

Ministère de L'Enseignement Supérieur et de la Recherche Scientifique  
République Algérienne Démocratique et Populaire  
UNIVERSITE MOULOUD MAMMERI DE TIZI-OUZOU



FACULTE DU GENIE DE LA CONSTRUCTION  
DEPARTEMENT DE GENIE MECANIQUE



## **Mémoire de Fin d'Études**

En vue de l'obtention du diplôme MASTER Académique

En Génie Mécanique

Option : **Construction Mécanique**

# **Thème :**

**Etude Expérimentale et Numérique  
du comportement en traction du Polyéthylène à  
Haute Densité PEHD100**

**Proposé par :**

**PR. ABERKANE. M**

**Encadré par :**

**DR. HACHOUR. K**

**Présenté par :**

**Mr. MERMOUCHI .Sofiane**

**M<sup>lle</sup> SIAGHI. Lylia**

*Promotion 2015*

## **Remerciements**

*Les travaux de recherche présentés dans ce mémoire ont été réalisés au sein de l'Université Mouloud MAMMERY de TIZI –OUZOU.*

*Nous tenons à remercier tout d'abord, le bon Dieu le tout puissant et miséricordieux qui nous a donné la force et la patience d'accomplir ce modeste travail.*

*Ensuite, nous tenons à exprimer notre profonde gratitude à Monsieur ABERKANE.M, Professeur au département de Génie Mécanique, Faculté du Génie de la Construction*

*à l'Université Mouloud MAMMERY de TIZI-OUZOU*

*pour nous avoir accueillis et pour avoir accepté d'être notre directeur de thèse.*

*Nous tenons à adresser nos vifs remerciements à Monsieur HACHOUR.K, pour ses encouragements et ses conseils judicieux tout le long*

*de la réalisation de ce mémoire.*

*Nous exprimons aussi notre gratitude au Docteur FERHOUM.R pour son aide et tous les enseignants qui ont contribué à la réalisation de ce travail.*

*Nous remercions aussi Monsieur MEGHLAT.A et Monsieur AHMED ZAID.A respectivement, les responsables du Hall de Technologie (OUED- AISSI) et du laboratoire RDM (UMMTO) pour leurs accueils et leurs présences pour nous guider.*

*Sans oublier de remercier infiniment Mme SAIRI.L (doctorante au Laboratoire de recherche LEC 2M (UMMTO)) sans laquelle nous n'aurions pas pu*

*terminer la partie numérique.*

*Nous remercions également les membres de jury chacun à son nom en leur exprimant notre profond respect.*

*Par ailleurs, nous tenons à remercier profondément tous les enseignants et tous les étudiants de la promotion 2014/2015.*

*Enfin, nous remercions nos familles, nos amis et tous ceux qui nous sont chers et tous les gens qui nous ont aidé pour finir ce mémoire.*

## Dédicaces

*Je dédie ce modeste travail à :*

- ☞ *La mémoire de mes grands parents (paternel) Mohammed Saïd et (maternel) Mohammed dit Saïd ainsi que ma tante Ouardia.*
- ☞ *Ma très chère et tendre mère Dehbia et mon très cher père Salah.*
- ☞ *Mes grand-mères Yamina et Fatima.*
- ☞ *Mes très chers frères et sœurs: Zizou, Si Mouh Saïd et Kamelia.*
- ☞ *Mes oncles : Rabie, Belkacem et Brahim.*
- ☞ *Mes tantes : Malika, Ouiza, Tassadit, Yamina, Zohra, Fatma, Malika, Sonia et Souhila.*
- ☞ *Mes cousins : Hamid, Rabah, Marzouk, Aziz, Sidali, Abderrahmane, Abd-elmalik, et le petit Moumouh.*
- ☞ *Cousines : Sadia, Farida, Fatiha, Linda, Ouardia, Ouassila, Sadia, Nacéra, Faiza, Fazia ...etc.*
- ☞ *Mes chers amis : Bachir, Azzedine, Youcef, Ahcène, Karim, Lyes, Rachid, Hamid, Massi, Hocine, Boudjemaa, Josef, Saïd...etc.*
- ☞ *Mon binôme Sofiane et toute sa famille.*
- ☞ *Mr Ramdani Ahmed et sa fiancé.*
- ☞ *Mr le chef de service de la scolarité Rabah SOUCI.*
- ☞ *Mr Zerrouki Merzak et Mr Saidani Kamel.*
- ☞ *Toute l'équipe du service des finances et celle de la salle machine de la Facultés du Génie de la construction.*
- ☞ *Toute la promotion 2014/2015.*
- ☞ *Tous ceux qui me sont chers.*

*M<sup>lle</sup> SIAGHI Lydia*

*Tout d'abord, je dois dédier ce travail à ma fiancé Amel qui m'a toujours encouragé pour la réussite de mes projets et aussi Mr SOUCI Rabah pour son soutien durant mon cursus et le docteur HEBLI Rabah pour sa disponibilité à chaque fois que je le sollicite, sans oublier mon ami d'enfance Ahmed RAMEDANI dit "Hannachi" et surtout mon binôme et sa famille.*

*Ensuite, je le dédie à toute ma famille commençant par mes parents, mes frères, mes sœurs ainsi que mes cousins et cousines sans exception. Et tous les camarades avec lesquels j'ai passé tout mon cursus universitaire y compris mes copains de résidence, en particulier, Mr KACIMI Saïd.*

*A la fin, je le dédie à mes collègues de travail à l'entreprise GHEVROLET/OPEL tels que Hamid SLAMANI (chef de service de l'après-vente), Noureddine BOUROUH, Abd-elghani LAZRAR, Toufik KHOUKHI ainsi que Ali OUCHEN.*

***Mr MERMOUCHI Sofiane.***

# Sommaire

<b>INTRODUCTION GENERALE .....</b>	<b>1</b>
<b>CHAPITRE I : GENERALITES SUR LES POLYMERES SEMI-CRISTALLINS</b>	
<b>I.1. Introduction.....</b>	<b>4</b>
<b>I.2. Généralités sur la structure et la morphologie des polymères semi-cristallins .....</b>	<b>5</b>
<b>I.2.1. Structure amorphe.....</b>	<b>5</b>
<b>I.2.2. Structure semi-cristalline .....</b>	<b>6</b>
<b>I.3. Structure semi-cristalline et morphologie du PE .....</b>	<b>7</b>
<b>I.4. Propriétés générales des polymères semi-cristallins .....</b>	<b>9</b>
<b>I.4.1 Comportement thermique.....</b>	<b>9</b>
<b>I.4.1.1. Température de transition vitreuse .....</b>	<b>10</b>
<b>I.4.1.2. Cristallisation .....</b>	<b>12</b>
<b>I.4.1.3. Relaxation .....</b>	<b>12</b>
<b>I.4.2 Propriétés mécaniques.....</b>	<b>13</b>
<b>I.4.2.1. La viscoélasticité .....</b>	<b>13</b>
<b>I.4.2.2. La limite élastique.....</b>	<b>13</b>
<b>I.4.2.3. Déformation plastique .....</b>	<b>15</b>
<b>I.5. Mécanismes multi-échelles de déformation des semi-cristallins .....</b>	<b>16</b>
<b>I.5.1. Déformation de la phase cristalline.....</b>	<b>16</b>
<b>I.5.2. Déformation de la phase amorphe .....</b>	<b>17</b>
<b>I.5.3. Déformation des sphérolites.....</b>	<b>19</b>
<b>I.5.4. Transformation fibrillaire.....</b>	<b>20</b>

<b>I.6. Généralités sur le PEHD .....</b>	<b>22</b>
<b>I.6.1. Introduction.....</b>	<b>22</b>
<b>I.6.1. 1. Définition du PE.....</b>	<b>23</b>
<b>I.6.2. Paramètres structuraux .....</b>	<b>23</b>
<b>I.6.2.1. Structure chimique et cristallinité.....</b>	<b>23</b>
<b>I. 7. Conclusion .....</b>	<b>26</b>

## **CHAPITRE II : ETUDE EXPERIMENTALE**

<b>II.1 Introduction.....</b>	<b>27</b>
<b>II.2 Le matériau d'étude .....</b>	<b>28</b>
<b>II.3 Caractéristiques mécanique du PEHD.....</b>	<b>30</b>
<b>II.4. Réalisation des éprouvettes en traction.....</b>	<b>37</b>
<b>II.5 Essai de traction.....</b>	<b>34</b>
<b>II.5.1. Machine d'essai de traction .....</b>	<b>34</b>
<b>II.5.2. Exécution des essais de traction.....</b>	<b>35</b>
<b>II. 6. Résultats obtenus après les essais de traction pour le PEHD 100 .....</b>	<b>35</b>
<b>II.7 Discussion des résultats expérimentaux.....</b>	<b>39</b>
<b>II .8 Détermination des caractéristiques mécaniques du matériau étudié... 42</b>	
<b>II 8.1.Détermination de la contrainte au seuil d'écoulement</b>	
<b>(la limite élastique) .....</b>	<b>42</b>
<b>II 8.2 Détermination du module de Young .....</b>	<b>43</b>
<b>II 8.3 Discussion des résultats.....</b>	<b>43</b>
<b>II. 9 Conclusion .....</b>	<b>45</b>

## CHAPITRE III : ETUDE NUMERIQUE

<b>III.1 Introduction .....</b>	<b>46</b>
<b>III. 2 Présentation du logiciel .....</b>	<b>46</b>
<b>III.3 Simulation de l'essai de traction .....</b>	<b>51</b>
<b>III.3.1 Réalisation de la géométrie de l'éprouvette lainière .....</b>	<b>51</b>
<b>III.3.2 Le maillage .....</b>	<b>53</b>
<b>III.3.3 Partie élastique .....</b>	<b>55</b>
<b>III.3.4 Exploitation des résultats des résultats de simulation en Elasticité .....</b>	<b>58</b>
<b>III.3.5 Partie Elasto-Plastique .....</b>	<b>65</b>
<b>III.4 Confrontation des résultats numérique et expérimental .....</b>	<b>67</b>
<b>III.5 Conclusion .....</b>	<b>69</b>
<b>CONCLUSION GENERALE.....</b>	<b>70</b>

## **LISTE DES FIGURES**

<b>Figure I.1 : Structure d'un polymère semi-cristallin .....</b>	<b>5</b>
<b>Figure I.2 : Schématisation de la structure des polymères amorphes A différentes échelles.....</b>	<b>6</b>
<b>Figure I.3 : Morphologie d'un polymère semi cristallin.....</b>	<b>7</b>
<b>Figure I.4 : Représentation multi-échelle de la structure d'un polymère semi-cristallin (PEHD) .....</b>	<b>8</b>
<b>Figure I.5 : Relation entre le taux de cristallinité et la masse volumique et la microstructure .....</b>	<b>8</b>
<b>Figure I.6 : Variation du module d'Young d'un polymère en fonction de la température .....</b>	<b>9</b>
<b>Figure I.7 : Variation du volume spécifique en fonction de la température Pour des polymères amorphe, semi cristallin et cristallin .....</b>	<b>10</b>
<b>Figure I.8 : Comportements typiques des polymères.....</b>	<b>14</b>
<b>Figure I.9 : Courbe contrainte-déformation nominale d'un polymère semi-cristallin (PEHD) en traction uniaxiale .....</b>	<b>15</b>
<b>Figure I.10 : Processus de glissement .....</b>	<b>17</b>
<b>Figure I.11 : Mécanismes de déformation interlamellaire .....</b>	<b>18</b>
<b>Figure I.12 : Lamelles cristallines torsadées.....</b>	<b>19</b>
<b>Figure I.13 : Déformation des régions a) équatoriales, b), c) diagonales et d) polaires des sphérolites.....</b>	<b>20</b>
<b>Figure I.14 : Mécanismes de fragmentation des lamelles cristallines : Modèle de Peterlin .....</b>	<b>21</b>
<b>Figure I.15 : Mécanismes de fragmentation des lamelles cristallines :</b>	

Modèle de Friedrich .....	22
Figure I.16 : Représentation d'un polyéthylène homopolymère.....	23
Figure I.17 : Représentation d'un polyéthylène copolymère .....	23
Figure II.1 : Tubes PEHD de différents diamètres pour l'adduction de l'eau potable Ainsi que la matière première (granulés).....	29
Figure II.2 : Découpage des parallélépipèdes .....	30
Figure II.3 : Tube PEHD .....	30
Figure II.4 : Fraiseuse Verticale .....	31
Figure II.5 : Dimensions de l'éprouvette sans entaille .....	32
Figure II.6 : Surfaçage d'éprouvette de pehd100.....	32
Figure II. 7 : Réalisation des rayons de courbure .....	33
Figure II. 8 : Géométrie de l'éprouvette lanière.....	33
Figure II. 9 : Machine d'essai de traction .....	34
Figure II. 10 : Courbe de traction (Charge-Déplacement .....	36
Figure II. 11 : Différentes zones de traction uniaxiale d'un PEHD 100.....	36
Figure II. 12 : Les différentes zones de la courbe bien détaillées en a), b), c), d) et e) .....	38
Figure II. 13 : Reproductibilité des résultats en termes de courbes Contrainte- déformation vraies pour les trois essais.....	40
Figure II. 14 : Courbe contrainte - déformation nominales .....	41
Figure II. 15 : Courbe contrainte - déformation vraies .....	41
Figure II. 16 : Détermination pratique de la contrainte au seuil d'écoulement .....	43
Figure III. 1 : Interface du logiciel.....	48
Figure III. 2 : Menu principal .....	49

<b>Figure III. 3 : Barre d'outils.....</b>	<b>49</b>
<b>Figure III. 4 : Eprouvette N7700-1 .....</b>	<b>52</b>
<b>Figure III. 5 : Eprouvette maillée .....</b>	<b>54</b>
<b>Figure III. 6 : Chargement aux limites (encastrée) .....</b>	<b>56</b>
<b>Figure III. 7 : Eprouvette chargée .....</b>	<b>57</b>
<b>Figure III. 8 : Contrainte équivalente de Von Mises .....</b>	<b>59</b>
<b>Figure III.9 : Contrainte équivalente .....</b>	<b>59</b>
<b>Figure III.10 : Déformation totale équivalente.....</b>	<b>60</b>
<b>Figure III.11 : Déplacement suivant axe X .....</b>	<b>60</b>
<b>Figure III.12 : Déformation élastique équivalente .....</b>	<b>61</b>
<b>Figure III.13 : Déformation plastique équivalente.....</b>	<b>61</b>
<b>Figure III.14 : Sélection des nœuds pour chargement .....</b>	<b>62</b>
<b>Figure III.15 : Charge –temps.....</b>	<b>63</b>
<b>Figure III.16 : Déplacement (x)-temps .....</b>	<b>64</b>
<b>Figure III.17 : Courbe numérique contrainte– déformation .....</b>	<b>64</b>
<b>Figure III.18 : Courbe de tendance expérimentale importée dans Marc .....</b>	<b>65</b>
<b>Figure III.19 : Courbes numérique et expérimentale .....</b>	<b>67</b>

## **LISTE DES TABLEAUX**

<b>Tableau I.1 : évolutions des principales caractéristiques de PEHD monomodaux en fonction des paramètres structuraux... ..</b>	<b>25</b>
<b>Tableau II.1 : Principales propriétés du PEHD .....</b>	<b>29</b>
<b>Tableau III.1 : Explication des différentes fonctions du logiciel .....</b>	<b>50</b>

## **INTRODUCTION GENERALE**

Le réseau de distribution de l'eau potable en Algérie s'agrandit régulièrement. Aujourd'hui, la plupart des communes sont desservies par un réseau dont la taille atteint environ 170000 km. Les premiers réseaux de distribution étaient essentiellement constitués de tubes en acier ou en fonte, mais depuis l'introduction du polyéthylène pour la fabrication des canalisations de l'eau potable à la fin des années 80, son utilisation ne cesse de s'accroître.

Le choix du polyéthylène (PE) pour la fabrication des canalisations de distribution de l'eau comme alternative à l'acier ou à la fonte découle des nombreux avantages technico-économiques procurés par ce matériau. C'est un thermoplastique semi-cristallin appartenant à la famille des polyoléfines qui présente de bonnes propriétés mécaniques sans cesse améliorées par le développement de nouveaux procédés de fabrication. Sa légèreté facilite les opérations de manutention et de mise en œuvre sur le terrain. C'est un matériau ayant une ténacité élevée qui répond aux exigences de produits devant résister à des conditions d'utilisation sévères (impact, fluage, fatigue...etc.). Il possède une bonne résistance à la corrosion, quelles que soient les conditions au sol, ce qui permet d'éviter les surcoûts dus à l'application d'une protection passive ou active. Il possède également l'avantage de pouvoir assembler les tubes par des techniques de fusion efficaces et faciles à mettre en œuvre. De plus, les systèmes en PE supportent les effets des mouvements du sol dus aux instabilités et aux grandes variations de température. Du fait aussi de leur bonne résistance à la fissuration, les canalisations en PE présentent un degré de fiabilité élevé dans des conditions d'utilisations normales. En plus de son utilisation dans le transport des fluides, le PE a su s'imposer ces dernières années, dans de nombreuses applications telles que l'automobile, l'aéronautique et le domaine médical. Cette diversité d'applications a fait du polyéthylène et en particulier du polyéthylène à haute densité (PEHD) un matériau qui reçoit une double attention depuis de nombreuses années. En effet, il est considéré comme un matériau 'modèle' pour l'étude scientifique du comportement mécanique de la classe des polymères semi-cristallins.

La déformation plastique des thermoplastiques semi-cristallins a longtemps constitué un sujet d'actualité pour la communauté scientifique. Un comportement qui se caractérise par une grande diversité apparente dont les mêmes conditions expérimentales, on peut retrouver un grand nombre de types de comportement à savoir la viscoélasticité, l'hyper-élasticité, l'élasto-plasticité...etc. La complexité microstructurale des polymères amorphes et semi-cristallins pose de sérieux problèmes [1-2]. En effet, bien que le cisaillement plastique à

volume constant soit toujours considéré dans la littérature comme le processus majeur qui contrôle la plasticité, de nombreux travaux expérimentaux montrent que l'endommagement lors de la déformation plastique joue un rôle important [1]: i) blanchiment des éprouvettes après la limite élastique, ii) observation de craquelures, iii) phénomène de cavitation. L'une des caractéristiques les plus remarquables des thermoplastiques semi-cristallins est leur faculté à subir une grande déformation plastique avant la rupture à température ambiante [2]. Ce phénomène provient en partie du fait que leur température de transition vitreuse ( $-125^{\circ}\text{C}$  pour le PE) est située bien en dessous de la température ambiante. Contrairement aux polymères vitreux pour lesquels la déformation est localisée dans les bandes de cisaillement fines, pour les polymères semi-cristallins la déformation plastique intervient de façon macroscopique et non homogène. Ce phénomène de déformation plastique appelé striction ou instabilité plastique a été largement étudié [3-4]. La première description globale des mécanismes et des modifications microstructurales accompagnant les grandes déformations a été étudiée par Peterlin [5-6] qui observe le passage d'une structure lamellaire à une structure fibrillaire sous l'effet du chargement de traction.

Le comportement mécanique du PEHD en chargement uniaxial a été abordé par plusieurs auteurs. Certains parmi eux, ont étudié l'aspect microstructural des mécanismes de déformation tandis que d'autres se sont consacrés à l'étude de la réponse viscoélastique et viscoplastique de ce matériau lors d'un chargement uniaxial [7-8].

Dans le cadre de notre projet de fin d'étude, le travail consiste à faire une étude numérique et expérimentale du comportement en traction d'un PEHD100.

L'objectif de ce travail est de familiariser et initier les impétrants aux essais mécaniques et à la simulation numérique. Au final, l'objectif scientifique est une meilleure connaissance du comportement du PEHD.

Afin d'acquiescer l'objectif, nous avons divisé notre mémoire en trois parties essentielles. Le premier chapitre est consacré pour des généralités sur les polymères semi-cristallins où la morphologie et la microstructure ainsi que les propriétés mécaniques et le comportement thermique sont décrits. L'étude expérimentale est ensuite, abordée dans le second chapitre où nous allons citer les différentes étapes de réalisation des éprouvettes plates usinées au niveau du Hall de Technologie (Oued-Aissi) et sur lesquelles nous effectuerons des essais de traction au niveau du laboratoire de RDM (faculté du génie de la construction, UMMTO) sur la machine universelle IBERTEST mode UIB/100. Ensuite, nous allons relever

les courbes de traction (à l'aide du logiciel Wintest 32 relié à la machine de traction) à partir desquelles nous déterminerons les caractéristiques intrinsèques du matériau telles que : le module d'Young (E), la limite d'élasticité ( $\sigma_e$ ) et la limite à la rupture ( $\sigma_r$ ).

Pour ce qui concerne l'étude numérique elle sera abordée dans le troisième chapitre ; nous allons présenter le logiciel de simulation MSC Marc Mentat2005r puis nous allons décrire les différentes étapes d'obtention de l'éprouvette avec ce logiciel. Nous allons faire les calculs en élasticité et en élasto-plasticité pour enfin, déterminer les mêmes résultats que l'expérimentale.

Par ailleurs, nous discuterons les résultats expérimentaux et numériques puis les comparer.

En somme, nous terminerons notre projet par une conclusion générale sur le thème traité.

## I.1.Introduction

Depuis leur découverte, l'homme a utilisé des polymères naturels comme matière première à partir de laquelle il fabriquait des produits dont il a besoin pour faciliter sa vie. Aujourd'hui, les polymères naturels qui comprennent des matériaux tels que le bois, le caoutchouc, l'argile, les résines végétales, la laine, le cuir, la soie,... ont été complétés par plusieurs polymères synthétiques, communément connu sous le nom de plastique.

Les matériaux plastiques jouent un rôle très important dans notre vie quotidienne, leurs applications sont de plus en plus vastes. La demande mondiale de ces matières augmente d'une année à une autre. Certains sont utilisés dans des applications dentaires et médicales. Leur excellente isolation les rend bien adaptés aux applications électriques. En outre, en remplacement des métaux, ils sont maintenant largement utilisés pour la fabrication des tubes pour le transport de fluides. Leurs propriétés mécaniques sont alors d'un extrême intérêt pour les concepteurs.

Les propriétés mécaniques et le comportement chimique dont jouissent les polymères sont à l'origine de leur large utilisation. Cela dit, une bonne connaissance de ces propriétés telles que le seuil de plasticité, la ductilité et la résistance aux chocs, est nécessaire dans la conception mécanique d'une part. D'autre part, une bonne compréhension du comportement au seuil des polymères est d'un intérêt considérable pour l'utilisation des procédés de mise en forme afin de fabriquer de différentes formes de pièces à partir de ces solides.

Parmi ces matériaux, le Polyéthylène à Haute Densité (PEHD) (HDPE en anglais pour High Density Polyethylene) a une grande importance. Le PEHD est l'un des polymères les moins chers et sa structure chimique est la plus simple. Il est utilisé dans divers domaines dont: l'emballage, les revêtements des câbles et la tuyauterie pour le transport de gaz et de liquides. Vu ses larges champs d'applications, aussi bien sur le plan domestique qu'industriel et l'évolution de sa consommation dans le monde ; nous avons choisi le PEHD pour faire l'objet dans notre étude.

## I.2. Généralités sur la structure et la morphologie des polymères semi-cristallins

Un polymère est un matériau composé de longues chaînes moléculaires appelées macromolécules. La notion de la macromolécule telle qu'elle est introduite par l'Allemand Hermann Staudinger est définie comme étant un enchaînement de motifs simples et identiques appelés : monomères [9]. A l'échelle macromoléculaire, les polymères ont essentiellement deux structures différentes ; l'état **amorphe** qui est caractérisé par une structure de type pelote statistique dans laquelle on ne distingue aucun ordre à grande échelle et l'état **cristallin** qui est caractérisé par un ordre à grande distance (figure I.1) [10,11].

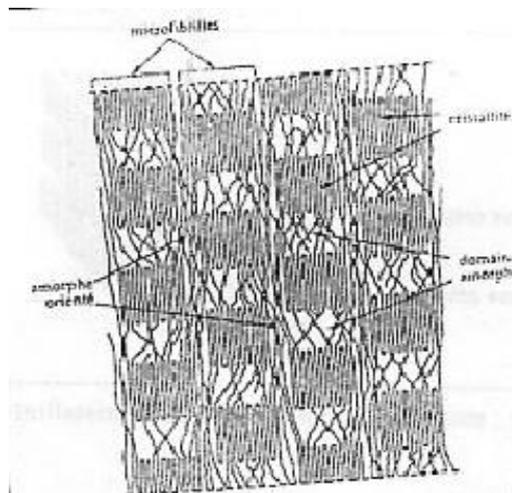


Figure I.1 : Structure d'un polymère semi-cristallin [10].

### I.2.1. Structure amorphe

Les zones dites « amorphes » correspondent à une structure comparable à celle des liquides caractérisée par l'absence d'ordre à grande distance. Il n'y a pas de distance constante entre les macromolécules et aucune régularité dans l'arrangement et l'orientation de celles-ci dans des zones submicroniques.

Les chaînes sont enchevêtrées sous forme de pelotes statiques (figure I.2). La longueur des segments entre les enchevêtrements est en général, suffisamment grande pour que ces segments puissent se comporter comme des chaînes individuelles. Les segments de chaînes sont capables de créer une certaine mobilité moléculaire si des espaces libres sont régulièrement distribués dans tout le volume du matériau. Ces espaces constituent le

volumelibre du matériau qui détermine la mobilité des macromolécules et l'aptitude du polymère à changer de conformation [10,11].

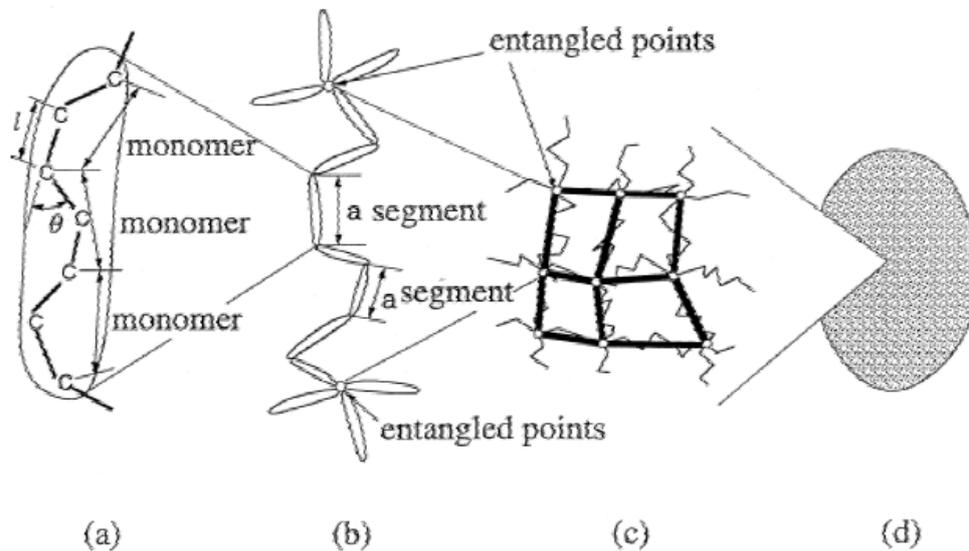


Figure I.2 : Schématisation de la structure des polymères amorphes à différentes échelles [12]  
 [a]- Constitution d'un segment de chaîne [b]- macromolécule [c]- Enchevêtrement macromoléculaire [d]- structure macroscopique homogène et isotrope.

### I.2.2. Structure semi-cristalline

Sous l'influence de certaines actions physiques, des zones ordonnées pourront apparaître au sein du polymère suivant un réseau périodique. Dans ces zones dites cristallines, les chaînes resteront parallèles les unes aux autres et entre-elles, s'établira un réseau d'interactions transversales qui maintiendra la solidité de la structure. Du fait de l'existence des enchevêtrements entre les chaînes qui se conservent dans le solide pendant la formation des zones cristallines, la régularité du parallélisme des chaînes se trouve limitée à des portions restreintes des longueurs de celles-ci. Les domaines cristallins, dans l'impossibilité où ils se trouvent alors de croître jusqu'à occuper la totalité de la masse du polymère, restent de dimension limitée [10,11].

