

REPUBLIQUE ALGERIENNE DEMOCRATIQUE ET POPULAIRE
MINISTERE DE L'ENSEIGNEMENT SUPERIEUR ET DE LA RECHERCHE SCIENTIFIQUE

UNIVERSITE FERHAT ABBAS SETIF 1
INSTITUT D'OPTIQUE ET MECANIQUE DE PRECISION

THESE

Présentée

Pour l'obtention du diplôme de

DOCTORAT EN SCIENCES

Option : Optique et Mécanique de Précision

Présentée par : AOUNALLAH Soufyane

**Etude tribologique et mécanique du
couple acier 100C6 et polymère PS cristal**

Soutenue le : 22/12/2022

Devant la commission d'examen :

H. OSMANI	Prof.	U.F.A SETIF 1	Président
K. LOUCIF	Prof.	U.F.A SETIF 1	Rapporteur
B. KESKES	Prof.	U.F.A SETIF 1	Examineur
S.M. MERGHACHE	MCA.	U. TISSEMSILT	Examineur
A. BOUDILMI	MCA.	U.M.B M'SILA	Examineur
H. MAKRI	MCA.	U.M.B M'SILA	Examineur
N. BENGHALEM	Prof.	U.F.A SETIF 1	Invité

A mes parents,

A ma femme et mes enfants :

Mohamed, Anes et Ahmed Wassim,

A la mémoire de mon frère Taher,

A toute ma famille et mes camarades

Remerciements

Ce travail de thèse a été effectué au sein du laboratoire des Matériaux Non Métalliques LMNM (Institut d'Optique et Mécanique de Précision) de l'université Ferhat ABBAS Sétif1.

Avant tous propos, nous remercions Dieu, le tout-puissant, pour nous avoir donné la santé, le courage et la force pour réaliser ce travail.

Je voudrais tout d'abord remercier grandement mon directeur de thèse et le Directeur du laboratoire LMNM, le **Pr. Kamel LOUCIF**, pour toute son aide. Je suis ravi d'avoir travaillé sous sa direction. Il a toujours été là pour me soutenir et me conseiller au cours de l'élaboration de cette thèse.

Je remercie **Pr. H. OSMANI**, professeur à IOMP qui m'a fait l'honneur de présider le jury de cette thèse. J'exprime mes profonds remerciements aussi au **Pr B. KESKES** de l'université Ferhat ABBAS Sétif 1, **Dr S.M. MERGHACHE** de l'université de Tissemsilt, **Dr A. BOUDILMI** et **Dr H. MOKRI** de l'université de M'sila, qui ont accepté de juger ce travail et d'être examinateurs et membres du jury.

Je tiens aussi à remercier **Pr N. BENGHALEM** de l'unité de recherche des matériaux émergent pour son aide et **Dr. Neçar MERAH**, Professeur en mécanique engineering de King Fahd University of Petroleum & Minerals Saudi Arabia pour les essais de profilométrie.

Je souhaite également exprimer toute ma gratitude aux membres de L'institut d'optique et mécanique de précision et spécialement aux membres de LMNM de l'université Farhat Abbas Setif1. Je tiens à témoigner mon profond respect pour leurs aides scientifiques, la disponibilité de leurs documentations, leurs gentillesse et surtout pour leurs écoutes attentives.

Mes remerciements vont aussi à Monsieur **Moataz AOUNALLAH** professeur de la langue française pour ces corrections d'orthographe et grammaire.

J'exprime mes profonds remerciements à **Mrs T. MEBARKIA** et **M. BELAMRI** responsables à l'unité "injection plastique" du groupe CONDOR (Bordj Bou Arreridj).

Enfin, Je tiens à remercier tous ceux qui ont contribué de près ou de loin à la concrétisation de ce travail.

Table des matières

Résumé	i
Listes des tableaux	iii
Listes des figures	iv
Listes des abréviations	vii
Introduction générale	01
<u>Chapitre I : Polymères et leurs comportement mécaniques</u>	
I.1. Les polymères	03
I.2. Classification des polymères.....	03
I.2.1. Le polystyrène	06
I.3. Comportement mécanique des polymères.....	10
I.3.1. La transition vitreuse.....	10
I.3.2. Propriétés mécaniques.....	11
I.3.2.1. Equations de Hooke et de Newton	11
I.3.2.2. Comportement mécanique et mécanismes de déformation des polymères thermoplastiques	13
I.3.2.2.1. Particularités des thermoplastiques amorphes	15
I.4. Facteurs influent sur le comportement mécanique des polymères	17
I.4.1. Influence de la température	18
I.4.2. Effet de la vitesse de déformation.....	20
I.4.3. Influence de la vitesse de déformation et de la température sur la limite élastique.....	20
I.4.4. Effet du temps de sollicitation	21
I.5. Comportement aux grandes déformations.....	23
I.6. Analyse physico-chimique des polymères.....	26
I.6.1. Méthodes spectroscopiques.....	26
I.6.2. Méthodes thermiques.....	26
I.6.3. Méthodes chromatographique.....	27
<u>Chapitre II : Tribologie des polymères</u>	
II.1. Tribologie des matériaux plastiques	28
II.2. Mécanismes de frottement et d'usures.....	29
II.2.1. Usures des polymères.....	29
II.2.1.1. Usure adhésive.....	30
II.2.1.2. Usure abrasive.....	30
II.2.1.3. Usure par fatigue et délamination	31
II.2.1.4. Usure tribo-chimique (tribo-corrosion)	32
II.2.2. Frottement dans les polymères	32
II.2.2.1 Composante adhésion du frottement	34

