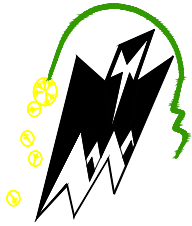


REPUBLIQUE ALGERIENNE DEMOCRATIQUE ET POPULAIRE
Ministère de l'Enseignement Supérieur et de la Recherche
Scientifique

Université Mouloud Mammeri de Tizi-Ouzou
Faculté du Génie de la Construction
Département de Génie Mécanique



Memoire de fin d'études

EN VUE DE L'OBTENTION DU DIPLOME MASTER
ACADÉMIQUE EN GÉNIE MÉCANIQUE
OPTION : CONSTRUCTION MÉCANIQUE

Thème

ÉTUDE DU COMPORTEMENT MÉCANIQUE À LA
RUPTURE DU POLYÉTHYLÈNE À HAUTE DENSITÉ
(PEHD)

Réalisé Par :

AMARI CHABANE

KRIM LAMIA

Encadré Par :

Mr. KAMELHACHOUR

PROMOTION 2015/2016

Remerciements

*Nous remercions, avant tout, le bon **DIEU** de nous avoir donné la santé, le courage et la volonté pour finir ce travail.*

*Nous exprimons nos profonds remerciements à notre promoteur **M, K.Hachour** pour ses orientations et sa disponibilité constante, tout au long de notre travail.*

*Nous tenons à remercier monsieur **Ahmedzaid Amar** pour l'aide qu'il nous a apportée tout au long des essais effectués au laboratoire **RDM**.*

*Nous remercions également tous les enseignants de génie mécanique et surtout les enseignants de l'option **CM Promotion 2016**.*

Nos remerciements vont également aux membres du jury qui ont accepté d'évaluer notre travail.

*Nous remercions **B.Tabani** qui nous a aidés au cours d'usinage des éprouvettes.*

Enfin nous tenons à remercier tout nos amis et toutes les personnes qui nous ont apporté leurs aides de près ou de loin pour réaliser ce travail.

DEDICACES

Au nom de DIEU le clément et le miséricordieux et en termes d'amour et de fidélité, je dédie ce modeste travail.

Aux deux les plus chers au monde, ma MERE et mon PERE, pour leur soutien et compréhension qu'ils m'ont prodigué durant toutes ces années de labeur, (que DIEU les protège).

À la mémoire de ma grande mère et mon grand père.

À mes frères et mes sœurs surtout (Nassima et Thazdait).

À ma grande famille mes cousins mes oncles.

À mon binôme madame k.lamia.

À tous mes amis (es) surtout la plus chère pour moi (Ghenima) et à tous ceux qui ont collaboré de près ou de loin au bon déroulement de ce modeste travail.

Et à tous ceux qui j'aime...

Amarichabane

DEDICACES

Je dédie ce travail à tous ceux qui m'ont un jour aimée et qui ont cru en moi.

- ✓ *À mon cher père qui m'a toujours encouragée et qui a tout fait pour me voir réussir.*
- ✓ *À ma chère mère qui mérite d'être la meilleure mère du monde.*
- ✓ *À mon âme Hocine le meilleur mari du monde*
- ✓ *À mes frères Saïd et Farid et mes sœurs Kamélia et Dyhia.*
- ✓ *À toute ma famille et ma belle-famille.*
- ✓ *À toute mes tantes et leurs familles.*
- ✓ *À toute la promotion 2015/2016.*
- ✓ *À tous mes amis/amies surtout Karima, Farida et Ghenima.*
- ✓ *À mon binôme Amari et sa famille.*

Lamia Krim

Sommaire

Introduction général	1
----------------------------	---

Chapitre I : Généralité sur les polymères et la rupture mécanique

I.1.Introduction.....	1
I.2.Découverte des polymères et leur développement	1
I.3. Généralités sur les polymères.....	4
I.3.1. Macromolécule	4
I.3.1.a) Liaisons chimiques	5
I.3.1.b) Liaisons physiques	5
I.3.2 Types des polymères.....	6
I.3.2. a) Thermodurcissables	6
I.3.2.b) Elastomères.....	7
I.3.2.c) Thermoplastiques	7
I.3.3. Domaines d'état	12
I. I.3.3.a) Etat vitreux.....	13
I.3.3.b) Etat caoutchoutique	13
I.3.3.c) Etat fondu	13
I.3.4 Polymères homogènes et hétérogènes	14
I.4.Propriétés et utilisations.....	14
I.4.1 Le recyclage	15
I.4.2. La conduction	16
I.4.3. Utilisations	17
I.4.4. Polymérisation de polymère	18
I.4.4.a) Le raffinage et le vapocraquage	18
I.4.4.b) Les réactions de polymérisation	18
I.4.4.c) les adjuvants.....	19
I.4.4.d) mises en forme	19
I.5.Le polyéthylène.....	20
I.5.1. Histoire et développement	21
I.5.2. Description générale de PEHD	21

I.5.3 Propriétés	22
I.5.4. Utilisation	22
I.5.5. Production	22
I.5.6. Avantages et Inconvénients du PEHD 20	23
I.5.6.1. Avantages 20	23
I.5.6.2. Inconvénients 20.....	23
I.6. comportement des polymères pendant la rupture	23
I.6.1. Déformation plastique	26
I.7. La rupture des matériaux	27
I.7.1. Introduction	27
I.7.2. Définition.....	28
I.7.3. Modes de ruptures.....	29
I.7.4. L'intégral J	30
I.7.4.1. L'historique	30
I.7.4.2. Définition	31
I.7.4.3. Méthode de BERGLEY-LANDES	33
I.7.4.4. Géométrie des éprouvettes existantes	35
I.8. Conclusion	37

Chapitre II. Préparation des éprouvettes et exécution des essais.

II.1. Introduction.....	38
II.2. Le matériau d'étude.....	38
II.3. Caractéristiques mécanique du PEHD.....	39
II.4. Réalisation des éprouvettes en flexion	39
II.4.1. Usinage des éprouvettes	42
II.4.2. Surfaçage et fraisage en bout.....	44
II.4.3. Réalisation d'entailles	45
II.5. Essai de flexion	46
II.5.1. Définition.....	46
II.5.2. Machine utilisé pour l'essai de flexion.....	47
II.5.3. Réalisation de l'essai de flexion.....	48
II.5.4. Réalisation des axes cylindriques.....	49

II.6. Essai de traction	51
II.6.1.Définition.....	51
II.6.2.Eprouvette utilisée pour l'essai de traction	51
II.6.3. Machine d'essai de traction	52
II.6.4. Exécution des essais de traction	53
II.7.Conclusion	54

Chapitre III. Analyse des résultats expérimentaux.

III.1.Introduction	55
III.2. L'essai de traction sur éprouvette axisymétrique	55
III.2.1.Détermination de module de Young et de la limite élastique	56
III.2.1.1. Détermination du module d'Young E	56
III.2.1.2.Détermination de la limite élastique σ_e	57
III.3.Essai de rupture	
III.3.1.Sur éprouvette Senb.....	57
III.3.2.Caractérisation de la ténacité des éprouvettes SENB	59
III.3.3.Paramètre énergétique J des éprouvettes SENB	62
III.3.4.Sur éprouvette arc	63
III.3.5.Caractérisation de la ténacité des éprouvettes Arcs.....	64
III.3.6.Paramètre énergétique J des éprouvettes Arc	66
III.4.conclusion	67
Conclusion générale	68

Liste des figures

Chapitre I :

Figure I.1 : monomère d'un homopolymère	4
Figure I.2 : structure d'un Polyéthylène	6
Figure I.3 : Structure d'un Thermodurcissable	7
Figure I.4 : Structure d'un élastomère	7
Figure I.5 : Structure d'un thermoplastique linéaire	8
Figure I.6 : Forces des liaisons dans un thermoplastique	9
Figure I.7 : structure d'un polymère semi cristallin	9
Figure I.8 : Représentation de la structure cristalline de polymère	10
Figure I.9: représentation schématique d'une sphérolite	11
Figure I.10 : Structure d'un polymère amorphe	12
Figure I.11 : définition de domaine d'état des polymères en fonction de température	13
Figure I.12 : Signe de la propriété de recyclage	15
Figure I.13 : sigles Ruban de Möbius pour quelques polymères	16
Figure I.14 : Utilisation de matières plastiques en Europe dans l'année 2007	18
Figure I.15 : représentation schématique de tests mécaniques en traction et en flexion 3 points	24
Figure I.16 : Représentation schématique montrant comment évolue la morphologie semi-cristalline d'un polymère soumis à un essai en flexion	25
Figure I.17: Courbe contrainte-déformation nominale d'un polymère Semi-cristallin (PE) en traction uni axiale	27
Figure I.18 : définition des types de rupture	29
Figure I.19: Schématisation des trois modes de rupture	30
Figure I.20: Définition de l'intégrale de contour J.26	31
Figure I.21 : Variation d'énergie dissipée à déplacement constant	33
Figure I.22 : Détermination expérimentale de la courbe (J-d) selon La méthode de BEGLEY et LANDES	34
Figure I.23 : éprouvette CT (compact tension)	35
Figure I.24: éprouvette SENB (Single Edge Notched Bending)	36
Figure I.25 : éprouvette SENT (Single Edge Notched Tension)	36
Figure I.26 : éprouvette cylindrique	37

Chapitre II :

Figure II.1 : Matière première PE sous forme de granulés et tube Pehd	39
Figure II.2: Tube PEHD	41
Figure II.3: les éprouvettes SENB et arc.....	42
Figure II.4: Fraiseuse Verticale.....	43
Figure II.5 : Dimensions de l'éprouvette	44
Figure II.6 : Surfaçage	44
Figure II.7 : la scie à ruban	45
Figure II.8 : éprouvettes Pehd après usinage	45
Figure II.9 : essai de flexion.....	46
Figure II.10 : machine de flexion.....	47
Figure II.11 : le support en acier	49
Figure II.12 : le support d'éprouvette	50
Figure II.13 : support cylindrique	50
Figure II.12 : éprouvette cylindrique	52
Figure II.13 : Machine d'essai de traction	53

Chapitre III :

Figure III.1: comportement d'un Pehd	56
Figure III.2: les différentes méthodes de détermination de E.....	57
Figure III.3 : courbes contrainte-déformation d'éprouvettes SENB.....	58
Figure III.4 :courbes charge-déplacement (éprouvette Senb).....	60
Figure III.5 : Energie de rupture.....	61
Figure III.6 : variation de l'énergie en fonction de la longueur de fissure (SENB).....	61
Figure III.7 : évolution de l'intégral J en fonction de longueur d'entaille(SENB).....	62
Figure III.8 :graphe contrainte-déformation d'éprouvettes arc	63
Figure III.9 :courbe charge- déplacement des éprouvettes arcs.....	65
Figure III.10 :variation de l'énergie en fonction de la longueur de fissure (arcs).....	65
Figure III.11 : évolution de l'intégral J en fonction de longueur d'entaille(Arc)	66

Liste des tableaux

Chapitre I :

Tableau I.1 : taux de cristallinité X (%) de quelques thermoplastiques Semi-cristallins. (D'après B. Wienerlis 1973)	11
Tableau I.2 : Températures de transitions vitreuses Tg et de fusion Tf pour Quelques semi-cristallins	19
Tableau I.3 : Quelques propriétés d'un polyéthylène à haute densité PEHD (à température ambiante)	22
Tableau I.4 : Production de polyéthylène à haute densité (PEHD en 2003, de quelques pays (en milliers de tonnes)	23

Chapitre II :

Tableau II.1 : Principales propriétés du PEHD	40
---	----

Chapitre III :

Tableau III.1 : longueur d'entaille et le rapport a/w (SENB)	58
Tableau III.2 : propriétés mécanique des éprouvettes Senb de Pehd100	59
Tableau III.3 : paramètres énergétiques des éprouvettes SENB.....	63
Tableau III.4 : longueur d'entaille et de rapport a/w (arc)	64
Tableau III.5 : propriétés mécanique des éprouvettes arcs de Pehd100.....	64
Tableau III.6 : paramètres énergétiques des éprouvettes Arcs	66

Introduction générale

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 autre.

Même les premiers hommes les ont utilisées comme des plastiques naturelles que : l'argile, l'os, la cellulose, l'écaille, le poil, le caoutchouc naturel, les résines végétales et la corne.

L'apparition des plastiques synthétiques est récente, a évolué avec le développement de la chimie organique. Les plus importants à l'échelle industrielle correspondent à 30 ou 40 types de plastique différents, proposés sous 25000 marques commerciales environ. Parmi ces derniers le polyéthylène à haute densité (PEHD) (HDPE en anglais pour high density polyéthylène) 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, revêtement de câble et tuyauteries pour le transport de gaz et de liquide.

Vue ces 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 de notre étude.

Cette étude consistera en des expériences de rupture sur des éprouvettes de PEHD entaillé sous l'effet de la longueur d'entaille. L'objectif est de connaître le comportement mécanique selon la variation de longueur d'entaille.

Le présent travail est structuré en trois chapitres, le premier est une vue générale sur les polymères, leurs propriétés, structures, mise en forme, application dans la vie et description du polyéthylène à haute densité et une vue générale sur la rupture, modes de rupture et quelques types d'éprouvettes.

Le deuxième chapitre portera sur la préparation des éprouvettes et la réalisation des essais.

Le troisième chapitre présente une étude expérimentale sur des éprouvettes de PEHD selon les essais de traction et de flexion.

Pour le premier cas, les essais sont réalisés afin de déterminer les caractéristiques mécaniques du matériau. Pour le deuxième cas, les expériences sont effectuées dans le but d'évaluer le comportement à la rupture du PEHD avec des éprouvettes de différentes profondeurs d'entailles.

Chapitre I

Généralité sur les polymères et la rupture

Chapitre I :

Généralité sur les polymères et la rupture mécanique

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 $-CH_2-CH_2-$ provenant de l'éthylène C_2H_4 . Le nombre de motifs n qui est entier, peut être extrêmement élevé jusqu'à 106. La méthode d'élaborer le polymère à partir de monomères ou macromolécules est appelée la polymérisation.

I.2. Découverte des polymères et leurs développements :

- 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 Now You Lose Old Nippon). Aujourd'hui il y a plusieurs types de polyamides, généralement désignés par des chiffres ex : PA 6, PA 11, PA12. 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 métallo cènes permet la fabrication de films de Polyéthylène plus résistants et plus transparents.

I.3. Généralités sur les polymères :

Un polymère est constitué de macromolécules, elles même sont constituées d'une chaîne 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).

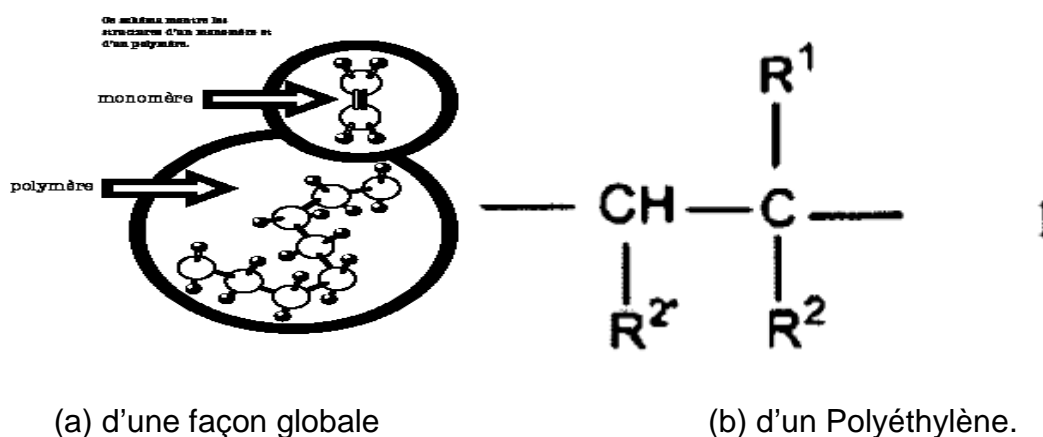


Figure I.1 : monomère d'un homopolymère.

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 10³ 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 (1nm = 10⁻⁹m) ; 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 de 2 à 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 trouvées 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 Vander Waal. 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).



(a) linéaire à Haute Densité (PEHD) (b) ramifiée à Basse Densité (PEBD)

Figure I.2 : structure d'un Polyéthylène.

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.

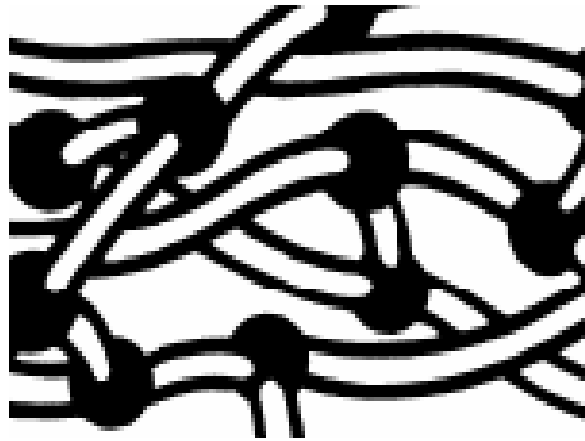


Figure I.3 : Structure d'un Thermodurcissable [1].

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

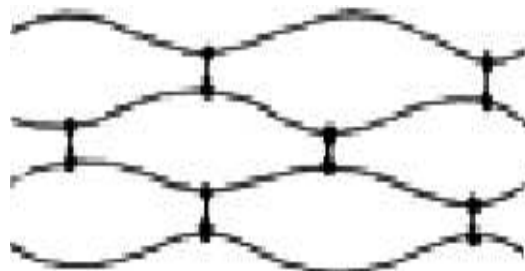


Figure I.4 : Structure d'un élastomère [1]

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), Caoutchouc butyle(IIR), Caoutchouc Ter polymère (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).