La morphologie semi-cristalline se présente localement comme un ensemble de lamelles cristallines séparées entre elles par une phase amorphe (figure I.3). Les deux phases sont liées entre elles par des segments de chaînes macromoléculaires appelés molécules de

lien parce que ces dernières peuvent participer à la formation de plusieurs lamelles cristallines en même temps [13,14].

Les polymères ne sont jamais totalement cristallins et doivent en fait, être considérés comme des mélanges de phases cristalline et amorphe, d'où le nom de polymères semi-cristallins qui leur est classiquement attribué [11].

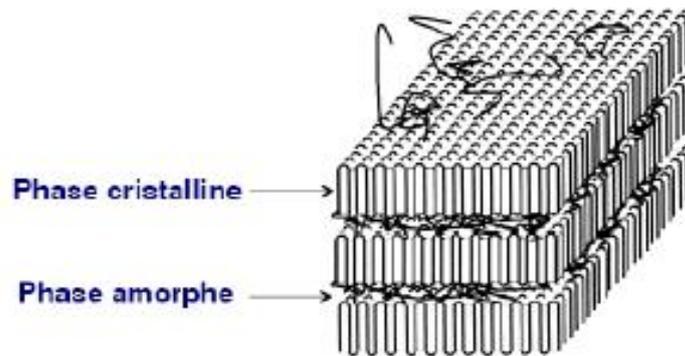


Figure I.3: Morphologie d'un polymère semi cristallin [11].

### I.3. Structure semi-cristalline et morphologie du PE

Un polymère thermoplastique semi-cristallin possède des zones cristallines et des zones amorphes. Sa structure est décrite à différents niveaux d'échelle de l'angström au micron (figure I.4). L'échelle de quelques angströms correspond à l'arrangement conformationnel des chaînes (zigzag, hélice) dans les phases amorphe et cristalline. L'échelle de 0,1 à 1,0 nm met en jeu les interactions entre des segments de chaînes voisins ; le comportement de la phase amorphe est contrôlé par les interactions à cette échelle. La particularité des propriétés du PEHD réside dans sa microstructure constituée d'une alternance de zones amorphe-cristalline, toutefois que cette dernière est caractérisée par :

- L'arrangement des lamelles entre elles à l'échelle du micromètre ;
- Les conditions sous lesquelles l'échantillon est cristallisé (température et durée du refroidissement). Les assemblages ainsi formés sont des sphérolites, avec un taux de cristallinité de 73% à 80%, car le temps de cristallisation est de plus long ; comme il est indiqué sur la (figure I.5) [15].

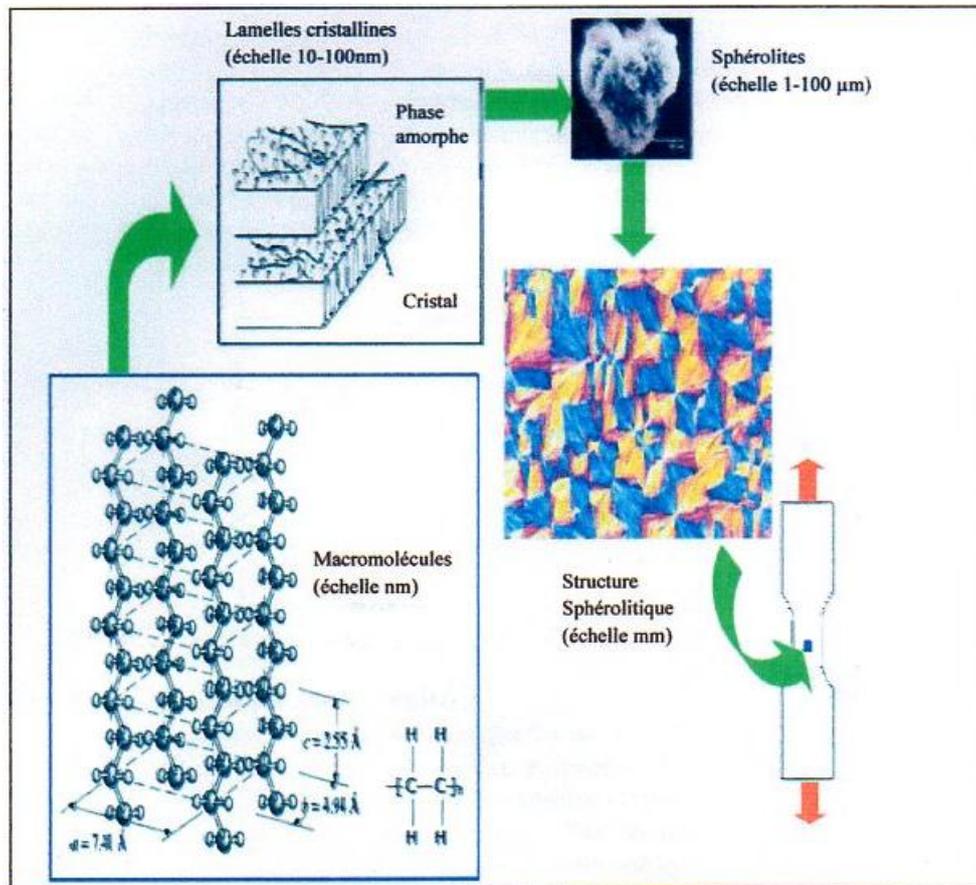


Figure I.4 : Représentation multi-échelle de la structure d'un polymère semi-cristallin PEHD: passage de la structure cristalline (maille orthorhombique) à l'agrégat sphérolitique et l'échelle correspondante. [11]

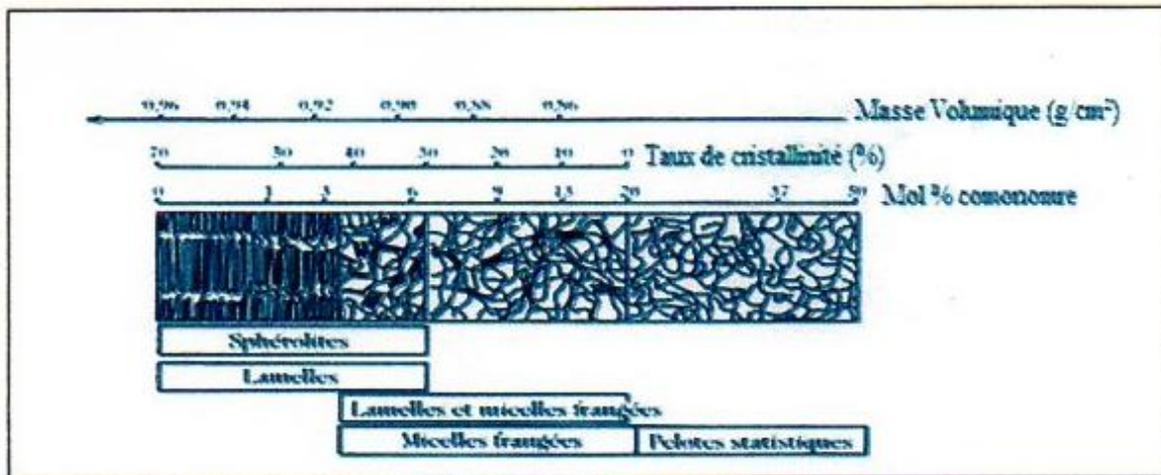


Figure I.5: Relation entre le taux de cristallinité et la masse volumique et la microstructure [15].

## I.4. Propriétés générales des polymères semi-cristallins

### I.4.1. Comportement thermique

Les propriétés mécaniques des polymères dépendent fortement de la température. A basse température, la plupart des polymères présentent un état vitreux : ils sont rigides. Lorsque la température augmente, ils passent par un état de transition : pour une plage de températures spécifiques du polymère, les chaînes macromoléculaires glissent les unes par rapport aux autres et le polymère se ramollit. Cette plage de température est appelée température de transition vitreuse, notée  $T_g$ . A une température plus élevée, le polymère passe par un plateau caoutchoutique : son comportement est viscoélastique. A cet état, les forces de Van der Waals et la réticulation entre chaînes servent de force de rappel lorsque l'on déforme le matériau. Enfin, lorsque l'on élève la température de polymères peu réticulés, on peut assister à une phase d'écoulement visqueux, correspondant au désenchevêtrement des chaînes. Ce dernier comportement est utilisé pour mettre en forme les matières plastiques.

Les polymères étant utilisés la plupart du temps à température ambiante, on dit qu'ils sont élastomères si leur température de transition vitreuse est inférieure à la température ambiante (comportement caoutchoutique) [16] ; ils sont plastomères (comportement rigide) dans l'autre cas. La nature du polymère, sa masse moléculaire moyenne, son degré de polymérisation et sa structure influent énormément sur la largeur de ces différents domaines et sur leur seuil d'apparition en fonction du temps ou de la température.

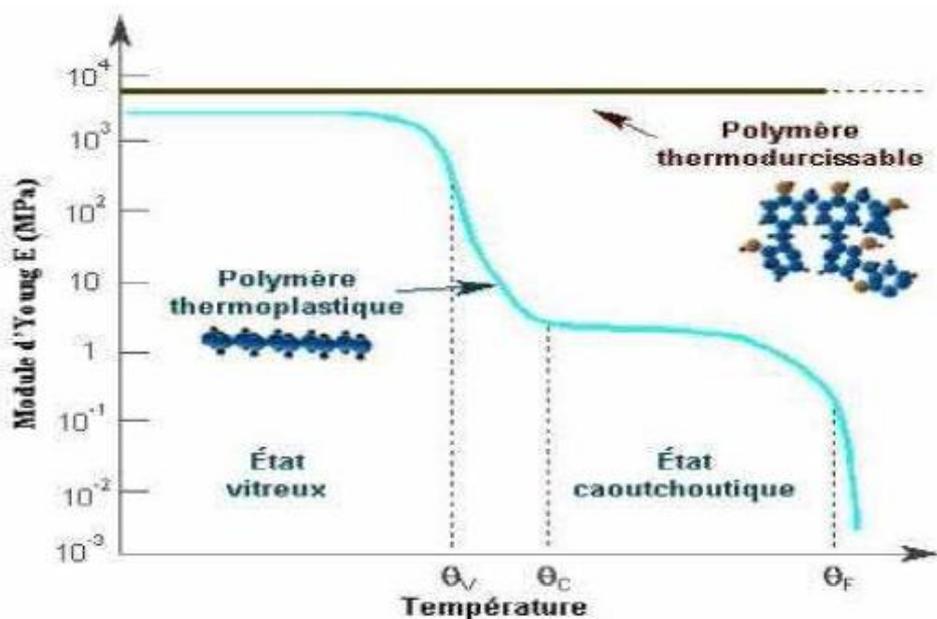


Figure I.6 : Variation du module d'Young d'un polymère en fonction de la température [17].

### I.4.1.1. Température de transition vitreuse

Pour la plupart des polymères il existe une température qui marque une frontière entre deux états fondamentaux : état vitreux et caoutchoutique.

Ce phénomène de frontière a été observé pour la première fois sur des élastomères (caoutchouc naturel). Très rapidement, il a été aussi constaté sur l'ensemble des polymères thermoplastiques. La transition est d'autant plus apparente que le matériau est amorphe car dans un polymère partiellement cristallin seul la partie amorphe est concernée par le phénomène. A titre d'exemple, ceci peut être illustré par les variations du volume spécifique en fonction de la température (Figure I.7).

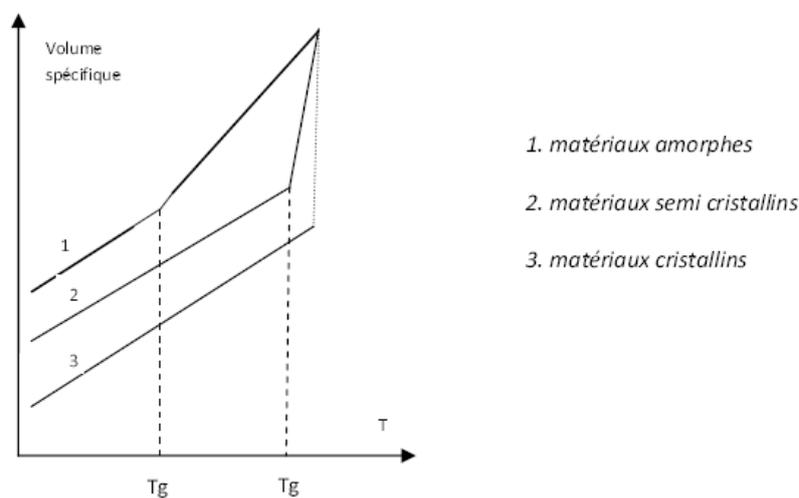


Figure I.7 : Variation du volume spécifique en fonction de la température pour des polymères amorphe, semi cristallin et cristallin.

Pour un polymère totalement amorphe on voit qu'il y a un changement de pente bien net. Par convention, la température de transition vitreuse correspond à l'intersection des deux pentes. En revanche, lorsque le polymère est totalement cristallin, on ne remarque aucune variation dans la pente de la courbe jusqu'au moment de la fusion. Il n'y a donc pas de  $T_g$  pour ce type de polymère.

**Etat vitreux :** à l'état vitreux (basse température), les mouvements moléculaires accessibles au polymère ne peuvent pas amorcer le coopératif le long du squelette de la chaîne. Les déformations accessibles sont donc faibles et le module d'Young est élevé, la déformation élastique est contrôlée par le terme enthalpique de son énergie interne, comme pour les

métaux. Pour vitreux qu'il soit, le polymère n'est pas figé. Il existe toujours des fluctuations temporelles et spatiales de conformation.

A de fortes contraintes, le processus de déformation plastique peut être activé à température dite température de transition ductile/fragile, inférieure à la température de transition vitreuse. Le comportement apparent du polymère lorsqu'il est vitreux est viscoélastique, viscoplastique, avec une ductilité macroscopique plus ou moins développée en fonction de la température et de la vitesse.

**Zone de transition :** la zone de transition, associée à la relaxation vitreuse, ou zone viscoélastique le moment où des changements de conformation globale, c'est-à-dire de mouvements coopératifs le long de squelette de la chaîne, deviennent possibles. Le module d'Young décroît donc rapidement et le comportement est très évolutif.

**Zone caoutchoutique :** sur la zone caoutchoutique la température est suffisante pour que la chaîne balaye spontanément toutes ses conformations possibles en un temps très court devant le temps représentatif de la sollicitation. Par contre, la température est trop faible pour autoriser le désenchevêtrement des chaînes à grande échelle.

Macroscopiquement, les chaînes apparaissent donc souples mais l'écoulement est interdit. Le matériau devient progressivement hyper-élastique, en fait, visco-hyper-élastique, s'il n'est pas réticulé. Les processus plastiques cèdent le pas à l'élasticité entropique aux grandes déformations. Le plateau caoutchoutique d'un semi cristallin, tel que le PP ou le PE, peut être utilisé au-dessous de sa transition vitreuse il faut le réticuler. Un polymère semi cristallin reste donc viscoplastique, avec un durcissement structurel et/ou endommagement, sur son plateau caoutchoutique.

**Zone fluide :** la zone fluide apparaît quand le désenchevêtrement devient probable. Les chaînes apparaissent statistiquement indépendantes les unes des autres. La sollicitation pourra donc très facilement les déplacer les unes par rapport aux autres. Le comportement devient majoritairement visqueux mais reste viscoplastique.

### I.4.1.2.Cristallisation

Pendant la phase de mise en forme, lors du refroidissement à partir de l'état liquide, les polymères semi-cristallins ont tendance à cristalliser. Dès que la température est inférieure à la température de fusion, les molécules adoptent une structure ordonnée de façon à optimiser la stabilité thermodynamique. Les chaînes se replient sur elles-mêmes pour former des segments réguliers qui s'empilent selon un réseau cristallin de plus forte densité que le polymère amorphe donnant les premiers germes cristallins : c'est l'étape de germination. Le développement des cristaux à partir des germes formés est régi par le transport des macromolécules de la phase fondue vers la surface de croissance des cristaux suite de la chute de viscosité : c'est l'étape de croissance. Le taux de cristallinité dans les polymères semi-cristallins dépend de nombreux paramètres tels que la masse molaire, la mise en forme du matériau ou le traitement thermique [18,19].

La proportion de la phase cristalline dans un échantillon donné est quantifiée par le taux de cristallinité qui est exprimé en masse ( $X_{cm}$ ) ou en volume ( $X_{cv}$ ). Il est donné par les relations suivantes :

$$X_{cm} = M_c / M, X_{cv} = V_c / V$$

Où  $M_c$  et  $V_c$  sont la masse et le volume de la phase cristalline et  $M$  et  $V$  la masse et le volume de l'échantillon.

### I.4.1.3.Relaxation

Les polymères semi-cristallins, dans le cadre du régime linéaire des petites déformations, se comportent comme des corps viscoélastiques, autrement dit, leur déformation combine des processus élastiques et visqueux. Leur comportement mécanique se traduit donc par une réponse dépendant du temps suivant la sollicitation. Ces propriétés viscoélastiques sont la traduction des mouvements moléculaires des chaînes au sein du matériau qui se caractérisent par le phénomène de relaxation. En effet, la phase cristalline, rigide au-dessus de la température de transition vitreuse évolue progressivement vers un comportement viscoélastique qui fait chuter rapidement son module élastique bien en dessous de la température de fusion cristalline, par suite de la libération de la mobilité moléculaire au sein du cristal.

Dans le cas du polyéthylène, la littérature fournit trois relaxations notées  $\alpha$ ,  $\beta$  et  $\gamma$  par ordre décroissant de température [20-25]. La relaxation  $\gamma$  est généralement liée à la phase amorphe dans le domaine de température (-150°C, -120°C) (transition vitreuse) [25-27]. La relaxation  $\beta$  a lieu entre la phase amorphe et la phase cristalline dans le domaine de température (-30°C, 10°C) [24, 25, 28].

Quant à la relaxation  $\alpha$ , elle se produit dans le domaine de température (30°C, 120°C). Elle est associée à la phase cristalline du polyéthylène [20-22, 29].

## **I.4.2. Propriétés mécaniques**

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

### **I.4.2.1. La viscoélasticité**

La viscoélasticité est la caractéristique principale des polymères, faisant l'hypothèse que la viscoélasticité est linéaire, c'est-à-dire que le comportement de solide élastique et du liquide visqueux linéaire coexistent simultanément, cela signifie que la relation entre contrainte et déformation reste toujours la même quelle que soit l'évolution du matériau au cours de la déformation. D'une manière schématique, on peut résumer le comportement viscoélastique en traçant la courbe de déformation en fonction du temps du solide élastique, du liquide visqueux et du corps viscoélastique lorsqu'ils sont soumis à une charge constante.

### **I.4.2.2. La limite élastique**

Certains polymères ne présentent pas de limite élastique évidente. C'est le cas des polymères fragiles pour lesquels l'échantillon rompt au cours du stade viscoélastique, ou bien des élastomères, caractérisés par leur comportement hyper-élastique. Lorsqu'une limite élastique se produit, en général pour une déformation de l'ordre de quelques pour cent, elle se manifeste :

- \* Soit sous la forme d'un maximum local de la courbe présentant l'évolution de la contrainte vraie en fonction de la déformation vraie ;
- \* Soit sous la forme d'un brusque changement de sa pente.

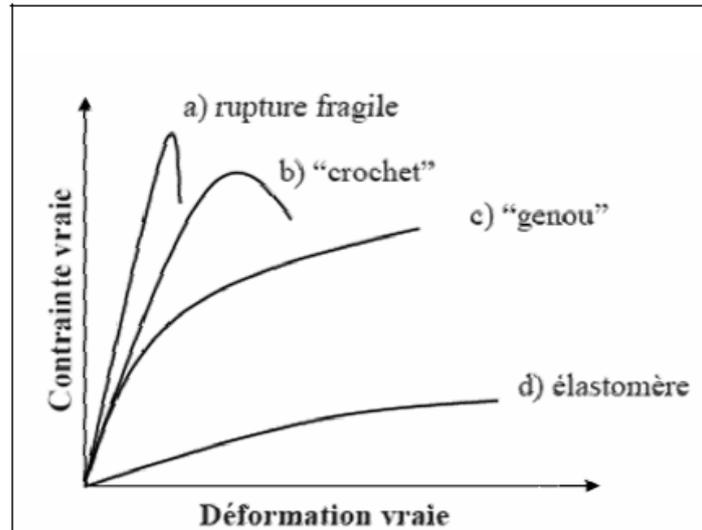


Figure I.8 : Comportements typiques des polymères [36].

Le premier cas est appelé « crochet » (caractéristique de certains polymères amorphes), le second « genou » (polymères semi-cristallins en général ainsi que quelques polymères amorphes).

L'amplitude du crochet est extrêmement sensible à l'histoire thermomécanique du matériau. En effet, il peut être entièrement supprimé par un cyclage plastique du matériau, tout en étant susceptible d'être restauré après un recuit à une température proche de la transition vitreuse  $T_g$ .

Il est en outre, très sensible à la vitesse de sollicitation pouvant ainsi disparaître dans le cas d'essais très lents [30]. Cet adoucissement au seuil d'écoulement plastique ne peut être dû à un effet d'orientation et les causes de son apparition doivent être cherchées au niveau des modifications structurales plus fines. Ce maximum de contrainte est souvent choisi, par convention, comme seuil de plasticité. Dans le cas d'un genou, on choisit la limite élastique au point où la courbe s'écarte de la droite élastique initiale d'un pourcentage spécifié. Dans les deux cas, nous noterons  $\sigma_y$  la valeur de la limite élastique. De nombreux auteurs se sont

intéressés à la limite élastique des polymères, tant en ce qui concerne ses aspects phénoménologiques (critère de plasticité) que son interprétation microstructurale.

En tout état de cause, une certaine ambiguïté subsiste au niveau de la limite élastique, la part de la déformation viscoélastique à recouvrance lente étant difficile à déterminer. La seule certitude est que, une fois dépassée le seuil que nous venons de définir, la déformation reste majoritairement irréversible à l'échelle du temps de l'essai.

#### I.4.2.3. Déformation plastique

Une des caractéristiques les plus remarquables des thermoplastiques semi-cristallins est leur faculté à subir une grande déformation plastique avant la rupture à température ambiante. Ce phénomène provient en partie du fait que leur température de transition vitreuse ( $-100^{\circ}\text{C}$  pour le PE) est située bien au-dessous de la température ambiante [31]. Contrairement aux polymères vitreux pour lesquels la déformation est localisée dans les bandes de cisaillement fines, pour les polymères semi-cristallins la déformation plastique intervient de façon macroscopique et non homogène dans des tests de traction uniaxiale. Ce phénomène de déformation plastique appelé striction ou instabilité plastique a été largement étudié [32, 33].

La Figure (I.9) montre l'allure typique de la courbe contrainte-déformation nominale en traction uniaxiale et l'évolution du profil de l'éprouvette tandis que celle-ci est étirée à vitesse d'allongement constante.

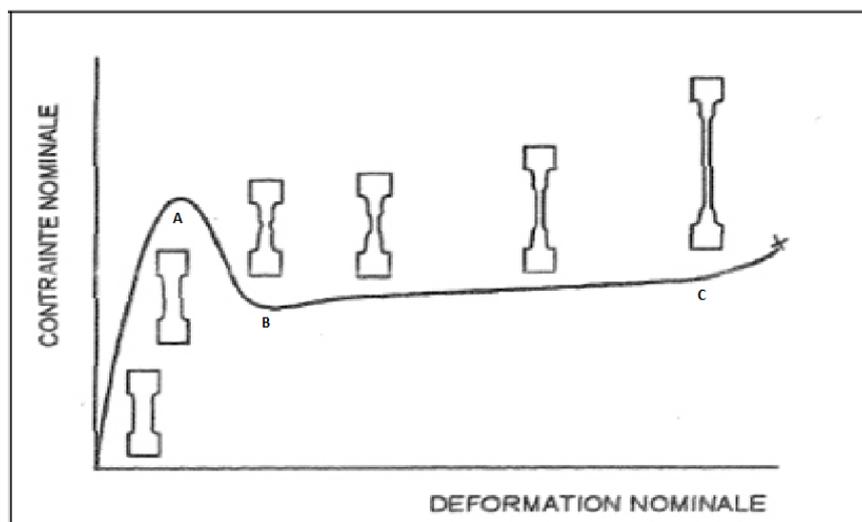


Figure I.9: Courbe contrainte-déformation nominale d'un polymère semi-cristallin (PE) en traction uniaxiale.

A partir de cette courbe, on peut décrire les différents types de déformations :

- de 0 à A il s'agit de la déformation élastique réversible du matériau due à la phase amorphe, du fait que le module de cette phase est beaucoup plus faible que celui de la phase cristalline [34]. La courbe, initialement linéaire, fait apparaître une certaine non-linéarité juste avant le point A, par suite des effets viscoélastiques, [35]

- au point A débute la striction qui correspond à une déformation hétérogène du matériau qui s'amorce sur un défaut au niveau de l'éprouvette (des défauts structuraux tels que des dislocations, des structures en bloc, les frontières inter-cristallines dans le cristal, des structures globulaires ou fibrillaires ou des couches amorphes dans les polymères peuvent tous conduire à une distribution non uniforme de la contrainte [36, 37]) ; le point 1 est appelé seuil de plasticité,

- de A à B la striction se forme jusqu'à stabilisation,

- de B à C la striction se propage le long de l'échantillon jusqu'au taux naturel de déformation,

- au-delà de C, la déformation redevient homogène grâce à un durcissement structural lié à l'orientation des chaînes macromoléculaires dans le sens de l'étirage et l'augmentation de la fraction fibrillaire du matériau. [35]

## **I.5. Mécanismes multi-échelles de déformation des semi-cristallins**

Les mécanismes de déformation des polymères semi-cristallins sont étroitement liés à la présence des deux phases : amorphe et cristallines. Lors d'une déformation mécanique, ces deux phases sont affectées en raison de l'interpénétration des deux réseaux. De nombreux paramètres peuvent influencer le comportement mécanique de ces matériaux tels que le taux de cristallinité ou la taille et la distribution des cristallites un des plus influant reste néanmoins la dépendance temps-température inhérente à la phase amorphe pouvant modifier le comportement mécanique du matériau de vitreux à caoutchoutique.

### **I.5.1. Déformation de la phase cristalline**

Un cristal polymère peut comme tout cristal se déformer par des mécanismes cristallographiques tels que le glissement, le maclage ou la transformation martensitique. Cependant, la morphologie particulière des cristaux lamellaires à chaînes repliées induit un

phénomène original de telle sorte que la destruction de ces cristaux aux fortes déformations conduit à leurs transformations en une morphologie microfibrillaire.

Deux types de liaisons constituant les lamelles cristallines limitent les possibilités de glissement :

- les liaisons covalentes le long des chaînes
- les liaisons de Van Der Waals entre les chaînes voisines

En effet, l'énergie de cohésion des liaisons covalentes est si élevée que la formation de décrochement coopératif sur les chaînes est impossible sous l'action d'une contrainte. Ainsi dans un cristal polymère, contrairement aux métaux, seuls les systèmes de glissements dont le plan contenant l'axe des chaînes macromoléculaires sont actifs. Les scissions critiques résolues des systèmes de glissement dans les cristaux de polymères dépendent des liaisons de Van Der Waals entre les chaînes macromoléculaires [38].

Dans les cristaux polymères, les études précédentes ont montré que deux types de glissement peuvent se produire :

- Un glissement dans la direction des chaînes des lamelles cristallines (chain slip).
- Un glissement perpendiculaire aux chaînes des lamelles cristallines (transvers slip).

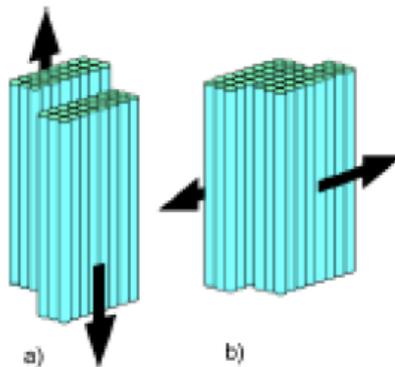


Figure I.10 : Glissement a) parallèle ou b) perpendiculaire aux chaînes des lamelles cristallines.

### I.5.2. Déformation de la phase amorphe

La phase amorphe se caractérise par une partie libre et liée. Son rôle mécanique est la transmission des contraintes d'une cristallite à une autre par l'intermédiaire de molécules liantes. Ces chaînes liantes, toutes comme les points de réticulation physique, confèrent à l'état amorphe une certaine résistance.

