



**MEMOIRE**

Présenté en vue de l'obtention du diplôme de **MAGISTER**

**CONTRIBUTION À L'ETUDE EXPERIMENTALE D'UN  
POLYETHYLENE A HAUTE DENSITE (PEHD)  
- EFFET DE LA TEMPERATURE ET DE LA VITESSE DE  
DEFORMATION -**

**OPTION :  
MATERIAUX AVANCES**

**PAR :  
SADOUN SOFIANE**

**DIRECTEUR DE THESE:** Dr ZEGHIB NASSEREDDINE MC UNIV ANNABA

**DEVANT LE JURY**

**PRESIDENT:** Dr SOUABI ABDELHAMID MC UNIV ANNABA

**EXAMINATEURS:**

Dr BOURAS SEDDIK MC UNIV ANNABA  
Dr GHELDANE FARID MC UNIV ANNABA

**ANNEE 2007**

## DEDICACE

**J**e dédie ce mémoire :

*À mes parents*

*À Mon frère et mes sœurs*

*À Ma grand-mère et à toute ma famille*

*À Mes collègues de la première année Magister :*

*Fehima, Leïla, Amel, Melika et Zoubir.*

*À Mes amis : Yacine, Hocine, Sofiene et Omor.*

*Sofiane*

# Remerciements

*Je voudrais en tout premier lieu remercier chaleureusement Le Docteur ZEGHIB NASSEREDDINE, qui a suivi et encadré ce travail avec intérêt, disponibilité et compétence.*

*Ma gratitude et mes remerciements au Docteur SOUABI ABDELHAMID, qui m'a fait l'honneur d'accepter de présider ce jury.*

*Je remercie vivement Dr BOURAS SEDDIK pour m'avoir fait l'honneur d'accepter de juger ce travail.*

*Mes remerciements aussi au Docteur GHELDANE FARID qui a accepté lui aussi de participer au jury et juger ce mémoire.*

*Un grand merci à M<sup>elle</sup> GHABECHE WAFIA qui a toujours fait l'impossible pour m'aider à effectuer ce travail.*

*Mes remerciements vont également au Professeur CHAOUI KAMEL Directeur du Laboratoire de Mécanique des Matériaux et Maintenance Industrielle (LR3MI), qui m'a permis de s'initier aux essais mécaniques sur la machine de traction et de réaliser la deuxième partie expérimentale.*

# ANNEXES

Ces annexes sont constituées sous formes de trois tableaux :

- Annexe 1 : liste des figures citées dans ce mémoire.
- Annexe 2 : liste des abréviations des polymères cités.
- Annexe 3 : liste des tableaux.

Page	Figure	Titre
21	I.01	Monomère d'un homopolymère : (a) d'une façon globale (b) d'un polyéthylène
23	I.02	Structure d'un polyéthylène: (a) linéaire à haute densité (PEHD) (b) ramifiée à basse densité (PEBD)
23	I.03	Structure d'un thermodurcissable
24	I.04	Structure d'un élastomère
25	I.05	Structure d'un thermoplastique linéaire
25	I.06	Forces des liaisons dans un thermoplastique
26	I.07	structures d'un polymère semi cristallin
26	I.08	Représentation de la structure cristalline de polymère (a) lamelles ; (b) détail de lamelles montrant le repliement des chaînes
27	I.09	Représentation schématique d'une sphérolite
28	I.10	Structure d'un polymère amorphe
31	I.11	Signe de la propriété de recyclage
31	I.12	Sigles Ruban de Möbius pour quelques polymères
33	I.13	Utilisation des matières plastiques en Europe dans l'année 1994
38	I.14	Destination de production de polyéthylène à haute densité en Algérie
40	II.01	Différents essais mécaniques
41	II.02	Courbe contrainte - déformation pour une traction uniaxiale d'un matériau ductile
42	II.03	Courbes nominale (brute) et vraie d'un matériau ductile pour une traction uniaxiale
43	II.04	Système vidéo de traction
43	II.05	Tache de repère dans une éprouvette d'essai
44	II.06	Courbe nominale contrainte-déformation d'un polymère semi-cristallin en traction uniaxiale étiré à une vitesse d'allongement constante et représentation de changement schématique d'une éprouvette lors de traction
45	II.07	Différentes zones de traction uniaxiale d'un thermoplastique semi-cristallin avec la représentation schématique de l'éprouvette d'essai
48	II.08	Evolution de la courbe de traction pour un propylène

Page	Figure	Titre
49	II.09	Courbes contrainte-déformation vraies d'un polyéthylène à haute densité (PEHD) : (a) pour des différentes vitesses de déformation (b) pour des différentes températures
50	II.10	Variations de la contrainte à la limite élastique $R_e$ en fonction de la température T
50	II.11	Variation de Module d'élasticité E en fonction de la température T pour un thermoplastique semi-cristallin
51	II.12	Variation de module d'élasticité en fonction de la température pour différents degrés de cristallinité.
55	III.01	Mesure des dimensions de l'éprouvette
55	III.02	Forme d'une éprouvette plane mise à la traction
55	III.03	Éprouvette d'essai mise en place dans la machine de traction
57	III.04	Machine de traction Zwicky Textpert version 9 (LR3MI)
64	III.05	Courbes expérimentales de traction contrainte-déformation d'un polyéthylène à haute densité mis à des températures différentes et à une vitesse de déformation $\dot{\epsilon}$ constante avec des images des éprouvettes à la fin d'expériences
51	III.06	Courbes expérimentales de traction contrainte-déformation d'un polyéthylène à haute densité mis à des vitesses de déformation $\dot{\epsilon}$ différentes et à une température constante avec des images des éprouvettes à la fin d'expériences
73	IV.01	Courbe contrainte-déformation pour un essai de traction d'un polyéthylène à haute densité (PEHD) : (a) à température ambiante (b) forme géométrique globale
79	IV.02	Variation de la résistance à la limite élastique $R_e$ : (a) en fonction de la température T (b) en fonction de la vitesse de déformation $\dot{\epsilon}$
80	IV.03	Variation de la résistance à la traction $R_m$ : (a) en fonction de la température T (b) en fonction de la vitesse de déformation $\dot{\epsilon}$
81	IV.04	Variation de module d'Young : (a) en fonction de la température T (b) en fonction de la vitesse de déformation $\dot{\epsilon}$
82	IV.05	Variation de la résistance à la rupture $R_p$ en fonction de la vitesse de déformation $\dot{\epsilon}$
82	IV.06	Variation de la déformation au niveau de la rupture en fonction de la vitesse de déformation $\dot{\epsilon}$

Annexe 1 : Liste des figures

Abréviation	Polymère
PE	Polyéthylène
PEBD	Polyéthylène à Basse Densité
PE-BDL	Polyéthylène Linéaire à Basse Densité
PEHD	Polyéthylène à Haute Densité
PE-UHPM	Polyéthylène à Ultra Haut Poids Moléculaire
PVC	Chlorure de Polyvinyle
PA	Polyamide
PTFE	Polytétra-fluoréthylène
PC	Polycarbonate
PF	Résines Phénoliques
UP	Résines de Polyester
EP	Résines Epoxydes
PUR	Résines de Polyuréthane
SI	Silicones
IIR	Caoutchoucbutyle
EPDM	Caoutchouc terpolymère
CSM	Polyéthylène Chlorosulfoné
PET	Poly (téréphtalate d'éthylène)
PBT	Poly (téréphtalate de butylène)
POM	Poly (Oxyméthylène)

Annexe 2 : Liste des abréviations des polymères cités



Tableau	Titre	Chapitre	Page
01	Taux de cristallinité $\chi$ (%) de quelques thermoplastiques semi-cristallins	I	27
02	Températures de transitions vitreuses $T_g$ et de fusions $T_f$ pour quelques semi-cristallins	I	30
03	Quelques propriétés d'un Polyéthylène à Haute Densité (à Température ambiante)	I	37
04	Production de polyéthylène à haute densité (PEHD) en 2003, de quelques pays [en milliers de tonnes]	I	38
05	Valeurs de la contrainte à la limite élastique $R_e$ en fonction de la température $T$	II	49
06	Différentes valeurs de longueurs initiales des éprouvettes lors des expériences de traction pour des températures différentes et une vitesse de déformation $\dot{\epsilon}$ constante	III	56
07	Différentes vitesses de déformation $\dot{\epsilon}$ pour chaque éprouvette	III	57
08	Différentes valeurs expérimentales de propriétés mécaniques des six éprouvettes (Influence de la température)	IV	75
09	Différentes valeurs caractéristiques de propriétés mécaniques des quatre éprouvettes (Influence de la vitesse de déformation)	IV	75

Annexe 3 : liste des tableaux cités

# Sommaire

<b>RESUME</b>	12
<b>INTRODUCTION</b>	15
<b>CHAPITRE I : ETUDE BIBLIOGRAPHIQUE</b>	18
I.1 INTRODUCTION	19
I.2 DECOUVERTE DES POLYMERES ET LEURS EVELOPPEMENTS	19
I.3 GENERALITES SUR LES POLYMERES	21
I.3.1. Macromolécule	21
I.3.1.a) Liaisons chimiques	21
I.3.1.b) Liaisons physiques	22
I.3.2.Types de polymères	23
I.3.2.a) Thermodurcissables	23
I.3.2.b) Elastomères	24
I.3.2.c) Thermoplastiques	24
I.3.3. Domaines d'état	28
I.3.3.a) Etat vitreux	29
I.3.3.b) Etat caoutchoutique	29
I.3.3.c) Etat fondu	29
I.3.4 Polymères homogènes et hétérogènes	30
I.3.5.Propriétés et utilisation	30
I.3.5.a) Le recyclage	30
I.3.5.b) La conduction	32
I.3.5.c) Utilisations	32
I.3.6 Polymérisation de polymère	34
I.3.6.a). Le raffinage et le vapocraquage	34
I.3.6.b) Les réactions de polymérisation	34
I.3.6.c).Les adjuvants	35
I.3.6.d). Mises en forme	35
I.4 POLYETHYLENE A HAUTE DENSITE	36
I.4.1. Histoire et développement	36

I.4.2. Description générale	37
I.4.3. Propriétés	37
I.4.4. Utilisation	37
I.4.5. Production	38
<b>CHAPITRE II : EFFET DE LA TEMPERATURE ET DE LA VITESSE DE DEFORMATION SUR LE PEHD</b>	39
II.1 INTRODUCTION	40
II.2. DIFFERENTS ESSAIS MECANIQUES	40
II.3. ESSAI DE TRACTION	40
II.4. LA TRACTION D'UN POLYMERE SEMI-CRISTALLIN	43
I.5. EXEMPLE DE TRACTION D'UN POLYMERE SEMI CRISTALLIN	45
II.6 INFLUENCE DE LA VITESSE DE DEFORMATION ET LA TEMPERATURE SUR LE PEHD	48
II.7 INFLUENCE DE LA TEMPERATURE SUR LA CONTRAITE À LA LIMITE ELASTIQUE ET LE MODULE D'YOUNG	49
<b>CHAPITRE III : ETUDE EXPERIMENTALE</b>	53
III.1 INTRODUCTION	54
III.2 DESCRIPTION DES MACHINES DES ESESSAIS	54
III.2.1. Logiciel de pilotage	54
III.2.2. Etapes des essais	55
III.2.3. Résultats des essais	55
III.3 ESSAI EXPERIMENTAUX	56
III.3.1 Essais à plusieurs températures	56
III.3.2 Essais à plusieurs vitesses de déformation	56
III.4 RESULTATS DES EXPERIENCES	57
III.4.1 Résultats sous l'influence de la température	58
III.4.2 Résultats sous l'influence de la vitesse de déformation	65
<b>CHAPITRE IV : DEPOUILLEMENT ET ANALYSES DES RESULTATS EXPERIMENTAUX</b>	71

IV.1. INTRODUCTION	72
IV.2. DEPOUILLEMENT DES RESULTATS OBTENUS	72
IV.3. ANALYSE DES COURBES	72
IV.4. VARIATIONS DES PARAMETRES MECANIQUES	76
<b>CHAPITRE V : INTERPRETATION</b>	<b>82</b>
V.1. INTRODUCTION	83
V.2. EXPLICATION DE L'EFFET DE LA TEMPERATURE ET DE LA VITESSE DE DEFORMATION SUR LE COMPORTEMENT MECANIQUE DU PEHD	83
<b>CONCLUSION ET PERSPECTIVES</b>	<b>87</b>
<b>REFERENCES</b>	<b>89</b>
<b>PV DES DEUX MACHINES</b>	<b>93</b>

# RESUME

Nous avons étudié le comportement mécanique d'un Polyéthylène à Haute Densité (PEHD) soumis à des essais de traction. L'effet de la température et de la vitesse de déformation est mis en évidence. L'approche consiste à étudier et à analyser l'évolution de la géométrie globale des courbes contrainte-déformation. Les différentes zones caractéristiques de ces courbes sont tracées d'abord en fonction de la température puis de la vitesse de déformation. La comparaison avec les résultats bibliographiques s'accorde bien et montre le comportement ductile du PEHD. L'effet de la température et de la vitesse, se faisant en sens inverse, se retrouve aussi dans les matériaux métalliques mais, pour les polymères, il est dramatique.

We studied the mechanical behavior of a Polyethylene with High Density (HDPE) subjected to tensile tests. The effect of the temperature and the speed of deformation is highlighted. The approach consists in studying and analyzing the evolution of the total geometry of the stress-strain curves. The various zones characteristic of these curves are traced initially according to the temperature then of the speed of deformation the comparison with the bibliographical results agree well and show the ductile behavior of the. HDPE The effect of the temperature and speed, being done in opposite direction, is also found in metallic materials but, for polymers, it is dramatic.

# INTRODUCTION



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.

Même les premiers hommes les ont utilisés comme des plastiques naturelles tels que : l'argile, l'ambre, la cellulose, l'écaille, le poil, la soie, le coton, le caoutchouc naturel, les résines végétales et la corne.

L'apparition des plastiques synthétiques est jeune, et a évolué avec le développement de la chimie organique. Les plus importants à l'échelle industrielle correspondent à 30 ou 40 types de plastiques différentes, proposés sous 25000 marques commerciales environ. Parmi ces derniers, 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. Le PEHD est utilisé dans divers domaines dont : emballage, revêtements de câbles et tuyauteries 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 présente étude.

Cette étude consistera en des expériences de traction sur des éprouvettes de PEHD sous deux effets importants : la température et la vitesse de déformation.

L'objectif est de connaître le comportement mécanique du matériau selon la variation de la température d'une part, et sous l'effet de la vitesse de déformation d'autre part.

Le présent travail est structuré en six chapitres, le premier chapitre est une vue générale sur les polymères, leurs propriétés, structures, mise en forme, application dans la vie ... et description du Polyéthylène à Haute Densité.

Le deuxième chapitre portera sur l'étude d'une façon théorique du comportement de ce polymère avec la variation des paramètres cités ci-dessus.

Le troisième chapitre présente une étude expérimentale sur des éprouvettes de PEHD lors de traction, sous l'influence de deux paramètres cités.

Le quatrième chapitre est concerné à l'analyse et au dépouillement des résultats expérimentaux obtenus.

Dans le cinquième chapitre, on présente l'interprétation des résultats d'expériences ; suivi d'une conclusion de ce travail et perspectives.

## CHAPITRE I

# ETUDE BIBLIOGRAPHIQUE

## **I.1. INTRODUCTION :**

Un matériau est appelé **plastique**, qu'il soit naturel ou synthétique, quand après avoir été déformé par une action externe (température + contrainte, pression, ...), il conserve la forme acquise après la fin de cette action. Il vient du mot grec **plastikos** qui signifie modelable.

Scientifiquement il a le nom **polymère**, qui veut dire en grec plusieurs unités. C'est un matériau organique composé essentiellement d'atomes de carbone et d'hydrogène.

Dans les années 1920, Hermann Staudinger a démontré qu'il était formé de longues chaînes moléculaires qualifiées de **macromolécules**, elles-mêmes formées d'une répétition de molécules élémentaires appelées **monomères** (motifs, éléments de base, mères). Ainsi la molécule de polyéthylène est formée de l'association en chaînes du motif **-CH<sub>2</sub>-CH<sub>2</sub>-** provenant de l'éthylène **C<sub>2</sub>H<sub>4</sub>**. Le nombre de motifs  $n$  qui est entier, peut être extrêmement élevé jusqu'à  $10^6$ .

La méthode d'élaborer le polymère à partir de monomères ou macromolécules est appelée **la polymérisation**.

## **I.2. DECOUVERTE DES POLYMERES ET LEURS DEVELOPPEMENTS :**

- Le premier plastique est issu de la cellulose et a été découvert en 1869 par les frères Hyatt.
- Le PVC (Chlorure de Polyvinyle) a été découvert par accident à au moins deux occasions au cours du XIXe siècle, d'abord en 1838 par Henri Victor Regnault et en 1872 par Eugen Baumann. Dans les deux cas, le polymère est apparu comme un solide blanc

dans des bouteilles de Chlorure de Vinyle après qu'elles aient été exposées à la lumière solaire.

- La bakélite plastique 100% synthétique a été obtenue par hasard en 1907 à partir du phénol et du formol, par le chimiste belge Léo Baekeland.
- Le PA (Polyamide) a été synthétisé pour la première fois en 1941 par Wallace Carothers. Il a été très rapidement utilisé dans l'industrie textile, en particulier pour la fabrication des toiles de parachute. Ce matériau est connu dans le marché sous le nom de Nylon (l'acronyme de **N**ow **Y**ou **L**ose **O**ld **N**ippon). Aujourd'hui il y a plusieurs types de polyamides, généralement désignés par des chiffres ex : PA 6, PA 11, PA 12. Une des principales différences entre ces types est la température de fusion et par conséquent la tenue thermique.
- Le PTFE (Polytétra-Fluoréthylène), sous le nom commercial TEFLON a été découvert par Roy J. Plunkett en 1938 et qui fut introduit commercialement en 1949.
- Le PC (PolyCarbonate) a été découvert en 1953 par trois chercheurs : Schnell, Bottenbruch et Krimm. Sa première mise sur le marché date de 1958.
- Le Polyéthylène (PE) est un des polymères les plus simples et les moins chers. C'est un plastique inerte et le plus employé, il compose notamment de la moitié des emballages. Suivant la méthode de polymérisation, le PE peut être classé en plusieurs types :
  - Polyéthylène Basse Densité ou PEBD (LDPE en anglais pour Low Density Polyethylene) inventé en 1933 par E.W Fawcett et R.O Gibson.
  - Polyéthylène à Ultra Haut Poids Moléculaire ou PE-UHPM (UHMWPE en anglais pour Ultra High Molecular Weight Polyethylene).
  - MDPE (Medium Density PE).
  - Polyéthylène Linéaire à Basse Densité ou PE-BDL (LLDPE en anglais pour Linear Low Density Polyethylene)
  - Polyéthylène Haute Densité ou PEHD (HDPE en anglais pour High Density Polyethylene) synthétisé en 1953 par le chimiste allemand Karl Ziegler.
- Les années 1970 ont vu l'arrivée de « la troisième génération » de matériaux plastiques de haute technologie ; cette innovation s'est poursuivie au cours des années 80 et 90, avec de nouveaux polymères créés pour relever des défis de conception spécifiques. Les récentes améliorations en matière de technologies catalytiques permettent un meilleur contrôle de la structure moléculaire des polymères et fournissent des propriétés physiques

améliorées, par exemple une nouvelle génération de catalyseurs métallocènes permet la fabrication de films de Polyéthylène plus résistants et plus transparents.

### I.3. GENERALITES SUR LES POLYMERES :

Un polymère est constitué de macromolécules, elles même sont constituées d'une chaînes de monomères.

On distingue les **homopolymères** constitués de répétition d'une unique structure moléculaire (figure I.1) et les **copolymères** constitués d'une répétition de plusieurs structures différentes ; (la plupart des polymères sont élaborés à partir d'un ou deux types de monomères seulement).

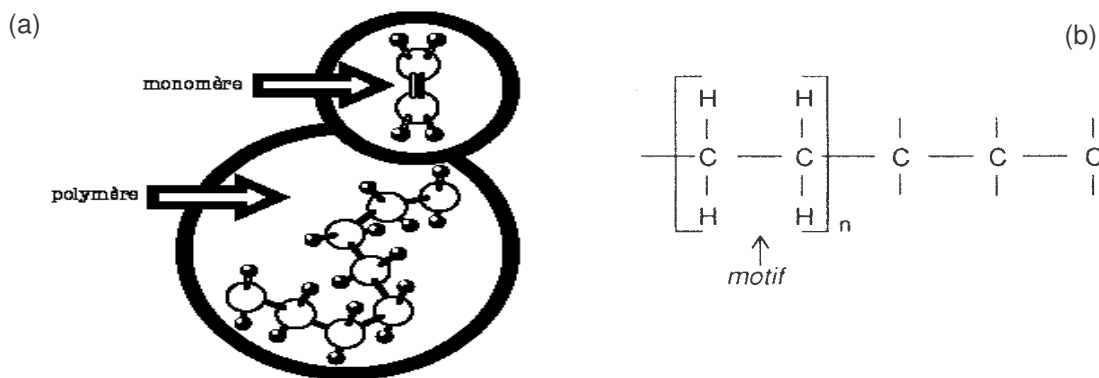


Figure I.1 : monomère d'un homopolymère :  
(a) d'une façon globale, (b) d'un Polyéthylène.

#### **I.3.1. Macromolécule :**

Une macromolécule est une molécule de très grande masse moléculaire, résultant de la polymérisation.

Les liaisons dans les macromolécules (liaisons intramoléculaires) et celles entre les macromolécules (liaisons intermoléculaires) peuvent être de type physique ou chimique.

Les liaisons physiques sont trop faibles par rapport aux liaisons chimiques (les forces de cohésions chimiques sont jusqu'à  $10^3$  fois plus résistantes que les forces de cohésions physiques).

### **I.3.1.a) Liaisons chimiques :**

Les liaisons chimiques, appelées aussi liaisons primaires ou liaisons de covalences, agissent entre les macromolécules d'un polymère, mais aussi, elles réalisent la connexion entre les atomes d'un monomère et la cohésion d'une macromolécule.

La covalence d'une liaison est basée sur la tendance des atomes au remplissage complet de leur couche électronique périphérique ; il peut y avoir remplissage des couches par contribution électronique de plusieurs atomes, lorsque le nombre d'électrons sur leur couches extérieurs est identique ou supérieur au nombre d'électrons manquant au remplissage complet ; deux ou plusieurs électrons sont alors partagés en même temps entre les différents atomes.

Les matières plastiques sont de bons isolants électriques et de mauvais conducteurs thermiques, car leurs électrons sont maintenus de façon relativement forte dans les atomes. En raison de covalences de la liaison, les électrons sont au contraire mobiles dans le cas de liaisons métalliques, d'où la bonne conduction de la chaleur et du courant électrique des métaux, basée sur le flux d'électrons.

L'énergie de liaison chimique pour les matériaux plastiques se situe dans la gamme 40-800 KJ/mol et la distance moyenne entre les centres des atomes associés peut varier de 0,075 à 0,3 nm ( $1\text{nm} = 10^{-9}\text{m}$ ) ; d'où l'énergie de liaison est définie comme la différence d'énergie entre l'état dans lequel deux entités sont associées et l'état dans lequel ces mêmes entités sont séparées.

### **I.3.1.b) Liaisons physiques :**

Les liaisons physiques sont appelées aussi liaisons secondaires ou interactions moléculaires. Le caractère le plus important est qu'elles sont très sensibles à la chaleur et peuvent être détruites ; aussi par un solvant ou par des sollicitations mécaniques mais d'une façon réversible. Contrairement aux liaisons chimiques, d'où la rupture est plus difficile et qui est irréversible.

L'énergie de liaison physique correspondante s'élève approximativement à 2-20KJ/mol, la distance moyenne entre les macromolécules liées par de telles forces varie de 0,3 à 1 nm. Ces différentes liaisons peuvent être trouver sous formes : liaison d'hydrogène, forces dipôle-dipôle, forces d'induction, forces de dispersion. Par addition des trois dernières forces citées, elles constituent la force de Van Der Waals.

Une macromolécule peut avoir plusieurs types : linéaire, ramifiée, réticulée. Les polyéthylènes préparés à haute pression (PEBD) sont les plus riches en chaînes latérales, 25 à 33 pour 1000 atomes contre 2 à 7 pour les polyéthylènes basse pression (PEHD) (figure I.2).

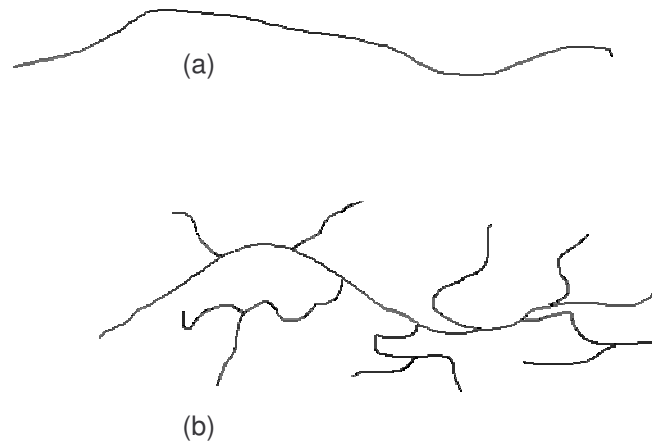


Figure I.2 : structure d'un Polyéthylène  
(a) linéaire à Haute Densité (PEHD)  
(b) ramifiée à Basse Densité (PEBD)

### I.3.2 Types des polymères:

Les polymères sont divisés en trois parties, suivant des différences de structures macromoléculaires aboutissant à des différences importantes dans les propriétés thermomécaniques :

#### I.3.2. a) Thermodurcissables :

Les molécules de ces polymères se composent de longues chaînes, reliées par de nombreuses liaisons chimiques fortes et des forces de cohésions physiques (figure I.3).

A température ambiante le matériau est dur ; les liaisons chimiques sont si solides qu'elles ne peuvent pas être rompues quand le matériau est chauffé, contrairement aux liaisons physiques qui sont sensibles à la chaleur.



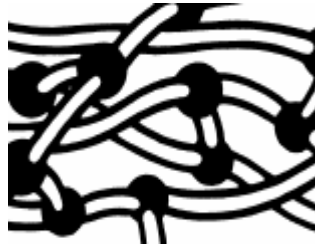


Figure I.3 : Structure d'un Thermodurcissable

Il y a environ six familles de produits : Phénoplastes, Aminoplastes, Epoxydes, Polyesters insaturés, Polyimides et polyuréthanes.

Ils sont appelés ainsi, car une fois leurs formes acquises, elles ne peuvent être modifiées.