Table des matières

II.2.2.2. Composante déformation du frottement.....	34
II.3. Propriétés de l'endommagement des polymères	35
II.3.1. Les propriétés mécaniques	35
II.3.1.1. Usure cohésive.....	35
II.3.1.2. Usure interfaciale.....	35
II.3.2. Propriétés thermiques	36
II.3.3. Forme de la surface	36
II.4. Paramètres influent sur le comportement tribologique des polymères.....	37
II.4.1. Influence du matériau.....	37
II.4.2. Effet de la charge normale.....	37
II.4.3. Effet de la vitesse de glissement.....	39
II.4.4. Effet de la température.....	41
II.4.5. Effet de la rugosité.....	42
II.5. Lois d'usure.....	44
II.5.1. Loi d'Archard.....	44
II.6. Comportement tribologique du polystyrène	45
II.6.1. Tenue à l'usure	45
II.6.2. Etude du coefficient de frottement.....	48
<u>Chapitre III : Matériaux & techniques expérimentales</u>	
III.1. But du travail.....	50
III.2. Matériau d'étude.....	50
III.3. Caractérisation mécanique.....	53
III.3.1. Essai de dureté.....	53
III.3.1.1. Dureté Shore.....	53
III.3.1.2. Dureté Vickers.....	54
III.3.2. Essai de résilience.....	55
III.3.3. Essai de traction.....	56
III.4. Caractérisation tribologique.....	58
III.4.1 Tribométrie.....	58
III.4.2. Grandeurs mesurées.....	59
III.5. Caractérisation microscopique.....	60
III.5.1. Microscope optique.....	60
III.5.2. Microscope à balayage électronique.....	61

Table des matières

III.5.3. Profilomètre optique.....	62
<u>Chapitre IV : Caractérisation mécanique</u>	
IV.1. Objectif.....	64
IV.2. Caractérisation mécanique.....	64
IV.2.1. Etude de la dureté.....	65
IV.2.2. Etude de la traction.....	67
IV.2.3. Mesure de la résilience.....	71
<u>Chapitre V : Caractérisation Tribologique</u>	
V.1. Objectif.....	76
V.2. Etude des frottements.....	76
V.3. Etude de l'usure.....	82
V.3.1. Etude de la perte de masse	82
V.3.2. Etude de la piste d'usure.....	87
V.3.3. Analyse énergétique de l'usure.....	90
V.4. Analyse métallographique des surfaces usées.....	92
V.4.1. Métallographie optique.....	92
V.4.2. Métallographie électronique.....	95
V.4.3. Analyse profilométrique.....	99
V.5. Analyse EDX des débris d'usure.....	100
V.6. Conclusion.....	101
Conclusion générale	103
Références bibliographiques	106

RESUME

Les polymères gagnent du terrain sur plusieurs matériaux et leurs applications sont en croissance continue dans l'industrie, l'électroménager, l'automobile, l'aéronautique, l'électronique, le textile. Leur faible coût, la facilité et la simplicité de fabrication et de transformation, leur faible masse volumique, leur résistance à l'usure et à la corrosion, ainsi que l'aspect fini qu'ils fournissent sur toute surface ont amplifié leurs utilisations. Cependant, leur durée de vie est souvent réduite par leurs propriétés mécaniques faibles. Les polymères peuvent être mis en forme par moulage, extrusion ou usinage.

L'objectif visé par la thèse consiste en la caractérisation mécanique et tribologique d'un produit local largement utilisé dans l'industrie alimentaire comme emballage ou support dans les appareils électroménagers ; le polystyrène cristal.

Le travail entrepris se présente sous deux volets : caractérisation mécanique et caractérisation tribologique. Le matériau faisant le sujet de cette thèse est un polystyrène cristal obtenu par injection et sert spécialement comme des parties de support pour les réfrigérateurs de l'entreprise CONDOR de Bordj Bou Arréridj. Tous les essais de caractérisation ont été effectués sur le produit brut de livraison sans aucun ajout ou préparation particulière.

Différentes techniques ont été utilisées pour cerner le comportement mécanique et tribologique de ce polystyrène : machine de traction universelle, mouton pendule de Charpy, duromètre vickers et Shore, tribomètre, profilomètre optique, microscopes ; optique et électronique à balayage. Un parc très riche d'équipement et machines (découpeuse, fraiseuse, polisseuse ...) ont servi au soutien technique de préparation expérimentale des échantillons. Ainsi, les essais ont été effectués sur des échantillons soigneusement découpés et préparés répondants aux normes en vigueur (traction, résilience).

