercrystallites) [17].

La résistance mécanique des polymères varie de manière considérable avec la masse moléculaire, lorsque celle-ci est faible, le nombre de liens de valences secondaires formés par la macromolécule est faible et la rupture se produit facilement par désolidarisation des macromolécules. La figure (1.11) a montre surface de rupture contournant les macromolécules.

Lorsque la masse moléculaire dépasse une certaine valeur critique selon le type du polymère 10.000 à 40.000 g/mol, une augmentation considérable de la résistance mécanique est enregistrée. Dans ces matériaux, le nombre de liaisons secondaires par macromolécule est élevé et la rupture par désolidarisation n'est plus possible, la fracture s'accompagne nécessairement de la rupture homolytique d'un certain nombre de chaînes macromoléculaires traversant la surface de rupture (figure 1.11b) [3].



a) basse masse moléculaire



b) haute masse moléculaire

Figure 1.11 Structure d'un polymère amorphe [3].

1.8.1.3 Le degré de polymérisation

Pour créer un polymère il suffit que deux ou trois molécules se lient. Mais pour faire un solide aux propriétés mécaniques intéressantes, il faut que les chaînes soient plus longues supérieures à 500 monomères. La longueur et masse moléculaire sont des paramètres structuraux importants. Les polymères du commerce ont un DP de l'ordre de 10^3 à 10^5 .

La masse moléculaire est le produit du DP par la masse moléculaire du monomère. La figure (1.12) montre que pour un $\overline{DP}$ moyen inférieur à 300 le polymère n'oppose aucune résistance à la traction, résultant du glissement facile des molécules courtes les unes sur les autres. La résistance croît avec le $\overline{DP}$.

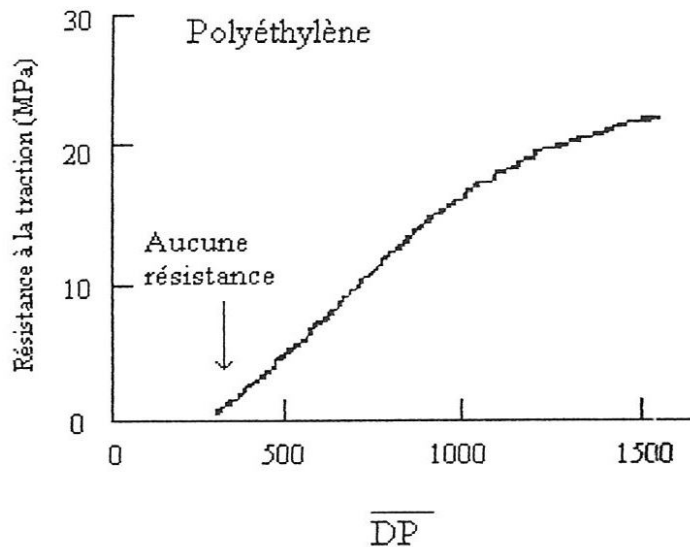


Figure 1.12 Effet du DP moyen sur la résistance à la traction du PE [7].

1.8.1.4 La cohésion dans les polymères organiques

Les composés organiques de bas poids moléculaire ne possèdent pas de résistance mécanique suffisante pour être utilisés comme matériaux, résultat de la nature des liaisons. Les composés organiques forment des solides moléculaires dans lesquels les forces de cohésion entre molécules sont assurées par la liaison de Van der Waals qui sont entre 10 et 100 fois plus faibles que les liaisons covalentes qui assurent la liaison entre les atomes dans la molécule. Les matériaux organiques sont en général constitués de longues chaînes macromoléculaires entraînant une élévation considérable de la résistance mécanique. Ce phénomène résulte de la présence d'un grand nombre de liaisons secondaires qui lient chaque macromolécule à ses voisines [3].

1.8.1.5 La géométrie de la macromolécule

De petites ramifications le long de la macromolécule entraînent une augmentation de la valeur du module et souvent une diminution de la valeur de la déformation [18].

La réticulation d'un polymère linéaire peut modifier notablement son comportement à la rupture, en particulier la diminution de la complaisance au fluage, l'augmentation de la contrainte au seuil de plasticité et la décroissance de l'allongement à la rupture [17].

1.8.2 L'extrusion

Cette méthode est très utilisée, mais la chaleur et la compression ne sont pas uniformément réparties dans la matière et des défauts peuvent donc intervenir de même que certains grains peuvent ne pas être agglomérés. On peut dire que le cœur des grains n'a pas atteint l'état liquide au cours de la transformation, la matière est mal gélifiée, conduisant à des performances mécaniques médiocres [19].

1.8.3 Les résidus catalytiques

Les endommagements par fluage dans PE amorcent dans les particules cristallines hétérogènes incluses dans la matrice. Ces particules sont des résidus catalytiques. Néanmoins, le chargement de la structure induit une décohésion de la matrice à l'interface près de ces particules tandis qu'une zone de concentration de contrainte est formée dans le matériau environnant [20].

1.8.4 L'orientation moléculaire

Les propriétés mécaniques sont améliorées si les macromolécules sont orientées dans le sens de l'effort. Cette orientation est généralement obtenue par voie mécanique et résulte de déformations importantes à température élevée, elle est caractérisée par l'anisotropie des propriétés physiques et mécaniques et peut conduire à une augmentation de la cristallinité. D'un point de vue thermodynamique, l'état le plus stable est celui du désordre maximum (enchevêtrement de chaîne dans un polymère amorphe non orienté), on peut donc dire que dans les zones orientées, la matière est sous contrainte (tension interne) [19].

Dans une application de type tube, le matériau doit être renforcé dans deux directions : ortho radialement pour améliorer sa tenue en pression, longitudinalement afin de conserver une tenue mécanique suffisante, surtout lors de sa mise en service. Il est reconnu que la biorientation apporte un gain de rigidité et de dureté, une tenue aux chocs accrue et une moindre sensibilité aux rayonnements ultraviolets. De ce fait, les tubes présentent de meilleures propriétés et une plus grande stabilité dans le temps [21].

Les propriétés mécaniques s'améliorent en augmentant le taux d'étirage comme le montre le tableau 1.2.

Rapport d'étirage $L_{\text{initial}} / L_{\text{étiré}}$	Résistance à la rupture N/mm^2	Allongement à la rupture (mm)
1/4	20	105
1/8	30	30
1/14	60	10

Tableau 1. 2 Effet de l'étirage sur les propriétés mécaniques [19].

1.8. 5 Les contraintes résiduelles

Au cours du refroidissement des objets en matières plastiques, à un instant t la température diffère d'une partie à l'autre. Ces gradients de température mettent ces différentes parties en tension les unes par rapport aux autres, menant à des déformations (gauchissement, variation dimensionnelle) et des fissurations voire à des ruptures [9].

W. M Baldwin avait défini les contraintes résiduelles comme étant "des contraintes qui subsistent dans les pièces mécaniques en l'absence de tout chargement extérieur, et sont généralement le résultat d'une déformation plastique non homogène (entre le cœur et la peau), introduite par un procédé de fabrication "[22].

Les contraintes résiduelles peuvent être d'origine mécanique ou thermique, observées à l'échelle macroscopique ou microscopique. Ainsi, elles sont favorables, lorsque les charges appliquées créent des contraintes inverses, par contre, elles sont défavorables, lorsque les charges appliquées créent des contraintes qui s'y ajoutent. Pour les éliminer ou les réduire, on prévoit le plus souvent des recuits avec des refroidissements lents [9].

1.8.6 Les adjuvants

Les adjuvants protègent les polymères du vieillissement et modifient certaines de leurs propriétés:

- Les antioxydants et stabilisants atténuent les effets des oxydants, de la chaleur des rayonnements;
- Les plastifiants sont des composés de plus ou moins haute masse moléculaire qui s'insèrent entre les chaînes du polymère, diminuant les forces d'attraction qui les lient et ainsi confèrent de la souplesse;
- Les agents de renforcement polymérique sont des polymères à haute masse moléculaire qui améliorent la ténacité ou la résistance au choc;
- Les agents de renforcement fibreux (fibre de verre, de carbone, etc.) augmentent la résistance en traction, le module d'élasticité et la tenue mécanique à chaud;
- Les agents pulvérulents (billes de verre, graphite) augmentent la dureté, la résistance à l'abrasion et diminuent le frottement;
- Les ignifugeants diminuent l'inflammabilité;
- Les colorants confèrent l'aspect désiré, ils sont des pigments minéraux comme le dioxyde de titane (blanc), ou des colorants organiques qui doivent résister à la chaleur de la mise en œuvre. Le noire de carbone est à la fois un colorant et l'un des meilleurs agents anti – UV;
- Les charges dites inertes (farine de bois, craie) diminuent le prix de revient et participent aussi à l'amélioration de certaines propriétés (dureté, absence de retrait, résistance au poinçonnement) [9].

1.8.7 La vitesse de chargement

Une vitesse faible permettra, à température constante, une réorganisation macromoléculaire plus facile qu'à vitesse importante. Le module augmentera avec la vitesse alors que l'allongement possible diminuera (bris fragile) [17].

1.8.8 L'environnement

1.8.8.1 La température

La figure (1.13) représente l'évolution des courbes de traction qui traduisent le changement de comportement en fonction de la température, pour un PMMA [17].

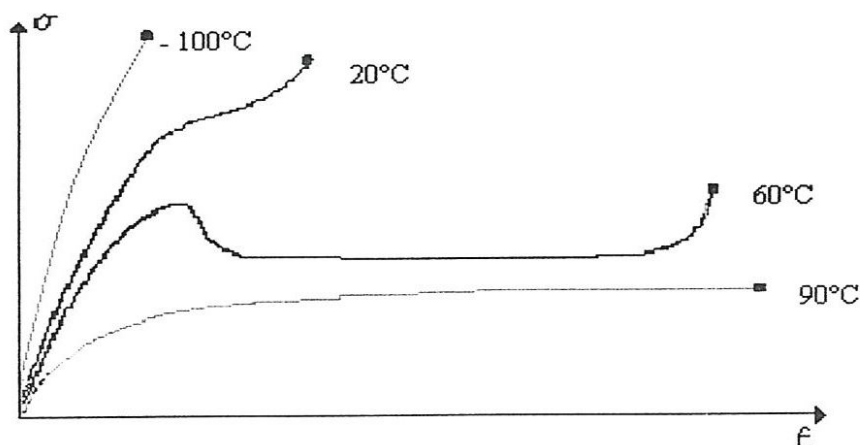


Figure 1.13 Courbes de traction d'un PMMA pour différentes températures [17].

1.8.8.2 L'humidité

Pour certaine matière plastique, l'absorption d'eau entraîne une plastification de celles-ci et, par conséquent, une diminution de leur résistance en flexion [18].

1.8.8.3 Le vieillissement

La diminution des propriétés mécaniques des polymères au cours du temps est liée aux ruptures de liaisons. Ces ruptures peuvent être dues à l'oxydation, au rayonnement, en particulier aux ultraviolets [10].

Un polymère amorphe abandonné à une température inférieure à T_g présente une augmentation spontanée de son module d'élasticité au cours du temps et son volume diminue. Le vieillissement physique n'est pas une particularité des polymères amorphes, les polymères semi-cristallins vieillissent aussi au voisinage de la transition vitreuse et même au dessus. D'autre part, quand on essaie un échantillon sur une durée longue, on observe à la fois l'influence de la durée sur le comportement au fluage mais aussi l'influence du vieillissement [14].

CHAPITRE 2

MATERIAU ETUDIE
ET FACTEURS INFLUENCANT
LE FINI DE SURFACE

2.1 Les polyéthylènes

Le polyéthylène est un polymère thermoplastique, de molécule C_2H_4 , représentant une longue chaîne d'atomes de carbone. Parfois les atomes de carbone au lieu d'être liés à des atomes d'hydrogène, ils sont liés à de longues chaînes de polyéthylène, appelé polyéthylène ramifié, ou polyéthylène basse densité (PEBD). Ces polyéthylènes sont des polymères à branches longues et courtes fabriqués par amorçage radicalaire avec les procédés haute pression, de masse volumique: 0,910 à 0,935 g/cm³ [14]. L'absence de ramification mène, au polyéthylène linéaire, dit de haute densité (PEHD). Les polyéthylènes sont issus de la polymérisation d'éthylène gazeux et peuvent être de natures différentes suivant les modes de synthèse. Divers procédés sont utilisables pour cette polymérisation, parmi lesquelles nous citerons : la déshydratation d'alcool éthylique sur de l'alumine, l'hydrogénation de l'acétylène, le cracking des hydrocarbures aliphatiques et les gaz naturels. L'éthylène doit être soigneusement purifié, pour donner lieu à une croissance saine de la chaîne [11]. Le polyéthylène peut être très différent d'un industriel à l'autre. Cette différence est due au fait que tous les polymères contiennent une gamme moléculaire de longueurs variables; une légère différence d'élaboration entraîne une modification de cet aspect. Les processus de polymérisation influent également sur la ramification des molécules et sur le degré de cristallinité du produit final. Les propriétés peuvent être modifiées par un traitement mécanique ou par des additifs appropriés [7]. Dans le cadre de notre travail nous nous intéressons aux polyéthylènes de haute densité.

2.1.1 Polymérisation des polyéthylènes

Le polyéthylène est produit par une réaction d'addition de monomères d'éthylène C_2H_4 , initiée par un amorceur comme H_2O_2 créant des radicaux libres (-OH), très réactifs figure (2.1). L'un d'eux brise la double liaison d'une molécule d'éthylène à chaud et sous pression, ce qui donne :

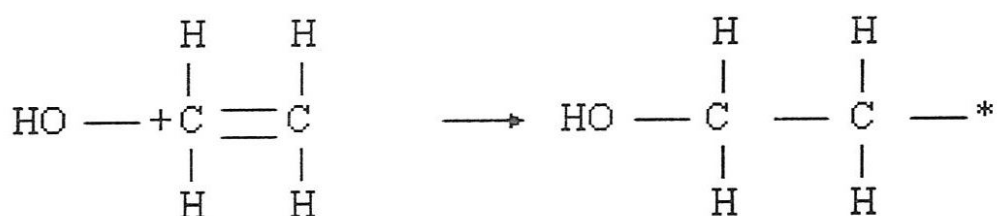


Figure 2.1 Réaction d'addition [7].

L'extrémité de gauche du monomère activé est neutralisée par le radical (-OH), et l'extrémité opposée (marquée par un astérisque) est particulièrement réactive, et attaque à son tour une autre molécule d'éthylène. Le mécanisme continue et crée une molécule de plus en plus longue par une réaction en chaîne, la réaction s'arrête à l'épuisement des monomères. Le nombre de monomères pour une chaîne ne dépend pas seulement de la quantité d'amorceur, mais aussi de la pression et de la température. On obtient finalement des molécules qui sont des agrégats constitués d'atomes reliés entre eux par des liaisons fortes de type covalent qui forment des liens intramoléculaires. Les liaisons intermoléculaires sont relativement faibles qu'on appelle aussi, liaisons secondaires ou liaisons de Van Der Waals [7].

2.1.2 Structure des polyéthylènes

Les structures macromoléculaires peuvent être linéaires, ramifiées, bidimensionnelles ou tridimensionnelles. La figure (2.2) représente les différents types de structures observées d'un polyéthylène. Les macromolécules organiques linaires (a) et ramifiées (b) sont solubles et fusibles. Les structures tridimensionnelles (c) sont insolubles et infusibles et possèdent une résistance thermique nettement plus élevée. En raison de cette caractéristique, le polyéthylène tridimensionnel est utilisé comme isolant électrique pour les lignes électriques souterraines à haute tension (200 KV). La structure joue un rôle très important dans la modification des propriétés mécaniques [3].

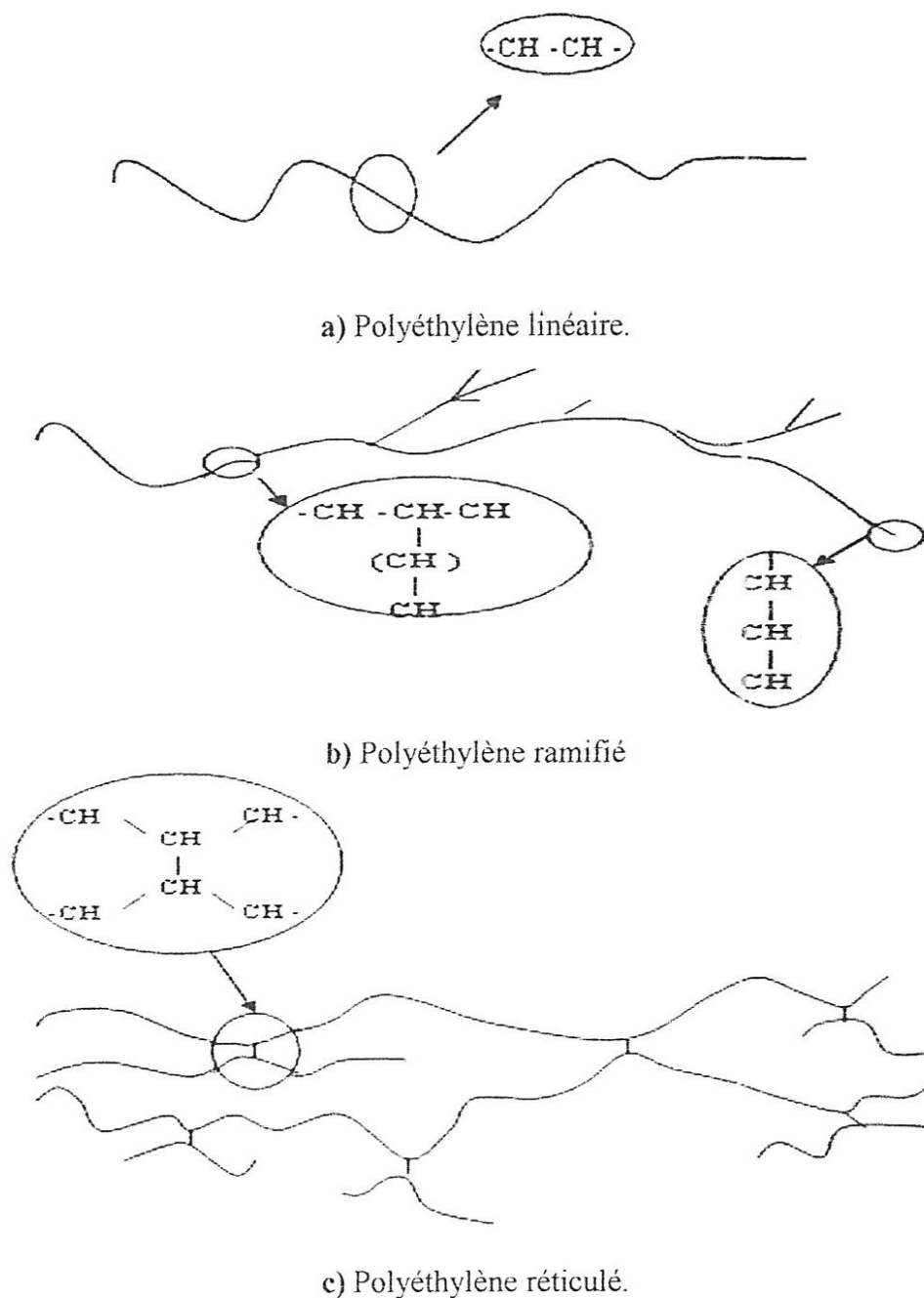


Figure 2.2 Structures de polyéthylènes [3].

2.2 Polyéthylènes haute densité (PEHD)

Le polyéthylène haute densité est un polymère thermoplastique de grande diffusion. Il fait partie de la famille des **polyoléfines**, au même titre que les polyéthylènes basse densité ou moyenne densité, et le propylène. Les principales qualités de PEHD 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. Donc un matériau de choix pour des applications variées comme l'extrusion-soufflage de corps creux, l'injection de divers articles, l'extrusion de films, de tubes et de câbles. Le polyéthylène haute densité est habituellement présent sous forme de granulés cylindriques ou lenticulaire de quelque millimètre figure (2.3). Ces granulés sont incolores et translucides à l'état naturel. Certaines applications nécessitent l'utilisation de compounds colorés dans la masse [12].

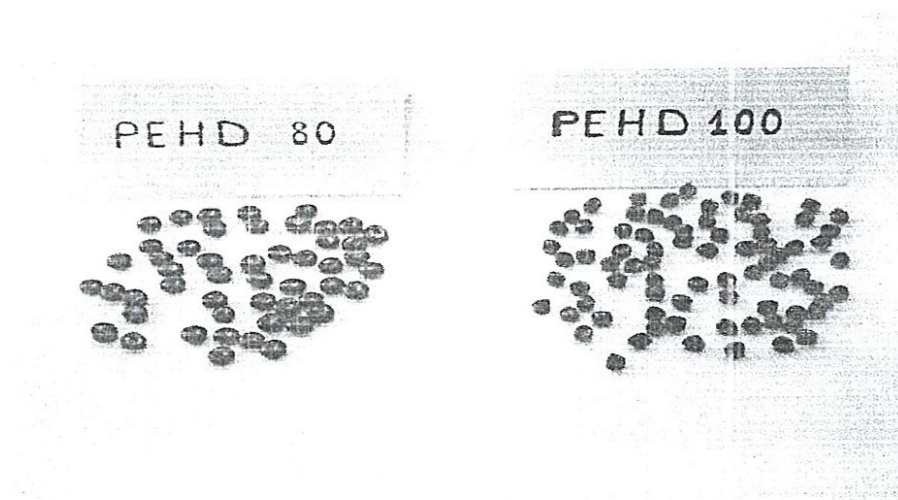


Figure 2.3 Matières premières PEHD pour extrusion de tubes.

Le polyéthylène haute densité est obtenu par des procédés de polymérisation de l'éthylène à basse pression (exemple: Ziegler-Natta), seul ou avec des comonomères. La polymérisation rompt la double liaison, ce qui active le monomère d'éthylène et lui permet de se lier à d'autres, pour former une longue chaîne, ou macromolécule.

Le procédé Ziegler est basé sur l'emploi d'un catalyseur à base de tétrachlorure de titane associé à un composé organométallique: un chlorure d'alkylaluminium. Les premières unités de polymérisation en solution ont peu à peu laissées la place à d'autres fonctionnant en suspension dans un hydrocarbure de type hexane. Les températures de réaction sont généralement légèrement inférieures à 100° C et la pression est de quelques méga pascals (≤ 50 bars). Le degré de copolymérisation dépend des proportions relatives d'éthylène et de comonomère dans le milieu réactionnel. La masse est contrôlée par un agent de transfert qui est l'hydrogène [12].

2.2.1 Propriétés des polyéthylènes haute densité

Elles dépendent de ses paramètres structuraux comme la cristallinité, la masse volumique et la distribution des masses molaires, de la conception de la pièce, des conditions de mise en œuvre et des conditions d'utilisation comme le type et la durée des contraintes, ainsi que de la température. Le tableau 2.1 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 R_e élastique	↑	↑	=
	Allongement à la rupture	↓	=	=
	Allongement au choc	↓	↓	=
	Résistance au fluage	=	↓	=
↑ Augmentation		↓ Diminution	= Pas de variation	

Tableau 2.1 Evolution des propriétés mécaniques en fonction des paramètres structuraux [12].

2.2.2 Caractéristiques du PEHD

Le tableau 2.2 illustre les valeurs indicatives des caractéristiques physiques, mécaniques et thermiques.

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 – 37
Module en flexion (MPa)	800 – 1100
Ténacité à 20°C ($\text{MPa m}^{1/2}$)	2 – 5
Température de transition vitreuse T_g (K)	300
Température de ramollissement T_s (K)	390
Chaleur massique ($\text{J Kg}^{-1}\text{K}^{-1}$)	2100
Conductivité thermique ($\text{W m}^{-1}\text{K}^{-1}$)	0.52
Coefficient de dilatation thermique (MK^{-1})	150 - 300

Tableau 2.2 Propriétés du PEHD [7,14].

2.3 Tubes en polyéthylènes

2.3.1 Spécification pour composition de base

Le tableau 2.3 regroupe quelques valeurs de composition de base pour les tubes en polyéthylènes.

caractéristiques	Spécifications	Paramètres d'essais	Méthodes d'essais
Teneur en matière volatile	≤ 350 mg/kg		NF EN 12099
Teneur en noir de carbone	2,0 à 2,6% en masse		ISO 6964 ou NF T51- 140
Dispersion du noir de carbone	≤ 3		ISO 11420 ou NF T51- 142
Tenue aux composants des gaz	≥ 20 h	80° C, 2 MPa	NF-T54-065

Tableau 2.3 Composition de base.

2.3.2 Caractéristiques et classification

Les tubes polyéthylènes sont caractérisés par :

- la classification de la résine : PE 40 - 63 - 80 – 100;
- la pression nominale;
- le SDR: Diamètre extérieur / Epaisseur;
- la MRS (Minimal Required Strenght) ou " contrainte minimale requise ", d'où est issue la classification des résines en PE tableau 2.4. 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 de 20° C. D'une façon générale, la tenue d'une canalisation est fonction de sa durée et de sa température d'utilisation.

Classification résine (Selon ISO)	Contrainte minimale requise (MRS)	Résistance hydrostatique à long terme (à 20° C)
PE 100	10,0 MPa	8,0 MPa
PE 80	8,0 MPa	6,3 MPa
PE 63	6,3 MPa	5,0 MPa
PE 40	4,0 MPa	3,2 MPa
PE 32	3,2 MPa	2,5 MPa

Tableau 2.4 Classification de la résine.

2.3.3 Domaine d'utilisation

Les applications sont nombreuses et intéressantes, on distingue:

- les conduites de transport de pétrole, fuel, gaz, eau potable;
- les conduites de transport de pâtes cellulosiques;
- les conduites de ventilation et de dépoussiérage;
- l'irrigation et le drainage;
- le gainage de câbles.

2.3.4 Extrusion de tubes

L'extrusion est le procédé le plus utilisé pour la mise en forme des polymères, et en particulier les thermoplastiques. Cette opération a pour objet la transformation de la matière thermoplastique en une masse visqueuse homogène, susceptible de s'écouler à débit constant à travers une filière, sous l'effet d'une pression pour fabriquer des produits finis ou des semi produits (films, plaques, tubes, profilés, isolation de câbles.....).