Parmi les thermodurcissables, on peut citer : résines phénoliques (PF), résines de polyester (UP), résines époxydes (EP) et résines de polyuréthane (PUR).

### I.3.2.b) Elastomères :

Les élastomères sont des matières réticulées d'une manière incomplète (figure I.4). Le degré de réticulation est faible à la différence des thermodurcissables. Les pontages permettent aux macromolécules de revenir en place plus ou moins rapidement après une déformation sous contraintes, c'est la propriété fondamentale des élastomères.

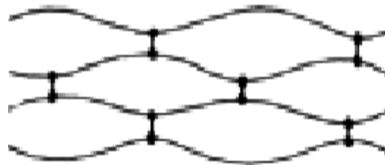


Figure I.4 : Structure d'un élastomère [1]

Les liaisons entre les macromolécules sont de type chimique, les forces de cohésions physiques et des enchevêtrements agissent en compléments à ces liaisons. Il y a environ trois familles de produits : Caoutchoucs naturels, Polybutadiènes et Silicones.

Parmi les élastomères: Silicones (SI), Résines de Polyuréthane (PUR), Caoutchoucbutyle (IIR), Caoutchouc Terpolymère (EPDM) et Polyéthylène Chlorosulfoné (CSM).

Les élastomères sont employés dans la fabrication des coussins, de certains isolants, des semelles de chaussures ou des pneus.

### I.3.2.c) Thermoplastiques :

Comme son nom l'indique le matériau devient plastique par chauffage, le polymère est constitué de macromolécules linéaires ou ramifiées, la liaison entre elles est de type physique (figure.1.5).



Figure I.5 : Structure d'un thermoplastique linéaire

A température ambiante, ce matériau est solide ; sous l'effet de la chaleur il devient souple, l'énergie thermique est suffisante pour vaincre les liaisons intermoléculaires et les molécules peuvent glisser les unes sur les autres (figure I.6) ; le polymère se ramollit, peut se déformer et être mis en forme. Après refroidissement, la forme donnée est figée. Cette opération peut être répétée : à nouveau chauffé, le polymère redevient malléable et peut être remis en forme. Exclusivement possédée par les polymères thermoplastiques, cette caractéristique permet le recyclage de ces matières.

Il y a environ dix familles : Acryliques, Cellulosiques, Polyfluoéthènes, Polyamides, Polyesters thermoplastiques, Polyoléfines, Styréniques, Polycarbonates, Sulfoniques, Polyvinyliques, Polyacétal.

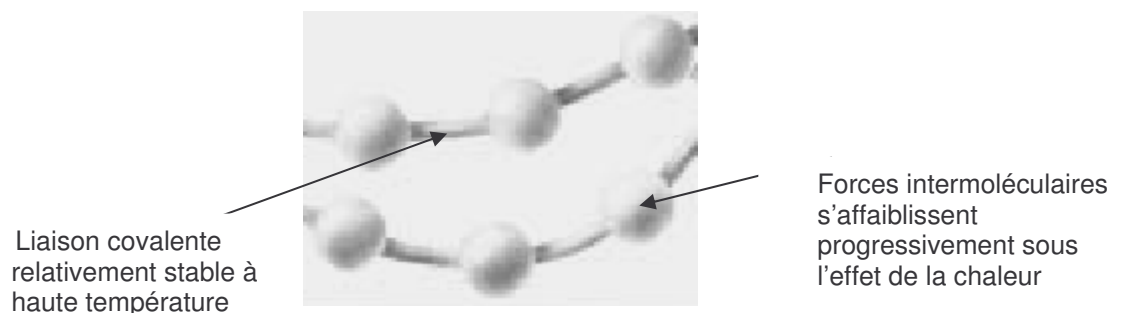


Figure I.6 :  
Forces des liaisons dans un thermoplastique [1]

Les thermoplastiques sont composés de zones possédant un ordre cristallin, contiennent toujours des zones amorphes, dans lesquelles les macromolécules sont désordonnés ; ces matières sont dites **semi cristallins** (figure I.7). Exemple des thermoplastiques semi-cristallins : PE, PET, PBT, PA, PVC, PTFE....

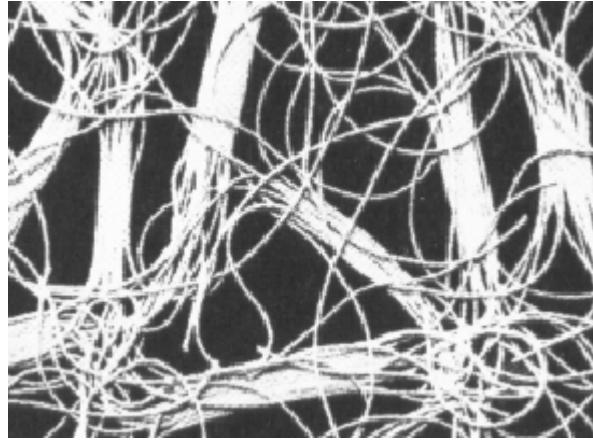


Figure I.7 structure d'un polymère semi cristallin [1]

On peut simplifier la figure précédente par le schéma suivant (figure I.8) :

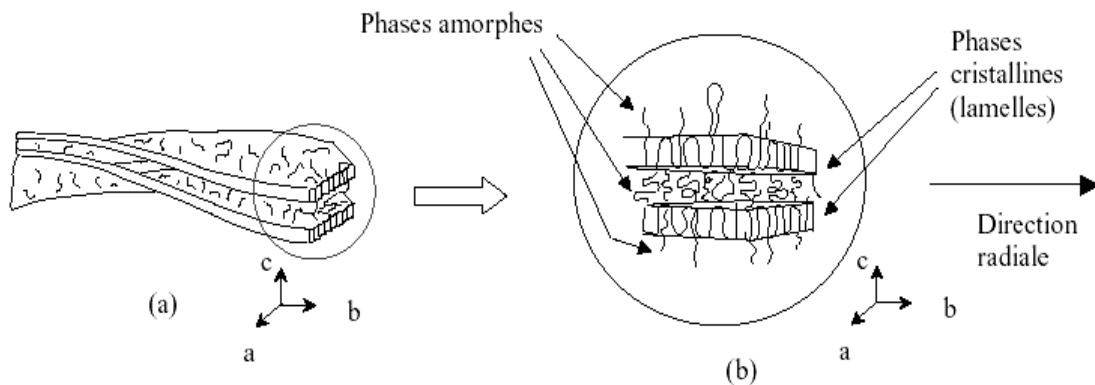


Figure I.8 : Représentation de la structure cristalline de polymère : (a) lamelles ; (b) détail de lamelles montrant le repliement des chaînes [2]

Lorsque la cristallisation a lieu à partir de l'état fondu, les zones cristallisées sont très anisotropes et constituent les lamelles cristallines (figure I.8). Celles-ci sont formées de chaînes repliées sur elles-mêmes sur une épaisseur de l'ordre de 10nm et dont les monomères se placent aux noeuds du réseau cristallin. L'axe des chaînes (axe c) est perpendiculaire aux grandes facettes de la lamelle. Entre les lamelles cristallines, il reste

des zones amorphes, dans lesquelles les monomères n'ont pas réussi à s'organiser, soit à cause d'une vitesse de refroidissement trop rapide, soit à cause de défauts d'enchaînements des monomères (ramifications) ne permettant pas l'ordre cristallin [2].

Les lamelles cristallines s'arrangent en général pour former des unités polyédriques (un polyèdre est un solide qui est limité par de nombreuses faces et qui se rapproche à l'extrême d'une symétrie sphérique) de plus grande taille, appelées sphérolites (figure I.9).

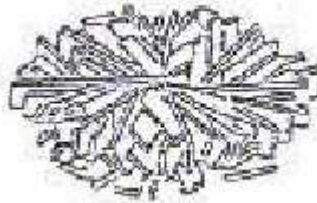


Figure I.9 représentation schématique d'une sphérolite

La sphérolite naît à partir d'un centre nucléant d'où croissent radialement les lamelles ; cette dernière n'est pas entièrement cristalline, Les parties non cristallines, constituées des chaînes ou portions de chaînes à l'état amorphe.

Le taux de cristallinité  $\chi$  (la proportion de phase cristalline, fraction de la masse du polymère se trouvant à l'état cristallin) donne l'importance de la structure cristalline dans l'ensemble de la matière. Le tableau 01 représente l'intervalle du taux de cristallinité  $\chi$  de quelques polymères semi-cristallins :

Polymère	$\chi$ (%)
Polyamide (PA66)	35- 40
Polyamide (PA6)	35- 40
Poly (oxyméthylène) (POM)	70- 80
Poly (téréphtalate d'éthylène) (PET)	30- 40
Poly (téréphtalate de butylène) (PBT)	40- 50
Polytétrafluoréthylène (PTFE)	60 -80
Polyéthylène haute densité (PEHD)	70- 80
Polyéthylène basse densité (PEBD)	45- 55

Tableau 01 : taux de cristallinité  $\chi$  (%) de quelques thermoplastiques Semi- cristallins (D'après B. Wenderlich 1973, [3])

Il existe également des thermoplastiques sans phase cristalline, ils sont dits **amorphes** ; les matières thermodurcissables et les élastomères à quelques exceptions près sont également amorphes (figure.1.10).

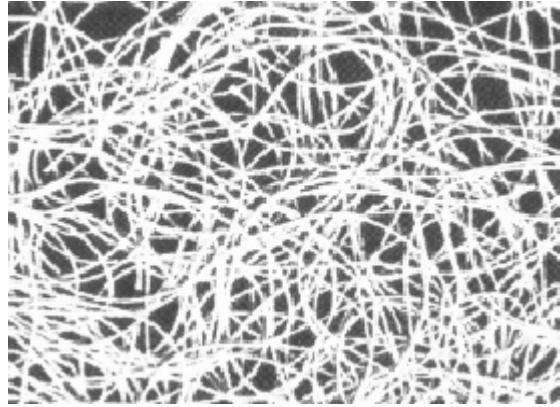


Figure I.10. Structure d'un polymère amorphe

A basse température, les polymères amorphes sont à l'état solide ; ils se caractérisent par une absence d'ordre de position des monomères à longue distance ; ils peuvent être considérés comme des polymères dans lesquels les mouvements moléculaires du liquide sont gelés, mais avec une organisation de type liquide.

Cette classification en trois grandes catégories (élastomères, thermodurcissables, thermoplastiques) est assez arbitraire. Des matériaux comme les polyuréthanes existent aussi bien sous forme de thermodurcissables que d'élastomères. Entre les thermoplastiques et les élastomères se situe d'ailleurs une classe de matériaux, appelés les élastomères thermoplastiques avec des propriétés intermédiaires.

### I.3.3. Domaines d'état:

Le domaine d'état exprime la variation de comportement du matériau en fonction du changement de température. Pour un matériau polymère on distingue trois domaines d'états : état vitreux, état caoutchoutique et état fondu.

Entre les états vitreux et caoutchoutique il existe une zone appelée **zone de transition vitreuse**. Ce phénomène est défini seulement pour les polymères amorphes et les phases amorphes de thermoplastiques semi-cristallins.

La température de transition vitreuse  $T_g$  trouvant dans cette zone a une grande importance, car elle caractérise le passage du polymère d'un état dur et fragile à un état mou et souple lors d'une élévation de température. Elle dépend de :

- La rigidité de la chaîne polymère (une chaîne rigide aura une  $T_g$  haute, et une chaîne souple aura une  $T_g$  basse).

- La taille des groupes latéraux (des groupes latéraux grands vont être des obstacles au glissement des chaînes et donc donner un polymère de haute  $T_g$ ).
- La force des interactions intermoléculaires (des interactions fortes donnant une haute  $T_g$ ).

### **I.3.3.a) Etat vitreux :**

Le matériau est solide et rigide, il montre un comportement semblable au verre, les mouvements intermoléculaires ça veut dire les glissements des chaînes sont bloqués. Cet état est obtenu lorsque le matériau est refroidi à une température inférieure à  $T_g$ . Lors d'une sollicitation, le polymère présente une déformation élastique, basée sur des modifications réversibles des distances atomiques et des angles de valences des liaisons chimiques.

En général, les Thermodurcissables et les thermoplastiques se trouvent à l'état vitreux à température ambiante 23°C.

### **I.3.3.b) Etat caoutchoutique :**

Ce domaine se situe dans le sens des températures croissantes ; les mouvements de rotation et de transition des segments de chaînes sont possibles, de sorte que les macromolécules peuvent adopter une forme étirée sous l'effet d'une sollicitation.

Le comportement des matériaux polymères dans ce domaine de températures étant semblable à celui du caoutchouc, cet état est également appelé état caoutchoutique.

### **I.3.3.c) Etat fondu :**

Avant cet état, il y a une autre zone qui se trouve entre les états caoutchoutique et fondus, elle est appelée **zone de fusion**, caractérisée seulement pour les polymères thermoplastiques.

Pour un thermoplastique amorphe cette zone est appelée aussi zone de fluidification ; pour un thermoplastique semi-cristallin il y a une température importante **température de fusion  $T_f$** , elle est caractérisée seulement pour ce type de polymère, elle est définie comme le passage d'une structure semi-cristalline à un état liquide amorphe et elle correspond à la température de fusion des cristaux.

Les thermoplastiques amorphes, les élastomères et les thermodurcissables ne sont pas concernés par cette température ; car  $T_f$  est la conséquence de la fondation de cristallites à une température élevé.

Après cette zone le matériau passe à l'état fondu ou liquide (à très haute température) ; l'état d'abord est visqueux puis, l'écoulement devient plus en plus facile.

Le tableau 02 présente les valeurs de  $T_g$  et  $T_f$  de quelques polymères semi-cristallins :

polymère	$T_g$ (°C)	$T_f$ (°C)
PEHD	-125	135
PP	20	170
PET	80	255
PA 66	90	264
PA6	78	223

Tableau 02 Températures de transitions vitreuse  $T_g$  et de fusion  $T_f$  pour quelques semi-cristallins.  
(Van Krevelen.D.W, 1997 ; [3])

### **I.3.4 Polymères homogènes et hétérogènes:**

Un polymère est dit homogène si ces propriétés sont identiques en tout point de matériau ; ça ne veut pas dire qu'il est constitué d'un seul état physique (vitreux, caoutchoutique, fondu) ou d'une seule phase (amorphe ou cristalline) ; dans le dernier cas on parle d'un polymère homogène biphasique.

Un polymère hétérogène est constitué d'au minimum deux composés organiques de nature chimique différente, ces propriétés sont déterminées à partir de celles de leurs constituants.

Les mélanges de polymères représentent le groupe le plus important des matériaux polymères hétérogènes ; ils donnent naissance à des matériaux polymères à plusieurs composants dont les propriétés peuvent être macroscopiquement différenciées.

### **I.3.5. Propriétés et utilisations :**

On donne ci après quelques propriétés des matières plastiques et leurs applications dans notre vie quotidienne :

#### **I.3.5.a) Le recyclage :**

Les thermoplastiques se distinguent par leurs propriétés de recyclage. Ils ont la possibilité de conserver leurs propriétés plastiques contrairement aux thermodurcissables et les élastomères.

La figure I.11 signifie que le matériau concerné a la propriété de recyclage, ce signe est appelé sigle Ruban de Möbius [4].



Figure I.11 : Signe de la propriété de recyclage

Chacune de ces trois flèches se trouvent dans cette figure ont des significations [5] :

La première : symbolise la collecte des matériaux usés.

La seconde : la réutilisation et la production de nouveaux produits grâce aux rebuts.

La troisième : reconnaît le rôle important du consommateur qui réclame de plus en plus des produits recyclés.

On trouve généralement un nombre entre ces trois flèches (figure I.12) :

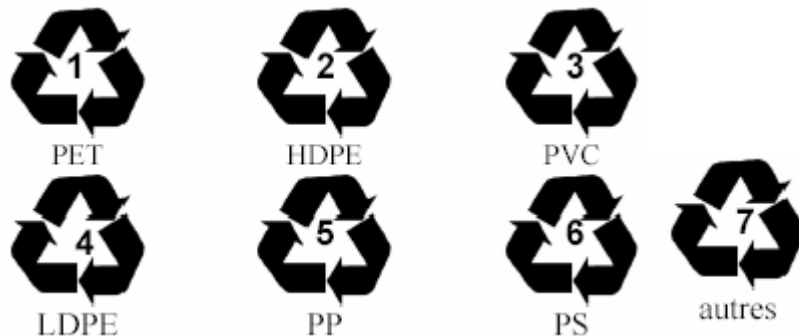


Figure I.12 sigles Ruban de Möbius pour quelques polymères

Ce système de codage peut être utilisé pour identifier les plastiques lorsqu'ils sont triés manuellement.

Le recyclage des plastiques est un moyen de protection de l'environnement, et ce par la réduction de déchets. Etant un dérivé du pétrole la réduction du plastique et ses déchets représentent un intérêt environnemental et économique, sachant que le recyclage d'une tonne de plastique équivaut à une économie de 700 Kg de pétrole brut [6].

les produits fabriqués a base de plastiques recyclés couvres plusieurs domaines : des tuyaux de drainage, des cassettes audio et vidéo, des casques de vélo, il existe même des ordinateurs en plastique recyclé, c'est le défi qu'a relevé la firme IBM.



### **I.3.5.b) La conduction :**

Comme nous l'avons cité précédemment les matériaux plastiques sont des isolants thermiques et électriques, la conductivité thermique d'un polymère est mille fois plus faible que celle du cuivre et cent fois plus faible que celle de l'acier, elle se situe entre 0,15 et 0,30 W/mK, qui est proche de celle du bois. Il en résulte les conséquences suivantes :

- Il faut 1000 s pour chauffer, ou refroidir 1 cm de polymère alors qu'il ne faut que 10 s pour effectuer la même opération sur 1 cm d'acier. Ceci explique que tous les outillages de mise en forme des polymères réalisent la plastification du matériau en couche mince. Il en résulte que la plupart des objets fabriqués en polymère sont de faible épaisseur (quelques millimètres). La fabrication d'objets de plus forte épaisseur, par exemple des isolations pour câbles de haute énergie, est possible mais requiert des temps de refroidissement très élevés, donc des cadences de fabrication faibles qui ne se justifient que par les propriétés finales recherchées.
- La température d'interface entre un polymère à 200°C et un moule d'injection à 20°C sera de 40°C : la régulation thermique du moule impose la solidification du polymère dès qu'il est au contact des parois métalliques. La température d'interface entre un polymère à 200°C et un bac d'eau à 20°C sera de 80°C : un film ou une fibre de polymère cristallisera en surface dès son entrée dans un bac d'eau. En revanche, la température d'interface entre un polymère à 200°C et l'air à 20°C sera de 199°C : il sera donc possible d'étirer un fil ou un film dans l'air sur des distances importantes.
- La puissance dissipée sera dans bon nombre de procédés très supérieure à la chaleur apportée, ou enlevée, par conduction depuis l'outillage. Il sera donc souvent illusoire et économiquement non fondé de vouloir contrôler la température du polymère fondu en contrôlant la température de régulation de l'outillage.

### **I.3.5.c) Utilisations :**

L'utilisation des matières plastiques est plus en plus vaste, l'emballage est l'un des premières industries utilisatrices de matières plastiques et il occupe une grande partie. Par exemple, en Europe, dans l'année 1994 la consommation de matières plastiques atteignait 26,3 millions de tonnes dont 42% étaient destinés à l'emballage [7] (figure I.13).

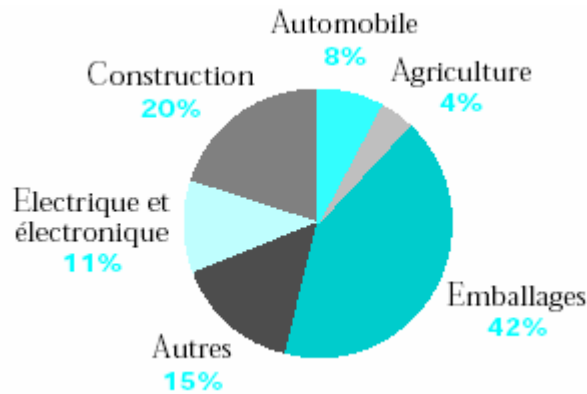


Figure I.13. Utilisation de matières plastiques en Europe dans l'année 1994 [7]

On peut citer des exemples sur l'utilisation des matériaux plastiques pour l'emballage : Une grande partie du Polyéthylène Basse Densité (PEBD) est commercialisée en rouleaux de plastique transparent. Le Polyéthylène Haute Densité (PEHD) est utilisé pour certains films plastiques plus épais (sacs poubelle et conteneurs). Le Polypropylène, le Polystyrène et le Polychlorure de Vinyle (PVC) interviennent dans d'autres plastiques d'emballage. Le Polypropylène constitue une barrière efficace contre la vapeur d'eau.

Pour les transports, notamment dans le secteur automobile ; dans un véhicule, 100 kg de plastiques artificiels remplacent en moyenne 200 à 300 kg de matériaux traditionnels, permet sur une durée de vie de 150000 Km une économie de 750 litres de carburants (Reyne.M, 1998 [3]).

L'industrie du bâtiment emploie un grand nombre de matières plastiques, notamment certaines des matières plastiques d'emballages précitées. Le PVC est utilisé dans la fabrication des tuyaux, il est également employé sous forme de feuilles pour les matériaux de construction et d'isolation. De nombreuses matières plastiques servent à l'isolation des câbles et des fils électriques. D'autres produits en plastique entrent dans la composition des toitures, des cadres de portes et de fenêtres, des matériaux stratifiés, ainsi que dans certains moulages et outils de quincaillerie.

Parmi d'autres applications, on peut citer les châssis des ordinateurs, certains appareils électroniques, des bagages, des jouets, etc.

### I.3.6. Polymérisation de polymère :

Le pétrole brut est la principale matière première pour la production du plastique, lui même résidu d'un monde animal et végétal abondant dans un passé lointain. C'est un mélange

complexe de milliers de composés, il faut le transformer pour pouvoir l'utiliser. Environ 4% de la production mondiale de pétrole brut sont transformés en plastiques. Actuellement l'élaboration est faite par la manière suivante :

### **I.3.6.a) Le raffinage et le vapocraquage :**

Les constituants d'un pétrole brut ont des masses molaires différentes et donc des points d'ébullition différents, il est possible de les séparer grâce au procédé de la distillation fractionnée. Les fractions contiennent un mélange de composés dont les températures d'ébullition sont voisines.

La fraction d'essences légères appelée naphte ou naphtha est isolée pour être ensuite "craquée" (distillée) à la vapeur. Cette opération permet d'obtenir les molécules chimiques indispensables à la fabrication des polymères : les monomères (éthylène, propylène, butadiène....).

### **I.3.6.b) Les réactions de polymérisation :**

le terme 'polymérisation' désigne l'ensemble des procédés de formation de chaînes à partir de molécules plus petites (monomères) ; chaque monomère est isolé, il est ensuite combiné avec d'autres monomères de même nature ou de nature différente lors d'une réaction chimique appelée réaction de polymérisation. Il existe deux types de réaction de polymérisation :

- **La polyaddition (polymérisation en chaîne)** : Les monomères se soudent les uns aux autres de façon consécutive (un à un) sans élimination de résidus, c'est le procédé le plus utilisé dans l'industrie ; le polyéthylène, le polypropylène, le polystyrène, l'alcool polyvinylique et le Téflon sont des exemples de polymères obtenus par polymérisation en chaîne ; elle comporte les étapes suivantes :

- *L'amorçage* : formation des centres actifs à partir du monomère.
- *La propagation* : croissance des chaînes de polymère par additions successives.
- *La terminaison* : destruction du centre actif et interruption de la croissance des chaînes

- **La polycondensation** : Les fonctions chimiques des monomères interagissent entre elles, toutes en même temps et s'assemblent en dégageant de petites molécules. Le polymère obtenu est aussi appelé polycondensat ; les polyamides, les polyesters et

certaines polyuréthanes sont des exemples typiques de polymères obtenus par condensation.

### **I.3.6.c) les adjuvants :**

De nombreux additifs entrent dans la composition finale des matières plastiques pour améliorer ou adapter plus finement leurs propriétés à leur utilisation. Ces adjuvants sont de plusieurs types avec des rôles spécifiques, fonctions de la quantité incorporée.

### **I.3.6.d) mises en forme :**

Une fois synthétisés, les polymères se présentent sous forme de poudres ou granulées, prêtes à être transformés en demi-produits ou en produits finis. Il existe également de nombreux procédés de transformation adaptés à la nature du polymère à mettre en oeuvre et à la forme finale souhaitée :

- **Injection** : ce procédé permet de donner aux matières plastiques une fois ramollies la forme - simple ou complexe - du moule dans lequel elles ont été injectées ; exemples : palettes, coques de télévisions, boîtes, pots, tableaux de bord, ...
- **Extrusion** : cette méthode permet de fabriquer des produits en continu ; exemples : profilés, tubes, films, feuilles, sacs, plaques,....
- **Extrusion-soufflage** : les matières plastiques extrudées cette fois en discontinu (préformes) sont ensuite soufflées dans un moule pour en prendre la forme ; exemples : bouteilles, flacons, bidons, réservoirs, conteneurs,....
- **Rotomoulage** : La matière plastique en poudre est introduite dans un moule clos puis est centrifugée sur les parois chaudes. On obtient par cette méthode des corps creux de gros volume ; exemples : cuves, réservoirs, conteneurs, ...
- **Expansion** : le moussage ou expansion des polystyrènes et des polyuréthanes permet de fabriquer des produits alvéolaires ; exemples : calage, sièges automobiles, ameublement, cassettes, ...
- **Compression** : cette méthode sert à mettre en forme les polymères thermodurcissables ; exemples : pièces plates (vaisselle, accessoires électriques, ...).
- **Calandrage** : ce procédé permet d'obtenir des produits plats de grande largeur par laminage de la matière plastique entre plusieurs séries de rouleaux ; exemples : feuilles, plaques, films, sols plastiques.

- **Enduction** : couplée au calandrage, cette méthode permet de déposer une résine plastique sur un support continu (papier, carton, tissu) en décoration ou en protection ; exemples : revêtement de sols, de murs, mobilier, ...
- **Thermoformage** : après avoir été ramollis sous la chaleur, les demi-produits thermoplastiques (plaques ou feuilles) sont emboutis sur une forme ; exemples : gobelets, pots de yaourts, cuves,...

### **POLYETHYLENE A HAUTE DENSITE :**

Comme son nom l'indique, le Polyéthylène est issu de la polymérisation de l'éthylène ( $\text{CH}_2 = \text{CH}_2$ ), en une structure complexe de formule générique :  $-(\text{CH}_2 - \text{CH}_2)_n-$ . Il appartient à la famille des polyoléfines, ces derniers sont uniquement composés de carbone et d'hydrogène ; leur formule chimique est du type  $(\text{CH}_2)_n$ . Ces deux principales familles sont le PEBD (Polyéthylène à Basse Densité) et le PEHD (Polyéthylène à Haute Densité). La valeur de la masse volumique  $\rho$  peut définir le type de polyéthylène :

PEBD (LDPE en anglais) :  $0,92 \text{ g/cm}^3 < \rho < 0,94 \text{ g/cm}^3$ .