Les essais de traction ont été effectués sous différentes conditions : vitesses de chargement (0.01 – 0.1mm/min), températures d'essais (20-65°C). L'effet de la température et la vitesse de chargement ont été mises en évidence sur la variation de la limite élastique et le module de Young du matériau. Le comportement fragile de ce polystyrène a été corroboré. Ces résultats obtenus sont en bon accord avec la bibliographie.

Les caractéristiques de ce matériau ont été bien signalées : la dureté vickers, la dureté Shore, la résilience Izod. Les mesures obtenus ont été voisines à celles données dans la bibliographie.

La caractérisation tribologique a été profondément traitée. Elle représente la partie centrale de ce travail. Différents paramètres ont été étudiés : vitesse de glissement (12,5 – 63mm/s), force de contact (0.5 – 5N) et environnement. Ces conditions simulent le

RESUME

comportement tribologique dans un environnement d'utilisation. Pour chaque cas, le comportement tribologique a été suivi par la variation du coefficient de frottement en fonction du temps et la tenue à l'usure. Cette dernière a été étudiée de point de vue perte de masse, morphologie des débris, largeur des pistes. Le facteur de la vitesse d'usure a été calculé selon la loi d'Archard. Le mécanisme d'usure prédominant dans le couple étudié est l'abrasion, secondé par l'adhésion, sans négliger d'autres mécanismes qui ont été mis en évidence et évoqués au cours de l'interprétation.

La microscopie optique et électronique à balayage ainsi que la profilométrie optique ont apporté des précisions directes quant aux phénomènes qui ont contrôlé l'usure et confirmé les analyses avancées.

Liste des tableaux

Tableau 2.1	Effet de la charge normale appliquée sur le coefficient de frottement des polymères	38
Tableau 2.2	Effet de la vitesse de glissement sur le coefficient de frottement des polymères	40
Tableau 2.3	Effets de la température sur le coefficient de frottement de divers couple polymère/acier.....	42
Tableau 2.4	Différents modèles d'usure abrasive des polymères proposés par de nombreux chercheurs	45
Tableau 2.5	Variation du coefficient de frottement dynamique de polystyrène avec différentes combinaisons de matériaux.....	48
Tableau 2.6	Coefficient de frottement μ_k entre différentes combinaisons de polystyrène et d'autres matériaux 0.1MPa et 62mm/s [YAMA90].....	48
Tableau 3.1	Propriété du polystyrène cristal selon le fournisseur (D'après la fiche technique de la matière).....	50
Tableau 3.2	Duretés utilisées et leurs charges.....	53
Tableau 3.3	Dimensions d'éprouvette de traction normalisée.....	55
Tableau 4.1	Dureté Vickers mesurée sur deux Duromètres : Tuckon Wilson Hardness et Zwick ZHU2.5.....	64
Tableau 4.2	Dureté shore D du polystyrène.....	65
Tableau 4.3	Limite élastique et contrainte à la rupture pour différentes conditions essais...	70
Tableau 4.4	Calculs nécessaires pour l'obtention de la résilience Izod.....	71
Tableau 5.1	Rayon de contact a , pression hertzienne moyenne P et profondeur de pénétration δ sous différentes forces F et coefficient de frottement pour les mêmes forces et différentes vitesses de glissement.....	77
Tableau 5.2	Variation de la perte de masse (mg) et la piste d'usure (mm) en fonction de la charge normale pour différentes vitesses de glissement.....	81
Tableau 5.3	Analyse EDX des débris du polystyrène cristal	100