Deux mécanismes de déformation de la phase amorphe impliquant les molécules de lien et les empilements de lamelles peuvent être rencontrés : le cisaillement interlamellaire est la séparation interlamellaire (figure I.11) [39]

a) ***cisaillement interlamellaire*** : ce mécanisme implique une déformation par cisaillement simple de la phase amorphe entre les lamelles cristallines, parallèlement à ces lamelles.

b) ***séparation interlamellaire*** : ce mode correspond à l'augmentation de la distance entre les lamelles due à une contrainte de traction normale à la surface de ces dernières. Cette déformation a pour conséquence une diminution de la densité de la phase amorphe et une création de microcavités [40-44].

Lorsque ces lamelles sont torsadées, ces deux modes de déformations de la phase amorphe se produisent dans les mêmes lamelles. En effet, pour le même sens de contrainte, dans la zone A, la phase amorphe subit un cisaillement interlamellaire, alors qu'en zone B, elle est étirée (Figure I.12).

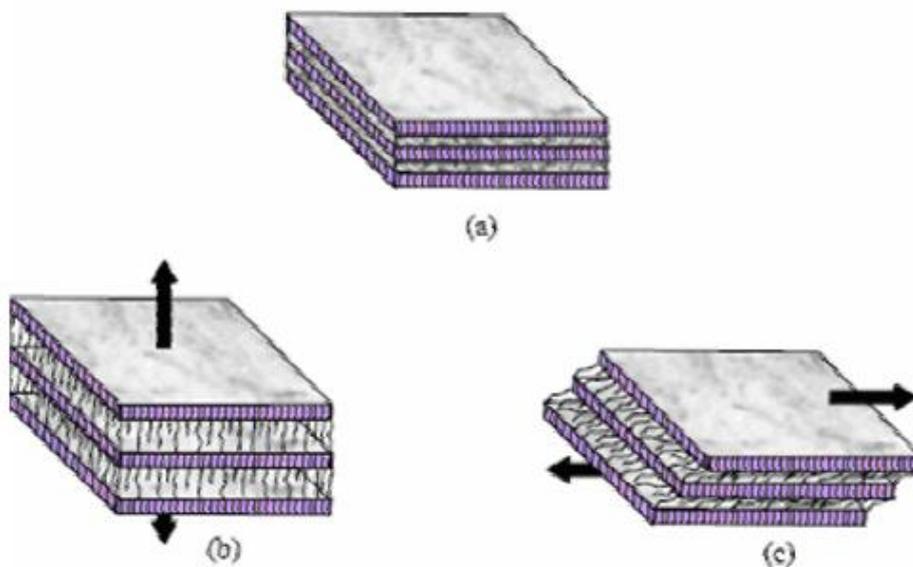


Figure I.11 : Mécanismes de déformation interlamellaire, a) état non déformé, b) séparation interlamellaire et c) glissement interlamellaire.

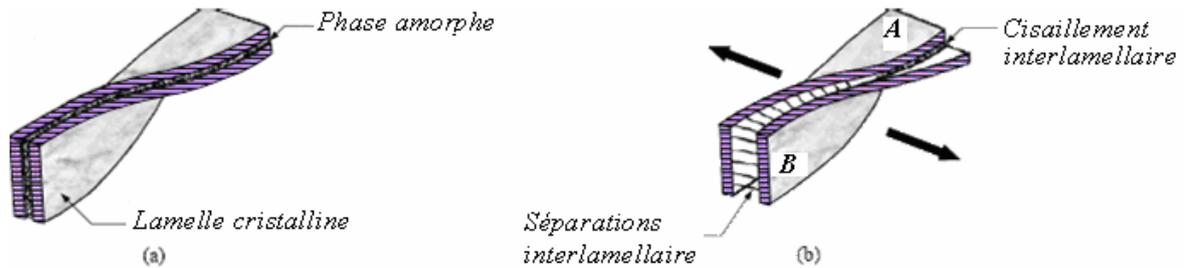


Figure I.12 : Lamelles cristallines torsadées : a) état non déformé  
b) glissement interlamellaire en A et séparation interlamellaire en B.

### I.5.3. Déformation des sphérolites

L'organisation spatiale des lamelles cristallines dans un sphérolite implique des mécanismes de déformation complexes lorsque ce dernier est soumis à une sollicitation donnée. La figure (I.13) illustre le cas d'une traction sur un sphérolite où on distingue trois zones réparties suivant l'orientation des lamelles cristallines par rapport à l'axe de sollicitation : les zones équatoriales, les zones diagonales et les zones polaires [45 ,46].

C'est dans les zones équatoriales que la déformation commence dans un sphérolite. Dans cette zone les lamelles sont perpendiculaires à la direction de la traction, et le mécanisme de déformation le plus actif est la séparation interlamellaire qui peut donner lieu à la formation de microcavités sous certaines conditions [44, 45,47]. Ce processus est suivi par un mécanisme de fragmentation par flexion des lamelles [48, 49].

Dans les zones diagonales, les lamelles sont soumises à la fois à un cisaillement interlamellaire résultant de la composante tangentielle de la contrainte sur les lamelles et à une séparation interlamellaire due à une composante normale de la contrainte (figure I.13b, figure I.13c). Le cisaillement interlamellaire induit dans les cristaux un glissement parallèle à la direction des chaînes qui tourne vers l'axe d'étirage entraînant la fragmentation des cristaux.

Dans les zones polaires, du faite de l'orientation des lamelles parallèles à l'axe de sollicitation, la séparation interlamellaire et le cisaillement interlamellaire sont prohibés. Ces zones présentent alors une plus grande résistance à la déformation. Les lamelles cristallines sont sollicitées en compression latérale qui est due à la déformation des zones diagonales (figure I.13d). Cette déformation provoque une fragmentation des lamelles cristallines et s'accompagne de phénomène de cavitation.

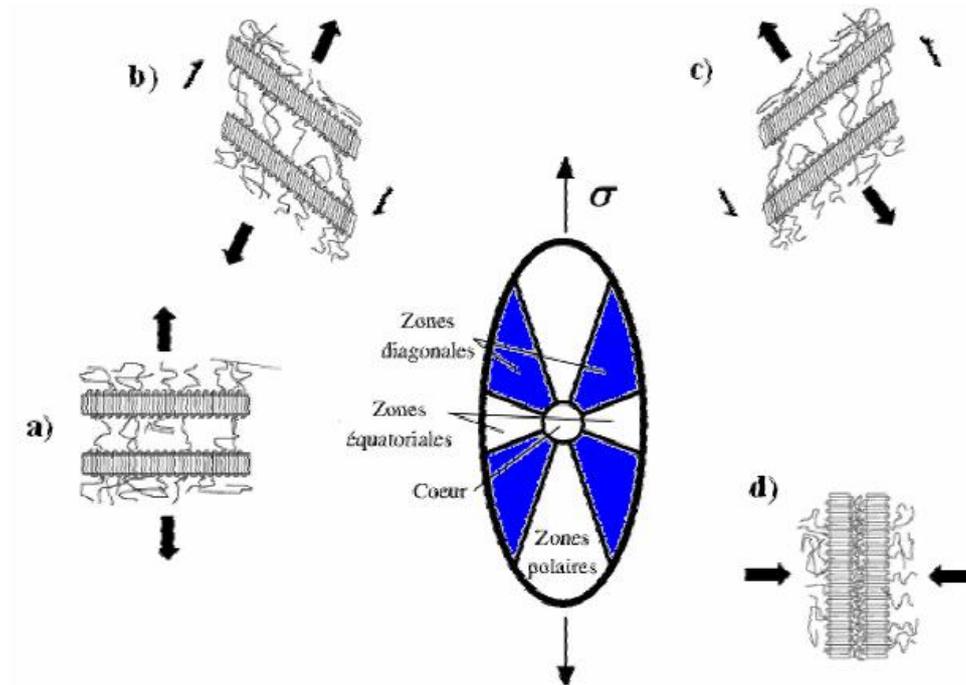


Figure I.13 : Déformation des régions a) équatoriales, b) et c) diagonales et d) polaires des sphérolites [45,50].

#### I.5.4. Transformation fibrillaire

Comme décrit précédemment, lorsqu'un matériau semi-cristallin est soumis à une traction, les lamelles cristallines et les zones amorphes sont soumises à des déformations en traction, en cisaillement, en flexion ou en compression selon leur orientation au sein du sphérolite.

Au cours de la déformation, le mécanisme de séparation interlamellaire provoque une extension importante des molécules de liaison dans la phase amorphe conduisant à une fragmentation des cristaux en blocs plus petits par cisaillement hétérogène (figure I.14). L'alignement des chaînes appartenant aux petits blocs cristallins dans l'axe de sollicitation, conduit à la formation de la morphologie fibrillaire : c'est le modèle de déformation proposé par Peterlin, qui décrit les mécanismes de déformation d'une éprouvette de polymère en traction par le développement et la propagation de la striction [51].

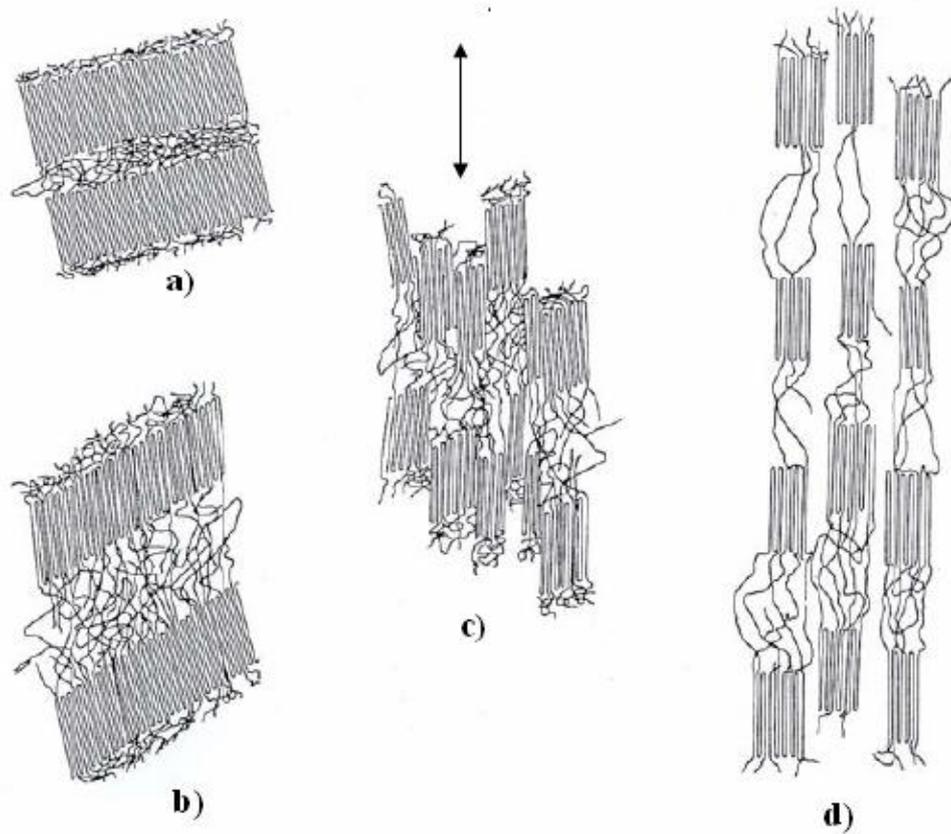


Figure I.14 : Mécanismes de fragmentation des lamelles cristallines : modèle de Peterlin [51]  
 a) état non déformé, b) extension des molécules de liaison et basculement des chaînes à l'intérieur des lamelles, c) fragmentation des lamelles en petits blocs et d) alignement des blocs selon la direction de l'étirage.

Un autre modèle de déformation postule que le mécanisme de cisaillement est procédé par la séparation et le glissement inter-lamellaire donnant lieu à la formation de microvides entre les lamelles [52, 53, 54]. Lorsque les chaînes amorphes sont totalement étirées, le cisaillement intervient dans les cristallites, privilégiant les systèmes de glissement parallèles aux chaînes, et en même temps la croissance des microcavités. On obtient ainsi une orientation des chaînes cristallines vers la direction de traction. La déformation conduit, par les mécanismes de séparation inter-lamellaire et du glissement inter-cristallin, à une fragmentation des lamelles cristallines donnant une structure microfibrillaire contenant des cavités orientées parallèlement à l'axe de sollicitation (figure I.15).

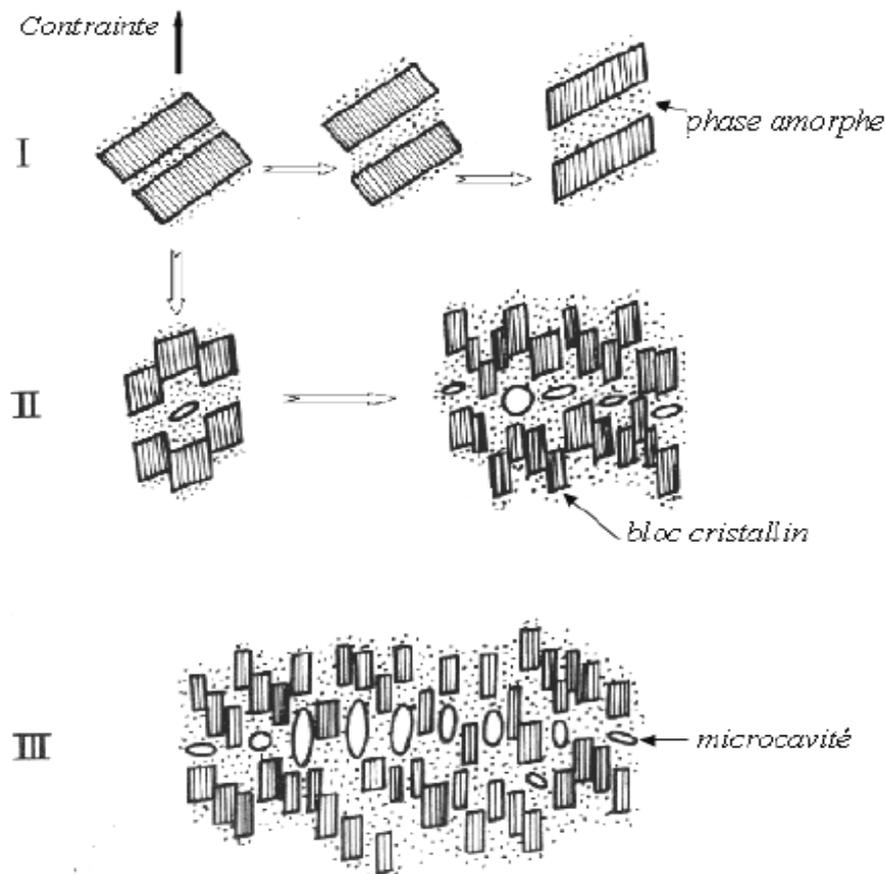


Figure I.15 : Mécanismes de fragmentation des lamelles cristallines : modèle de Friedrich [54], I) séparation et glissement inter-lamellaire, II) création des microcavités et fragmentation des lamelles en petits blocs et III) alignement des blocs selon la direction de l'étirage.

## I.6. Généralités sur le PEHD

### I.6.1. Introduction

Les polyoléfines représentent, en volume, environ les deux tiers de la production mondiale de polymères thermoplastiques. Cette famille est composée des différents types de propylènes et polyéthylènes. Parmi ces derniers, on retrouve le polyéthylène à haute densité (PEHD) qui est un matériau largement répandu en France et dans le monde.

Depuis sa découverte dans les années 1960, le polyéthylène à haute densité a su s'imposer dans de nombreuses applications du fait de ses propriétés intrinsèques sans cesse améliorées par le développement de nouveaux procédés de fabrication.

### I.6.1. Définition du PE

Le polyéthylène (PE) est fabriqué par polymérisation de l'éthylène. Il est constitué de carbone et de l'eau. Bien que leur unité de base soit la même, on distingue aujourd'hui plusieurs types de polyéthylènes dont les plus courants sont les suivants :

- Polyéthylène chloré (PE-C) ;
- Polyéthylène haute densité (PE-HD) ;
- Polyéthylène basse densité (PE-BD) ;
- Polyéthylène basse densité linéaire (PE-LLD) ;
- Polyéthylène moyenne densité (PE-MD) ;
- Polyéthylène de masse moléculaire très élevée (PE-UHMW) ;
- Polyéthylène de très basse densité (PE-VLD).

Les noms et abréviations de ces types de polymères sont normalisés (NF EN ISO 1043-1). Cependant, il n'en est pas de même pour leurs propriétés.

### I.6.2. Paramètres structuraux

#### I.6.2.1. Structure chimique et cristallinité

La polymérisation de l'éthylène seul, selon un procédé à basse pression, conduit au polyéthylène homopolymère (figure I.16).

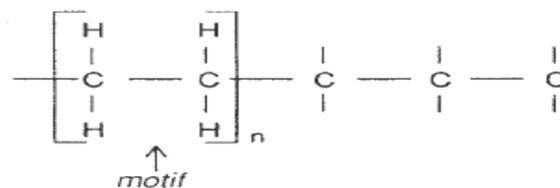


Figure I.16: Représentation d'un polyéthylène homopolymère.

La polymérisation de l'éthylène en présence d'une oléfine comonomère (propylène, butène-1, hexène-1, octène-1) produit un polyéthylène copolymère (figure I.17).

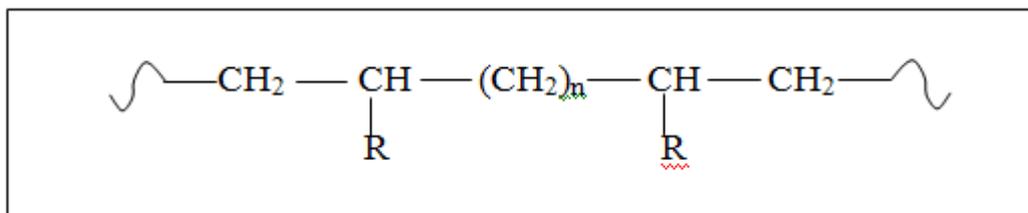


Figure I. 17 : Représentation d'un polyéthylène copolymère.

Les branchements – R étant –  $(\text{CH}_2)_n - \text{CH}_3$  avec  $n = 0, 1, 3, 5$  selon que le comonomère utilisé est du propylène, du butène, de l'hexène ou de l'octène.

Le nombre de branchements R appelés aussi branchements courts dans le copolymère est proportionnel à la teneur en comonomère incorporé.

Le PEHD (ou PE100) est un polymère semi-cristallin composé de lamelles cristallines et d'une phase amorphe et se présente sous forme d'un agrégat sphérolitique. La haute densité du PEHD est obtenue sous pression (jusqu'à 200 bars) par différents procédés : l'injection, le soufflage, l'extrusion... Il est d'autant plus cristallin que :

✓ Le nombre de branchements courts est plus faible ; le taux de comonomère incorporé est un paramètre important pour faire varier la densité. Lors de la cristallisation du polymère fondu, les chaînes se replient dans des plans pour former des cristallites. Entre ces cristallites, le polymère bien moins ordonné constitue la phase amorphe. Les cristallites s'organisent dans une superstructure : les sphérolites ;

✓ La masse molaire est plus basse ; par exemple, un MPE-HD à distribution monomodale de masse molaire moyenne en poids de  $110\,000 \text{ g mol}^{-1}$  présente une masse volumique de  $961 \text{ kg.m}^{-3}$  alors qu'un PE-HD à distribution monomodale de masse molaire moyenne en poids de  $170\,000 \text{ g mol}^{-1}$  présente une masse volumique de  $957 \text{ kg.m}^{-3}$  ;

✓ La vitesse de refroidissement est plus lente ; selon les grades, la différence de densité observée sur un même échantillon après une trempe (refroidissement rapide) et un refroidissement lent peut varier de quelques jusqu'à une vingtaine de points [55].

L'influence de la cristallinité sur les propriétés du PE-HD est résumée dans la première colonne du tableau (I.1).

<b>Tableau 1 – Evolution des principales caractéristiques de PE-HD monomodaux en fonction des paramètres structuraux</b>				
<b>Caractéristiques</b>		<b>Effet de l'augmentation de :</b>		
		<b>La cristallinité</b>	<b>La masse molaire</b>	<b>L'indice de polymolécularité</b>
Physiques	Masse volumique	↑	↓	=
	Fluidité à l'état fondu	=	↓	↓
	Retrait de moulage	↑	↑	↑ un peu
Mécaniques	Rigidité	↑	↑ un peu	↓ un peu
	Dureté	↑	↑ un peu	=
	Résistance à l'abrasion	↓	↑	=
	Résistance en traction à la limite élastique	↑	↑	=
	Allongement à la rupture en traction	↓	=	=
	Résistance au choc	complexe	↑	=
	Résistance au fluage	=	↑	=
Thermiques	Température de fusion	↑	=	↑
	Température de ramollissement	↑	=	↑
Chimiques	Résistance aux produits chimiques	↑	↑	=
	Perméabilité aux gaz	↓	↓ un peu	=
	Résistance à la fissuration sous contrainte	↓	↑	Complexe
Facilité de mise en œuvre		=	↓	↑
↑ augmentation ; ↓ diminution ; = pas de variation				

Tableau I.1 : Evolution des principales caractéristiques de PE-HD monomodaux en fonction des paramètres structuraux [55].

## I. 7. Conclusion

Nous avons décrit dans ce chapitre la structure et la morphologie des polymères semi-cristallins à différentes échelles. En effet, ces matériaux sont composés de deux phases essentielles cristalline et amorphe se présentant sous forme d'un agrégat sphérolitique. Les propriétés générales de ces polymères sont aussi traitées y compris leur comportement thermique et leurs propriétés mécaniques. Les mécanismes de déformation des lamelles cristallines, de la phase amorphe et des sphérolites ont été décrits. Nous avons introduit, par la suite, la déformation plastique de ces polymères y compris le polyéthylène ; la formation de la morphologie fibrillaire due à l'alignement des chaînes appartenant aux petits blocs cristallins dans l'axe de sollicitation et la formation des microvides entre les lamelles ont été ainsi décrites. A la fin, nous nous sommes intéressés au polyéthylène à haute densité (PEHD) dont nous avons présenté des généralités.

## II 1.Introduction :

Un essai de traction est une expérience de physique qui permet de mesurer la limite élastique d'un matériau quelconque.

Certains objets fabriqués par l'homme doivent avoir un minimum de solidité pour pouvoir supporter les charges, le poids et bien d'autres efforts. L'essai de traction permet de caractériser les matériaux, indépendamment de la forme de l'objet sollicité.

Cet essai ou expérience consiste à placer une petite éprouvette du matériau PEHD de grade PE100 (dans notre cas), entre les mâchoires d'une machine de traction qui tire sur l'éprouvette jusqu'à sa rupture. On enregistre l'allongement et la force appliquée pour ensuite déterminer la déformation et la contrainte.

Les extrémités de l'éprouvette sont élargies et sont dotées de congés afin d'être sûr que la déformation plastique et la rupture auront lieu dans la partie centrale de l'éprouvette. Les dimensions de l'éprouvette sont normalisées sous la norme **NA7700-1**, ce qui n'interdit pas d'utiliser d'autres formes d'éprouvettes.

Une fois l'éprouvette est mise en place, on applique une légère pré-charge afin d'être sûr qu'il n'y a pas de jeu. On effectue un déplacement de la travée qui a pour effet d'étirer l'éprouvette puis on mesure l'effort généré par ce déplacement.

À partir du déplacement de la travée, on calcule la déformation  $\epsilon$  et à partir de la force, on calcule la contrainte  $\sigma$  pour obtenir la loi de comportement. Dans certains cas, on peut travailler à vitesse de déformation constante plutôt que vitesse de déplacement constante ; il faut pour cela que la machine de traction soit pilotée par un système informatique.

L'essai s'arrête à la rupture de l'éprouvette.

## II 2. Le matériau d'étude :

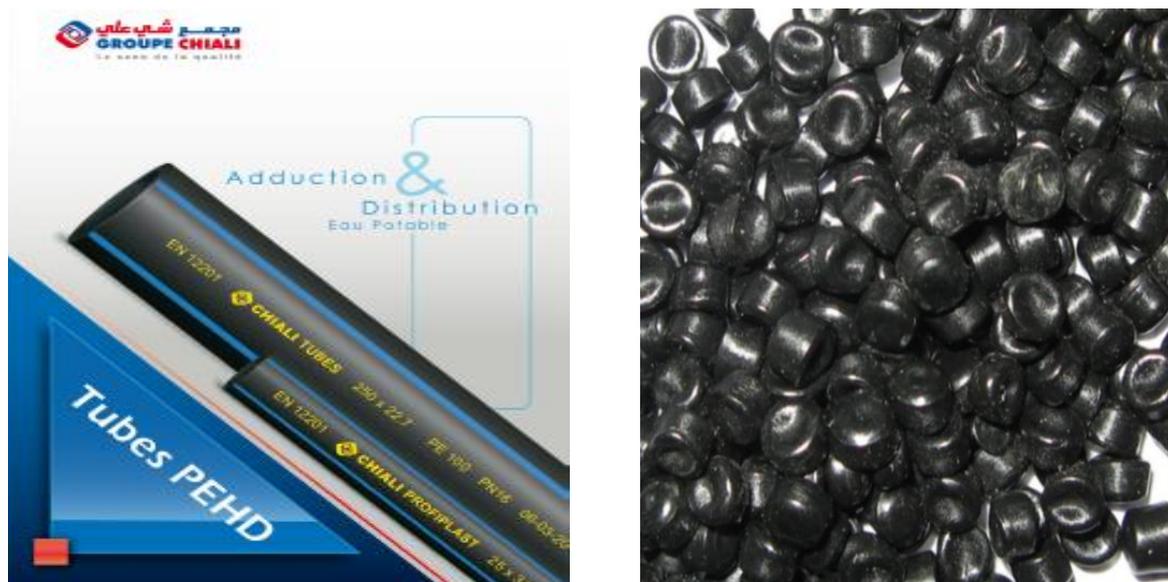
Le matériau d'étude est le polyéthylène à haute densité PEHD de grade PE100 qui a été fabriqué dans un premier temps sous forme de granulés, importé par l'entreprise CHIALI située à SIDI BELABES (Algérie). Ensuite, il a été extrudé dans le but de fabriquer des tubes de différents diamètres (figure II.1). Les conditions d'extrusion sont déterminées afin de garantir un refroidissement le plus homogène possible dans les tubes.

Il s'agit d'un thermoplastique semi-cristallin, comportant une phase amorphe et une phase cristalline et se présentant sous forme d'un agrégat sphérolitique. La température de fusion, notée  $T_f$ , correspond à la fusion des cristallites. Elle correspond à la température de mise en œuvre de ce polymère.

Les procédés basse pression permettent d'obtenir des chaînes macromoléculaires linéaires plus facilement cristallisables. Le polyéthylène plus cristallin que le PEBD, donc plus dense, est appelé Polyéthylène Haute Densité (PEHD).

Le polyéthylène est produit par polymérisation des molécules d'éthylène. La matière de base servant à la fabrication des produits en polyéthylène est un granulé que l'on obtient à partir de dérivés de naphte mis sous haute pression et haute température afin d'extraire l'éthylène.

Le polyéthylène fait partie de la famille des plastiques, d'origine pétrochimique et plus précisément de la famille des polyoléfines. On appelle polyoléfine, les matériaux résultant de la polymérisation d'oléfines, c'est-à-dire de monomères hydrocarbonés insaturés.



**Figure II.1** : Tubes PEHD de différents diamètres pour l'adduction de l'eau potable ainsi que la matière première (granulés) [56].

### II 3. Caractéristiques mécanique du PEHD :

Propriétés	Unités	PEHD
Masse volumique	$\text{g.cm}^{-3}$	0.945 à 0.970
Cristallinité	%	60 à 80
Température de fusion	$^{\circ}\text{C}$	118 à 146
Température de transition vitreuse	$^{\circ}\text{C}$	-120
Contrainte à la rupture	MPa	26 à 40
Allongement à rupture	%	20 à 1000
Limite élastique	MPa	13 à 27

**Tableau II.1** : Principales propriétés du PEHD.

### II 4. Réalisation des éprouvettes en traction :

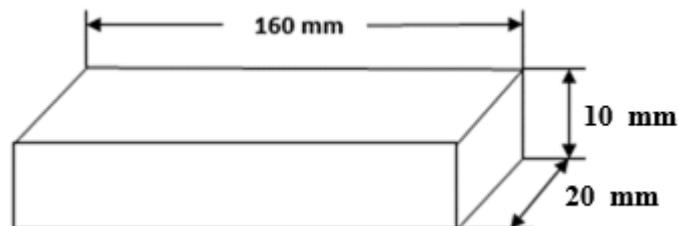
Le choix de l'éprouvette dépend de l'épaisseur de la paroi du tube dans lequel est prélevée. dans le cas de tube d'épaisseur inférieure ou égale à 16 mm, ce qui est notre cas, les éprouvettes doivent être obtenues soit par découpage à l'emporte-pièce, soit par usinage.