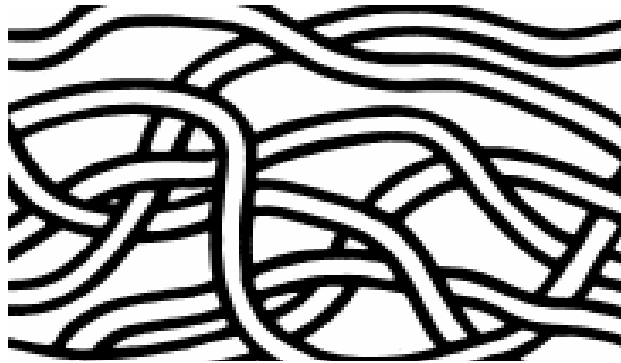


Figure I.5 : Structure d'un thermoplastique linéaire [1].

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, Styreniques, Polycarbonates, Sulfoniques, Polyvinyliques, Poly acétal.

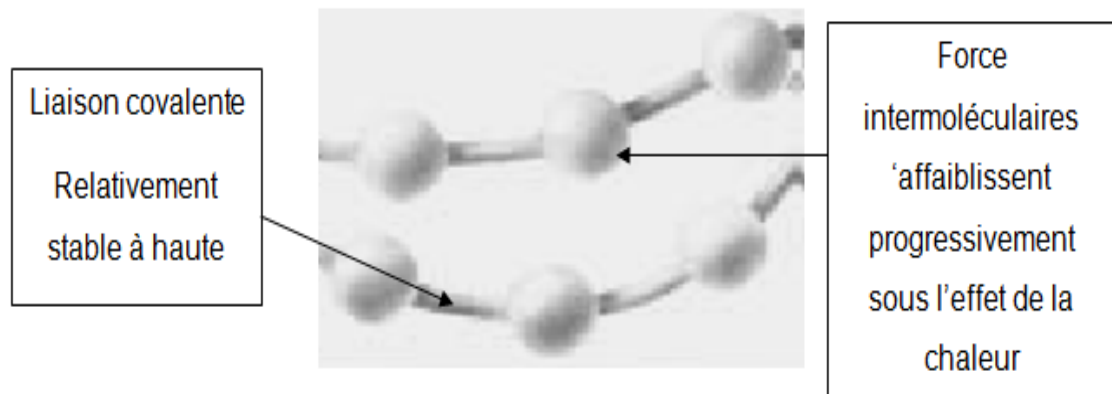


Figure I.6 : Forces des liaisons dans un thermoplastique [1].

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....

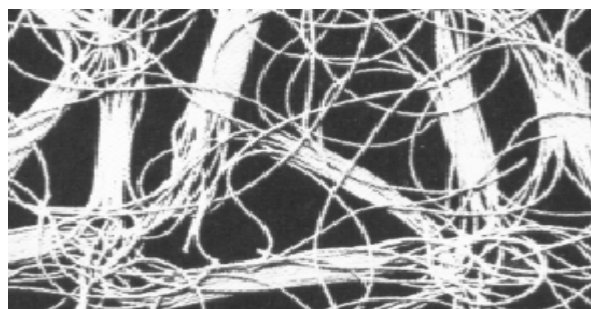


Figure I.7 : structure d'un polymère semi cristallin [1].

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

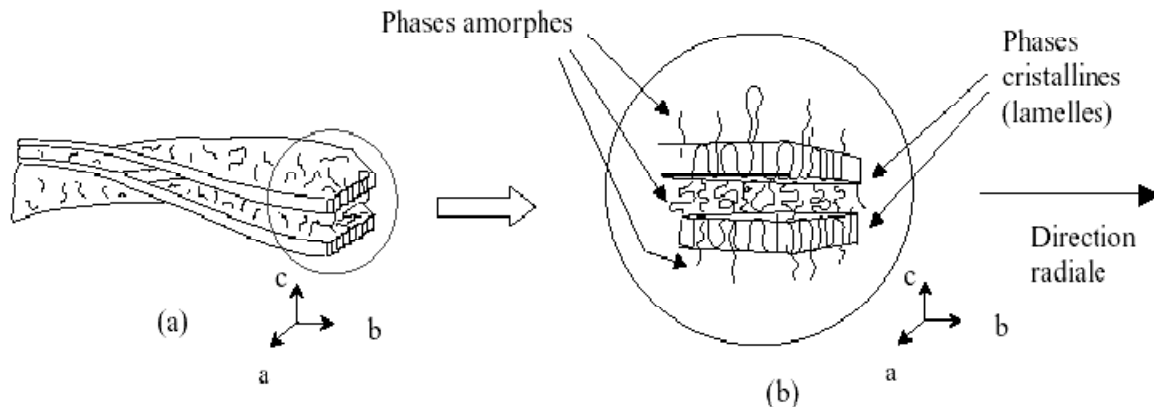


Figure I.8 : Représentation de la structure cristalline de polymère :

(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 nœuds 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).

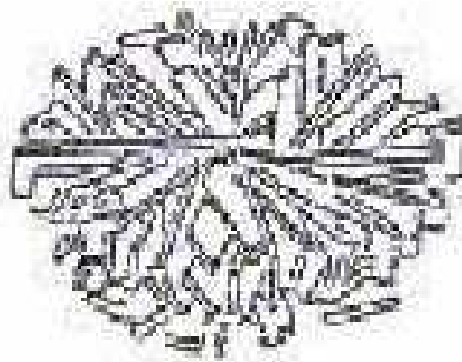


Figure I.9: représentation schématique d'une sphérolite.

La sphérolite naît à partir d'un centre nucléon 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 X (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 X de quelques polymères semi-cristallins :

Polymère	X (%)
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.I.1 : taux de cristallinité X (%) de quelques thermoplastiques Semi- cristallins. (D'après B. Wienerlis 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).

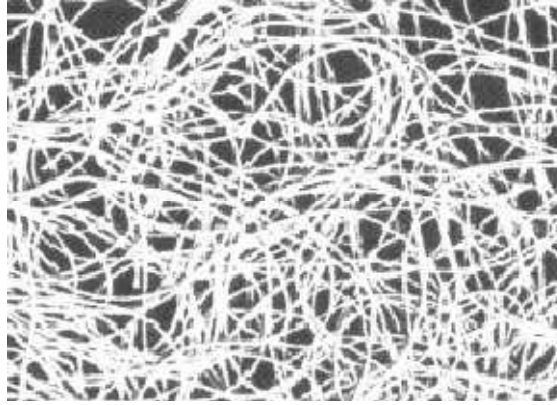


Figure I.10 : Structure d'un polymère amorphe.

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 (figure I.11).

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 trouvée 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).

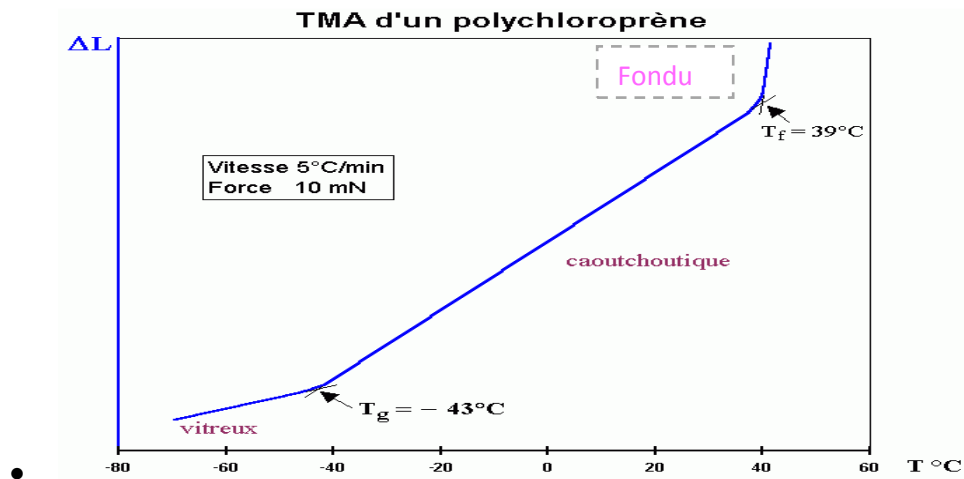


Figure I.11 : définition de domaine d'état des polymères en fonction de température.

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 élevée. 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 cristallin :

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

Tableau. I.2 : Températures de transitions vitreuses T_g et de fusion T_f pour quelques semi-cristallins[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 diphasique.

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.4. Propriétés et utilisations :

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

I.4.1 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.12 signifie que le matériau concerné à la propriété de recyclage, ce signe est appelé sigle Ruban de Möbius [4].

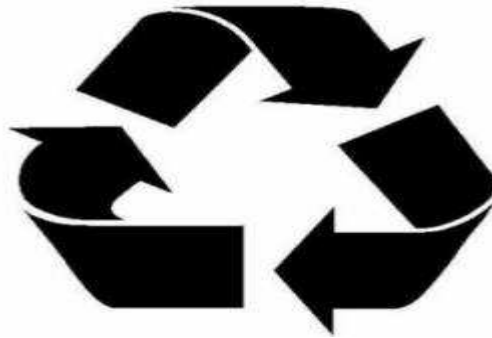


Figure I.12 : Signe de la propriété de recyclage.

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.13) :

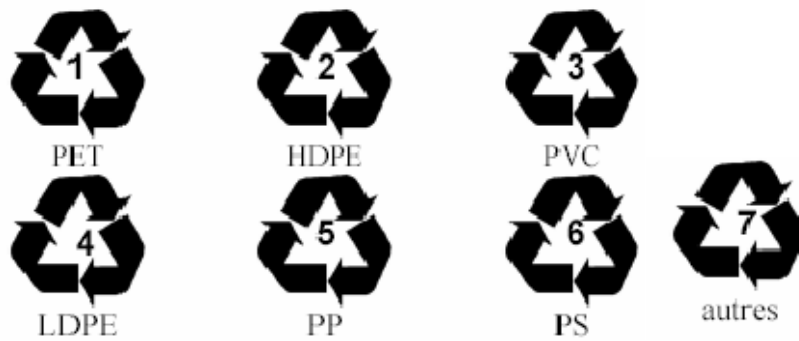


Figure I.13 : sigles Ruban de Möbius pour quelques polymères.

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. Étant 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 à base de plastiques recyclés couvrent 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.4.2. 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 [7], 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 [7].

I.4.3. Utilisations :

L'utilisation des matières plastiques est plus en plus vaste. L'augmentation moyenne de la production et de la consommation mondiales de plastiques est d'environ 9% par an depuis 1950. La production mondiale totale est passée d'environ 1,5 million de tonnes en 1950 à 260 millions de tonnes en 2007. L'Europe représente 25% de la production mondiale, avec environ 65 millions de tonnes par an, l'Allemagne et l'Italie totalisant près de 40% de cette production européenne. En Suisse, la demande de matières plastiques par les plasturgistes est de 900000 tonnes par an (à titre de comparaison, la demande en Allemagne est de 12,2 millions de tonnes par an).

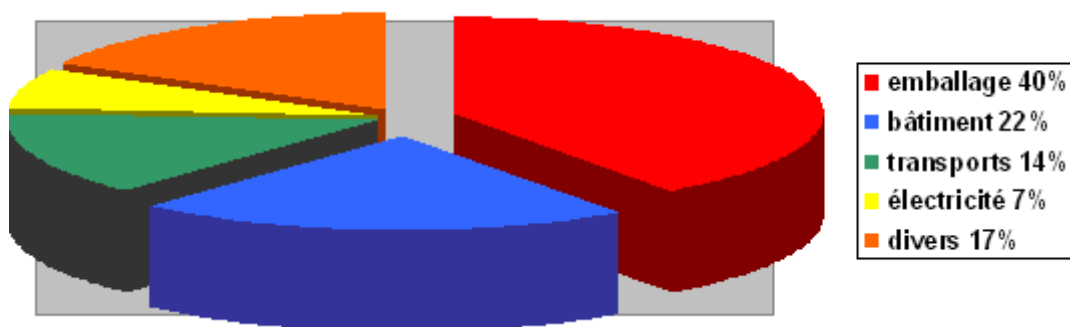


Figure I.14 : Utilisation de matières plastiques en Europe dans l'année 2015 [8].

L'emballage est le premier secteur d'application des matières plastiques, suivi par le secteur «bâtiment et travaux publics» (BTP) puis par ceux des transports et de l'«électricité et électronique» (E&E). Les autres applications comprennent notamment la médecine et les loisirs. Ces pourcentages sont calculés sur la base d'une demande représentant environ 52,5 millions de tonnes de plastiques (2015), constituée principalement des cinq familles de plastiques présentées en introduction (PE, PP, PVC, PS, PET).

I.4.4. 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.4.4.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 naphta 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.4.4.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 certains polyuréthanes sont des exemples typiques de polymères obtenus par condensation.

I.4.4.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.4.4.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 œuvre 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,....
- **Roto moulage** : 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,...

I.5. Le polyéthylène :

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 ρ 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.5.1. 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 :

1. Le procédé Standard Oil (procédé Zletz), basé sur l'emploi d'un catalyseur à l'oxyde de molybdène, maintenant il est abandonné.
2. Le procédé de Phillips utilise un catalyseur d'oxyde de chrome sur alumine de silice.
3. 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.5.2. Description générale de PEHD :

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.5.3. Propriétés :

Le tableau suivant (tableau I.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/mK)	0,38 à 0,51
Température de transition vitreuse Tg (°C)	-125 à -120
Température de fusion Tf (°C)	135

Tableau. I.3 : Quelques propriétés d'un polyéthylène à haute densité.

PEHD (à température ambiante) [3].

I.5.4. 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.5.5. 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/cm³.

Sa production est de 130.000 Tonne/ An, d'où 54% est exportée.

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. I.4 : Production de polyéthylène à haute densité (PEHD)

en 2003, de quelques pays (en milliers de tonnes) [9].

I.5.6. Avantages et Inconvénients du PEHD :

I.5.6.1. Avantages :

- Mise en œuvre aisée.
- Excellentes propriétés d'isolation électrique.
- Résistance aux chocs.
- Grande inertie chimique.
- Qualité alimentaire
- Perte du caractère perméable des PE que ce soit à l'eau, mais aussi à l'air et aux hydrocarbures [10].

I.5.6.2. Inconvénients :

- Sensibilité aux UV en présence d'oxygène.
- Sensibilité à la fissure sous contrainte.

- Mauvaise tenue à la chaleur.
- Collage important [10].

I.6.comportement des polymères pendant la rupture :

Les solides se caractérisent par leur rigidité. Ils sont généralement difficilement déformables, car les forces d'attraction entre atomes (dans les métaux), ions (dans les céramiques) ou macromolécules (dans les polymères) qui les constituent sont importantes. Leur évaluation mécanique s'effectue à l'occasion de tests normalisés en exerçant une sollicitation contrôlée sur des éprouvettes, c'est-à-dire des échantillons de géométrie spécifique. Par exemple, en traction, la machine est programmée pour étirer les deux extrémités de l'éprouvette à une vitesse constante et pour enregistrer de façon continue et simultanée l'élongation de l'éprouvette (déformation) et la force instantanée qu'il faut appliquer pour engendrer cette déformation (contrainte) (Figure I.15 haut). On enregistre alors ces données jusqu'à la rupture de l'éprouvette et on trace la courbe contrainte en fonction de déformations (Figure I.15). Selon le type de sollicitations auxquelles sera soumis le matériau au cours de son utilisation, on effectue des tests en traction, compression, flexion 3 points, flexion 4 points, etc.

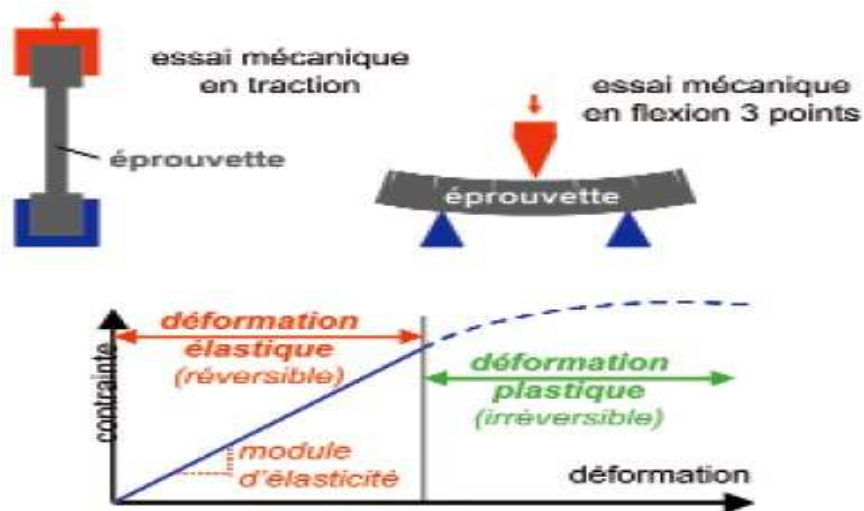


Figure I.15 : représentation schématique de tests mécaniques en traction et en flexion 3 points [11].

En bleu : la partie fixe de l'appareillage et en rouge la partie mobile qui se déplace à vitesse constante et contrôlée.

En bas : profil contrainte-déformation typique d'un matériau.

La rigidité du matériau est estimée à partir de la pente initiale de la courbe sous la forme du module d'élasticité E . Plus la pente est élevée, plus le solide résiste à la déformation, donc plus il est rigide. On parle alors de déformation élastique, car, tant que l'on est dans cette zone, la suppression de la contrainte, permet de voir l'éprouvette recouvrer sa forme initiale. D'un point de vue microscopique, on peut expliquer ce phénomène en considérant chaque liaison (forte ou faible) dans le matériau comme un petit ressort capable de se comprimer ou de se détendre sans se rompre.