PEHD (HDPE en anglais) :  $0,94 \text{ g/cm}^3 < \rho < 0,97 \text{ g/cm}^3$ .

#### **I.4.1. Histoire et développement :**

Les essais réalisés sur le polyéthylène révélèrent d'excellentes propriétés diélectriques et de haute résistance. Concrètement, sa résistance à l'eau en fait un parfait isolant pour les câbles sous-marins. Pendant la deuxième guerre mondiale, la majeure partie du polyéthylène fut utilisée pour isoler les câbles dans les installations radar.

Pendant les années 50, de nouvelles techniques ont été développées pour la production de polyéthylène avec différents catalyseurs et conditions d'opération tel que des productions à basse pression, les systèmes développés furent :

- a) Le procédé Standard Oil (procédé Zletz), basé sur l'emploi d'un catalyseur à l'oxyde de molybdène, maintenant il est abandonné.
- b) Le procédé de Phillips utilise un catalyseur d'oxyde de chrome sur alumine de silice.
- c) Le procédé Ziegler qui emploie un catalyseur de métal alkylo aluminium.

Le polyéthylène produit par les procédés précédemment cités, s'identifie comme polyéthylène linéaire ou polyéthylène à haute densité (PEHD). Comme son nom l'indique, le polyéthylène est essentiellement linéaire dans sa structure.

#### I.4.2. Description générale :

Le PEHD est un :

- Thermoplastique commercial semi-cristallin (typiquement 70-80%), blanchâtre, semi opaque.
- Polymère le plus simple et le moins cher.
- Un matériau écologique ; sa fabrication est propre, ne produit que peu de déchets et n'émet pas de substances nocives ; il est recyclables à 100% dont le traitement ne nécessite que peu d'énergie.

#### I.4.3. Propriétés :

Le tableau suivant (tableau 03) présente quelques propriétés de PEHD [3] :

propriété	valeur
Module d'Young* (MPa)	700 à 1400
Résistance en traction* (MPa)	18 à 35
Conductivité thermique (W/m °K)	0,38 à 0,51
Température de transition vitreuse $T_g$ (°C)	-125
Température de fusion $T_f$ (°C)	135

Tableau 03 Quelques propriétés d'un polyéthylène à haute densité PEHD (\* : à température ambiante) [3]

#### I.4.4. Utilisation :

L'utilisation de PEHD est appliquée dans plusieurs domaines, on donne ici des exemples pour quelques applications :

- **Agriculture** : film, filet de pêche, pipe d'irrigation, cageots.
- **Industrie** : cosmétiques, alimentaire (bidons d'huile), produits d'entretien.
- **Emballage** : pipe gaz naturel et eaux, pièces techniques et automobiles, conteneurs.

#### I.4.5. Production :

En Algérie, l'usine qui produit ce polymère se trouve dans la wilaya de Skikda ; c'est la société POLYMED (Société Méditerranéenne des Polymères) dans la zone industrielle SONATRACH ; produit le PEHD suivant le procédé PHILIPS, d'une densité comprise entre 0,94 et 0,965 g/cm<sup>3</sup>.

Sa production est de 130.000 Tonne/ An, d'où 54% est exportée (figure I.14).

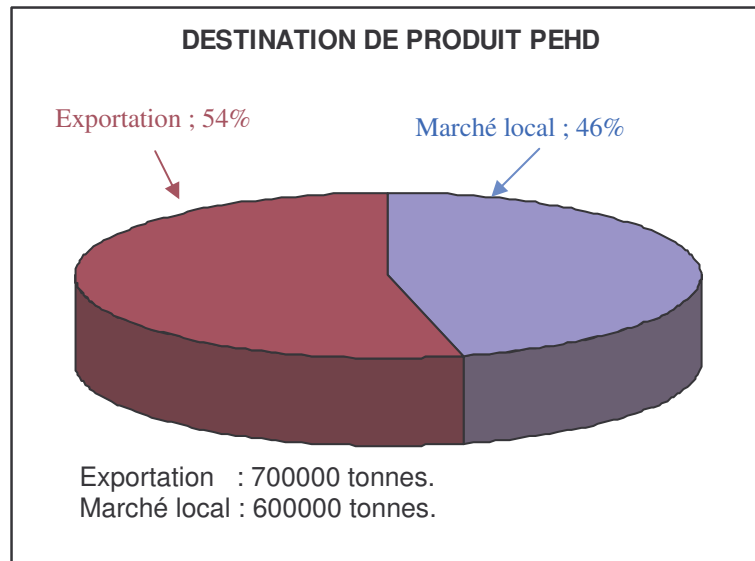


Figure I.14 Destination de production de polyéthylène à haute densité PEHD (Source POLYMED)

Le tableau 04 présente la production de quelques pays de PEHD, en 2003 dans le monde, en milliers de tonnes :

Pays	PEHD
Etats-Unis	7976
Europe	4845
Japon	1170
France	505

Tableau 04 Production de polyéthylène à haute densité (PEHD) en 2003, de quelques pays (en milliers de tonnes) [8]

## **CHAPITRE II**

# **EFFET DE LA TEMPERATURE ET DE LA VITESSE DE DEFORMATION SUR LE PEHD**



## **II.1. INTRODUCTION :**

Ce deuxième chapitre est une suite de l'étude bibliographique (chapitre I), le but est d'avoir une vue générale sur l'essai de traction ; aussi connaître le comportement de PEHD, polymère étudié dans ce mémoire sous les effets de la température  $T$  et de la vitesse de déformation  $\dot{\epsilon}$  lors de traction.

## **II.2. DIFFERENTS ESSAIS MECANQUES :**

Connaître les caractéristiques d'un matériau est essentielle pour bien l'utiliser. Certaines caractéristiques peuvent être déterminées par des essais mécaniques dont : la flexion, la compression, le fluage, le cisaillement, la torsion et la traction (figure II.1).

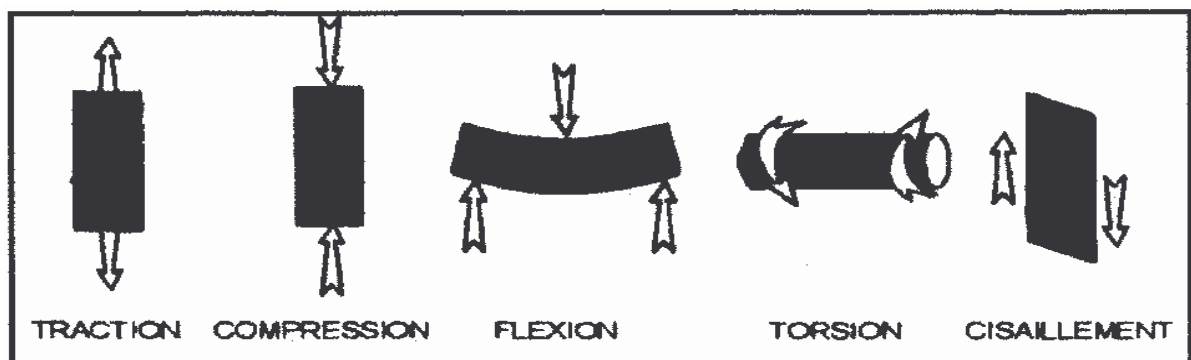


Figure II.1. Différents essais mécaniques

Notre présent travail sera consacré aux essais de traction.

## **II.3. ESSAI DE TRACTION :**

L'essai de traction est l'essai mécanique le plus fréquemment utilisé, il consiste à soumettre une éprouvette du matériau à étudier à une traction et à mesurer son allongement. Une simple courbe contrainte-déformation constituera un bon élément de base pour connaître le comportement mécanique d'un matériau donné.

Pour une éprouvette ductile de longueur initiale  $l_0$  et de section initiale  $S_0$ , la courbe contrainte-déformation pour une expérience de traction uniaxiale est donnée sous la forme suivante (figure II.2) :

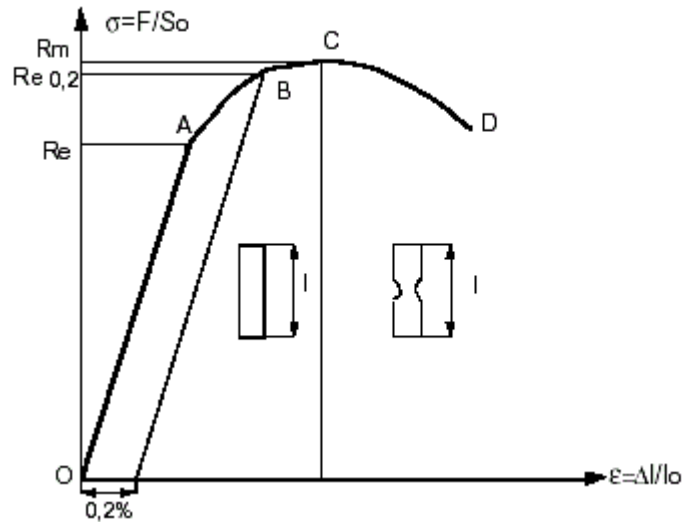


Figure II.2 Courbe contrainte- déformation pour une traction uniaxiale d'un matériau ductile

$\sigma$  : contrainte, MPa

F : force, N

$\varepsilon$  : déformation =  $\Delta l / l_0$  ;  $\Delta l$  est l'allongement.

La droite OA correspond à la déformation élastique totalement réversible: quand les forces sont appliquées sur le corps, celui-ci change sa forme, mais retrouve sa forme initiale quand les forces extérieures sont retirées.

La relation entre la contrainte et la déformation (loi de Hooke), est définie par la théorie d'élasticité linéaire des milieux continus ; les deux principales hypothèses de cette théorie sont :

1. Les propriétés du corps sont homogènes et ne varient pas d'un point à l'autre.
2. Elles sont les mêmes dans toutes les directions, cette deuxième hypothèse implique que le matériau est isotrope.

D'où cette relation est :  $E = \sigma / \varepsilon$  ; E est le module d'Young (module d'élasticité), il représente la pente de la droite OA.

$R_e$  : contrainte à la limite élastique, correspond au seuil d'écoulement plastique (MPa). Quand OA n'est pas rectiligne, on doit utiliser la limite conventionnelle d'élasticité  $R_{e\ 0,2}$  qui correspond à un allongement plastique de 0,2 %.

La courbe AC est le domaine de déformation plastique homogène (déformation visqueuse): si on supprime la force de traction, il y a un retour élastique suivant une parallèle à OA et il reste une déformation permanente contrairement à la déformation élastique, elle est irréversible et dépend du temps et l'état d'origine n'est pas retrouvé.

$R_m$  : la résistance à limite de traction, cette valeur est utilisée pour estimer la limite d'endurance à la fatigue.

Pour CD (domaine de striction) : la déformation n'est pas homogène et la force nécessaire pour déformer le matériau diminue alors que l'allongement continue d'augmenter : cette instabilité est appelée instabilité plastique. La striction apparaît. En D il y a rupture de l'éprouvette.

Dans la réalité, la section varie à chaque instant et s'éloigne de sa valeur initiale, il en va de même pour l'allongement relatif réel. Pour une déformation homogène, il existe des relations entre les contraintes et les déformations vraies et nominales :

$\sigma_v = \sigma_n (1 + \epsilon_n)$ ;  $\epsilon_v = \ln (1 + \epsilon_n)$ . La figure II.3 montre les deux courbes vraie et nominale :

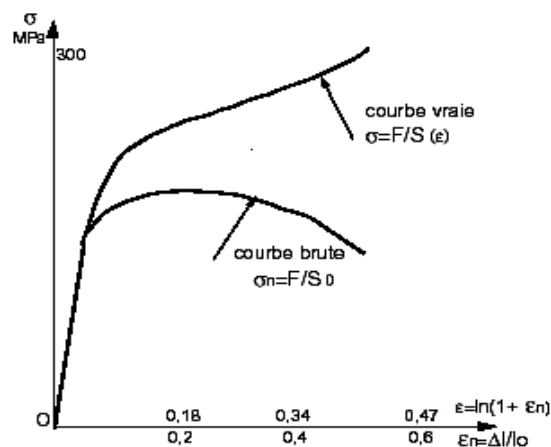


Figure II.3 Courbes brute (nominale) et vraie d'un acier pour une traction uniaxiale

Le système VIDEO DE TRACTION (figure II.4), à base d'un logiciel permet de visualiser sur l'écran les deux courbes vraie et nominale de la relation contrainte-déformation.

L'éprouvette est soumise à une traction avec la possibilité de faire varier la vitesse de déformation ou la température du milieu (l'existence d'un four) ; l'expérience permet de

savoir à chaque instant les valeurs de l'allongement  $\Delta l$ , la force appliquée  $F$ , et la largeur de l'échantillon  $b$ .

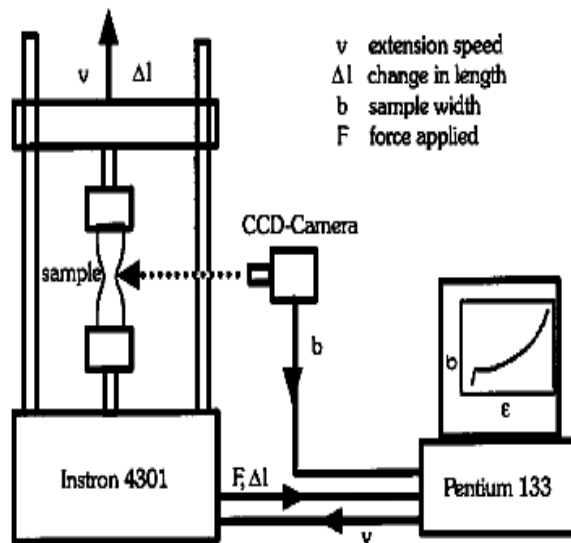


figure.II.4 Système vidéo de traction

Il y a des utilisateurs qui mettent des différentes taches de repère à la surface de l'éprouvette (figure II.5), grâce à la caméra il y a la possibilité de bien voir leurs déplacements lors de traction.

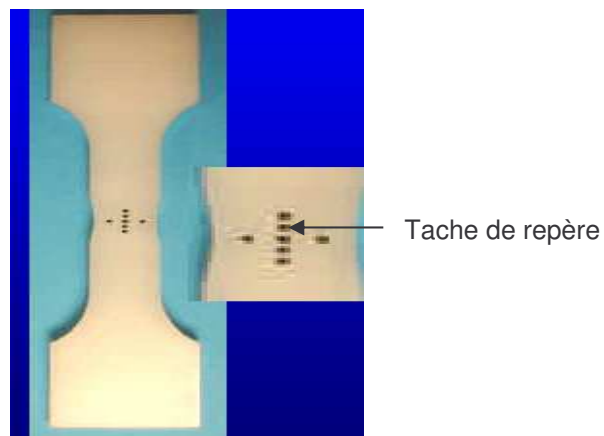


Figure II.5. Taches de repère dans une éprouvette d'essai d'un Polymère

#### **II.4. LA TRACTION D'UN POLYMERE SEMI-CRISTALLIN :**

Une des caractéristiques les plus remarquables pour les thermoplastiques semi- cristallins (cas du PEHD) 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 (-125°C pour le PEHD) est située bien au dessous de la température ambiante [9, 10].

Pour les 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 [9, 12].

La figure II.6 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 :

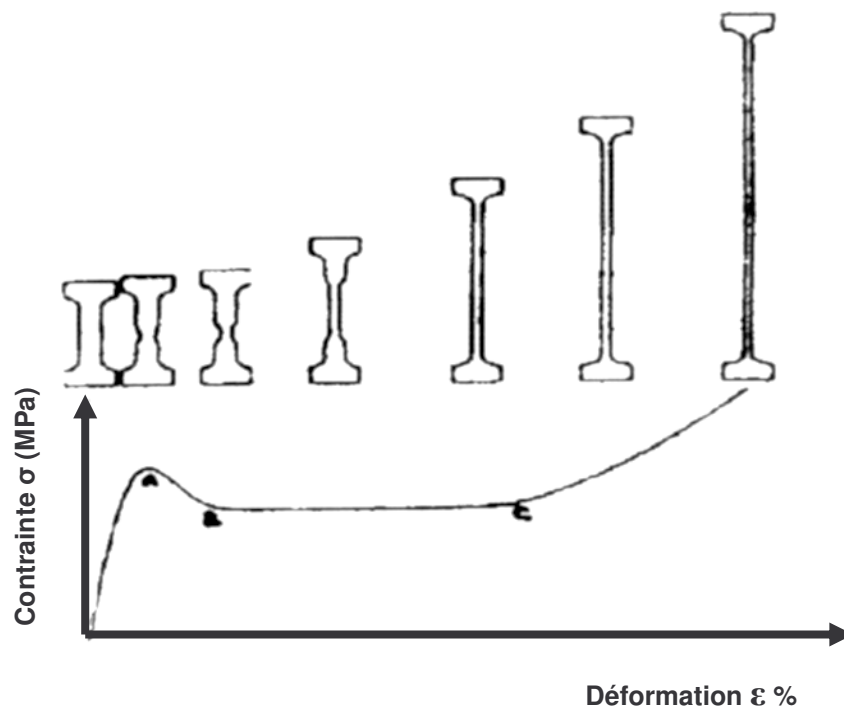


Figure II.6 Courbe nominale contrainte-déformation d'un polymère semi-cristallin en traction uniaxiale étirée à vitesse d'allongement constante et représentation de changement schématique d'une éprouvette lors de traction

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 phase cristalline [9,12]. La courbe initialement linéaire, fait apparaître une certaine non linéarité juste avant le point A, par suite des effets viscoélastiques [9,13].
- 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

intercristallines 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)

- 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 [9,13].

Ces différentes étapes peuvent être représentées comme suit (figure II.7) :

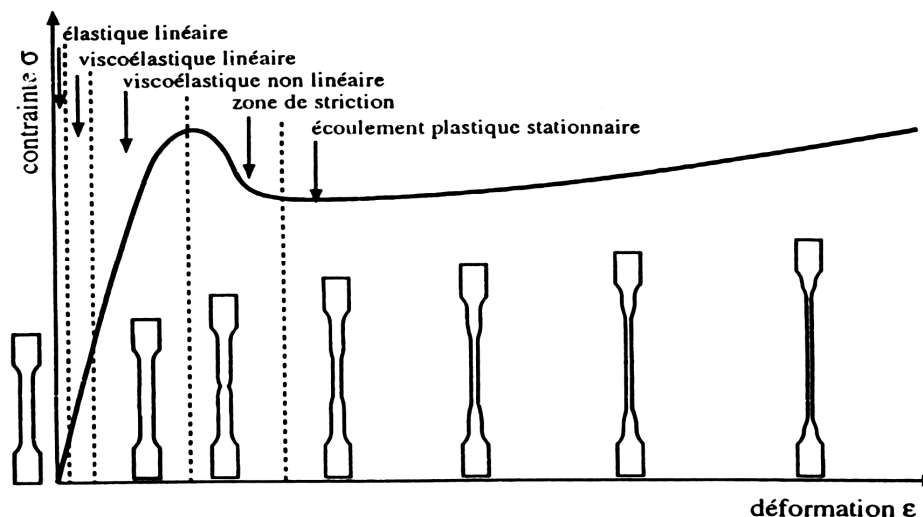
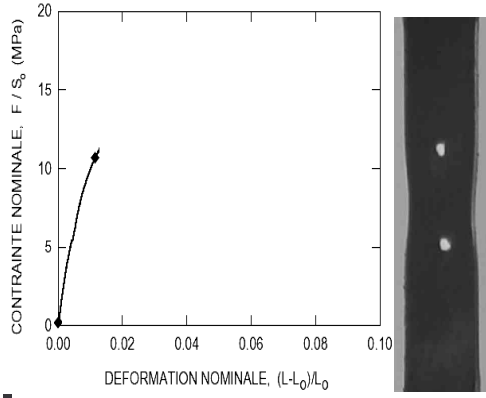


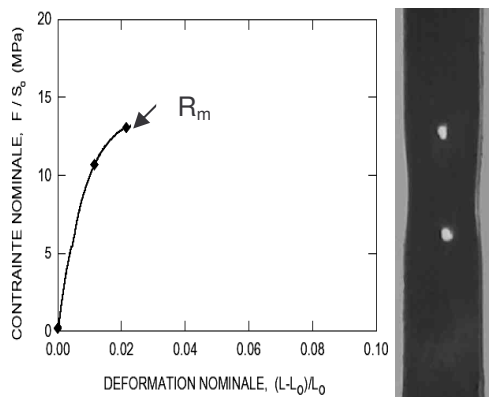
Figure II.7 Différentes zones de traction uniaxiale d'un thermoplastique Semi-cristallin avec la représentation schématique de l'éprouvette d'essai [3]

## II.5. EXEMPLE DE TRACTION D'UN POLYMERE SEMI CRISTALLIN:

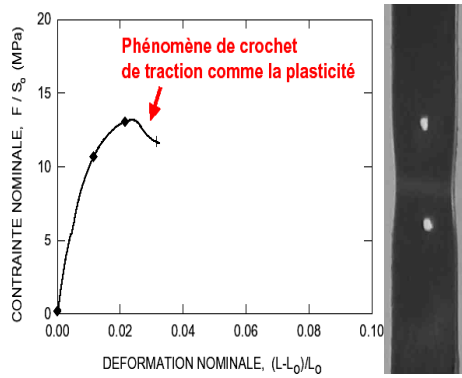
La figure II.08 [de (a) à (g)] présentée ci-après montre les différentes étapes d'une courbe nominale (contrainte-déformation), décrites pour une éprouvette de polypropylène (PP) mise à la traction, en lui ajoutant 20% en masse de talc et un colorant noir de carbone à une température 25 °C [14] :



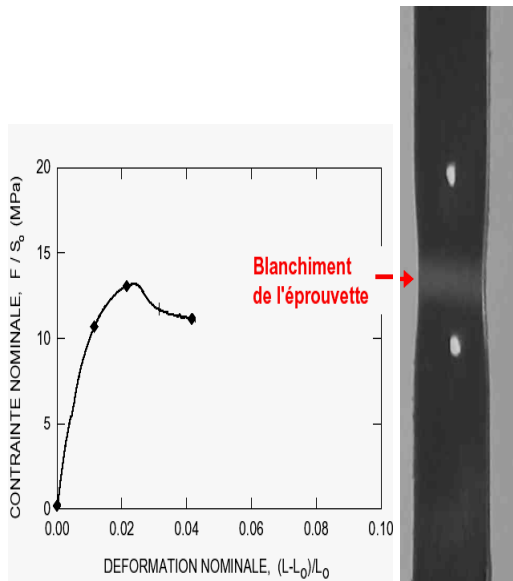
(a) Domaine élastique et viscoélastique linéaires lors de traction.



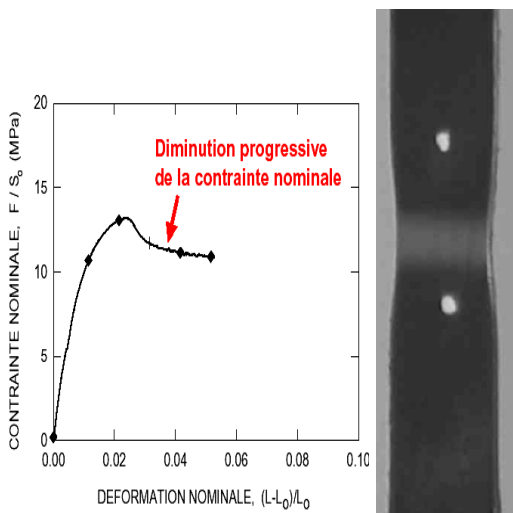
(b) Domaine élastique viscoélastique non linéaire,  $R_m$  est la résistance à la traction.



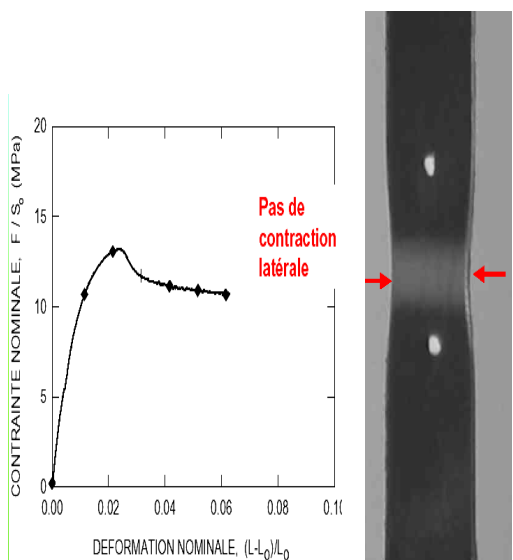
(c) Début de la zone de striction



(d) Apparu du blanchiment de l'éprouvette et la diminution de la contrainte

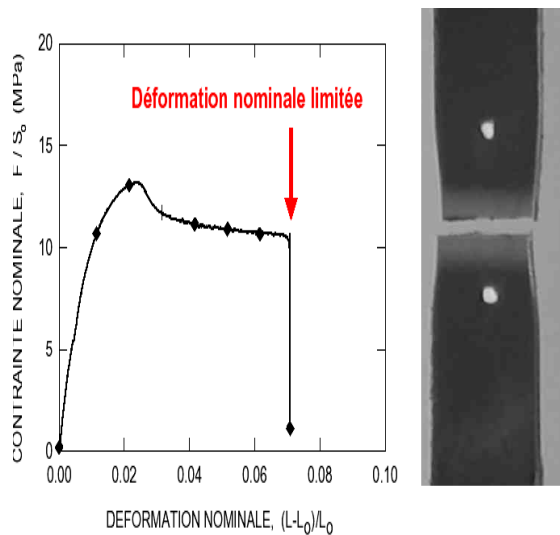


(e) Continuité de diminution de la contrainte



(f) Propage de la striction





(g) Rupture de l'éprouvette

figure II.8 Evolution de la courbe de traction pour un propylène PP (G'SELL.2003) [14]

## II.6. INFLUENCE DE LA VITESSE DE DEFORMATION ET DE LA TEMPERATURE SUR LE PEHD :

Les propriétés des matériaux polymères sont très sensibles que celles des métaux aux influences extérieures [3]. On va s'intéresser aux effets de la vitesse de déformation et de la température sur le comportement mécanique du PEHD.