Les éprouvettes utilisées sont de forme et de dimensions indiquées sur la (figure II .8) et dans notre cas les éprouvettes sont obtenues par usinage.

Les éprouvettes ont été usinées au niveau du HALL de Technologie (Oued-Aissi) suivant les étapes énumérées ci-dessous :

### Etape 1 :

Prélèvement de la matière sous forme des parallélépipèdes dans le sens axiale du tube PEHD100 destiné à l'adduction d'eau potable de diamètre extérieur de 250 mm et d'épaisseur de 16 mm Le découpage des parallélépipèdes du tube se fait à l'aide d'une tronçonneuse électrique.



**Figure II .2 :** Découpage des parallélépipèdes



**Figure II.3 :** Tube PEHD

### Etape 2 :

#### a) Usinage des éprouvettes :

Après le découpage de tous les parallélépipèdes on les mène directement à l'atelier de fraisage afin d'élaborer les éprouvettes par une fraiseuse verticale

La fraiseuse est une machine-outil utilisée pour usiner tous types de pièces mécaniques, à l'unité ou en série par enlèvement de matière à partir de blocs ou parfois d'ébauches estampées ou moulées, à l'aide d'un outil coupant nommé fraise. En dehors de cet outil qui lui a donné son nom, une fraiseuse peut également être équipée de foret, de taraud ou d'alésoir.

La fraise munie de dents est mise en rotation et taille la matière grâce à sa rotation et au mouvement relatif de la fraise par rapport à la pièce, la forme de la fraise est variable ; elle peut être cylindrique, torique, conique, hémisphérique ou quelquefois de forme encore plus complexe. la fraise et la pièce sont montées sur des glissières et peuvent se déplacer relativement suivant des coordonnées x y ou z (on parle alors de fraiseuse trois axes). Par convention, l'axe z est l'axe de rotation de la broche, les axes x et y sont contenus dans un plan perpendiculaire à z. les axes de rotation a b et c ont respectivement axes sur x, y ou z. il existe des fraiseuses à quatre axes ou cinq axes. les caractéristiques physiques de la fraise, sa vitesse de rotation, son avance, dépendent de la matière à usiner, de la profondeur de travail et de la coupe. on utilise principalement le carbure de tungstène recouvert de revêtements résistant à l'abrasion du copeau.

Dans notre cas nous avons utilisé une fraiseuse verticale ALMO FV1.5 sous une vitesse de coupe de ( $V_c$ ) **350 tr/min** et une vitesse d'avance de ( $V_a$ ) **25 mm/min** (Figure II.4).



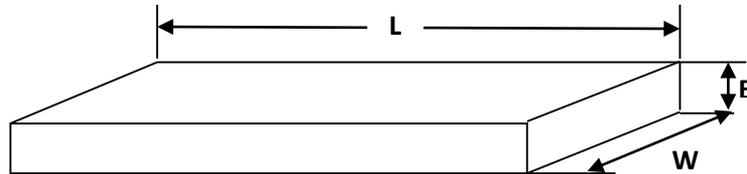
**Figure II.4** : Fraiseuse Verticale

#### **b) Surfaçage et fraisage en bout :**

On fixe sur la fraiseuse verticale une fraise à deux tailles de diamètre  $\varnothing 50$  mm et une fois la pièce est fixée sur la table mobile de la fraiseuse ,et après avoir respecté les paramètres et les conditions de coupe appropriés à l'usinage des matières plastiques ,on commence l'opération de surfaçage afin d'obtenir une éprouvette aux dimensions répondant à la norme **NA7500-1** qui stipule que pour avoir un état de contrainte plane et on refait le

même travail jusqu'à l'élaboration du nombre nécessaire de plaques aux dimensions voulues (figure II.5 et II.6)

$L = 100 \text{ mm}$ -  $B = 06 \text{ mm}$ -  $W = 15 \text{ mm}$



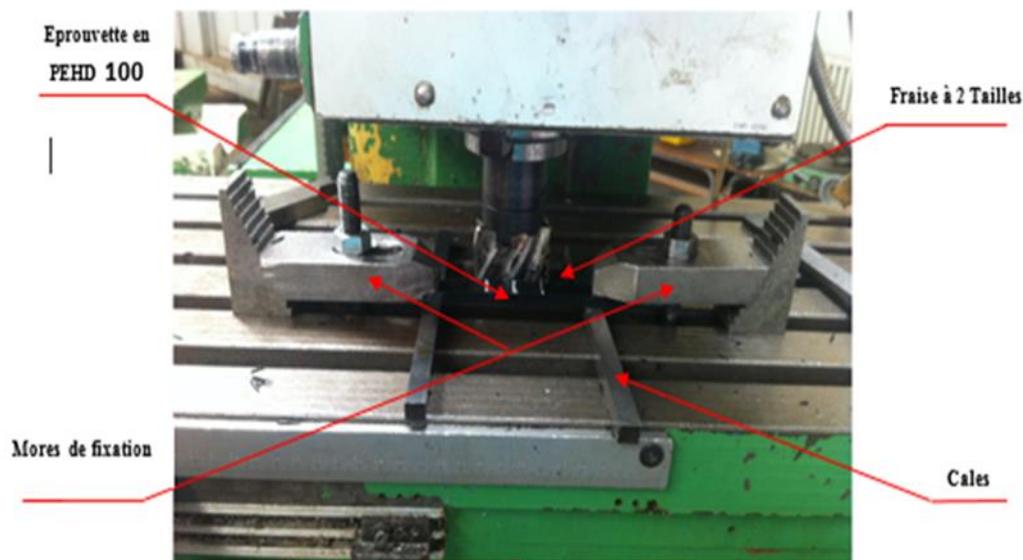
**Figure II.5** : Dimensions de l'éprouvette sans entaille



**Figure II.6** : Surfaçage d'éprouvette de pehd100

### c) Réalisation d'entailles circulaires :

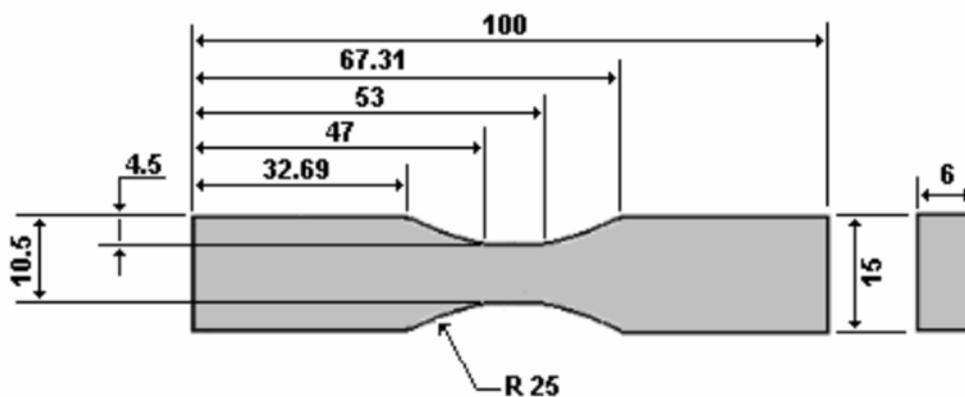
La réalisation des différents rayons de courbure s'est effectué à l'aide d'un montage intermédiaire constitué de deux mors mobile et deux supports en acier qui se fixent sur la table de la fraiseuse, pour que faciliter l'usinage des rayons de courbure les côtes du profil de l'éprouvettes (voir Figure II.7).



**Figure II.7 :** Réalisation des rayons de courbure

Il faut souligner que dans la littérature il est recommandé d'utiliser de l'air comprimé en guise de lubrifiant, dans le but de refroidir le contact pièce-outil ainsi donc diminuer la concentration de contraintes en surface, et vue la disponibilité de ce type de lubrification, un lubrifiant à base d'huile hydrocarbure est utilisé.

Une fois que les étapes nommées sont terminées, on obtient des éprouvettes normalisées suivant la norme **NA7500-1** aux géométries similaires à la (figure II.8).



**Figure II.8 :** Géométrie de l'éprouvette lanière

La géométrie de l'éprouvette lanière est présentée dans la (figure II- 8) la partie centrale constitue un cube de 6 mm d'épaisseur dans lequel apparaîtra et se développera à la striction. Cette zone recouvre toute la région de déformation localisée. Des grands rayons de courbures sont choisis de façons à éviter au maximum la concentration de contrainte.

## II 5. Essai de traction :

### II 5.1. Machine d'essai de traction :

Pour l'exécution des essais de traction nous avons utilisé la machine de traction IBERTEST mode UIB.100/W qui se trouve au niveau du laboratoire de RDM de génie mécanique, faculté de Génie de la Construction de l'UMMTO (Figure II.9).

C'est une machine universelle qui permet d'exécuter des essais de traction, compression, flexion ...etc. Sa capacité de chargement est de **100 KN**.

L'installation est composée de deux parties :

1. Bâti d'essais
2. Système de contrôle et d'acquisition des données



**Figure II.9** : Machine d'essai de traction

## II 5.2. Exécution des essais de traction :

Après la mise en marche de la machine de traction qui est reliée à un ordinateur et à l'aide d'un logiciel **WINTEST** on saisit les informations nécessaires à l'essai telles que :

1. Vitesse de chargement : **05 mm/mm** pour tous les essais.
2. Les dimensions de l'éprouvette.
3. La température ambiante : **25°C**.

On place l'éprouvette entre les mors de la machine en prenant soin d'aligner l'axe longitudinal de l'éprouvette avec l'axe de la machine d'essai. Une fois l'éprouvette est placée, on impose un déplacement de la traverse supérieure à la vitesse de 5mm/min. Ce déplacement est contrôlé par un système hydraulique. A la fin de l'essai, après la rupture de l'éprouvette, le logiciel WINTEST nous fournit directement le diagramme représentant l'évolution de la force en fonction du déplacement (Force [KN] - Course [mm]) par un système informatique.

## II 6. Résultats obtenus après les essais de traction pour le PEHD 100 :

➤ Courbe de traction charge – déplacement :

Les résultats des essais sont représentés sous forme de courbes charge-déplacement enregistrées par le logiciel de la machine de traction comme montré sur la figure II.10, ces courbes présentent la même forme de comportement d'un matériau ductile. C'est le cas d'un grand nombre de matières thermoplastiques tel que les polyéthylènes, présente ce type de comportement au voisinage de la température ambiante.

Elles présentent deux points particuliers :

**i.** Le Seuil d'écoulement haut ( $S_h$ ) : correspond à la charge maximale ( $F_{max}$ ). Il désigne l'apparition du phénomène de striction, une réduction de la section pouvant aller jusqu'à 1/3 pour les matériaux semi-cristallins.

**ii.** Le Seuil d'écoulement bas ( $S_b$ ) : est à charge quasiment constante et la striction se propage sur toute la longueur de l'éprouvette, avant d'atteindre la rupture pour des allongements pouvant atteindre 1000 %, et dans notre cas, nous avons atteint 370 % d'allongement avant rupture (Figure II.10).

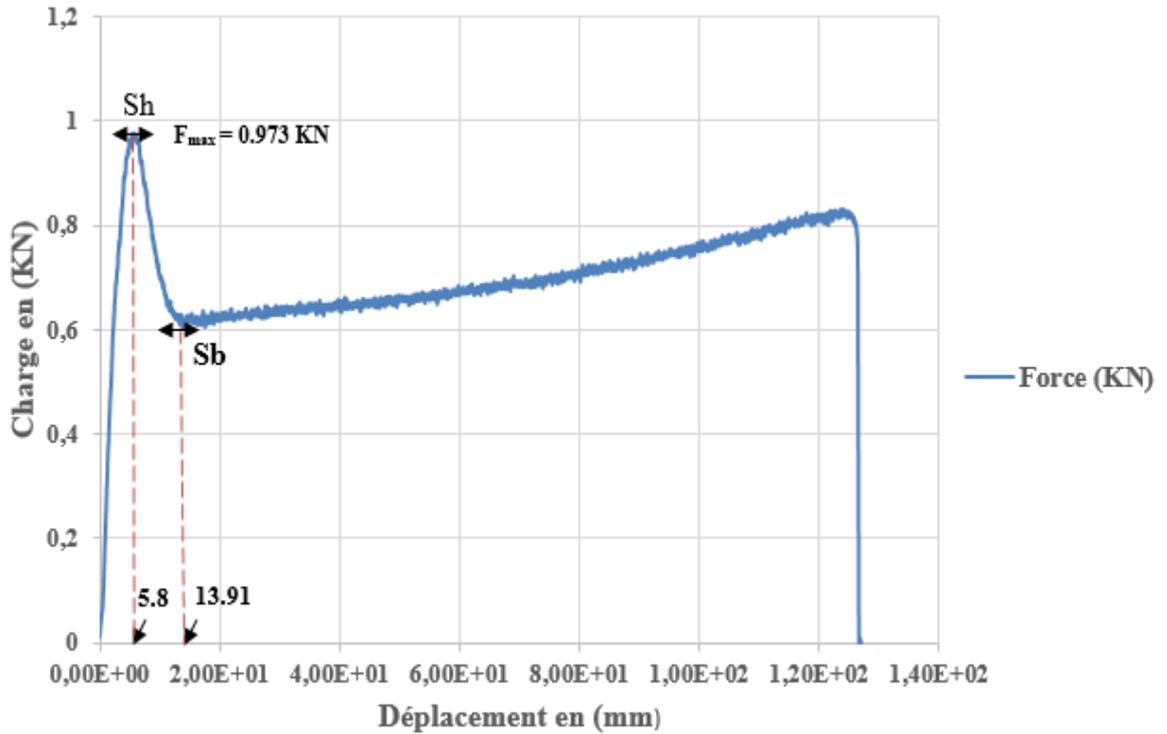


Figure II.10 : Courbe de traction (Charge-Déplacement)

➤ Courbe contrainte – déformation :

Pour connaître le comportement mécanique d'un matériau donné pour une éprouvette ductile de longueur initiale  $l_0$  et de section  $S_0$ , la courbe contrainte déformation pour une expérience de traction uniaxiale est donnée sous la forme indiquée sur la (Figure II-11) :

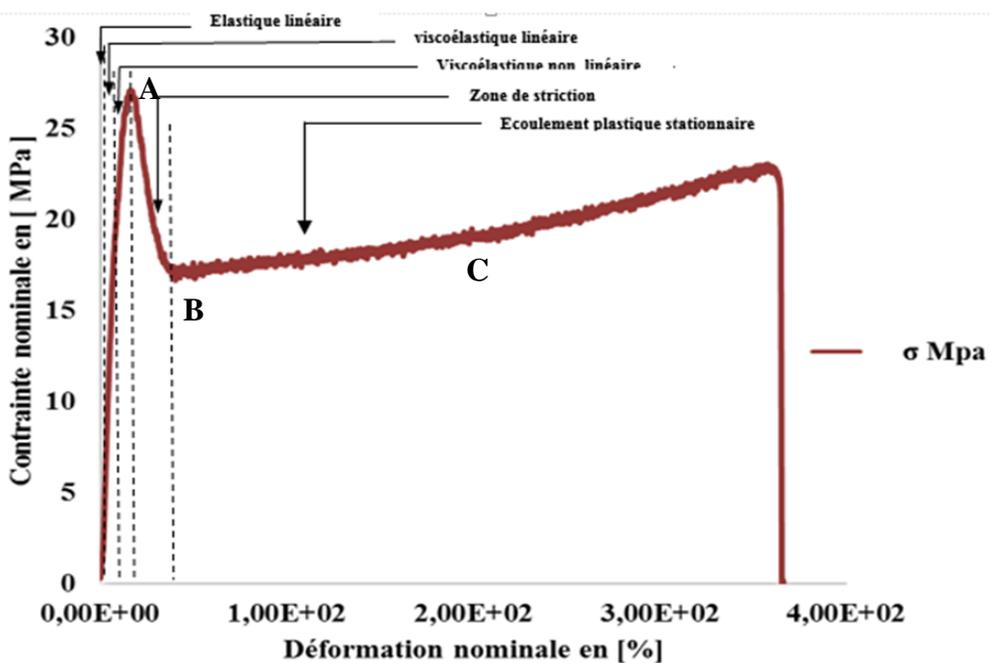


Figure II.11 : Différentes zones de traction uniaxiale d'un PEHD 100

A partir de cette courbe, on peut décrire les différents types de déformations :

➤ De **O** à **A** , il s'agit de la déformation élastique réversible du matériau due à la phase amorphe, du fait que le module de cette phase est beaucoup plus faible que celui de phase cristalline ,la courbe initialement linéaire, fait apparaître une certaine non linéarité juste avant le point **A**, par suite des effets viscoélastiques

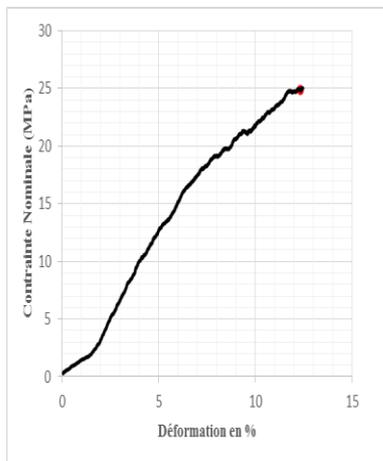
➤ De **A** à **B**, débute la striction qui correspond à une déformation hétérogène du matériau qui s'amorce sur un défaut au niveau de l'éprouvette. La striction se forme jusqu'à stabilisation.

➤ De **B** à **C**, la striction se propage le long de l'échantillon jusqu'au taux naturel de déformation.

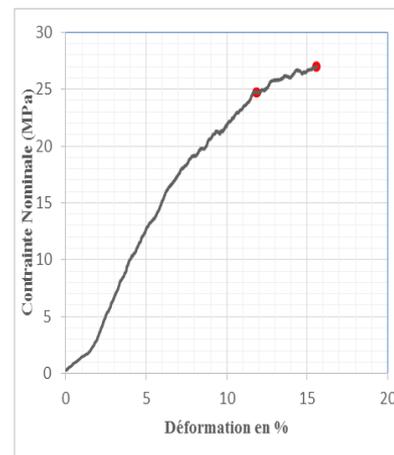
➤ Au-delà de **C**, la déformation redevient homogène grâce à un durcissement structural lié à l'orientation des chaînes macromoléculaires dans le sens de l'étirage et l'augmentation de la fraction fibrillaire du matériau.

Ces différentes étapes peuvent être représentées comme suit (voir figure II.11) :

La figure (II.12) montre les différentes zones de la courbe représentée ci-dessus bien détaillées.

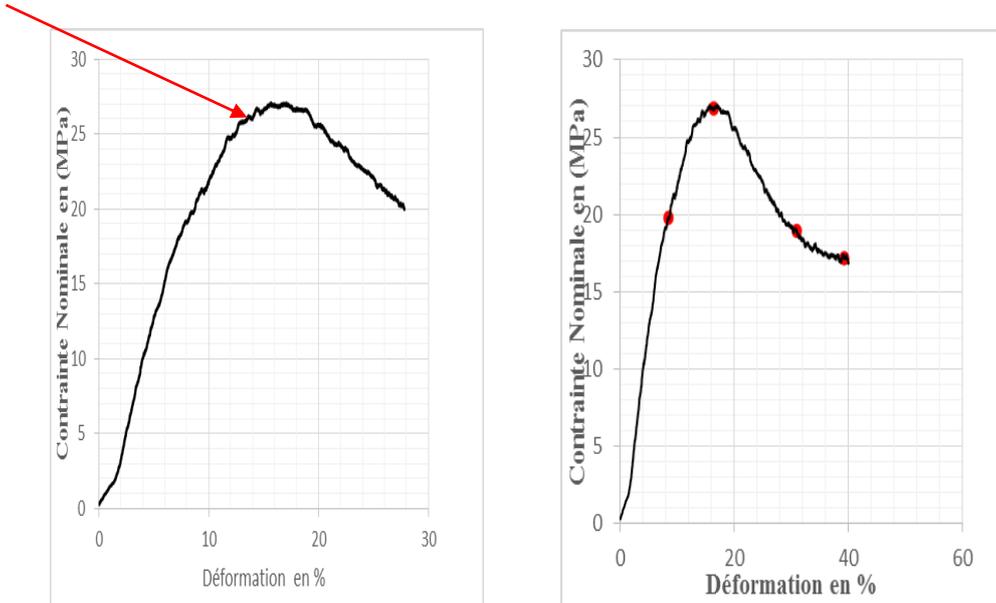


a) Elastique et viscoélastique linéaire



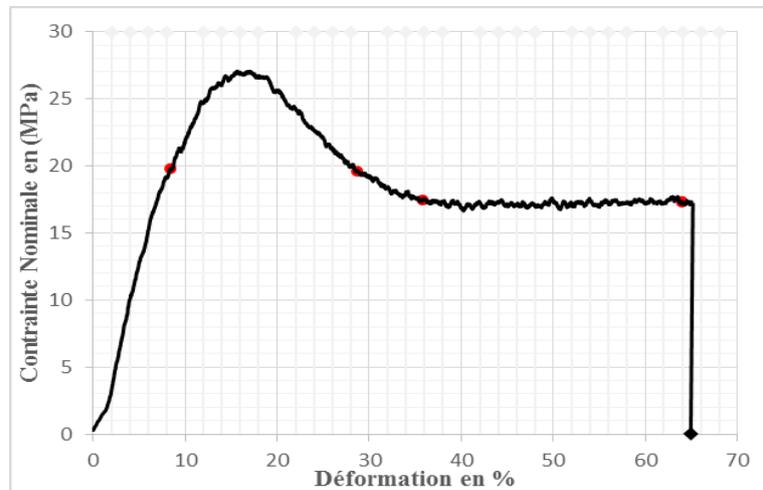
b) Elastique et viscoélastique non linéaire

Apparition du crochet



c) Début de la Zone de striction

d) Propagation de la striction



e) Rupture de l'éprouvette

**Figure II.12 :** Les différentes zones de la courbe (figure II.12) bien détaillées en a), b), c), d) et e).

## II 7. Discussion des résultats expérimentaux :

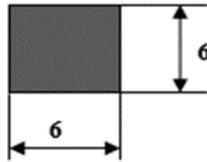
Après plusieurs essais de traction effectués, nous avons obtenu des courbes contrainte-déformation. Une bonne reproductibilité a été obtenue et les résultats sont tracés en courbes de contrainte nominale-déformation nominale (figure II.13). La contrainte axiale de traction est calculée à partir de la valeur de la force mesurée, elle s'exprime par la relation suivante :

$$\sigma_n = F/S_0$$

Où F correspond à la force mesurée par la machine de traction ;

$S_0$  est la section au centre de l'éprouvette (zone de striction) ;

$$S_0 = 36 \text{ mm}^2$$

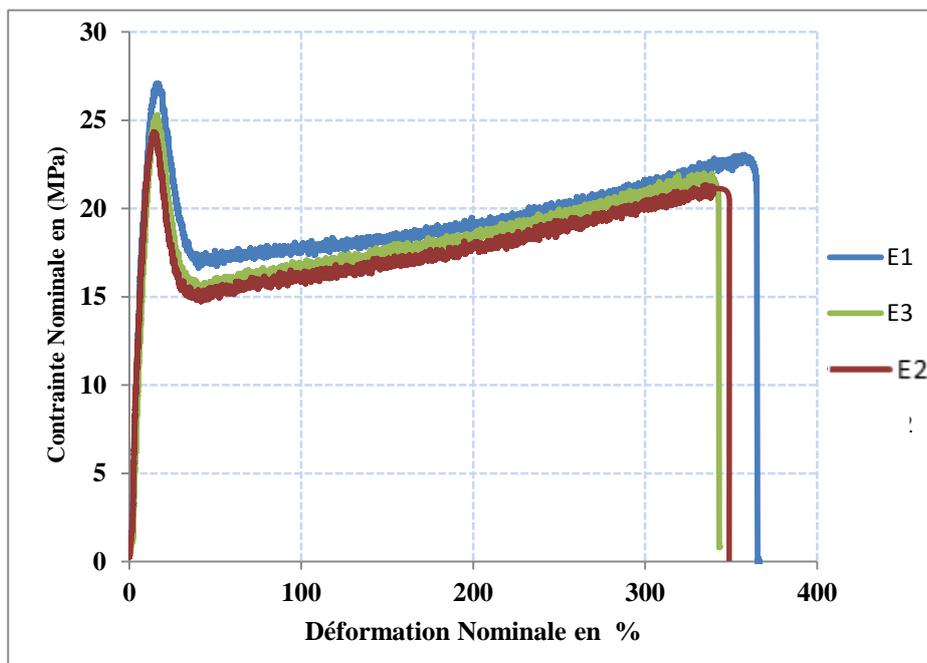


La déformation nominale est donnée par la loi :

$$\varepsilon_n = \Delta l/l_0 = (l-l_0)/l_0$$

Où  $l_0$  est la longueur initiale de l'éprouvette entre mors

$\Delta l$  correspond au déplacement mesuré par la machine



**Figure II.13** : Reproductibilité des résultats en termes de courbes contrainte-déformation nominales pour les trois essais.

La contrainte de traction vraie est déterminée à partir de la valeur de la contrainte nominale on supposant que la déformation se fait à volume constant est donnée par la relation suivante :

$$\sigma_v = \sigma_n (1 + \varepsilon_n)$$

après avoir supposé que le volume initial est égal au volume final comme suit :

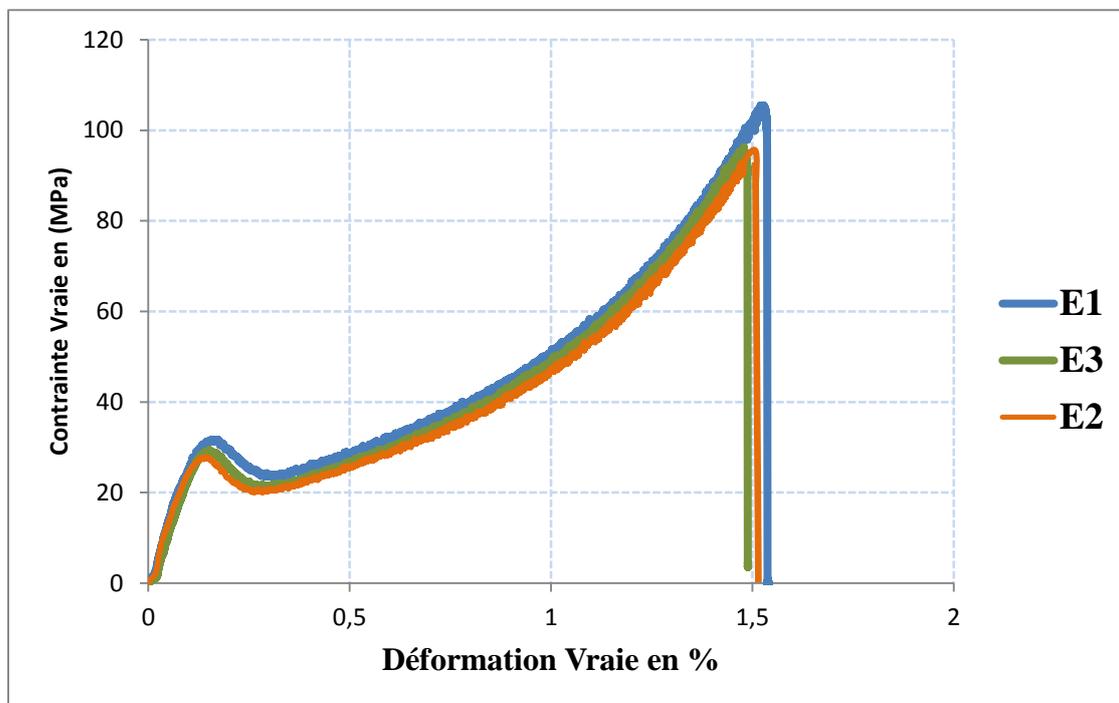
$$S_0 * l_0 = S * l \implies S = (S_0 * l_0) / l$$

$$\sigma_v = (F/S_0) * (l / l_0)$$

Où S est la section réelle de l'éprouvette en tenant compte de la striction.