Table des figures

Chapitre I

Figure 1.1	Comportement mécanique des différents types de polymères en fonction des domaines d'état structural [COMB05].....	5
Figure 1.2	Le polystyrène	6
Figure 1.3	Forme syndiotactique, atactique et isotactique des chaînes polymères. [BOSS18]....	7
Figure 1.4	Relations entre la contrainte et la déformation pour les matériaux polymères [DUTR04].	12
Figure 1.5	Variation du module de relaxation pour un polymère amorphe. Influence de la masse moléculaire. (a) zone vitreuse, (b) transition vitreuse, (c) plateau caoutchoutique, (d) zone visqueuse, fluide. M1 représente un polymère de masse molaire moins élevée que M2. La masse molaire influe sur la longueur du plateau caoutchoutique [DUTR04].....	13
Figure 1.6	Courbe de l'effort en fonction du diamètre de l'éprouvette sur des polymères (Polyamide 6,6 (PA66), Polyamide 6 (PA6), Polychlorure de Vinyle (PVC), Polypropylène (PP), Polyéthylène à haute densité (PEHD), Polytétrafluoroéthylène (PTFE), Polyéthylène à basse densité (LDPE)) à température ambiante [G'SEL89]...	14
Figure 1.7	Composante de déformation dans un polymère à l'état vitreux, notamment dans un échantillon de polycarbonate sollicité en compression[DREI09].....	14
Figure 1.8	Représentation schématique du réarrangement moléculaire et mécanisme de déformation dans un polymère amorphe[DELE07].....	15
Figure 1.9	Courbe montrant la variation de la déformation inélastique lors d'un essai de compression : (a) pour le PC, le PMMA et le PS à température ambiante ($T = 20^{\circ}\text{C}$), (b) pour le PC à $T_1 = 20^{\circ}\text{C}$ (\circ) et $T_2 = 90^{\circ}\text{C}$ (\bullet)[QUIN96].....	16
Figure 1.10	Influence des volumes vides sur le comportement macroscopique par compression du Polycarbonate : (a) mise en évidence de la dépendance au vieillissement du volume vide [TERV00] – (b) mise en évidence de la dépendance à la vitesse de refroidissement du volume vide [VANM03].....	17
Figure 1.11	Contrainte vraie en fonction de la déformation plastique montrant l'influence de l'état microstructural de l'échantillon. Trois états microstructuraux sont considérés, états obtenus après traitement thermique en utilisant trois vitesses de refroidissement différentes[QUIN96].....	17
Figure 1.12	Influence des variables environnementales : [a]- température ([OUAL93], PMMA, $d\varepsilon/dt = 14 \cdot 10^{-5} \text{ s}^{-1}$), [b]-vitesse de déformation ([BOWD70], PS).....	18
Figure 1.13	Effet de la température sur le comportement du PMMA à une vitesse $\dot{\varepsilon} = 10^{-3}$ lors d'un essai de compression [ARRU95, ACHO99]	19
Figure 1.14	Evolution de la contrainte d'écoulement du polycarbonate en fonction de la température en cisaillement simple, [G'SEL85, ACHO99].....	20
Figure 1.15	Effet de la vitesse de déformation sur le comportement d'un PC pour différentes vitesses de déformation lors d'un essai de torsion [FLEC90, ACHO99].....	20
Figure 1.16	Réponse d'un polymère élasto-viscoplastique lors d'un essai de fluage [AYOU10]...	21
Figure 1.17	Réponse d'un polymère élasto-viscoplastique lors d'un essai de relaxation [AYOU10].....	22
Figure 1.18	Courbe contrainte-déformation (essai de traction monotone) d'un polymère thermoplastique représentatif (PLA) avec mise en évidence des différents domaines identifiables [BELB10].....	23
Figure 1.19	Courbes contrainte normalisée en fonction du temps pour un PEHD à différents niveaux de déformation maximale[AYOU10].....	24
Figure 1.20	Courbe contrainte-déformation pour un chargement en traction monotone avec décharges à différents niveaux de déformation d'un thermoplastique [DROZ09].....	25
Figure 1.21	Courbe contrainte-déformation typique d'un matériau élastomère [AYOU10].....	26

Table des figures

Chapitre II

Figure 2.1	Mécanismes d'usure : a) abrasive, b) adhésive, c) fatigue et d) tribo-chimique [HOLM09].....	29
Figure 2.2	Coefficient de frottement du couple PMMA-acier en fonction de la distance de frottement [HENN01].....	31
Figure 2.3	Variation de la vitesse d'usure en fonction du rapport $1/\sigma_u \epsilon_u$ [LANC69].....	31
Figure 2.4	Représentation des efforts de frottement dans le cas d'un contact ponctuel (sphère rigide sur un substrat élastique) à un effort normal F_N et à une vitesse de glissement V_g [DELE09].....	33
Figure 2.5	Composantes de frottement adhésion et déformation (cas particulier de labourage). [SANA17]	33
Figure 2.6	Principaux modèles d'usure pour les polymères : usure interfaciale et cohésive. [BRIS02].....	36
Figure 2.7	Evolution de l'usure (a) et de coefficient de frottement (b) en fonction de la rugosité pour un contact PTFE/Acier [UETZ67, KRAG82, SANA17].....	43
Figure 2.8	Evolution de la vitesse d'usure K en fonction de la rugosité R_a du contrecorps en acier doux : comparaison entre différents polymères et analogie à un couple acier doux ($R_a = 0.1\mu m$) /acier dur [EVAN79, SANA17].....	43
Figure 2.9	Variation de volume usé du polystyrène en fonction de la distance de glissement parcourue pour différentes charges appliquées [YAMA90].....	46
Figure 2.10	Variation de la vitesse d'usure abrasive en fonction de la charge de contact pour différents polymères [YAMA90].....	47
Figure 2.11	Variation de volume d'usure abrasive en fonction de la charge normal appliqué [YAMA90].....	47

Chapitre III

Figure 3.1	Granulats du polystyrène cristal.....	50
Figure 3.2	Bac à fruit fabriqué par injection.....	51
Figure 3.3	Tronçonneuse à fil.....	51
Figure 3.4	Pénétrateur pour le duromètre de type D.....	52
Figure 3.5	Duromètre de type Zwick ZHU2.5.....	53
Figure 3.6	Duromètre de type TUKON 2500 WILSON HARDNESS.....	53
Figure 3.7	Eprouvette rompue après l'essai de résilience.....	54
Figure 3.8	Mouton pendule Izod de type Résil Impacteur.....	54
Figure 3.9	Éprouvette de traction normalisée.....	56
Figure 3.10	Éprouvette de traction normalisée usiné avant et après l'essai de traction.....	56
Figure 3.11	Machine de traction Zwick Rowell 100 KN.....	57
Figure 3.12	Tribomètre type Nanovea de configuration pion disque.....	58
Figure 3.13	Projecteur de profil.....	59
Figure 3.14	Balance de mesure Sartorius.....	59
Figure 3.15	Microscope optique.....	60
Figure 3.16	Microscope à balayage électronique QUANTA 650.....	61
Figure 3.17	Profilomètre optique Contour GT-K 3D BRUKER.....	61