Les figures II (a) et II (b) représentent respectivement des courbes réelles (contrainte-déformation) d'un PEHD soumis à des essais de traction sous l'influence de la vitesse de déformation  $\dot{\epsilon}$  et de la température  $T$ . Les propriétés du matériau utilisé sont : une densité  $\rho = 0,962 \text{ g/cm}^3$ , température de transition vitreuse  $T_g = -125 \text{ }^\circ\text{C}$ , température de fusion  $T_f = 135 \text{ }^\circ\text{C}$  et un taux de cristallinité  $\chi = 75\%$  (G'sell 2004) [15] :

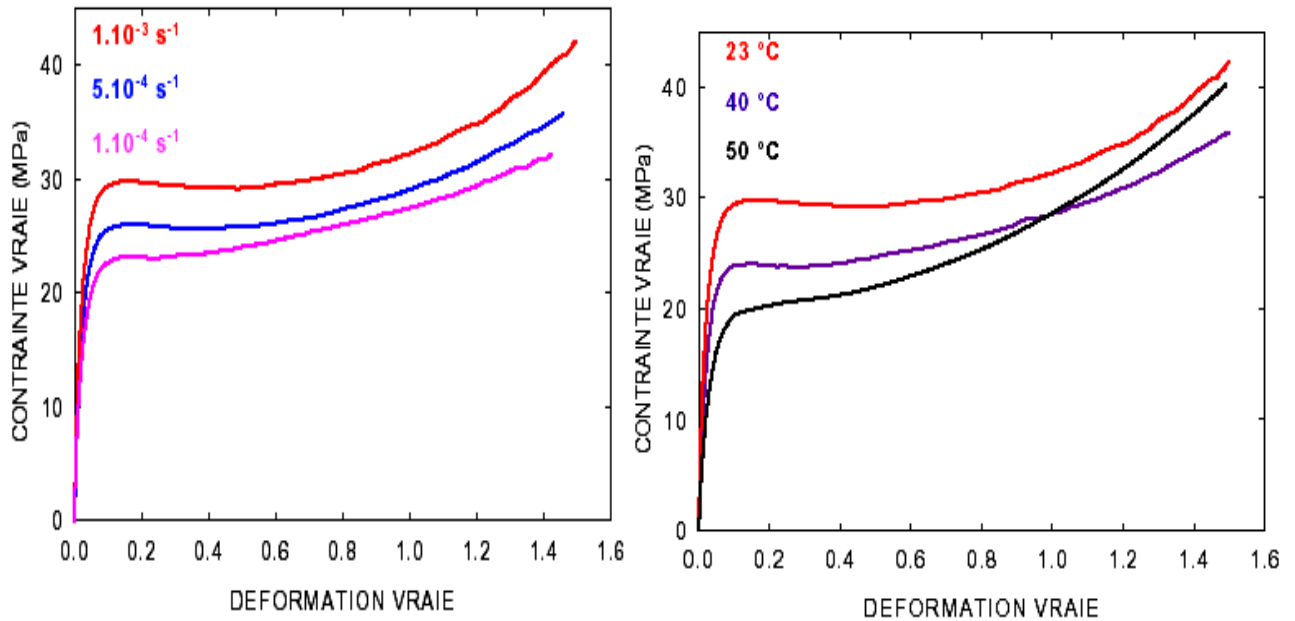


Figure II.9 Courbes contrainte-déformation vraies d'un Polyéthylène à Haute Densité (PEHD) :  
 (a) pour différentes vitesses de déformations  
 (b) pour différentes températures  
 (G'SELL. 2003) [15]

## **II.7 INFLUENCE DE LA TEMPERATURE SUR LA CONTRAINTE A LA LIMITE ELASTIQUE ET LE MODULE D'YOUNG:**

La contrainte à la limite d'élasticité  $R_e$  décroît linéairement pour une augmentation de la température d'essai  $T$  d'un PEHD lors de traction [16]. Les caractéristiques du matériau utilisé sont : une densité  $\rho = 0,94 \text{ g/cm}^3$ , température de fusion  $T_f = 125,9 \text{ °C}$ . Les valeurs de  $R_e$  en fonction des températures d'essais  $T$  sont données dans le Tableau.05 :

T (°C)	$R_e$ (MPa)
21	19,65
50	12,37
60	10,22
70	8,46
80	7,27

Tableau.05 Valeurs de la contrainte à la limite élastique  $R_e$  en fonction de la température  $T$  [16]  
 (ABDESSELAM YEZZA, juin 2001)

La variation de  $R_e$  en fonction de  $T$  est donnée ci après (figure.II.10) :

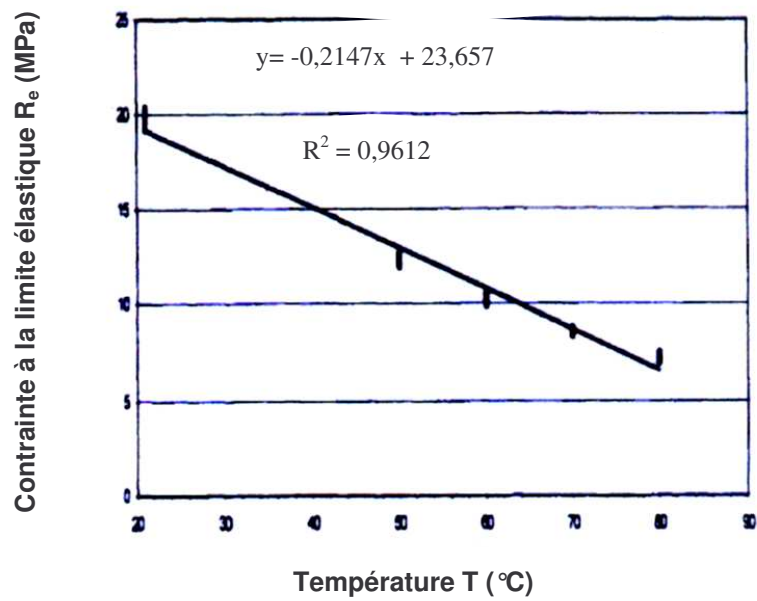


Figure. II.10 Variations de la contrainte à la limite élastique  $R_e$  en fonction de la température  $T$  [16] (ABDESSELAM YEZZA, 2001)

Un thermoplastique semi-cristallin tel que le PEHD, la variation de son module d'Young  $E$  en fonction de la température  $T$  est donnée dans la figure II.11 :

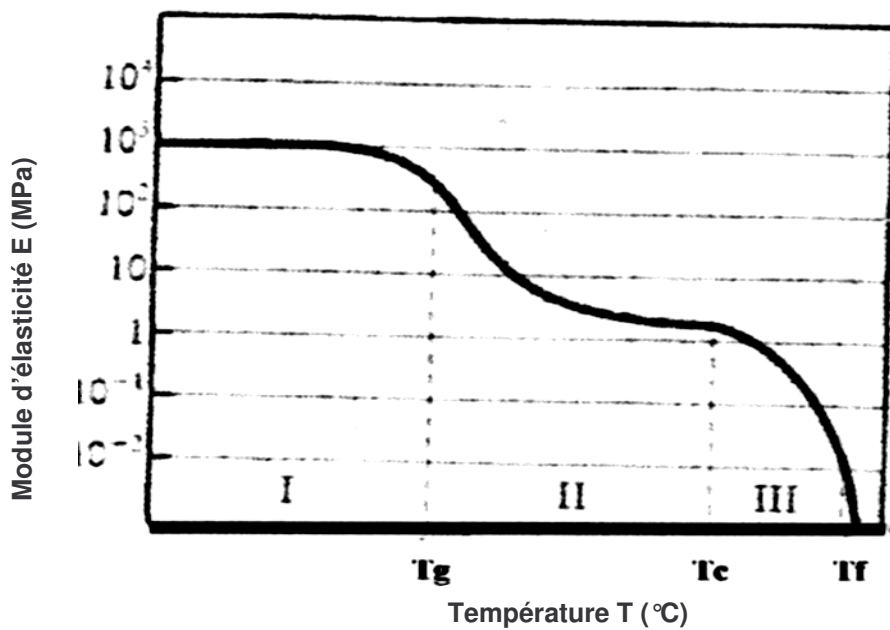


Figure II.11 Variation de Module d'élasticité  $E$  en fonction de la température  $T$  pour un thermoplastique semi-cristallin [17]

On peut caractériser trois zones :

1. **zone I** : la température est basse, le mouvements des chaînes macromoléculaires est bloqué, et le polymère est dans l'état vitreux.
2. **zone II** : à partir de la température de transition vitreuse  $T_g$ , l'agitation thermique est suffisante pour que les chaînes se déforme, le polymère qui devient plus en plus souple, se comporte comme un caoutchouc ; faible module d'élasticité et très grande déformation élastique, l'agitation thermique rend les chaînes très déformables, toutes fois à cause de leur enchevêtrements, leur déplacement relatif se produit difficilement,  $T_c$  présente la température de la fin du comportement caoutchoutique .
3. **zone III** : à une température supérieure à celle de plateau caoutchoutique, la rigidité du polymère s'effondre et celui-ci se comporte comme un liquide visqueux.

Comme c'est un matériau thermoplastique, le refroidissement de PEHD va lui faire reprendre son comportement caoutchoutique, puis vitreux.

Le module d'Young dépend aussi du taux de cristallinité  $\chi$ , la figure.II.12 montre sa variation en fonction de la température pour différents degrés de cristallinité ; la courbe A représente la variation de module d'Young en fonction de la température d'un polymère amorphe, les courbes B, C, D correspondent à des degrés croissants de cristallinités.

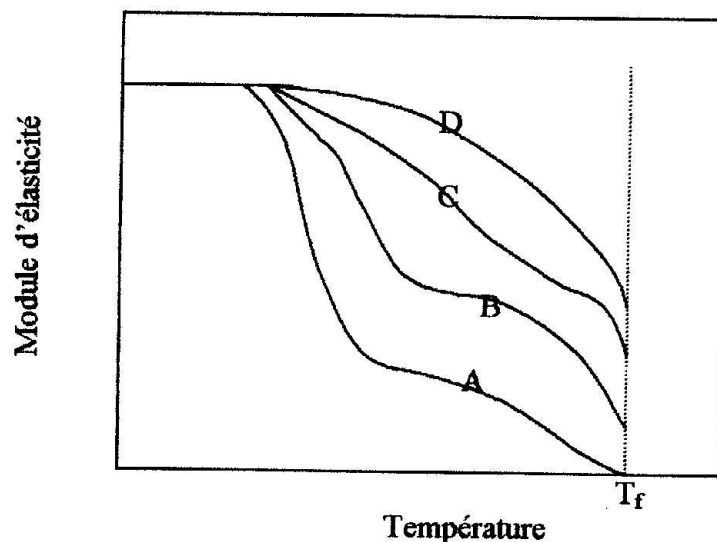


Figure.II.12 Variation de module d'élasticité en fonction de la température pour différents degrés de cristallinité [17]

A basse température, le module d'élasticité d'un polymère semi-cristallin est peu près le même d'un polymère amorphe ; et dans tous les cas, la température de fusion  $T_f$  demeure la même.

## CHAPITRE III

# ETUDE EXPERIMENTALE

### **III.1 INTRODUCTION :**

Cette partie expérimentale a été réalisée en deux étapes :

La première étape consiste à exploiter des résultats bruts sur le Polyéthylène à Haute Densité (PEHD), effectuée au sein du Laboratoire de Physique et Mécanique des Matériaux (LPMM) de l'université de Metz (France). Le polymère a été soumis lors des essais de traction à plusieurs températures et à une vitesse de déformation constante.

La deuxième étape étant des essais de traction sur le même matériau avec plusieurs vitesses de déformation et à une température constante ; réalisées au sein du Laboratoire de Mécanique des Matériaux et Maintenance Industrielle (LR3MI) du Département de Mécanique à l'université d'Annaba.

Les propriétés du PEHD utilisé sont : un taux de cristallinité  $\chi = 75 \%$ , une densité  $\rho = 0,96 \text{ g/cm}^3$ , une température de transition vitreuse  $T_g = -125^\circ\text{C}$  et une température de fusion  $T_f = 135^\circ\text{C}$ .

### **III.2. DESCRIPTION DES MACHINES DES ESSAIS :**

Nos expériences ont été effectuées à l'aide de deux machines conçues pour les polymères. La première à base d'un logiciel Textpert version 1.11 et équipée d'un four de chauffage (au niveau du laboratoire PMM, effet de la température  $T$ ) et la deuxième fonctionnant à base d'un logiciel Textpert version 1.9 (au niveau du laboratoire R3MI, effet de la vitesse de déformation  $\dot{\epsilon}$ ).

#### **III.2.1. Logiciel de pilotage :**

Textpert est un logiciel d'essai universel pour tests, utilisé depuis 1996 sur matériaux, composants ou pièces fines. La plage d'utilisation du logiciel Textpert couvre les machines d'essais traditionnelles de la gamme ZWICK (machines de traction, compression, flexion et machines universelles) [18].

### III.2.2. Etapes d'essai :

Les étapes du test sont les suivantes :

a) Il faut d'abord introduire les données relatives de l'éprouvette à tester (figure.III.01), dont : la surface  $S_0$ , longueur initiale  $L_0$ , sa forme (plane dans notre étude [figure.III.02])...



Figure.III.01. mesure des dimensions de l'éprouvette

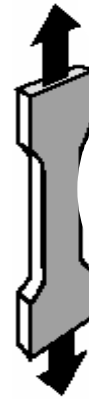


Figure.III.02. Forme d'une éprouvette plane mise à la traction

b) Placer l'éprouvette dans la machine d'essai, (figure.III.03).



Figure.III.03. éprouvette d'essai mise en place dans la machine de traction

c) introduire les conditions de l'expérience (la vitesse de déformation ou la température d'essai),

d) démarrer la machine et la courbe s'affiche progressivement sur l'écran.

### III.2.3. Résultats des essais :

Les courbes obtenues sont nominales. Suivant nos choix, on peut obtenir sur écran différentes courbes (contrainte - allongement, contrainte - déformation,...), plusieurs données de paramètres mécaniques (module d'Young  $E$ , résistance à la limite élastique  $R_e$ , résistance à la traction  $R_m$ , résistance à la rupture  $R_p$ ,...), un PV de l'expérience et les



coordonnées de différents points de la courbe expérimentale à l'aide de logiciel Excel ou de la souris de l'ordinateur.

### **III.3. ESSAIS EXPERIMENTAUX:**

Pour une vitesse d'étirage choisies lors de l'essai, il est possible de calculer la vitesse de déformation suivant la relation :  $\dot{\epsilon} = v / L_0$  ( $v$  est la vitesse d'étirage,  $L_0$  est la longueur initiale de l'éprouvette).

#### **III.3.1 Essais à plusieurs températures :**

(LPMM) : La traction a été exercée sur six éprouvettes de PEHD de surfaces initiales identiques ( $S_0 = 40,95\text{mm}^2$ ), de longueurs initiales légèrement différentes à des températures des essais différentes entre 20 °C à 120 °C (tableau 06).

Durant les essais, les éprouvettes ont été mises sous l'influence d'une même vitesse d'étirage  $v = 50\text{mm/mn}$ . Pour calculer la vitesse de déformation  $\dot{\epsilon}$ , nous avons estimé la longueur moyenne  $L_{\text{moy}}$  des six éprouvettes :

$$L_{\text{moy}} = (\sum l_i / 6) ; i = 1,6$$

La vitesse de déformation  $\dot{\epsilon} = v / L_{\text{moy}} = 8,71 \cdot 10^{-3} \text{ s}^{-1}$

Numéro d'éprouvette	Longueur initiale $L_0$ (mm)	Température d'essai T (°C)
1	94,25	20
2	94,38	40
3	95,21	60
4	95,66	80
5	96,61	100
6	98,06	120

Tableau.06 différentes valeurs de longueurs initiales des éprouvettes lors des essais de traction pour des températures différentes et à une Vitesse de déformation constante ( $\dot{\epsilon} = 8,71 \cdot 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ )

#### **III.3.2 Essais à plusieurs vitesses de déformation :**

(LR3MI) : La traction a été effectuée sur quatre éprouvettes de PEHD de longueurs et surfaces identiques ( $L_0 = 110 \text{ mm}$ ,  $S_0 = 39\text{mm}^2$ ). Le matériau a été subit sous plusieurs vitesses d'étirage correspondant à plusieurs vitesses de déformation (tableau 07), la température de la salle où se déroulent les essais est prise en compte  $T = 20 \text{ °C}$ .

Numéro d'éprouvette	vitesse d'étirage v (mm/mn)	vitesse de déformation $\dot{\epsilon}$ (s <sup>-1</sup> )
1	50	$7,57 \cdot 10^{-3}$
2	300	$45,45 \cdot 10^{-3}$
3	600	$90,90 \cdot 10^{-3}$
4	800	$121,21 \cdot 10^{-3}$

Tableau.07 différentes vitesses de déformation pour chaque éprouvette à une température constante (T=20°C)

La machine utilisée est ZWICKI 1120, c'est une machine universelle, facile et flexible, vu à sa longueur (1,12 m) et son poids (10 Kg), elle est facile de lui déplacer et la mettre sur n'importe quelle table, elle est pilotée par ordinateur à travers le logiciel Test Expert version 1.9 (figure III.04).



Figure. III.04 Machine de traction Zwicky 1120 (LR3MI)

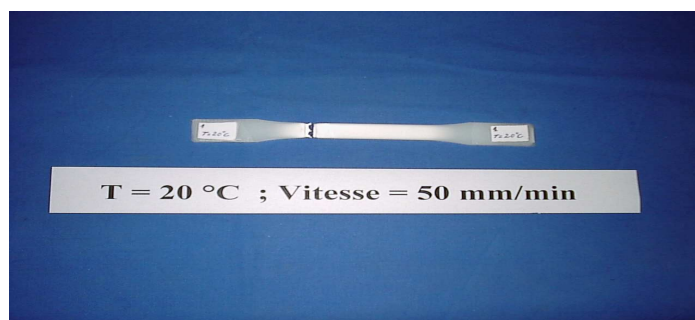
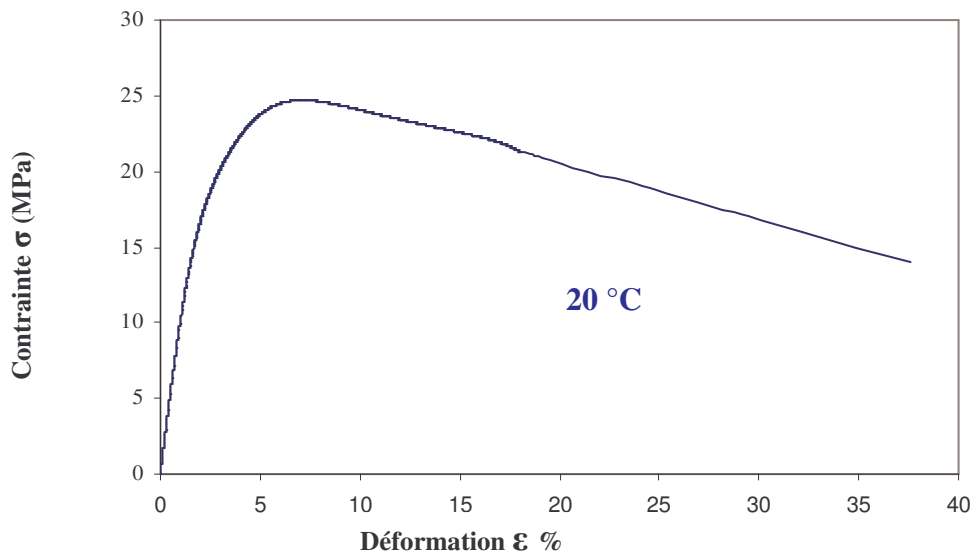
#### **III.4. RESULTATS DES EXPERIENCES:**

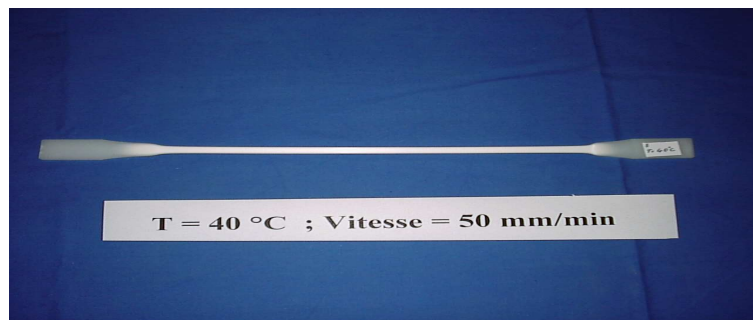
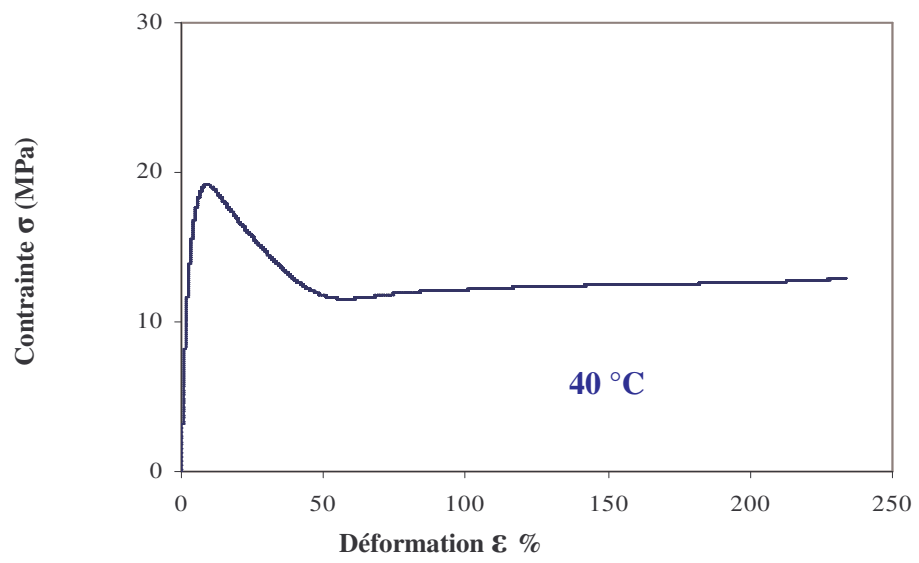
Sous l'influence de T, nous avons obtenus des résultats bruts. Les valeurs expérimentales sous l'effet de T et v ont été analysées en utilisant le logiciel Excel. Les courbes obtenues par les PV des machines ne commencent pas du point d'origine (0,0) du repère, mais à partir de valeurs données sur les axes X et Y. Pour remédier à cet écart, nous avons

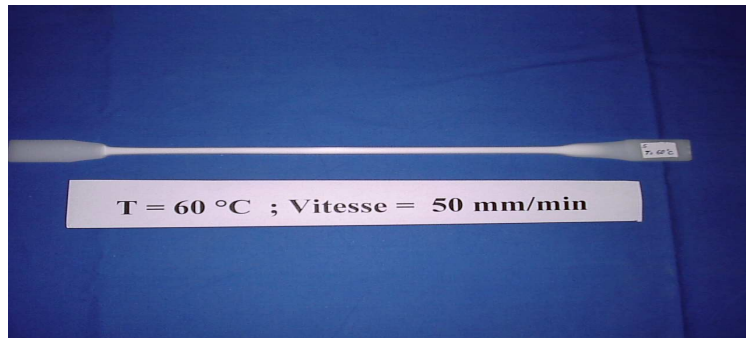
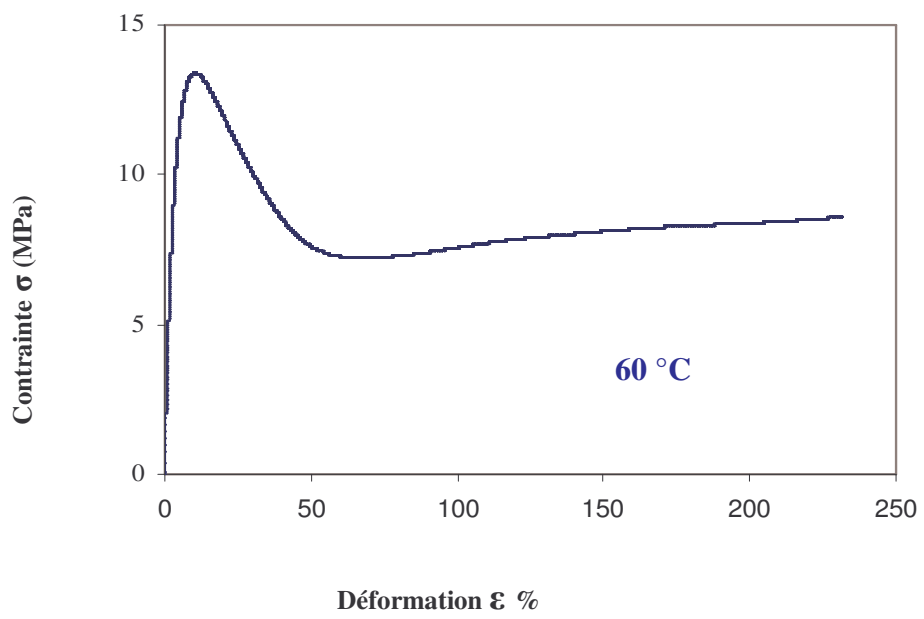
translaté les courbes de façon à leur donner comme origine le point O (0,0). On donne ci-après les courbes corrigées (contrainte-déformation) lors de la traction sous l'influence de T et v, avec les images des éprouvettes à la fin des essais :

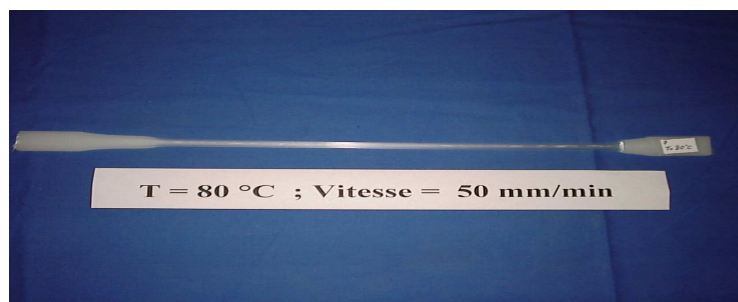
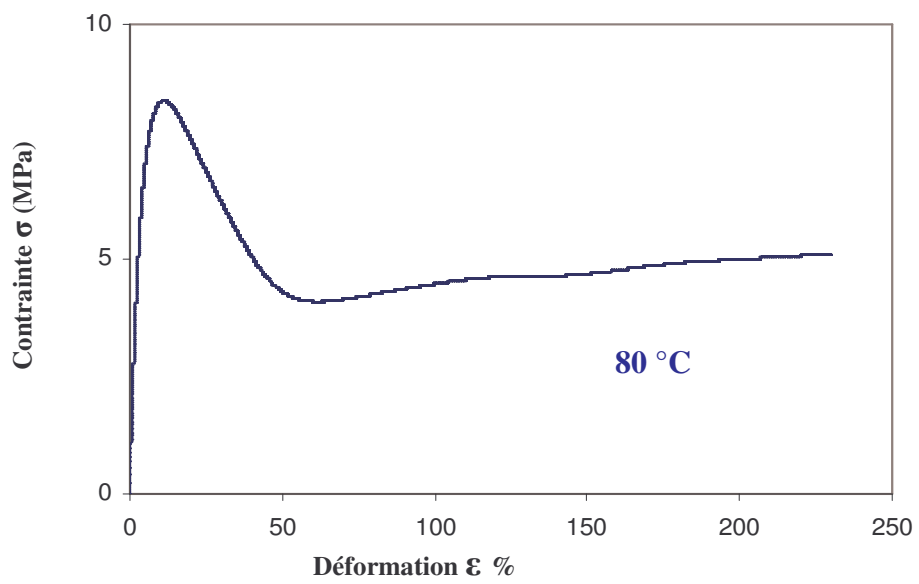
### III.4.1 Résultats sous l'influence de la température :