Mais dans la pratique un solide ne peut s'étirer ou se comprimer réversiblement que pour de faibles déformations. Au-delà, il y a des liaisons qui se rompent ou se réarrangent et la structure est déformée de manière irréversible (déformation plastique) et le solide est dit ductile.

Si la rupture de l'éprouvette a lieu dans la zone de déformation élastique, le solide est dit rigide, mais fragile.

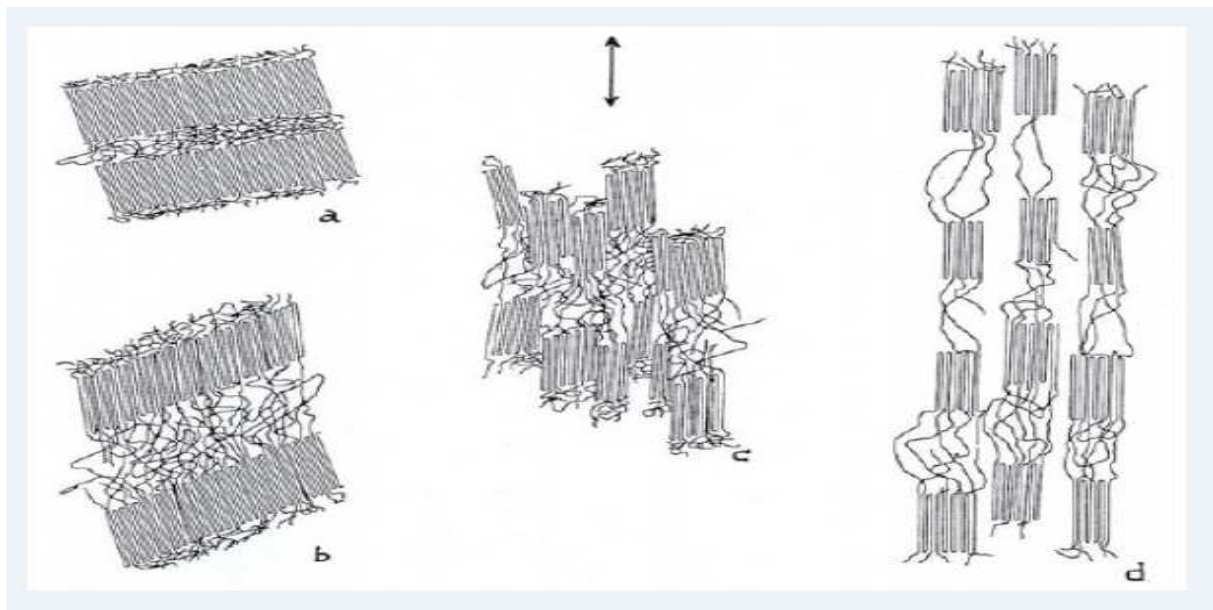


Figure I.16 : Représentation schématique montrant comment évolue la morphologie semi-cristalline d'un polymère soumis à un essai en traction [11].

(a) : dans l'état initial, deux cristallites adjacents et la zone amorphe qui les relie.

(b) : sous l'effet de la sollicitation, les macromolécules de la zone amorphe s'étirent. les cristallites se déforment pour s'orienter dans la direction de la sollicitation.

(c) : avant de se fragmenter et de glisser les uns par rapport aux autres.

(d) : le matériau continue de se déformer en se désolidarisant par glissement des chaînes les unes sur les autres et vraisemblablement rupture d'un certain nombre de liaisons covalentes [11].

En fonction de leur structure et de leur morphologie, les polymères peuvent connaître des comportements sensiblement différents. Ainsi les polymères thermodurcissables, dont la structure tridimensionnelle fortement réticulée interdit toute déformation, subissent essentiellement des déformations élastiques avec des modules d'élasticité élevés.

Avant de se rompre brutalement pour de faibles déformations. A l'opposé certains polymères sont très ductiles et dès les premiers instants leur déformation est irréversible.

I.6.1.Déformation plastique :

Une des caractéristiques les plus remarquables des thermoplastiques semi-cristallins est leur faculté à subir une grande déformation plastique avant la rupture à température ambiante. Ce phénomène provient en partie du fait que leur température de transition vitreuse (-100°C pour le PE) est située bien au-dessous de la température ambiante [16]. Contrairement aux polymères vitreux pour lesquels la déformation est localisée dans les bandes de cisaillement fines, pour les polymères semi-cristallins la déformation plastique intervient de façon macroscopique et non homogène dans des tests de traction uniaxiale. Ce phénomène de déformation plastique appelé striction ou instabilité plastique a été largement étudié [17].

La Figure (I.17) montre l'allure typique de la courbe contrainte-déformation nominale en traction uniaxiale et l'évolution du profil de l'éprouvette tandis que celle-ci est étirée à vitesse d'allongement constante.

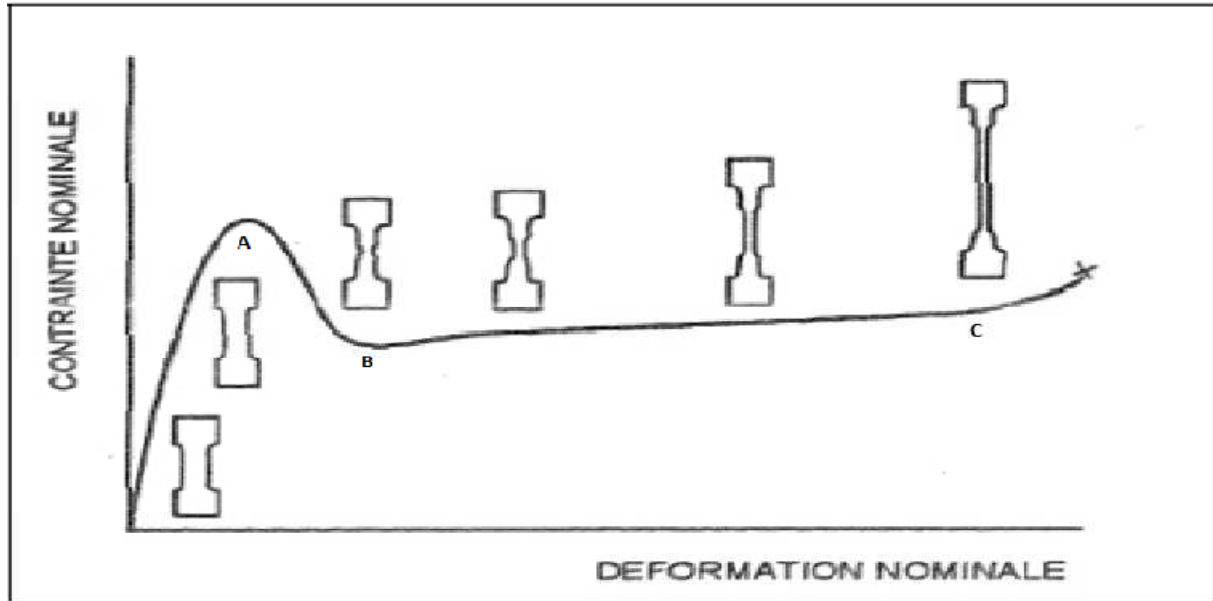


Figure I.17: Courbe contrainte-déformation nominale d'un polymère Semi-cristallin (PE) en traction uni axiale [17].

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

- de 0 à A il s'agit de la déformation élastique réversible du matériau due à la phase Amorphe, du fait que le module de cette phase est beaucoup plus faible que celui de la phase cristalline [14]. La courbe, initialement linéaire, fait apparaître une certaine non-linéarité juste avant le point A, par suite des effets viscoélastiques, [18]
- 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, la frontière inter cristallines dans le cristal, des structures globulaires ou fibrillaires ou des couches amorphes dans les polymères peuvent tous conduire à une distribution non uniforme de la contrainte) ; le point 1 est appelé seuil de plasticité,
- de A à B la striction se forme jusqu'à stabilisation,
- de B à C la striction se propage le long de l'échantillon jusqu'au taux naturel de Déformation.
- au-delà de C, la déformation redevient homogène grâce à un durcissement structural lié à l'orientation des chaînes macromoléculaires dans le sens de l'étirage et l'augmentation de la fraction fibrillaire du matériau.

I.7. La rupture des matériaux :

I.7.1. Introduction :

La rupture est un problème auquel l'homme aura à faire face aussi longtemps qu'il construira des édifices ou fabriquera des structures. Ce problème est actuellement plus crucial avec le développement de structures complexes lié au progrès technologique. Les avancées dans la connaissance de la mécanique de la rupture permettent aujourd'hui et plus précisément depuis le milieu du 20^e siècle, de mieux prévenir le risque de rupture. Cependant, beaucoup de mécanismes de rupture sont encore mal connus notamment lorsqu'on utilise de nouveaux matériaux ou de nouveaux procédés. Le coût des ruptures catastrophiques représente, d'après une étude économique de début des années 80, près de 4% du PNB dans les pays industriels développés.

On pourrait réduire ce coût d'environ 30% si on appliquait correctement les concepts connus de la mécanique de la rupture et de 25% supplémentaires par le développement des recherches dans le domaine de la rupture. [10] On distingue deux catégories de rupture des structures:

- soit une négligence dans la conception, dans la construction ou dans l'utilisation de la structure
- soit l'utilisation d'un nouveau matériau ou d'un nouveau procédé, qui peut Provoquer une rupture inattendue.

Dans le premier cas, le risque de rupture peut être évité dès lors que la structure est bien dimensionnée avec un choix de matériaux adaptés et que les chargements sont correctement évalués.

Dans le deuxième cas, la prévention de la rupture est plus délicate. Lorsqu'on utilise un nouveau matériau ou un nouveau procédé, il y a souvent un certain nombre de facteurs que le concepteur ne maîtrise pas toujours car la mise en œuvre de nouvelles techniques, bien qu'elle procure des avantages, conduit inévitablement à des problèmes potentiels.

Un exemple bien connu du deuxième cas est la rupture de ce qu'on appelait les bateaux de la liberté pendant la deuxième guerre mondiale. Ces bateaux, dont la coque était assemblée par soudage et non par rivetage, coûtaient moins chers et étaient fabriqués plus rapidement. Ce changement de procédé de fabrication.

qui constituait un progrès indéniable, conduisait cependant à des ruptures catastrophiques qui se développaient dans les joints de soudure.

Aujourd'hui, la plupart des bateaux sont assemblés par soudage mais le progrès des connaissances et l'utilisation des doubles coques en aciers plus adaptés permettent de mieux maîtriser ce risque de rupture.

I.7.2. Définition :

Le mécanisme de rupture est un processus mécanique produisant au sein d'un matériau une discontinuité locale de matière appelée *fissure*. Il est usuel de parler d'initiation de la rupture et de propagation de la rupture. Par rapport au facteur temps. On distingue deux types de rupture (figure I.18) :

- **Rupture fragile** : la rupture fragile est caractérisée par l'absence de déformation plastique macroscopique, et donc par la propagation très rapide possible des fissures (consommation d'énergie faible).
- **Rupture ductile** : la rupture ductile semble liée essentiellement à la présence d'inclusion ou de précipités.

Dans ce mode de rupture, la déformation plastique macroscopique est en Général importante (grande consommation d'énergie).

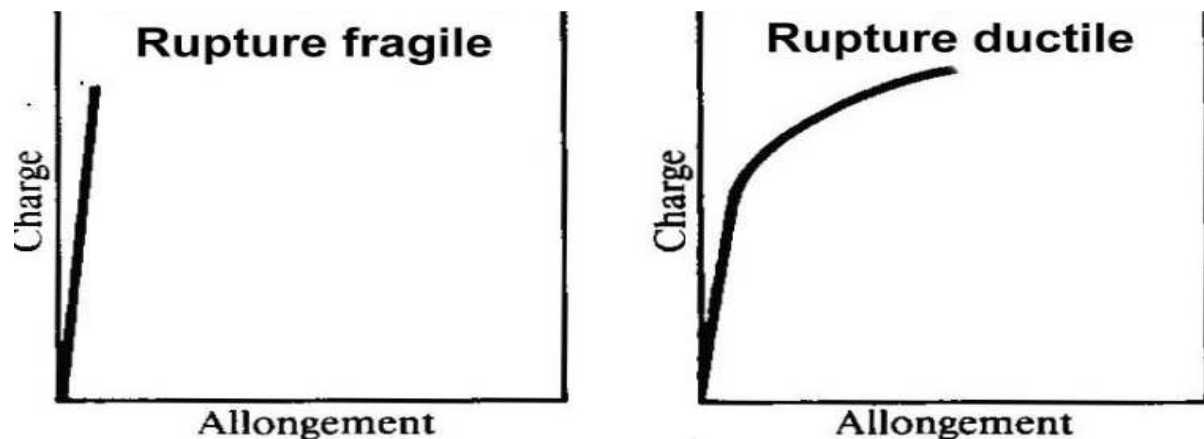


Figure I.18 : définition des types de rupture [12].

I.7.3. Modes de ruptures:

La propagation d'une fissure peut se faire suivant trois modes de déplacement des faces de la fissure dans un plan défini. Elle peut aussi se faire suivant des modes mixtes qui les combinent tous les trois. La figure (I.18) illustre les trois modes de rupture.

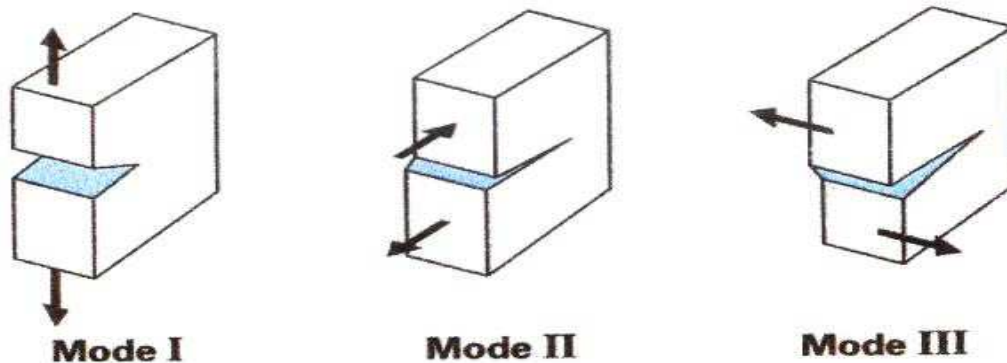


Figure I.19: Schématisation des trois modes de rupture [12].

- **Mode I** : les surfaces de la fissure se déplacent perpendiculairement l'une par rapport à l'autre, c'est le mode par ouverture.
 - **Mode II** : les surfaces de la fissure se déplacent dans le même plan, et dans une direction perpendiculaire au front de fissure. Il est appelé aussi mode par glissement droit.
 - **Mode III** : les surfaces de la fissure se déplacent dans le même plan et dans une direction parallèle au front de fissure, c'est le mode de glissement vis.
- Le mode I est considéré comme le plus dangereux en raison de l'ouverture par traction qui favorise l'initiation et la propagation des fissures. C'est le type le plus répandu dans le cas des matériaux fragiles. Par conséquent, il est le plus étudié.

I.7.4. L'intégral J :

I.7.4.1. L'historique :

L'intégral J (intégrale curviligne) représente un moyen de calculer le taux de restitution de l'énergie de déformation ou de travail (énergie) par unité de surface de zone rompue au sein d'un matériau.

Le concept théorique de l'intégrale-J a été développé, de façon indépendante, en 1967 par Tcherepanovo et en 1968 par Jim Rice.

Ces travaux mettent en évidence que le contour délimitant la zone plastique aux abords du front de fissure (appelé J) est indépendant du profil (contour) de la fissure.

Par la suite, des méthodes expérimentales ont été élaborées pour permettre la mesure des propriétés de rupture de critiques à partir d'échantillons à l'échelle du laboratoire pour des matériaux dans lesquels la dimension des prélèvements est insuffisante pour garantir la validité des hypothèses de la mécanique linéaire élastique de la rupture, et d'en déduire une valeur critique de l'énergie de rupture. La quantité définit le point à partir duquel se forme une zone plastique dans le matériau au moment de la propagation et pour un mode de chargement.

L'intégrale-J est équivalente au taux de restitution de l'énergie de déformation d'une fissure dans un solide soumis à une charge constante. Cela est vrai, dans des conditions quasi statiques, tant pour les matériaux linéairement élastiques que pour les échantillons expérimentés à petite échelle en passe de céder en front de fissure.

I.7.4.2. Définition :

En utilisant les résultats des travaux d'Shelby, Tcherepanovo et Rice ont défini une intégrale de contour appelée intégrale J, caractérisant le taux de restitution d'énergie d'une structure contenant une fissure, lors de l'avancée de celle-ci. Dans le cas particulier d'un problème plan, illustré par la Figure (I.19). L'intégral J introduit par Rice est défini par la relation avec les notions de la figure suivante :

$$J = \int_{\Gamma} (W dy - T \frac{du}{dx} ds) \quad (I.1)$$

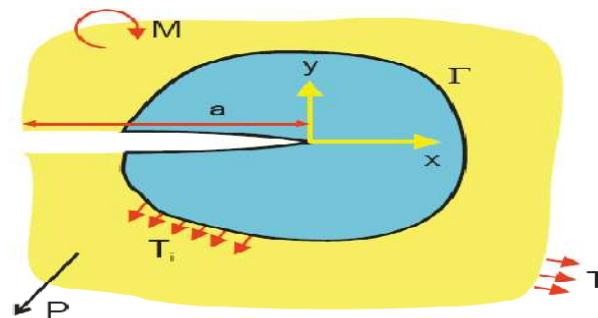


Figure I.20: Définition de l'intégrale de contour J [13].

- Γ : est un contour passant dans la matière et entourant le fond de fissure en partant de la lèvres inférieure et finissant sur la lèvres supérieure.