Chapitre IV

Figure 4.1	Courbe charge-décharge du polystyrène.....	65
Figure 4.2	Essai de traction de polystyrène cristal.....	69
Figure 4.3	Courbes de traction sous un chargement de 0.01mm/min pour différentes températures.....	69
Figure 4.4	Courbes de traction sous un chargement de 0.1mm/min pour différentes températures.....	69

Table des figures

Figure 4.5	Variation de la résilience Izod en fonction de l'angle d'entaille.....	71
Figure 4.6	Variation de la résilience Izod en fonction de la température	72
Figure 4.7	Trois mécanismes résilience- température du polystyrène. Résistance en unité arbitraire [WARD04].....	73
Figure 4.8	Ruines d'impact Izod du polystyrène.....	74
Chapitre V		
Figure 5.1	Variation de coefficient de frottement en fonction du temps pour différentes vitesses de glissement et une force normale appliquée de (A : 0.5N, B : 1N, C : 2N, D : 5N)..	76
Figure 5.2	Variation de la pression moyenne de contact en fonction de la charge normale appliqué.....	78
Figure 5.3	Variation de coefficient de frottement en fonction de : a – la force normale, b – la vitesse de glissement pour différentes forces normales	79
Figure 5.4	Variation du coefficient de frottement en fonction du produit F.V.....	80
Figure 5.5	Mécanisme d'adhésion macromoléculaire à un métal [BIST07].....	81
Figure 5.6	Variation de la perte de masse en fonction de la distance parcourue pour différentes forces normales appliquées.....	82
Figure 5.7	Variation de la perte de masse en fonction de la force normale pour différentes vitesses de glissement.....	83
Figure 5.8	Variation de la perte relative de masse en fonction de la vitesse de glissement pour différentes forces normales.....	84
Figure 5.9	Variation de la vitesse d'usure en fonction de : a - la vitesse de glissement, b – la force normale.....	85
Figure 5.10	Variation de la perte de masse en fonction du produit F.V.....	86
Figure 5.11	Variation de la largeur de piste d'usure en fonction de la force normale pour différentes vitesses de glissement.....	87
Figure 5.12	Variation de la largeur de piste d'usure en fonction de la vitesse de glissement pour différentes forces normales.....	87
Figure 5.13	Variation de la largeur de piste d'usure en fonction du produit F.V.....	88
Figure 5.14	Variation de la largeur de piste en fonction de la perte de masse.....	88
Figure 5.15	Variation de la perte de masse et de la largeur de piste d'usure en fonction du produit F.V (N.mm/s).....	90
Figure 5.16	Micrographie optique en réflexion de la piste d'usure du polystyrène (rayon : 6mm, V=63mm/s, F=5N).....	91
Figure 5.17	Micrographies optiques des pistes d'usure et les débris détachés pour différentes conditions de force normale et de vitesse de glissement.....	93
Figure 5.18	Micrographies MEB des pistes d'usure du polystyrène pour différentes conditions....	94
Figure 5.19	Micrographie MEB du bord de la piste d'usure 5N, 63mm/s.....	95
Figure 5.20	Débris d'usure.....	96
Figure 5.21	Micrographie de débris détachés au cours d'un essai sous F=5N et V=63mm/s.....	96
Figure 5.22	Craquelure dans une piste d'usure de polystyrène.....	97
Figure 5.23	Décohésion suite à un affaissement de matériau.....	98
Figure 5.24	Micrographies profilométriques des pistes d'usure pour une force normale de 2N et différentes vitesses de glissement.....	99
Figure 5.25	Analyse quantitative EDX de l'échantillon PS cristal par la sonde EDX du MEB QUANTA 650.....	100

Liste des abréviations

PS	Polystyrène cristal
T_g	température de transition vitreuse
T_f	température de fusion
T_d	température de décomposition thermique
PE	Polyéthylène
PP	Polypropylène
PVC	Polychlorure de Vinyle
PSE	Polystyrène expansibles
ABS	Acrylonitrile butadiène styrène
PA6	Polyamide 6
PEHD	Polyéthylène à haute densité
PTFE	Polytétrafluoroéthylène
LDPE	Polyéthylène à basse densité
PMMA	Polyméthylméthacrylate
PC	Polycarbonate
PMMA	Polyméthylméthacrylate
PLA	Acide polylactique
RMN	résonance magnétique nucléaire
IRTF	infrarouge à transformée de Fourier
RPE	résonance paramagnétique électronique
UV	Ultraviolets
μ	Coefficient de frottement
μ_d	Coefficient de frottement dynamique
μ_s	Coefficient de frottement statique
F_N	Force normale
V_g	Vitesse de glissement
PEUHD	polyéthylène de très haute masse molaire
PVDC	Polychlorure de vinylidène
PFCE	Ether de perfluorocouronne
PCTFE	polychlorotrifluoroéthylène
K	Vitesse d'usure
Ra	rugosité
H	dureté
POM	polyoxyméthylène
Δm	Perte de masse
σ_e (N/mm ²)	La limite élastique en traction
σ_r (N/mm ²)	La limite à la rupture en traction
$\varepsilon = \Delta L / L_0$	Allongement à la rupture
EDX	Energy Dispersive X-ray spectrometry

Introduction Générale

Introduction Générale

Cette étude a été réalisée au niveau du laboratoire des matériaux non métallique, institut d'optique et mécanique de précision, université Ferhat Abbas Setif1.