La déformation vraie est déterminée à partir de la relation :

$$\varepsilon_v = \ln (1 + \varepsilon_n)$$



**Figure II.14 :** Reproductibilité des résultats en termes de courbes contrainte-déformation vraies pour les trois essais.

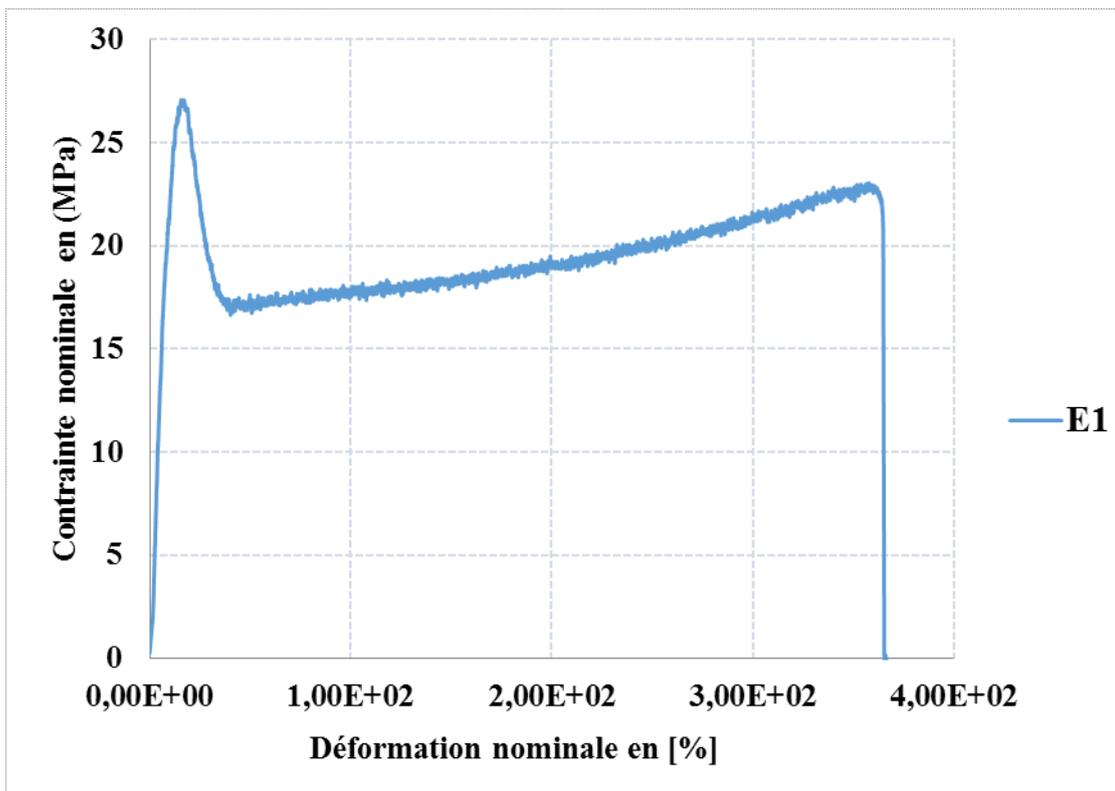


Figure II.15 : Courbe contrainte - déformation nominales

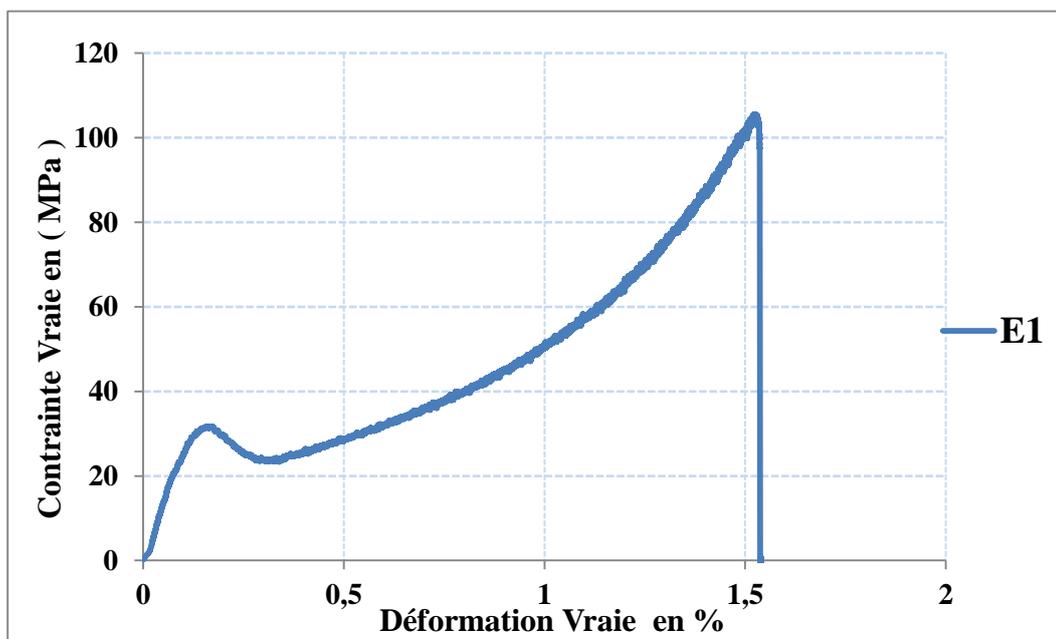


Figure II.16 : Courbe contrainte - déformation vraies

## II 8. Détermination des caractéristiques mécaniques du matériau étudié :

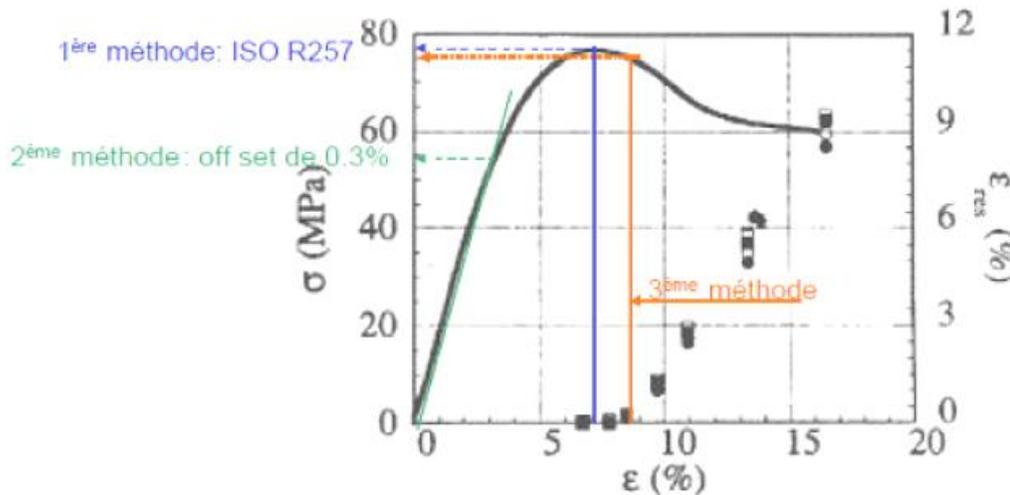
Après l'exploitation de la courbe contrainte-déformation nominales de la figure (II.15), nous avons déterminé les différentes caractéristiques mécaniques de notre matériau telles que : le module de Young  $E$ , la limite élastique  $\sigma_e$  (ou contrainte de seuil d'écoulement) et la limite à la rupture  $\sigma_r$ .

### II 8.1. Détermination de la contrainte au seuil d'écoulement

#### (la limite élastique) :

La contrainte au seuil d'écoulement est la contrainte qui correspond à la valeur minimale de la déformation inélastique. Pour les polymères, elle est définie selon la norme ISO R257 comme étant égale à la contrainte maximale nominale atteinte par le matériau lors d'un essai de traction uniaxiale (figure II.17). Cette définition est restrictive puisqu'elle ne peut être appliquée que pour les polymères dont la courbe de traction présente un crochet. En s'inspirant de la convention adoptée pour les matériaux métalliques, certains auteurs ont proposé de déterminer la contrainte au seuil d'écoulement par l'adoption d'un offset qui représente une valeur conventionnelle de la déformation inélastique égale à 0.3% par l'intersection avec la courbe contrainte-déformation d'une droite parallèle au domaine élastique linéaire [57]. Par ailleurs, une méthode conventionnelle récente qui consiste à mesurer les déformations résiduelles après des décharges contrôlées suivies d'un temps de maintien supérieur ou égal au temps du chargement, a pour objectif de déterminer la valeur minimale de la déformation inélastique irréversible [58, 59, 60].

Dans notre cas, nous avons opté pour la première méthode pour la détermination de la contrainte au seuil d'écoulement (ou limite élastique)  $\sigma_e$  parce qu'elle convient à notre cas (nous avons obtenu une courbe qui présente un crochet). Ainsi, nous avons eu la valeur de  $\sigma_e = 26.78 \text{ MPa}$  qui correspond à une déformation de 16.3% (soit  $\varepsilon = 0.16$ ).



**Figure II.17** : Détermination pratique de la contrainte au seuil d'écoulement [59].

La limite à la rupture correspond au point de la rupture sa valeur est de  $\sigma_r = 22.8 \text{ MPa}$  elle est donnée pour une valeur de déformation  $\epsilon_r = 358 \%$

## II 8.2. Détermination du module de Young :

La pente de la partie linéaire de la courbe (fig.II.16) détermine le module de Young :

$$E = \sigma / \epsilon$$

Pour déterminer la valeur du module de Young nous avons à calculer la pente de la tangente de la courbe de la figure (II.16) en choisissant deux points de l'axe des ordonnées (contraintes) et deux autres de l'axe des abscisses (déformations).

$$\begin{aligned} \Delta\sigma / \Delta\epsilon &= [(\sigma_2 - \sigma_1) / (\epsilon_2 - \epsilon_1)] * 100 \\ &= [(9.70 - 4.65) / (3.89 - 2.37)] * 100 \\ &= 332.23 \end{aligned}$$

Nous avons trouvé un module de Young qui vaut  $E = 332.23 \text{ MPa}$ .

## II 8.3. Discussion des résultats :

Les courbes qui représentent l'évolution de la contrainte nominale en fonction de la déformation nominale pour les 03 essais ont la même allure. Pour étudier le comportement mécanique du PEHD sous traction uniaxiale nous avons choisi l'éprouvette n°01 (essai E1). La figure (II.16) représente la réponse de celle-ci en termes de courbes de contrainte nominale-déformation nominale. Alors, on peut distinguer dans ce cas trois (03) zones :

➤ Zone I : le début de la courbe présente une pente élevée, quasi linéaire à l'origine. Il s'agit d'une déformation élastique réversible du matériau due à la phase amorphe, du fait que le module de cette phase est beaucoup plus faible que celui de phase cristalline, la courbe

initialement linéaire, fait apparaître une certaine non linéarité juste avant le crochet (au seuil d'écoulement haut «  $\sigma_h$  »), par suite des effets viscoélastiques.

➤ Zone II : commençant par une chute de contrainte, donnant ainsi suite à un comportement plastique défini par une augmentation de la déformation proportionnellement à une contrainte quasiment constante. On remarque le début de la striction qui correspond à une déformation hétérogène du matériau qui s'amorce sur un défaut au niveau de l'éprouvette. Ce phénomène est dû à l'extension des chaînes sous l'effet de la déformation appliquée.

➤ Zone III : cette zone correspond au durcissement structural du matériau lié à l'orientation progressive des chaînes dans la direction principale de déformation et la fragmentation des cristallites qui conduit à la formation d'une microstructure fibrillaire. A la fin de cette zone, ça sera la rupture finale de l'éprouvette.

## II. 9. Conclusion :

Dans ce chapitre, nous avons présenté le matériau d'étude le PEHD 100 et ses propriétés, d'une part. De l'autre part, nous avons décrit le déroulement des différentes étapes d'usinage de notre éprouvette jusqu'à l'obtention des dimensions voulues. Nous avons aussi mentionné le processus suivi pour l'exécution des essais de traction monotones. D'après les résultats de ces essais, nous avons pu tracer les courbes expérimentales charge-déplacement qui sont par la suite, converties en courbes contrainte-déformation. A la fin, nous avons déterminé les caractéristiques intrinsèques de notre matériau telles que le module de Young  $E$ , la contrainte au seuil d'écoulement (limite élastique)  $\sigma_e$  et la limite à la rupture  $\sigma_r$ .



### III.1 Introduction :

Actuellement un nombre très important de logiciels offrent la possibilité de concevoir, de simuler et d'optimiser des pièces, des structures ou même des mécanismes, chacun offrant ses avantages selon le domaine d'application. Cela dit, avoir un logiciel bien adapté pour une tâche donnée, requière un choix judicieux.

Dans ce chapitre nous tenterons à présenter le logiciel que nous avons choisi. Il s'agit du logiciel simulation **MSC.MARC Mentat2005r2**, ce choix est néanmoins évidant, vu que MARC est l'un des logiciels les plus connu dans le milieu universitaire international, et bien sûr, c'est celui qui répond le plus aux exigences de recherche.

MSC. Marc est un logiciel entièrement fonctionnel avancé non linéaire par éléments finis, a une forte capacité à structurer l'analyse. Peut faire face à toutes sortes de linéaire et analyse structurelle non linéaire comprenant: linéaire / analyse statique non linéaire, analyse modale et analyse de la réponse harmonique, analyse de spectre, analyse de vibration aléatoire, analyse dynamique de réponse, contact statique / dynamique automatique, l'instabilité de flambage et de l'échec et de l'analyse de l'échec... etc. Pour répondre aux divers besoins de l'industrie et du milieu universitaire, il fournit des couches riches, une forte capacité d'adaptation, peut fonctionner sur une variété de plate-forme matérielle de produits de la série.

### III. 2 Présentation du logiciel :

#### a) Historique :

MSC Software Corporation a été créée en 1963 sous le nom MacNeal-Swendler Corporation (MSC), par le Dr Richard H. MacNeal et Robert Schwendler. La société a développé son premier logiciel d'analyse structurelle appelé SADSAM (de l'analyse structurelle par simulation numérique des méthodes analogiques) à ce moment, et a été profondément impliqué dans les premiers efforts de l'industrie aérospatiale pour améliorer la technologie d'analyse d'élément finis. Une étape clé a été de répondre à une demande en 1965, de proposition (DP) de la (NASA) ' National Aeronautics and Space Administration ' pour un programme d'analyse structurelle d'usage général qui allait devenir Nastran (NASA Structural Analysis). La société a ensuite, pionnier de nombreuses technologies qui sont maintenant invoquées par l'industrie pour analyser et prédire les contraintes et la fatigue, les vibrations et la dynamique, l'acoustique et l'analyse thermique. En 1971, la société a publié une version commerciale de Nastran, nommé MSC/Nastran.

Deux ans après, MSC a commencé à commercialiser MSC / Nastran, la société a établi son premier bureau à l'étranger à Munich, Allemagne. Trois ans après leur entrée en Europe, MSC s'est déplacé vers l'est et a ouvert un bureau à Tokyo, au Japon. En 1983, MSC a fait

ses débuts en tant que société publique, et un an plus tard, le stock a émigré à l'American Stock Exchange. La société a élargi en 1992 par l'ajout d'une filiale à Moscou, Russie. En 1995, il a élargi son croissance en ajoutant un bureau au Brésil. En Juin 1999, les actionnaires de MSC ont voté pour changer le nom de l'entreprise en MSC. Software - Corporation.

En Juillet 2009, MSC Software a été acquis par la société de privateequity Symphony Technology Group. Le "point" a été supprimé à partir du nom de la société en 2011 et le nom de la société est actuellement MSC Software Corporation.

Maintenant basée à Newport Beach, en Californie, MSC Software emploie actuellement environ 1.200 personnes dans 22 pays. Elle dispose de centres de développement supplémentaires à Munich, Pune et à Ann Arbor.

MENTAT est une nouvelle génération d'analyse non linéaire par éléments finis avant et après le traitement de l'interface graphique, la connexion transparente avec MARC solveur. Il est basé sur ACIS fonction de modélisation de l'entité noyau de première classe; Automatique 2 D triangle et quadrilatère, automatique à 3 d tétraèdre et hexaèdre maille capacité de modélisation de la partition; La définition du modèle intuitive et souple et la définition des conditions aux limites d'une variété de matériaux; Définitions contrôle de processus et présenter l'analyse, vérifie automatiquement l'intégrité du modèle d'analyse de la fonction; La fonction d'analyse en temps réel de surveillance; La capacité de visualisation commode de traiter les résultats de calcul; Fonctions d'éclairage, rendu, d'animation et de graphiques avancés tels que la production du film. Et peut diriger l'accès au système de CAO couramment utilisé / CAE, tels que: ACIS, AutoCAD, IGES, MSC. NASTRAN, MSC. PATRAN et étaient Unigraphics, Catia, un travail solide, Solid Edge, IDEAS, VDAFS, Pro / ENGTNEER, ABAQUS, ANSYS, PSTEP, ...etc.

**b) Avantages de l'utilisation de ce logiciel :**

- ❖ La simulation implique un contact avec les problèmes réels et non-linéarité matérielle.
- ❖ En utilisant la technologie de simulation au lieu du temps et processus traditionnel coûteux, de réduire le temps et le coût de lancement de nouveaux produits.
- ❖ Dans la conception de nouveaux produits de toute la charge possible sous la condition d'essai virtuel, renforcer la confiance dans la conception du produit final.
- ❖ Avec MSC. Autres produits exceptionnels de logiciels ont été bien intégrés, peut être utilisé dans artificielle du temps de conversion de données à un minimum.

❖ D'utiliser ce produit comme MSC. Partie de l'université de modèle de licence Software VPD, d'améliorer le rendement des placements de la technologie de simulation.

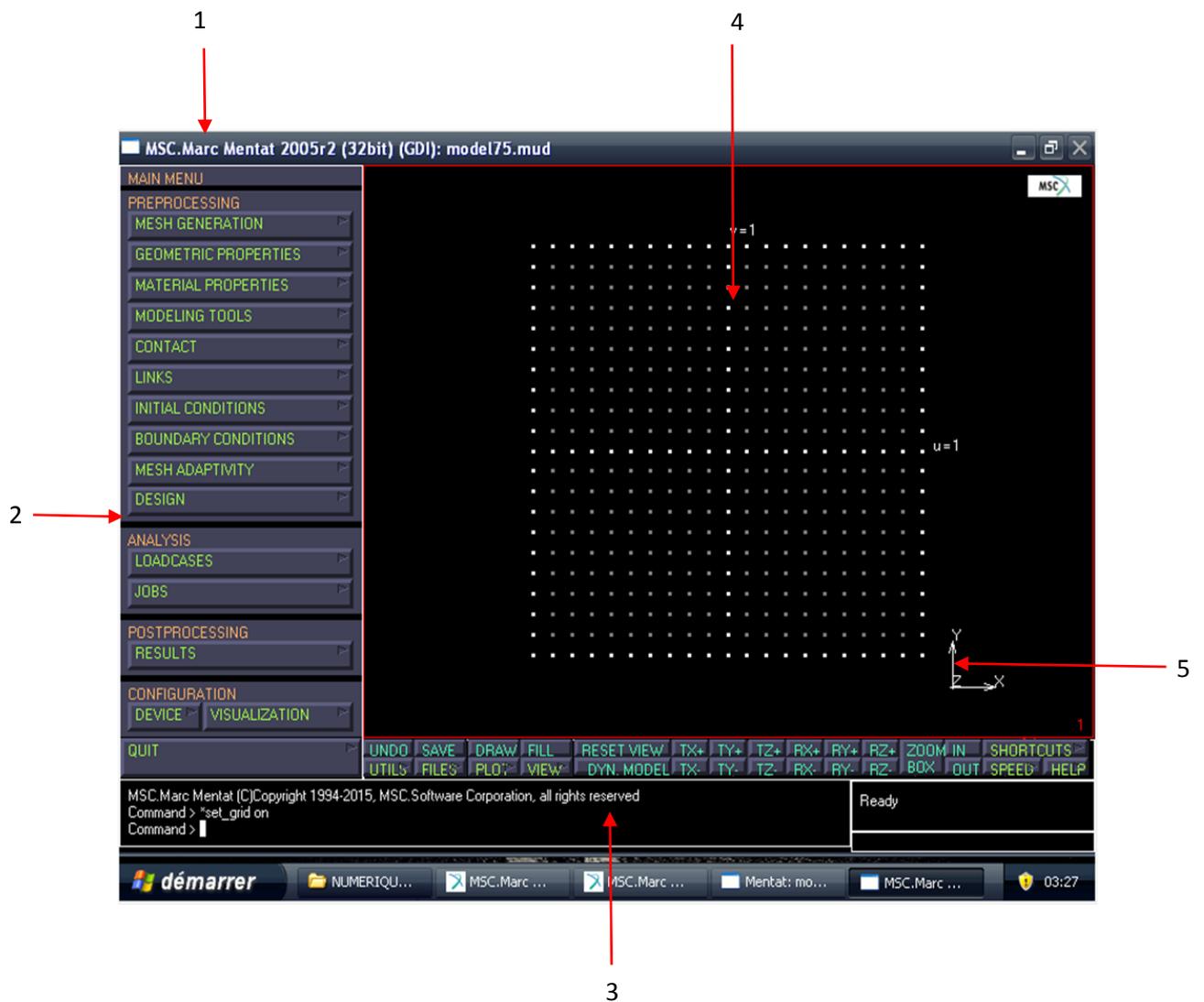


Figure III.1 : Interface du logiciel

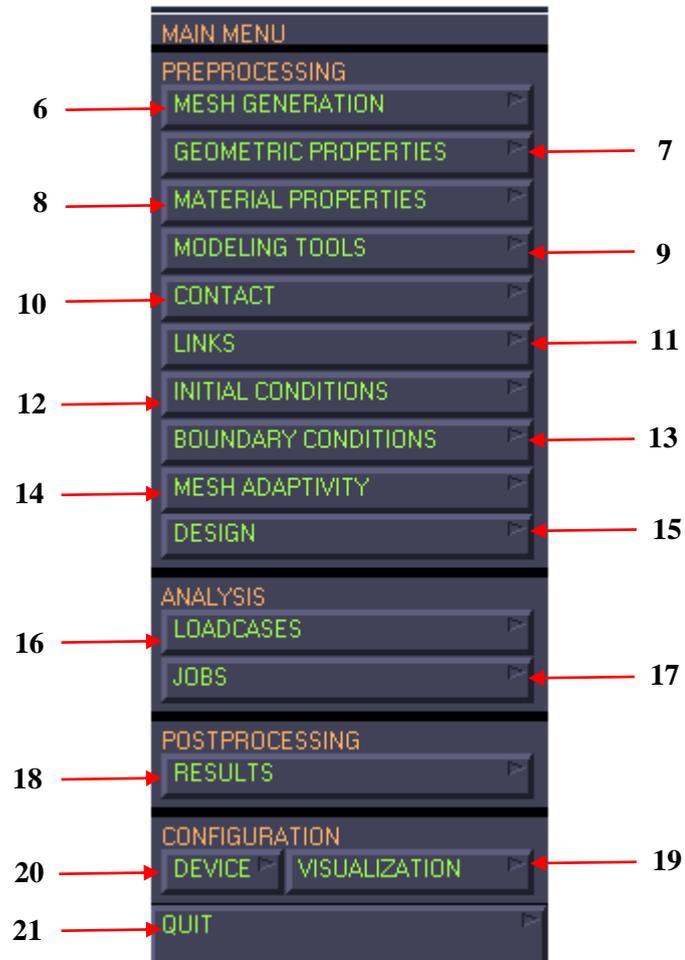


Figure III.2 : Menu principal

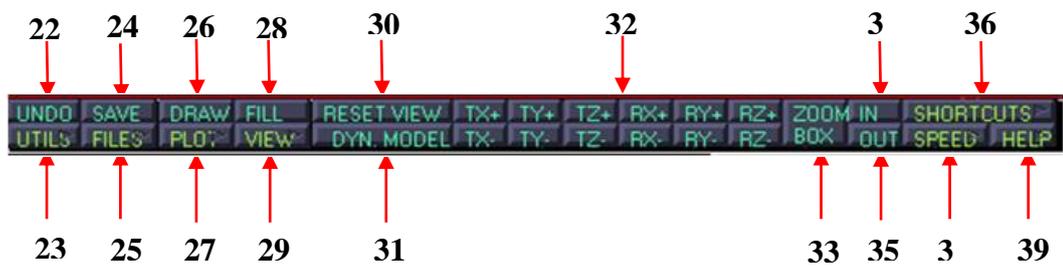


Figure III.3 : Barre d'outils

N°	Nom	fonction
1	MSC,MARC 2005 r2	Version du logiciel
2	MAIN MENU	Menu principal
3	ZONNE DES DONNEES NUMERIQUE	Zone d'écriture et modification des données
4	REPERE	Repère de la zone du dessin
5	GRILLE DE DESSIN	Zone de dessin
6	MECH GENERATION	Menu général
7	GEOMETRIC ET PROPIETIES	Géométrie et propriété du matériau
8	PATERIEL PROPRIETIES	Propriétés du matériau
9	MODELING TOOLS	Modélisation
10	CONTACT	Le type de contact entre les corps
11	LINKS	Assurer la liaison entre les nœuds
12	INITIAL CONDITIONS	Mettre les conditions initiales
13	BOUNDARY CONDITIONS	Mettre les conditions aux limites
14	MECH ADAPTIVITY	Adapter une méthode pour le maillage
15	DESIGN	Conception
16	LOADCASES	Valider le différent chargement
17	JOBS	Classification des fonctions
18	RESULTS	Afficher les résultats obtenus
19	DEVICE	Dispositif-mécanisme-formules
20	VISUALIZATION	Visualisation un travail
21	QUIT	Quitter le logiciel
22	UNDO	Défaire une étape
23	UTILITIES	Utilitaires
24	SAVE	Enregistrer
25	FILES	Importer des fichiers
26	DRAW	Dessiner
27	PLOT	Entrer les paramètres pour tracer une courbe
28	FILL	Retour à l'échelle
29	VIEW	Options de visionner
30	RESET VIEW	Initialiser
31	DYN MODEL	Activer le modèle dynamique
32	TX, TY, TZ/ RX, RY, RZ	Axes de translation/de rotation
33	ZOOM BOX	Zoom
34	IN	Zoom avant
35	OUT	Zoom arrière
36	SHORTCUTS	Choix du raccourci
37	SPEED	Vitesse de l'affichage
38	HELP	Guide

**Tableau III.1** : Explication des différentes fonctions du logiciel

### III.3 Simulation de l'essai de traction :

La simulation de l'essai de traction sur l'éprouvette haltère du PEHD a été effectuée sur le logiciel MSC.MARC décrite précédemment. Dans ce qui suit, nous décrirons les différentes étapes à suivre jusqu'à l'obtention des résultats de simulation. Nous allons ensuite, exploiter les caractéristiques intrinsèques du matériau déterminées dans l'expérimental afin d'obtenir une courbe contrainte-déformation pour la partie élastique où la déformation est supposée isotrope. Par ailleurs, dans le code de calcul, le comportement du matériau est étudié en élasto-plasticité par la méthode « Moony », qui nous donne la loi de comportement la mieux approché du PEHD.