Les principaux problèmes rencontrés lors de l'extrusion de tubes sont les difficultés liées à l'obtention d'une épaisseur homogène sur toute la périphérie du tube, et le contrôle de la température pour éviter tout échauffement préjudiciable à la qualité du produit [23].

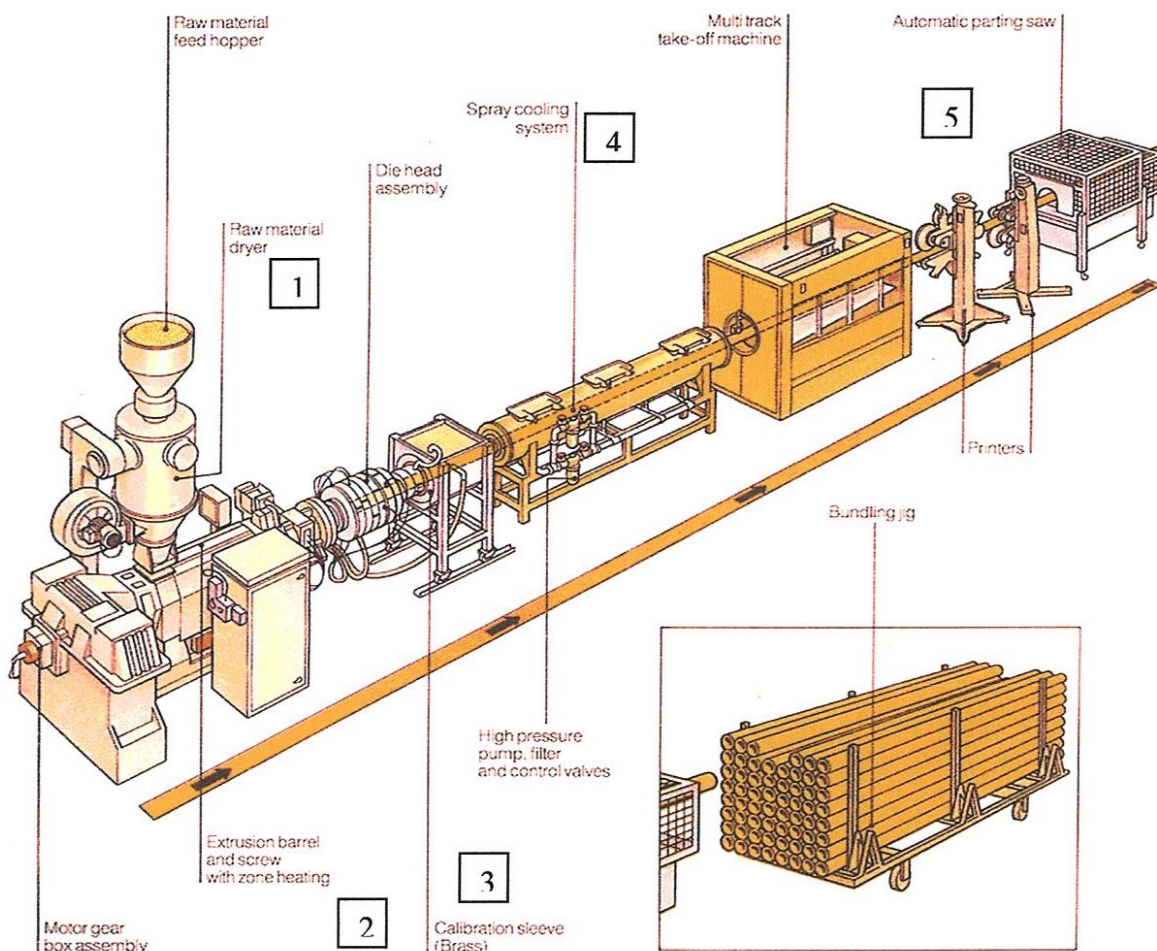


Figure 2.4 Schéma d'une ligne d'extrusion de tube [24].

a) L'extrudeuse

La machine est alimentée en matière pulvérulente par une trémie (1). L'extrudeuse mono vis (2), dans laquelle une vis de type Archimède tourne à l'intérieur d'un fourreau cylindrique, ce dernier est généralement muni de colliers chauffant électriques reliés à un ensemble de régulateurs qui régulent la température le long du fourreau.

La principale fonction de l'extrudeuse est de fondre le polymère, le mettre en pression et le mélange du polymère fondu, afin d'alimenter dans de bonnes conditions la filière en tête, qui donnera sa forme au produit fabriqué. Le tableau 2.5 montre quelques valeurs indicatives de réglage de température d'extrusion du polyéthylène haute densité.

D'après les observations qui ont été faites sur l'état du polymère dans la machine en régime permanent, on peut distinguer trois zones phénoménologiques (figure 2.5):

- la zone d'alimentation, dans laquelle le polymère est entièrement solide (en granulés ou en poudre, plus au moins compacté);
- la zone de plastification, dans laquelle coexistent le polymère encore solide et le polymère déjà fondu;
- la zone de pompage, dans laquelle le polymère est totalement fondu [23].

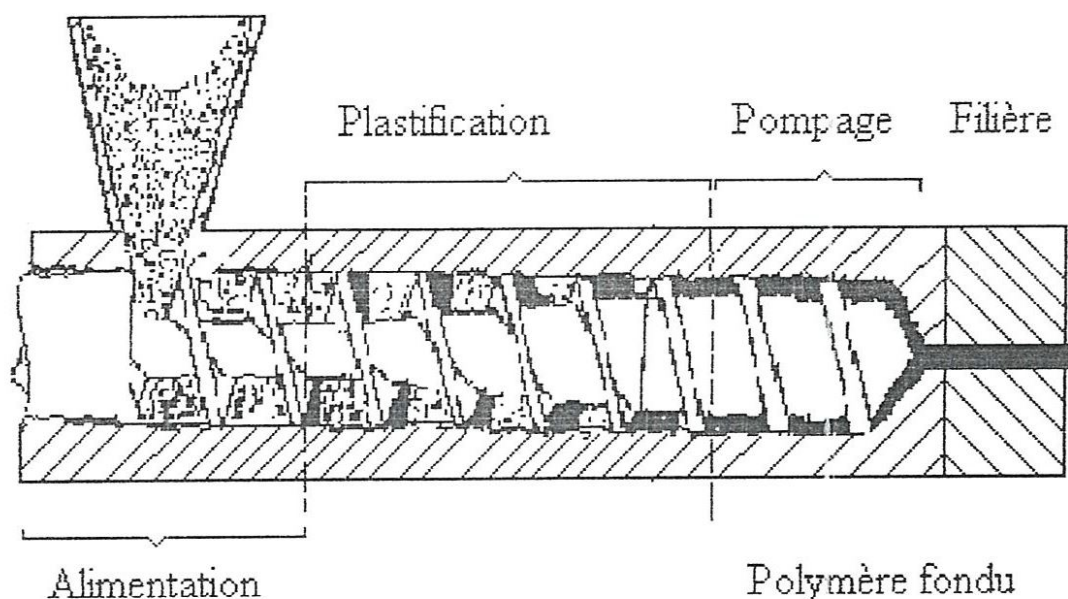


Figure 2.5 Extrudeuse mono vis [23].

Matière	Pression en MPa	Température en °C				
		zone d'alimentation	zone de compression	zone de pompage	tête	filière
PE haute densité	100-180	140	160	165	165	170

Tableau 2.5 Valeurs des températures d'extrusion [17].

b) La filière

Le rôle principal que doit jouer une filière d'extrusion figure (2.6) est de fournir à la sortie de l'outillage un produit aux dimensions requises, uniformes en température. Ceci est particulièrement important pour les phases qui suivent l'extrusion proprement dite (étirage, conformation, refroidissement...), pour lesquelles toute hétérogénéité en sortie de filière ne pourrait qu'être aggravée et conduire éventuellement à un produit incorrect [23]. Le polymère fondu, est distribué autour d'un mandrin qui est relié au corps de la filière par l'intermédiaire d'ailettes. En sortie, le tube passe dans une filière dite froide, ou conformateur, constituée d'un anneau refroidi et percé de trous par lesquels l'eau sous pression vient figer la surface extérieure du tube tout en lubrifiant son déplacement. Une légère surpression appliquée à l'intérieur du tube permet de lui conserver la géométrie cylindrique et le plaquer sur la filière froide.

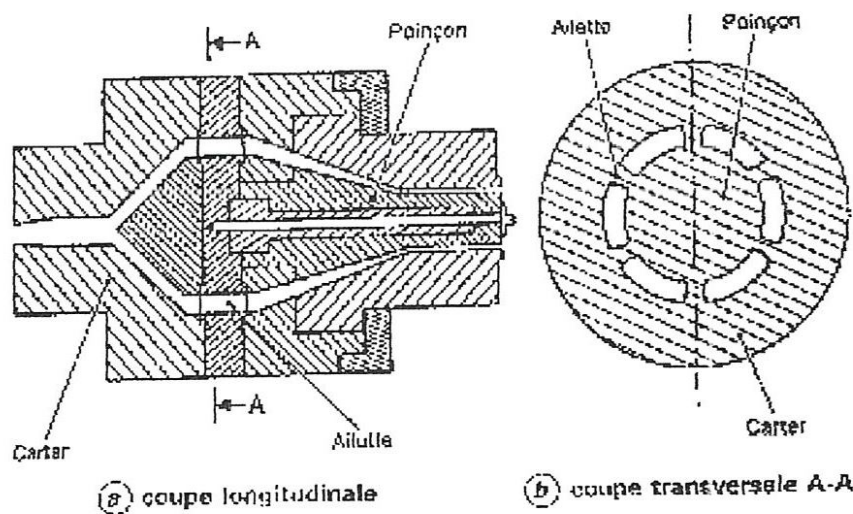


Figure 2.6 Filière de tubes [23].

c) Le refroidissement

Le tube poursuit son refroidissement par déplacement dans un ou plusieurs bacs d'eau (4) avant d'être découpé à la longueur requise [14]. Plusieurs types de conformateurs dans lesquels les parois encore chaudes et déformables sont plaquées contre les faces refroidies du calibre par le vide créé, agissant de l'extérieur, ou par la pression de l'air à l'intérieur du tube. Un des systèmes, nommé "conformation en bac d'eau sous vide", est très répandu. Il se compose d'un long réservoir fermé, rempli aux deux tiers d'eau froide constamment renouvelée. L'air au-dessus de l'eau est maintenu sous une dépression de 300 Pa [17]. Le calibrage dans un bac sous vide limite les efforts de frottement entre tube et calibre [14].

d) L'étirage

Pour que le profil, qui sort de la filière, ne se déforme pas immédiatement, on le soumet à traction ce qui contribue en partie au maintien de sa forme et de l'épaisseur des parois. L'effort de cette traction doit être ajusté à la vitesse de sortie du profil. Ce rôle est assuré par un dispositif de tirage qui agit sur le profil refroidi et dont la vitesse est réglée et contrôlée avec précision. Le dispositif de tirage conditionne les dimensions du profil et applique l'effort nécessaire au passage dans le conformateur. Pour les tubes, on utilise plus fréquemment les tireurs à chenilles.

Les tubes fabriqués par extrusion peuvent avoir des diamètres non conformés, ou non calibrés à l'extérieur ou à l'intérieur. Les dimensions des tubes non conformés sont réglées par la vitesse de tirage et la vitesse de refroidissement [17].

e) L' extrudat

Les tubes rigides sont sciés à la longueur désirée, une scie circulaire suit le profil dans son mouvement d'avance, elle est entraînée par le profil lui-même, et commandée automatiquement par un contacteur électrique. Les tubes souples sont dans la plupart des cas enroulés sur des bobines dont la rotation est liée à la vitesse de tirage.

2.3.5 Les produits obtenus

Les tubes en polyéthylènes doivent avoir des surfaces extérieurs et intérieurs propres et lisses et être exempts de défauts, tels qu'ils soient susceptibles d'être nuisibles à leur qualité, rayures, piqûres, grains, bulles, soufflures et criques.

L'examen est effectué à l'œil nu, sur des éprouvettes ouvertes selon deux génératrices diamétralement opposées. Les extrémités des tubes doivent être coupées proprement et perpendiculairement à l'axe du tube.

Les filets de repérage jaunes sont au moins au nombre de trois, répartis également sur la circonférence du tube figure (2.7). Ces filets doivent avoir une faible épaisseur et une faible largeur de façon à ne pas modifier les caractéristiques physiques et mécaniques des tubes.

Le contrôle dimensionnel des tubes doit se faire automatiquement en ligne d'extrusion par scanner.

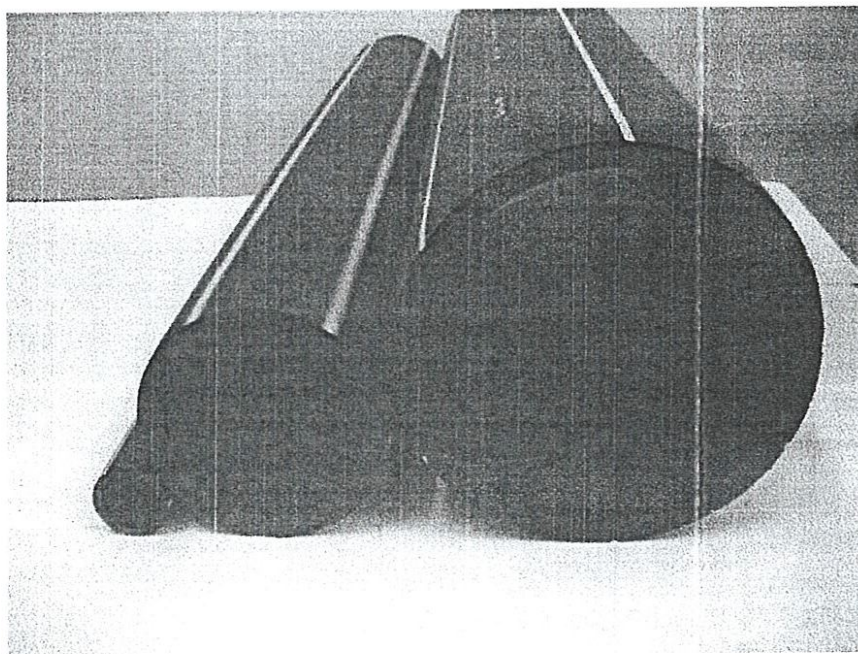


Figure 2.7 Tubes en PEHD pour distribution de gaz.

2.3.6 Caractéristiques des tubes en PEHD

a) Caractéristiques physiques

Le tableau 2.6 illustre quelques valeurs des caractéristiques physiques des tubes en polyéthylène haute densité de grade 80.

Caractéristiques	Spécification	Paramètres d'essai	Méthode d'essai
Retrait à chaud	$\leq 3\%$ aspect conservé	110° C	ISO 2505-1 ISO 2505-2
Masse volumique conventionnelle	$\geq 930 \text{ Kg/m}^3$	23° C	ISO 1183 NF T 51063
Temps d'induction à l'oxydation (stabilité thermique)	> 20 min	200° C	ISO/TR 10837

Tableau 2.6 Valeurs des caractéristiques physiques.

b) Caractéristiques mécaniques

Les caractéristiques mécaniques des tubes en polyéthylènes sont montrées sur le tableau 2.7.

Caractéristique	Spécification	Paramètres d'essais	Méthodes d'essais
Résistance hydraulique	Tenue $\geq 100 \text{ h}$	20° C PE 80 9,0 Mpa PE 100 12,4 Mpa	ISO 1167
	Tenue $\geq 165 \text{ h}$ Tenue $\geq 1000 \text{ h}$	80° C 4,6 Mpa 5,5 Mpa 4,0 Mpa 5,0 Mpa	EN N 921
Traction Contrainte de seuil	PE 80 $\geq 15 \text{ Mpa}$ PE 100 $\geq 19 \text{ Mpa}$		ISO 6259-3 EN 638
Allongement à la rupture	$\geq 350\%$		
Tenue à la fissuration rapide : essai S4 Pression critique pe S4	Pour 4 bar: 0,94 bar	0° C	EN ISO 13477

Tableau 2.7 Valeurs des caractéristiques mécaniques.

c) Caractéristiques dimensionnelles

Le tableau (2.8) regroupe des valeurs indicatives des caractéristiques dimensionnelles de tubes en PEHD.

Diamètre extérieur nominale (mm)	SDR (1)	Epaisseur nominale (mm)	Tolérance (mm)		Ovalisation absolue maximale		Masse métrique
			Sur diam. extérieur moy.	Sur épaisseur	Sur tube droit (mm)	Sur tube enroulé (mm)	Kg/m
20		3,0	+0,3 0	+0,4	1,2	1,2	0,162
40	11	3,7	+0,4 0	+0,5 0	1,4	2,4	0,428
63	11	5,8	+0,6 0	+ 0,7 0	1,5	3,8	1,050
90	11	8,2	+ 0,9 0	+ 1,0 0	1,8	5,4	2,130
125	11	11,4	+ 1,0 0	+ 1,3 0	2,5	7,5	4,090
160 200	11	14,6	+ 1,0 0	1,6 0	3,9	9,6	6,70
200	17,6	11,4	1,2 0	+1,3 0	4,0		6,800

(1) Standard dimension ratio (Diamètre extérieur / épaisseur).

Tableau 2.8 Valeurs dimensionnelles.

2.4 Matériau étudié et modes d'obtention des éprouvettes

Les matériaux considérés sont des tubes en polyéthylène de haute densité (PEHD 80), de diamètres extérieur 40 mm et intérieur 32 mm destinés à la distribution de gaz naturel supportant une pression nominale en service de 4 bar, ils sont de fabrication algérienne (Sotuplast chlef). Les caractéristiques mécaniques de ces matériaux dépendent étroitement du mode d'obtention des éprouvettes et donc du fini de surface. La préparation des éprouvettes, conformément à la norme NF T 54-074 fait appelle au découpage par déformation plastique et à l'usinage.

2.4.1 Eprouvettes obtenues par déformation plastique

Les éprouvettes obtenues par déformation plastique figure (2.8 b) sont réalisées au sein de l'entreprise nationale Sotuplast de Chlef. Elles sont prélevées à partir d'un tronçon de tube d'une longueur de 150mm, découpé en deux parties égales dans le sens longitudinal, sans chauffage, ni aplatissement de la bande, en exerçant une pression sur l'emporte pièce (figure 2.8 a) placé au milieu de la face intérieure de celle-ci. Les dimensions et la forme géométrique de l'éprouvette sont reportées sur la figure (2.9).

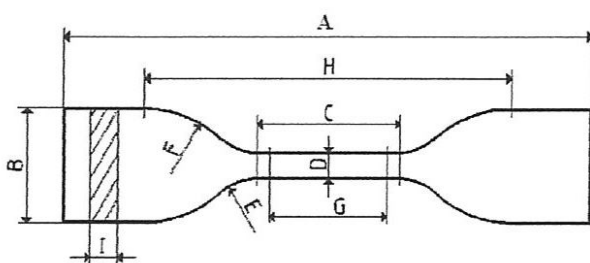


a) Emporte-pièce



b) Eprouvettes d'essais

Figure 2.8 Emporte pièce et éprouvettes obtenues.

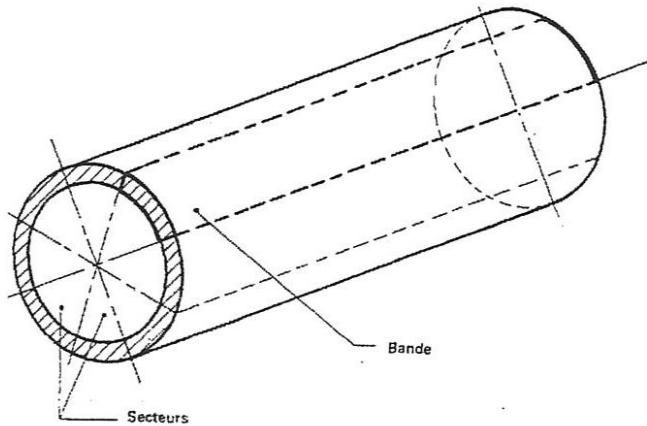


A: Longueur totale minimale	115
B: Largeur des extrémités	25 ± 1
C: Longueur de la partie calibrée	33 ± 2
D: Largeur de la partie calibrée	6 ± 0.4
E: Petit rayon	14 ± 1
F: Grand rayon	25 ± 2
G: Distance entre repères	25 ± 1
H: Distance initiale entre mors	80 ± 5
I: Epaisseur	celle du tube mais $\leq 13\text{mm}$

Figure 2.9 Eprouvettes normalisées en déformation plastique.

2.4.2 Eprouvettes obtenues par usinage

Dans une première étape on prélève par fraisage à l'aide d'un plateau diviseur des bandes de dimensions égales le long de la circonférence du tube figure (2.10 a), des précautions particulières ont été prises afin d'éviter toute déformation de ce dernier.



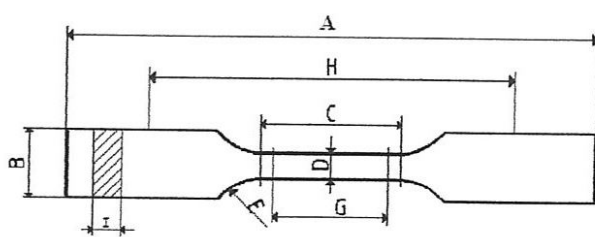
a) Répartition des bandes



b) Dispositif de montage

Figure 2.10 Localisation des bandes et moyen de leur obtention.

Pour répondre à cette exigence un montage spécifique a été réalisé figure (2.10 b), l'exécution de l'opération est réalisée sur une fraiseuse universelle de type ALMO FV 1,5 dotée d'un moteur électrique d'une puissance de 5 KW. La figure (2.11) montre la forme et les dimensions des épreuves à obtenir par usinage.



A: Longueur totale minimale	115
B: Largeur des extrémités	≥ 15
C: Longueur de la partie calibrée	33 ± 2
D: Largeur de la partie calibrée	6 ± 0.4
E: Rayon	14 ± 1
G: Distance entre repères	25 ± 1
H: Distance initiale entre mors	80 ± 5
I : Epaisseur	celle du tube

Figure 2.11 Eprouvettes normalisées en usinage.

La deuxième étape a consisté à concevoir un dispositif de maintien et à l'élaboration d'un programme d'usinage en commande numérique pour obtenir la forme et les dimensions désirées. La figure (2.12) montre le banc d'essais représentant une machine à commande numérique ayant permis l'obtention des épreuves usinées.

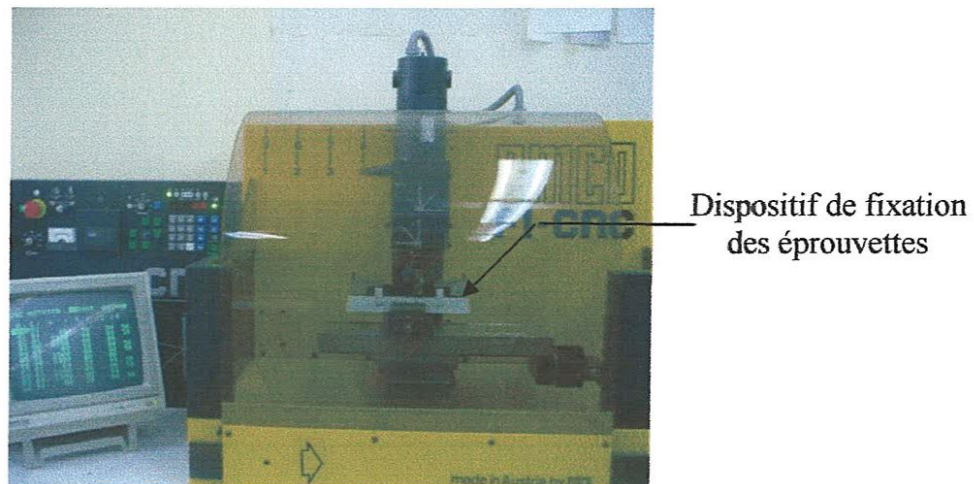


Figure 2.12 Fraiseuse à commande numérique et dispositif de fixation.

2.5 Influence des paramètres de coupe sur le fini de surface

2.5.1 Introduction

L'usinage des polymères n'est pas fréquent, d'où la nécessité d'optimiser le régime de coupe (vitesse de coupe, avance et profondeur de passe). Ces paramètres influent sur la température et la rugosité obtenues. La solution consiste à choisir les paramètres adéquats qui donnent un état de surface acceptable sans que la température dans la zone de coupe dépasse les 40° C (NF T 54 – 078) afin de conserver les caractéristiques mécaniques des pièces usinées.

2.5.2 Méthodologie de recherche

De nombreux facteurs peuvent agir sur la température et la rugosité d'un matériau, tel que:

- ▶ Le régime de coupe: vitesse de coupe (V_c), avance (f) et profondeur de passe (a_p).
- ▶ Les paramètres géométriques de l'outil.
- ▶ Les Propriétés physico-mécaniques et chimiques de l'outil ainsi que celles de la matière à usiner (dureté, résistance à la rupture, conductivité thermique, composition chimique etc).
- ▶ Les conditions de travail (rigidité du système MO. D. O. P, environnement....etc).

Ces facteurs représentent les paramètres d'entrée d'un système d'usinage. Ils sont désignés par $x_1, x_2, \dots, x_i, \dots, x_M$.

L'usure de l'outil de coupe, l'état de la surface, les efforts de coupe, la température, la puissance de coupe, la productivité, le coût de fabrication,.....etc, représentent les paramètres de sortie. Ils sont désignés par $y_1, y_2, \dots, y_i, \dots, y_L$.

En pratique pour connaître l'influence d'un ou de plusieurs facteurs d'entrée sur un paramètre de sortie on fait appelle à deux méthodes: unifactorielle et multifactorielle [25].

a) Méthode unifactorielle

Cette méthode permet de déterminer l'action d'un seul facteur d'entrée χ_i sur un paramètre de sortie y_i , et donc déterminer une relation de type :

$$y_i = f(\chi_i). \quad (1)$$

Pour cela, seul le facteur χ_i est variable tout les autres facteurs sont maintenu constants (tableau 2.1).