Le but du présent travail est d'une part mettre le point sur le comportement tribologique du polystyrène cristal en contact mobile avec un acier 100C6 dans un domaine modéré de vitesse de glissement et de force normale, en environnement sec et une température ambiante. Et d'autre part sur le comportement mécanique de traction, dureté et résilience à l'ambiante et en fonction de la température.

Les polymères gagnent du terrain sur plusieurs matériaux et leurs applications sont en croissance continue dans l'industrie, l'électroménager, l'automobile, l'aéronautique, l'électronique, le textile. Leur faible coût, la facilité et la simplicité de fabrication et de transformation, leur faible masse volumique, leur résistance à l'usure et à la corrosion, ainsi que l'aspect fini qu'ils fournissent sur toute surface ont amplifié leurs utilisations. Cependant, leur durée de vie est souvent réduite par leurs propriétés mécaniques faibles, les polymères peuvent être mis en forme par moulage, extrusion ou usinage. Beaucoup de polymères sont largement utilisés en contact glissant avec d'autres matériaux. Ils sont utilisés comme des matériaux purs, composites, films minces ou lubrifiants.

Le polystyrène est un polymère thermoplastique qui contourne plusieurs propriétés médiocres des autres polymères, il est difficile à dégrader dans l'environnement. Il est donc considéré comme un matériau prometteur dans différents secteurs allant des industries domestiques à l'automobile.

Il est clair, transparent, facile à fabriquer et possède une résistance mécanique élevée ainsi que des propriétés thermiques acceptables. Il est de nature légèrement fragile et adoucit à 100°C, ce qui lui permet d'être utilisé dans des formulations nécessitant une stérilisation. A des températures élevées, un mélange comprenant un composé de faible poids moléculaire et du styrène sera formé en tant que produits de décomposition. Le polystyrène est largement utilisé à des fins d'emballage et de nombreux autres additifs spécifiques sont intégrés pour obtenir les caractéristiques du produit qui dépendent de son utilisation.

Le polystyrène qui fait l'objet de notre étude est un polystyrène cristal et destiné à l'emballage et la réfrigération. Son contact glissant avec d'autres matériaux, tels que métaux et polymères spécialement, provoque des rayures et endommage la surface claire. Ces rayures font chuter cette transparence et seront le siège d'accumulation de saleté. Ainsi, l'usure est la

Introduction Générale

cause de la perte des performances optiques et tribologiques du polystyrène. Sa surface est fortement vulnérable aux frottements. C'est pourquoi, il y a un besoin fort pour comprendre ces mécanismes d'usure et de frottement et de chercher sur un bon couple de système tribologique.

Ce manuscrit de thèse est structuré en deux grandes parties.

La première partie étant une étude bibliographique qui résume les différentes études réalisées dans ce domaine de recherche. Elle comporte deux chapitres : le premier chapitre est réservé pour présenter les polymères et leurs comportements mécaniques, dans ce chapitre nous présentons les différentes classes des polymères et nous éclairons particulièrement les polymères thermoplastiques amorphe, dans ce point nous parlons spécialement sur le polystyrène avec ces différents types et ces différentes propriétés.

Le comportement mécanique des polymères est lié fortement à la température et le type et l'intensité de la sollicitation exercée.

Au deuxième chapitre, nous présentons un tour d'horizon sur l'analyse des aspects généraux d'usure et de frottement des polymères et les différents mécanismes d'usure dans le cas d'un contact polymère / métal. Nous présentons dans cette partie les différents paramètres influents sur le comportement tribologique du système étudié, nous évoquons aussi quelques études réalisées sur la tribologie des polystyrènes.

La deuxième partie présente l'étude expérimentale, elle englobe trois chapitres. Le troisième chapitre est consacré à la description du matériau et les différentes techniques expérimentales utilisées dans ce travail. Nous rappelons que le matériau sujet de cette étude est un polystyrène cristal sans aucun adjuvant. La procédure expérimentale sera décrite ainsi que les équipements utilisés. Le quatrième et le cinquième chapitre sont réservés à la présentation des résultats et leurs interprétations. Donc, nous présentons en détail les différents résultats obtenus au cours des essais mécaniques. L'accent sera mis sur les essais tribologiques réalisés et les différentes investigations analytiques ou micrographiques qui lui sont en rapport et les interprétations correspondantes. La cohérence de ces résultats avec les résultats bibliographiques sera discutée simultanément.