#### III.3.1 Réalisation de la géométrie de l'éprouvette lainière:

Dans cette partie, nous avons dessiné la forme de l'éprouvette normalisée sous la norme **NA7700-1** et lui donné le maillage qu'il faut suivant les étapes décrites ci-après :

##### ➤ Mesh generation

Coordinate system set

Grid on

U domain

-1.5 1.5

V domain

-1.5 1.5

Fill

Return

##### ➤ Curve type

Select arc center/point/angle

Return

Curves add

0 1.5 0

0 -1.5 0

-25

Move

Translations

0 1.75 0

Curves (use left mouse to pick curve, right will end list)

Return

➤ **Symmetry**

Normal

0 0.3 0

Curves select the arc

End list

Normal

0.3 0 0

Curves

All: existing

Return

➤ **Coordinate system: set grid off**

Return

Duplicate

Translations

3.62 0 0

Points (select two right most points)

End list

Translations

-3.62 0 0

Points (select two left most points)

End list

Return

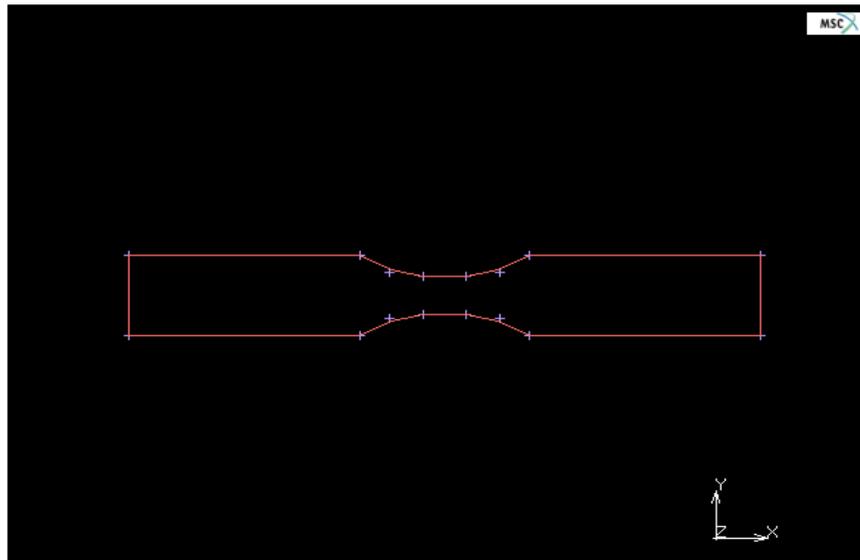
➤ **Curve type**

Line

Return

Curves : add

Sélectionnez paires de points en commençant par le coin supérieur gauche de l'arc haut et déplacer la souris jusqu' à compléter la limite du modèle voir (figure III.4).



**Figure III .4 :** Eprouvette de norme N7700-1

Cette éprouvette doit être enregistrée sous format IGES :

➤ **Files**

Export iges

Ten.spec.iges

Ok

Return

Main

Save

.

### III.3.2 La discrétisation :

Une discrétisation (maillage) est une structure de données géométriques permettant de représenter des discrétisations de surface à l'aide d'un ensemble de polygones. Les maillages sont particulièrement utilisés en infographie, pour représenter des surfaces, ou en modélisation, pour discrétiser un espace continu (par exemple pour la méthode des éléments finis ou la mécanique des fluides numérique). Et pour faciliter la simulation des essais nous avons maillé l'éprouvette sous les étapes suivante :

➤ **Mesh generation**

Automesh

2d planar meshing

Divisions

36 06

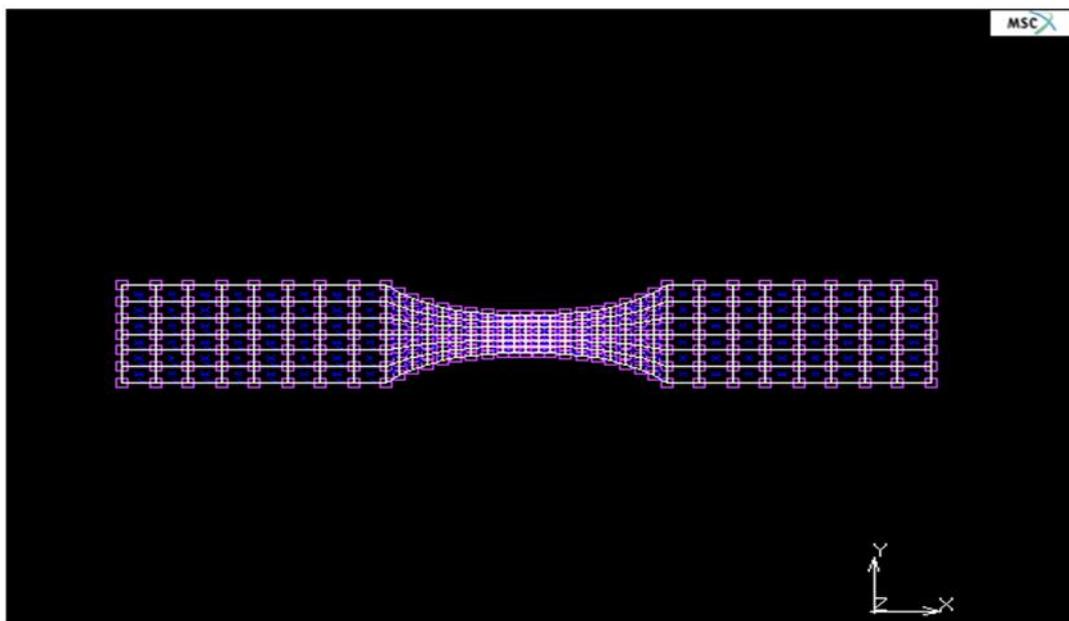
Overlay quad mesh!

All: existing

Return

Undo

On obtient une éprouvette maillée (figure III.5).



**Figure III.5:** Eprouvette maillée

➤ **Mesh generation**

Sweep

All

Return

Renumber

All

Return (x2)

➤ **Geometric properties**

New

3-d

Solid

Ok

Elements add

All exist

Tables

New

1 independent variable

Type

Time

Add

(Dans la fenêtre de dialogue):

Enter Independent variable v1 value : 0 espace 0

Enter Independent variable v1 value : 1 espace 1

Return (x2)

### III.3.3 Partie élastique:

➤ **Material properties**

Isotropic

Young's modulus = 332 MPa (trouvé en expérimental)

Poisson's ratio = 0.45 (la valeur que vous avons)

Ok

Add

All

Exit

Return

➤ **Boundary conditions**

New

Name : fixe

Mechanical

Fixed displacement

Displacement x = 0

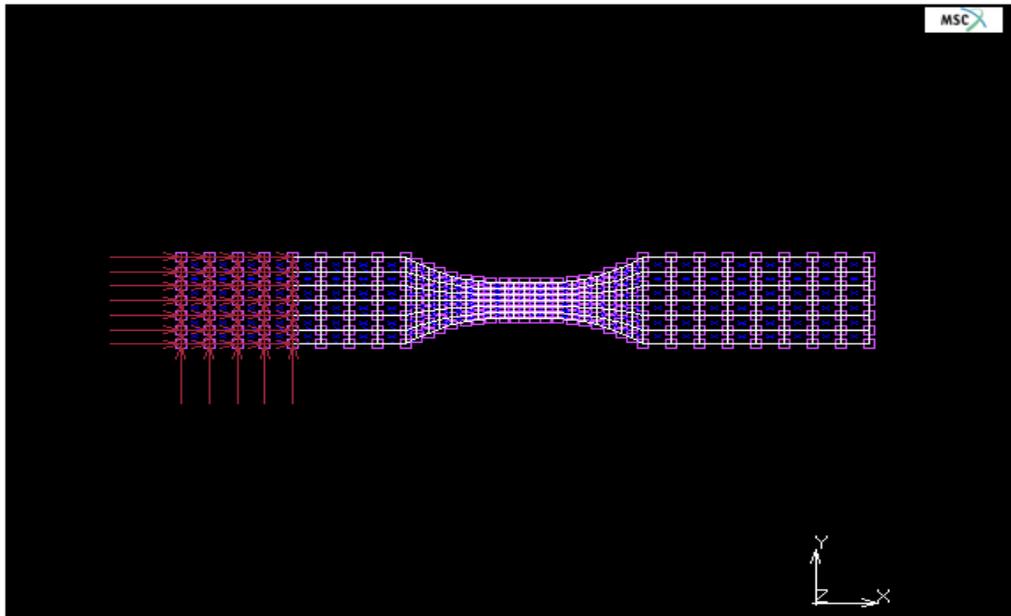
Displacement y = 0

Displacement  $z = 0$

Ok

Nodes : add (sélectionner la partie encastree de l'éprouvette (figure III.6))

End list



**Figure III.6** :condition aux limites (encastrement)

➤ **New**

Name : chargement

Fixed displacement

Displacement  $x = 5.8$  mm (la valeur du déplacement trouvée dans la partie élastique uniquement)

Table : sélectionner table 1

Displacement  $y = 0$

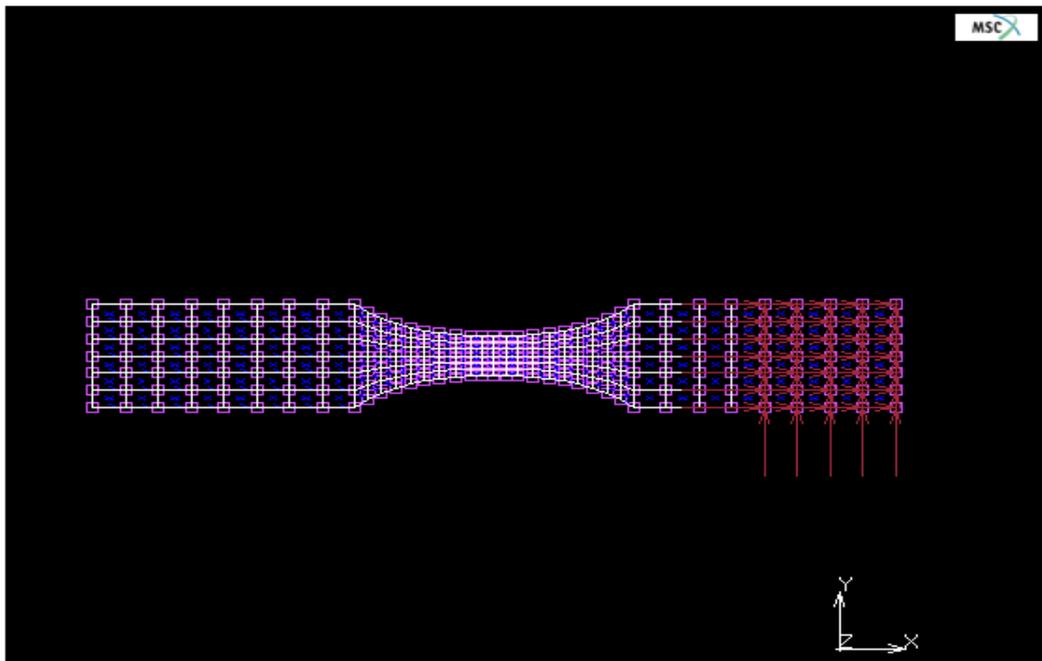
Displacement  $z = 0$

Ok

Nodes : add (sélectionner la partie chargée de l'éprouvette voire (Figure III.7))

End list

Return (x2)



**Figure III. 7:** Eprouvette chargée

➤ **Load cases**

New

Mechanical

Static

Loads

Fixe: activé

Chargement: activé

Ok

Steps: 100

Ok

Return

➤ **Jobs**

New

Mechanical

Available: lcase1 (cliquez dessus)

Initial load, fixe et chargement doivent être activé, la case à coté doit être jaune

Job results

- Stress
- Total strain
- Elastic strain
- Equivalent Von Mises stress
- Equivalent Elastic strain
- Total equivalent plastic strain

Ok

Ok

Save (enregistrer )

run

Submit (1) une fois le calcul est terminé

Open post file (results menu)

Last

Contour bands (pour observer le résultat)

Scalar : Equivalent Von Mises stress (figure III.8)

Ok

### III .3.4 Exploitation des résultats de simulation en élasticité :

Les résultats de simulation de la partie élastique de l'éprouvette sont présentés sous forme d'images extraites dans MARC. Elles montrent la répartition des contraintes et des déformations dans l'éprouvette lors du chargement.

Dans la figure III.8, nous montrons la contrainte équivalente de Von Mises. Ensuite la figure III.9 représente la contrainte équivalente, tandis que la déformation totale équivalente est exposée sur la figure III.10. Par ailleurs, la figure III.11 illustre le déplacement suivant l'axe des abscisses  $x$ . à la fin, les figures III.12 et III.13 représentent respectivement les déformations élastique et plastique équivalentes.

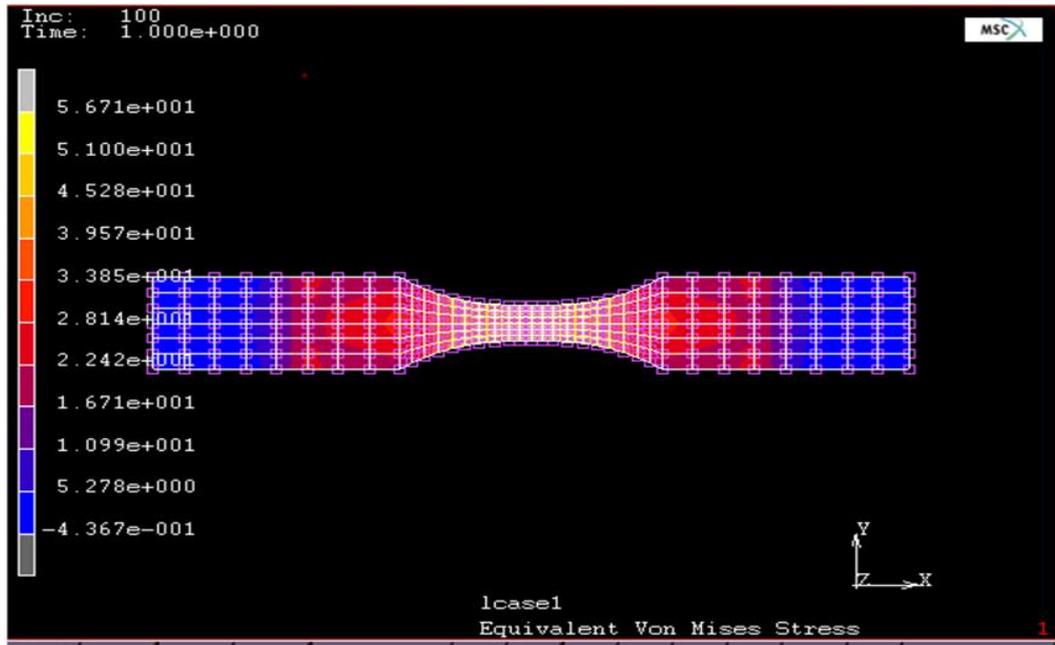


Figure III.8 : Contrainte équivalente de Von Mises

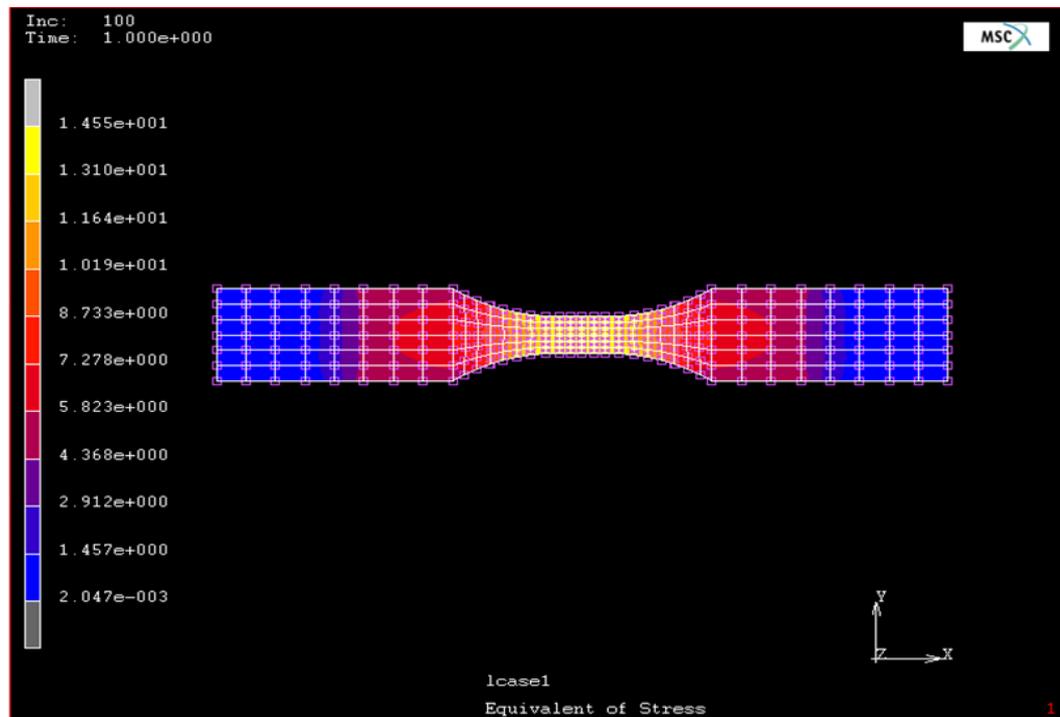


Figure III.9 : Contrainte équivalente

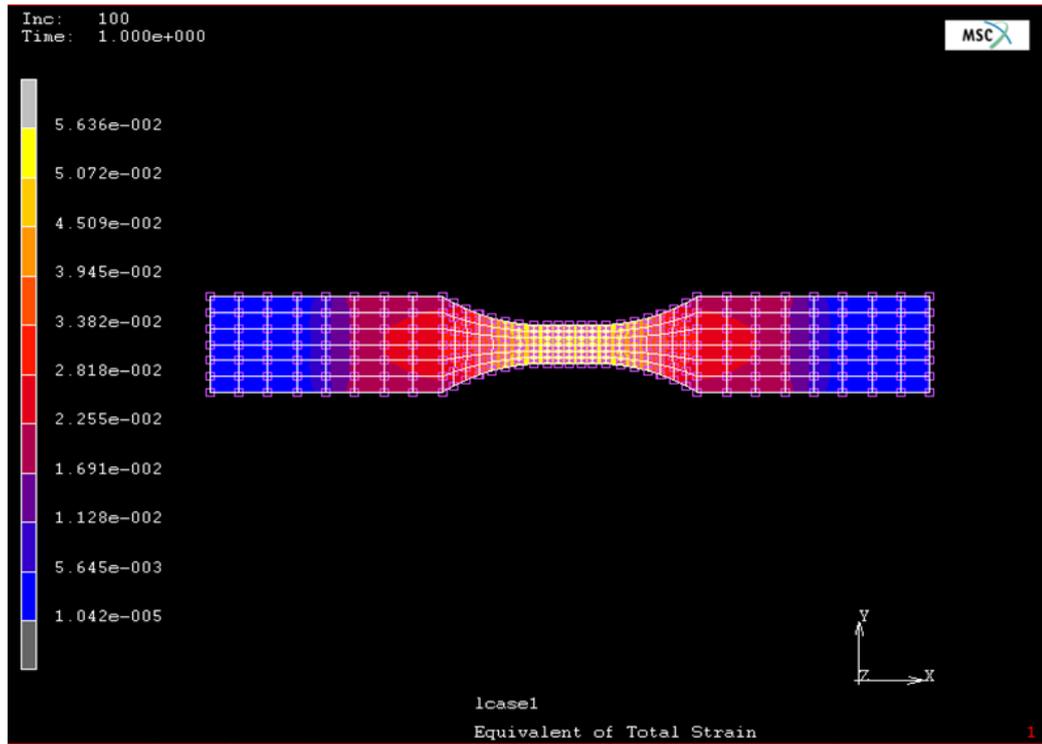


Figure III.10 : Déformation totale équivalente

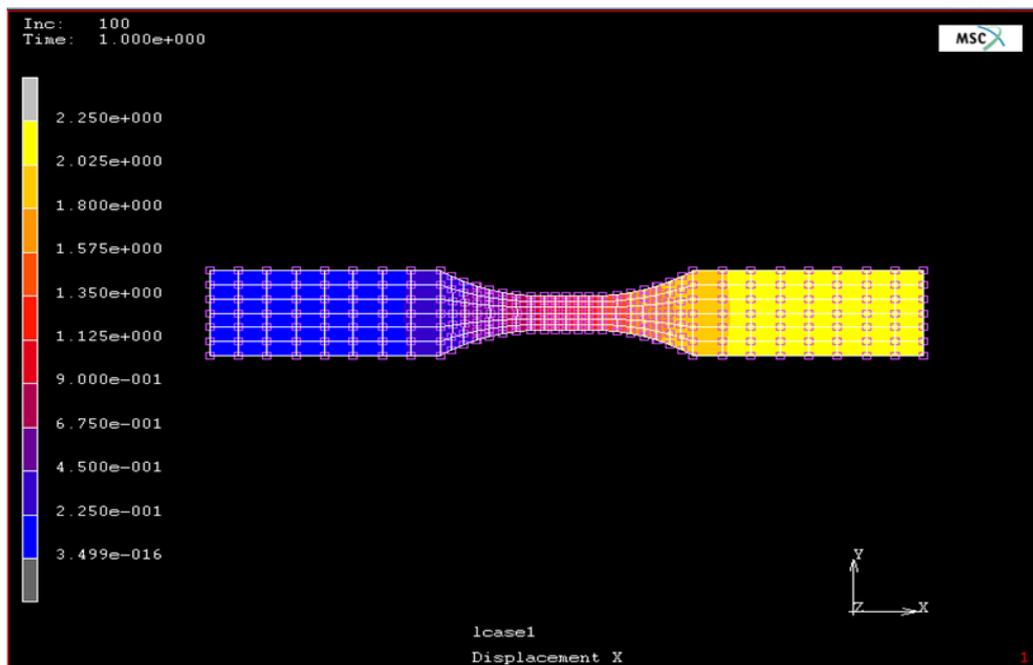


Figure III.11 : Déplacement suivant l'axe X (mm)

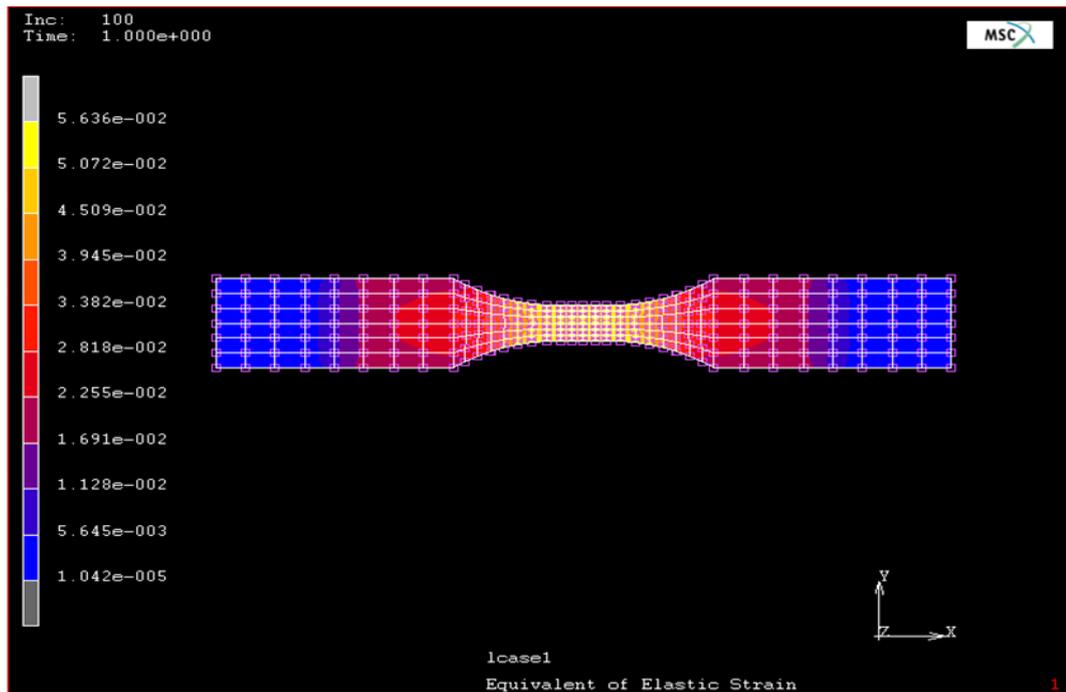


Figure III.12 : Déformation élastique équivalente

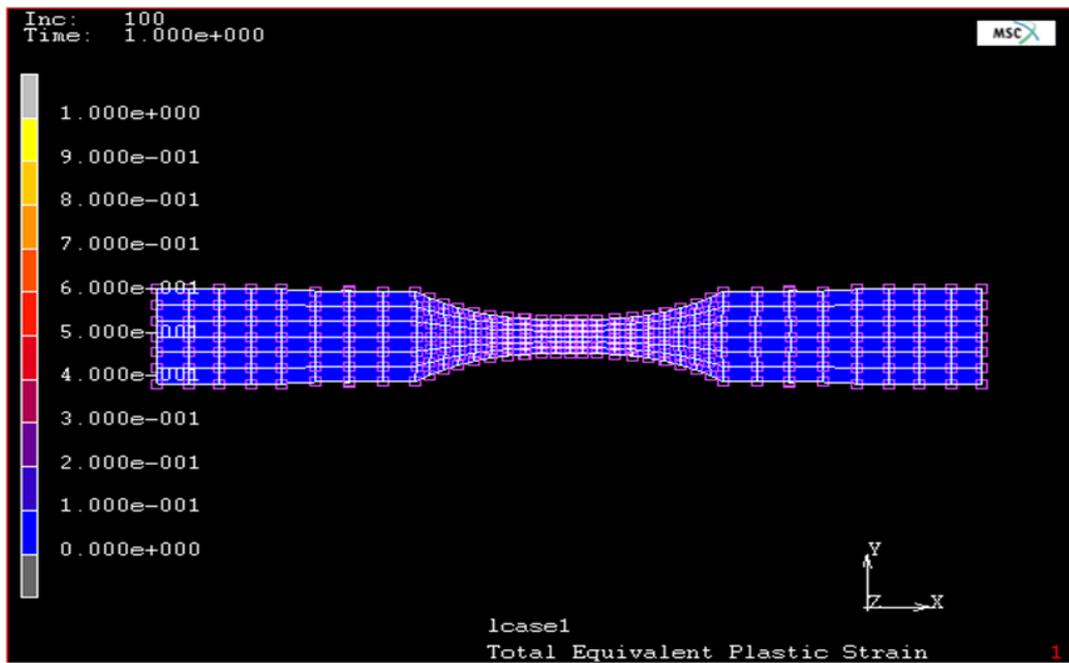


Figure III.13 : Déformation plastique équivalente totale

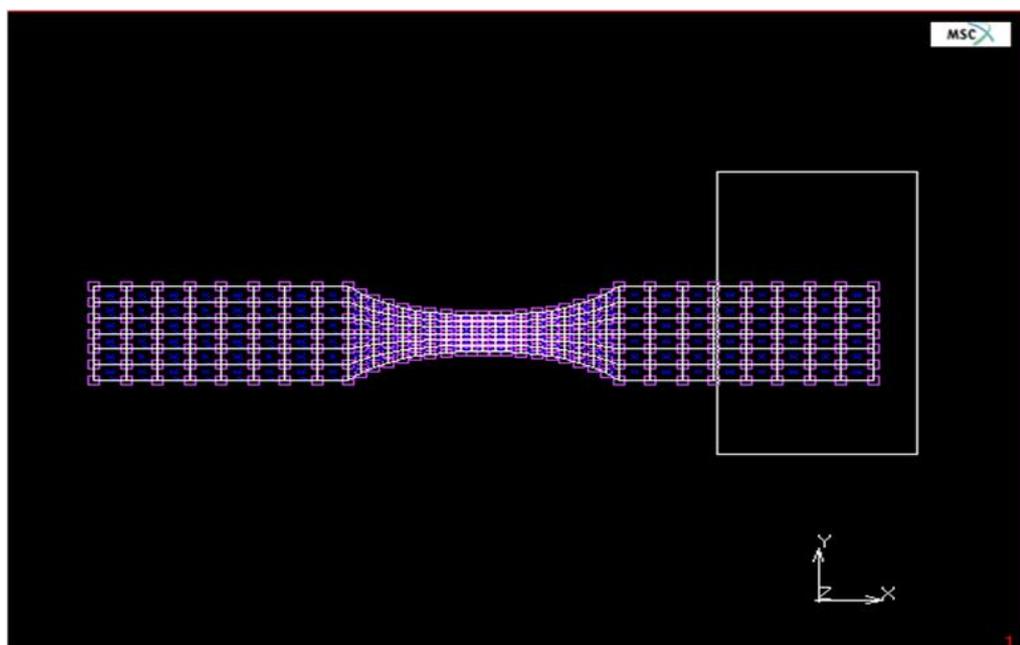
La représentation graphique des résultats de la simulation numérique de la partie élastique qui sont donnés sous forme de données sur un fichier Excel convertis en courbes suivant les étapes suivantes :

➤ **History plot**

Set nodes

Nous sélectionnerons les nœuds sur lesquels la charge a été appliquée (figure III.14).