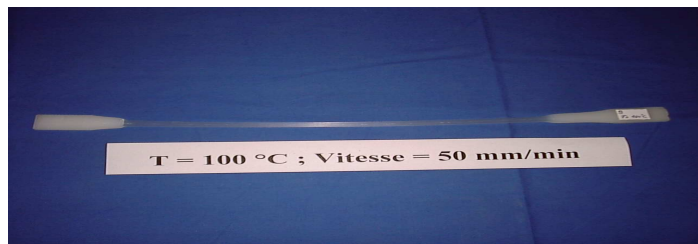
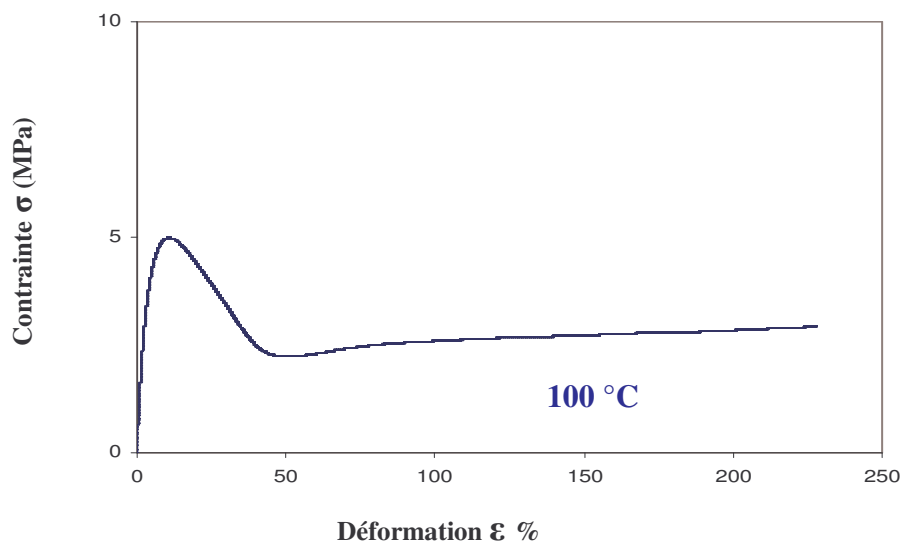
Les six courbes (contrainte - déformation) pour des températures variantes entre 20°C et 120°C sont présentées comme suit (figure III.05):

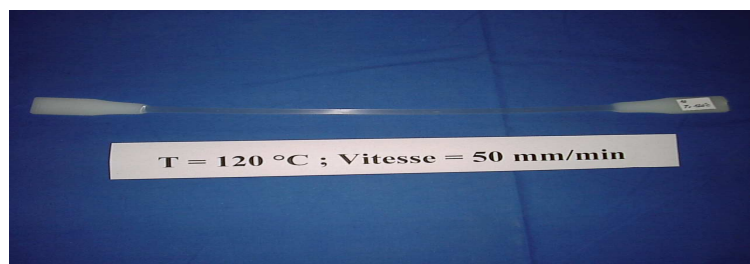
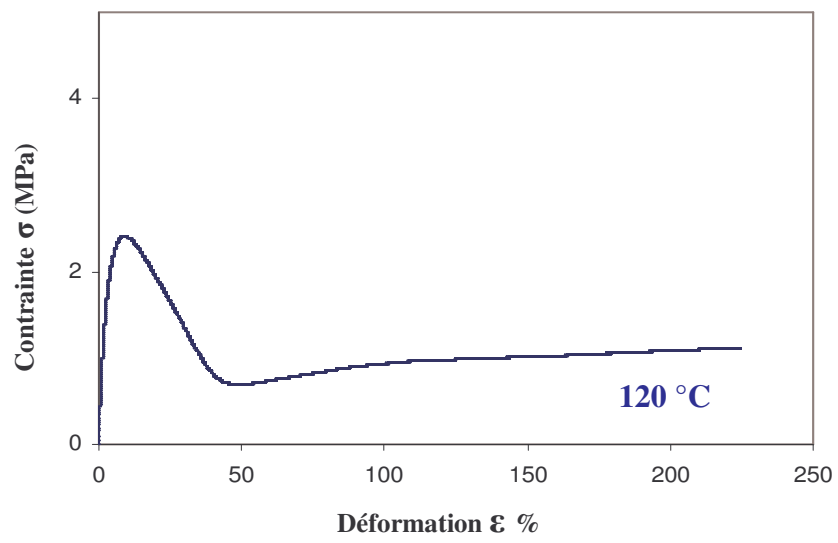














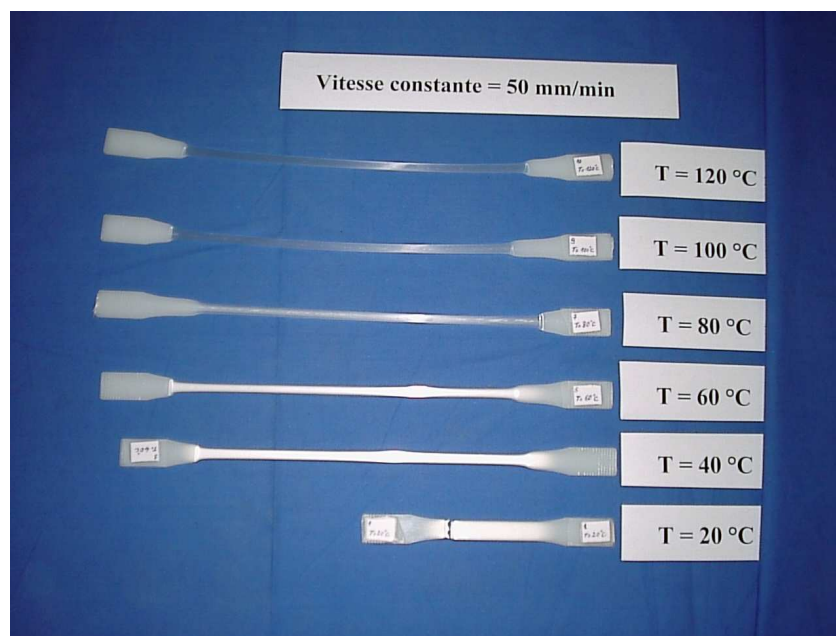
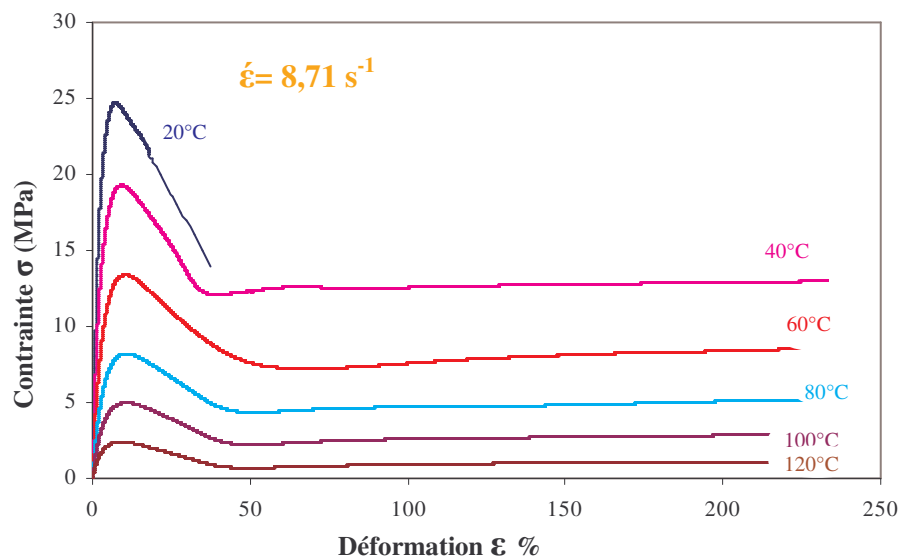
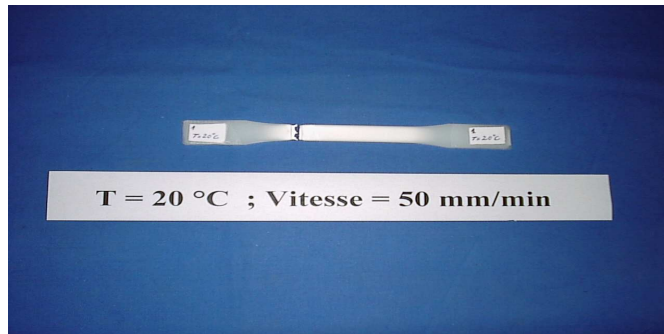
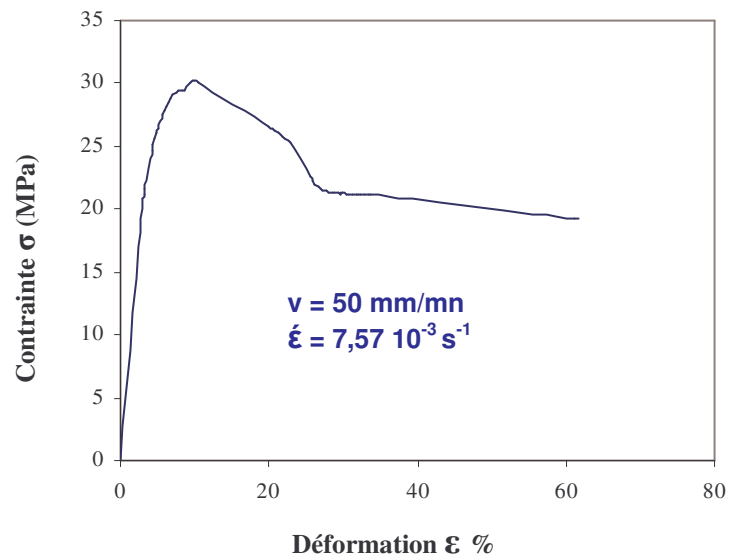
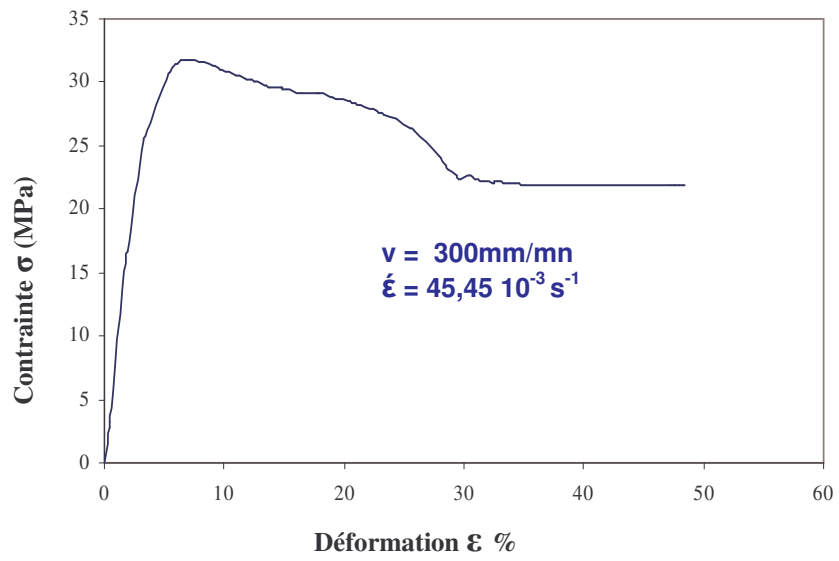


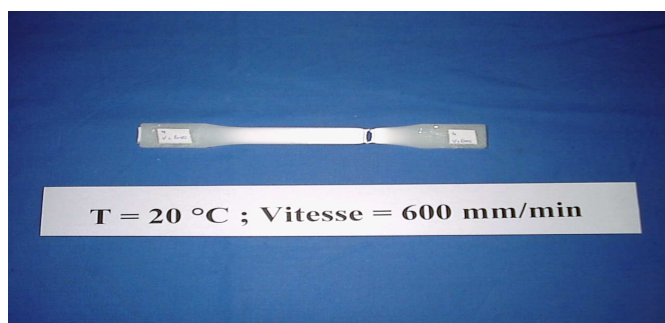
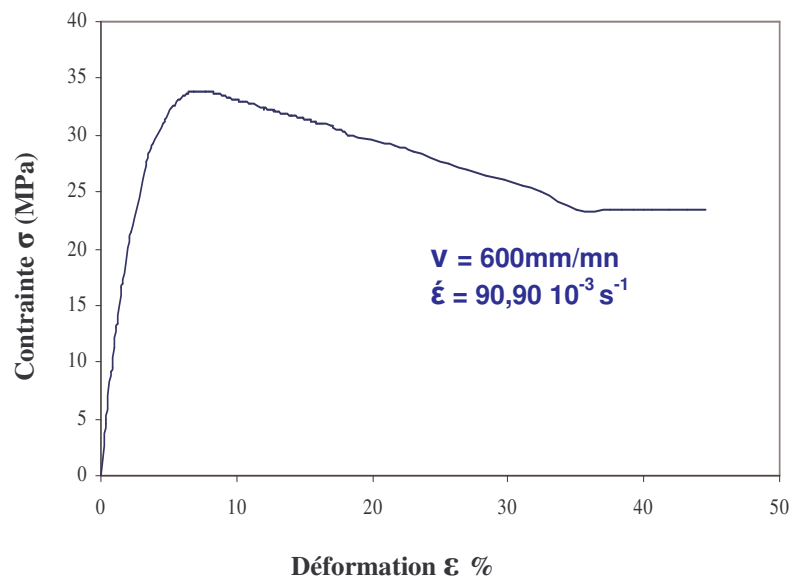
Figure.III.05 Courbes expérimentales de traction contrainte-déformation d'un PEHD sous l'influence de la température et à une vitesse de déformation constante ( $\dot{\epsilon} = 8,71 \cdot 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ ) avec des images des éprouvettes à la fin des expériences

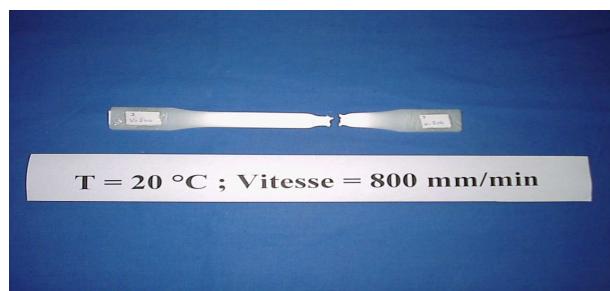
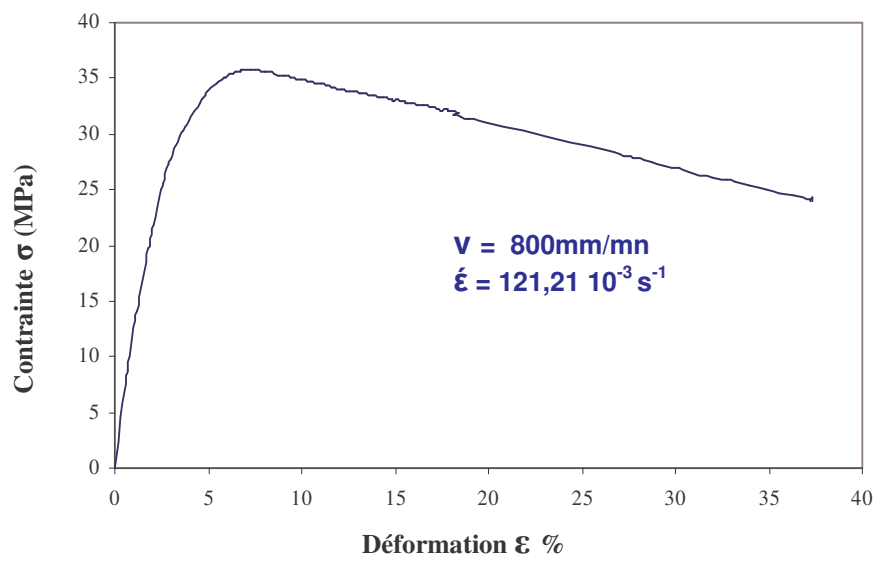
### III.4.2 Résultats sous l'influence de la vitesse de déformation :

Les quatre courbes (contrainte-déformation) des éprouvettes de PEHD qui ont été obtenues lors de traction sous l'effet de la vitesse de déformation  $\dot{\epsilon}$  et à une température constante  $T=20\text{ °C}$  sont représentées comme suit :









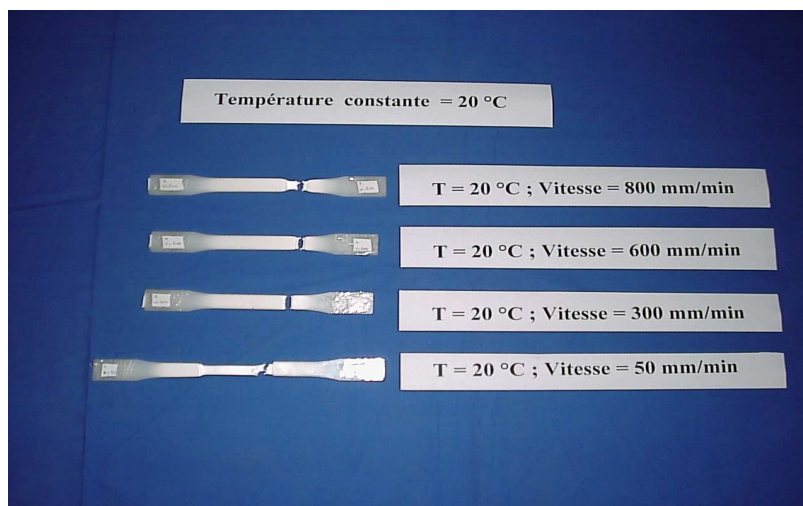
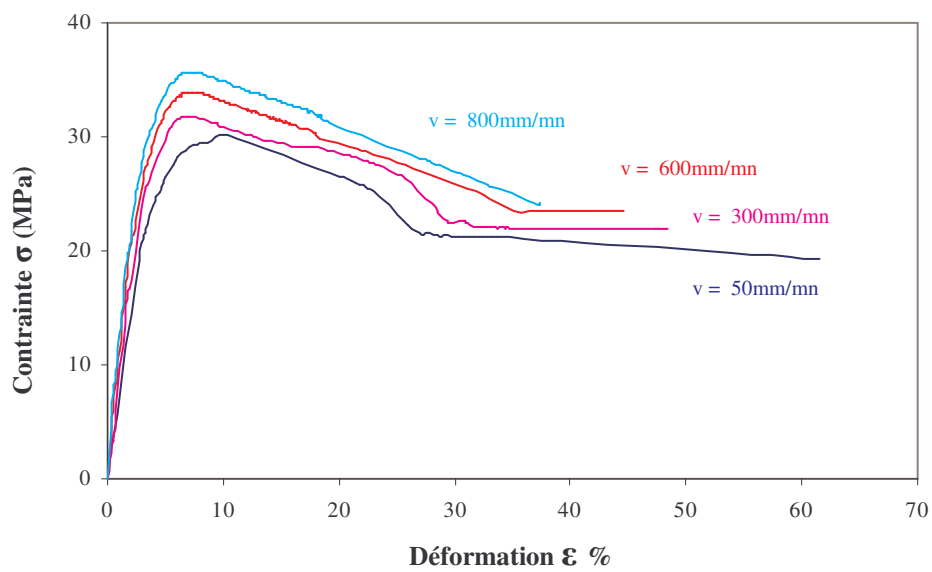


Figure.III.06 Courbes expérimentales de traction contrainte-déformation d'un Polyéthylène à Haute Densité mis à des vitesses de déformation différentes et à une température constante ( $T=20^\circ\text{C}$ ) avec des images des éprouvettes à la fin d'expériences

L'effet de la température  $T$  et de la vitesse de déformation  $\dot{\epsilon}$  a été clairement mis en évidence, le regroupement des essais sur le même graphe montre l'influence des deux paramètres.

## CHAPITRE IV

# DEPOUILLEMENT ET ANALYSES DES RESULTATS EXPERIMENTAUX



#### **IV.1. INTRODUCTION :**

Ce chapitre porte sur l'étude de l'influence de la température T et de la vitesse de déformation  $\dot{\epsilon}$  sur le comportement mécanique du PEHD et ce, sur la base des courbes obtenues dans le chapitre III.

#### **IV.2 DEPOUILLEMENT DES RESULTATS OBTENUS :**

Le PEHD a montré des comportements mécaniques différents pour des variations de T et  $\dot{\epsilon}$ , se traduisant par des courbes contrainte-déformation différentes.

A la fin des expériences, il a été constaté sous l'effet de la température la rupture de l'éprouvette à T= 20°C pour un niveau de déformation  $\epsilon_p = 37,55 \%$  ; contrairement aux autres échantillons qui ont été mis dans un intervalle de températures de 40°C à 120°C, la rupture n'a pas eu lieu lors de traction et ce, jusqu'à atteindre la longueur du four (conditionnant l'expérience) de la machine où se déroulaient les essais. Sous l'influence de  $\dot{\epsilon}$ , la rupture a eu lieu pour toutes les éprouvettes.

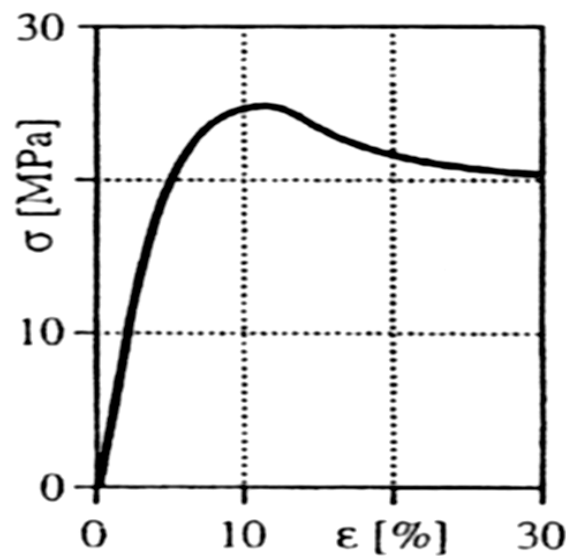
Aussi, nous avons constaté qu'une variation des couleurs des éprouvettes a eu lieu lors du déroulement des essais. En effet, sous l'influence de T, il y a le blanchissement des échantillons entre 20°C et 60°C. A partir de la température d'essai T= 80°C, les échantillons deviennent transparentes graduellement pour atteindre une nette transparence à la température maximale de l'essai (T= 120 °C) (figureIII.05). Sous l'influence de  $\dot{\epsilon}$ , il a été constaté le blanchissement de toutes les éprouvettes (figure III.06).

#### **IV. 3 ANALYSE DES COURBES :**

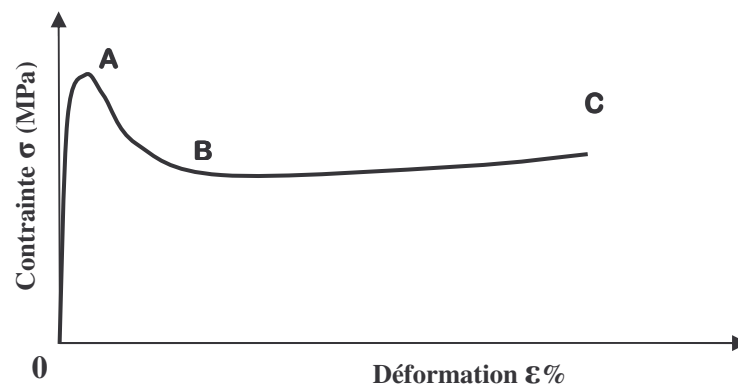
La courbe IV.01.a) représente un essai de traction à une température ambiante d'un PEHD [3], ses propriétés sont : un taux de cristallinité  $\chi = 60$  à 80%, densité  $\rho = 0,94$  à 0,96 g/cm<sup>3</sup>, module d'Young E = 600 à 1400 MPa, température de transition vitreuse

$T_g < -100\text{ °C}$  et température de fusion  $T_f = 135\text{ °C}$ .

La courbe IV.01.b) représente une géométrie expérimentale globale lors des essais.



(a)



(b)

Figure.IV.01 courbe contrainte-déformation pour un essai de traction d'un Polyéthylène à Haute Densité (PEHD) :

(a) à température ambiante [3]

(b) forme géométrique globale des essais

On peut analyser la courbe géométrie globale IV.01.b) par des divisions des domaines :

- **Du point 0 à A :** la courbe représente d'abord une droite due à une déformation élastique, le retour au point zéro de la contrainte se fait selon la même droite ; le matériau a un comportement hookéen. Il est possible de calculer la module d'Young suivant la relation  $E = \sigma / \epsilon$ .

Au-delà, la pente de la courbe diminue, le module d'élasticité pour cette déformation est plus faible ; le retour élastique se superpose à la courbe des contraintes croissantes.

- **Au point A :** la courbe présente un maximum considéré comme un seuil d'écoulement ou une limite à la traction. Suivant l'axe Y, ce point représente la résistance à la traction  $R_m$ .
- **Du A à B :** la contrainte nominale diminue, car on ne tient pas compte de la diminution de la section de l'éprouvette lors de traction.  
Dans ce domaine, la section de l'éprouvette n'est plus homogène. La section s'amincit sans rupture, la partie amincie augmente de longueur jusqu'à occuper tout l'espace entre les mors de la machine de traction, une striction s'est propagée. L'écoulement de matière se produit aux deux extrémités de la zone de striction se fait avec orientation moléculaire importante du polymère [19].
- **Au point B :** on peut assister à une remontée de la courbe due à un durcissement, avec augmentation progressive de la contrainte d'écoulement.
- **Au point C :** la rupture de l'éprouvette, (n'est pas effectuée sous l'influence de la température pour certains échantillons). Suivant l'axe Y, pour une effectuation de la rupture, le point C représente la résistance à la rupture  $R_p$ .