Nous achevons cette thèse par une conclusion générale qui résume notre étude et aux perspectives de cette travail.

Chapitre 01 :
Les polymères et leurs
comportements mécaniques

Les polymères et leurs comportements mécaniques

Dans cette partie, une première section présente les polymères de façon générale, le polystyrène sera décrit en particulier. Le polystyrène est l'un des polymères thermoplastiques amorphes avec des caractéristiques particulières qui le placent dans différents domaines.

I.1 Les polymères

I.2 Classification des polymères

On peut distinguer quatre grandes classes de matériaux [COMB05] :

- les métaux et leurs alliages,
- les céramiques et les verres,
- les polymères,
- les matériaux composites.

Dans cette thèse, nous nous intéressons à la classe des polymères.

Les polymères sont constitués de longues chaînes macromoléculaires. En effet, une macromolécule est formée par répétition d'unités élémentaires appelées « monomères », elles sont liées par des liaisons primaires. Le polymère formé par un seul type de monomère, s'appelle « homopolymère » et le polymère formé par deux ou trois espèces de monomères s'appelle « copolymère ». La réaction chimique du passage du monomère au polymère est appelée polymérisation.

Il existe principalement neuf éléments chimiques qui forment les polymères : le carbone, l'hydrogène, l'oxygène, le fluor, le phosphore, l'azote, le silicium, le soufre et le chlore. Généralement, le squelette de la macromolécule est composé d'atomes de carbone. Une liaison primaire pourra attacher d'autres groupements latéraux ou atomes au squelette. En fait, il existe plusieurs facteurs qui spécifient la structure de la macromolécule, parmi eux on cite la composition chimique du monomère, la dispersion des atomes et des liaisons, l'ordre d'enchaînement et les aspects topologiques. La structure chimique conditionne les interactions intramoléculaires et intermoléculaires, et par conséquent les propriétés physiques et mécaniques du polymère [BEND14].

On distingue trois familles des polymères :

- les thermoplastiques,
- les élastomères,

Les polymères et leurs comportements mécaniques

- les thermodurcissables.

Les polymères **thermoplastiques** sont recyclables. Ils sont constitués de macromolécules linéaires ou ramifiées. La cohésion entre les chaînes moléculaires est assurée par des liaisons secondaires de Van der Waals. Certains de ces polymères sont semi-cristallin, ils contiennent alors des zones amorphes et des régions cristallines ordonnées.

Les élastomères sont des matériaux amorphes. Ils sont constitués de macromolécules linéaires reliées entre elles par quelque pontage entre leurs chaînes. La réaction chimique conduisant à ces liaisons entre chaînes s'appelle la vulcanisation et permet une réticulation du matériau.

Les polymères **thermodurcissables** sont des matériaux polymères amorphes formés par un réseau tridimensionnel de macromolécules. Ils sont réticulés. Le taux de réticulation étant de 10 à 100 fois plus élevé que dans les élastomères.

En fonction de la température, le polymère traverse quatre domaines d'état structural délimités par trois températures (**Figure 1.1**) :

- La température de transition vitreuse T_g , cette transition étant observée dans la phase amorphe du polymère,
 - La température de fusion T_f qui ne concerne que la phase cristalline du polymère si elle existe,
 - La température de décomposition thermique T_d où le polymère perd son intégrité
- [BUTA15].**