- x_1 et x_2 sont les coordonnées du point M du contour par rapport au fond de fissure.
- Ds : est l'élément curviligne en M du contour.
- W : est la densité d'énergie de déformation définie par : $W = \int_0^\varepsilon \sigma_{ij} . d\varepsilon_i$
- T : est le vecteur force agissant sur ds en M.

Rice a montré en outre que cette intégrale dans le cas d'un matériau à comportement élastique (linéaire ou non) était indépendant du contour d'intégration. Dans le cas d'un comportement élastoplastique, cette propriété reste vérifiée dans le cas d'un chargement radial. Par contre, tout déchargement (ou toute brusque variation dans la direction de chargement) lui fait perdre cette propriété, indiquant de ce fait, pour ce type de comportement, que la description de la propagation de la fissure par l'intégrale J ne peut être envisagée. En effet, l'élasticité non linéaire suppose que le déchargement se fasse suivant la même courbe qu'à la montée, ce qui n'est pas le cas d'un matériau élastoplastique réel.

Par ailleurs, dans le cas d'un comportement élastique non linéaire, l'intégrale J représente le taux de restitution d'énergie G :

$$J=G = \frac{dp}{B.da} = K_I^2 / E^- \quad (1.2)$$

Où :

$$E^- = E \quad \text{en contraintes planes.}$$

$$E^- = \frac{E}{(1-\mu^2)} \quad \text{en déformations planes.}$$

Avec E le module d'Young, μ le coefficient de Poisson, K_I le facteur d'intensité de contrainte, P l'énergie potentielle et da la variation d'aire de la fissure.

L'intégrale permet de définir les champs des contraintes et déformations suivant les formulations de Hutchinson, Rice et Rosengen en coordonnées polaires en fond de fissure. Ces auteurs ont montré, pour les matériaux obéissant à une loi d'écoulement

de la forme $\frac{\sigma}{\sigma_y} = \left(\frac{\varepsilon}{\varepsilon_y}\right)^n$ qu'il existe au voisinage de la fissure,

un champ de contraintes et de déformation ayant l'expression suivante :

$$\frac{\sigma_{ij}}{\sigma_y} = \left(\frac{J}{\varepsilon_y . \sigma_y . l n . r}\right)^{n/n+1} f_{ij}(\theta) \quad \frac{\varepsilon_{ij}}{\varepsilon_y} = \left(\frac{J}{\varepsilon_y . \sigma_y . l n . r}\right)^{n/n+1} g_{ij}(\theta)$$

Où n est le coefficient d'écroûissage, σ_y la limite d'élasticité, ϵ_y la déformation correspondant à σ_y , I_n une contrainte d'intégrale dépendant de n et $f_{ij}(\sigma)$ et $g_{ij}(\sigma)$ des fonctions adimensionnées de Θ et n .

L'intensité des contraintes et des déformations, dans la singularité élastoplastique est donc caractérisée par l'intégrale J , qui joue de ce fait le même rôle que K en mécanique linéaire élastique.

Rice a ensuite établi que l'intégrale J pouvait être reliée au taux d'énergie dissipée

Figure par la relation suivante :

$$\mathbf{J} = -\frac{1}{\mathbf{B}} \left(\frac{du}{da} \right) \text{ à déplacement constant}$$

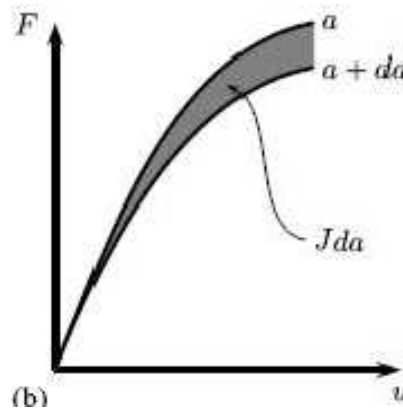


Figure I.21 : Variation d'énergie dissipée à déplacement constant.

I.7.4.3.Méthode de BEGLEY-LANDES :

J. Rice a montré que l'intégrale J peut être reliée au taux d'énergie dissipée par la relation

$$\mathbf{J} = -\frac{\mathbf{1}}{\mathbf{B}} \left(\frac{\partial \mathbf{U}}{\partial \mathbf{a}} \right)$$

à déplacement constant.

A partir de cette relation, BEGLEY et LANDES ont proposé une méthode expérimentale pour déterminer ce paramètre J [19].

Celle-ci nécessite l'utilisation de plusieurs éprouvettes identiques possédant des longueurs de fissure différentes. La détermination de J passe par les étapes suivantes (Figure I.22) :

- A partir de l'aire sous la courbe «force-déplacement des points d'applications de la Charge», on détermine pour chacune des éprouvettes de longueur de fissure a_i , les énergies stockées par unité d'épaisseur (U/B) correspondant à différents déplacements d_j .

- Cela permet de tracer ensuite les courbes $U/B = f(a)$ correspondant aux déplacements choisis d (d_1, d_2, \dots). Ces courbes sont, en première approximation, des droites. J pour les différentes valeurs de d , correspond selon ces courbes à la pente car :

$$J = -\frac{1}{B} \left(\frac{\partial U}{\partial a} \right) \quad (I.3)$$

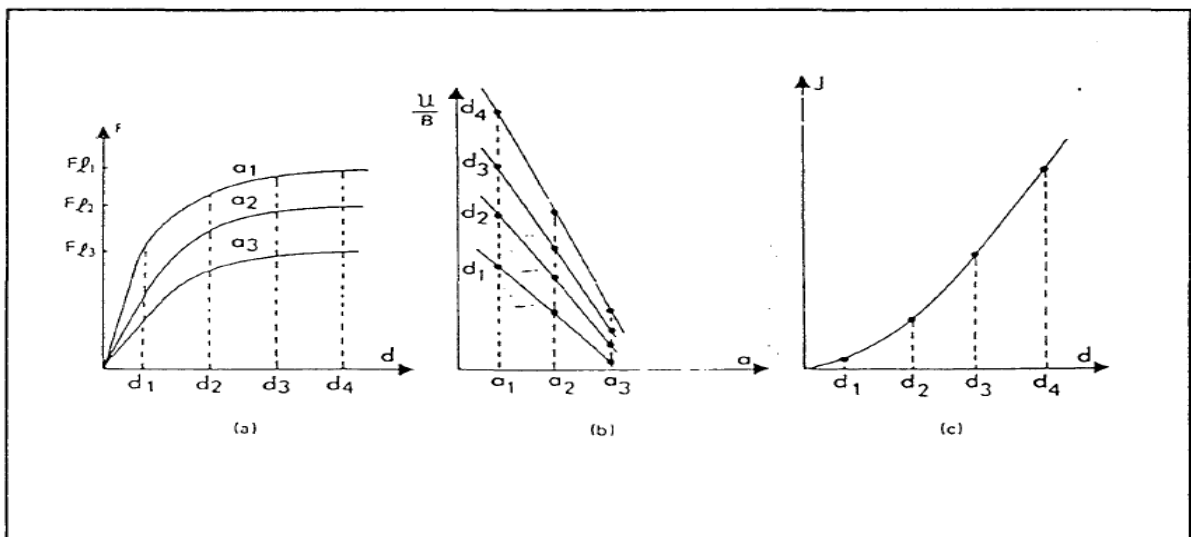


Figure I.22 : Détermination expérimentale de la courbe (J - d) selon La méthode de BEGLEY et LANDES [19].

I.7.4.4. Géométrie des éprouvettes existantes :

Plusieurs géométries d'éprouvettes ont été étudiées en mécanique de la rupture pour appréhender les phénomènes de fissuration dans les matériaux. Parmi ces éprouvettes en trouve :

- **Eprouvette CT (Compact Tension) :**

L'éprouvette CT, Figure, est souvent utilisée pour l'étude de la propagation stable ou en fatigue en vue de la détermination de la ténacité [14] lorsque l'essai est piloté en déplacement. Un des avantages de cette géométrie d'éprouvette est l'obtention de la formule analytique du facteur d'intensité des contraintes en mode d'ouverture donnée par Tada [BUI 1978, RETHORE 2005]. Si le comportement de ces éprouvettes en cours d'essai est parfaitement élastique.

la détermination de la ténacité se fait à partir de la mesure de la force à rupture; valeur facilement identifiable du fait d'une instabilité de la propagation de fissure lorsque l'échantillon est sollicité en force.

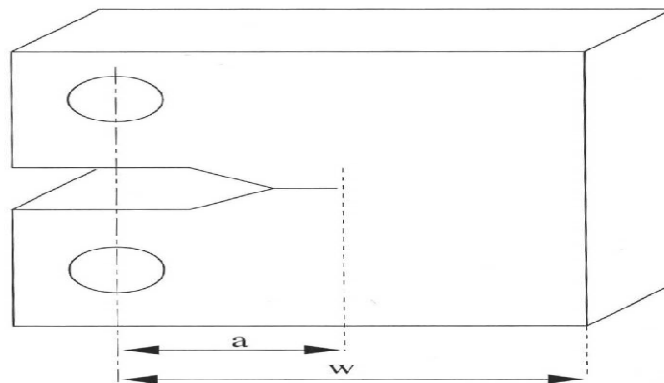


Figure I.23: éprouvette CT (compact tension) [14].

- **Eprouvette SENB (Single Edge Notched Bending) :**

L'éprouvette SENB, Figure, est employée pour l'étude de l'amorçage de fissuration, [15]. Elle assure des conditions aux limites aisées à imposer. Le ligament non fissuré de ces éprouvettes est sollicité en flexion. En fonction d'un effet d'échelle caractéristique à cette géométrie, cet état de flexion permet d'assurer un bon confinement de la zone plastique.

Cependant, la zone de propagation reste faible avec des effets de bord lorsque la pointe de fissure s'approche du point de chargement.

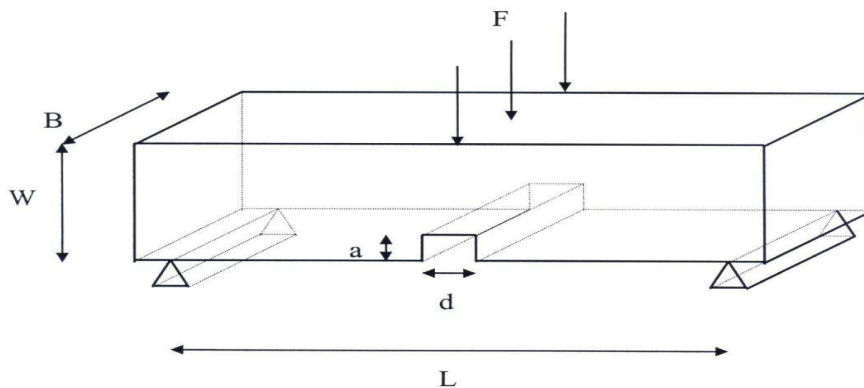


Figure I.24: éprouvette SENB (Single EdgeNotchedBending) [14].

- **Eprouvette SENT (Single Edge Notched Tension) :**

L'éprouvette SENT a été conçue pour la mesure de la ténacité [15]. Ne présentant pas une plage de propagation stable exploitable, cette géométrie d'éprouvette assure une augmentation du facteur d'intensité des contraintes pendant la propagation instable de la fissure. Elle permet une parfaite symétrie de chargement en mode d'ouverture.

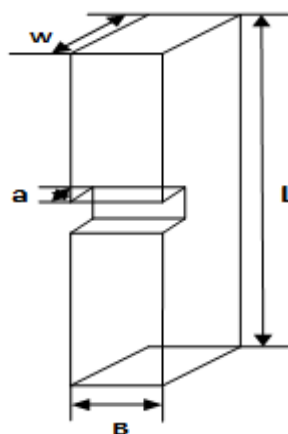


Figure I.25 : éprouvette SENT (Single Edge Notched Tension).

- **Eprouvette cylindrique :**

Cette éprouvette est utilisée généralement dans ses essais de traction, elle permet de caractériser les propriétés mécaniques du matériau.

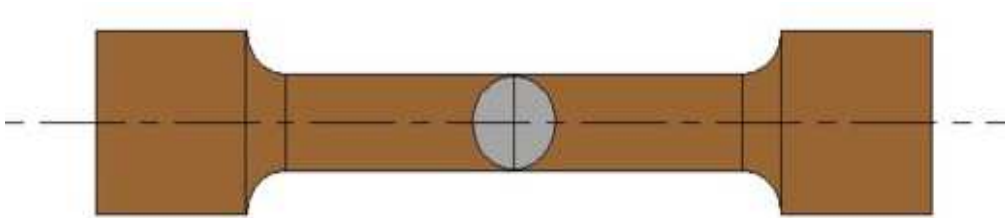
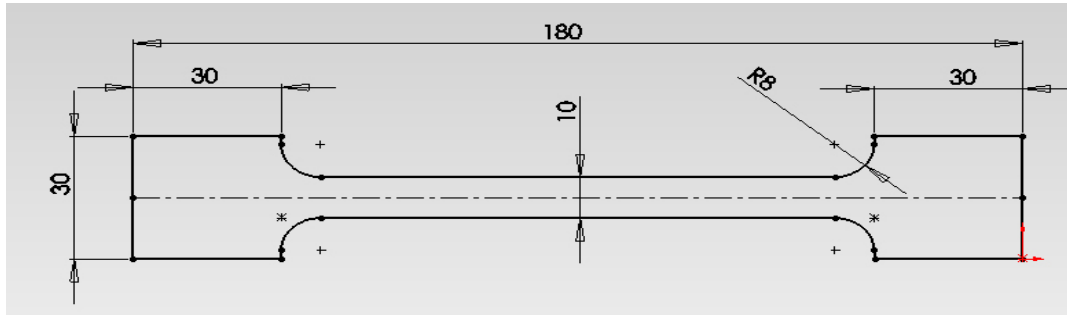


Figure I.26 : éprouvette cylindrique.

I.8.Conclusion

Ce chapitre est une vue générale sur les polymères, leurs propriétés, structures, mise en forme, application dans la vie, etc. et description de polyéthylène à haute densité. Nous avons introduit, par la suite, la rupture et ces trois modes, puis comment calculé l'intégral J et quelque formes d'éprouvette utilisé dans la mécanique de la rupture.

Chapitre II

Préparation des éprouvettes et exécution des essais

Chapitre II.

Préparation des éprouvettes et exécution des essais

II.1.Introduction :

Dans ce chapitre nous allons décrire la caractérisation mécanique de PEHD100 en utilisant l'essai de flexion, et de traction.

L'essai de flexion trois points est un test mécanique statique qui fait partie de la famille des essais indépendants du temps. Cet essai permet de caractériser des propriétés intrinsèques, et extrinsèques du matériau étudié. Il est très facile à mettre en œuvre (absence de système de fixation d'éprouvette géométrique simple de l'échantillon).

Le principe de l'essai consiste à placer une éprouvette de matériau PEHD de grade 100 (le cas de notre travail) sur un support en acier, ou ce dernier est monté sur la machine de flexion qui applique un effort à mi-distance sur l'éprouvette entaillée à une vitesse constante jusqu'à sa rupture. nous avons enregistré l'allongement et la force appliquée pour ensuite déterminer les contraintes, et les déformations. Les dimensions de l'éprouvette sont normalisées sous la norme EN10045-1 comme on peut utiliser d'autres formes d'éprouvettes.

II.2.Le matériau d'étude :

Le matériau d'étude est le polyéthylène à haute densité PEHD de grade PE100 qui a été fabriqué dans un premier temps sous forme de granulés, importé par l'entreprise CHIALI située à SIDI BELABES (Algérie). Ensuite, il a été extrudé dans le but de fabriquer des tubes de différents diamètres (figure II.1). Les conditions d'extrusion sont déterminées afin de garantir un refroidissement le plus homogène possible dans les tubes. Il s'agit d'un thermoplastique semi-cristallin, comportant une phase amorphe et une phase cristalline et se présentant sous forme d'un agrégat sphérolitique. La température de fusion, notée T_f , correspond à la fusion des cristallites. Elle correspond à la température de mise en œuvre de ce polymère.

Les procédés basse pression permettent d'obtenir des chaînes macromoléculaires linéaires plus facilement cristallisables. Le polyéthylène plus cristallin que le PEBD, donc plus dense, est appelé Polyéthylène Haute Densité (PEHD). Le polyéthylène est produit par polymérisation des molécules d'éthylène. La matière de base servant à la fabrication des produits en polyéthylène est un granulé que l'on obtient à partir de dérivés de naphte mis sous haute pression et haute température afin d'extraire l'éthylène.

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



Figure II.1 : Matière première PE sous forme de granulé et tube Pehd [19].

II.3. Caractéristiques mécanique du PEHD :

Les caractéristiques mécaniques de PEHD sont décrites sous forme d'un tableau (II.1).

Propriétés	Unités	PEHD
Masse volumique	$g \cdot cm^{-3}$	0.945 à 0.970
Cristallinité	%	60 à 80
Température de fusion	°C	118 à 146
Température de transition vitreuse	°C	-125 à -120
Contrainte à la rupture	MPa	26 à 40
Allongement à rupture	%	20 à 1000
Limite élastique	MPa	13 à 27

Tableau II.1 : Principales propriétés du PEHD [19].