Essais	Facteurs	Paramètres
	χ_i	y_i
1	χ_{i1}	y_{i1}
2	χ_{i2}	y_{i2}
.	.	.
N	χ_{iN}	y_{iN}

Tableau 2.1 Réalisation d'essais d'après la méthode unifactorielle.

La méthode unifactorielle a pour but d'établir des modèles semi empiriques exprimant la relation entre un paramètre d'optimisation étudié (Y) et un seul facteur prédéterminé (X). En fabrication mécanique cette relation est régie par le modèle de Taylor exprimée sous la forme :

$$Y = C_0 X^{C_1} \quad (2)$$

Où:

C_0 : est une constante qui tient compte de l'influence de tous les autres facteurs non visible dans la formule (2).

C_1 : est un exposant montrant le degré d'influence de facteur X sur le paramètre Y.

$$\ln(Y) = \ln(C_0) + C_1 \cdot \ln(X) \quad (3)$$

La linéarisation de l'expression (2) conduit à la détermination des constantes C_0 et C_1 .

$$\bar{Y} = A + B \cdot \bar{X} \quad (4)$$

Avec: $\bar{Y} = \ln(Y)$

$$A = \ln(C_0)$$

$$B = C_1$$

$$\bar{X} = \ln(X)$$

La détermination des coefficients A et B de la relation (4) se fait par la méthode des moindres carrés [26], les expressions obtenues de A et B sont :

$$A = \frac{(\sum \bar{Y}_i - B \cdot \sum \bar{X}_i)}{N} \quad (5)$$

$$B = \frac{N \sum \bar{X}_i \cdot \bar{Y}_i - (\sum \bar{X}_i) \cdot (\sum \bar{Y}_i)}{N \sum \bar{X}_i^2 - (\sum \bar{X}_i)^2} \quad (6)$$

La validation du modèle est vérifiée par la détermination de la valeur du coefficient de corrélation R.

$$R = \frac{(N \sum \bar{X}_i \cdot \bar{Y}_i) - (\sum \bar{X}_i) \cdot (\sum \bar{Y}_i)}{\sqrt{\left((N \sum \bar{Y}_i^2 - (\sum \bar{Y}_i)^2) (N \sum \bar{X}_i^2 - (\sum \bar{X}_i)^2) \right)}} \quad (7)$$

a) Méthode multifactorielle

Cette méthode préconise la détermination de l'action simultanée de plusieurs facteurs d'entrées sur un seul paramètre de sortie. Dans ce cas, il faut établir une relation de la forme:

$$Y_j = f(\chi_1, \chi_2, \dots, \chi_i, \dots, \chi_M) \quad (8)$$

La variation de ces facteurs se fait selon un plan d'expérience préalablement établi, prenant en considération toutes les combinaisons possibles du tableau 2.2.

Essais	Facteurs X_i										Paramètres Y_j		
	Valeurs naturelles					Valeurs codifiées							
	X_1	X_2	X_3		X_M	X_1	X_2	X_3	...	X_M	Y_1	Y_2	Y_3
1	X_{1min}	X_{2min}	X_{3min}	...	X_{Mmin}	-1	-1	-1	...	-1	Y_{11}	Y_{21}	Y_{31}
2	X_{1max}	X_{2min}	X_{3min}		X_{Mmin}	1	-1	-1	...	-1	Y_{12}	Y_{22}	Y_{32}
3	X_{1min}	X_{2max}	X_{3min}		X_{Mmin}	-1	1	-1		-1	Y_{13}	Y_{23}	Y_{33}
4	X_{1max}	X_{2max}	X_{3min}		X_{Mmin}	1	1	-1	..	-1			
5	X_{1min}	X_{2min}	X_{3max}		X_{Mmin}	-1	-1	1		-1			
6	X_{1max}	X_{2min}	X_{3max}		X_{Mmin}								
7	X_{1min}	X_{2max}	X_{3max}										
8	X_{1max}	X_{2max}	X_{3max}										
9	X_{1min}	X_{2min}	X_{3min}										
10	X_{1max}	X_{2min}	.										
11	X_{1min}	X_{2max}	.										
12	X_{1max}	X_{2max}	.										
$N=P^M$	X_{1max}	X_{2max}	X_{3max}		X_{Mmax}	1	1	1		1			

Tableau 2.2 Réalisation d'essais d'après la méthode multifactorielle.

Chaque facteur χ_i ne peut varier que dans un intervalle bien déterminé, soit $\chi_i \in [\chi_{min}, \chi_{max}]$. On se sert des valeurs χ_{min} , χ_{moy} et χ_{max} dans une expérience à trois niveaux ($P = 3$), et pour une expérience à deux niveaux ($P = 2$) seules les valeurs de χ_{min} et χ_{max} sont utilisées.

Le nombre d'expériences N est fonction du nombre de facteurs M et du nombre de niveaux P adoptés pour chaque variable.

$$N = P^M \quad (9)$$

Dans ce travail seule la méthode unifactorielle est appliquée pour étudier les paramètres de sortie.

2.5.3 Procédure expérimentale et matériels utilisés

- Procédure expérimentale

La planification d'une série d'expérience basée sur la méthode unifactorielle a conduit à l'optimisation du régime de coupe.

Dans une première étape nous avons mené une étude de la température dans la zone de coupe, en faisant varier les différents paramètres de coupe (V_c , f , a_p).

La procédure appliquée consiste à pratiquer une opération de fraisage sur un morceau de tube d'une longueur de 180 mm, de diamètre extérieur 63 mm et d'une épaisseur de 5,8 mm, il est monté solidairement à un axe en bois, maintenu entre mors du plateau diviseur et pointe tournante.

L'opération de fraisage est réalisée à l'aide d'une fraise scie HSS de diamètre 60 mm, d'une épaisseur de 0,8 mm et de 100 dents sans lubrification.

Lors de la première série on a varié la vitesse de coupe (nombre de tours) dans une plage allant de [45 à 2000] tr/min, tout en prélevant la température dans trois zones différentes le long de la portion découpée, la même procédure est pratiquée pour chaque passe de pénétration jusqu'à une profondeur de 5mm, tout en maintenant les autres facteurs constants. Pour la deuxième série seule l'avance est variable dans un intervalle [16 à 100] mm/min. En fin par une variation de la profondeur de passe de [0.5 à 5] mm. La même démarche est suivie pour l'étude de l'influence des paramètres de coupe sur la rugosité.

- Matériels utilisés

La température a été prélevée par un thermomètre à infrarouge portable de type RAYNGER 3i représenté à la figure (2.13 a), la mesure est effectuée sans contact. Dont les caractéristiques techniques sont regroupées sur le tableau 2.3.

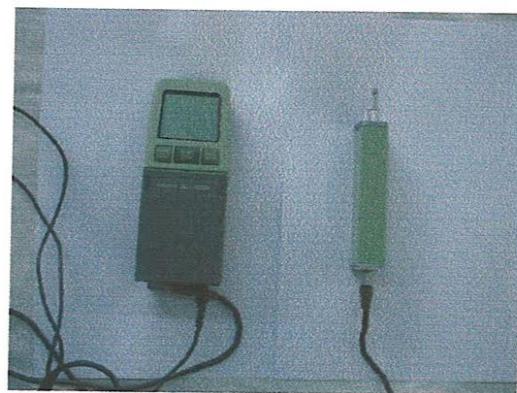
La mesure des rugosités (R_a , R_z , R_t) figure (2.14) [27] a été effectuée à l'aide d'un rugosimètre Mitutoyo SJ 201 montré à la figure (2.13 b).

Etendue de mesure	Résolution optique	Etendue spectrale	Visée
-30 à 1200°C	75 : 1	8 – 14 μ	Visée laser double

Tableau 2.3 Caractéristiques du thermomètre à infrarouge.



a) Thermomètre à infrarouge



b) Rugosimètre JS 201

Figure 2.13 Appareils de mesure.

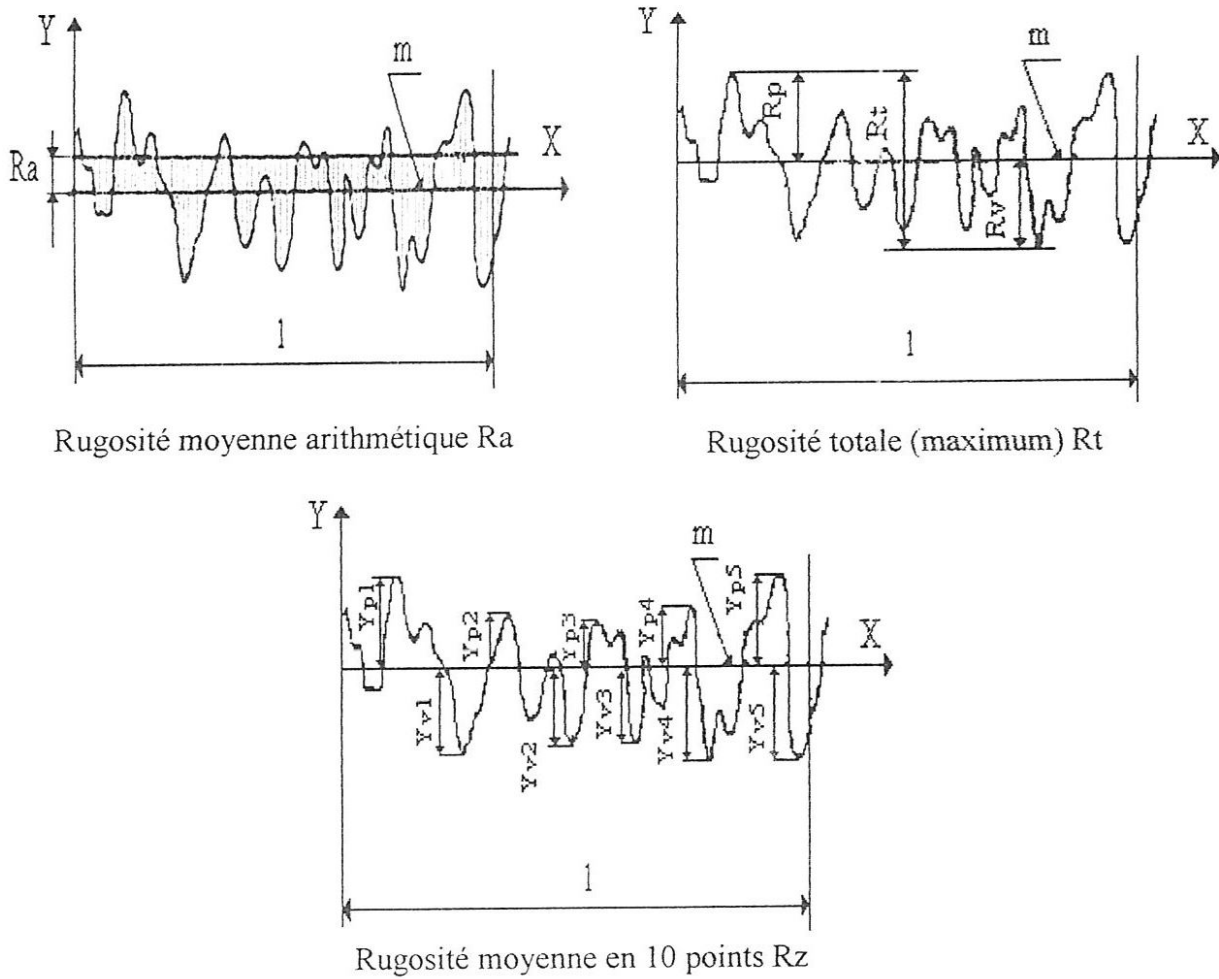


Figure 2.14 Représentation des rugosités.

Avec :

m : ligne moyenne des écarts;

l : longueur référence mesurée.

$$R_a = \frac{1}{l} \int_0^l |f(x)| dx \quad (10)$$

$$R_t = R_p + R_v \quad (11)$$

$$R_z = \frac{(Y_{p1} + Y_{p2} + Y_{p3} + Y_{p4} + Y_{p5}) + (Y_{v1} + Y_{v2} + Y_{v3} + Y_{v4} + Y_{v5})}{5} \quad (12)$$

où :

Y_{pi} ($i = 1$ à 5) les cinq points les plus hauts de la longueur référence mesurée;

Y_{vj} ($j = 1$ à 5) les cinq points les plus bas de la longueur référence mesurée.

2.5.4 Résultats obtenus

2.5.4.1 Effet du régime de coupe sur la température

Les résultats expérimentaux ont permis de tracer les graphes correspondant à l'évolution de la température en fonction de la variation des éléments du régime de coupe (vitesse de coupe, avance et profondeur de passe) figure (2.15).

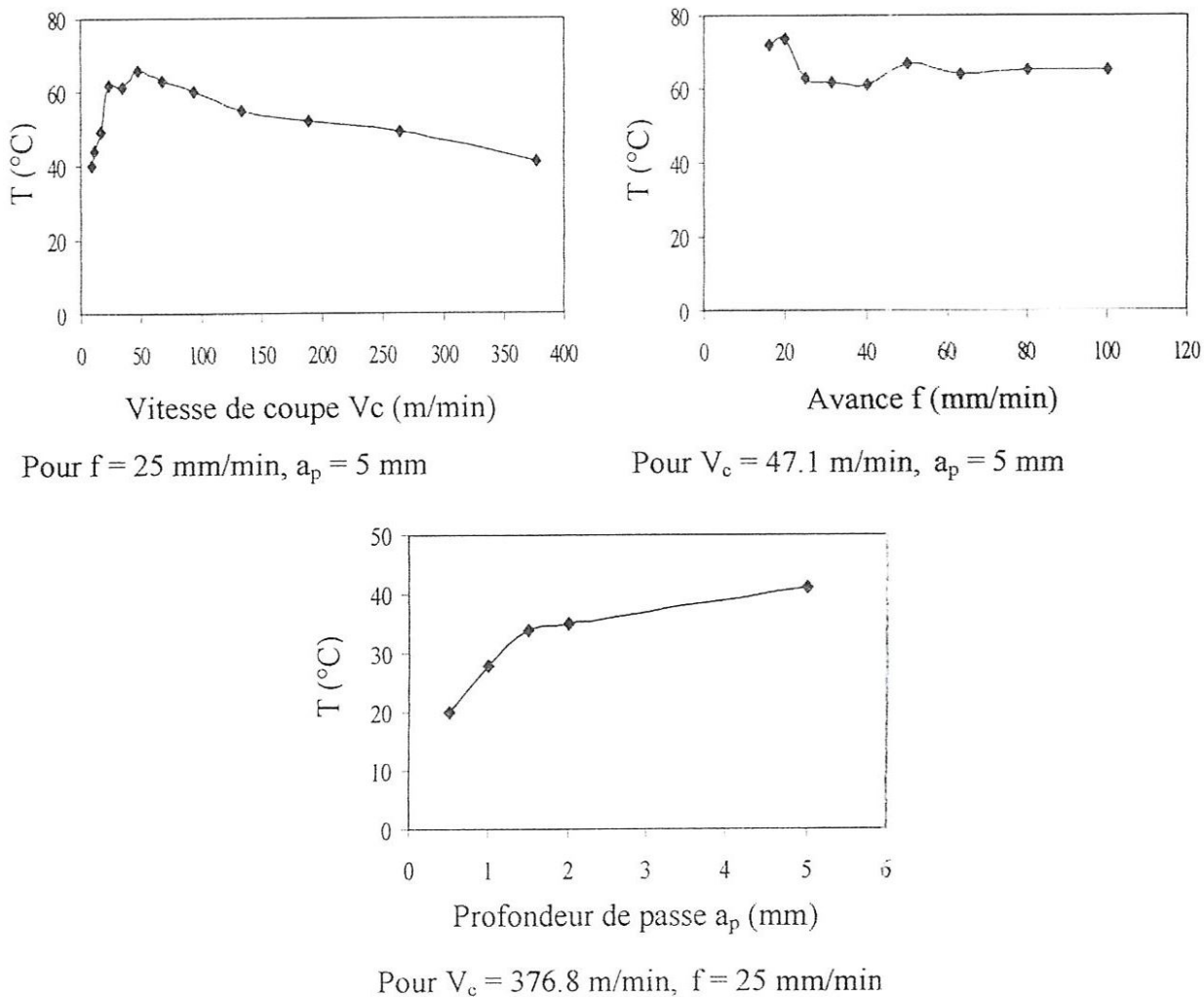


Figure 2.15 Evolution de la température en fonction de la variation des éléments du régime de coupe.

2.5.4.2 Effet du régime de coupe sur la rugosité

De la même manière que pour l'effet du régime de coupe sur la température nous avons procédé à une série d'essais pour étudier l'effet des paramètres de coupe sur la rugosité. Les résultats obtenus sont représentés par la figure (2.16).

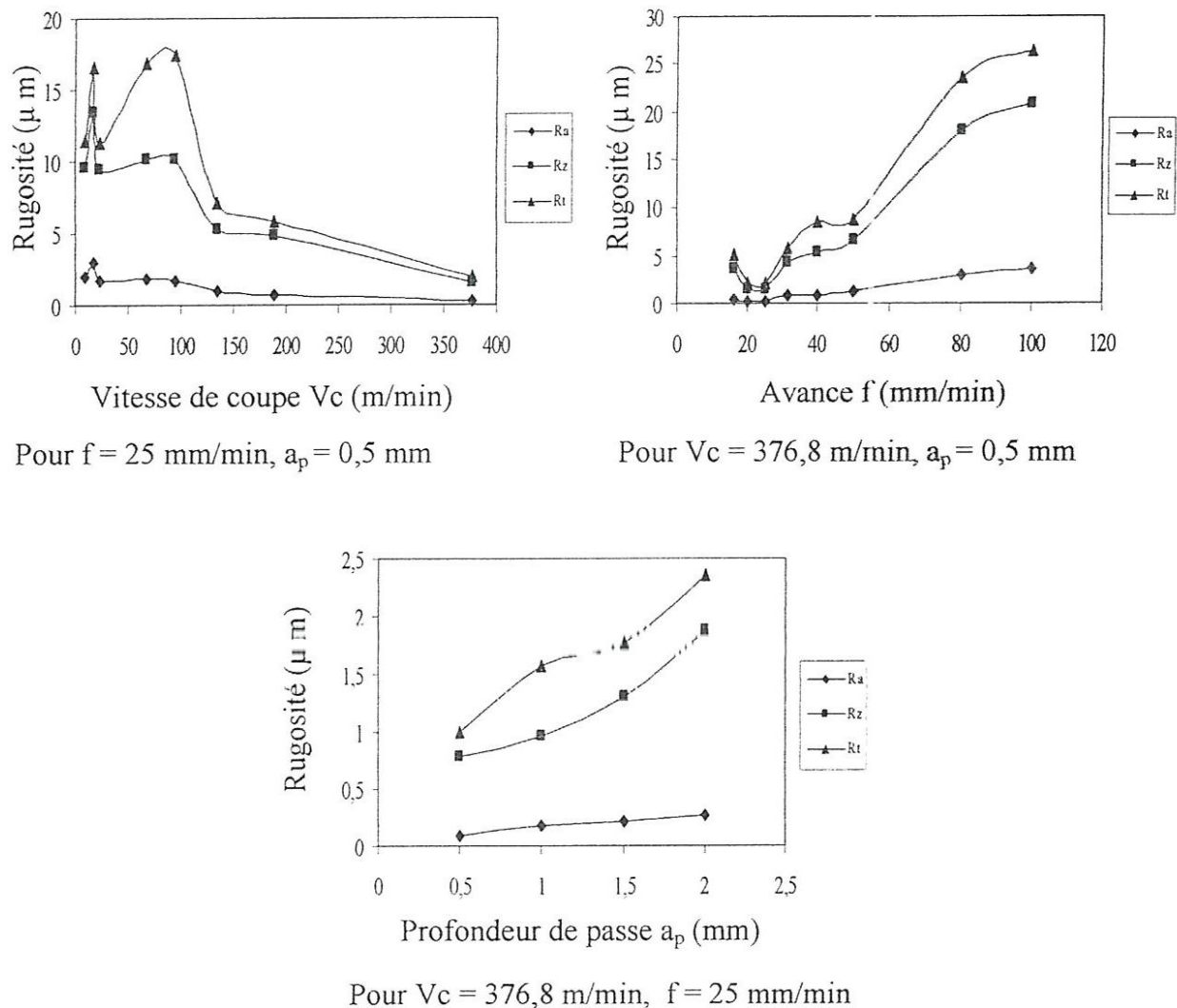


Figure 2.16 Evolution de la rugosité en fonction de la variation des éléments du régime de coupe.

2.5.4.3 Modèles semi empiriques établis

Les séries d'expériences réalisées ont conduit aux mesures de la température et de la rugosité en fonction des paramètres du régime de coupe. L'introduction des résultats obtenus au modèle de Taylor et l'élaboration d'un programme de calcul sous MATLAB ont permis de déterminer les constantes C_0 et C_1 de l'équation (2) et le coefficient de corrélation R . L'organigramme représenté à la figure (2.17) illustre les différentes étapes du calcul. Les modèles semi empiriques établis sont reportés sur le tableau 2.4.

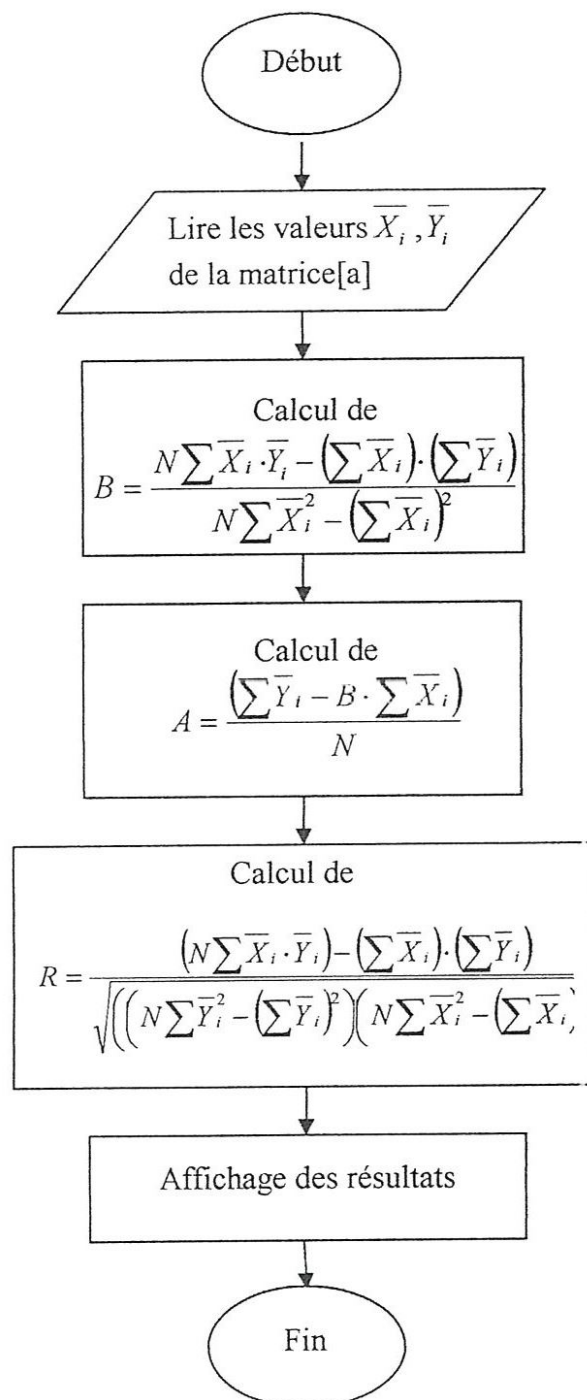


Figure 2.17 Organigramme du programme de calcul établi.

Paramètres de sortie	Modèles semi empiriques obtenus	Coefficients de corrélation R^2
$T = f(a_p)$	$27.127 a_p^{0.307}$	0.908
$T = f(V_c)$	$22.58 V_c^{-0.0162}$	0.69
$T = f(f)$	$10.38 f^{0.226}$	0.692
$R_a = f(a_p)$	$0.16097 a_p^{0.772}$	0.973
$R_a = f(v_c)$	$9.66 V_c^{-0.494}$	0.675
$R_a = f(f)$	$4.6 \cdot 10^{-3} f^{1.434}$	0.828
$R_z = f(a_p)$	$1.0988 a_p^{0.605}$	0.908
$R_z = f(v_c)$	$32.788 V_c^{-0.371}$	0.628
$R_z = f(f)$	$3.803 \cdot 10^{-2} f^{1.353}$	0.808
$R_t = f(a_p)$	$1.507 a_p^{0.582}$	0.986
$R_t = f(v_c)$	$51.58 V_c^{-0.426}$	0.676
$R_t = f(f)$	$5.957 \cdot 10^{-2} f^{1.314}$	0.784

Tableau 2.4 Tableau récapitulatif des différents résultats obtenus.

2.5.5 Analyse des résultats

Le traitement des résultats concernant la mesure de la température dans la zone de coupe en fraisage a permis d'une part de déterminer le régime de coupe optimal et d'autre part donner un sens physique aux valeurs mesurées qualitativement et quantitativement. Le classement des exposants des modèles semi empiriques en valeurs absolues (tableau 2.4) exprime le degré d'influence de chaque élément du régime de coupe sur la valeur mesurée de la température. Il ressort de ces résultats que la profondeur de passe (a_p) représente le facteur prédominant, suivi de l'avance et en dernier la vitesse de coupe.

La même comparaison inter exposant de la rugosité (tableau 2.4) en valeur absolue permet la mise au point d'un ordre décroissant de l'influence de chaque facteur du régime de coupe sur les valeurs mesurées de la rugosité.

Le classement des exposants montre clairement que l'avance occupe la première position, donc c'est le paramètre déterminant pour la qualité de la surface, puis la profondeur de passe. Le facteur le moins influant est la vitesse de coupe, mais son augmentation contribue à l'amélioration de l'état de surface usinée. Cette étude nous a permis à choisir le régime de coupe adéquat pour la préparation des éprouvettes d'essais. Les paramètres du régime de coupe maintenus sont: $V_c = 376,8$ m/min; $f = 25$ mm/min et $a_p = 0,5$ mm.