Alors qu'il est possible de déterminer avec une bonne précision la limite d'élasticité des métaux, le comportement viscoélastique des matières plastiques interdit souvent d'évaluer avec précision leur limite d'élasticité [17]. En faisant des pentes dans les domaines élastiques des courbes obtenues, les valeurs suivant l'axe Y, qui correspondent au tronçon linéaire présentent des valeurs approximatives de la résistance à la limite élastique  $R_e$ . Ainsi, dans le domaine élastique, les courbes ont présentées une linéarité entre la contrainte  $\sigma$  et la déformation  $\varepsilon$ , le module d'Young E a été calculé suivant la relation de Hooke. Les tableaux 08 et 09 représentent respectivement les valeurs expérimentales des propriétés mécaniques de PEHD sous l'influence de la température T et de la vitesse de déformation  $\dot{\varepsilon}$ :

Numéro d'éprouvette	T (°C)	R <sub>e</sub> (MPa)	R <sub>m</sub> (MPa)	E (MPa)
1	20	17,75	24,71	1037,03
2	40	14,34	19,15	695,17
3	60	10,28	13,38	351,44
4	80	6,49	8,37	201,07
5	100	3,9	4,98	89,89
6	120	1,7	2,4	45,3

Tableau. 08 différentes valeurs expérimentales des propriétés mécaniques des six éprouvettes (Influence de la température, vitesse de déformation constante  $\dot{\epsilon} = 8,71 \cdot 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ )

Numéro d'éprouvette	$\dot{\epsilon}$ (s <sup>-1</sup> )	R <sub>e</sub> (MPa)	R <sub>m</sub> (MPa)	E (MPa)	R <sub>p</sub> (MPa)	$\epsilon_p$ %
1	$7,57 \cdot 10^{-3}$	20,77	30,22	689,90	19,22	61,61
2	$45,45 \cdot 10^{-3}$	25,44	31,78	785,79	21,88	48,46
3	$90,90 \cdot 10^{-3}$	27,32	33,91	855,29	23,5	44,59
4	$121,21 \cdot 10^{-3}$	27,72	35,68	886,30	24,01	22,56

Tableau. 09 différentes valeurs expérimentales des propriétés mécaniques des quatre éprouvettes (Influence de la vitesse d'étirage, température constante T= 20°C)

T (°C) : température d'essai

$\dot{\epsilon}$  (s<sup>-1</sup>): vitesse de déformation

R<sub>e</sub> (MPa) : Résistance à la limite élastique

R<sub>m</sub> (MPa) : Résistance à la traction

E (MPa): Module d'Young

R<sub>p</sub> (MPa) : Résistance à la rupture

$\epsilon_p$  % : niveau de la déformation à la rupture (%)

Les deux premières éprouvettes des deux tableaux (06 et 07) ont été mises sous la même condition lors des essais (température T= 20°C, vitesse d'étirage v= 50mm/mn), les courbes obtenues ont la même allure de la courbe de l'étude bibliographique [3]. Les valeurs expérimentales du module d'Young à T= 20°C s'accorde bien avec les données de l'étude bibliographique [3].

#### **VI.4. VARIATIONS DES PARAMETRES MECANIQUES :**

Nous avons obtenu l'évolution des propriétés mécaniques en fonctions des paramètres extérieurs (T et  $\dot{\epsilon}$ ), en utilisant le logiciel Excel. On a déterminé leurs équations les plus proches en veillant au brassage du maximum de points. Nous avons choisis les types des courbes de tendance (linéaire, logarithmique, polynomiale, exponentielle ...) ; elles sont représentées comme suit :

- Résistance à la limite élastique  $R_e$  :

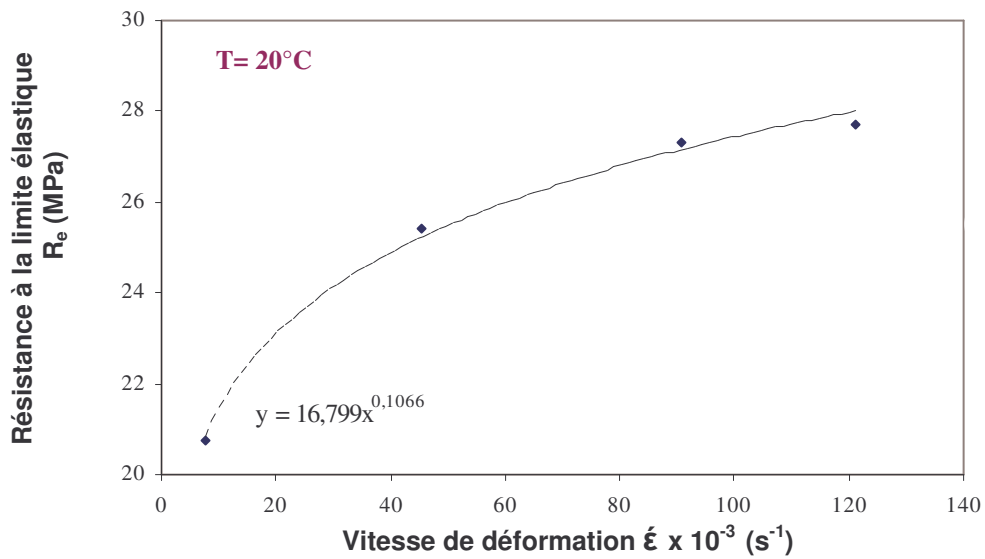
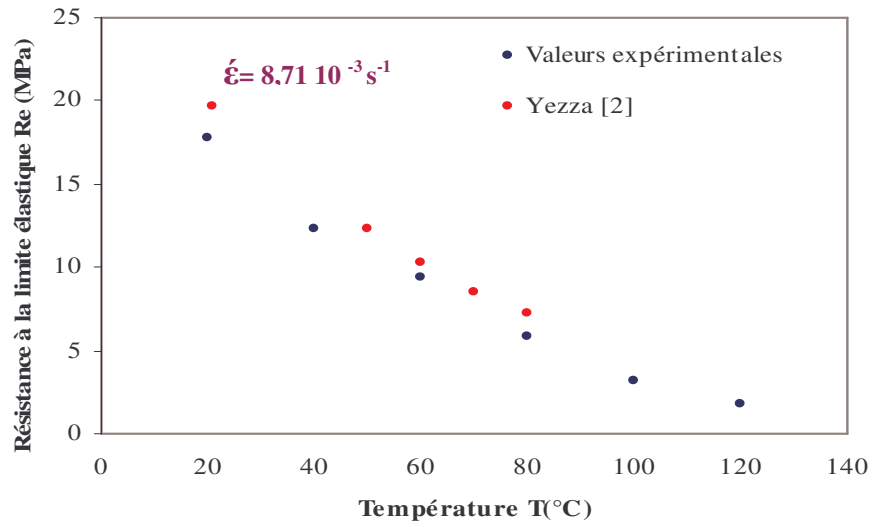


Figure IV.02 : variation de la résistance à la limite élastique  $R_e$  :  
 (a) en fonction de la température T  
 (b) en fonction de la vitesse de déformation  $\dot{\epsilon}$

Sous l'influence de la température, les valeurs expérimentales de la résistance à la limite élastique  $R_e$  sont relativement identiques avec les valeurs bibliographiques [16] (Tableau.05) et diminuent pour une élévation de la température T. Sous l'effet de la

vitesse de déformation, les valeurs expérimentales de  $R_e$  augmentent pour une élévation de  $\dot{\epsilon}$ .

- Résistance à la traction  $R_m$  :

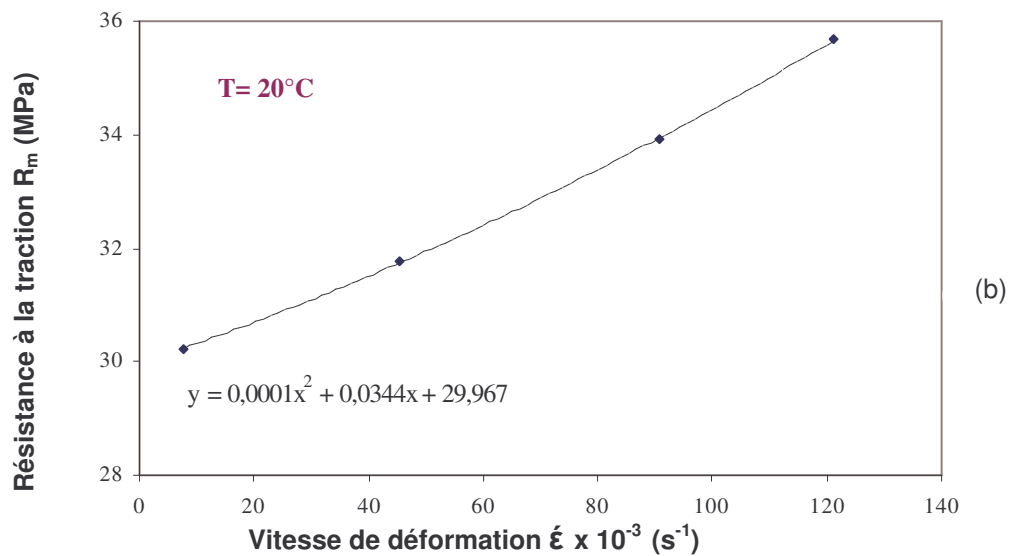
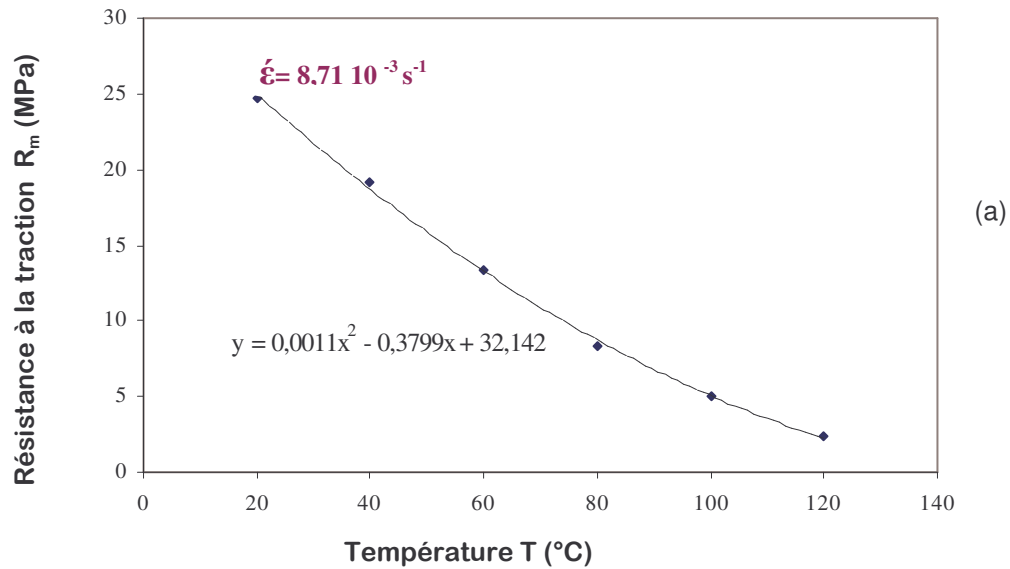


Figure IV.03 : variation de la résistance à la traction  $R_m$  :  
 (a) en fonction de la température T  
 (b) en fonction de la vitesse de déformation  $\dot{\epsilon}$

D'après la figure IV.03, les valeurs expérimentales de la résistance à la traction  $R_m$  diminuent pour une élévation de la température  $T$  et augmentent pour une élévation de la vitesse de déformation  $\dot{\epsilon}$ .

- **Module d'Young E :**

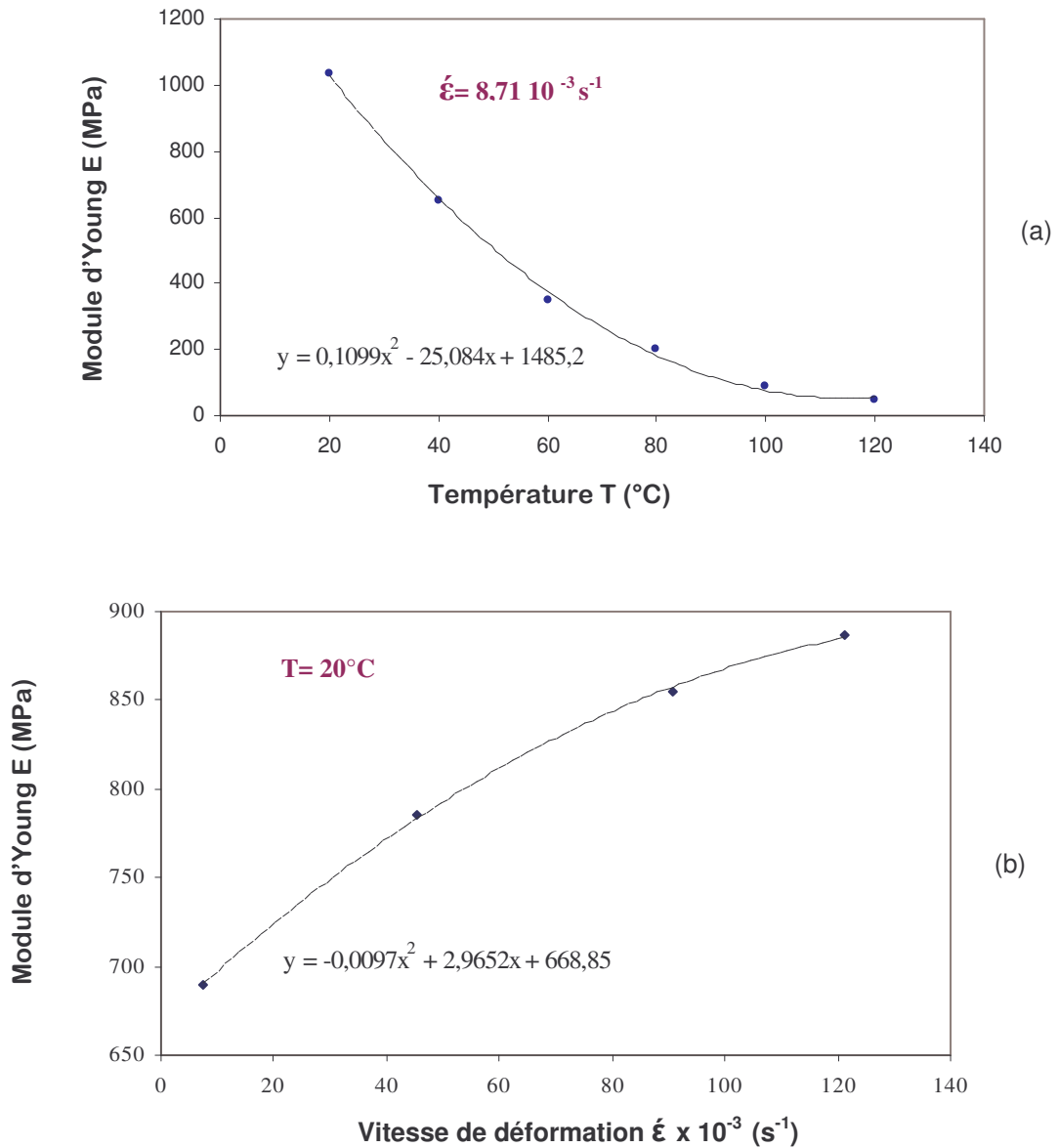


Figure IV.04 : variation de module d'Young E:  
 (a) en fonction de la température  $T$   
 (b) en fonction de la vitesse de déformation  $\dot{\epsilon}$

Les valeurs expérimentales de module d'Young E diminuent pour une élévation de la température  $T$  (figure IV.04 (a)), d'abord d'une façon linéaire entre les températures



d'essais 20 °C et 80 °C ; ensuite il y a une petite déviation de linéarité qui se propage avec l'élévation de la température ; à partir de T=100 °C, la variation de module d'Young en fonction de la température est horizontale avec l'abscisse.

Les températures d'essais sont dans un intervalle de 20 °C à 120 °C, elles sont situées entre les températures de transition vitreuse  $T_g$  et de fusion  $T_f$  ( $T_g = -125$  °C,  $T_f = 135$  °C), le domaine d'état qui correspondant est caoutchoutique ; ceci s'accorde avec l'étude bibliographique (figure II.11) [17]. La figure IV.04 (a) représente une bande de la variation de module d'Young E en fonction de la température T dans une zone d'essai caoutchoutique.

Sous l'effet de la vitesse de déformation, on constate qu'il y a une élévation des valeurs de E pour une augmentation de  $\dot{\epsilon}$ .

- **Résistance à la rupture  $R_p$  :**

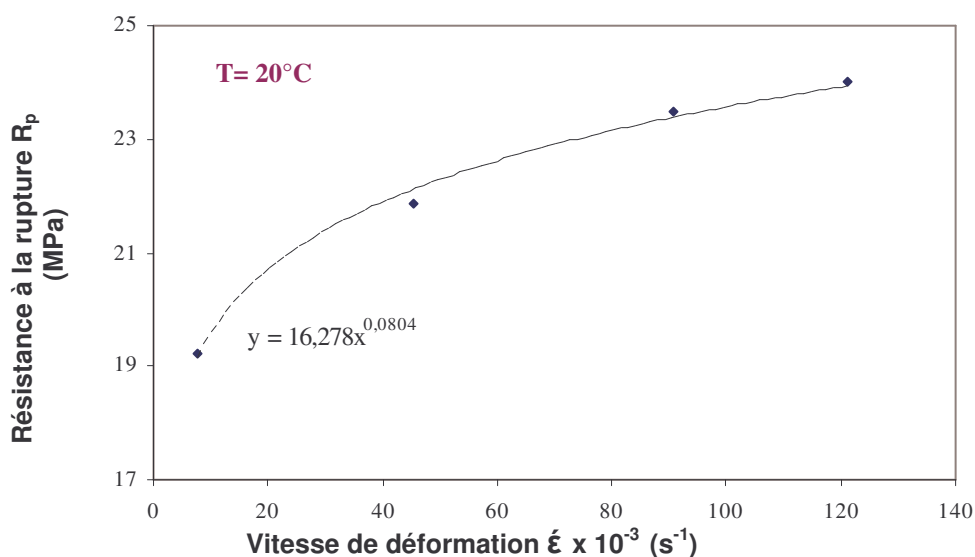


Figure IV.05 : variation de la résistance à la rupture  $R_p$  en fonction de la vitesse d'étirage  $v$

Les valeurs expérimentales de la résistance à la rupture  $R_p$  augmentent pour une élévation de la vitesse de déformation  $\dot{\epsilon}$ .

• Niveau de la déformation à la rupture  $\epsilon_p$  :

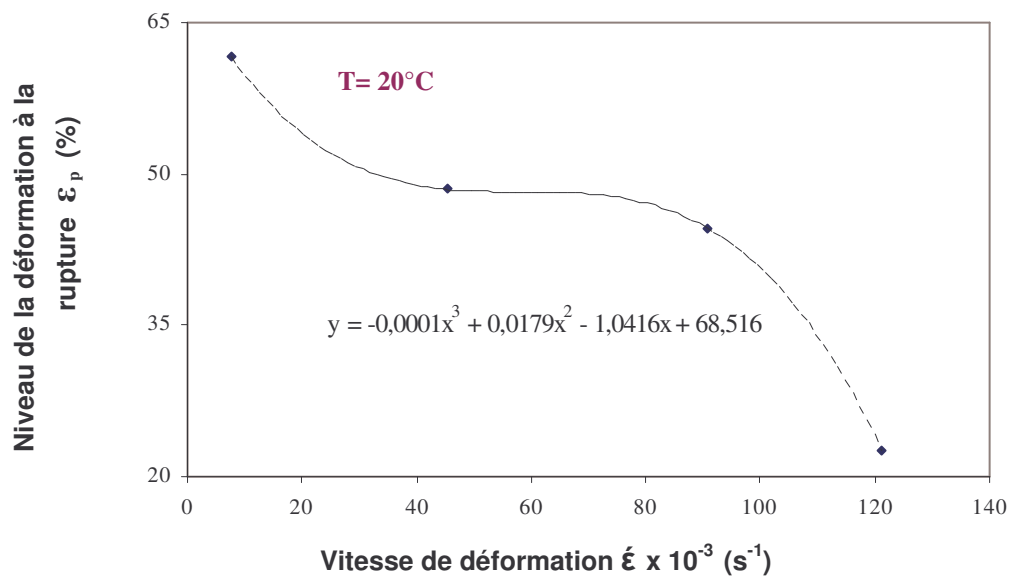


Figure IV.06 : variation de niveau de la déformation à la rupture  $\epsilon_p$  en fonction de la vitesse de déformation  $\dot{\epsilon}$

Les valeurs de la déformation au niveau de la rupture  $\epsilon_p$  diminuent pour une élévation de la vitesse de déformation  $\dot{\epsilon}$ .

D'après les figures précédentes, on constate que les paramètres mécaniques du PEHD diminuent pour une élévation de la température  $T$  et augmentent pour une élévation de la vitesse de déformation  $\dot{\epsilon}$  (sauf pour la déformation au niveau de la rupture).

## CHAPITRE V

# INTERPRETATION

## **V.1. INTRODUCTION :**

On s'intéresse dans ce chapitre à l'interprétation des influences de la température  $T$  et de la vitesse de déformation  $\dot{\epsilon}$  sur les propriétés mécaniques du PEHD.

Dans la pratique, le temps et la température sont les paramètres prépondérants dans l'analyse du comportement mécanique d'un polymère ; il est caractérisé par le type et l'amplitude de sa réponse aux forces extérieures appliquées et aux déformations qui en résultent.

## **V.2. EXPLICATION DE L'EFFET DE LA TEMPERATURE ET DE LA VITESSE DE DEFORMATION SUR LE COMPORTEMENT MECANIQUE DU PEHD :**

Les matériaux d'une façon générale ont un phénomène d'absorption d'énergie lors de la traction. La capacité d'absorption d'énergie d'un corps est définie comme l'énergie à fournir pour provoquer sa rupture. Cette énergie peut être déterminée par intégration à partir de l'aire sous la courbe contrainte-allongement correspondante jusqu'au point de rupture. Rapportée à la section normée ou au volume de l'éprouvette étudiée, elle est souvent définie comme la ténacité du matériau [3].

Une aire large sous la courbe contrainte-déformation est équivalente à une capacité d'absorption mécanique élevée, contrairement pour une aire étroite la capacité d'absorption mécanique est faible.

Le comportement spécifique des polymères est lié au fait que les macromolécules ne réagissent pas toujours instantanément à l'application d'une sollicitation. Les différentes chaînes moléculaires constitutives tentent de répartir les contraintes imposées en se réarrangeant physiquement jusqu'à atteindre une position d'équilibre. Si la sollicitation appliquée est trop rapide par rapport à la capacité de réarrangement des molécules, les matériaux polymères ont un comportement rigide et fragile, ceci est lié à l'incapacité des macromolécules à se réarranger dans un intervalle de temps adéquat. Dans le cas contraire, si la sollicitation est lente ; les mêmes matériaux présentent un comportement

ductile est souple, en raison du temps suffisant permettant aux chaînes moléculaires d'atteindre une position d'équilibre correspondant aux contraintes subies [3].

Ainsi, les polymères présentent un comportement fragile pour une basse température et un comportement ductile s'ils sont soumis à une température élevée. Une élévation de la température rompt la chaîne du polymère et augmente les mouvements des vibrations d'atomes ; ceci facilite les processus de réarrangement moléculaire pour avoir une position d'équilibre lors de traction.

Alors pour une même application, les matériaux polymères peuvent donc se comporter de façon fragile ou ductile et ce, selon les conditions des températures et des vitesses de déformation.

Pour notre étude, le PEHD a été soumis à la traction, sous l'influence de  $T$  de  $20^\circ\text{C}$  à  $120^\circ\text{C}$  et de  $\dot{\epsilon}$  de  $7,57 \cdot 10^{-3} \text{ s}^{-1}$  à  $121,21 \cdot 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ .

Le matériau a montré un comportement fragile sous l'effet de la température la plus faible  $T_{\min} = 20^\circ\text{C}$  [figure III.05]. Les valeurs de module d'Young  $E$ , résistance à la traction  $R_m$  et résistance à la limite élastique  $R_e$  ont été les plus élevées par rapport à celles des autres éprouvettes qui ont été soumises à la traction sous l'influence des températures plus élevées [tableau.08, chapitre IV].

Ainsi le même matériau a présenté un autre comportement de faiblesse pour une vitesse de déformation la plus élevée  $\dot{\epsilon}_{\max} = 121,21 \cdot 10^{-3} \text{ s}^{-1}$  [figure III.06]. Les valeurs de module d'Young  $E$ , résistances à la traction  $R_m$  et à la limite élastique  $R_e$  ont été les plus faibles par rapport aux autres éprouvettes qui ont été soumises à la traction sous l'influence de  $\dot{\epsilon}$  [tableau.09, chapitre IV].

Inversement, le matériau a montré un comportement souple et ductile sous l'influence de la température la plus élevée dans les essais  $T_{\max} = 120^\circ\text{C}$  [figure III.05]. Les valeurs de module d'Young  $E$ , résistances à la limite élastique  $R_e$  et de traction  $R_m$  ont été les plus faibles par rapport aux autres éprouvettes qui ont été soumises à la traction sous l'influence de la température [tableau.08, chapitre IV]. Ainsi sous l'influence de la vitesse de déformation la plus faible dans les essais  $\dot{\epsilon}_{\min} = 7,57 \cdot 10^{-3} \text{ s}^{-1}$  [figure III.06], le polymère a

montré aussi un comportement souple et ductile mais les valeurs de module d'Young, résistances à la limite élastique et de traction ont été les plus faibles par rapport aux autres éprouvettes qui ont été soumises à la traction sous l'influence de la vitesse de déformation, [tableau.09, chapitre IV].

Entre les températures minimale et maximale  $T_{\min} = 20^{\circ}\text{C}$ ,  $T_{\max} = 120^{\circ}\text{C}$ , le matériau a présenté une variation à la baisse des valeurs de ses propriétés mécaniques [effet de la température] ; par contre il a présenté une variation à la hausse sur ces mêmes propriétés mécaniques entre les vitesses de déformation minimale et maximale  $\dot{\epsilon}_{\min} = 7,57 \cdot 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ ,  $\dot{\epsilon}_{\max} = 121,21 \cdot 10^{-3} \text{ s}^{-1}$  [Influence de la vitesse de déformation].