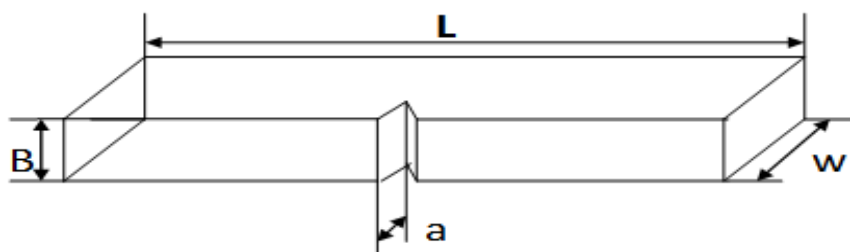
II.4. Réalisation des éprouvettes en flexion :

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

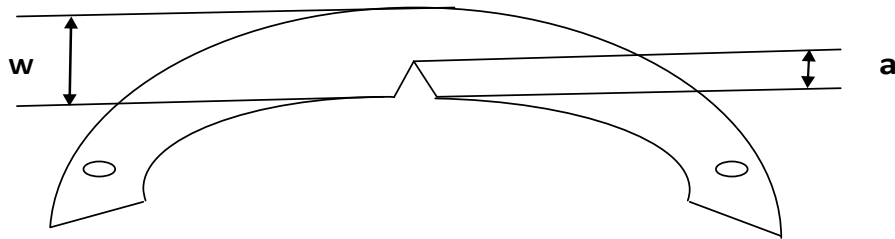
Les éprouvettes utilisées sont de forme et de dimensions indiquées sur la figure II.3 et dans notre cas les éprouvettes SENB et arc sont obtenues par usinage.



Figure II.2: Tube PEHD



a) éprouvette SENB



b) éprouvette arc.

Figure II.3: les éprouvettes **SENB** et **Arc**.

II.4.1. Usinage des éprouvettes :

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

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

La fraise munie de dents est mise en rotation, et taille la matière grâce à sa rotation et au mouvement relatif de la fraise par rapport à la pièce, la forme de la fraise est variable, elle peut être cylindrique, torique, conique, hémisphérique ou quelquefois de forme encore plus complexe.

Chapitre II.

Préparation des éprouvettes et exécution des essais

La fraise et la pièce sont montées sur des glissières, et peuvent se déplacer relativement suivant des coordonnées : x y ou z (on parle alors de fraiseuse trois axes). Par convention, l'axe z est l'axe de rotation de la broche, les axes x et y sont contenus dans un plan perpendiculaire à z. les axes de rotation a b et c ont respectivement axes sur x, y ou z. il existe des fraiseuses à quatre axes ou cinq axes. Les caractéristiques physiques de la fraise, sa vitesse de rotation, son avance, dépendent de la matière à usiner, de la profondeur de travail et de la coupe. On utilise principalement le carbure de tungstène recouvert de revêtements résistant à l'abrasion du copeau.

Dans notre cas nous avons utilisé une fraiseuse verticale SAMU.SG01 sous une vitesse de coupe de (V_c) 200 tr/min et une vitesse d'avance de (V_a) 20 mm/min.

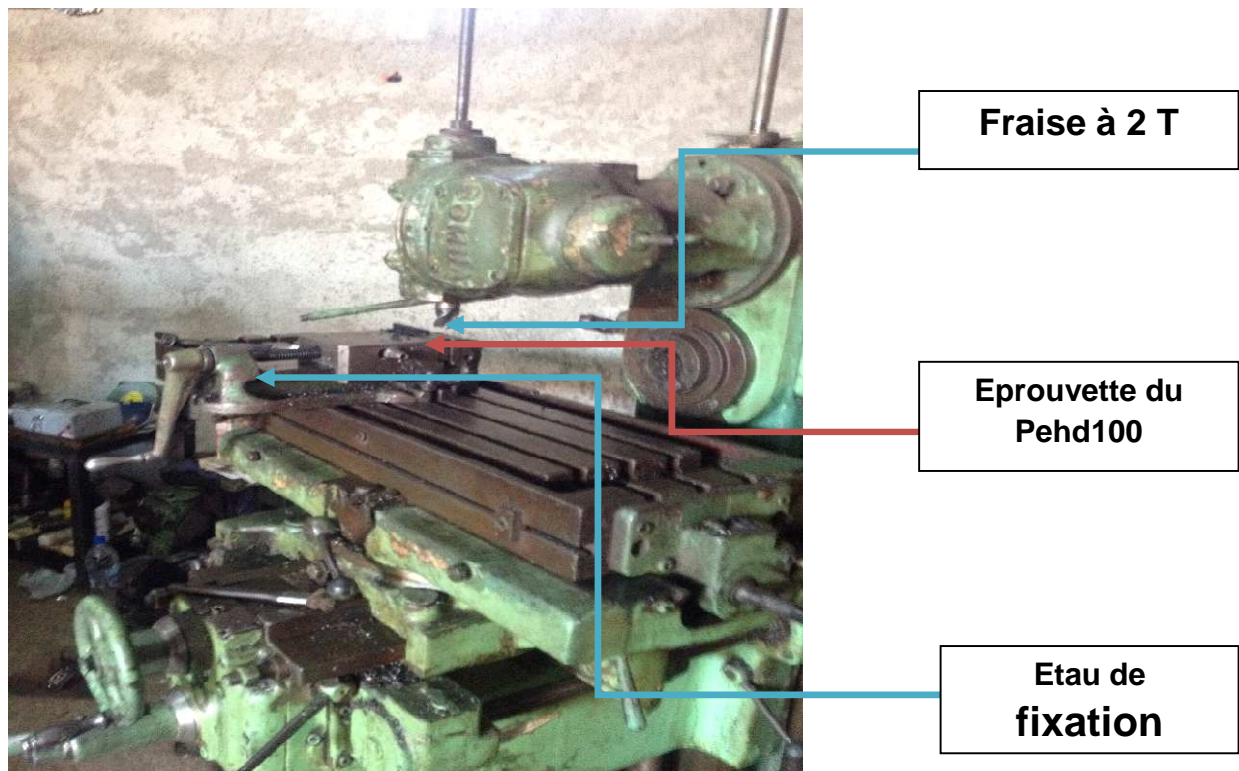


Figure II.4: Fraiseuse Verticale.

II.4.2. Surfaçage et fraisage en bout:

Nous avons fixé sur la fraiseuse verticale une fraise à deux tailles de diamètre $\varnothing 40$ mm, et une fois la pièce est fixée sur la table mobile de la fraiseuse, et après avoir respecté les paramètres et les conditions de coupe appropriés à l'usinage des matières plastiques, on commence l'opération de surfaçage afin d'obtenir une éprouvette aux dimensions répondant à la norme NA7500-2 qui stipule que pour avoir un état de contrainte plane et on refait le même travail jusqu'à l'élaboration du nombre nécessaire de plaques aux dimensions voulues. **L=76mm. W=12mm. B=6mm.**

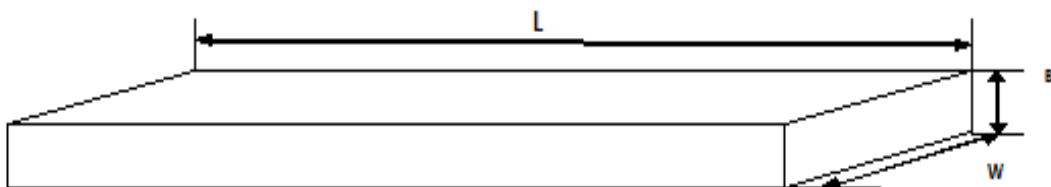


Figure II.5 : Dimensions de l'éprouvette.



Figure II.6 : Surfaçage.

II.4.3.Réalisation d'entailles :

Cette étape est effectuée à l'aide d'une Scie à ruban, qu'est constituée principalement d'un Volant de réglage de la tension, une Lame et une Table ...etc. Les entailles des éprouvettes sont réalisées à l'aide de la lame qui a une épaisseur de 1mm, une largeur de 25mm et longueur de 600mm.

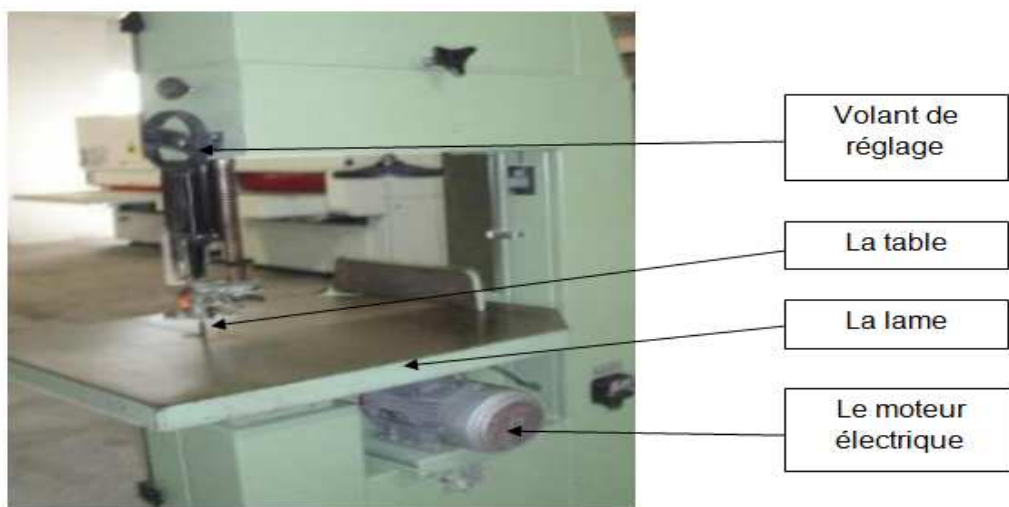


Figure II.7 : la scie à ruban.



Figure II.8 : éprouvettes Pehd après usinage avec entaille.

II.5.Essai de flexion :**II.5.1.Définition :**

C'est l'essai le plus utilisé pour obtenir la valeur du facteur d'intensité de contrainte critique KIC qui est un paramètre caractéristique de la propagation des fissures dans les solides. Ce paramètre permet, en effet, de déterminer le niveau de contrainte nécessaire pour initier une fissure, ainsi que l'énergie nécessaire pour la faire propager (moyennant le calcul du taux de restitution d'énergie).

Cet essai est normalisé et entièrement décrit dans la norme ASTM E 399. Il consiste à solliciter un barreau entaillé, en flexion trois points ou en flexion quatre points. Le barreau est sollicité jusqu'à la rupture. Nous donnons sur la Figure II.8 le principe de l'essai de flexion 3 points.

Au cours de l'essai, nous mesurons l'effort et le déplacement du point de chargement. La valeur à la rupture de l'effort nous permet de calculer KIC.

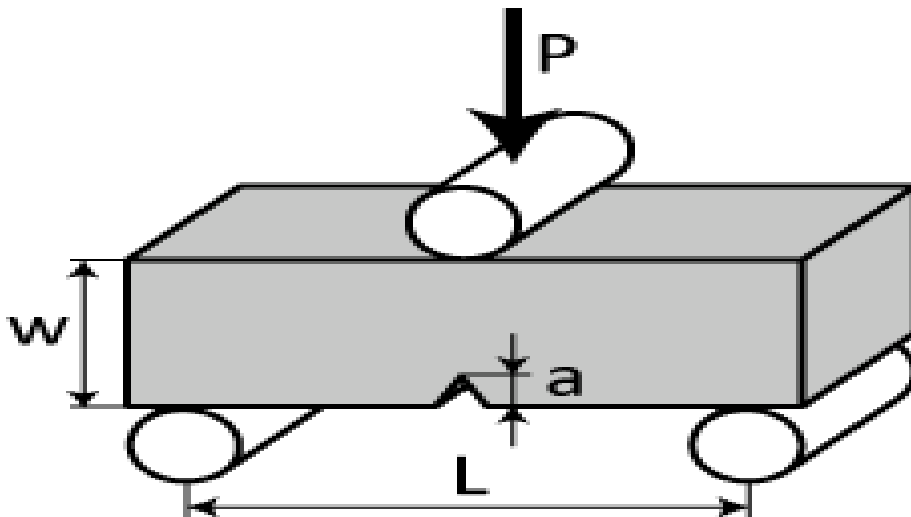


Figure II.9 : essai de flexion.

II.5.2. Machine utilisé pour l'essai de flexion :

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

C'est une machine universelle qui permet d'exécuter des essais de flexion, compression, traction ...etc.

L'ensemble de machine set composé de deux parties :

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

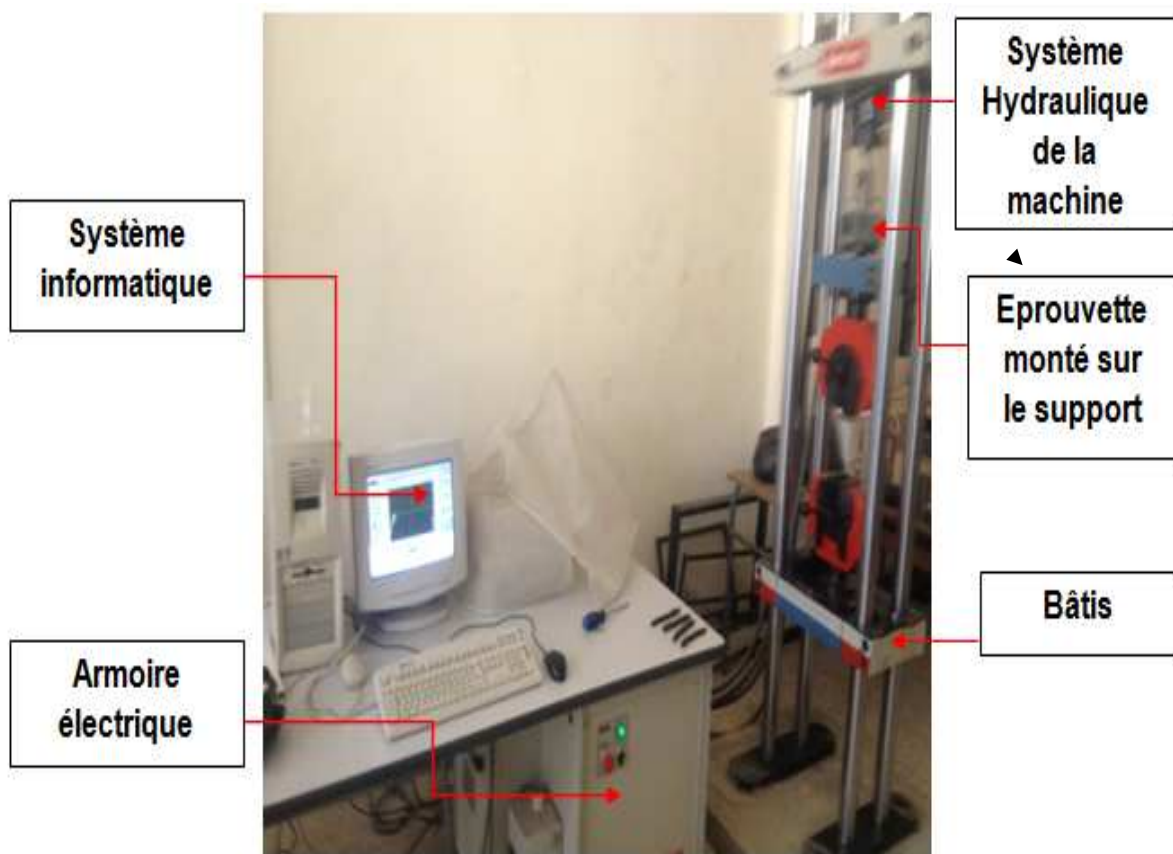


Figure II.10 : machine de flexion.

II.5.3.Réalisation de l'essai de flexion :

Dans notre travail, nous avons utilisé deux types d'éprouvettes (SENB et arc) avec différents profondeurs d'entaille ($a=5, 6, 7,8$ et 9mm) dont les éprouvettes SENB nous avons fait trois essais pour chaque profondeur avec une distance de $52,8\text{mm}$ entre les deux appuis et arc juste un seul essai par profondeur d'entaille.

Après avoir mis la machine de flexion en marche vue qu'elle est connecté à un ordinateur qui fonctionne avec un logiciel WINTTEST puis on enregistre les différentes informations pour l'exécution de l'essai telle que :

- Les dimensions de l'éprouvette.
- La vitesse de fonctionnement 1mm/mn le long de tous les essais
- La température ambiante 25°c

On fixe l'éprouvette sur le support en acier (figure II.10) ou ce dernier est monté sur la machine de flexion puis on impose le déplacement de l'axe vertical de la machine au milieu de l'éprouvette entaillée avec une vitesse de 1mm/mn . Ce déplacement est contrôlé par un système hydraulique. A la fin de l'essai, après la rupture de l'éprouvette, le logiciel WINTTEST nous fournit les différentes informations telles que la force appliqué [KN] le temps[s]et la course [mm].