CHAPITRE 3

ETUDE EXPERIMENTALE DU COMPORTEMENT MECANIQUE DU PEHD 80

3.1 Introduction

Les tubes en polyéthylènes haute densité trouvent une utilisation grandissante dans notre société et plus particulièrement dans la distribution de gaz et d'eau, conséquence de leurs bonnes résistances à la corrosion, légèreté et coût abordable.

Nous présentons dans ce chapitre une étude de l'influence du mode d'obtention des éprouvettes et la vitesse de chargement sur le comportement mécanique du PEHD 80 en traction statique. Ainsi qu'une caractérisation du PEHD 80 en traction cyclique suivie par l'influence du nombre de cycles et du niveau de chargements d'une part sur l'allongement et la charge atteints lors du cyclique, d'autre part sur les caractéristiques mécaniques et la morphologie du matériau.

3.2 Effet du mode d'obtention des éprouvettes sur le comportement mécanique d'un PEHD 80 soumis à une traction

3.2.1 Eprouvettes d'essais

Pour étudier l'influence du mode d'obtention des éprouvettes sur le comportement mécanique du PEHD 80, des prélèvements par déformation plastique et par usinage sont pratiqués sur des produits finis en respect de la norme NF T 54 – 074.

3.2.2 Banc d'essais

Les essais de traction sont réalisés sur une machine d'essai universel de type ZWICK ROELLE Z005, d'une capacité de 5 KN, pilotée par un ordinateur dont le traitement des résultats est effectué à l'aide du logiciel testxpert figure (3.1).



Figure 3.1 Banc d'essais.

3.2.3 Déroulement des essais

Deux séries de cinq éprouvettes de mode d'obtention différents : usinage et déformation plastique sont effectuées en traction jusqu'à rupture du matériau à température ambiante. Les éprouvettes sont conditionnées selon la norme NFT 51- 014, la vitesse d'essai est réglée à 100 mm/min conformément à la norme NFT 51- 074.

3.2.4 Résultats obtenus

Les courbes de comportement charge-allongement obtenues expérimentalement pour les deux modes d'obtention des éprouvettes sont illustrées à la figure (3.2). Les modules d'élasticités sont calculés dans un intervalle de déformation de $[0,05-0,25]$ % selon la norme ISO 527-1: 1993 (F). Le tableau 3.1 regroupe les valeurs expérimentales moyennes des caractéristiques mécaniques obtenues.

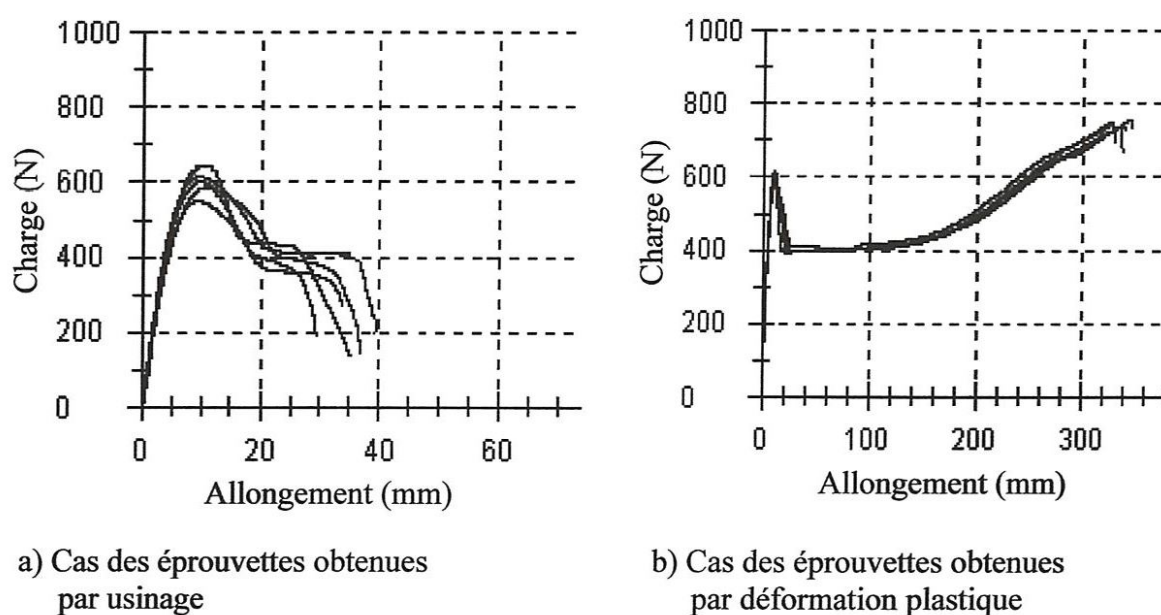


Figure 3.2 Courbes de comportement expérimental charge-allongement en traction (pour $V= 100$ mm/min).

	Eprouvettes obtenues par fraisage	Eprouvettes obtenues par déformation plastique
E (N/mm ²)	188,8	197,022
σ_e (N/mm ²)	21,89	21,86
$\varepsilon_{\sigma e}$ %	31,3	31,42
ε_{Rup} %	106,30	1012
L_{Rup} (mm)	35,08	333,22

Tableau 3.1 Valeurs moyennes des caractéristiques mécaniques.

3.2.5 Analyse des résultats

Les courbes de la figure (3.2) montrent que les éprouvettes obtenues par fraisage présentent une rupture prématurée une fois la limite élastique dépassée, par contre pour les éprouvettes obtenues par déformation plastique, elles se caractérisent par des allongements à la rupture atteignant les 1012 % environ de la longueur initiale.

Le faible allongement des éprouvettes usinées est probablement dû à la propagation brutale des microfissures générées par l'opération de fraisage. Les tubes en polyéthylènes contiennent des contraintes résiduelles dues au procédé d'extrusion. Il a été montré [28, 29] que la répartition de celles-ci n'est pas uniforme à travers la paroi du tube et que l'usinage modifie d'avantage cette distribution, l'accumulation des contraintes résiduelles et les stries d'usinage conduisent à des ruptures précausées [30].

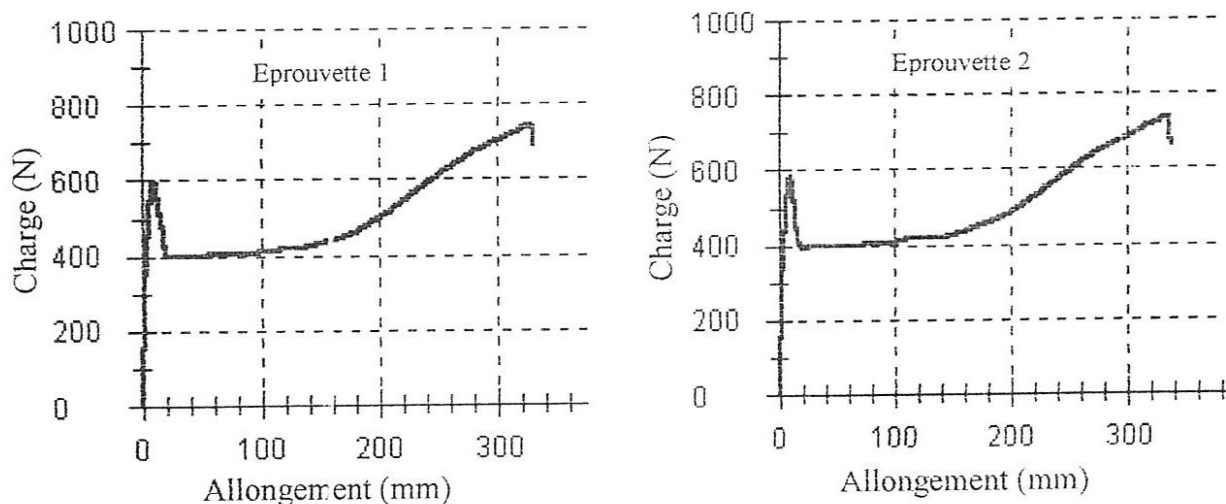
3.3 Caractérisation du PEHD 80

Les résultats obtenus de l'influence du mode d'obtention des éprouvettes sur le comportement mécanique ont permis de conserver seules les éprouvettes obtenues par déformation plastique pour caractériser le matériau considéré. Une série d'essais de traction sur cinq éprouvettes est effectuée jusqu'à rupture du matériau dans les mêmes conditions que précédemment.

3.3.1 Résultats obtenus:

- Point de vue comportement

Les courbes de comportement mécanique charge-allongement sont représentées sur la figure (3.3). Le tableau 3.2 regroupe les caractéristiques mécaniques expérimentales déduites des courbes de comportement contrainte-déformation.



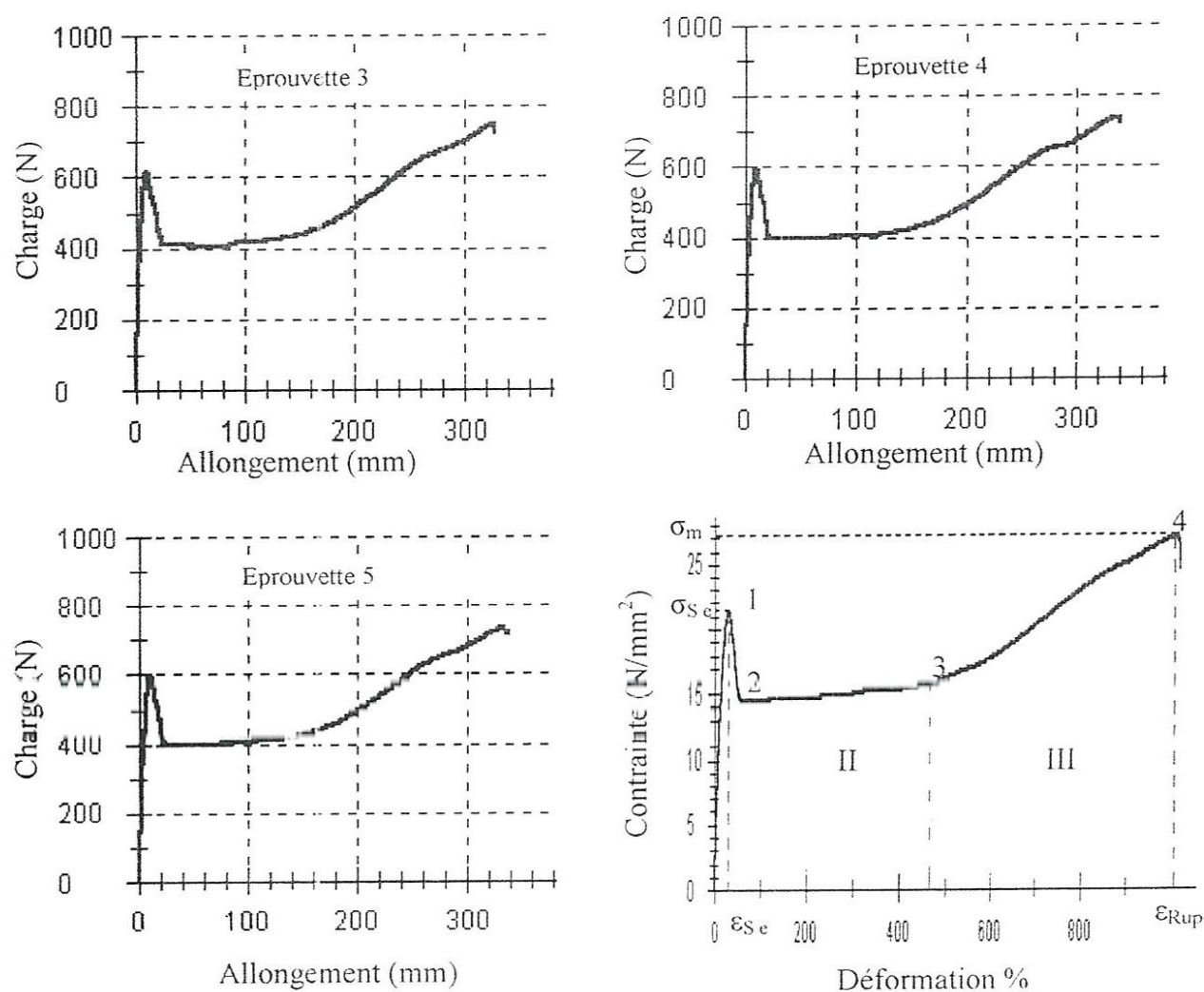


Figure 3.3 Courbes de comportement expérimental mécanique expérimental en traction du PEHD 80 (pour $V = 100$ mm/min).

σ_{Se} : Contrainte au seuil d'écoulement;
 σ_m : Résistance à la rupture;

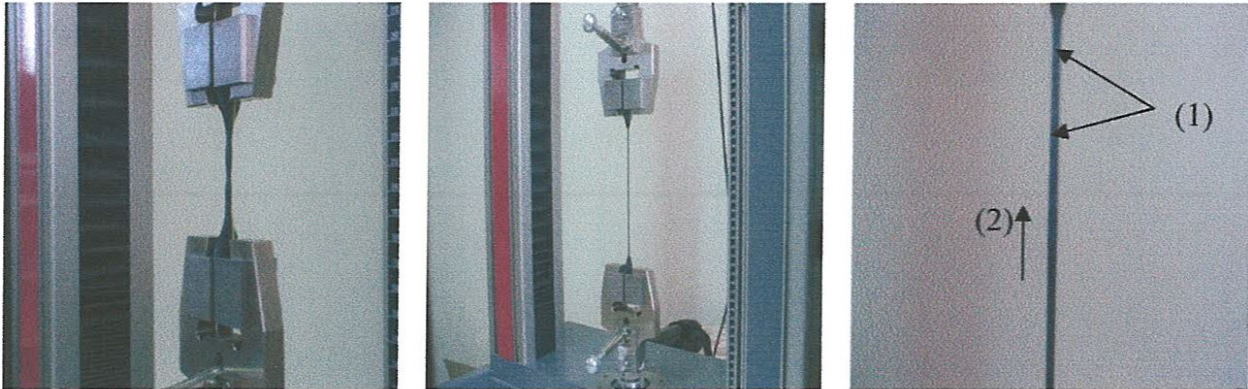
ϵ_{Se} : Déformation au seuil d'écoulement;
 ϵ_{Rup} : Déformation à la rupture σ_m .

V= 100 mm/min	E (N/mm ²)	σ_e (N/mm ²)	σ_m (N/mm ²)	ϵ_e %	ϵ_{Rup} %	L_{Rup} (mm)	(σ_e/σ_m) %
Ep01	192,65	21,8	27,2	31	998	330	80,01
Ep02	204,53	21,2	27	30,7	1010	336,69	78,51
Ep03	192,83	22,6	27,4	31,3	1003	328,32	82,48
Ep04	209,61	21,8	27,1	32	1020	338,67	78,98
EP05	185,49	21,9	27,6	32,1	1030	337,18	80,30
Valeurs moyennes	197,022	21,86	27,22	31,42	1012	333,22	80,05

Tableau 3.2 Valeurs expérimentales des propriétés mécaniques du PEHD 80.

- Point de vue endommagement

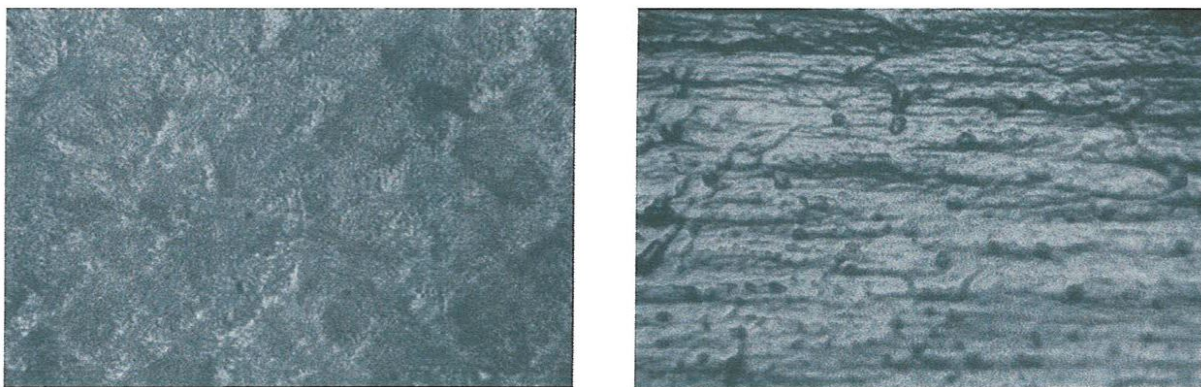
La figure (3.4) montre l'ensemble des mécanismes d'endommagement du PEHD 80 observés lors de l'essai de traction statique, l'initiation et la propagation de la striction sont illustrées successivement sur les figures (3.4 a et b), tandis que l'apparition des zones blanchâtres sur les cotés latéraux de l'éprouvette sont représentées sur la figure (3.4 c).



a) Initiation de la striction b) Propagation de la striction c) Zones blanchâtres (1),
Sens d'étirage (2)

Figure 3.4 Observations des mécanismes d'endommagement (pour $V = 100 \text{ mm/min}$).

L'examen des surfaces des éprouvettes avant et après essai fait montrer que la matière s'allonge et s'aligne dans le sens de l'étirement figure (3.5).



a) Avant essai b) Après essai

Figure 3.5 Structure du PEHD 80 observée par microscope optique.

3.3.2 Analyse des résultats

- *Point de vue comportement*

Le comportement mécanique du PEHD 80 sous une sollicitation de traction est présenté par la courbe contrainte-déformation à vitesse constante (figure 3.3), cette courbe est typique à celle des polymères semi-cristallins [4,13], elle présente trois zones distinctes:

La première zone (I) 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 (σ_e point 1). Cette perte de linéarité est due à un début de réorganisation structurale liée à des changements conformationnels [30]. Suivie d'une diminution brusque de la contrainte portion (1-2), à ce stade il y a initiation d'une striction. La zone (II) est caractérisée par une déformation plastique, qui se produit à contrainte plus au moins constante, ce palier est dû essentiellement à une réorientation à grande échelle des chaînes macromoléculaires amorphes et des lamelles cristallines [30] et au glissement des molécules par bandes de cisaillement [31].

Avant rupture, la courbe contrainte-déformation monte jusqu'au point 4 (zone III). Le durcissement croissant du PEHD est lié à la formation d'une texture d'orientation de lamelles cristallines, consécutive à leur rotation plastique sous l'effet du cisaillement intracristallin d'après Crissell et al [32]. Cette situation peut être expliquée également par le fait que, lorsque les chaînes sont complètement étirées, la seule déformation possible réside dans l'extension des liaisons entre atomes et la distorsion des angles de valence, nécessitant beaucoup d'énergie [14].

La rupture intervient quand on atteint les caractéristiques à rupture des chaînes macromoléculaire.

- *Point de vue endommagement*

Le suivi macroscopique des essais de traction à vitesse constante a montré que l'endommagement est initié par une striction localisée au milieu de l'éprouvette figure (3.4 a), puis elle se propage le long de la partie calibrée de celle-ci figure (3.4 b), suivi d'une émergence de zones blanchâtres sur les cotés latéraux de l'éprouvette dans le sens perpendiculaire à l'axe de traction sur la partie étirée figure (3.4 c). Ces phénomènes s'expliquent sur la base de l'endommagement par cisaillement plastique qui joue un rôle important dans le blanchiment des éprouvettes [16].

3.4 Influence de la vitesse de chargement sur les propriétés mécaniques

3.4.1 Procédure expérimentale

Une série d'expériences est consacrée à l'étude de l'influence de la vitesse de chargement sur les propriétés mécaniques du matériau étudié, les éprouvettes sont préparées selon la norme (paragraphe 3.2), elles sont soumises à un étirement uniaxial dans une gamme de vitesses allant de [1 à 500 mm/min], pour chaque vitesse cinq essais ont été effectués.

3.4.2 Résultats obtenus

Les courbes de comportement mécanique charge-allongement en fonction de la vitesse de chargement sont reportées sur la figure (3.6).

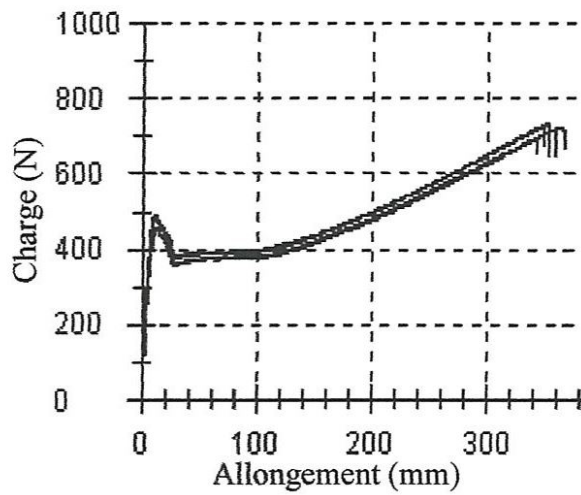
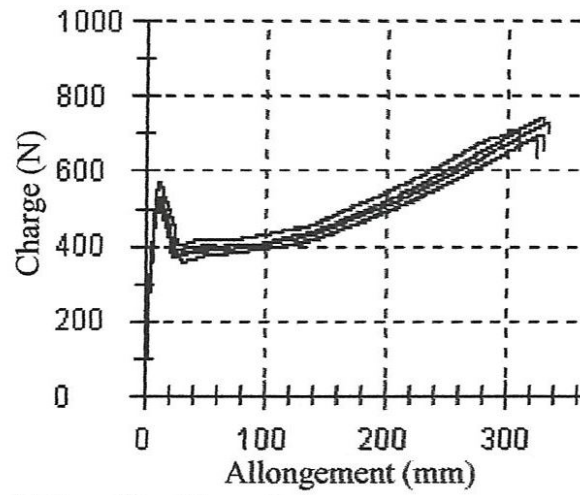
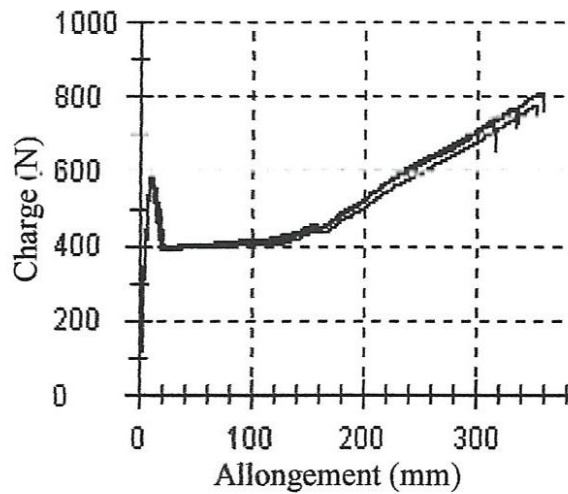
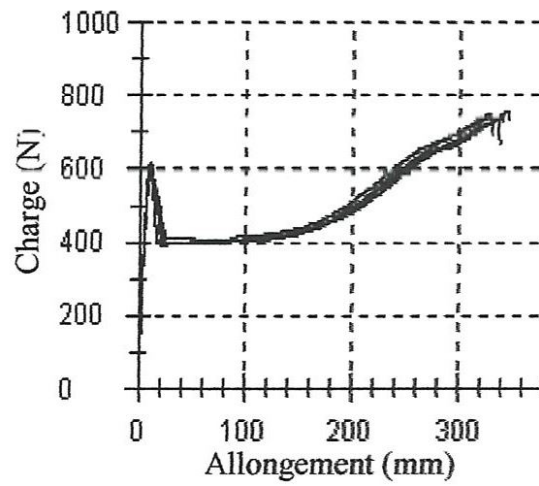
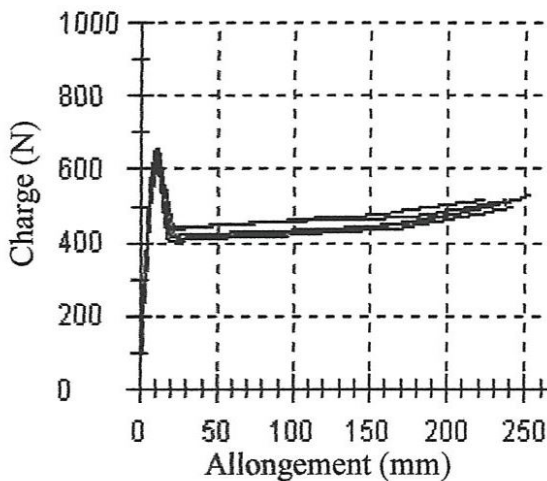
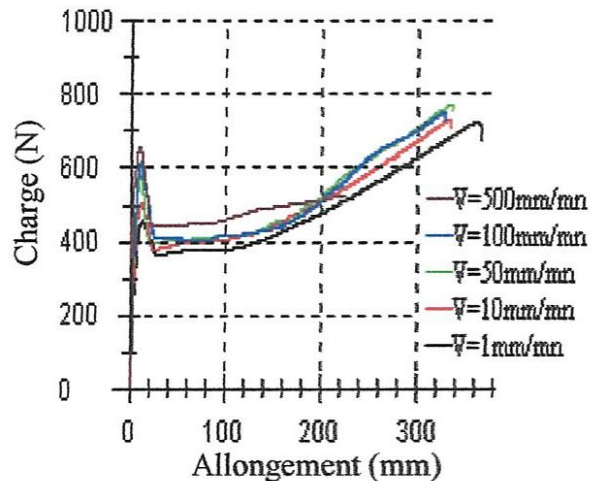
a) Pour $V = 1$ mm/minb) Pour $V = 10$ mm/minc) Pour $V = 50$ d) Pour $V = 100$ mm/mine) Pour $V = 500$ mm/minf) Pour $V = 1$ à 500 mm/min

Figure 3.6 Courbes de comportement mécanique expérimental charge-allongement en traction pour différentes vitesses.

L'étude de ces courbes a permis de déterminer les caractéristiques mécaniques de ces matériaux et leurs évolutions en fonction de la vitesse de chargement (figure 3.7).