Le PEHD est un matériau thermoplastique, les liaisons entre ses macromolécules sont de types physiques, donc très sensibles à la chaleur. Lors d'une augmentation de la température, la rigidité de matériau décroît (diminution de module d'Young, figure IV.04.a), et sa ténacité augmente (accroissement d'allongement, les ruptures des éprouvettes de 2 à 6 n'ont pas eu lieu et ce, jusqu'à atteindre la longueur du four). L'agitation thermique est suffisante pour que la chaîne du polymère se déforme ; ceci entraîne une augmentation de la résistance aux chocs, liée à l'élévation de l'absorption d'énergie (quand un corps absorbe de la chaleur, son énergie interne et sa température croissent).

La durée de l'essai pour  $\dot{\epsilon}_{\max} = 121,21 \cdot 10^{-3} \text{ s}^{-1}$  est inférieure par rapport à  $\dot{\epsilon}_{\min} = 7,57 \cdot 10^{-3} \text{ s}^{-1}$  ; ceci va attribuer sur la position d'équilibre des chaînes moléculaires, lors des essais de traction. Le PEHD a montré un comportement rigide (module d'Young E élevé, Figure IV.04.b), et fragile (faible allongement à la rupture  $\epsilon_{p \min} = 22,56\%$ , Figure IV.06) pour  $\dot{\epsilon}_{\max} = 121,21 \cdot 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ . La résistance absorbée lors de la rupture est faible ; dans ce cas la résistance aux chocs est faible. Tandis qu'à faible vitesse de déformation  $\dot{\epsilon}_{\min} = 7,57 \cdot 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ , le comportement est plus souple (module d'Young E faible) et tenace (fort allongement à la rupture  $\epsilon_{p \max} = 61,61 \%$ ), l'énergie absorbée à la rupture est élevée, donc le matériau est résistant aux chocs.

Pour le changement des couleurs des éprouvettes ; sous l'influence d'une température ambiante lors de traction, ce sont les zones amorphes qui se retirent en premier lieu, du fait de leurs libertés, ceci correspond à la déformation élastique. Ensuite ce sont les zones

cristallines qui se retirent avec difficulté, cette déformation correspond aux déformations viscoélastique et plastique. Pour un certain allongement donné lors d'un étirage, les macromolécules seront orientées. Ceci va agir sur la couleur de l'éprouvette qui devient blanche. A  $T = 120^{\circ}\text{C}$  qui est très proche de la fusion, la partie utile des échantillons devient presque transparente car les chaînons des cristallites se déplient pour participer à l'étirement des chaînes dans la partie amorphe qui est responsable de l'accommodation de la déformation par rotation dans l'angle de valence.

# **CONCLUSION ET PERSPECTIVES**



Ce travail est basé sur des essais expérimentaux, il a permis de connaître et d'utiliser le logiciel de pilotage des machines ; faire des essais de traction et compléter nos connaissances théoriques sur le PEHD.

Bien que les courbes expérimentales obtenues soient nominales, l'interprétation des résultats s'accorde avec l'étude des courbes réelles de la bibliographie.

Une augmentation de la durée d'essai a un effet analogue à l'augmentation de la température.

Pour une température d'essai constante, une augmentation de la vitesse de déformation exerce sur le comportement du PEHD un effet semblable à celui qu'exerce une diminution de la température d'essai lorsque la vitesse de déformation est constante.

En perspectives, ce travail aurait pu être plus étoffé, si les essais ont été effectués sur des machines basées sur la vidéo de traction ; les courbes seraient vraies. Sous l'influence de  $\dot{\epsilon}$ , nous avons fait seulement quatre essais pour quatre vitesses de déformation différentes. Par manque d'éprouvettes en quantité, on n'a pas pu refaire les expériences. Par contre ; sous l'influence de T, il y a des éprouvettes qui ont été soumises à l'effet de la même température.

# REFERENCES

- [1] Dr. Gilles olive, Chimie des matériaux, Ecole industrielle et commerciale de la ville de Namur ; 3<sup>ème</sup> édition, 07/01/2005.
- [2] Jean Florent Lamethe, thèse de doctorat : étude de l'adhésion de Composites Thermoplastiques semi cristallins ; application à la mise en œuvre par soudure ; Université Paris VI ; 2004.
- [3] Gottfried W.Ehrenstein, Fabienne Montagne matériaux polymères : Structure, propriétés et applications ; Hermès science publications, 2000.
- [4] <http://ecoroute.uqcn.qc.ca/educ/etiquettes.htm>
- [5] <http://www.chez.com/armange/>
- [6] Recyclage 03 htm.plastoc
- [7] Analyses et stratégies: les catégories des déchets
- [8] [www.sfc.fr](http://www.sfc.fr)
- [9] Julien Cazenave, thèse de doctorat : le compris rigidité/durabilité du Polyéthylène haute densité en relation avec la structure de chaîne, la microstructure et la topologie moléculaire issues de la cristallisation ; Institut National Appliqué de Lyon, France ; Mai 2005.
- [10] M.Ishicawa and I.Narisawa, *crazing in semicrystalline thermoplastics*, Advances in polymer science, 1990, 91/92.
- [11] A.Peterlin, *Mechanical properties of fibrous structure*, extrait de «Ultra- Hight modulus polymers», A Gifferi, I M Ward, London : Appl. Sic. Pub. Ltd, 1979.
- [12] H.H. Kaush, et al, *Crazing in semicristalline thermoplastics*, Journal of macromolecular science, part B-physics, 1999, B38 (5-6).
- [13] A.Peterlin, Molecular model of draning polyethylene and polypropylene, Journal of materials science, 1971, 6(6).
- [14] C. G'sell, A.Dahoun, F.Adiego et J.M Hiver Influence de la déformation volumique sur la dissipation plastique des polymères ; Ecole des Mines (INPL) ; 16 – 17 Octobre 2003.
- [15] F.Addiego, C .G'sell, A.Dahoun et J.M Hiver processus de la variation volumique au cours de la déformation plastique du PEHD; Laboratoire de Physique des matériaux, Ecole des mines de Nancy ; France, 13 –15 Octobre 2004.
- [16] Abdessalem Yezza, mémoire en science appliquée : résistance à la fissuration sous contraintes des soudures des géomembranes Polyéthylène haute densité, Département de génie civil, géologie et des mines, école polytechnique de Montréal ; juin 2001.

- [17] J.M.Dorlot ; J.P.Bailon et J.Masounave, Des matériaux, Ecole Polytechnique de Montréal ; 1986.
- [18] [www. Zwick.fr](http://www.Zwick.fr)
- [19] Marc Carrega et Coll ; Matériaux industriels, matériaux polymères ; Édition Dunod ; 2000, Paris.
- [20] <http://ecoroute.uqcn.qc.ca/educ/etiquettes.htm>
- [21] <http://www.chez.com/armange/>
- [22] Rémi Deterre, Gérard Froyer ; Introduction aux matériaux polymères ; édition technique et documentation ; 1997.
- [23] [http// : mainoc.free.fr](http://mainoc.free.fr)
- [24] [http// : encarta.msn fr](http://encarta.msn.fr)
- [25] [www. apme.org](http://www.apme.org).
- [26] Solidification- mise en forme des polymères
- [27] [http//: perso.wanadoo.fr](http://perso.wanadoo.fr)
- [28] [http//: fr. wikipedia.org](http://fr.wikipedia.org)
- [29] [www. goodfellow.com](http://www.goodfellow.com)
- [30] [www.novaplest.fr](http://www.novaplest.fr)
- [31] J.Gossot, Les matières plastiques (fabrication – technologie), édition Dunod technique ; 1977.
- [32] caractéristiques et choix des matériaux
- [33] [www.mozilla-europe.org](http://www.mozilla-europe.org)
- [34] R. Hiss, S. Hobeika, C. Lynn, and G. Strobl Network Stretching, Slip Processes and Fragmentation of Crystallites during Uniaxial Drawing of Polyethylene and Related Copolymers. A Comparative Study; université D'Allemagne, avril1999.
- [35] Boureghda Hichem, mémoire de Magister : étude de l'influence de la mise en forme sur la cristallisation et les propriétés physiques des Polymères ; Université Hadj Lakhdar, Batna ; 2006.

# **PV DES DEUX MACHINES**

**PV DU PREMIER ESSAI (INFLUENCE DE LA TEMPERATURE)**

**Paramètre:**

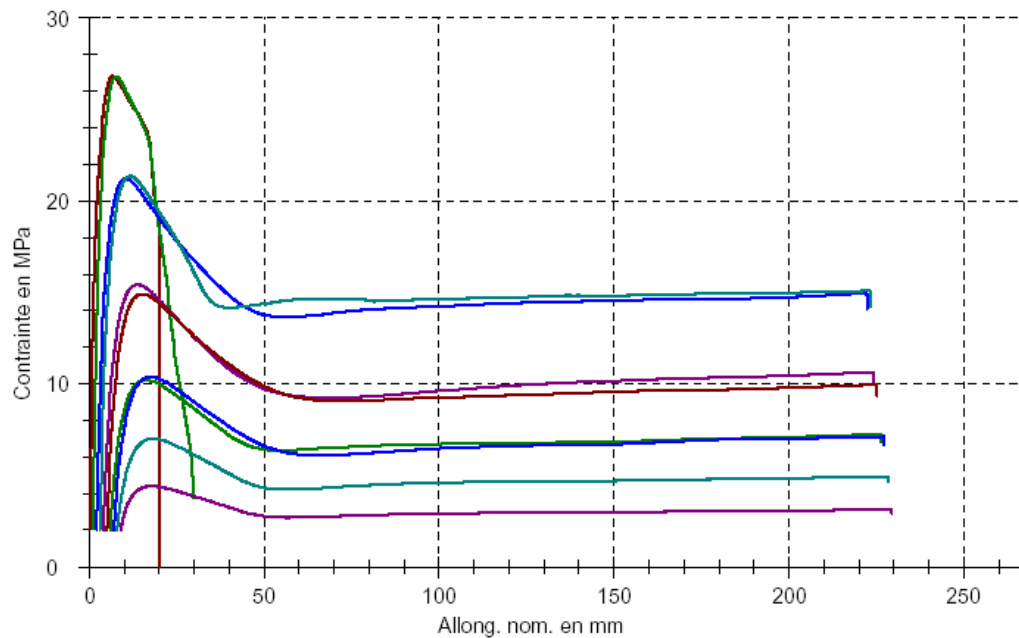
Numéro de commande:	ZEGHIB LPMM	Matériel	: POLY
Charge	:	Capteur de course	: Traverse
Norme	:	Capteur de force	: 10kN
Opérateur	: P. MOLL	Mâchoires	:
Client	: ZEGHIB LPMM		

Précharge	: 2 MPa
Vitesse de précharge:	5 mm/min
Vitesse d'essai	: 50 mm/min

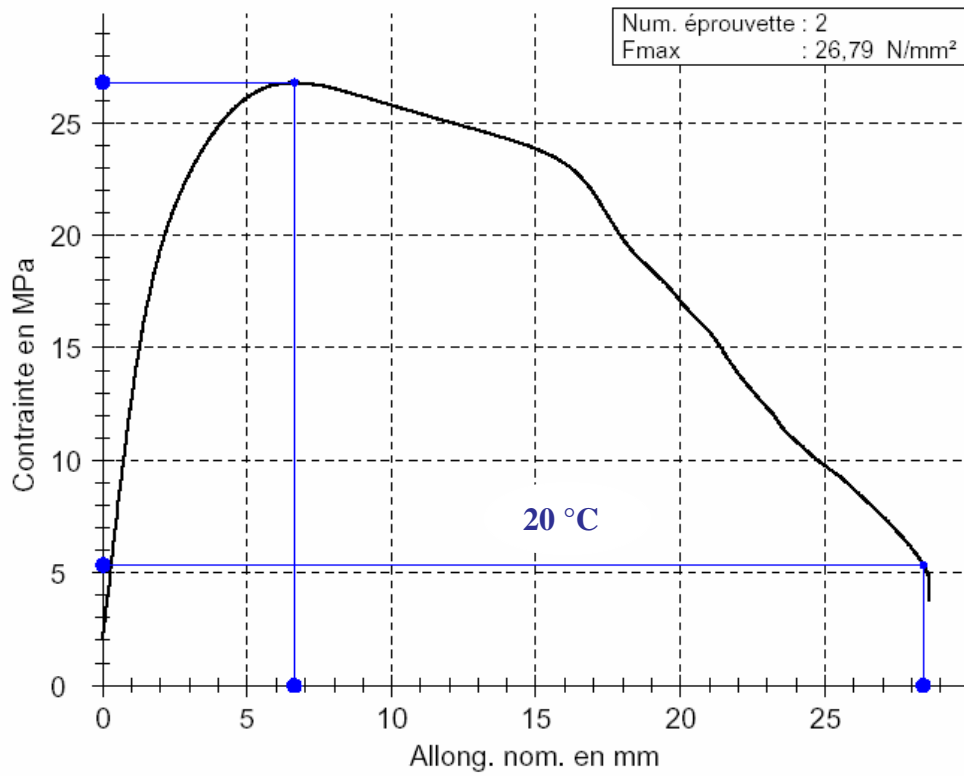
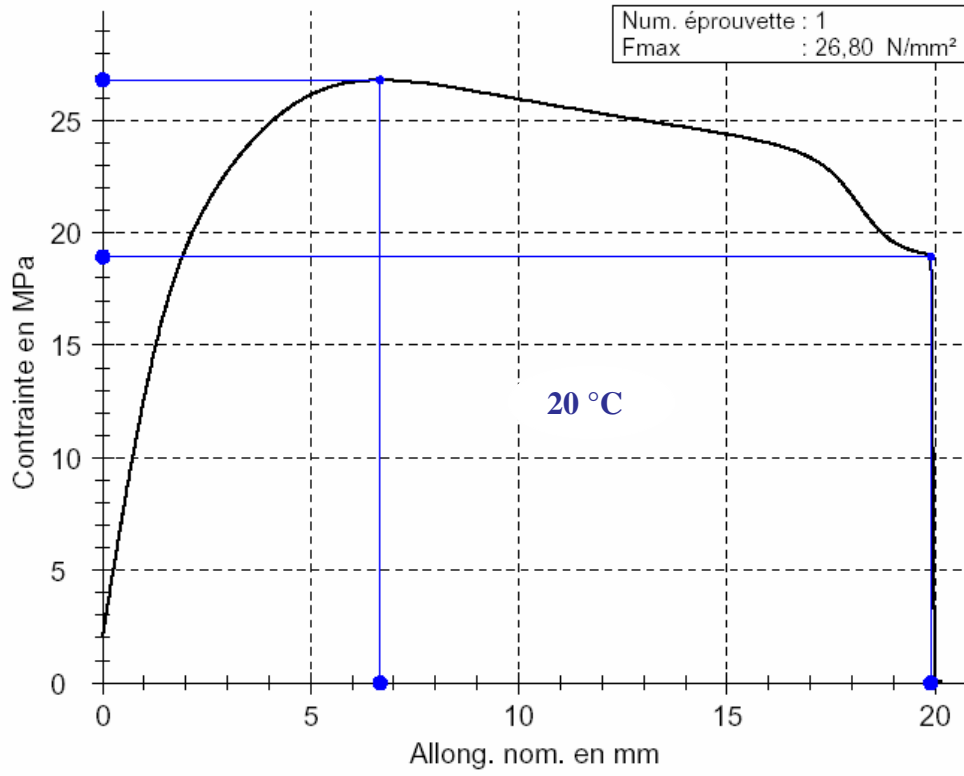
**Résultats:**

Nr	a0 mm	b0 mm	L0 mm	Fmax N/mm <sup>2</sup>	F <sub>Rupt</sub> N/mm <sup>2</sup>	ε-Rupt. %	ε-F max %
1	3,15	13	94,25	26,80	18,93	21,13	7,08
2	3,15	13	93,90	26,79	5,36	30,24	7,08
3	3,15	13	94,38	21,21	-	-	8,94
4	3,15	13	94,38	21,34	-	-	9,18
5	3,15	13	95,03	15,41	-	-	10,25
6	3,15	13	95,21	14,90	-	-	10,62
7	3,15	13	95,66	10,21	-	-	10,62
8	3,15	13	95,72	10,39	-	-	10,90
9	3,15	13	96,61	6,99	-	-	10,52
10	3,15	13	98,06	4,41	-	-	8,88

**Graphique de séries:**

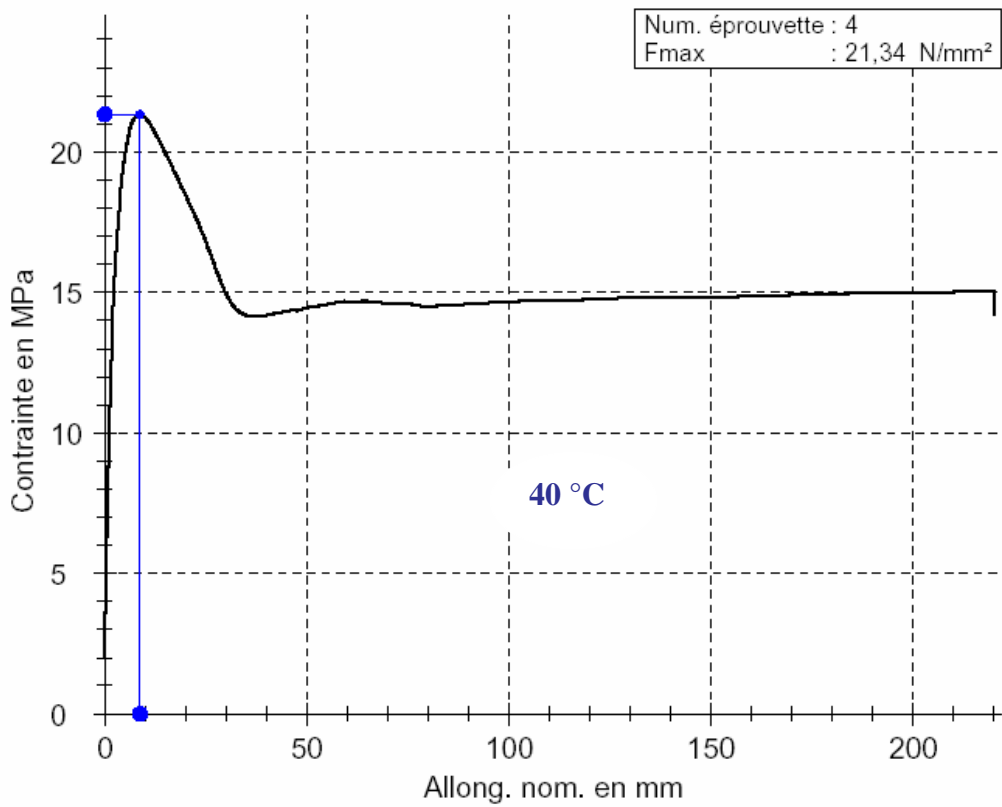
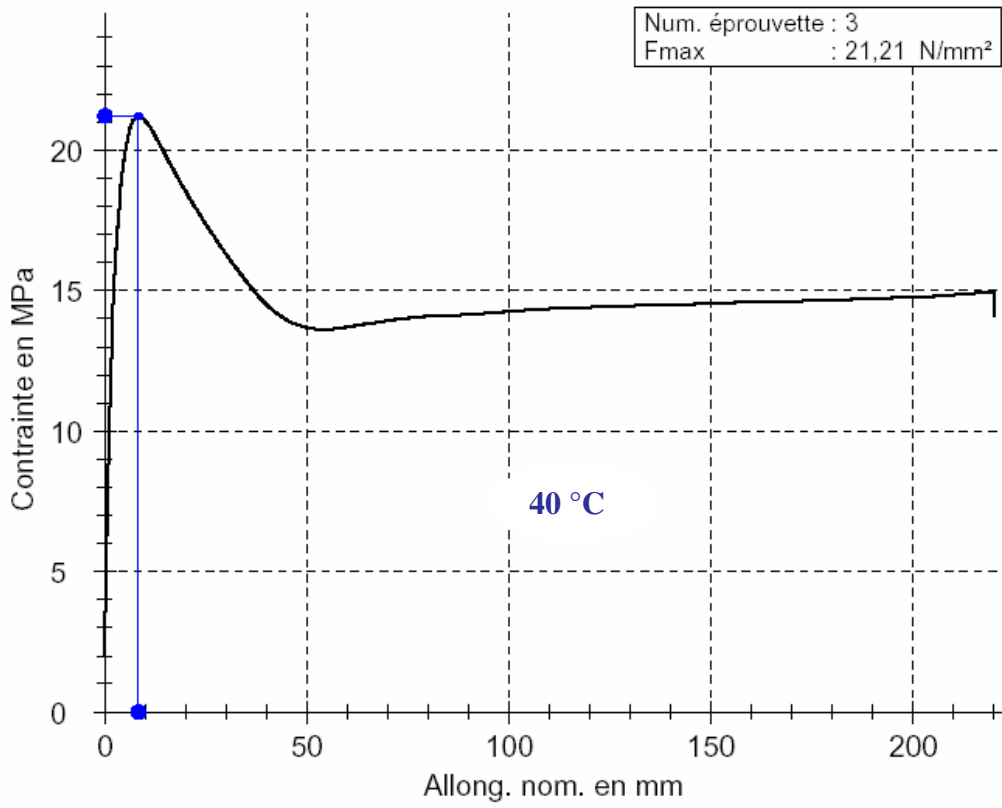


# PV

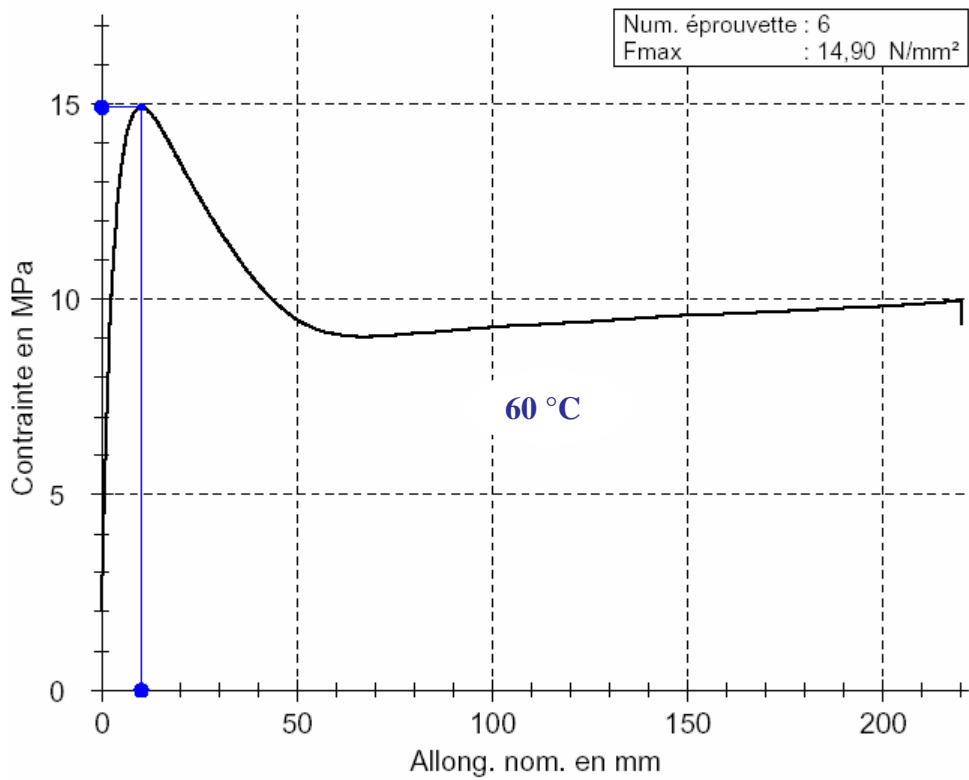
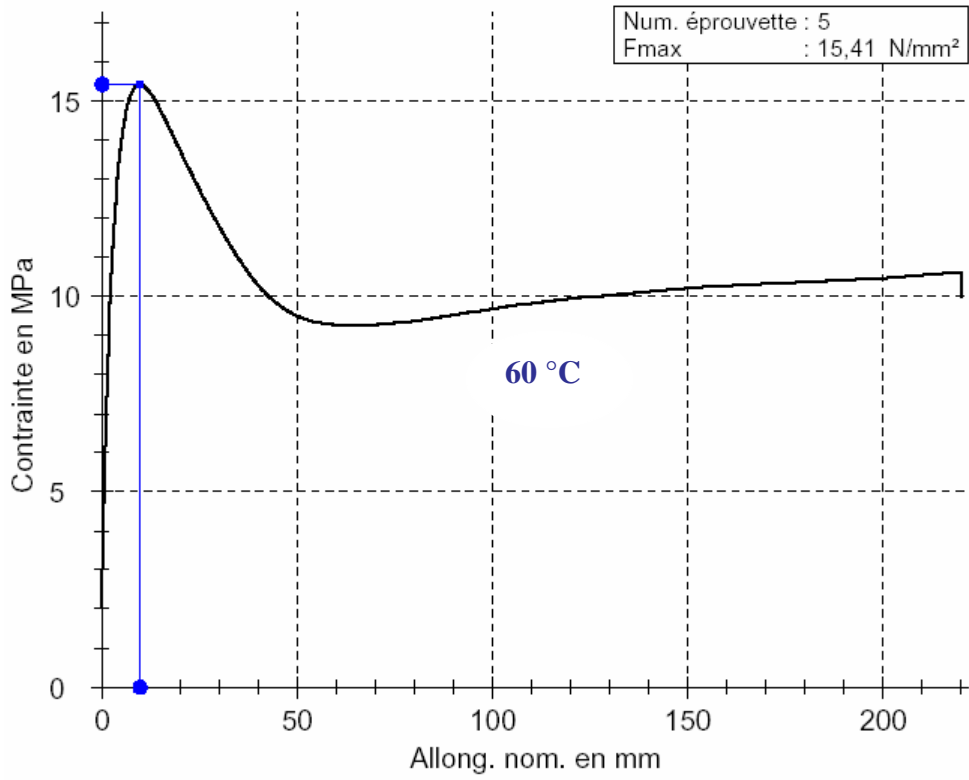