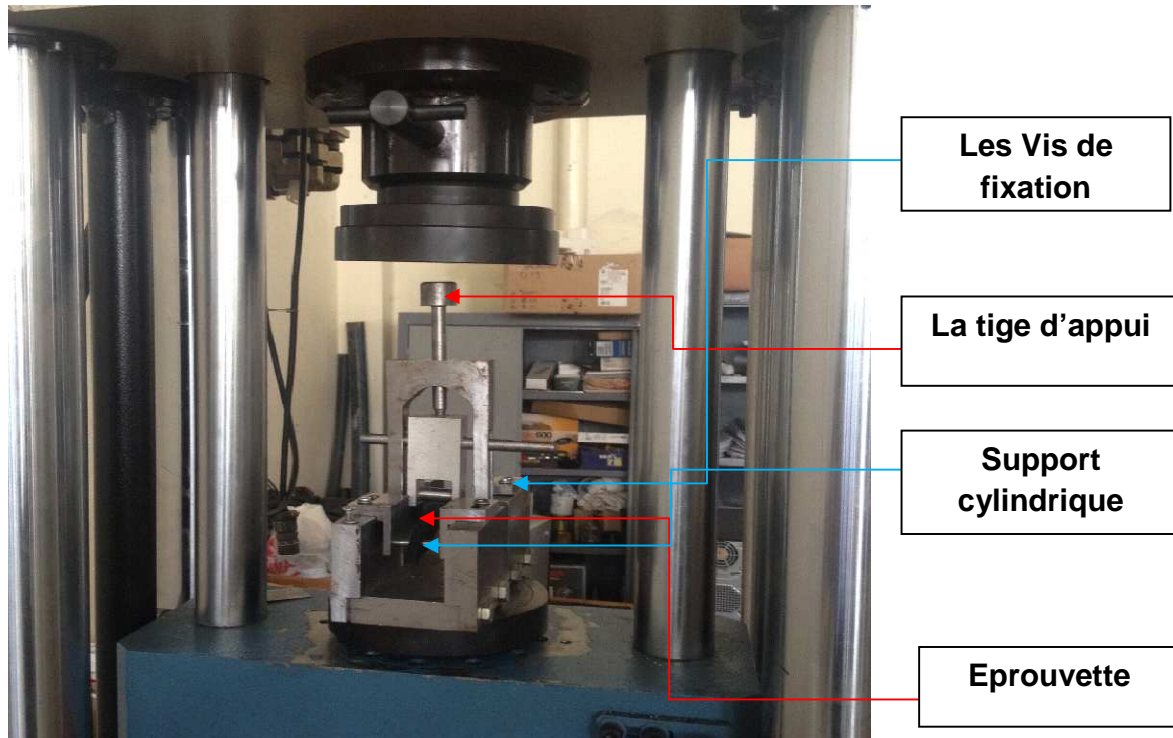
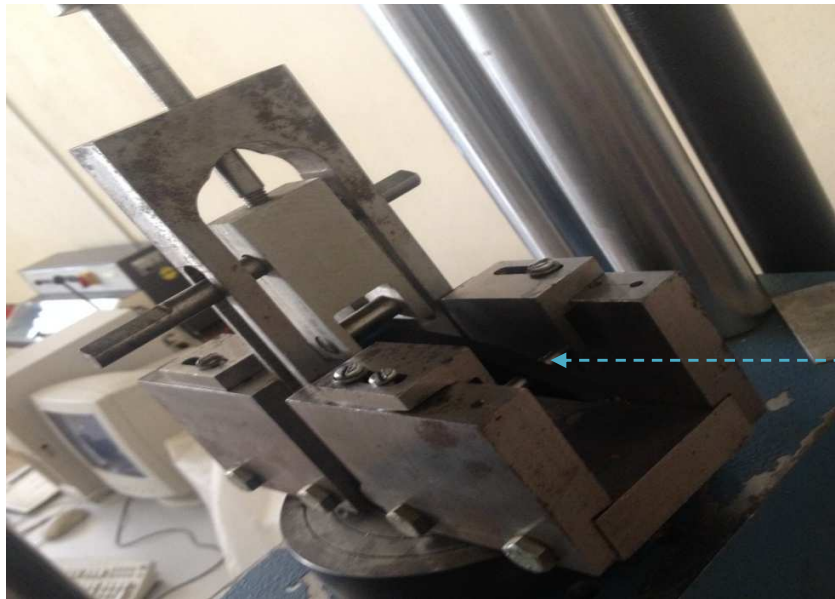


Figure II.11 : le support en acier.

II.5.4.Réalisation des axes cylindriques :

Pour la fixation des éprouvette **Arc** nous avons apporté une petite modification sur le support (figure II.12) et cela est réaliser par usinages de deux axes en acier.

La fabrication des deux axes et faite par le tournagemécanique .qui est un procédé d'usinage par enlèvement des extractions de matière qui consiste en l'obtention de pièces de forme cylindrique à l'aide d'outils coupants sur des machines appelées tour. La pièce à usiner est fixée dans une pince, dans un mandrin, ou entre pointes.



Axes pour fixation de l'éprouvette arc

Figure II.12 : le support d'éprouvette.

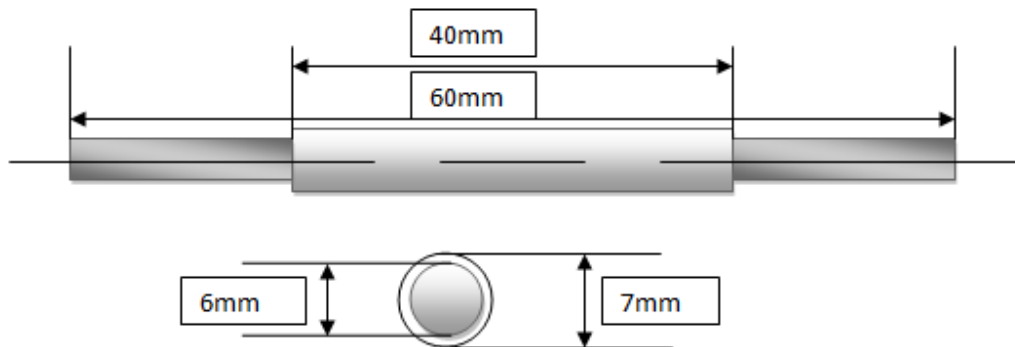


Figure II.13 :support cylindrique.

II. 6. Essai de traction :

II.6.1.Définition :

Un essai de traction est une expérience de physique qui permet de

- déterminer le comportement élastique d'un matériau
- mesurer le degré de résistance à la rupture d'un matériau

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

Comme tout essai mécanique, l'essai de traction reproduit une sollicitation simple, donc éloignée des sollicitations réelles, mais facilement maîtrisables et reproductibles.

Cet essai consiste à placer une éprouvette cylindrique du Pehdentre les mâchoires d'une machine de traction qui tire sur l'éprouvette jusqu'à sa rupture. On enregistre l'allongement et la force appliquée, que l'on convertit ensuite en déformation et contrainte. Une variante moderne des essais de traction consiste à utiliser la force centrifuge sur un assemblage pour générer une contrainte de traction. Lorsque la valeur limite de résistance à la traction (exprimée en MPa) d'un assemblage ou d'un collage est égale à la force centrifuge appliquée, on génère la rupture de ceux-ci et enregistre la limite de rupture. L'avantage consiste à réaliser des tests en batterie sur plusieurs éprouvettes soumises à une contrainte strictement identique lors de l'essai.

II.6.2.Eprouvette utilisée pour l'essai de traction :

L'éprouvette cylindrique permet d'avoir un système symétrique et un système d'accrochage simple

Les extrémités de l'éprouvette sont élargies, avec un congé, afin d'être sûr que la déformation plastique et la rupture auront lieu dans la partie centrale de l'éprouvette. Les éprouvettes cylindriques sont habituellement obtenues par tournage.

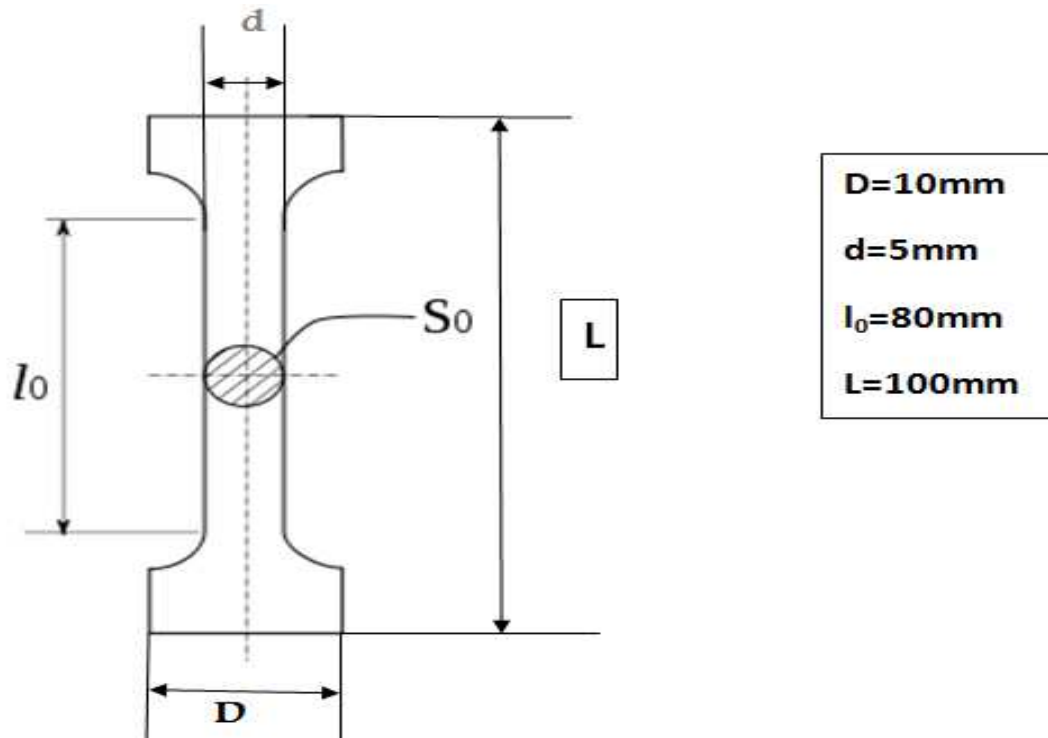


Figure II.14 : éprouvette cylindrique.

II.6.3. Machine d'essai de traction :

Pour l'exécution des essais de traction nous avons utilisé la machine de traction IBERTEST mode UIB.100/W qui se trouve au niveau du laboratoire de RDM de génie Mécanique, faculté de Génie de la Construction de l'UMMTO (Figure II.12).

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

L'installation est composée de deux parties :

Chapitre II.

Préparation des éprouvettes et exécution des essais

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

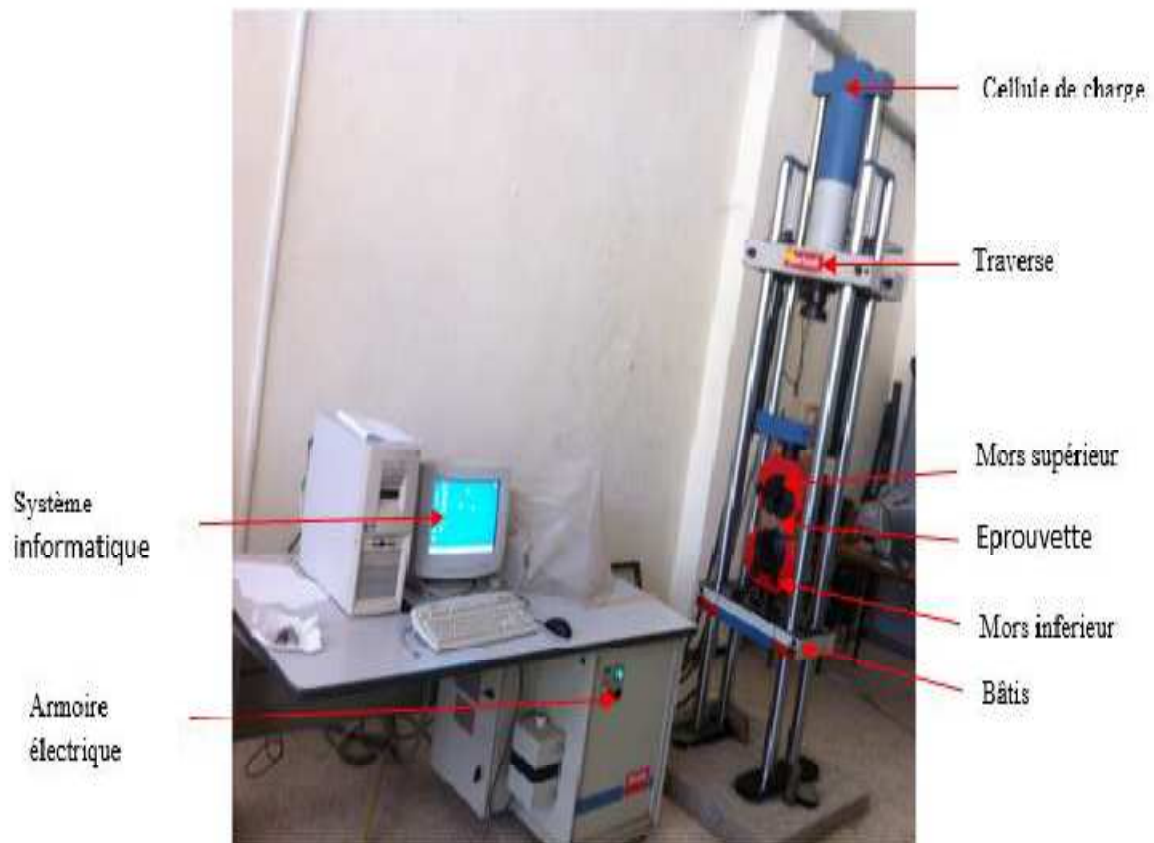


Figure II.15 : Machine d'essai de traction.

II.6.4. Exécution des essais de traction :

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

1. Vitesse de chargement : **04 mm/mn** pour tous les essais.
2. Les dimensions de l'éprouvette.
3. La température ambiante : **25°C**.

On place l'éprouvette entre les mors de la machine en prenant soin d'aligner l'axe Longitudinal de l'éprouvette avec l'axe de la machine d'essai. Une fois l'éprouvette est placée, on impose un déplacement de la traverse supérieure à la vitesse de 5mm/min. Ce déplacement contrôlé par un système hydraulique. A la fin de l'essai, après la rupture de l'éprouvette.

Le logiciel WINTTEST nous fournit directement le diagramme représentant l'évolution de la force en fonction du déplacement (Force [KN] - Course [mm]) par un système informatique.

II.7. Conclusion :

Dans ce chapitre, nous avons présenté le matériau d'étude le PEHD 100 et ses propriétés, d'une part. De l'autre part, nous avons décrit le déroulement des différentes étapes d'usinage de nos éprouvettes (cylindrique, SENB et arc) jusqu'à l'obtention des dimensions voulues puis la méthode de réaliser les entailles. Nous avons aussi mentionné les processus suivis pour l'exécution de l'essai de traction et celui de rupture (flexion).

Chapitre III

Analyse des résultats expérimentaux

Chapitre. III**Analyse des résultats expérimentaux****III.1.Introduction :**

Le but de ce chapitre est de déduire les caractéristiques mécanique de PEHD100 tel que le module de Young(E), la limite élastique et la résistance plastique($\bar{\sigma}_e$, R_p) et l'allongement à la rupture(ΔL_{rup}), caractériser la ténacité et calculer le paramètre énergétique J . Pour cela nous avons utilisé l'essai de traction et de flexion sur trois types d'éprouvettes cylindrique, arc et Senb.

III.2.L'essai de traction sur éprouvette axisymétrique :

La description des caractéristiques mécaniques des PE a été largement traitée dans la littérature [20,21]. Par exemple, de nombreuses études se sont consacrées à la caractérisation complète de la courbe de traction uniaxiale et à l'explication détaillée de ses différentes caractéristiques [21]. Une des caractéristiques les plus remarquables des thermoplastiques semi-cristallins est leur faculté à subir une grande déformation plastique avant la rupture à température ambiante. Ce phénomène provient en partie du fait que leur température de transition vitreuse (-100°C pour le PE) est située bien au-dessous de la température ambiante [22] contrairement aux polymères vitreux pour lesquels la déformation est localisée dans les bandes de cisaillement fines. Pour les polymères semi-cristallins, la déformation plastique intervient de façon macroscopique et non homogène dans les tests de traction uniaxiale. La courbe contrainte-déformation obtenue des essais de traction uniaxiale sont représentées sur la figure (III.1).

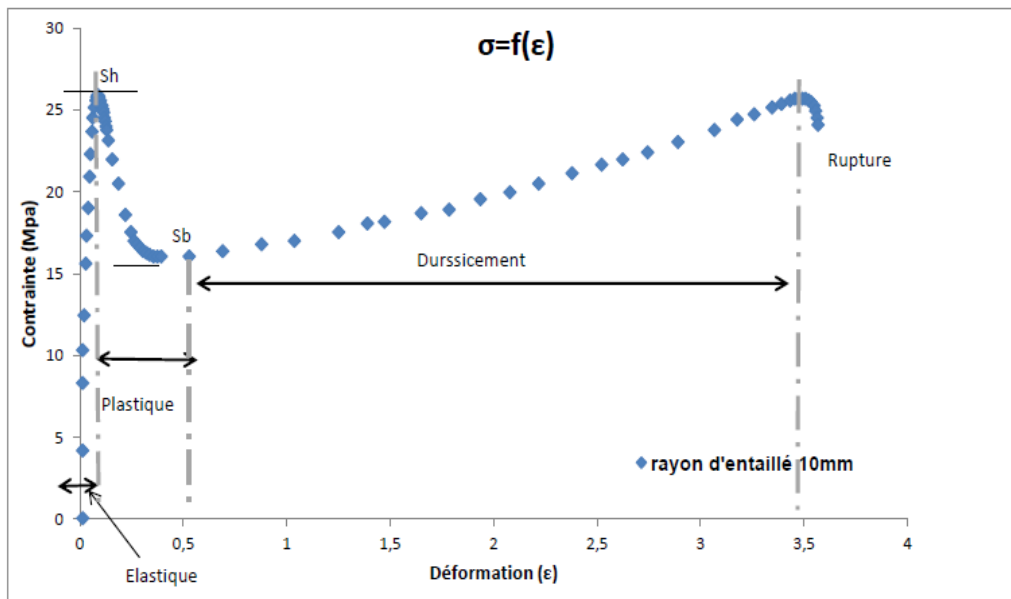


Figure III.1: comportement d'un Pehd en traction.

L'allure générale de la courbe contrainte-déformation correspond bien au comportement d'un matériau thermoplastique traitée dans la littérature [20,21]. Tel que c'est montré dans la figure (III.1). la courbe est décrite par une partie linéaire marqué par une proportionnalité entre σ et ϵ il s'agit de la déformation élastique réversible du matériau due à la phase amorphe, du fait que le module de cette phase est beaucoup plus faible que celui de la phase cristalline [22]. Un seuil d'écoulement haut (Sh) qui correspond à l'apparition du phénomène de striction qui correspond à une déformation hétérogène du matériau qui s'amorce sur un défaut au niveau de l'éprouvette. Une réduction de section pouvant aller jusqu'à 1/3 au quel on atteint un maximum de charge. Un seuil d'écoulement bas (Sb) à charge quasiment constante. Puis un allongement pouvant atteindre 400% avant d'atteindre la rupture, la déformation redevient homogène grâce à un durcissement structural lié à l'orientation des chaînes macromoléculaires dans le sens de l'étirement et l'augmentation de la fraction fibrillaire du matériau [25-26].