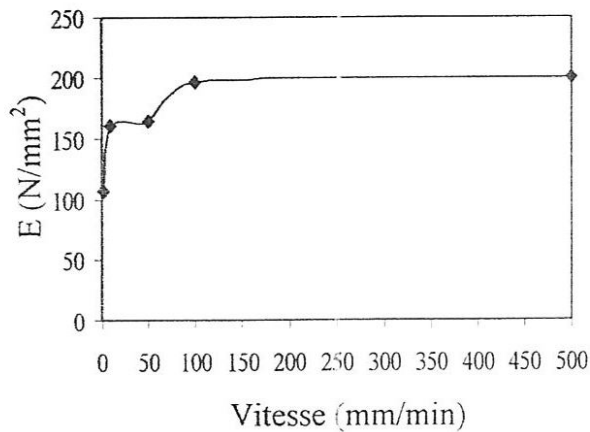
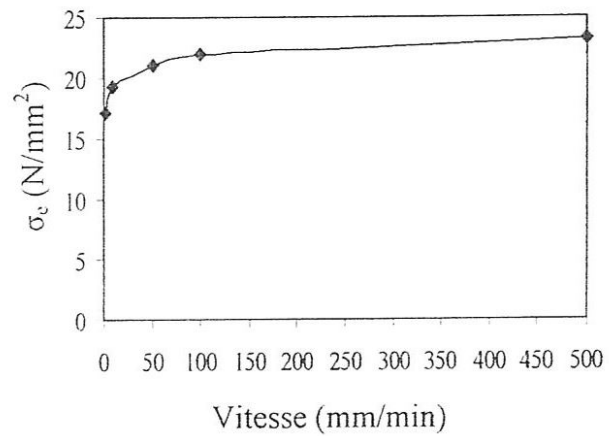
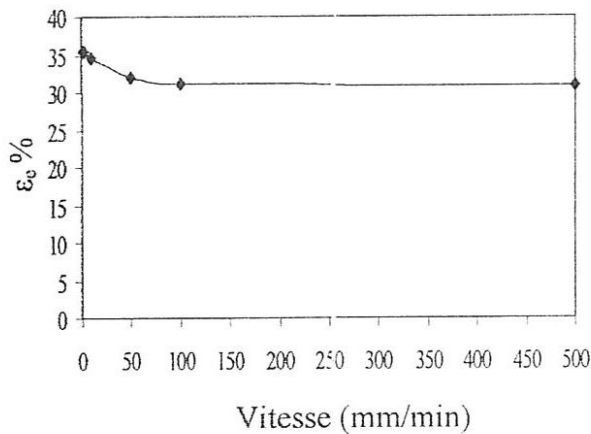
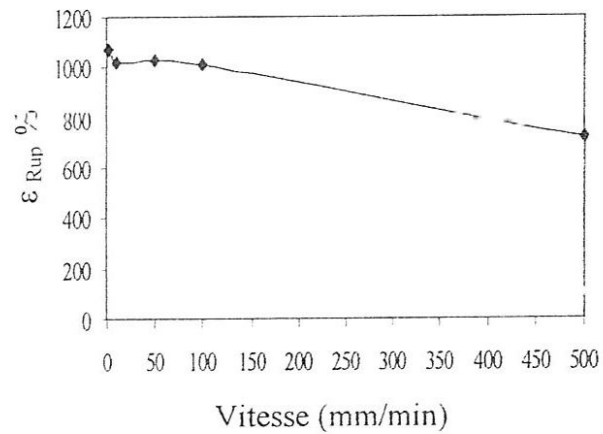
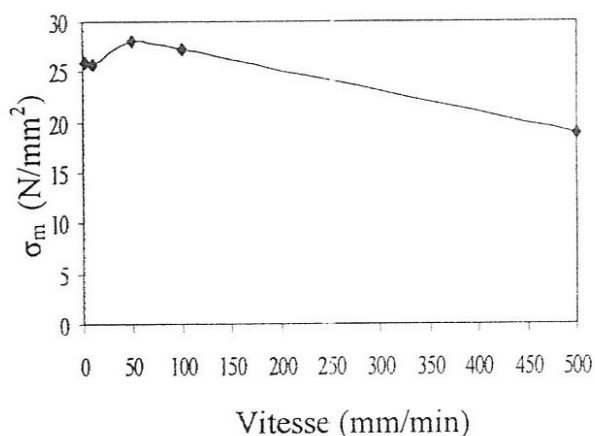
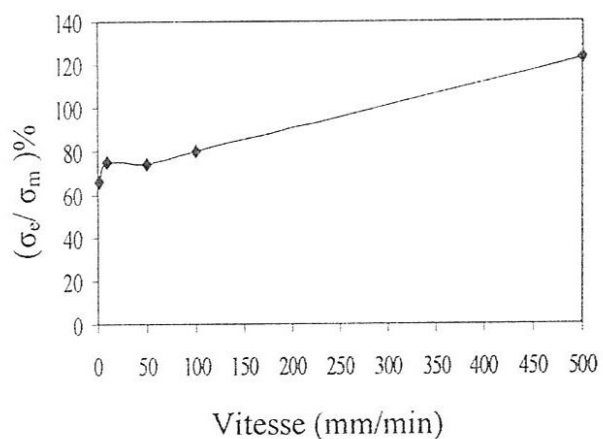
a) Variation de E en fonction de la vitesseb) Variation de σ_c en fonction de la vitessec) Variation de ϵ_c en fonction de la vitessed) Variation de ϵ_{Rup} en fonction de la vitessee) Variation de σ_m en fonction de la vitessef) Variation de (σ_c / σ_m) en fonction de la vitesse

Figure 3.7 Variation des caractéristiques mécaniques du PEHD 80 en fonction de la vitesse de chargement.

3.4.3 Analyse des résultats

Les courbes de comportement mécanique charge-allongement figure (3.6) ont fait apparaître la forte dépendance des caractéristiques mécaniques de la vitesse de chargement. Il ressort de ces résultats que les valeurs des modules d'élasticité et des contraintes aux seuils d'écoulement augmentent avec l'augmentation de la vitesse. La superposition des courbes de comportement mécanique charges-allongements en fonction de la vitesse de sollicitation figure (3.6 f) montre clairement que pour une vitesse de 500 mm/min il y a une diminution notable du palier de durcissement et une réduction de la valeur de l'allongement à la rupture. La gamme des vitesses testées montre que le comportement mécanique de ces matériaux passe d'un comportement rigide et donc d'un module d'élasticité élevé et une déformation à la rupture faible pour une vitesse de 500 mm/min à un comportement ductile de module d'élasticité faible et d'allongement notable pour une vitesse de 1 mm/min.

Ces constatations peuvent être liées au fait qu'à faible vitesse et à température constante la réorganisation macromoléculaire est plus facile qu'à grande vitesse, la facilité croissante avec laquelle les macromolécules glissent les unes par rapport aux autres conduit à la diminution de la valeurs enregistrée du module [17].

Le module dépend à la fois du temps et de la température, il est défini par le rapport contrainte déformation élastique donné par la relation $(E = \frac{\sigma}{\varepsilon(t, T)})$ [7].

La nature du comportement provient du rapport entre la durée de sollicitation et le temps de mouvement propre de la matière. Si le temps de mouvement propre est très supérieur à la durée de sollicitation (le matériau est en dessous de la température de sa transition vitreuse ou bien la sollicitation est rapide), le matériau présente alors un comportement rigide et fragile.

Inversement, si le temps de mouvement propre est très inférieur à la durée de sollicitation (le matériau est au-dessus de la température de sa transition vitreuse ou bien la sollicitation est très lente), le matériau présente alors un comportement souple et ductile [9].

L'évolution des propriétés mécaniques en fonction de la vitesse de chargement figure (3.7) montre d'une manière précise l'effet de la vitesse de chargement sur les caractéristiques mécaniques de ces matériaux. Ces variations sont attribuées au caractère viscoélastique régissant le comportement mécanique des polymères, qui ne dépend pas seulement de la température mais aussi du temps d'application de la charge [13].

3.5 Caractérisation du PEHD 80 en traction cyclique

Dans le but de voir l'influence du mode de chargement d'une part: sur le comportement mécanique et d'autre part sur les propriétés mécaniques de ces matériaux, nous avons procédé dans un premier temps à un essai de traction simple dans des conditions de température spécifique $T \approx 17^\circ \text{C}$ à une vitesse d'essai de 10 mm/min le résultat obtenu est montré à la figure (3.8). Il est accompagné de quelques valeur de caractéristiques mécaniques regroupées dans le tableau 3.3.

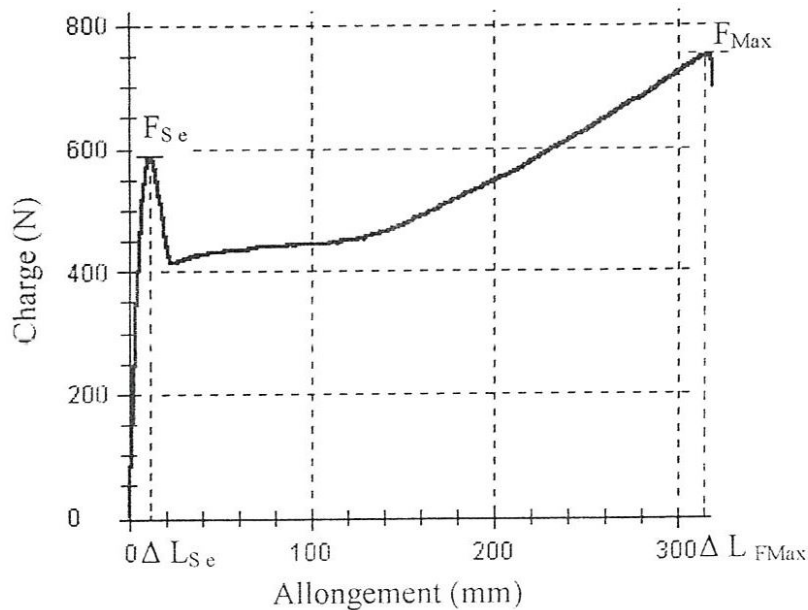
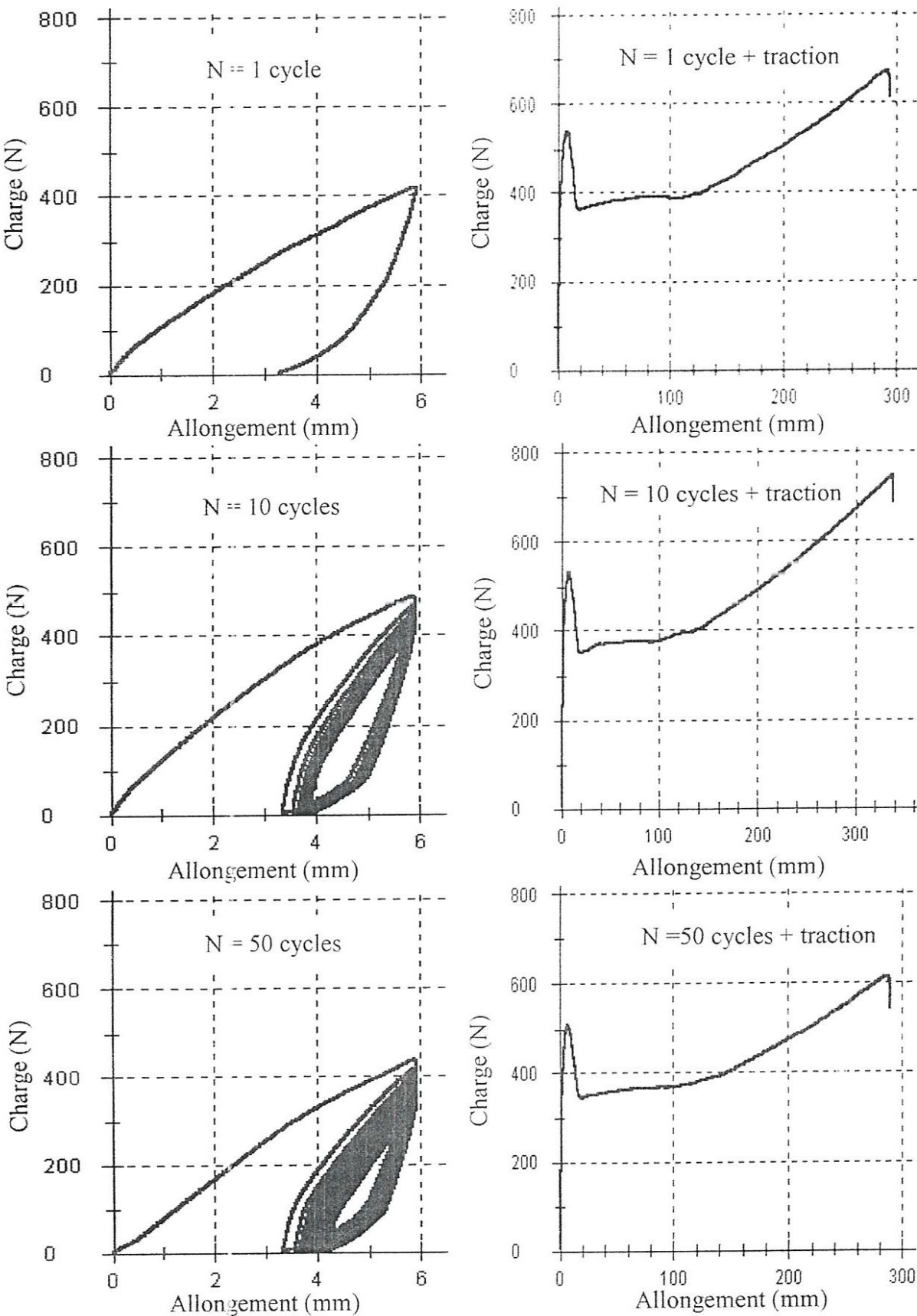


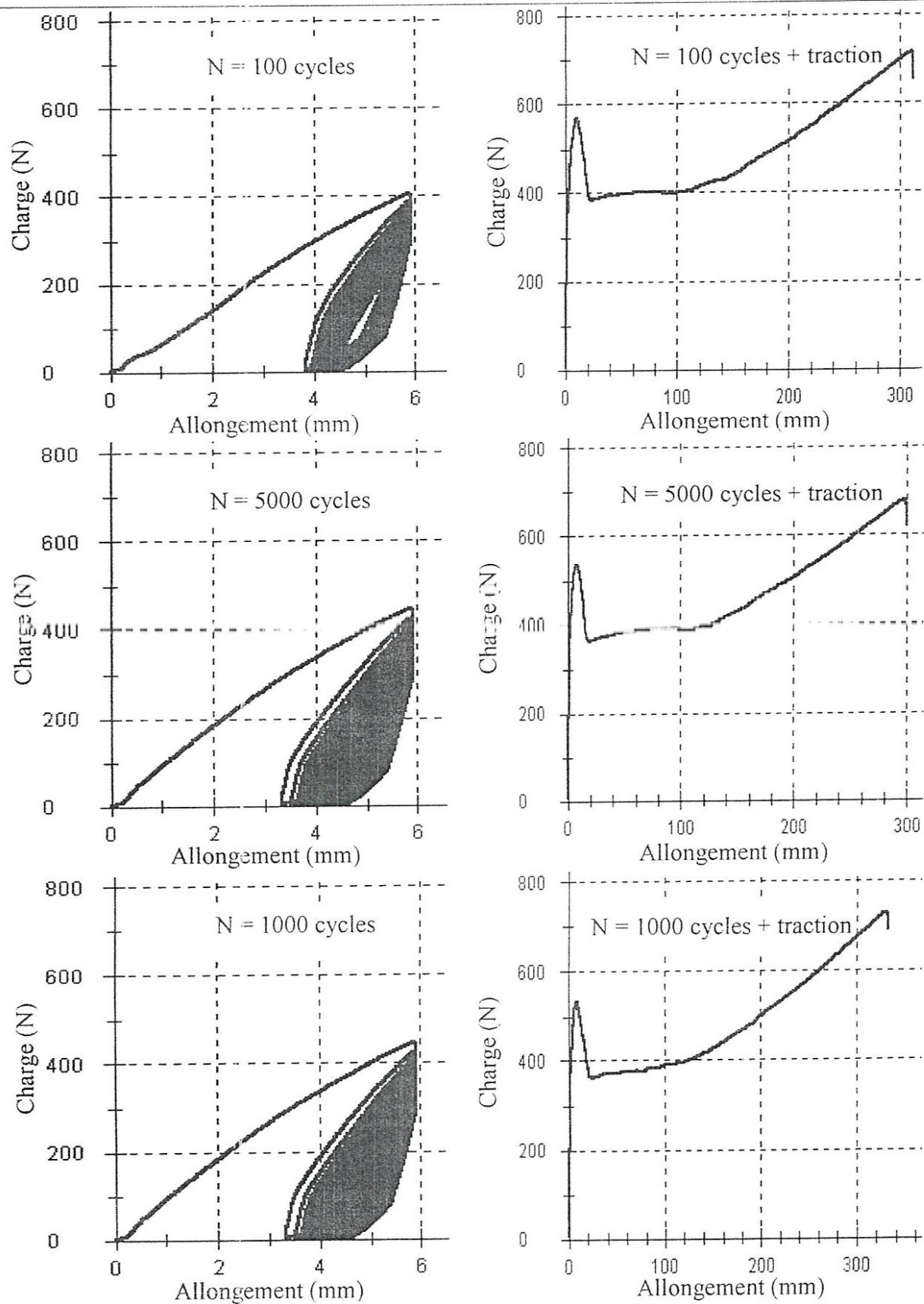
Figure 3.8 Courbe de comportement expérimentale charge-allongement du PEHD 80 en traction statique (Pour $V = 10 \text{ mm/min}$ et $T \approx 17^\circ \text{C}$).

$E \text{ (N/mm}^2\text{)}$	$F_{Se} \text{ (N)}$	$\Delta L_{Se} \text{ (mm)}$	$F_{Max} \text{ (N)}$	$\Delta L_{FMax} \text{ (mm)}$
163	585	11,8	750,07	317,02

Tableau 3.3 Valeurs des caractéristiques mécaniques expérimentales.

Dans une deuxième étape nous avons effectué des séries d'essais cycliques à vitesse constante égale à 10 mm/min en déplacement imposé pour différents nombres de cycles et différents niveaux de chargements. chaque essai de la série est poursuivi par une traction jusqu'à rupture, les figures (3.9), (3.10) et (3.11) illustrent les courbes de comportements obtenus pour trois niveaux de chargements.





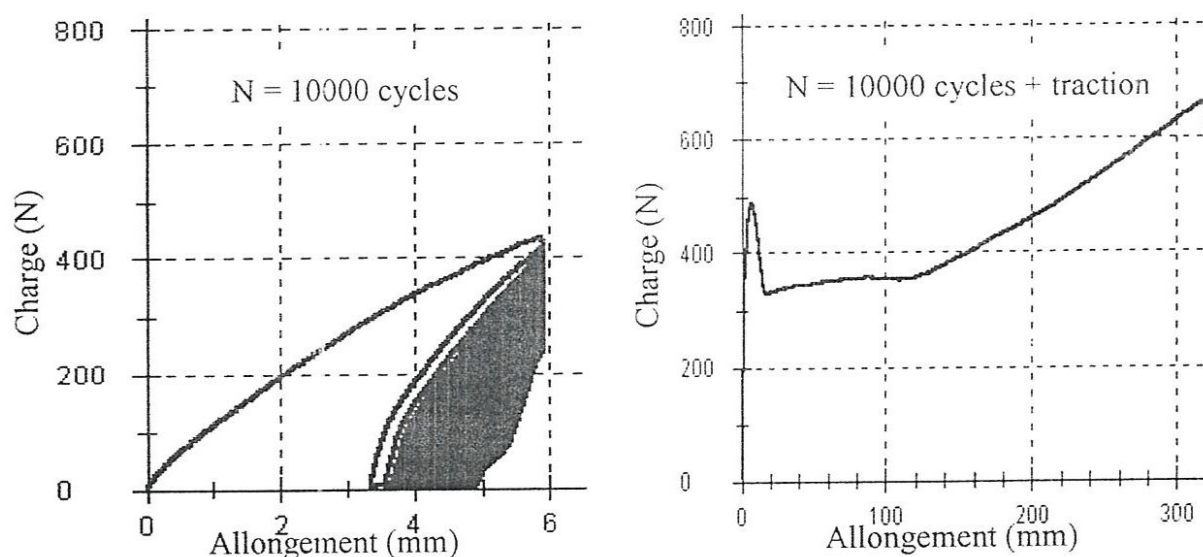
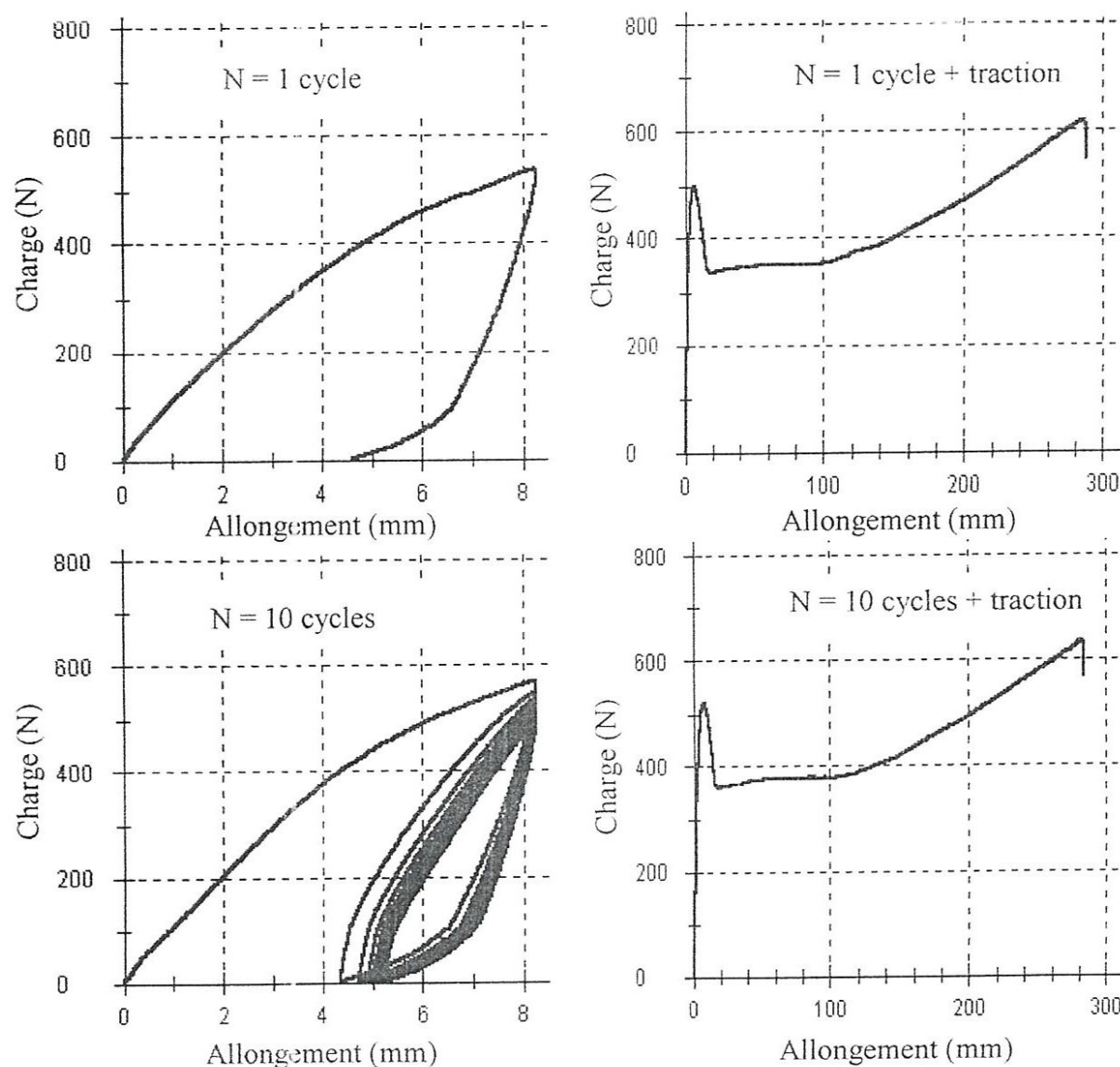
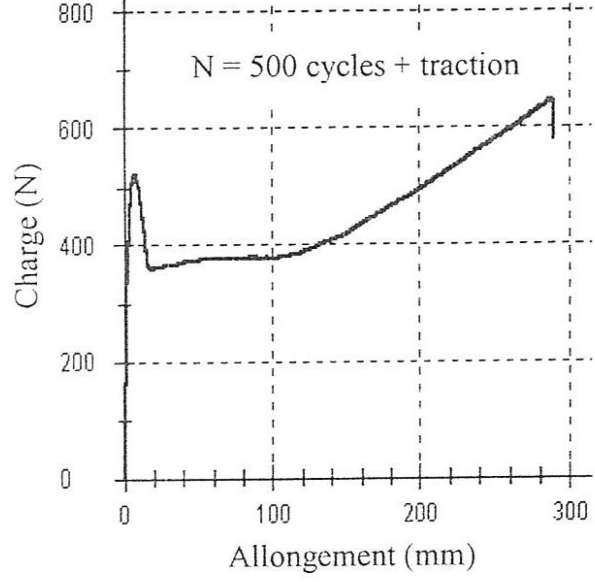
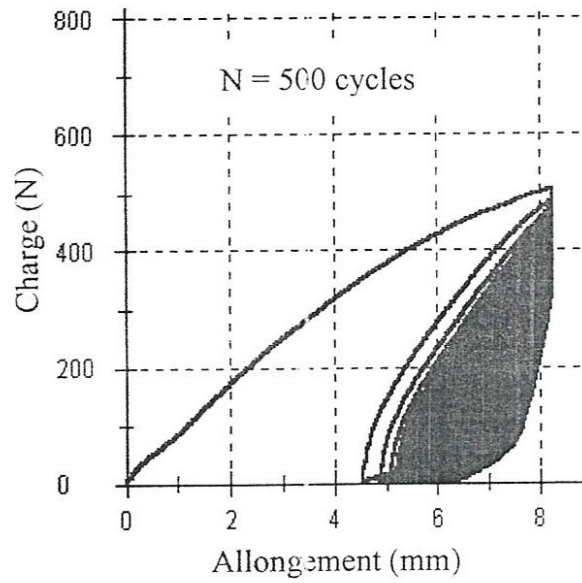
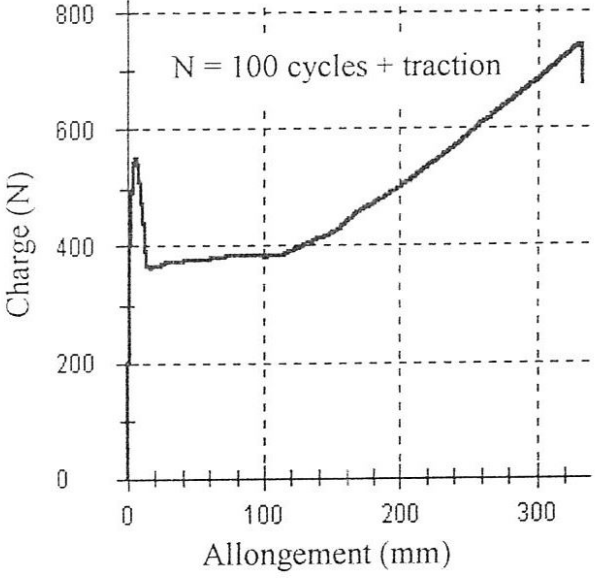
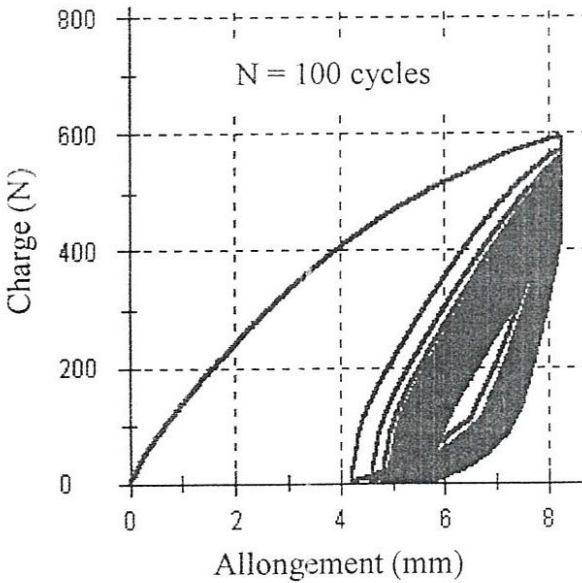
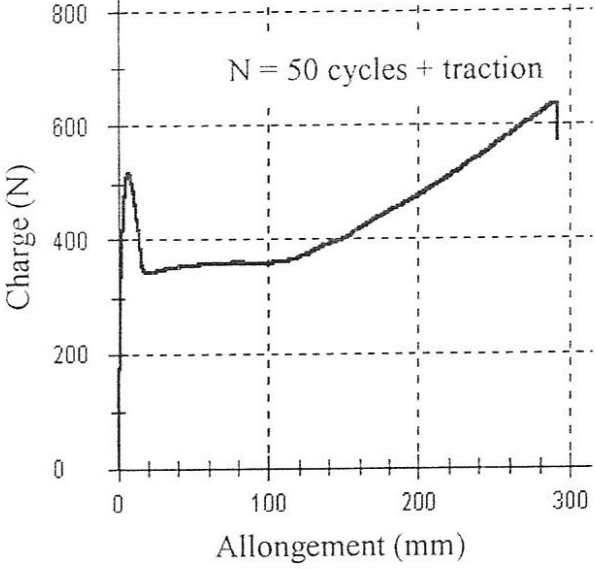
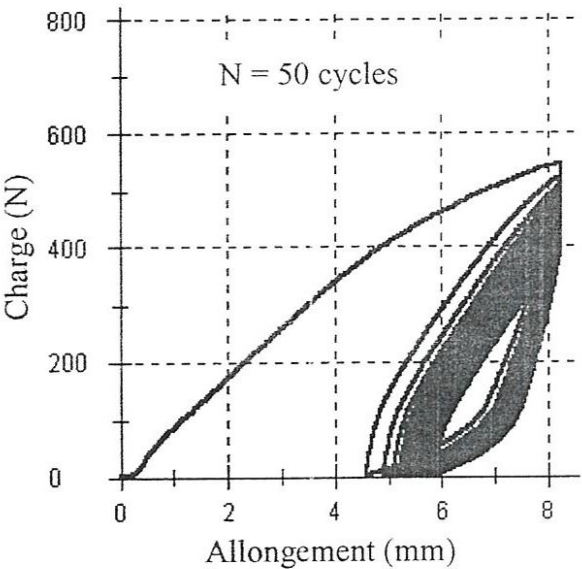