End list



**Figure III.14** : Sélection des nœuds pour chargement

➤ Collect data

Dans la fenêtre de dialogue nous entrons les incréments suivant :

Enter first history increment: 0

Enter last history increment: 100

Enter increment step size : 1

Quand il aura fini, sélectionner :

Nodes/variables

Add variable

Global variables: time

Variables at nodes: reaction force x

Return

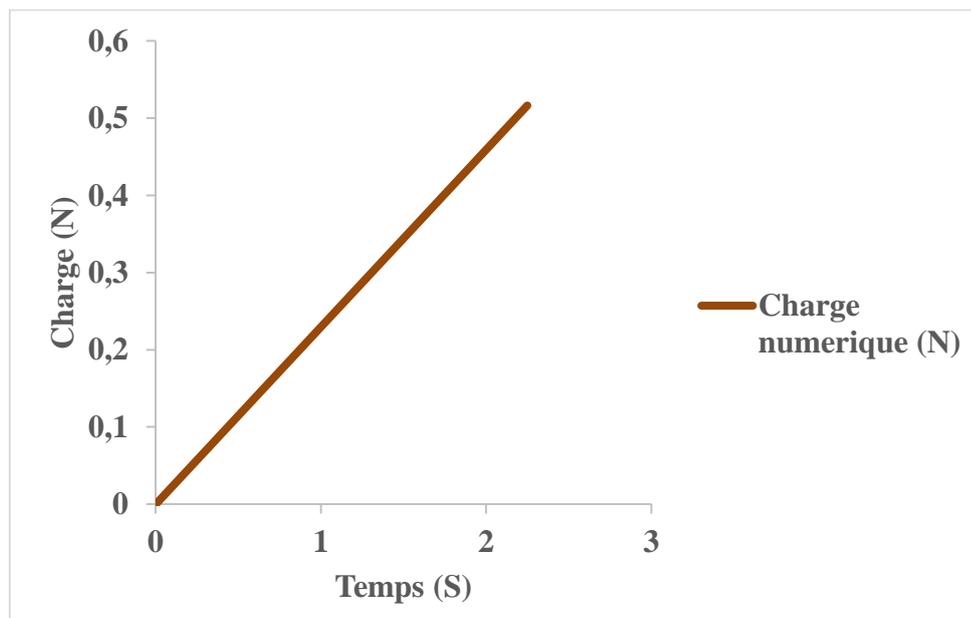
Generalized xy plot: copy to

Clipboard: copy to

➤ Ouvrir une fenêtre Excel et copier les valeurs pour déduire les graphes de la partie numérique et simulation puis nous additionnons les valeurs de la charge pour tous les nœuds et nous aurons la courbe **charge (F)-temps (t)** globale (figure III .15).

➤ Extraire les valeurs pour la courbe **déplacement (x)-temps (t)** de la même manière (figure III.16).

À partir de ces deux courbes nous aurons la **courbe charge-déplacement globale en élasticité**, pour la comparerez ensuite avec la partie élastique de la courbe expérimentale.



**Figure III.15** : Charge (N) – temps (S).

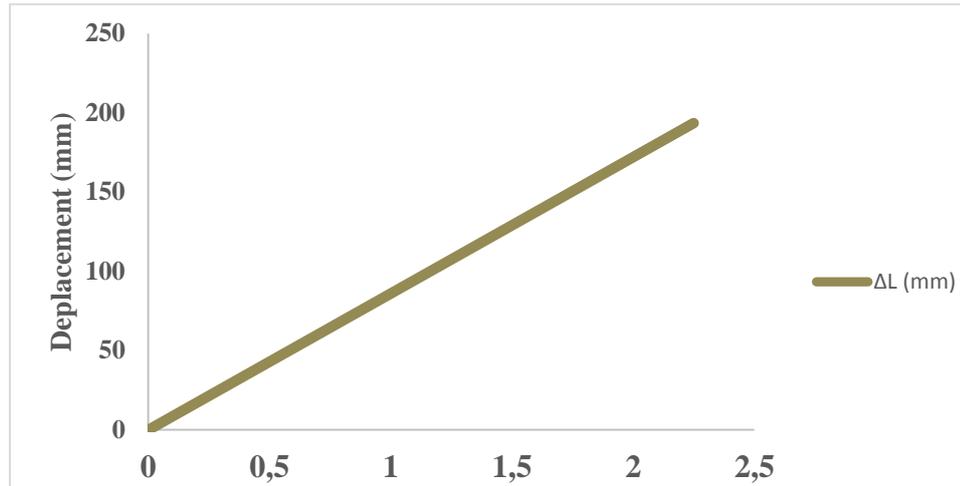


Figure III.16 : Déplacement x (mm) - temps t (s)

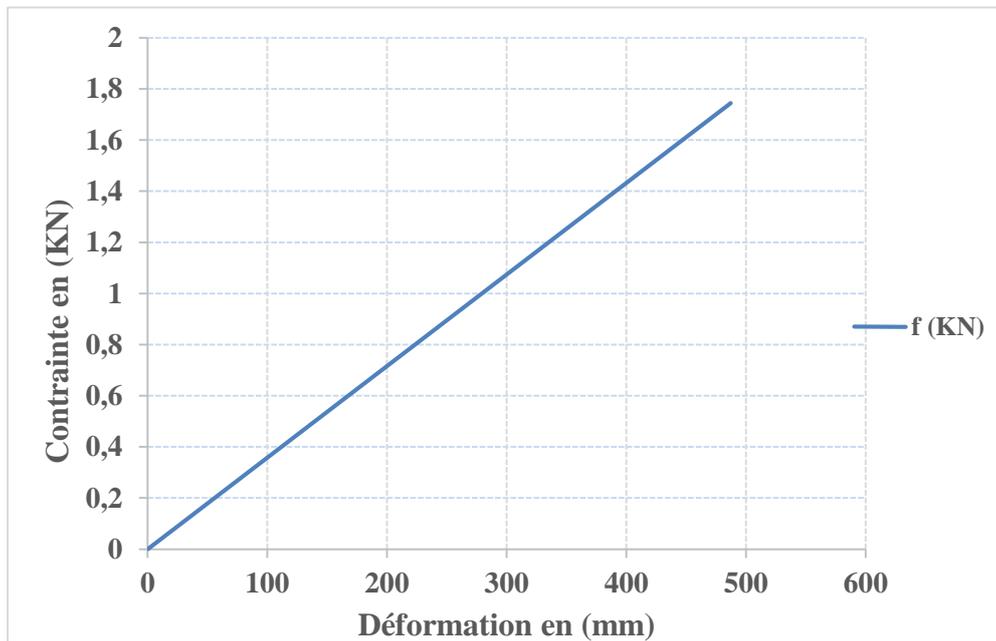
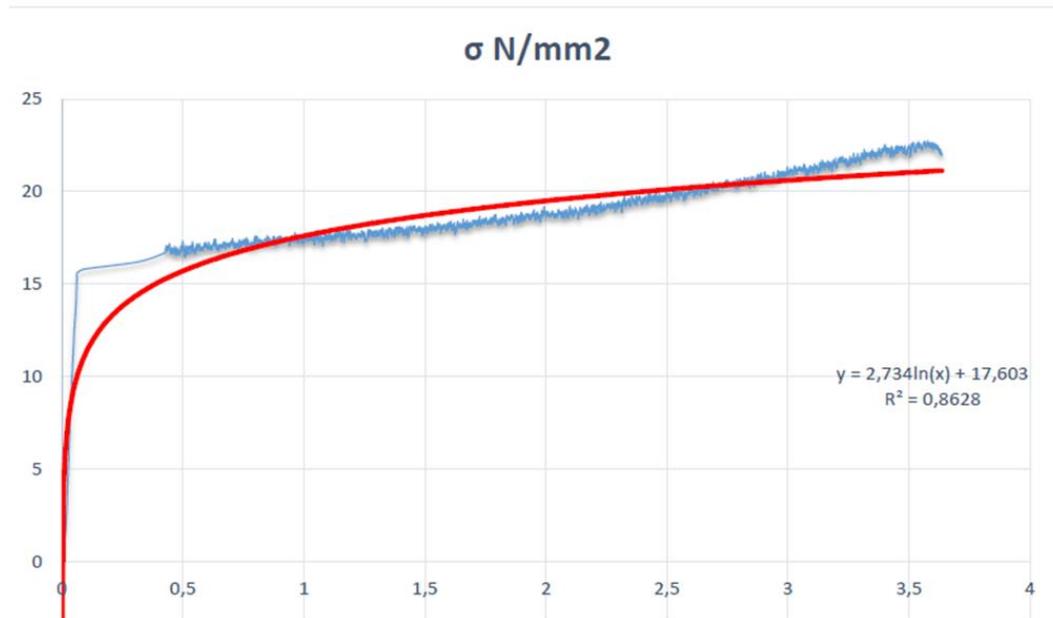


Figure III.17 : Courbe numérique contrainte– déformation

### II.3.5 Partie Elasto-Plastique :

Pour tenir compte de la plasticité nous avons choisi la loi de comportement « Moony » intégrée dans Marc pour déterminer la courbe élasto-plastique.

Pour la suite des calculs nous utiliserons la courbe de tendance qui est intégrée comme résultats expérimentaux dans Marc ; le logiciel prend en considération les valeurs expérimentales que nous lui donnons.



**Figure III.18** : Courbe de tendance expérimentale importée dans Marc

#### ➤ Material properties

Material properties

Isotropic

Young's modulus =332MPa

Poisson's ratio= 0.45

Plasticity

Elastic-plastic

Table

Read

Raw (coché)

Importer la courbe expérimentale au préalable enregistrée sous format texte

Return

Experimental data fit

Uniaxial - (table 2)

Ok

Elastomer

Moony (loi de comportement)

Uniaxial (coché)

Positive coefficient (coché)

Absolute error

Compute

Apply

Ok

Data fit plot

(Il faut décocher: Biaxial, planar shear, simple shear, volumetric)

Return

Scale axes

Ok

Return (x2)

Lancer les calculs comme pour la partie élastique comme suit :

### History plot

Set nodes

Sélectionner les nœuds sur lesquels la charge a été appliquée, voir (figure III.14)

End list

#### ➤ Collect data

Dans la fenêtre de dialogue entrer les incréments suivant :

Enter first history increment: 0

Enter last history increment: 100

Enter increment step size: 1

Quand il aura fini les calculs sélectionner

Nodes/variables

Add variable

Global variables: time

Variables at nodes: reaction force x

Return

Generalized xy plot: copy to

Clipboard: copy to

Ouvrir un fichier Excel et coller les valeurs numériques pour déduire la courbe charge – déplacement à partir des quels nous déduisons la courbe (contrainte–déformation).(Figure III.19).

Return (x2)

Mooney

Ok

Return (x2)

### III.4 Confrontation des résultats numérique et expérimental :

Nous avons obtenu les résultats expérimental et numérique et nous avons constaté un décalage entre la courbe numérique et celle obtenue expérimentalement. Cela est dû au fait que la courbe numérique résulte d'un comportement parfait du PEHD, contrairement à la courbe expérimentale où le comportement est réel, autrement dit, on tient compte de plusieurs facteurs pouvant influencer sur les propriétés de notre matériau comme sa mise en forme, découpage, usinage et bien sur les conditions nécessaires pour une sollicitation en traction (qui est l'objet de notre étude). De ce fait, nous admettons que l'étude numérique n'est qu'une prédiction du comportement, tandis que l'étude expérimentale nous donne un comportement réel qui prend en considération tous les paramètres influençant sur le comportement d'un matériau.

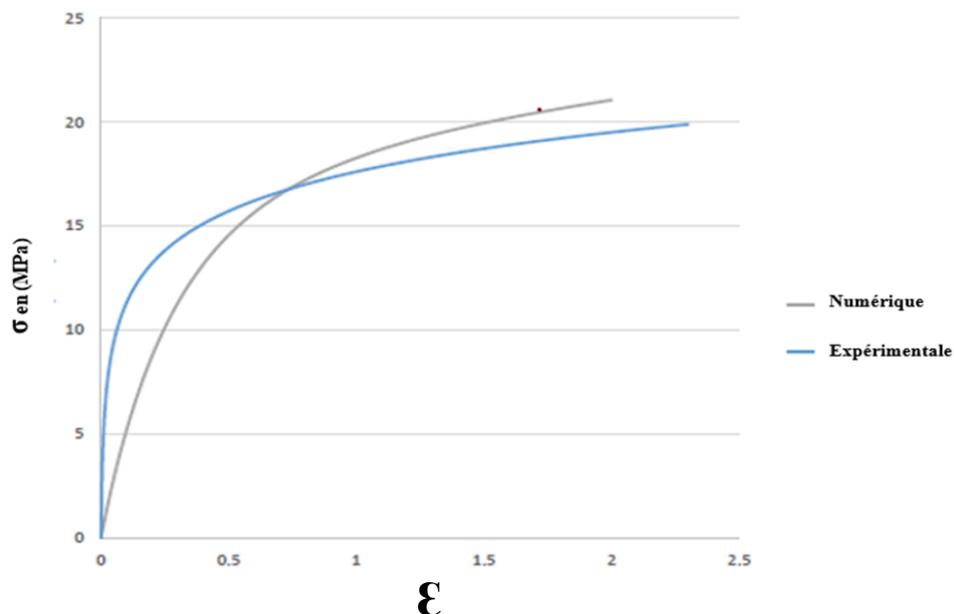


Figure III.19 : Courbes numérique et expérimentale.

De 0 à 10 MPa, les deux courbes expérimentale et numérique ont le même comportement élastique linéaire.

De 10 MPa à 16 MPa, nous remarquons que dans cette zone de la courbe expérimentale est très convexe par rapport à la courbe numérique, mais les deux présentent un comportement viscoélastique non linéaire.

Au-delà de 16 MPa, nous remarquons que les deux courbes présentent la même allure une autre fois pour la propagation de la striction : c'est le domaine élasto-plastique.

Vu le comportement donné par la méthode « Moony » intégrée dans le logiciel Marc que nous avons utilisé pour déterminer la courbe numérique (qui ne présente pas de crochet), nous avons éliminé le crochet de la courbe expérimentale afin de l'importer dans le logiciel pour ensuite l'exploiter dans le but de terminer la courbe numérique. Dans ce cas, nous pouvons faire la comparaison entre deux courbes qui ont la même allure.

### III.5 Conclusion :

L'utilité d'intégrer une courbe de traction expérimentale dans un logiciel de calcul, est la prédiction de son comportement selon différentes autres conditions, si les courbes expérimentales et numériques correspondent, cela voudrait dire que le logiciel peut donner de bonnes prédictions pour d'autres conditions de sollicitations comme la compression, la torsion, le cisaillement, le chargement multiaxial, ainsi que d'autres conditions d'essais, tel que la variation de la température. Malheureusement, le PEHD fait partie matériaux pour lesquels il est difficile de trouver une loi de comportement précise qui permettrait de prédire son comportement pour différentes sollicitations, de nombreuses études se font actuellement à ce sujet, de nouveaux modèles qui tentent d'envelopper les réponses du PEHD selon différentes sollicitations, prenant en compte les paramètres influençant son comportement sont en plains développement.

Dans ce travail, nous avons simulé l'essai de traction ; nous avons exploité les caractéristiques intrinsèques de notre matériau obtenu dans l'expérimental afin de faire le calcul en élasticité. Nous avons eu la courbe représentant la partie linéaire élastique du PEHD. Ensuite nous avons employé la courbe de tendance de l'expérimental pour les calculs en élasto-plasticité que nous avons intégré dans Marc. Par la suite, nous avons choisi la loi de comportement « Moony » intégrée dans Marc qui se rapproche le plus de nos résultats expérimentaux.

## CONCLUSION GENERALE ET PERSPECTIVE

Dans ce travail, nous avons mis l'accent sur le PEHD 100 ; nous avons décrit dans une partie bibliographique sa structure, sa morphologie et ses différentes propriétés. Nous sommes passés ensuite, à l'étude expérimentale dans laquelle nous avons fait des essais de traction monotones afin de caractériser le matériau. Les résultats ont montré un comportement ductile du PEHD qui présente pour les faibles déformations une élasticité linéaire due à la réponse des chaînes moléculaires de la phase amorphe au chargement. Il est caractérisé par un large domaine de plasticité qui est due à l'extension des chaînes sous l'effet de la déformation appliquée. Le PEHD présente aussi une zone de durcissement structural lié à l'orientation progressive des chaînes dans la direction principale de déformation et la fragmentation des cristallites qui conduit à la formation d'une microstructure fibrillaire. A la fin de cette zone, ça sera la rupture finale de l'éprouvette.

La simulation numérique de l'essai de traction par le logiciel d'analyse par éléments finis MSC Marc Mentat 2005r a été réalisée en comportement élastique et en élasto-plastique.

Enfin, la confrontation de cette simulation aux résultats de l'essai de traction a été établie.

Nous proposons que ce travail soit complété de la part des étudiants des prochaines promotions en faisant des calculs en visco-élastoplasticité.

## REFEFERENCES BIBLIOGRAPHIQUES

- [1]. Argon. AS, Cohen. RE. Polymer ; 44(19): 6013-32, 2003.
- [2]. G'SELL. C, Hiver J.M, Dahoun. A. Int J Solids Struct; 39(13) : 3857-72, 2002.
- [3]. E.J. Kramer. Microscopic and molecular fundamentals of crazing. In: Kausch, H.H.(Ed.), crazing in polymers. Advances in polymers science, Vol. 52/53. Springer- Verlag, Berlin, 1-56, 1983.
- [4]. C. G'SELL, J.M. Hiver, A. Dahoun, A. Souahi. Video-Controled tensile testing of polymers and metals beyoud the necking point. J. Mater. Sci., 27, 5031- 5039, 1992.
- [5] PETERLIN A. Molecular model of drawing polyethylene and polypropylene. Journal of Material Science, 490-508,1971.
- [6] WADE ADAMS W, YANG D, THOMAS EL .Direct visualization of microstructural deformation processes in polyethylene. Journal of Material Science; 21:22:39-53,1986.
- [7] G'SELL C, DAHOUN A. Evolution of microstructure in semi-crystalline polymers under large plastic deformation. Journal of Material Science, 183-99, 1994.
- [8] .R.K. MITTAL, I.P. SINGH, Large Deformation Behaviour of Some Thermoplastics Polymer engineering and science. 22 (1982) 356.
- [9] .Staudinger H, Die hochmolekular onorganischen Verbin dungen, Kautschakund Cellulose (The high-molecular organic compounds, rubber and cellulose), Springer, Berlin 1932.
- [10] Oussama ZAKI. ‘‘ Contribution à l’étude et à la modélisation thermodynamique du comportement anisotrope du polyéthylène à haute densité. Intégration des effets d’endommagement‘‘. Juillet 2008.
- [11] .RIDA. ARIEBY. ‘‘Caractérisation mécanique et modélisation thermodynamique du comportement anisotrope du polyéthylène à haute densité. Intégration des effets d’endommagement’’. Novembre 2007.
- [12] .TOMITA Y. constitutive modeling of deformation behavior of glacy polymers and applications international. Journal of science, 42,1455-146, 2000.

- [13] HAUDIN, J.M. ‘’ Structure et morphologie des polymères semi-cristallins. In : G’SSELL, C, Introduction à la mécanique des polymères‘’. Institut National Polytechnique de Lorraine, Nancy, France, 97- 115, 1995.
- [14] Nitta, K.H., Takayanagi, M. ‘’ Role of Tie molecules in the Yielding Deformation of Isotactic Polyethylene’’. Journal of Polymer Science, Part B: Polymer Physics, Vol.37, 357-368, 1999.
- [15] J.L. Halary ; F.Laupretre ; L. Monnerie: ‘’ Mécanique des matériaux polymères’’. Edition Belin, 2008.
- [16] G’Sell C., Haudin J.M. Introduction à la mécanique des polymères, chapitre loi de comportement mécanique des polymères solides, Ed. INPL-MECAMAT-GFP-APPLOR-FIRTECH, 1995.
- [17] LEMAITRE J., CHABOCHE J.L. Mécanique des matériaux solides, Dunod, Paris, 1985.
- [18] L. Mandelkem, et al., Size and interfacial free energies of crystallites formed from fractionated linear polyethylene, Journal of Polymer Science, Polymer Physics Edition, 4(3), p. 285-400, 1966.
- [19] L. Mandelkem and A.L. Peacock, The structure of linear polyethylene crystals formed in dilute solution, Polymer Bulletin, 16(6), p. 329-336, 1986.
- [20] Arridge R.G.C, mechanics of polymer, Oxford University Press, Oxford, Great Britain, 1975.
- [21]Leung W.P., Choy C.L., Zongneng Q., Renje W., Mechanical anisotropy in oriented linear polyethylene of various crystallinities, Journal of Applied Polymer Science, 36, 1305-1324, 1988.
- [22] Brooks N.W., Ghazali M., Duckett R.A., Unwin A.P., Ward I.M., Effects of morphology on the yield stress of polyethylene, Polymer, 40, 821-825, 1999.
- [23]Pegoretti A., Ashkar M., Migliaresi C., Marom G., Relaxation processes in polyethylene fibre-reinforced polyethylene composites, Composition Science and Technology, 60, 1181-1189, 2000.

- [24] Sirotkin R.O., Brooks N.W., The dynamic mechanical relaxation behaviour of polyethylene copolymers cast from solution, *Polymer*, 42, 9801-9808, 2001.
- [25] Rault J., Les polymères solides, Edition CEPADUES, Toulouse, France, 2002.
- [26] N.G. Mac Crum, B.E. Read, G. Williams ; Anelastic and dielectric effects in polymer solids; Wiley, New York, p353-376, 1967.
- [27] N. Alberola, J.Y. Cavaille, J. Perez; Mechanical and relaxations in polyethylene. I-Glass transitions of polyethylene; *Eur. Polym. J.*, 28, 935, 1992.
- [28] Castagnet S., Comportement mécanique du PVDF: compétition entre cavitation et écoulement visqueux, Thèse de Doctorat, Université de Poitiers, Science des Matériaux, 1995.
- [29] Ward I.M., Review: the yield behaviour of polymers. *Journal of Materials Science* 6.
- [30] Oudet C. Polymère: Structure et propriétés- Introduction. Masson, Paris, 1994.
- [31]. M. Ishikawa and I. Narisawa, Crazeing in semicrystalline thermoplastics, *Advances in polymer science*, 1990, 91/92, p. 353-391.
- [32]. A. Peterlin, Mechanical properties of fibrous structure, extrait de "Ultra-high modulus polymers", A Ciferri; I M Ward, London : Appl. Sci. Pub. Ltd, 1979, p. 279-320.
- [33]. I.M. Ward, Review: the yield behavior of polymers, *Journal of materials science*, 1971, 6(11), p. 1397-1417.
- [34]. H.H. Kausch, et al., Crazeing in semicrystalline thermoplastics, *Journal of macromolecular science, part B-Physics*, 1999, B38(5-6), p. 803-815.
- [35]. A. Peterlin, Molecular model of drawing polyethylene and polypropylene, *Journal of materials science*, 1971b, 6(6), p. 490-508.
- [36]. S.N. Zhurkov and V.S. Kuksenko, The micromechanics of polymer fracture, *International journal of fracture*, 1975, 11(4), p. 629-639.
- [37]. Q. Fu, Y. Men, and G. Strobl, A molar mass induced transition in the yielding properties of linear polyethylene, *Polymer*, 2003, 44(6), p. 1941-1947.
- [38] .F. Addiego. Caractérisation de la variation volumique du polyéthylène au cours de la déformation plastique en traction et en fluage. Thèses 2006.
- [39] .L. Douminge. Etude du comportement du PEHD sous irradiation ultraviolette ou sollicitation mécanique par spectroscopie de fluorescence. Université La Rochelle, 2010.

- [40] Balta-Calleja F.J., Peterlin A., Plastic deformation of polypropylene. VI. Mechanism and properties, *Journal of Macromolecular Science-Physics*, B4 (3), 519-540, 1970.
- [41] Friedrich K., Strength and fracture of crystalline isotactic polypropylene and the effect of molecular and morphological parameters, *Progress Colloid and Polymer Science*, 66, 299-309, 1979.
- [42] Kramer E.L., Microscopic and molecular fundamentals of crazing, *Advances in Polymer Science*, Crazing in polymers, 52/53, Edited by Kausch H.H., Springer-Verlag, Berlin-Heidelberg, Germany, 1-56, 1983.
- [43] Tijssen M.G.A, Van der Giessen E., Sluysa L. J., Simulation of mode I crack growth in polymers by, *International Journal of Solids and Structures*, 37, 7307-7327, 2000.s
- [44] Castagnet S., Gacougnolle J.L., Dang P., Correlation between macroscopical viscoelastic behaviour and micromechanisms in strained polyvinylidene fluoride (PVDF), *Materials Science and Engineering*, A276, 152-159, 2000.
- [45] Aboulfaradj, M., G'Sell C., Ulrich B. and Dahoum A., 'In situ observation of the plastic deformation of polypropylene spherulites under uniaxial tension and simple shear in the scanning electron microscope' *Polymer*, 36, 737-742, 1995.
- [46] Haudin J.M., G'Sell C., Mécanismes microscopiques de déformation des polymères semi-cristallins, *Introduction à la mécanique des polymères*, Edité par G'Sell C. et Haudin J.M., Institut National polytechnique de Lorraine, Nancy, France, 251-273, 1995.
- [47] Friedrich .K., Strength and fracture of crystalline isotactic polypropylene and the effect of molecular and morphological parameters, *Progress Colloid and Polymer Science*, 66, 299-309, 1979.
- [48] Fu Q., Men Y., Strobl G., Understanding of the tensile deformation in HDPE/LDPE blends based on their crystal structure and phase morphology, *polymer*, 44, 1927-1933, 2003.
- [49] Nitta K.H., Takayanagi M., Tensile yield of isotactic polypropylene in terms of a lamellar cluster model, *Journal of Polymer Science, Part B: Polymer Physics*, 38, 1037-1044, 2000.
- [50] Haudin J.M., G'Sell C., Mécanismes microscopiques de déformation des polymères semicristallins, *Introduction à la mécanique des polymères*, Edité par G'Sell C. et Haudin J.M., Institut National Polytechnique de Lorraine, Nancy, France, 251-273, 1995.

- [51] Peterlin, A., 'Molecular model of drawing polyethylene and polypropylene' *Journal of Material Science*, 6, 490-508, 1971.
- [52] J.M. Schultz, Microstructural aspects of failure in semi-crystalline polymers, *Polymer engineering and science*, 24(10),p. 770-785, 1984.
- [53]J.M.Haudin ; Plastic deformation of amorphous and semi-crystalline materials, ED.B. Escaig, C.G'sell, Les éditions de physique, Les Ulis, France, p. 291-311, 1982.
- [54] Friedrich K., Strength and fracture of crystalline isotactic polypropylene and the effect of molecular and morphological parameters, *Progress Colloid and Polymer Science*, 66, 299-309, 1979.
- [55]PEACOCK (J.A.).-Handbook of Polyethylene- Structure, properties & applications. MARCEL DEKKER INC. (2000).
- [56] Catalogue du Groupe CHIALI, Siège et Direction Générale : Voie A. Zone Industrielle B.P 160. SIDI BELABES, 22000 Algérie. Caractéristiques de la matière PE, p2.
- [57] R. RAGHAVA, R. M. CADDELL and G. S. Y. YEH, *J. of Materials Science* 8, 225-232. 1973
- [58] J. ROSE, R. A. DUCKETT, I. M. WARD, The yield behaviour of poly (phenylenebibenzimidazole) *Journal of Materials Sciences*. 30, 5328-5334. 1995
- [59] L. DAVID, R. QUINSON, C. GAUTHIER and J. PEREZ, *Polymer Eng. And Sci.*, October, Vol. 37, N°10, 1633-1640. 1997
- [60] R. QUINSON, J. PEREZ, M. RINK et A. PAVAN, *J. of Mat. Sci.* 32, 1371-1379.1997.

## Tutoriel pour l'installation du logiciel MSC Marc 2005r

### Comment installer ce logiciel ?

Par rapport aux autres versions, celle-ci ne s'installe que sur l'XP.