III.2.1. Détermination de module de Young et de la limite élastique :

III.2.1.1. Détermination du module d'Young E :

Dans ce type de matériau contrairement aux métaux, il est rarement possible de départager la partie linéaire et celle non linéaire, pour cela afin de déterminer et cerner le module d'élasticité correspondant on peut appliquer deux méthodes :

- **Le module tangent** : est déterminé à partir de la tangente à l'origine de la Courbe contrainte déformation dans le cas d'une faible non-linéarité (figure III.2).
- **Le module sécant** : est déterminé pour une déformation conventionnelle dans le cas d'une forte non-linéarité (figure III.2) [24].

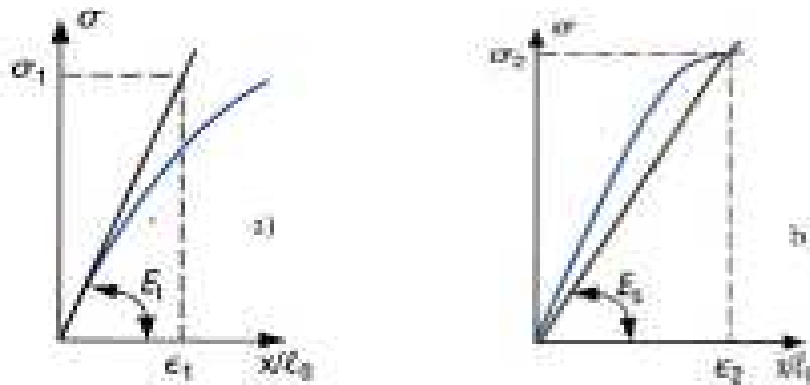


Figure III.2: les différentes méthodes de détermination de E.

Dans ce travail nous avons déterminé le module d'élasticité E avec la méthode de la tangente à l'origine par la pente initiales des courbes de traction, on parlera alors de module d'Young apparent $E = \sigma_1 / \varepsilon_1$. Module d'élasticité $E=791,49756(\text{MPa})$.

III.2.1.2.Détermination de la limite élastique σ_e :

La contrainte limite d'élasticité σ_e ne peut être tirée directement de la courbe de traction, car elle n'est pas évidente, comme pour le cas des métaux, ce qui rend difficile sa détermination. Pour la détermination de cette limite on utilise la tangente à l'origine où la limite est prise à l'endroit de perte de linéarité [3].

La limite élastique $\sigma_e=15,83(\text{MPa})$.

III.3.Essai de rupture :

III.3.1.Sur éprouvette Senb :

Dans le cadre de notre étude nous avons réalisés des essais deflexion sur des éprouvettes normalisés Senb .Au cours de ces essais, nous avons constaté trois étapes de comportement de l'éprouvette définies comme suit :

- Une légère déformation de l'éprouvette.
- Propagation de la fissure dans l'éprouvette.
- Rupture totale de l'éprouvette.

Les courbes contrainte-déformation obtenus lors de ces essais pour les différents rapports a/w sont illustré sur la figure (III.3).

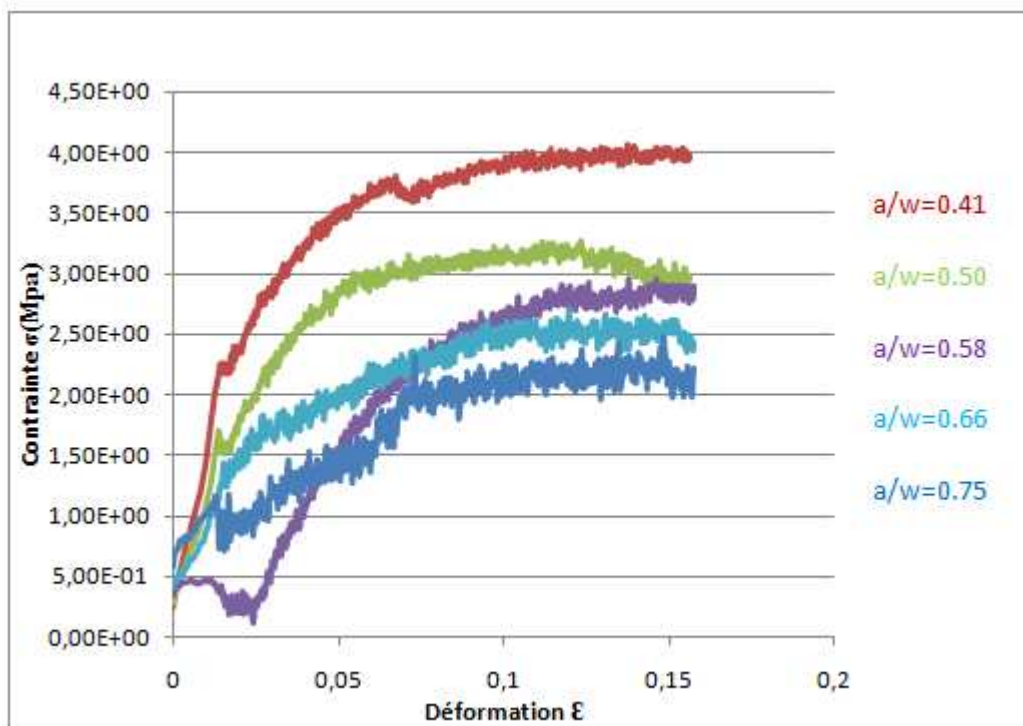


Figure III.3 : courbes contrainte-déformation d'éprouvettes SENB.

Longueur d'entaille a (mm)	a/w
5	0,41
6	0,51
7	0,58
8	0,66
9	0,75

Tableau III.1 : longueur d'entaille et le rapport a/w (SENB)

Ces courbes présentent un comportement mécanique non linéaire. On distingue alors une partie élastique décrivant une déformation réversible du matériau avant l'amorçage de la fissure suivi d'un émoussement de la région entourant cette fissure. En troisième étape, c'est l'amorce et la propagation de la fissure, traduite par asymptote sur la courbe.

Les différentes valeurs expérimentales des propriétés mécaniques des cinq éprouvettes Senb [Influence de longueur d'entaille (5, 6, 7, 8,9mm), force de 100KN, vitesse de 1mm/mn] sont rassemblé sous forme de tableau(III.1).

Paramètres mécaniques des éprouvettes SENB du Pehd100			
Profondeur d'entaille	Résistance à la rupture R_p (Mpa)	Limite élastique R_e (Mpa)	Allongement à la rupture ΔL_{rup} (mm)
5mm	4	2,3	12
6mm	3,3	1,7	10,5
7mm	2,9	1,6	10
8mm	2,6	1,2	10
9mm	2	1	9,5

Tableau III.2 :propriétés mécanique des éprouvettes Senb de Pehd100.

Après plusieurs essais de flexion effectués, nous avons constaté que les caractéristiques mécaniques des éprouvettes Senb de Pehd tel que la résistance à la rupture....etc diminuent en fonction d'augmentation de la profondeur d'entaille, donc la rigidité, la dureté et la cristallité diminue.

III.3.2.Caractérisation de la ténacitédes éprouvettes SENB :

La ténacité est la capacité d'un matériau à résister à la propagation d'une fissure ;cela s'oppose à la fragilité. Elle est caractérisé par le champ d'action mécanique de la rupture (prend en compte la présence de défauts) et apparait lorsque l'on rappelle que la rupture est un mode de défaillance gouverné par la fissuration (créée, amorcée, ou propagée).

Les essais ont été mesurés à une vitesse de 1mm/mn pour caractériser la ténacité ; on présentera les évolutions des courbes charge-déplacement (figure III.4) obtenues à partir des essais réalisés sur les éprouvettes Senb pour différentes longueurs de fissures a/w .

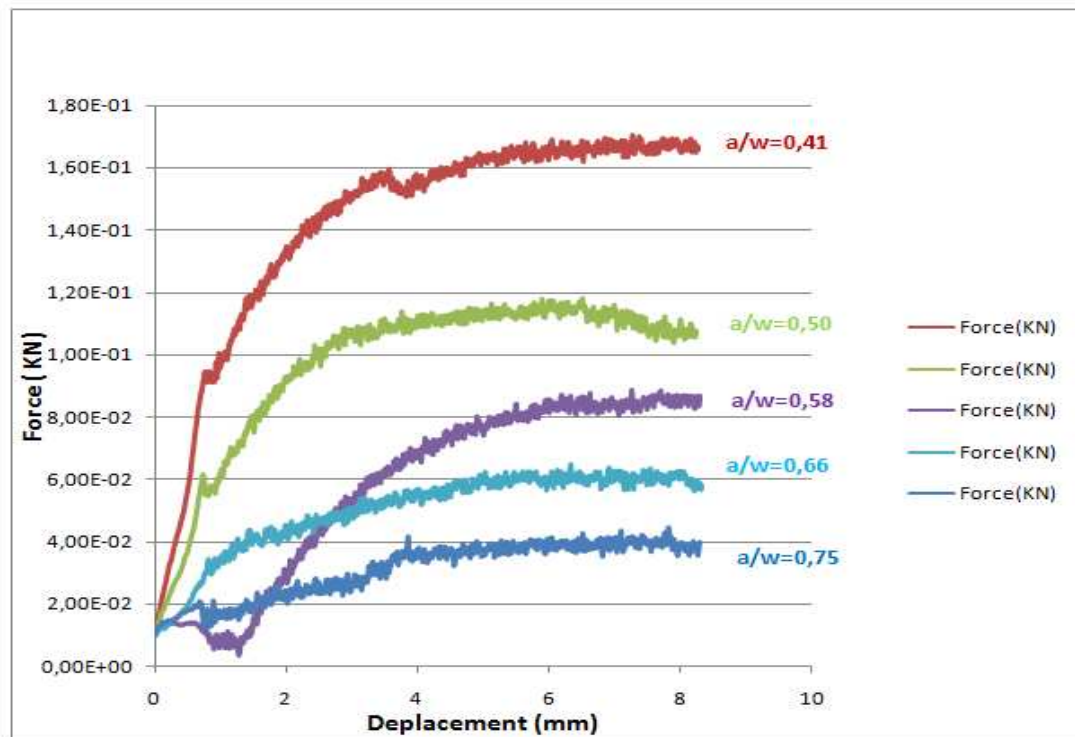


Figure III.4 : courbes charge-déplacement (éprouvette Senb).

D'après ces courbes ; on a constaté une baisse de la rigidité, de la ténacité et des charges maximales en fonction de la longueur de fissure. Effectivement, plus la longueur de la fissure est importante la section de l'éprouvette subissant la contrainte est faible, ce qui conduit à la diminution de la ténacité du matériau.

Cette ténacité se mesure généralement à partir de l'évaluation du taux d'énergie de déformation par unité d'épaisseur pour un déplacement à la charge critique. On se ramène alors à la détermination de l'énergie en se basant sur la méthode de Bargley et Londres à échantillon multiples. Cette énergie de rupture n'est rien d'autre que l'aire sous la courbe charge-déplacement (figure III.5).

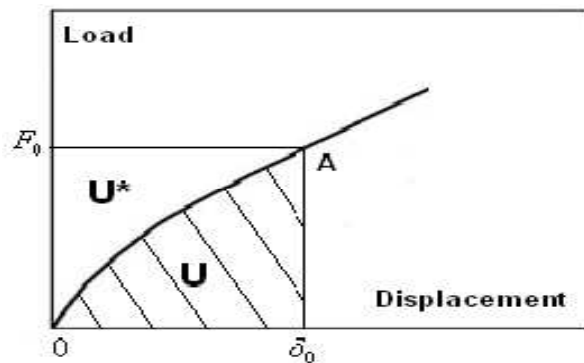


Figure III.5 : Energie de rupture.

A partir de ces courbes (Figure III.4), l'énergie de déformation potentielle (U à déplacement donné) est calculée jusqu'à la fissure 9mm. Dans ce cas de figure, il est approximé par le point de la charge maximale. Ensuite, les courbes d'énergie par unité d'épaisseur en fonction de la longueur de la fissure pour chaque longueur d'entaille sont construites comme indiqué dans la figure(III.6). La courbe obtenue est lissée par des fonctions linéaires. Les pentes de ces courbes permettent de tracer la variation de l'intégrale J en fonction de l'incrément d comme illustré dans la figure (III.6).

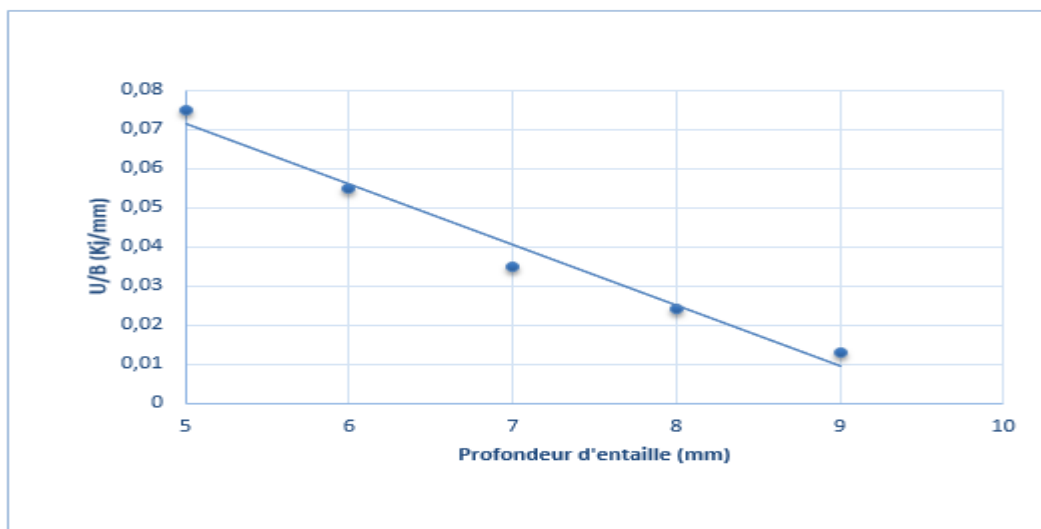


Figure III.6 : variation de l'énergie en fonction de la longueur de fissure (SENB).

Les valeurs des ténacités expérimentales ont montré que les éprouvettes avec l'entaille $a=5\text{mm}$ résiste mieux à la propagation de la fissuration par rapport aux

autres éprouvettes donc la résistance à la propagation de la fissuration diminue en augmentant la longueur de l'entaille.

III.3.3. Paramètre énergétique J des éprouvettes SENB:

Les chercheurs américains désignent sous ce terme l'application des principes de définition de l'intégral J à partir de l'énergie de déformation ou de l'énergie complémentaire donné par la formule de Bergley et Londres :

$$J = -\frac{1}{B} \frac{\partial U}{\partial a} \quad (\text{III.1})$$

Où $\partial U / \partial a$ est la variation de l'énergie potentielle par rapport à l'extension de la fissure, B est l'épaisseur initiale de l'éprouvette. L'énergie potentielle est équivalente à l'aire sous la courbe charge-déplacement.

A tout instant de chargement J est donné par la formule :

$$J = 2 \frac{U}{Bb} \quad (\text{III.2})$$

Telle que : $b = w - a$ (a : profondeur d'entaille, w : largeur d'éprouvette).

J égale à la pente de courbe obtenu (figure III.6) et les valeurs de J correspondant aux profondeurs des fissures données sont reliées entre elles dans la courbe de variation de J en fonction de la profondeur d'entaille (figure III.7).

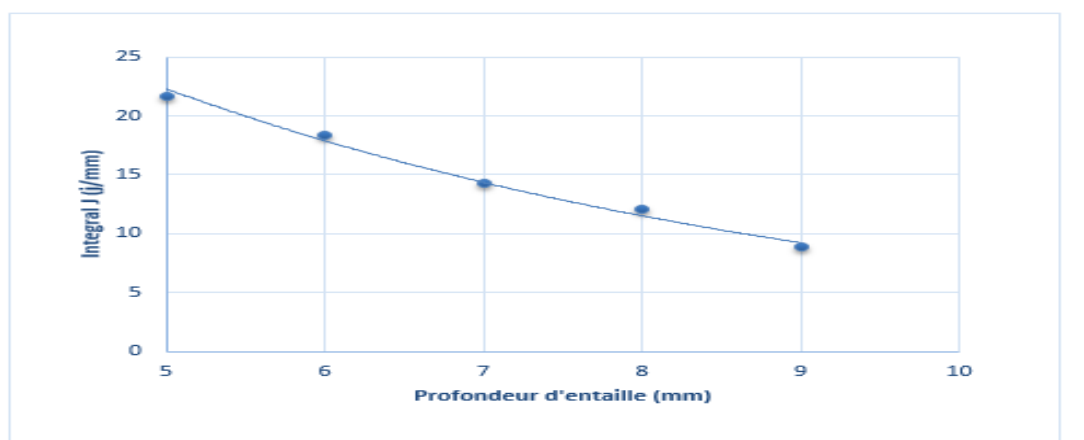


Figure III.7 : évolution de l'intégral J en fonction de longueur d'entaille (SENB).

b=w-a (mm)	L'entaille a (mm)	Energie U (KJ)	Intégrale J (J/mm)
7	5	0,91	21,66
6	6	0,66	18,33
5	7	0,43	14,33
4	8	0,29	12,08
3	9	0,16	8,88

Tableau III.3 : paramètres énergétiques des éprouvettes SENB.

D'après les résultats de la figure III.7 et de tableau III.2, nous pouvons constater que L'énergie de rupture et l'intégrale J diminue proportionnellement avec la longueur d'entaille.