Figure 3.9 Courbes de comportement expérimentales charge-allongement du PEHD 80 en traction cyclique et statique (Pour $V = 10 \text{ mm/min}$ et $N_{\text{chargement}} = 0,5 \Delta L_{Se}$).





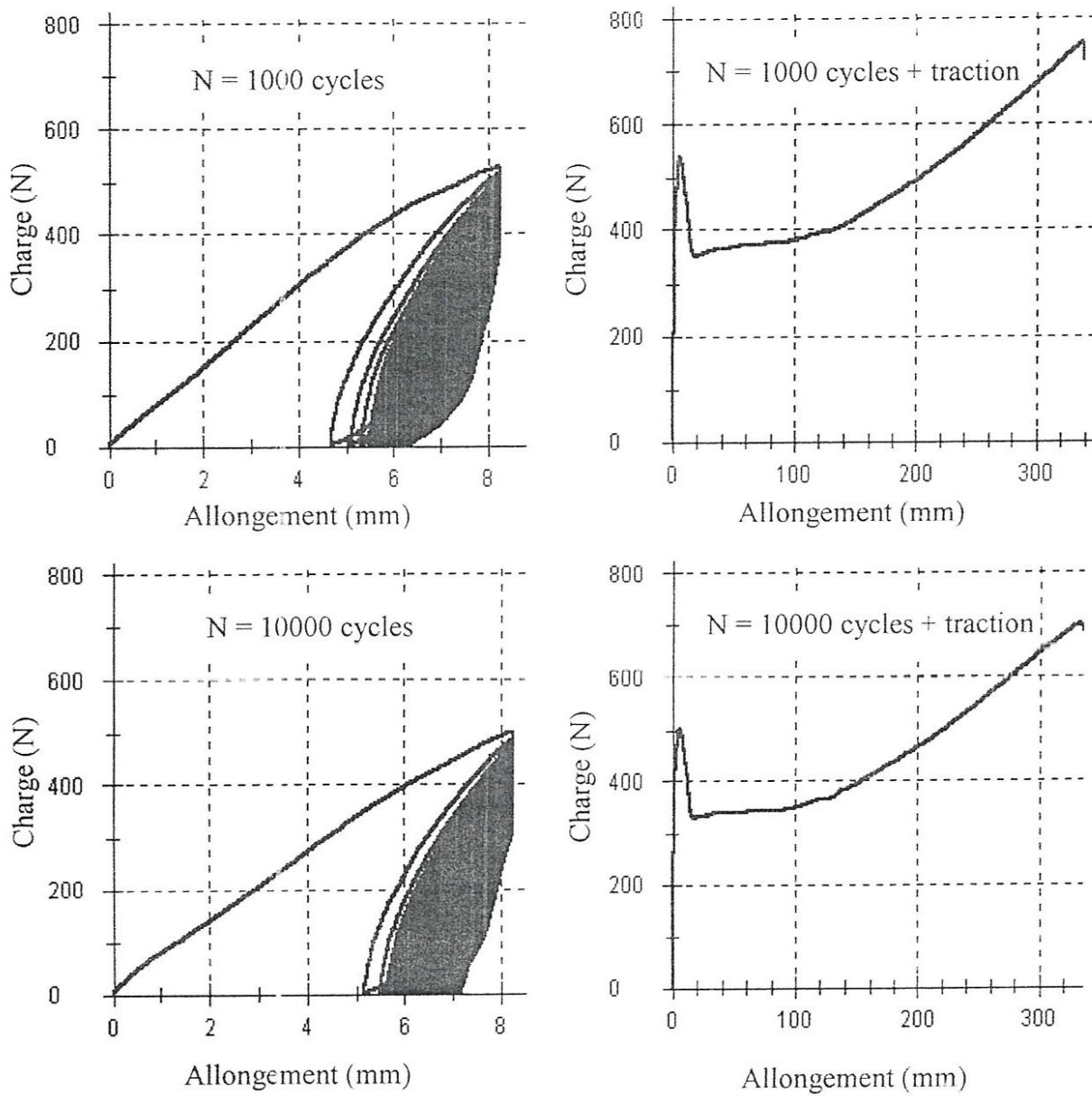
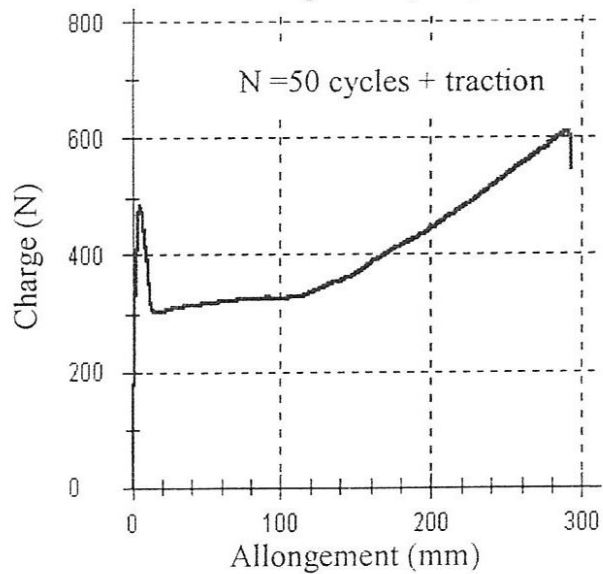
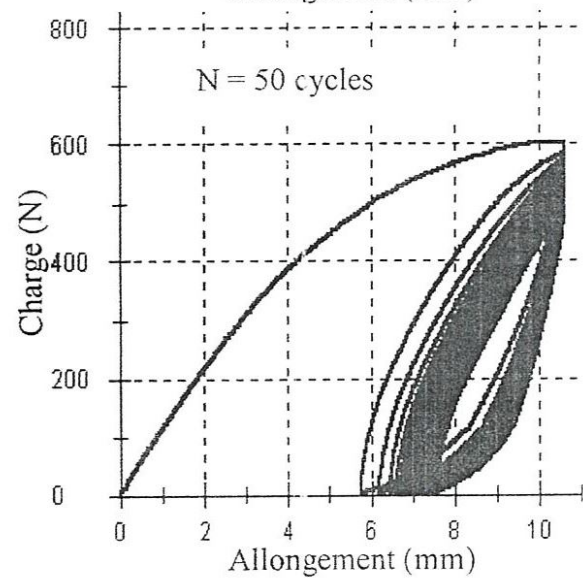
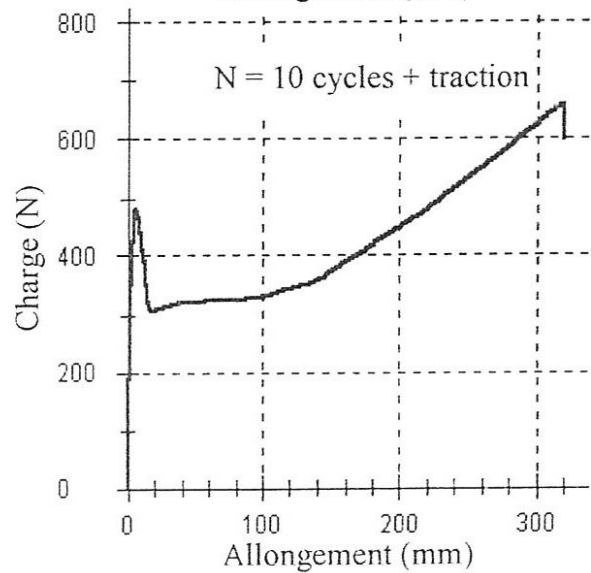
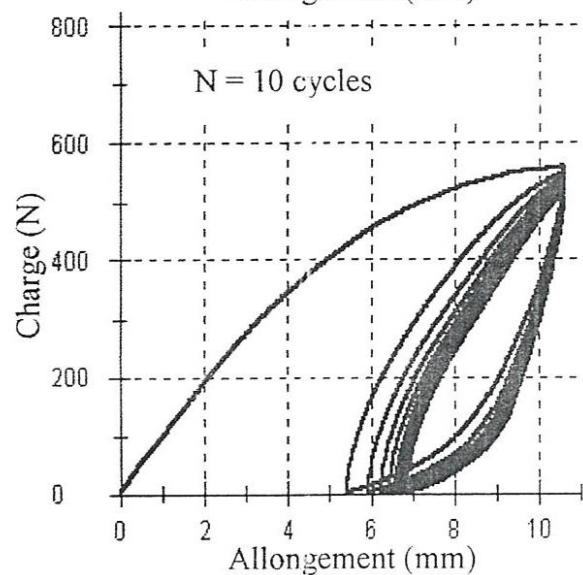
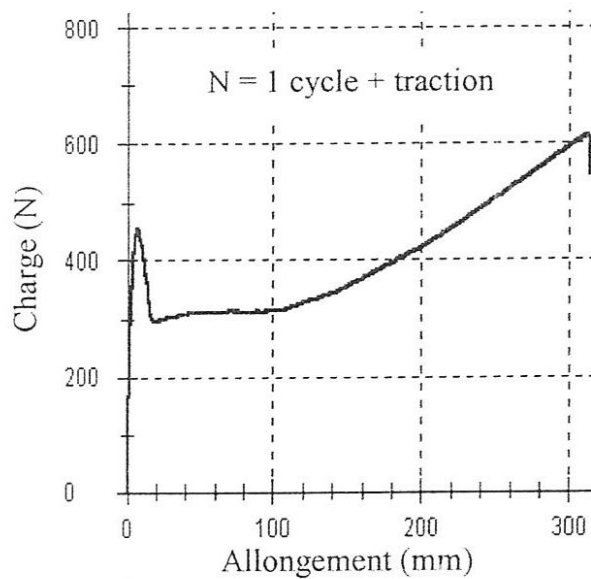
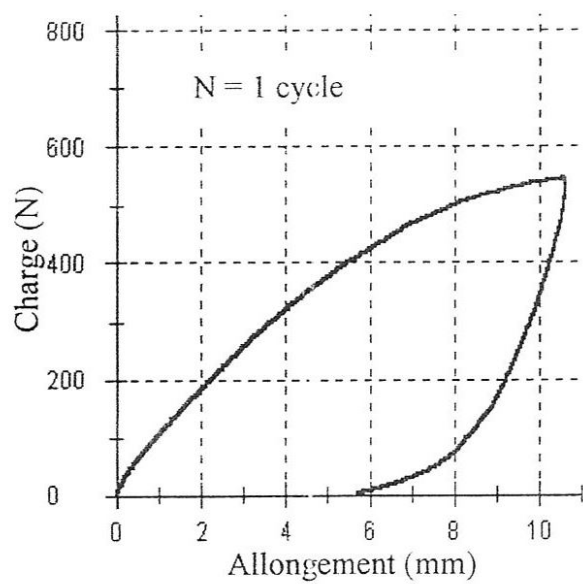
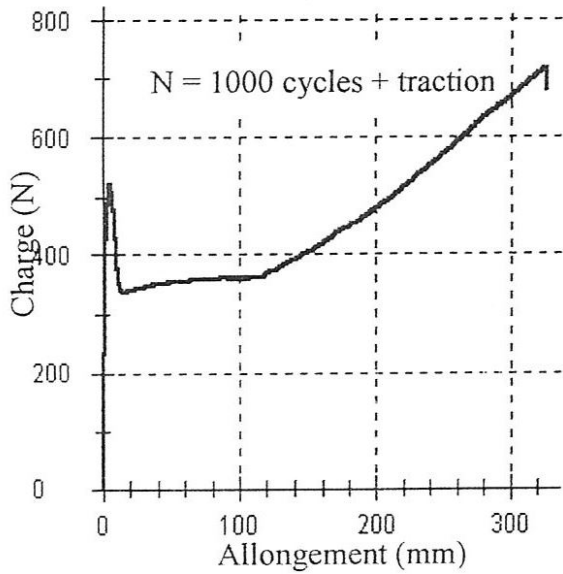
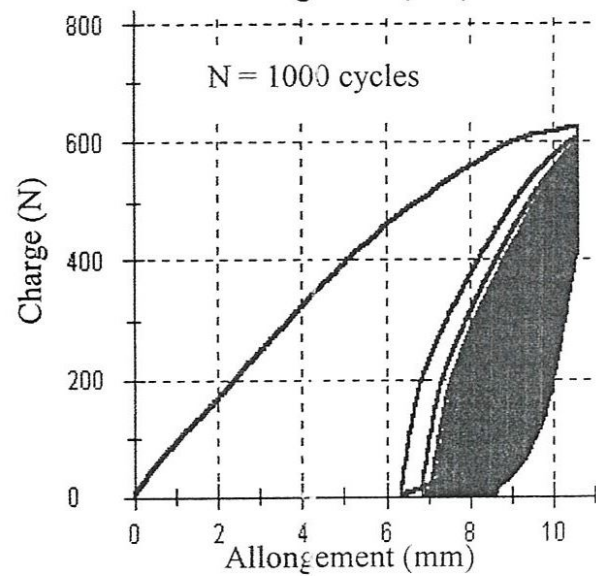
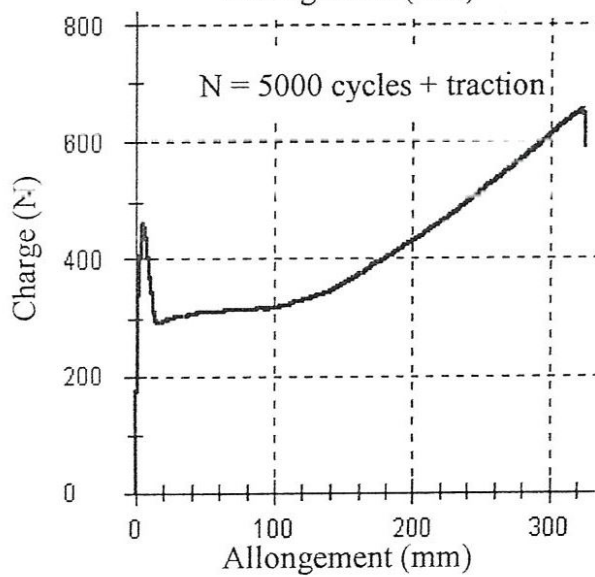
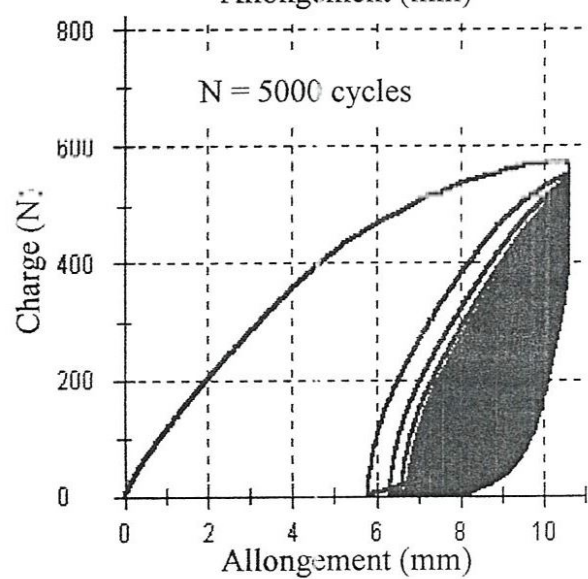
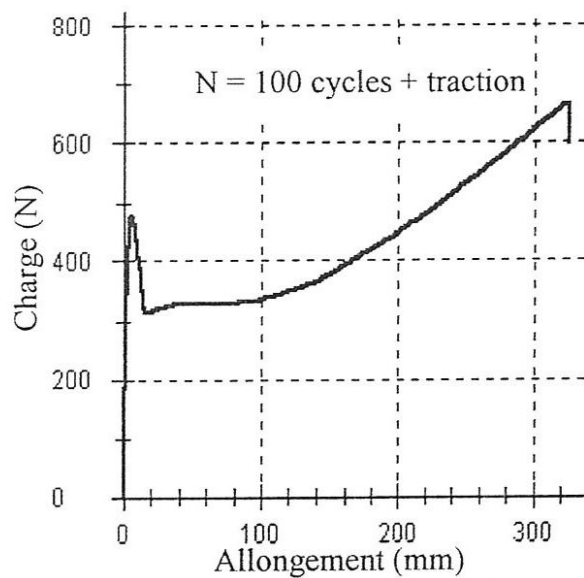
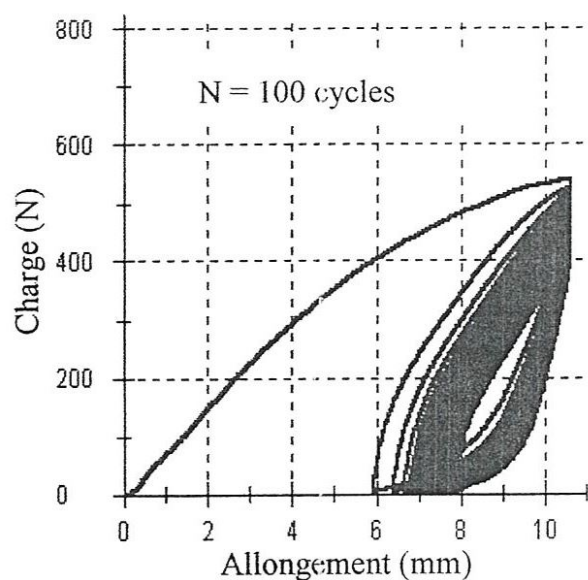


Figure 3.10 Courbes de comportement expérimentales charge-allongement du PEHD 80 en traction cyclique et statique (Pour $V = 10 \text{ mm/min}$ et $N_{\text{chargement}} = 0,7 \Delta L_{Se}$).





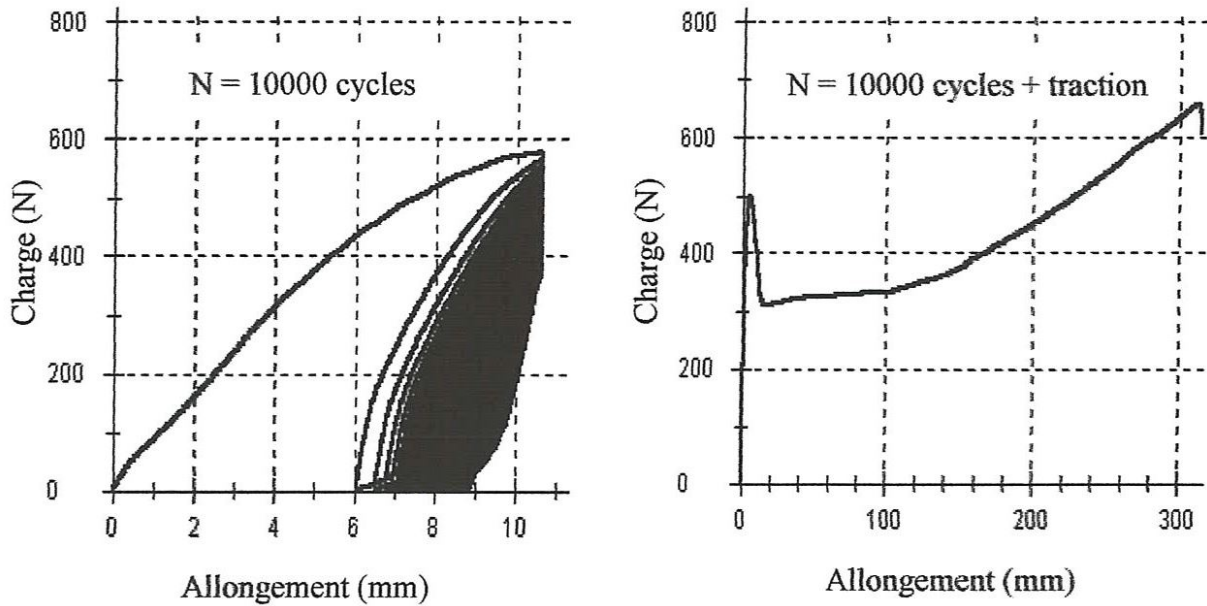
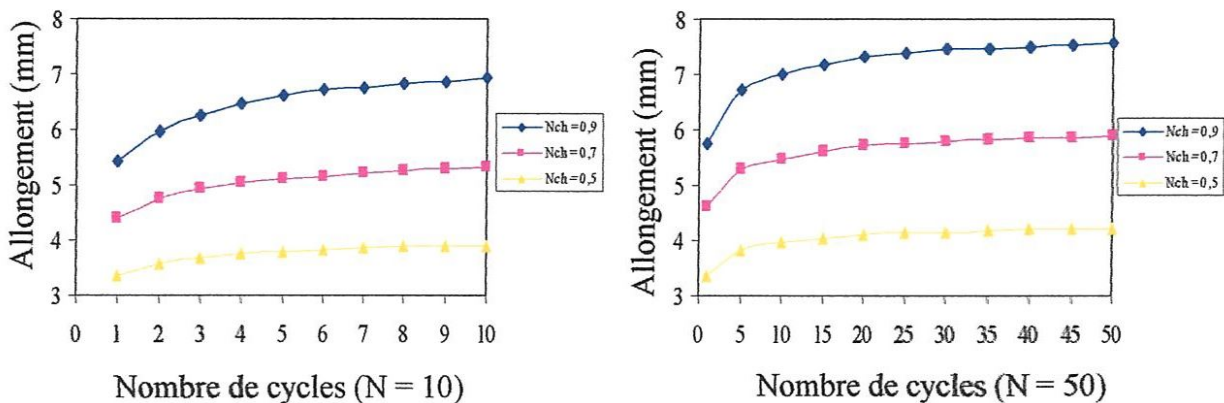


Figure 3.11 Courbes de comportement expérimentales charge-allongement du PEHD 80 en traction cyclique et statique (Pour $V = 10 \text{ mm/min}$ et $N_{\text{chargement}} = 0,9 \Delta L_{Se}$).