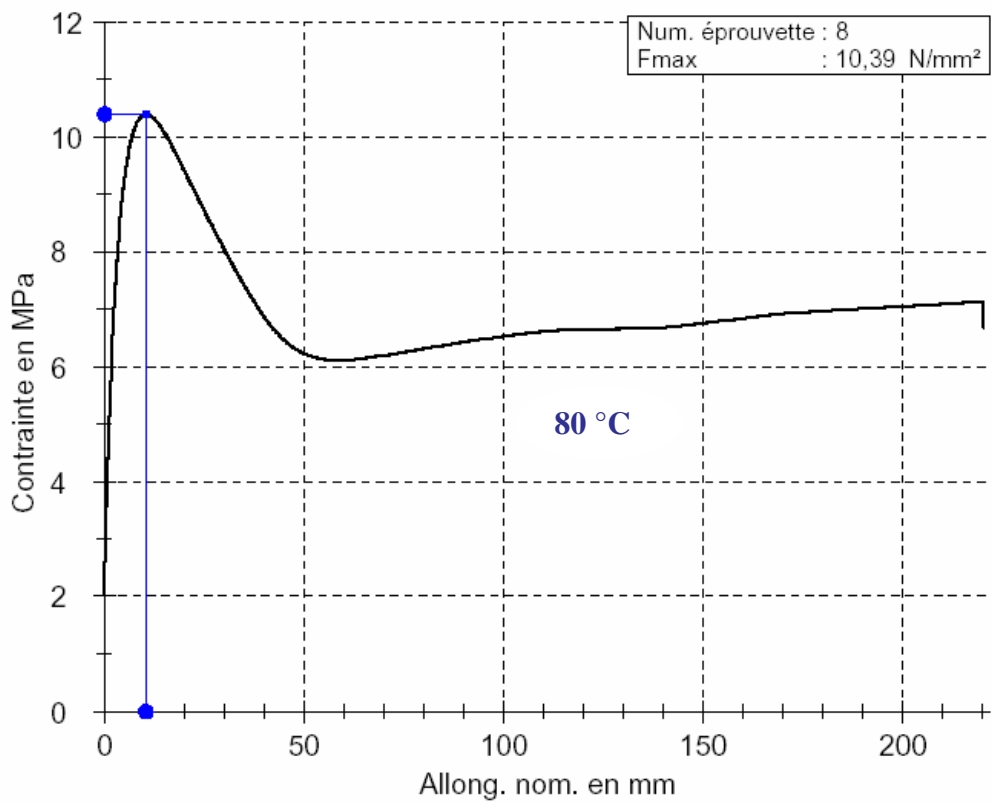
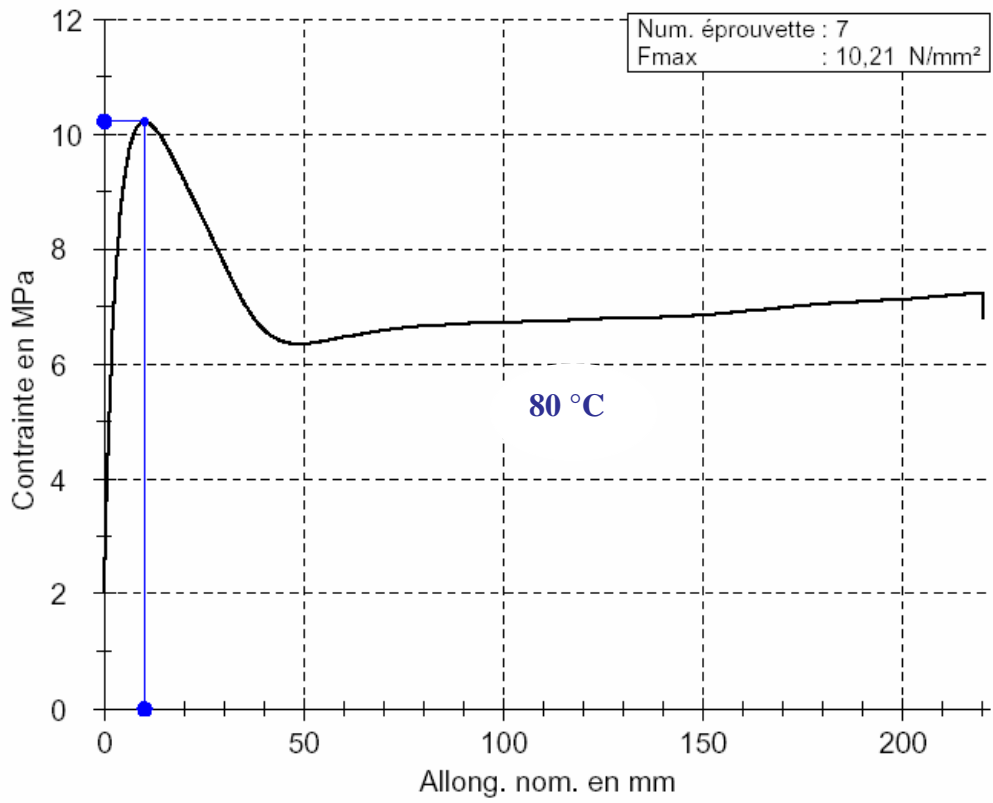
# PV



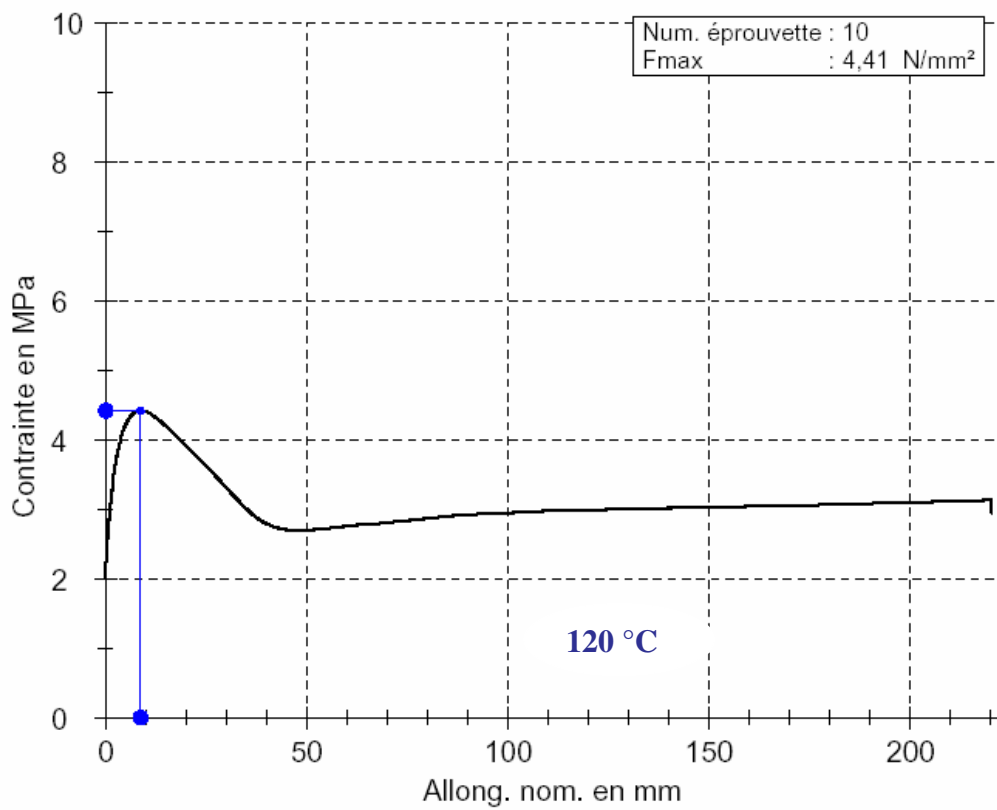
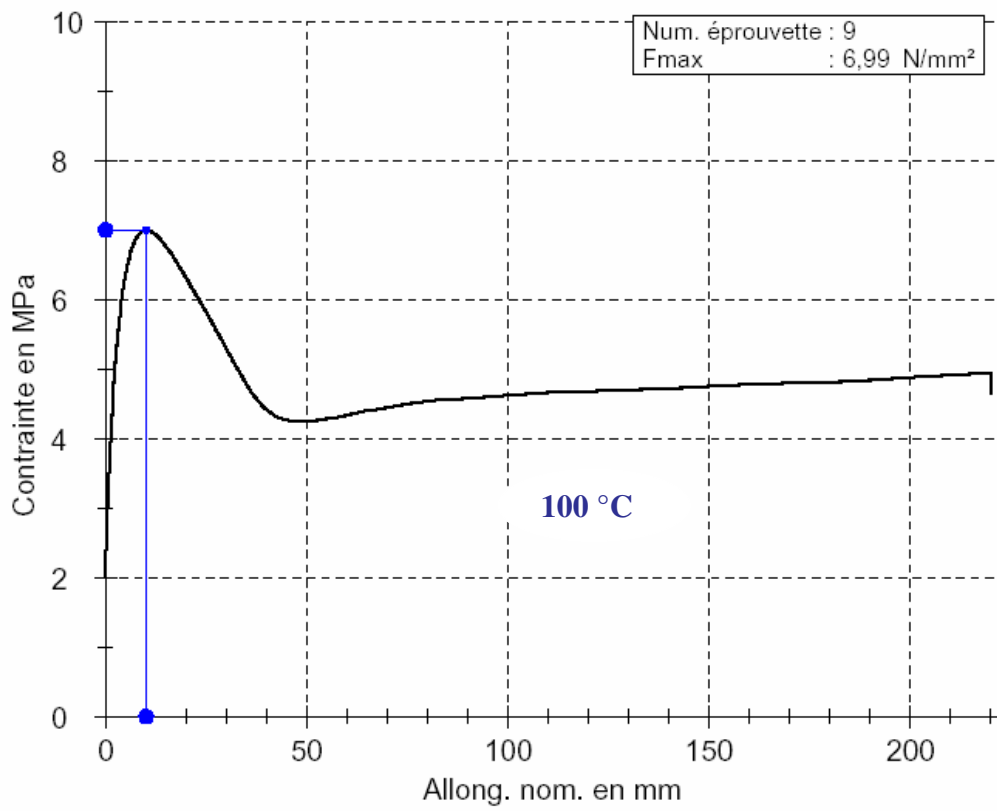
# PV



# PV



# PV



**PV DU DEUXIEME ESSAI**  
**(INFLUENCE DE LA VITESSE DE DEFORMATION)**

## PV

### Paramètres:

Numéro de commande:	Matériaux	: PEHD
Charge :	Capteur de course	:
Norme :	Capteur de force	: ZWICKI
Opérateur : LR3MI	Mâchoires	:
Client : SADOUN		

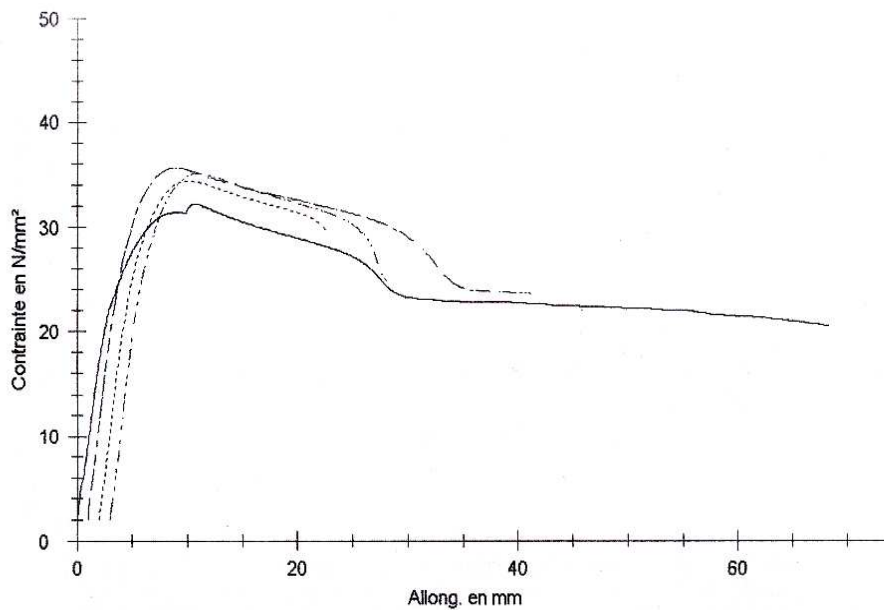
Précharge	: 2 N/mm <sup>2</sup>
Vitesse de précharge:	: 5 mm/min
Vitesse d'essai	: 600 mm/min

### Résultats:

Nr	a0 mm	b0 mm	σ-Low N/mm <sup>2</sup>	L0 mm	σ-High N/mm <sup>2</sup>	Module N/mm <sup>2</sup>	Rp 0.1 N/mm <sup>2</sup>	Rp 0.2 N/mm <sup>2</sup>	Fmax N/mm <sup>2</sup>	S0 mm <sup>2</sup>	ε-ReH %	F <sub>Rupt.</sub> N/mm <sup>2</sup>
1	3	13	10,00	110,41	20,00	771,65	22,10	22,58	32,19	39	8,56	20,48
2	3	13	10,00	110,28	20,00	934,91	23,80	25,69	35,57	39	7,51	23,60
3	3	13	10,00	110,27	20,00	901,92	23,15	24,82	34,36	39	7,64	29,65
4	3	13	10,00	110,24	20,00	934,00	23,34	25,17	35,05	39	7,42	24,74

Nr	ε-Rupt. %	ReH/Rm %	At mm	Agt mm	ε-F max %
1	61,97	97,54	68,79	11,06	9,68
2	36,48	100,00	40,55	8,28	7,22
3	18,62	100,00	20,83	8,43	7,38
4	22,78	100,00	25,38	8,18	7,18

### Graphique de séries:



**Paramètres:**

Numéro de commande :  
 Charge :  
 Norme :  
 Opérateur : LR3MI  
 Client : SADOUN  
 Matériaux : PEHD  
 Capteur de course :  
 Capteur de force : ZWICKI  
 Mâchoires :

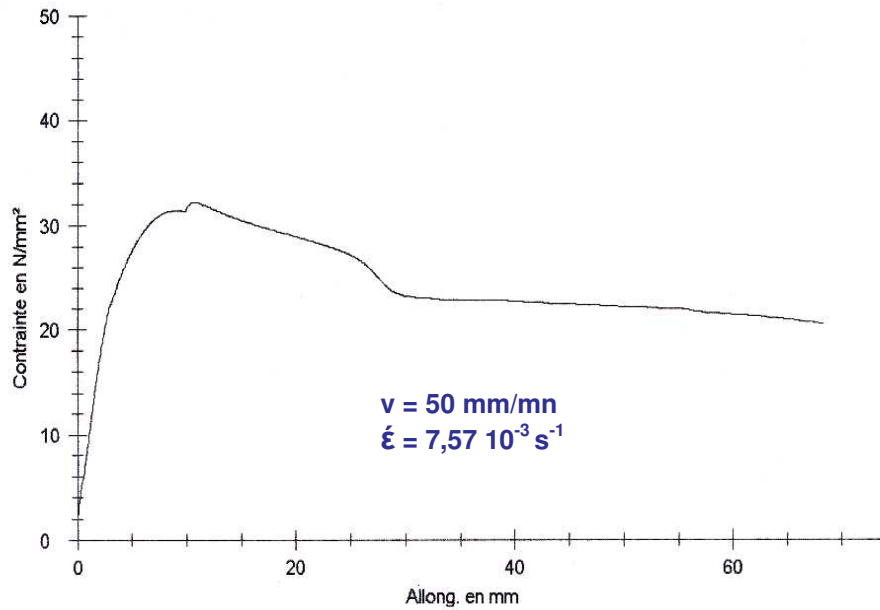
Précharge : 2 N/mm<sup>2</sup>  
 Vitesse de précharge : 5 mm/min  
 Vitesse d'essai : 600 mm/min

**Résultats:**

Nr	a0 mm	b0 mm	σ-Low N/mm <sup>2</sup>	L0 mm	σ-High N/mm <sup>2</sup>	Module N/mm <sup>2</sup>	Rp 0.1 N/mm <sup>2</sup>	Rp 0.2 N/mm <sup>2</sup>	Fmax N/mm <sup>2</sup>	S0 mm <sup>2</sup>	ε-ReH %	F <sub>Rupt.</sub> N/mm <sup>2</sup>
1	3	13	10,00	110,41	20,00	771,65	22,10	22,58	32,19	39	8,56	20,48

Nr	ε-Rupt. %	ReH/Rm %	At mm	Agt mm	ε-F max %
1	61,97	97,54	68,79	11,06	9,68

**Graphique de séries:**



**Statistiques:**

Série n = 1	a0 mm	b0 mm	σ-Low N/mm <sup>2</sup>	L0 mm	σ-High N/mm <sup>2</sup>	Module N/mm <sup>2</sup>	Rp 0.1 N/mm <sup>2</sup>	Rp 0.2 N/mm <sup>2</sup>	Fmax N/mm <sup>2</sup>	S0 mm <sup>2</sup>	ε-ReH %	F <sub>Rupt.</sub> N/mm <sup>2</sup>
$\bar{x}$	3	13	10,00	110,41	20,00	771,65	22,10	22,58	32,19	39	8,56	20,48
s	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-

**Paramètres:**

Numéro de commande:                      Matériaux                      : PEHD  
 Charge    :                                    Capteur de course            :  
 Norme    :                                    Capteur de force            : ZWICKI  
 Opérateur                                      : LR3MI                        Mâchoires                    :  
 Client    : SADOUN

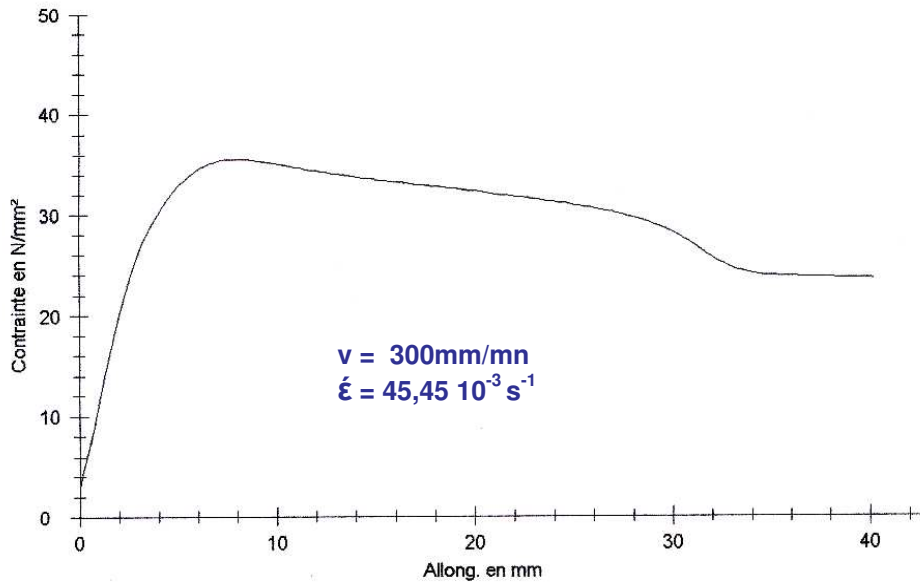
Précharge                                      : 2 N/mm<sup>2</sup>  
 Vitesse de précharge: 5 mm/min  
 Vitesse d'essai                                : 600 mm/min

**Résultats:**

Nr	a0 mm	b0 mm	σ-Low N/mm <sup>2</sup>	L0 mm	σ-High N/mm <sup>2</sup>	Module N/mm <sup>2</sup>	Rp 0.1 N/mm <sup>2</sup>	Rp 0.2 N/mm <sup>2</sup>	Fmax N/mm <sup>2</sup>	S0 mm <sup>2</sup>	ε-ReH %	F <sub>Rupt.</sub> N/mm <sup>2</sup>
2	3	13	10,00	110,28	20,00	934,91	23,80	25,69	35,57	39	7,51	23,60

Nr	ε-Rupt. %	ReH/Rm %	At mm	Agt mm	ε-F max %
2	36,48	100,00	40,55	8,28	7,22

**Graphique de séries:**



**Statistiques:**

Série n = 1	a0 mm	b0 mm	σ-Low N/mm <sup>2</sup>	L0 mm	σ-High N/mm <sup>2</sup>	Module N/mm <sup>2</sup>	Rp 0.1 N/mm <sup>2</sup>	Rp 0.2 N/mm <sup>2</sup>	Fmax N/mm <sup>2</sup>	S0 mm <sup>2</sup>	ε-ReH %	F <sub>Rupt.</sub> N/mm <sup>2</sup>
----------------	----------	----------	----------------------------	----------	-----------------------------	-----------------------------	-----------------------------	-----------------------------	---------------------------	-----------------------	------------	---



## PV

### Paramètres:

Numéro de commande:	Matériaux	: REHD
Charge	Capteur de course	: ZWICKI
Norme	Capteur de force	: ZWICKI
Opérateur	Mâchoires	:
Client		: SADOUN

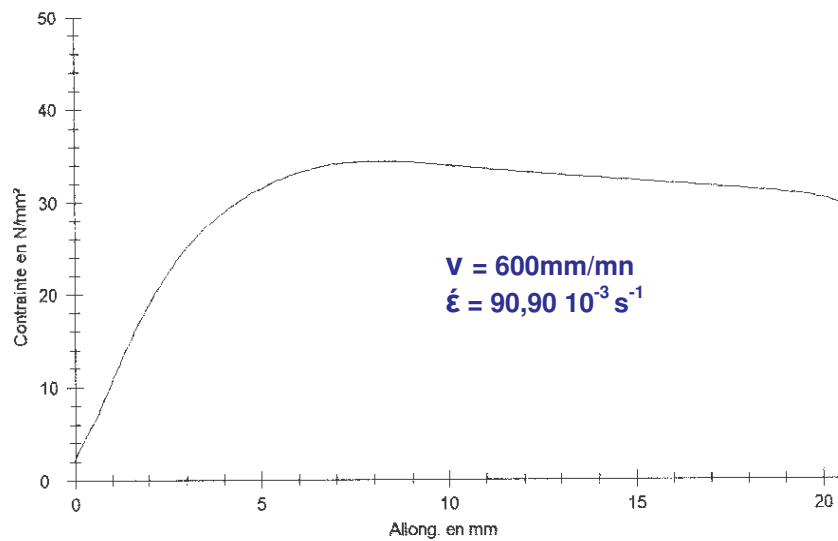
Précharge	: 2 N/mm <sup>2</sup>
Vitesse de précharge	: 5 mm/min
Vitesse d'essai	: 600 mm/min

### Résultats:

Nr	a0 mm	b0 mm	σ-Low N/mm <sup>2</sup>	L0 mm	σ-High N/mm <sup>2</sup>	Module N/mm <sup>2</sup>	Rp 0.1 N/mm <sup>2</sup>	Rp 0.2 N/mm <sup>2</sup>	Fmax N/mm <sup>2</sup>	S0 mm <sup>2</sup>	ε-ReH %	F <sub>Rupt</sub> N/mm <sup>2</sup>
3	3	13	10,00	110,27	20,00	901,92	23,15	24,82	34,36	39	7,64	29,65

Nr	ε-Rupt. %	ReH/Rm %	At mm	Agt mm	ε-F max %
3	18,62	100,00	20,83	8,43	7,38

### Graphique de séries:



### Statistiques:

Série n = 1	a0 mm	b0 mm	σ-Low N/mm <sup>2</sup>	L0 mm	σ-High N/mm <sup>2</sup>	Module N/mm <sup>2</sup>	Rp 0.1 N/mm <sup>2</sup>	Rp 0.2 N/mm <sup>2</sup>	Fmax N/mm <sup>2</sup>	S0 mm <sup>2</sup>	ε-ReH %	F <sub>Rupt</sub> N/mm <sup>2</sup>
$\bar{x}$	3	13	10,00	110,27	20,00	901,92	23,15	24,82	34,36	39	7,64	29,65
s	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
v	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-

# PV

## Paramètres:

Numéro de commande:                    Matériaux                    : PEHD  
 Charge                                        :                                Capteur de course        :  
 Norme                                        :                                Capteur de force        : ZWICKI  
 Opérateur                                 : LR3MI                    Mâchoires                :  
 Client                                        : SADOUN

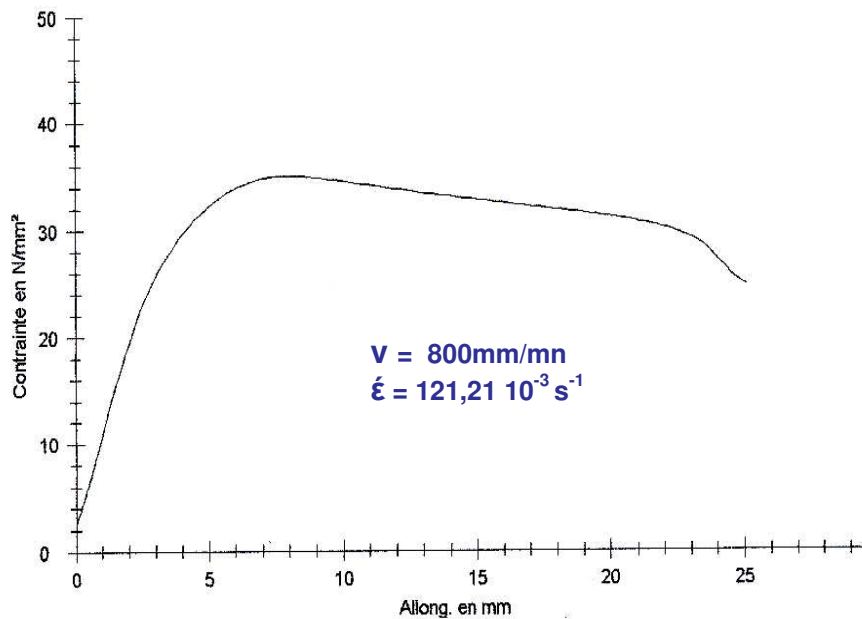
Précharge                                 : 2 N/mm<sup>2</sup>  
 Vitesse de précharge: 5 mm/min  
 Vitesse d'essai                         : 600 mm/min

## Résultats:

Nr	a0 mm	b0 mm	σ-Low N/mm <sup>2</sup>	L0 mm	σ-High N/mm <sup>2</sup>	Module N/mm <sup>2</sup>	Rp 0.1 N/mm <sup>2</sup>	Rp 0.2 N/mm <sup>2</sup>	Fmax N/mm <sup>2</sup>	S0 mm <sup>2</sup>	ε-ReH %	F <sub>Rupt</sub> N/mm <sup>2</sup>
4	3	13	10,00	110,24	20,00	934,00	23,34	25,17	35,05	39	7,42	24,74

Nr	ε-Rupt. %	ReH/Rm %	At mm	Agt mm	ε-F max %
4	22,78	100,00	25,38	8,18	7,18

## Graphique de séries:



## Statistiques:

Série n = 1	a0 mm	b0 mm	σ-Low N/mm <sup>2</sup>	L0 mm	σ-High N/mm <sup>2</sup>	Module N/mm <sup>2</sup>	Rp 0.1 N/mm <sup>2</sup>	Rp 0.2 N/mm <sup>2</sup>	Fmax N/mm <sup>2</sup>	S0 mm <sup>2</sup>	ε-ReH %	F <sub>Rupt</sub> N/mm <sup>2</sup>
$\bar{x}$	3	13	10,00	110,24	20,00	934,00	23,34	25,17	35,05	39	7,42	24,74
s	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
v	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-