Pour installer ce logiciel il faut suivre les étapes énumérées ci-après :

- a) Copier le logiciel MSC Marc sur le bureau.
- b) Créer le dossier Flexlm dans le C:\.
- c) Copier le contenu du dossier Crack dans le dossier Flexlm déjà créé.
- d) Aller dans le **C: \Flexlm\ licence.dat**.
- e) 6-Ouvrir le fichier avec Bloc-notes et changer le nom de l'ordinateur dans le fichier licence. Copier et coller le nom de ton ordinateur (dans notre cas, ça correspond à « sofiane »). Voir la **figure 1**.

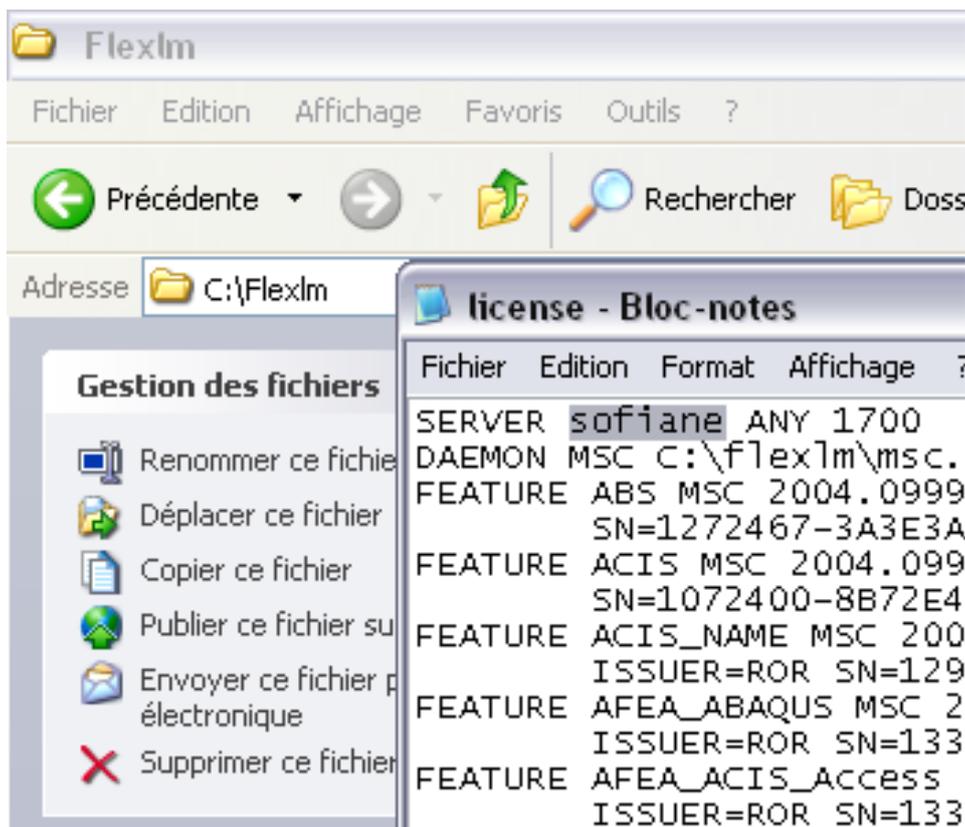


Figure 1

- f) Aller dans le fichier (Lm Tools) qui se trouve dans **C : \ Flexlm \ LmTools** et faire ceci :

- Ouvrir le fichier « LmTools » (figure 2).

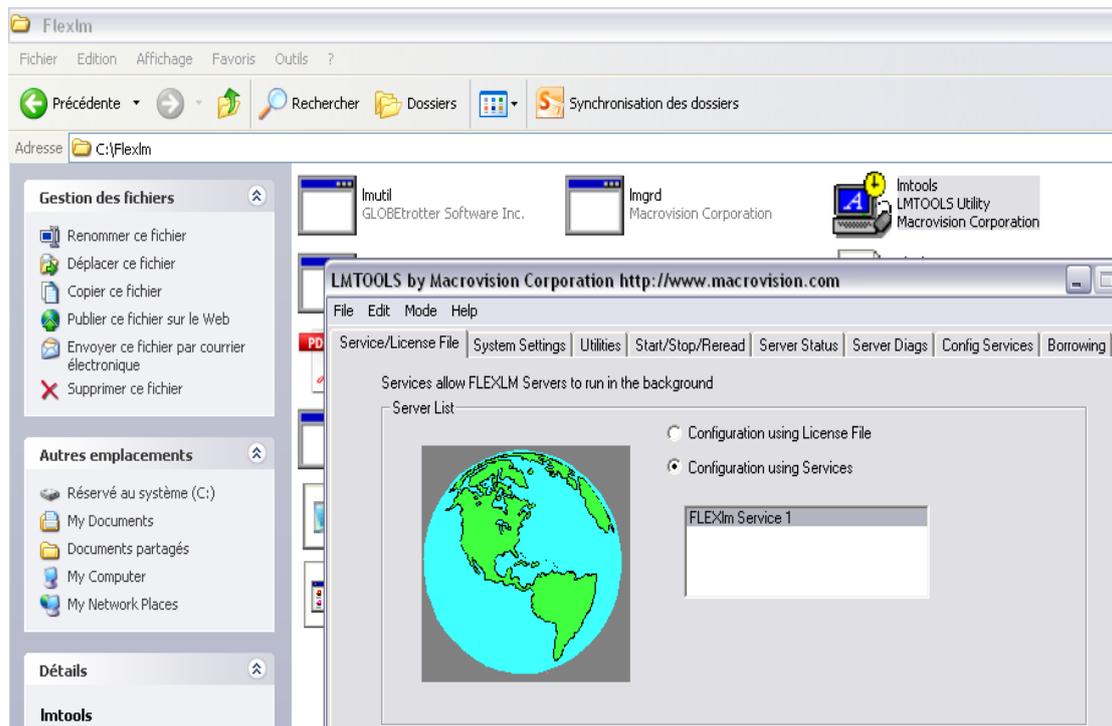


Figure 2

- Aller dans l'onglet « Configuration Services » (figure 3).

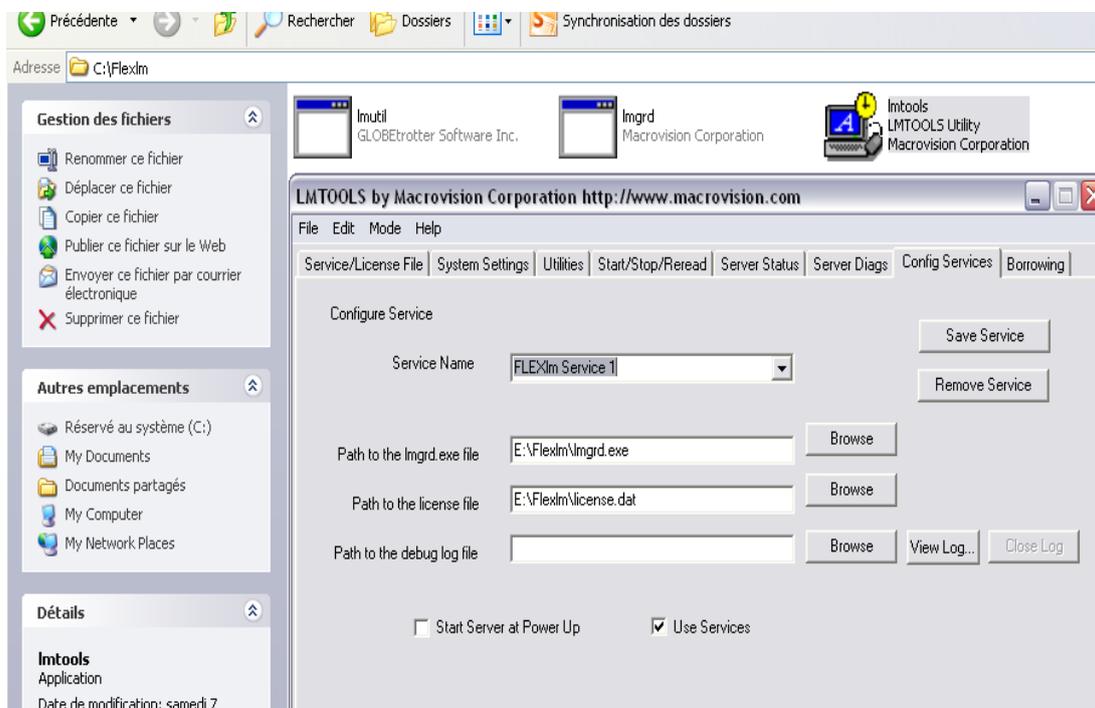


Figure 3

- Cliquer sur le premier « Browse », choisir le fichier « lmgrd.exe » puis « ouvrir » (figure 4).

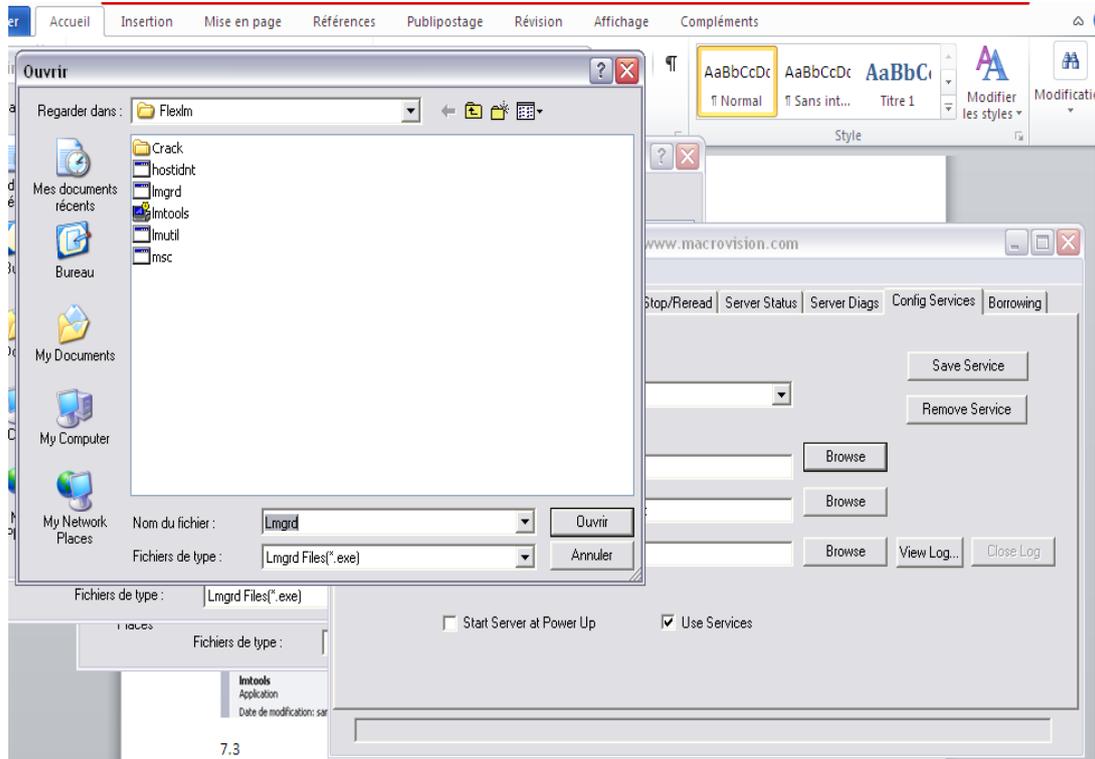


Figure 4

- Cliquer sur le 2ème « Browse » puis sur « fichiers de type » et choisir « licence files.dat » ensuite le fichier « licence.dat » puis « ouvrir » (figure 5).

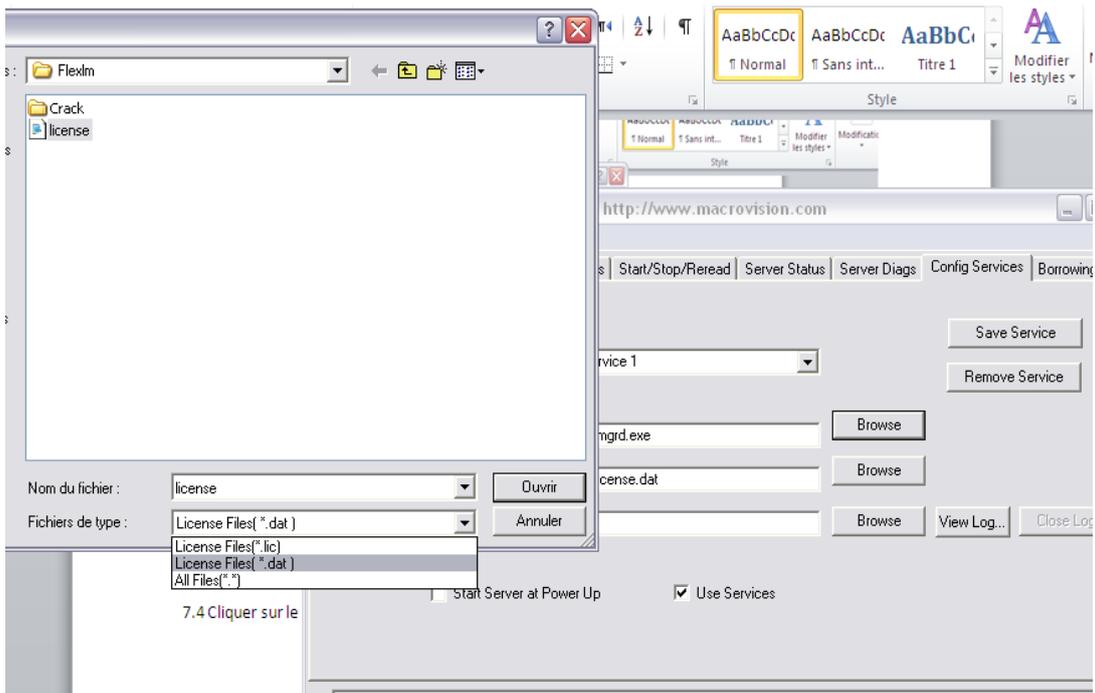
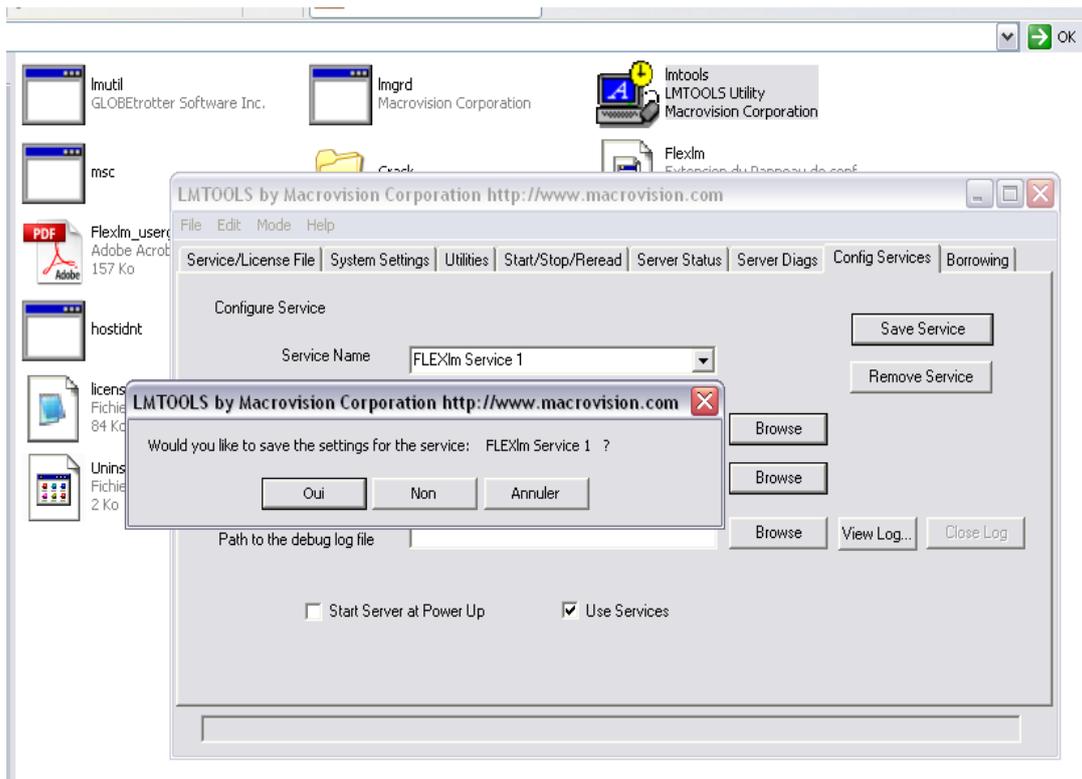


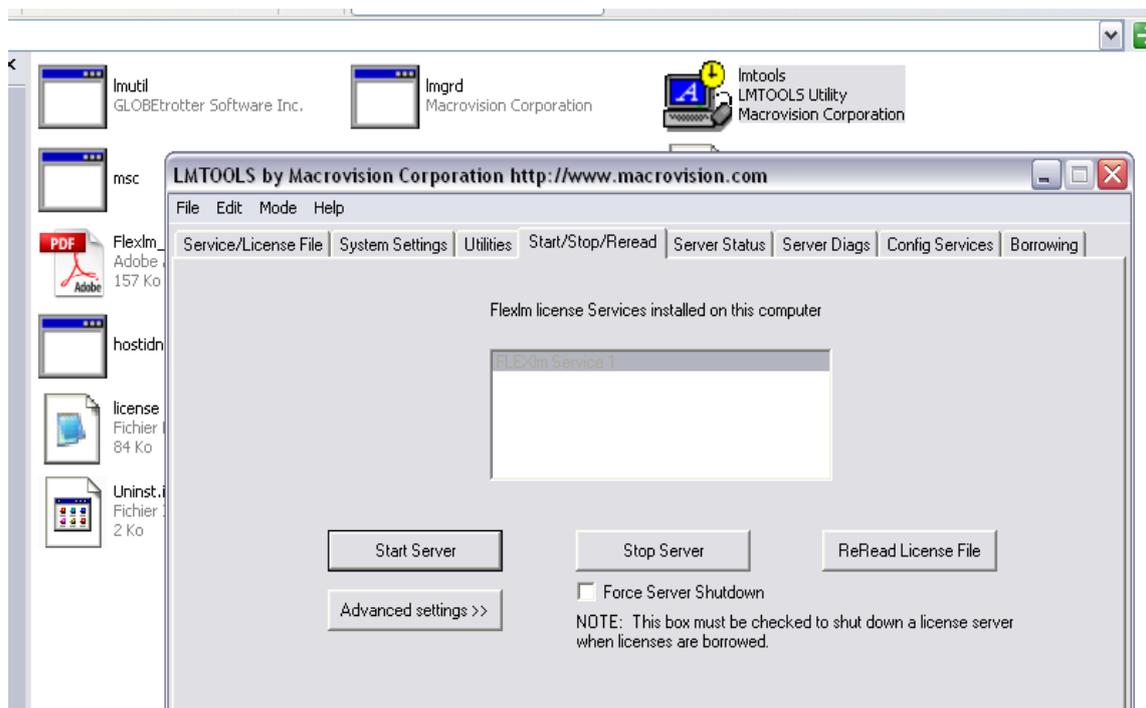
Figure 5

- Cliquer sur « save service » et choisir « oui » sur la boîte de dialogue (**figure 6**).



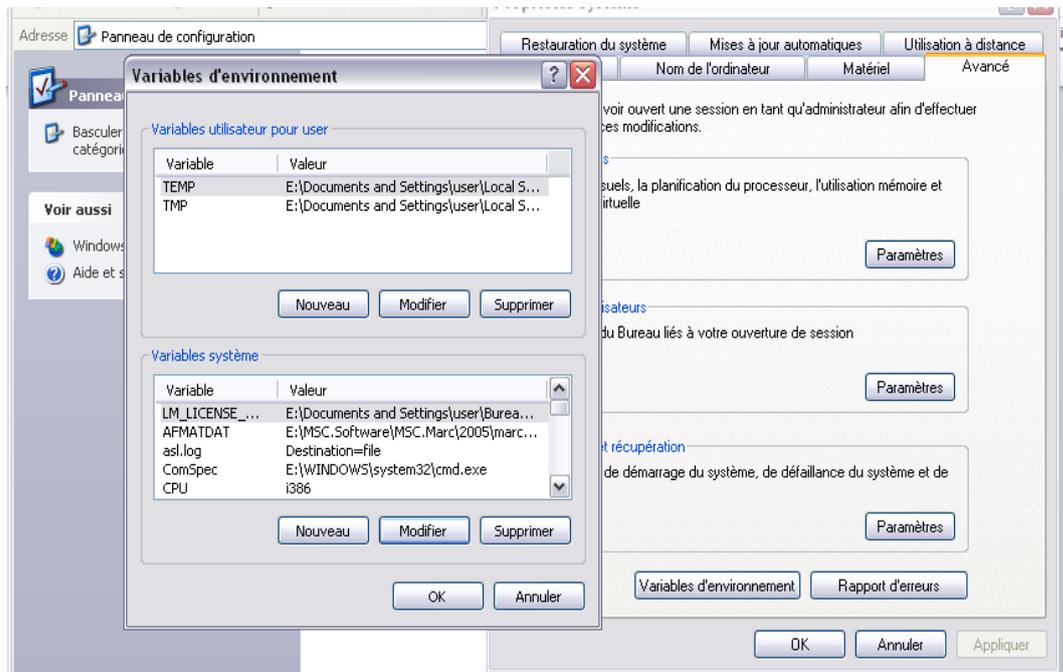
**Figure 6**

- Aller dans l'onglet « Start/Stop/Reread » et cliquer sur « Start server », on verra le message « server start successfully » (**figure 7**).



**Figure 7**

- g) Aller dans « Panneau de configuration » puis cliquer sur l'icône « Système », « Avancé » ensuite sur « Variables d'environnement » (**figure 8**).

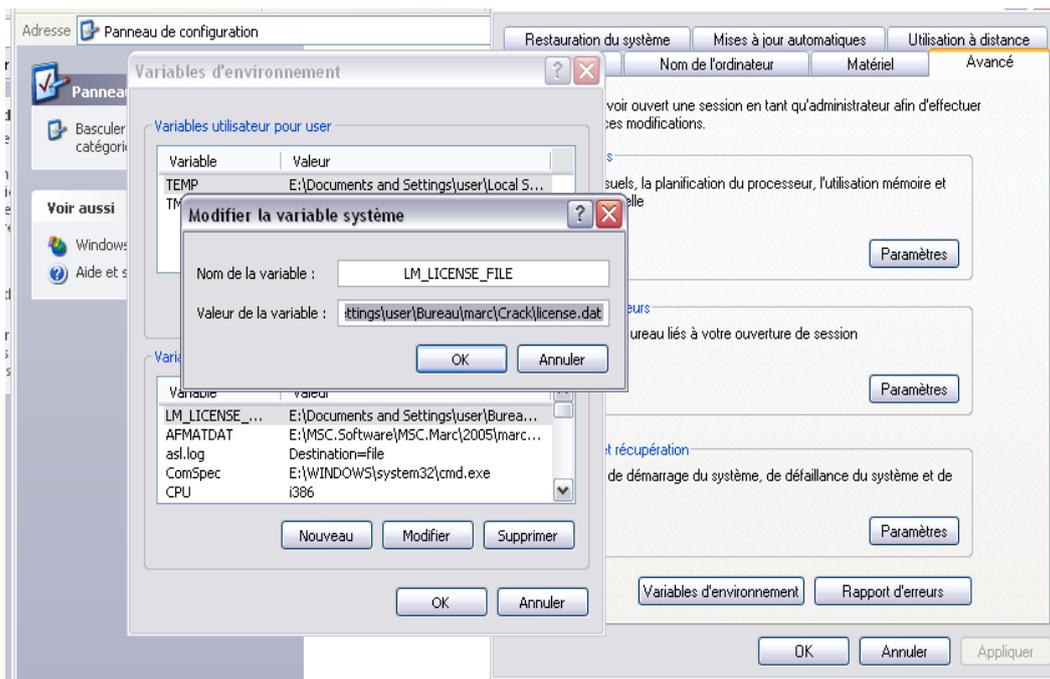


**Figure 8**

- Modifier la variable d'environnement « LM\_LICENCE » et si elle n'existe pas, il suffit de la créer avec le bouton « nouveau » (**figure 9**).

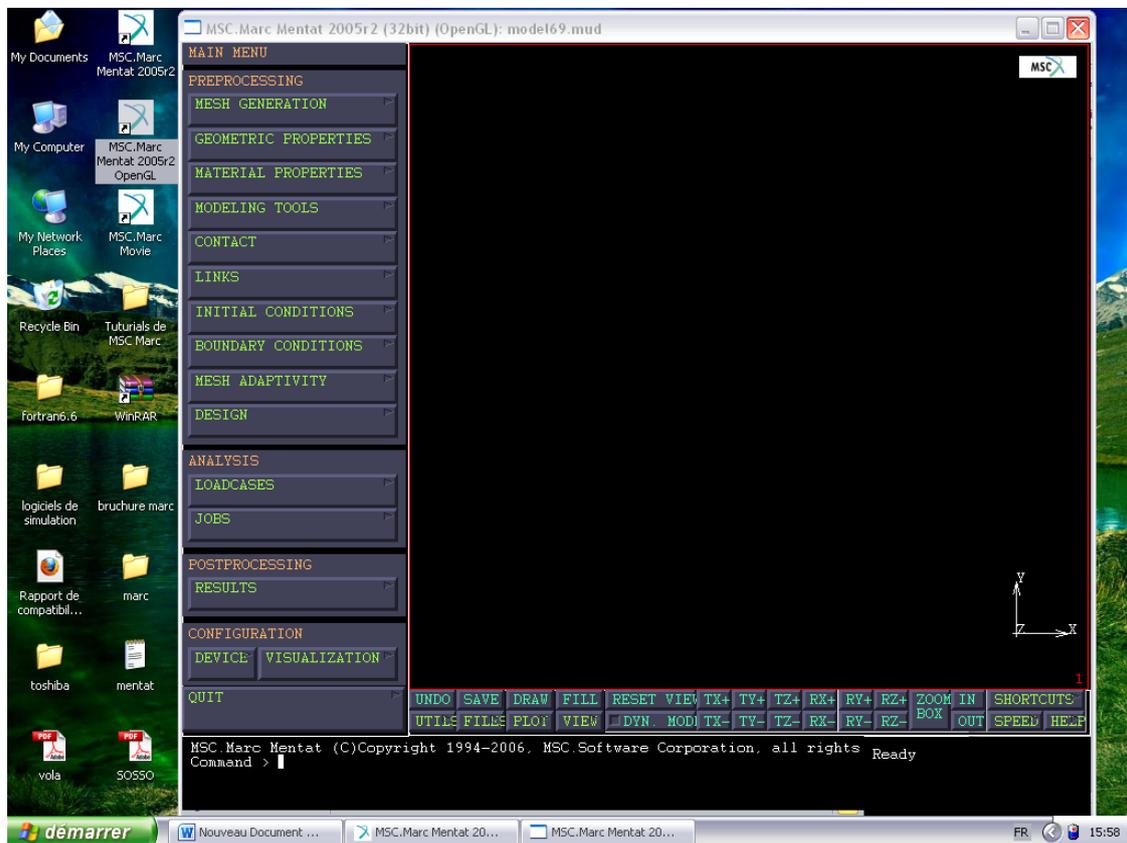
Nom de la variable : LM\_LICENCE

Valeur de la variable : C:\Documents and Settings\user\Bureau\marc\Crack\license.dat



**Figure 9**

- h) Installer le logiciel normalement. Quand il demande le chemin vers la licence, donner-le le chemin suivant : **C:\Flexlm\licence** et continuer l'installation jusqu'à la fin.
- i) Cliquer sur l'icône du logiciel qui se trouve sur le bureau pour lancer le logiciel. Vous trouverez son interface comme elle est indiquée sur la **(figure 10)**.



**Figure 10**

- ❖ Si le logiciel ne s'ouvre pas directement en cliquant sur l'icône qui se trouve sur le bureau, il faut suivre les étapes indiquées ci-dessous pour pouvoir l'ouvrir:

- Démarrer –Rechercher **(figure 11)**.



**Figure 11**