3.5.1 L'influence du nombre de cycles et du niveau de chargements sur l'allongement et la charge atteints lors de l'essai

L'étude des courbes figures (3.9), (3.10) et (3.11) a permis de voir l'influence du nombre de cycles sur l'évolution de l'allongement et la charge atteints au cours du cyclage, les résultats déduits sont représentés sur les figures (3.12) et (3.13).



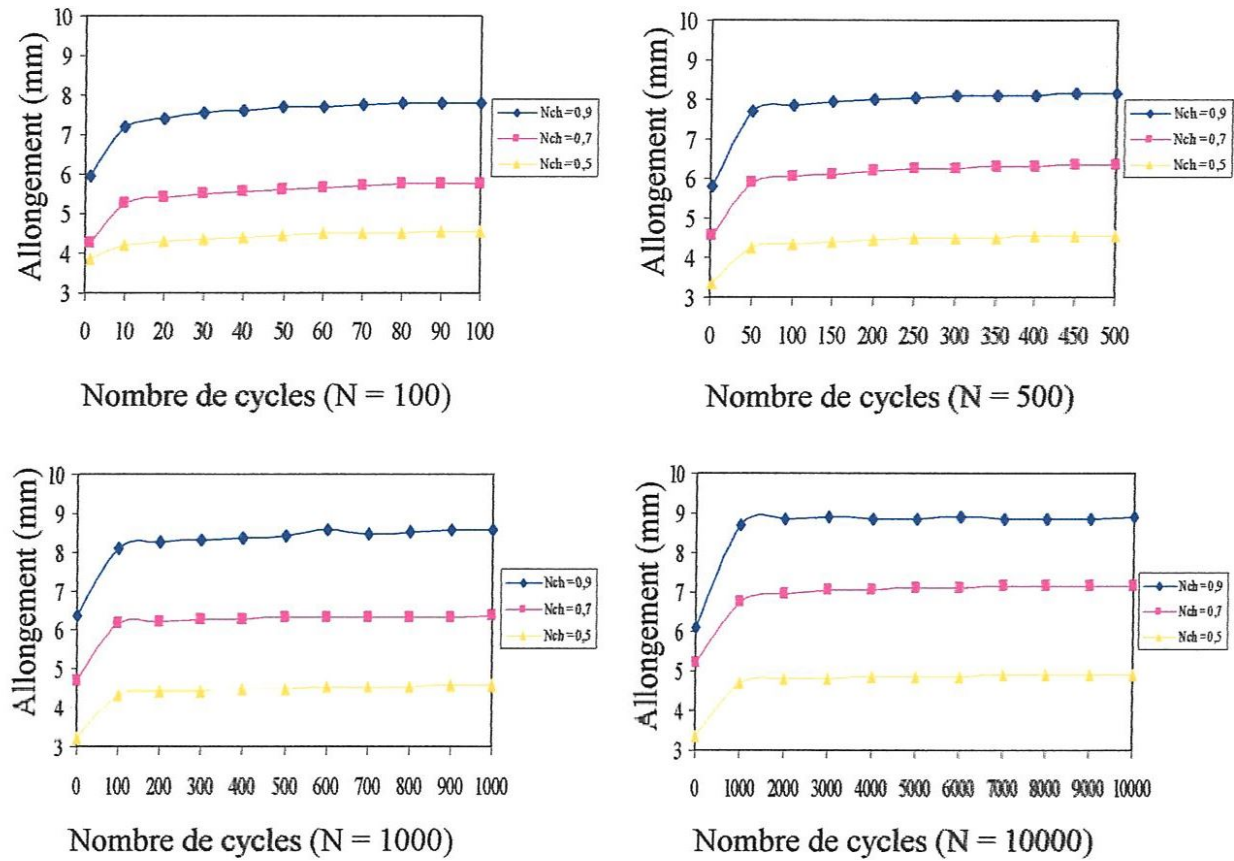
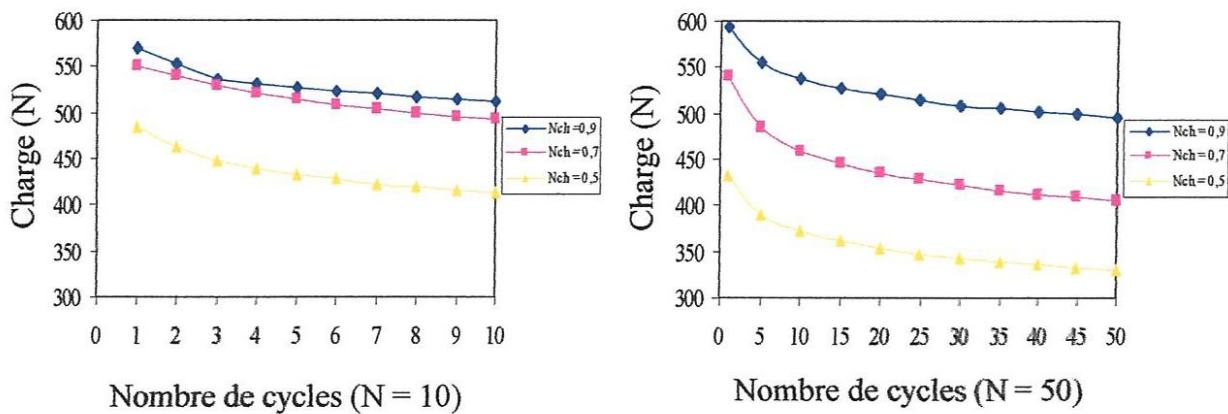


Figure 3.12 Variation de l'allongement de cyclage en fonction du nombre de cycles
(Pour $N_{\text{chargement}} = 0.5, 0.7$ et $0.9 \Delta L_{Se}$).



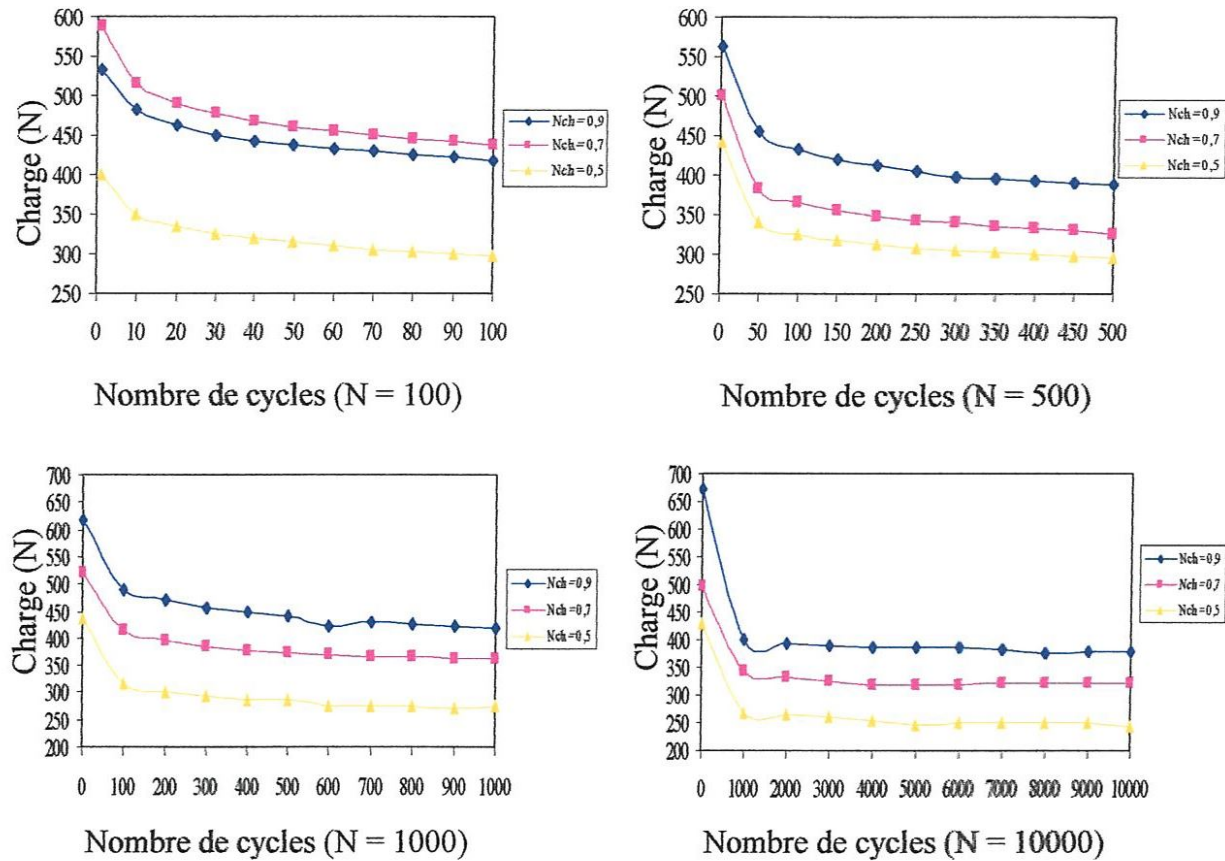
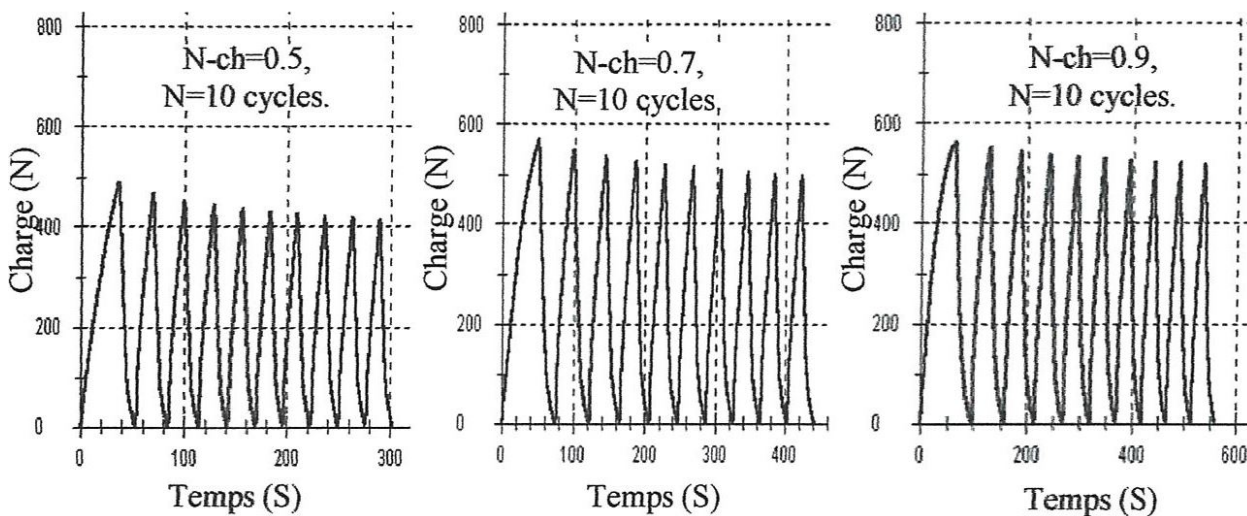


Figure 3.13 Variation de la charge de cyclage en fonction du nombre de cycles

(Pour $N_{\text{chargement}} = 0.5, 0.7$ et $0.9 \Delta L_{Se}$).

3.5.2 Seuil de la stabilité cyclique

Pour déterminer le seuil de la stabilité cyclique nous avons menés plusieurs essais pour différents nombres de cycles et différents niveaux de chargement les résultats obtenus sont représentés sur la figure (3.14).



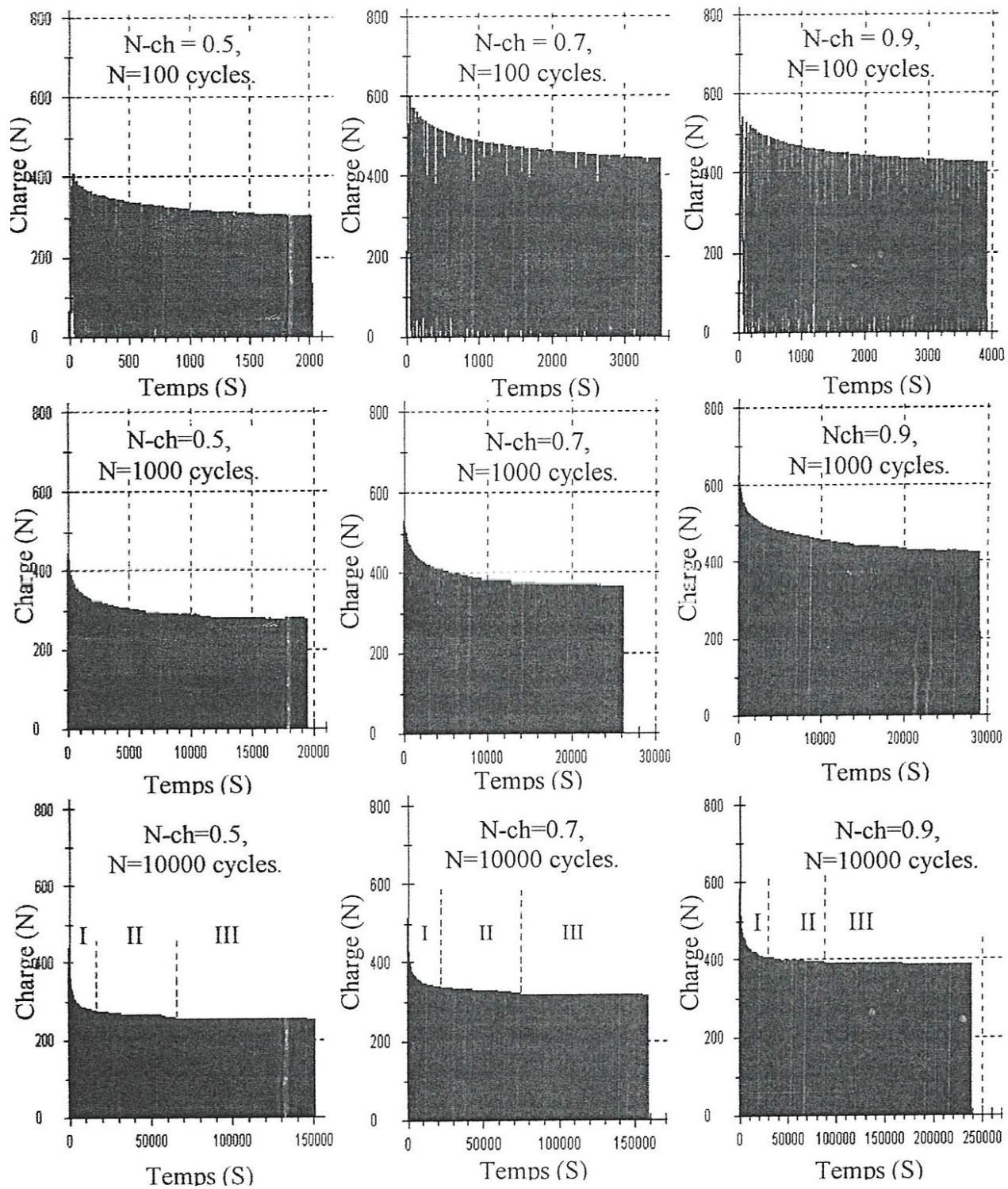


Figure 3.14 Stabilité cyclique en fonction du temps.

3.5.3 Effet du cyclage sur la morphologie du matériau

Pour étudier l'influence du cyclage sur la morphologie du matériau, différents nombres de cycle et différents niveau de chargement sont appliqués, après essais des observations au microscope optique ont été faites. Les résultats obtenus sont reportés sur les figures (3.15 à 3.17).

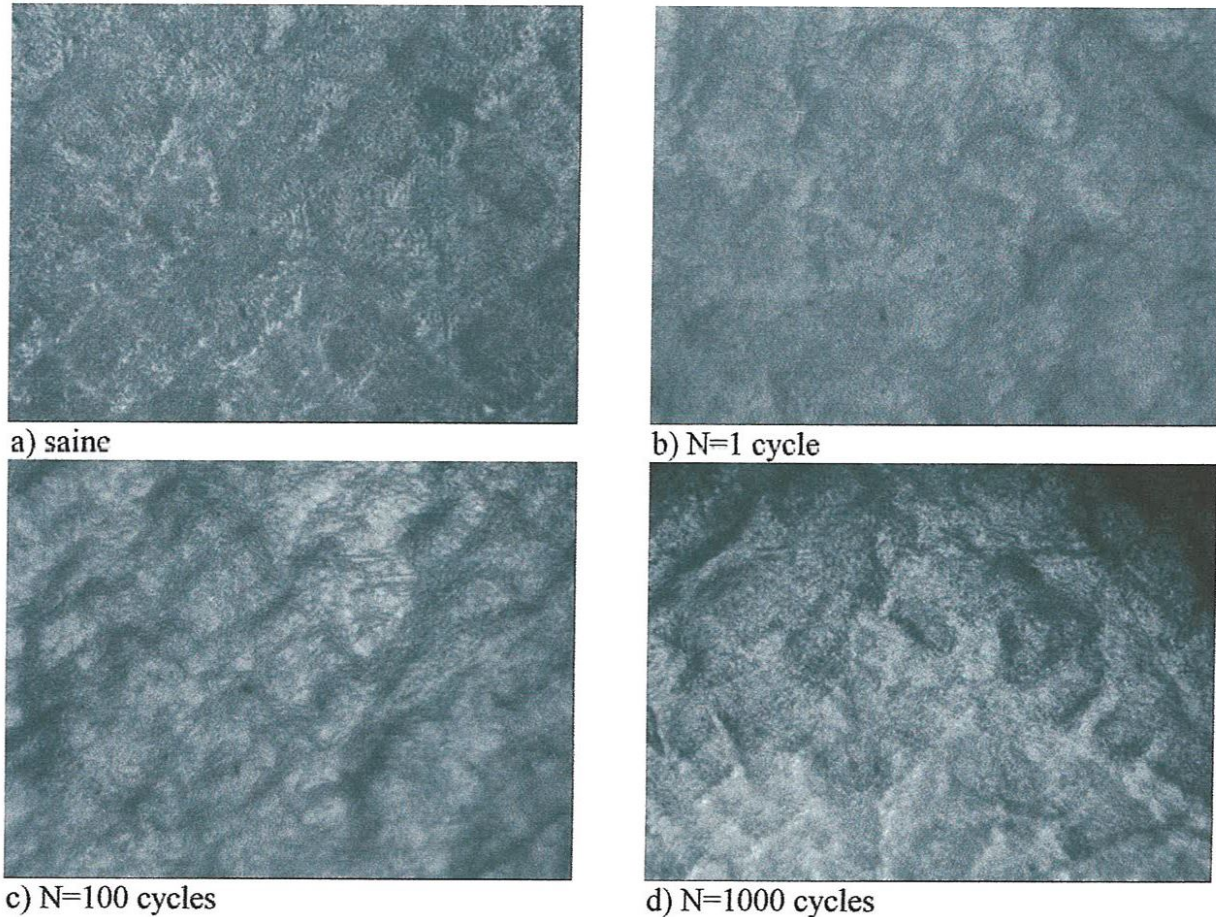


Figure 3.15 Structures du PEHD 80 avant et après cyclage (Pour $N_{\text{chargement}} = 0.5 \Delta L_{Se}$).

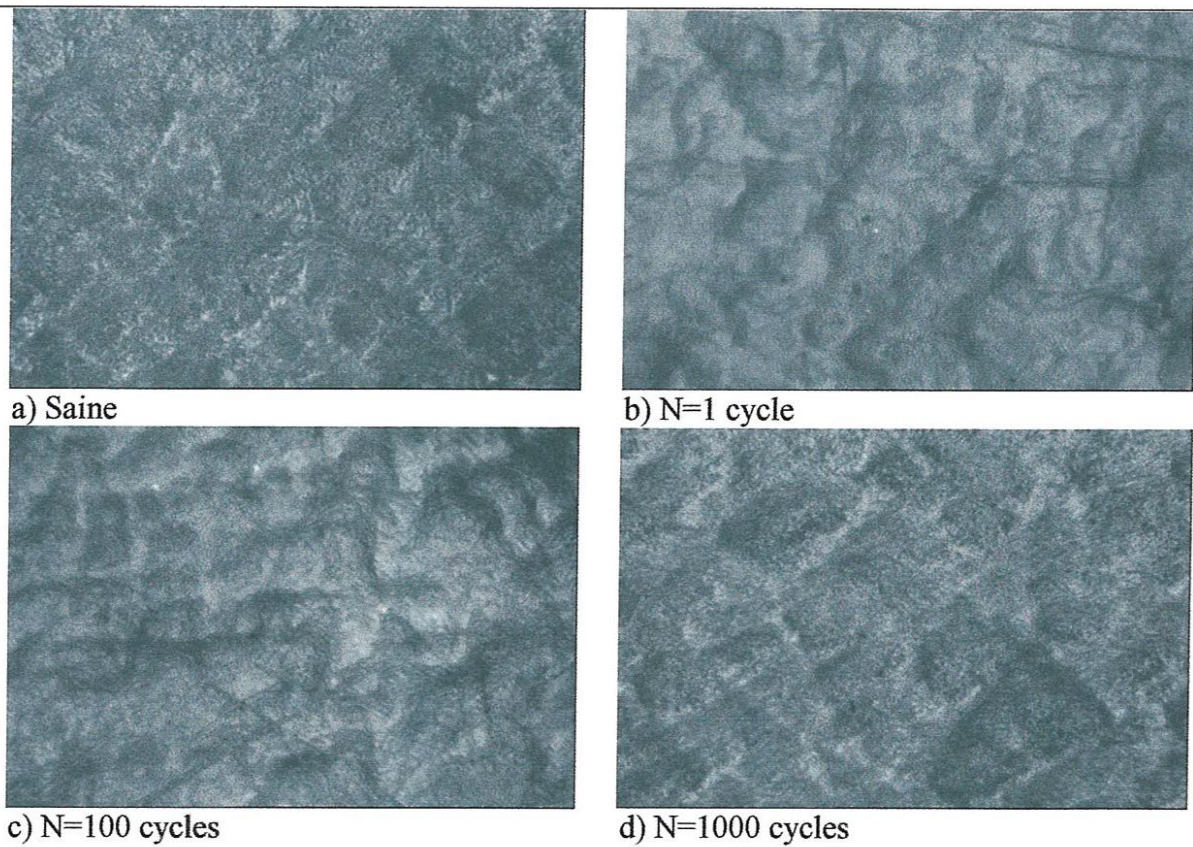


Figure 3.16 Structures du PEHD 80 avant et après cyclage (Pour $N_{\text{chargement}} = 0.7 \Delta L_{Se}$).

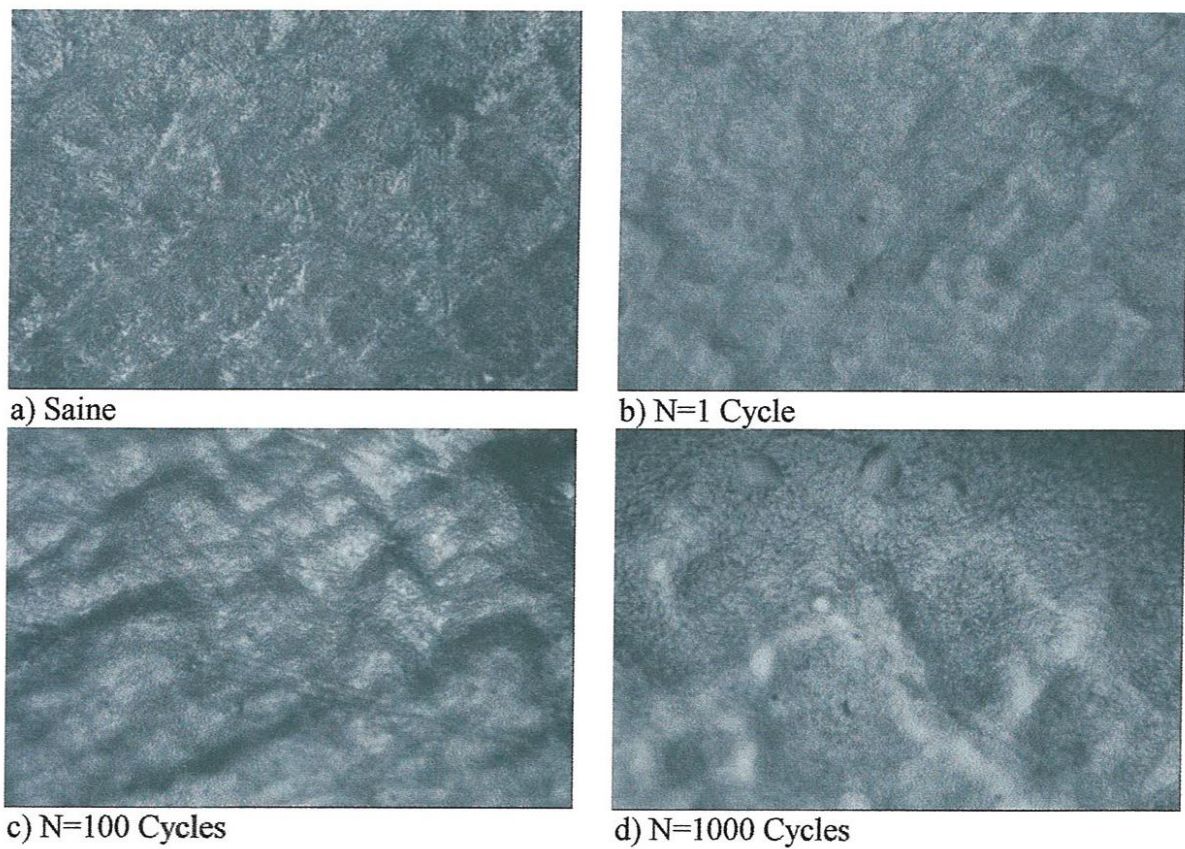
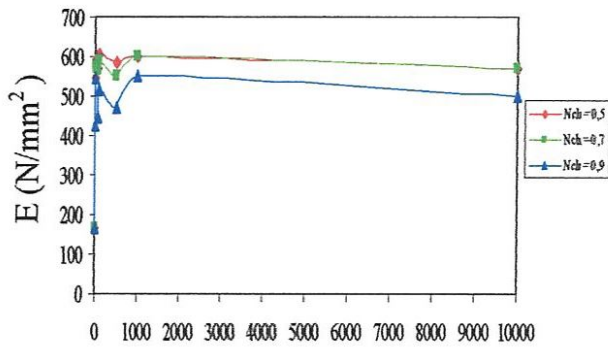


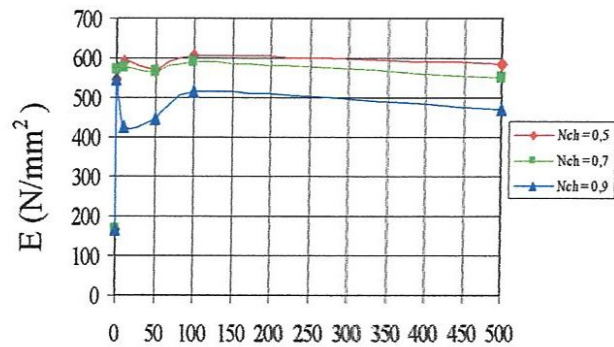
Figure 3.17 Structures du PEHD 80 avant et après cyclage (Pour $N_{\text{chargement}} = 0.9 \Delta L_{Se}$).