III.3.4.Sur éprouvette arc

Nous avons refait le même essai de flexion sur l'éprouvette arc dans les mêmes conditions (vitesse constante égale à 1 mm/mn à température ambiante 25°C). Les résultats obtenus sont présenté sous forme de courbe contrainte-déformation sur la figure (figure III.8).

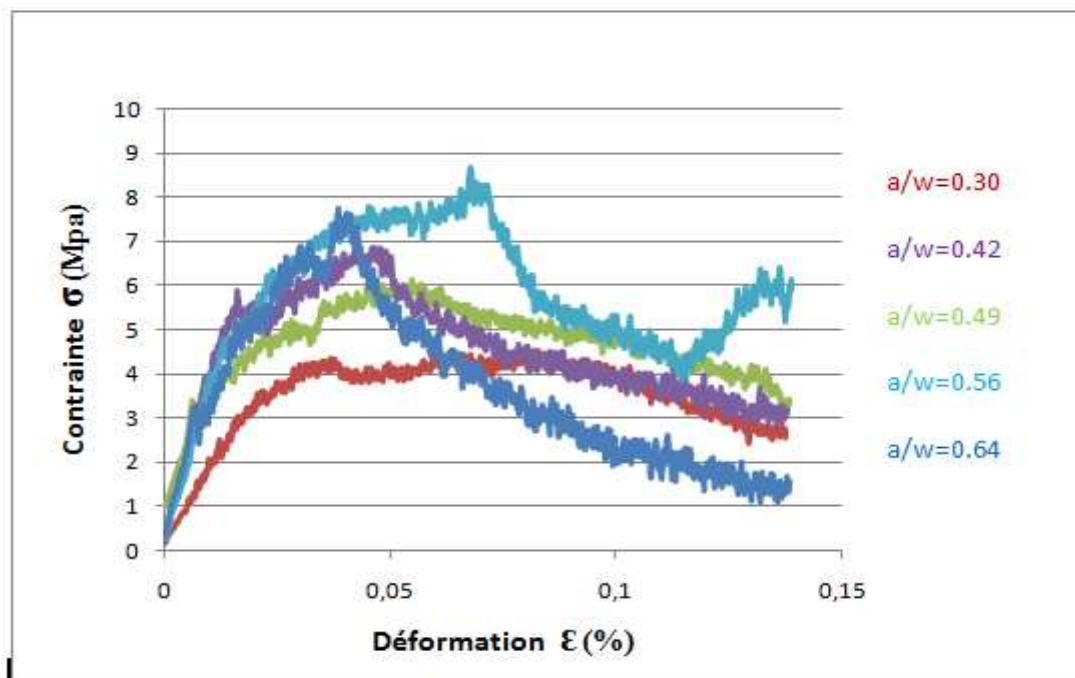


Figure III.8 : graphe contrainte-déformation d'éprouvettes arc.

Longueur d'entaille a (mm)	a/w
5	0,30
6	0,42
7	0,59
8	0,56
9	0,64

Tableau III.4 : longueur d'entaille et de rapport a/w (arc).

Les différentes valeurs expérimentales des propriétés mécaniques des cinq éprouvettes arcs [Influence de longueur d'entaille (5, 6, 7, 8,9 mm), force de 100KN, vitesse de 1mm/mn] sont rassemblé sous forme de tableau III.2.

Paramètres mécaniques des éprouvettes Arc du Pehd100			
Profondeur d'entaille	Résistance à la rupture Rp (Mpa)	Limite élastique Re (Mpa)	Allongement à la rupture ΔL_{rup} (mm)
5mm	4,3	2,6	13,7
6mm	3,8	4	13,5
7mm	3,8	3,5	12,7
8mm	3,7	3,2	11,3
9mm	3,9	4	11,6

Tableau III.5 : propriétés mécanique des éprouvettes arcs de Pehd100.

Les résultats illustrés dans le tableau (III.5) montrent en général une diminution de la résistance à la rupture, de la limite élastique et de l'allongement à la rupture en augmentant la longueur d'entaille, à l'exception de quelques qui sont dues au glissement de l'éprouvette pendant l'essai.

III.3.5. Caractérisation de la ténacité des éprouvettes Arcs :

Nous avons suivi les mêmes étapes que celles utiliser pour les éprouvettes SENB.

La courbe de variation de l'énergie en fonction de la longueur de fissure construite est illustrée dans la figure(III.10).

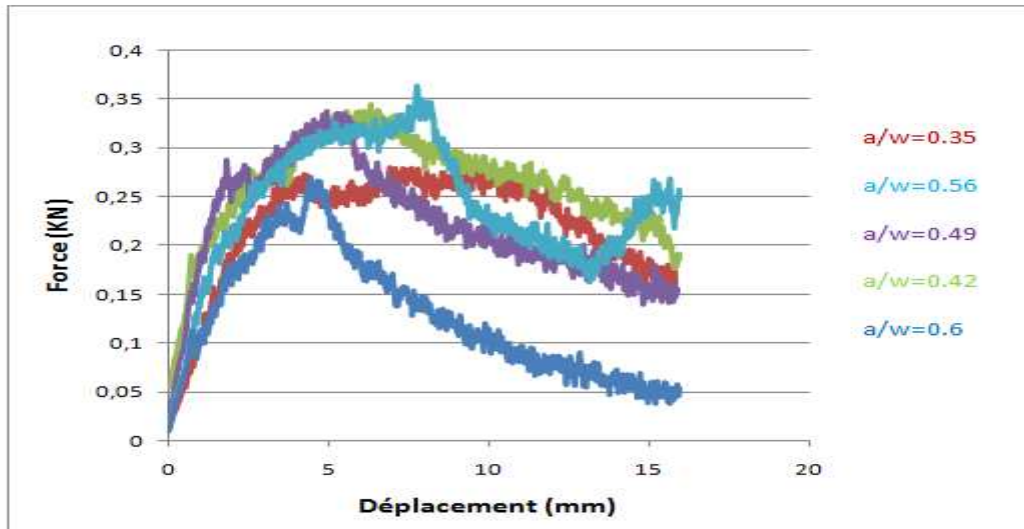


Figure III.9 :courbe charge- déplacement des éprouvettes arcs.

La courbe de variation d'énergie en fonction de longueur d'entaille, obtenue lors des essais est représentée dans la figure (III.9).

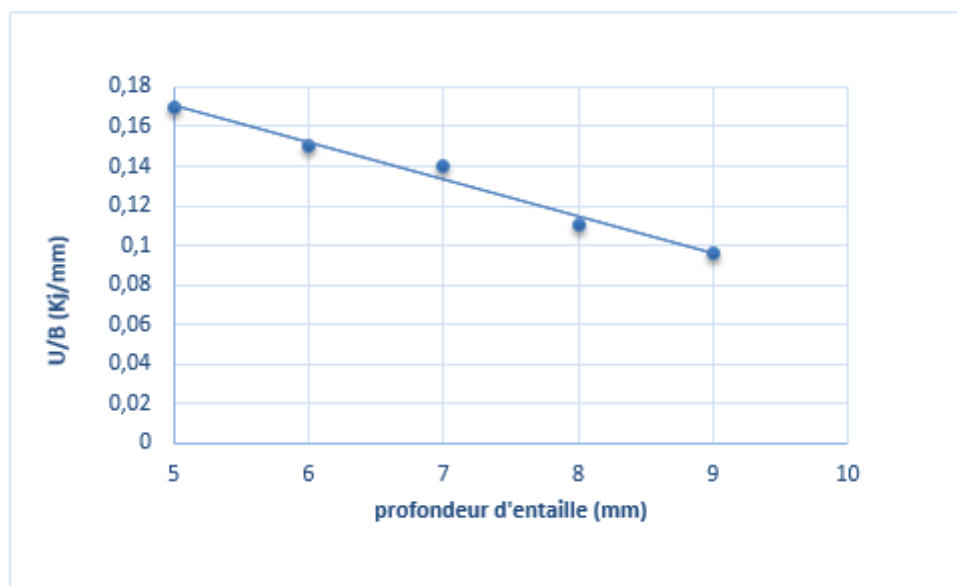


Figure III.10 : variation de l'énergie en fonction de la longueur de fissure (arcs).

De même que les éprouvettes SENB, les valeurs des ténacités expérimentales ont montré que les éprouvettes arcs avec l'entaille $a=5\text{mm}$ résiste mieux à la propagation de la fissuration par rapport aux autres éprouvettes donc la résistance à la propagation de la fissuration diminue en augmentant la longueur de l'entaille.

III.3.6. Paramètre énergétique J des éprouvettes Arc :

Les valeurs de J correspondant aux profondeurs des fissures données sont reliées entre elles dans la courbe de variation de J en fonction de la profondeur d'entaille (figure III.10).

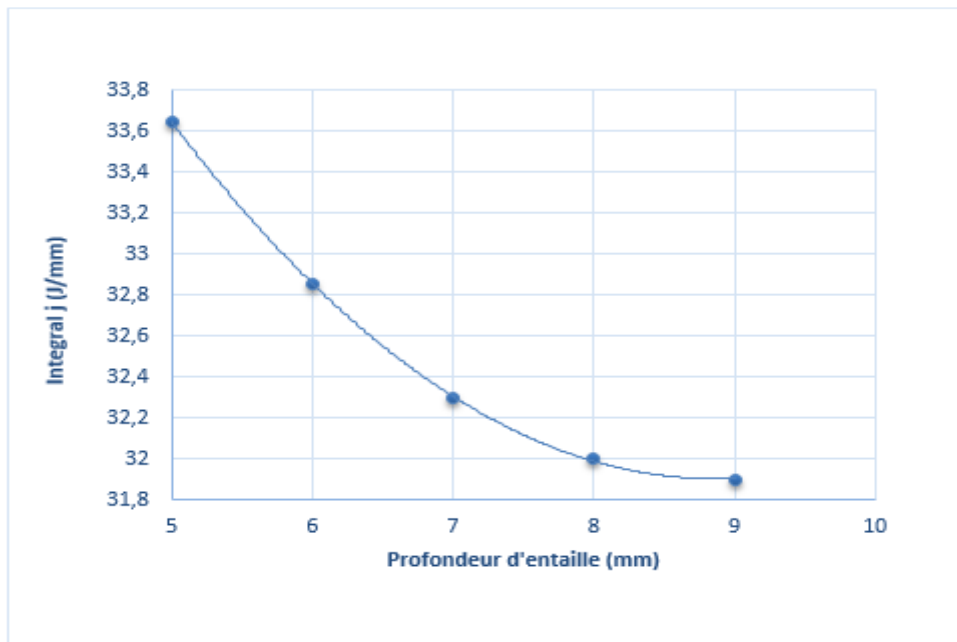


Figure III.11 : évolution de l'intégrale J en fonction de longueur d'entaille(Arc).

$b=w-a$ (mm)	L'entaille a (mm)	Energie U (KJ)	Intégrale J (J/mm)
9	5	2,12	33,65
8	6	1,84	32,85
7	7	1,76	32,3
6	8	1,4	32
5	9	1,16	32

Tableau III.6 : paramètres énergétiques des éprouvettes Arcs.

D'après la figure (III.10 et) le tableau III.4, nous avons conclu que l'énergie de rupture et l'intégrale J diminue en augmentant la longueur d'entaille.

III.4.conclusion :

Les tableaux et les graphes précédant montre que pour chaque longueur d'entaille correspondent à un déplacement minimal d'amorçage de la fissure. Les valeurs des ténacités expérimentales ont montré que les éprouvettes avec plus court entaille résistent mieux à la propagation de la fissuration par rapport aux autres, de même les éprouvettes arcs résistent plus à la propagation que les éprouvettes SENB. On constate que la dispersion est parfois élevée pour les deux d'éprouvettes. Il est probable qu'il faut augmenter le nombre d'échantillons par palier. On remarque également que l'énergie diminue avec l'augmentation de la fissure. Cette énergie est d'autant plus élevée que la longueur de fissure augmente pour les deux types d'éprouvettes. On montre que la ténacité du matériau est quasi-constante pour les deux types d'éprouvettes. Cependant, la ténacité des éprouvettes arcs beaucoup plus épaisses, est légèrement inférieure à celle des éprouvettes Senb.

Alors la ténacité et la propagation de fissure sont influe par la longueur d'entaille et la géométrie des éprouvettes.

Conclusion générale

Conclusion générale :

L'objectif de cette étude est d'appréhender le comportement à la rupture de PEHD 100, on s'intéresse plus particulièrement à la propagation de la fissure dans des éprouvettes à différentes profondeurs d'entaille sous l'effet d'un chargement.

Dans ce travail nous avons décrit une partie bibliographique dans laquelle on a présenté la structure, la morphologie et les différentes propriétés de notre matériau (PEHD 100).

Ensuite c'est la partie expérimentale où nous avons fait des essais de flexion et de traction afin de caractériser et montrer le comportement du matériau.

Afin de déterminer les caractéristiques mécaniques du PEHD, nous avons réalisé des essais de traction uniaxiale sur des éprouvettes axisymétrique cylindrique permet d'avoir un système d'accrochage simple. Les extrémités de l'éprouvette sont élargies, avec un congé.

L'étude de la rupture du matériau a été réalisé par des essais de flexion trois point sur des éprouvettes SENB avec différents longueurs de fissure (5, 6, 7, 8, 9mm).

Pour se rapprocher des cas réels des pièces présentant des défauts, nous avons réalisé des essais de flexions sur des éprouvettes arcs semblables à des tubes avec différents longueurs d'entaille.

Les résultats on montrer un comportement ductile du PEHD, une élasticité linéaire avec des faibles déformations et cela est due aux repenses des chaines moléculaires vis-à-vis du chargement puis on a un domaine de plasticité qui est le résultat de l'extension des chaines sous l'effet de la déformation appliqué.

Enfin, on peut tirer comme conséquence logique que la ténacité(l'énergie fournie pour rompre le PEHD) et la rigidité (résistance à l'allongement) diminuent en fonction d'augmentation de longueur de fissure.

Références bibliographiques

- [1] : Dr. Gilles olive, Chimie des matériaux, Ecole industrielle et commerciale De la ville de Namur ; 3ème 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] : Patrick Di Marco, Charles F." Compatibility Analysis of Product Design for Recyclability and Reuse " Ohio State University 1994,p.105-112.
- [5] :Ehring J.R." Plastic Recycling Products and Processes ",Ed.Carl Hanser : New York ,1992, chapter 1.
- [6] : Recyclage 03 htm.plastoc
- [7] : Analyses et stratégies: les catégories des déchets
- [8]: PlasticsEuropeMarket Research Group (PEMRG)
- [9] : Services des matériaux polymères et composites SMPC Université de Mons-Hainaut, Place du Parc 20, B-7000 Mons, Belgique
- [10] : E. POSTAIRE, « Les matières plastiques à usage pharmaceutique », Edition médicales internationales, Paris, (2000), pp: 145.
- [11]Biomatériaux et Génie Tissulaire en Urologie - PARTIE A : Aspects Généraux - Chapitre II : Aspects physico-chimiques des biomatériaux utilisés en Urologie Etienne DUGUET, Jean-Louis PARIENTE, Pierre CONORT
- [12] : Julien Cazenave, thèse de doctorat : le compris rigidité/durabilité du Polyéthylène Haute densité en relation avec la structure de chaîne, la microstructure et topologiemoléculaire issues de la cristallisation ; Institut National Appliqué de Lyon, France ; Mai 2005.
- [13] :M.Ishicawa and I.Narisawa, crazing in semicrystalline thermoplastics, Advanced in polymer science, 1990, 91/92.
- [14] : A.Peterlin, Mechanical properties of fibrous structure, extrait de «Ultra- Hight

- Modulus polymers», A Gifferi, I M Ward, London : Appl. Sic. Pub. Ltd, 1979
- [15]TAKAHASHI 1987, KOKALY 2001, 2003, MURPHY 2006.Essai Gustafson)
[GUSTAFSON 1989.
- [16]. M. Ishikawa and I. Narisawa, *Crazing in semicrystalline thermoplastics*, *Advances in polymer science*, 1990, 91/92, p. 353-391.
- [17]. A. Peterlin, *Molecular model of drawing polyethylene and polypropylene*, *Journal of materials science*, 1971b, 6(6), p. 490-508.
- [18]- J. LEMAITRE, J.L. CHABOCHE, «*Mécanique des matériaux* », Editions DUNOD, (1988).
- [18] Gottfried W.Ehrenstein, Fabienne Montagne *matériaux polymères : Structure, propriétés et applications ; Hermès science publications*, 2000.
- [19] Abdesslem 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.
- [20]: S.J.K. Ritchie, P. Davis & P.S. "Leevers, *Brittle-tough transition of rapid crack propagation in polyethylene*, *Polymer*", 1998, vol: 39
- [21]: A. Marquez-Lucero, C. G'Sell & K.W. Neale, "Experimental investigation of neck propagation in polymers, *Polymer*", vol: 30, 1989
- [22]: C. G'Sell, JM. Hiver, A. Dahoun & A. Souahi," *Video-controlled Tensile testing of polymers and metals beyond the necking point*", *Journal of Material Science*, 1992
- [23]: M. Ishikawa et I. Narisawa, "Crazing in semi crystalline thermoplastics, *Advance in polymer science*", 91/92, 1990
- [24]:H.H. Kausch, R Gensler, C. Grein, C.JG Plummer, P. Scaramuzzino, "Crazing in semicrystalline thermoplastics", *Journal of macromoleculas science*, part B-Physics, 1999
- [25]:H. Peterlin, "Molecular model of drawing polyethylene and polypropylene", *Journal of materials science*, 6(6), 1971b
- [26]:Q.Fu, Y.Men et G. Strobl, "A molar mass induced transition in the yield properties of linear polyethylene, *Polymer*", 44(6), 2003