3.5.4 L'influence du nombre de cycles et du niveau de chargements sur les caractéristiques mécaniques du matériau

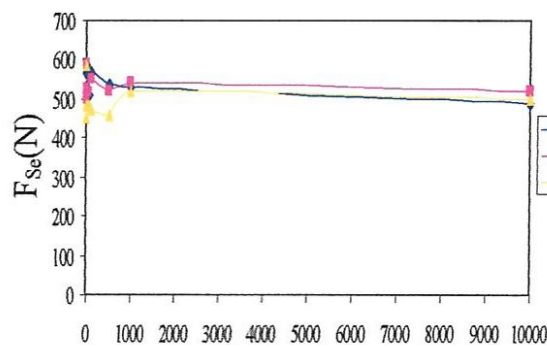
Nous représentons sur la figure (3.18) l'effet du nombre de cycles et du niveau de chargement sur les caractéristiques mécaniques du matériau. Pour une meilleure représentation des phénomènes intervenants pour un nombre de cycles allant jusqu'à 500, des zooms ont été pratiqués.



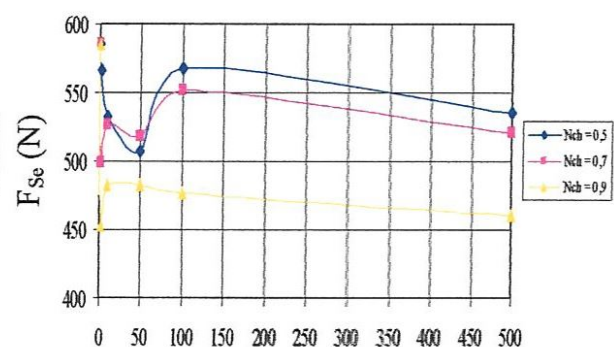
Nombre de cycles ($N = 10000$)



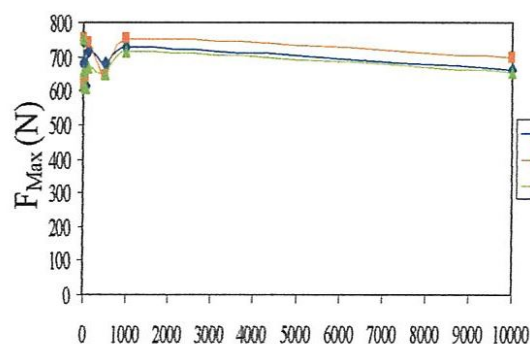
Nombre de cycles ($N = 500$)



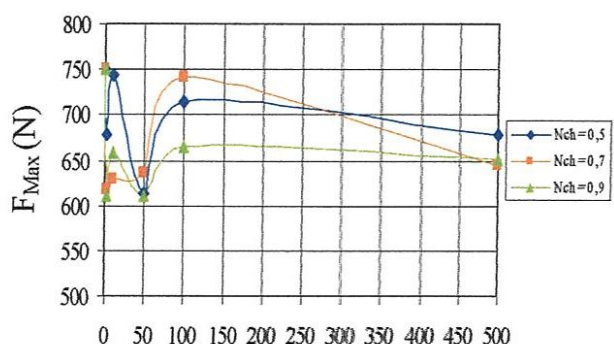
Nombre de cycles ($N = 10000$)



Nombre de cycles ($N = 500$)



Nombre de cycles ($N = 10000$)



Nombre de cycles ($N = 500$)

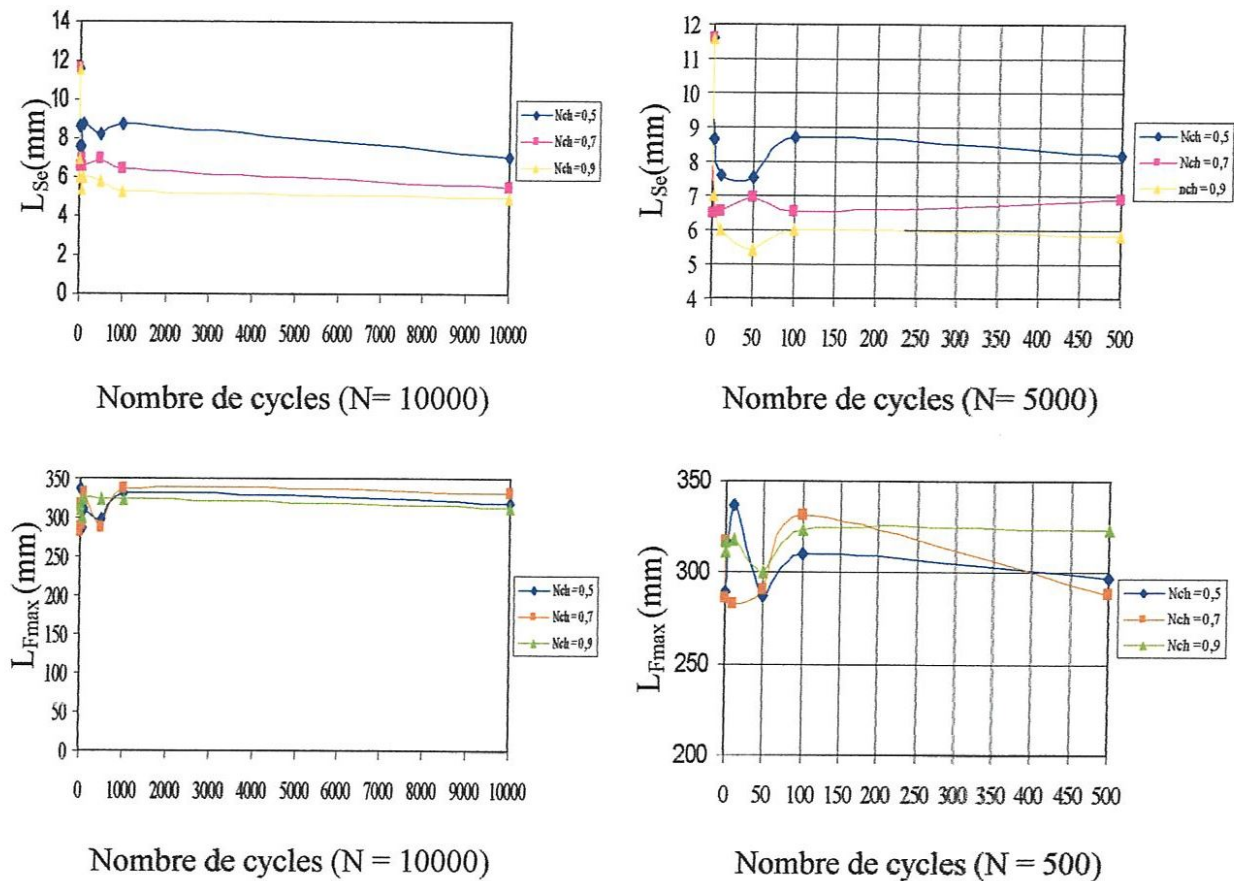


Figure 3.18 Variation des propriétés mécaniques du PEHD 80 en fonction du nombre de cycles pour trois niveaux de chargement.

3.5.5 Analyse des résultats

Les figures (3.9 à 3.11) montrent le comportement mécanique du PEHD 80 soumis à la traction cyclique pour trois niveaux de chargement. Ces courbes indiquent que le polyéthylène haute densité a un comportement élastique comme la plupart des polymères pendant le chargement cyclique [34], il est traduit par une boucle hystérésis extrêmement large pour le premier cycle puis, elle se rétrécit avec l'augmentation du nombre de cycles. Lorsque la force revient à zéro l'allongement est différent de zéro, cela peut être expliqué par le fait que le matériau a acquis une certaine déformation plastique, liée aux glissements des chaînes les unes sur les autres [10].

Les figures (3.12) et (3.13) illustrent que le matériau étudié a subi un adoucissement dès les premiers cycles, et diminue progressivement pour les cycles suivants. Nous observons également que l'augmentation de l'allongement s'accompagne d'une baisse de la charge de cyclage au moins pour les 1000 premiers cycles. Au-delà de ce nombre de cycles nous relevons une stabilité apparente en terme de charge et d'allongement. La figure (3.14) montre les tracés de l'évolution de la charge en fonction du temps, les tracés de 10000 cycles illustrent trois phases de comportements : la première zone est caractérisée par une diminution rapidement de la charge, qui devient progressive pour la zone II. Par contre la zone III se distingue par une stabilité cyclique. Ces constatations sont valables pour les trois niveaux de chargement.

Le cyclage du matériau conduit à :

- Une augmentation de trois fois le module initial dès le premier cycle.

- Une faible diminution de :
 - Force au seuil d'écoulement;
 - Force maximale;
 - Allongement au seuil d'écoulement.
 - Une légère augmentation de l'allongement à $F_{\max}$.
- L'augmentation du niveau de chargement entraîne:
- Une augmentation sensible de la charge et de l'allongement au cours du cyclage.
 - Le niveau de chargement à un grand effet sur l'allongement atteint au cours du cyclage que le nombre de cyclage.
 - Une légère augmentation des caractéristiques mécaniques du matériau étudié.

Il ressort de ces résultats qu'un chargement à un niveau donné suivi d'un cyclage du matériau entraîne une augmentation de son module néanmoins pour le PEHD 80. Cette augmentation peut être attribuée à l'augmentation de l'alignement des lamelles et à l'évolution de la morphologie du matériau [34]. Ce phénomène trouve aussi une explication dans les proportions des liaisons covalentes parallèles à la direction de la sollicitation qui augmente et ce qui entraîne une augmentation considérable du module d'élasticité [7].

Les observations au microscope optique de la structure du PEHD 80 après cyclage à différents niveaux de chargement et à différents nombres de cycles illustrent que les lamelles s'orientent vers la direction de traction le long de l'axe horizontal. Le degré croissant de l'alignement est remarquable pour les éprouvettes cyclées 100 fois, l'augmentation du niveau de chargement entraîne un degré d'alignement plus élevé des lamelles cela est remarquable pour les niveaux 0,7 figure (3.16 c) et 0,9 figure (3.17 c). Les figures (3.15 d à 3.17d) montrent qu'à 1000 cycles la structure semble se réorganisée en paquets de lamelles moins denses est bien orientés par rapport à la structure non cyclée.

CONCLUSIONS

Cette étude s'est située dans le cadre de la contribution à la connaissance du comportement mécanique expérimental d'un polymère semi-cristallin soumis à des sollicitations de traction et de fatigue. Le mode de caractérisation le plus courant des propriétés mécaniques des matériaux est l'essai de traction normalisé à vitesse d'allongement constante. Il est cependant bien connu que lorsqu'un solide est soumis à une sollicitation cyclique, la rupture peut se produire pour des valeurs de la contrainte maximale bien inférieure à la charge de rupture et de même à la limite élastique : c'est le phénomène de fatigue. Physiquement, l'application d'une sollicitation cyclique à un solide y compris un matériau plastique, conduit à une évolution des processus atomiques et moléculaires variables. L'évolution des structures atomiques et moléculaires lors du cyclage, peut conduire un endommagement microscopique local.

Une méthodologie de recherche a été appliquée afin d'étudier les facteurs influant les résultats à savoir : les modes d'obtention des éprouvettes d'essais (usinage ou déformation plastique).

L'usinage a nécessité au préalable une optimisation du régime de coupe. Une attention particulière a été accordée à l'influence des paramètres de coupe sur la température et le fini de surface des éprouvettes à tester. Les résultats obtenus ont montré que la profondeur de passe est le facteur prépondérant sur la valeur mesurée de la température de coupe, par contre pour le fini de surface, les facteurs déterminants par ordre d'importance sont l'avance, la profondeur de passe et la vitesse de coupe.

Pour pouvoir montrer l'influence du mode d'obtention des éprouvettes sur les résultats obtenus, une série de chaque type d'éprouvettes est testée. Le fraisage préserve la rigidité mais affecte les autres caractéristiques.

Le comportement mécanique du PEHD 80 soumis à une sollicitation de traction à vitesse constante présente des courbes contraintes - déformations typiques à celles des polymères semi - cristallins. L'examen des surfaces des éprouvettes avant et après essais montre un allongement et un alignement des macromolécules dans le sens de l'étirement.

L'étude de l'influence de la vitesse de chargement sur les caractéristiques mécaniques est abordée pour cinq valeurs allant de 1 à 500 mm/min, les résultats obtenus ont fait apparaître la forte dépendance des caractéristiques mécaniques de ce matériau de la vitesse de chargement, cette dépendance est liée au caractère viscoélastique régissant le comportement mécanique des polymères qui ne dépend pas seulement de la température mais aussi du temps d'application de la charge.

La caractérisation cyclique est effectuée dans des conditions de température spécifique ($T \approx 17^\circ\text{C}$) à une vitesse d'essais de 10 mm/min en déplacement imposé pour un nombre de cycle allant de 1 à 10000 cycles suivi d'une traction jusqu'à rupture pour trois niveaux de chargements. Les courbes de comportement mécanique obtenus montrent que le polyéthylène haute densité présente un comportement élastique comme la plupart des polymères, traduit par une boucle hystérésis large pour le premier cycle et se rétrécisse pour les suivants, montrant que le matériau a acquis une certaine déformation liée aux glissements des chaînes les une sur les autres et que le matériau a subi un adoucissement dès les premières cycles et décroît progressivement pour les cycles suivants. L'augmentation de l'allongement s'accompagne d'une baisse de la charge de cyclage au moins pour les 1000 premiers cycles, en dépassant ce nombre, une stabilité apparente est enregistrée en terme de charge et d'allongement.

Le cyclage du PEHD 80 a conduit à une augmentation de trois fois le module initial, par contre une diminution de la force du seuil d'écoulement et de la force maximale ainsi que les allongements correspondants au seuil d'écoulement.

- L'augmentation du niveau de chargement mène à une augmentation sensible de la charge et de l'allongement au cours du cyclage.
- Les tracés de l'évolution de la charge en fonction du temps ont montré trois phases de comportements : la première zone est caractérisée par une diminution rapidement de la charge, qui devienne progressive pour la zone II, par contre la zone III se distingue par une stabilité cyclique. Ces constatations sont valables pour les trois niveaux de chargement.
- Les observations au microscope optique de la structure du PEHD 80 avant et après cyclage pour différents niveaux de chargement et différents nombres de cycles ont montré que les lamelles s'orientent parallèlement à l'axe de traction, et que le degré d'alignement des lamelles est fonction du niveau de chargement.

REFERENCES BIBLIOGRAPHIQUES

- [1] **RAJENDRA K., KRISHNASWAMY**, « Analysis of ductile and brittle failures from creep rupture testing of high-density polyethylene (HDPE) pipes », *Polymer* 46 (2005) 11664–11672.
- [2] **HUBERT L., DAVID L., SEGUELA R., VIGIER G., DEGOULET C., GERMAIN Y.**, « Physical and mechanical properties of polyethylene for pipes in relation to molecular architecture. I. Microstructure and crystallisation kinetics », *Polymer* 42 (2001) 8425-8434.
- [3] **KURZ W., MERCIER J.P., ZAMBELLI G.**, « *Traité des matériaux* », Tome 1, Lausanne 1995.
- [4] **REGIS H.**, « Tubes en matières plastiques », techniques de l'ingénieur, Volume A4, 1967.
- [5] **DESSARTHE A., CARAYOL M.**, « Usinage des matières plastique des matériaux composites et des élastomères », CETIM, 1996.
- [6] **LEMAITRE J., CHABOCHE J. L.**, « *Mécanique des matériaux solides* », Borbas, PARIS, 1988.
- [7] **ASHBY M.F., JONES D.RH.**, « *Matériaux 2, Microstructure et mise en œuvre* », Dunod, Paris 1991.
- [8] **FRANCOIS D., PINEAU A., ZAOUI A.**, « *Comportement mécanique des matériaux, élastique et plastique* », Hermès, Paris, 1995.
- 9] **POSTAIRE E.**, « *Les matières plastiques a usage pharmaceutique* », Lavoisier technique et documentation, 1991.
- [10] **DETERRE R., FROYER G.**, « *Introduction aux matériaux polymères* », Lavoisier technique et documentation, 1997.
- [11] **BALOU D., FABRITIUS E., GILLES A.**, « *Chimie* », Tome 2, Ellipse édition Marketing S. A., 1999.
- [12] **REYNALD DOSSOGNE**, « *Polyéthylène haute densité PE-HD* », Techniques de l'ingénieur, A 3315, Mise à jour 2000.
- [13] **CHRETIEN G., HATAT D.**, « *Initiation aux plastiques et aux composites* », Lavoisier technique et documentation, 1990.
- [14] **CARREGA M. et coll.**, « *Matériaux industriels: Matériaux Polymères* », Dunod, Paris, 2000.
- [15] **McCRUM N.G., BUCKLEY C. P., BUCKNALL C.B.**, « *Principles of Polymers Engineering* », Oxford science publications, 1997.
- [16] **G'SELL C., DAHOU A., HIVER J.M., ADDIEGO F.**, « *Compétition des mécanismes de cisaillement plastique et d'endommagement dans les polymères solides en traction uniaxial* », *Matériaux* 2002.
- [17] **TROTIGNON J.P., VERDU J., DOBRACZYNSKI A., PIPERAUD M.**, « *Précis matières plastiques, structure, propriétés, mise en œuvre, normalisation* », Nathan, Paris, 1996.

- [18] **DERIQUEHEM B.**, « Pratique des plastique et composites », Dunod, 2003.
- [19] **TROTIGNON J.P., VERDU J., DOBRACZYNSKI A., PIPERAUD M.**, « Précis matières plastiques, structure, propriétés, mise en œuvre, normalisation », Nathan, Paris, 1992.
- [20] **HAMOUDA H.B.H., SIMOES-BETBEDER M., GRILLON F., BLOUET P., BILLON N., PIQUES R.**, « Creep damage mechanisms in polyethylene gaz pipes », Polymer 42 (2001) 5425-5437.
- [21] **SEGUELA R.**, « Relation mise en œuvre – structure- propriétés dans les matériaux polymères », Science et génie des matériaux, Revue de métallurgie, Décembre, 1999.
- [22] **MAMMERI S.**, « Etude de la variabilité des propriétés mécaniques dans les tubes en polyéthylène de haute densité destinés à la distribution du gaz naturel », thèse de magister, Annaba, 2003.
- [23] **AGASSANT J.F., AVENAS P., SERGENT J.PH., VERGNES B., VINCENT M.**, « La mise en forme des matières plastiques », Lavoisier technique et documentation, 1996.
- [24] **PERFORMANCE**, « the WavinGaz Handbook », July, 1980
- [25] **BOUACHA K.**, « Etude statistique de l'usinabilité de l'acier 42CrMo4 trempé et non trempé en tournage usiné avec la céramique mixte et le carbure métallique simple et a triple revêtement »,Thèse de magister, Guelma, 2003.
- [26] **BOUMARAT M., GOURDIN A.**, « Méthodes numériques appliquées », Office des publication universitaire, 1993.
- [27] **GRANDADAM A.** «Tolérance. Etats de surface. Technique de l'ingénieur », CETIM, vol. B7 usinage,1990.
- [28] **CHAOUI K., MOET A., CHUDNOYSKY A.**, « Effects of processing conditions on the long term strength of MDPE pipes », Tenth plastic fuel gas pipe symposium, AGA,1987.
- [29] **KIASS N.**, « Etude et analyse de l'effet des contraintes résiduelles sur le comportement mécanique des tubes en PEHD », Thèse de magister, Annaba, 2001.
- [30] **DESSARTHE A.**, « Usinage des polymères », Techniques de l'ingénieur, BM 7 426, Mise à jour 2000.
- [31] **GUIGON M.**, « brochure de cours: polymères M Q 04 », Fond documentaire royale, Compiègne.
- [32] **FERREIRO V., PENNEC Y., SEGUELA R., COULON G.**, « Shear banding in polyamide 6 films as revealed by atomic force microscopy », Polymer 41 (2000) 1561-1569.

[33] **G'SELL C., DAHOU A., ROYER F.X., PHILIPPE M.J.**, « Influence of the amorphous matrix on the plastic hardening at large strain of semi-crystalline polymers », *Modelling and Simulation in Materials Science and Engineering* 7 (1999) 817-828.

[34] **MEYER R. W., PRUITT L. A.**, « The effect of cyclic true strain on the morphology, structure, and relaxation behavior of ultra high molecular weight polyethylene », *Polymer* 42(2001) 5293–5306.

Abstract

The present study is concerned with the identification of the experimental mechanical behavior of semi crystalline polymer (HDPE 80).

A methodology of research was applied in order to study the effect of the modes of obtaining the specimens to like : machining and plastic deformation on the mechanical behavior of this material. The realization of specimens by machining required an optimization of the parameters of cutting: speed, feed and depth, and their influences on the temperature and roughness. Specimen obtaining mode influences the behavior and the mechanical characteristics of the material. Only specimens obtained by plastic deformation were retained for the following study.

The stress-strain curves of mechanical behavior are divided into three distinct regions, conforming with those from semicrystalline polymers.

Static tensile tests showed that the mechanical characteristics of the studied material are strongly related to the loading rate.

The cycling of the PEHD 80 at a given speed, imposed displacement for various numbers of cycles and various levels of loadings results in large hysteresis loops for the first cycles which diminishes with increasing number of cycles. It thus led to:

- the softening of the material of which stability becomes apparent only beyond 1000 cycles;
- a considerable increase in the modulus of elasticity;
- an orientation of the chains parallelly to the axis of tensile of which the degree of alignment is in function of the level of loading.

ملخص

- هذه الدراسة تدخل في إطار المساهمة لمعرفة التصرف الميكانيكي التجريبي للجزيئات العملاقة النصف بلورية (PEHD 80).
- إتبعنا منهجية لدراسة تأثير طرق الحصول على العينات و نذكر منها: التشغيل و التشوه الدائم (التشوه غير المرن) على التصرف الميكانيكي لهذه المادة.
- تطلب إنجاز العينات بواسطة التشغيل اختيار شروط القطع المثالية: سرعة القطع، سرعة التغذية و عمق التمريرة و مفعولهم على درجة الحرارة و حالة السطح.
- تؤثر طريقة الحصول على العينات على التصرف و الخصائص الميكانيكية للمادة المدروسة.
- العينات التي إحتفظنا بها لبقية الدراسة هي تلك التي تم الحصول عليها بطريقة التشوه غير المرن.
- تنقسم منحنيات التصرف الميكانيكي إجهاد- التشوه إلى ثلاثة مناطق مختلفات مطابقة للجزيئات العملاقة النصف بلورية. بينت تجارب الشد الساكن أن الخصائص الميكانيكية للمادة المدروسة شديدة التأثير بسرعة الحموله إخضاع المادة المدروسة لحمولات دورية و بسرعة معطاة و بمسافة إلزامية لعدد دورات معينة و مستويات مختلفة للشحن يترجم بوجود منحنيات على شكل حلقات إستيريزية واسعة بالنسبة للدورة الأولى و تتقلص مع زيادة الدورات مما أدى إلى
- تلبين المادة حيث لا يصبح الاستقرار واضحاً إلا بعد 1000 دورة.
 - زيادة معتبرة في معامل المرونة.
 - توجيه سلاسل الجزيئات بالتوازي مع محور الشد حيث تتعلق درجة الاستقامة بمستوى الشد.

Résumé

La présente étude entre dans le cadre de la contribution à la connaissance du comportement mécanique expérimental du polymère semi-cristallin (PEHD 80).

Une méthodologie de recherche a été appliquée afin d'étudier l'effet des modes d'obtention des éprouvettes à savoir : l'usinage et la déformation plastique sur le comportement mécanique de ce matériau.

La réalisation d'éprouvettes par usinage a nécessité une optimisation des paramètres de coupe : vitesse, avance et profondeur de passe et leurs influences sur la température et le fini de surface. Le mode d'obtention des éprouvettes influe sur le comportement et les caractéristiques mécaniques du matériau. Seules les éprouvettes obtenues par déformation plastique ont été retenues pour la suite du travail.

Les courbes de comportement mécanique contrainte-déformation sont divisées en trois zones distinctes conformes à celles des polymères semi-cristallins.

Les essais de traction statique ont montré que les caractéristiques mécaniques du matériau étudié sont fortement liées à la vitesse de chargement.

Le cyclage du PEHD 80 à une vitesse donnée ^{et} à déplacement imposé pour différents nombres de cycles et différents niveaux de chargements se traduit par des boucles hystérésis larges pour les premiers cycles qui se rétrécissent avec l'augmentation du nombre de cycles. Il a conduit ainsi à :

- l'adoucissement du matériau dont la stabilité ne devient apparente qu'au delà de 1000 cycles ;
- une augmentation considérable du module d'élasticité ;
- une orientation des lamelles parallèlement à l'axe de traction dont le degré d'alignement est fonction du niveau de chargement.