Les polymères et leurs comportements mécaniques

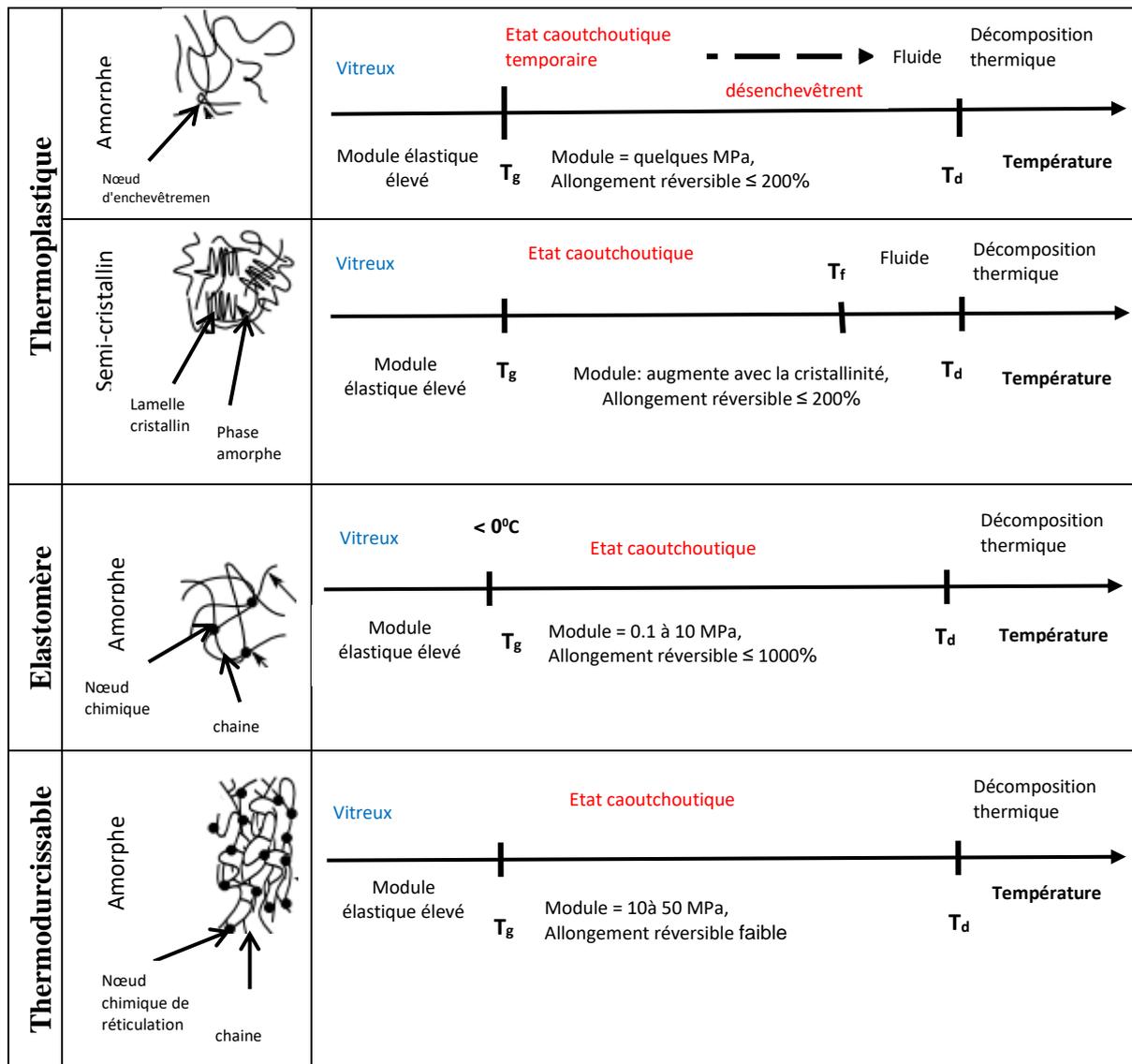


Figure 1.1 : Comportement mécanique des différents types de polymères en fonction des domaines d'état structural [COMB05]

Nous nous intéressons dans cette thèse aux polymères thermoplastiques. Donc, il y a cinq classes de comportement mécanique des thermoplastiques qui sont :

1. **L'élasticité linéaire :** apparait pour les très petites déformations, proportionnelle à la sollicitation, au voisinage de l'instant initial de l'application du chargement. Dans ce domaine, le régime est dit à « réversibilité instantanée »
2. **La viscoélasticité linéaire :** se produit pour les petites déformations durant lesquelles le module de fluage reliant la contrainte et la déformation n'est plus constant et dépend du temps. La courbe contraintes-déformations dépend de la vitesse de déformation, le processus de déformation associé à cette classe de comportement est à « réversibilité retardée ».

Les polymères et leurs comportements mécaniques

3. **La viscoélasticité non linéaire** : apparait dans les petites et moyennes déformations dès lors que le principe de superposition de Boltzmann n'est plus applicable. Dans ce régime commence à apparaître une déformation résiduelle croissante suivant l'effet grandissant de la viscosité.
4. **L'élasto-viscoplasticité** : est souvent assimilé au comportement précédent, mais se distingue par son application pour les grandes déformations.
5. **L'hyperélasticité** : liée à l'extensibilité et l'alignement des chaînes de monomère, et qui se distingue très clairement en très grandes déformations [AYOU10].

I.2.1. Le polystyrène

Le polystyrène est un matériau thermoplastique amorphe vinylique. Structuellement, c'est une longue chaîne hydrocarbonée, avec un groupe phényle attaché sur certains atomes de carbone (**Figure 1.2**). Le polystyrène est fabriqué par polymérisation radicalaire, à partir du monomère styrène. Le polystyrène atactique a des groupes phényles attachés de façon aléatoire d'un côté ou de l'autre de la chaîne principale [CHEB13].

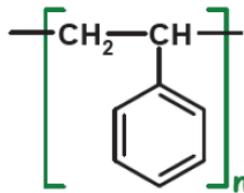


Figure 1.2 : Représentation chimique du polystyrène

Le polystyrène occupe la quatrième place après le PE, le PVC et le PP. C'est un polymère dur, cassant, transparent et résistant aux agents chimiques [BOSS18].

Le polystyrène est l'un des rares monomères qui offre la particularité de pouvoir se polymériser par voie radicalaire ou ionique.

- La polymérisation ionique est effectuée en solution et à basse température (-80 à +60°C).
- La polymérisation radicalaire peut être effectuée en solution, en masse, en émulsion ou en suspension.

Le polystyrène peut être amorphe et atactique c'est-à-dire que ces centres stériques sont répartis tout au long des chaînes de polymères (**Figure 1.3**). La forme isotactiques

Les polymères et leurs comportements mécaniques

existe à l'état cristallin ou amorphe et présente les mêmes propriétés. Cette forme est la plus répandue dans le commerce. [BOSS18].

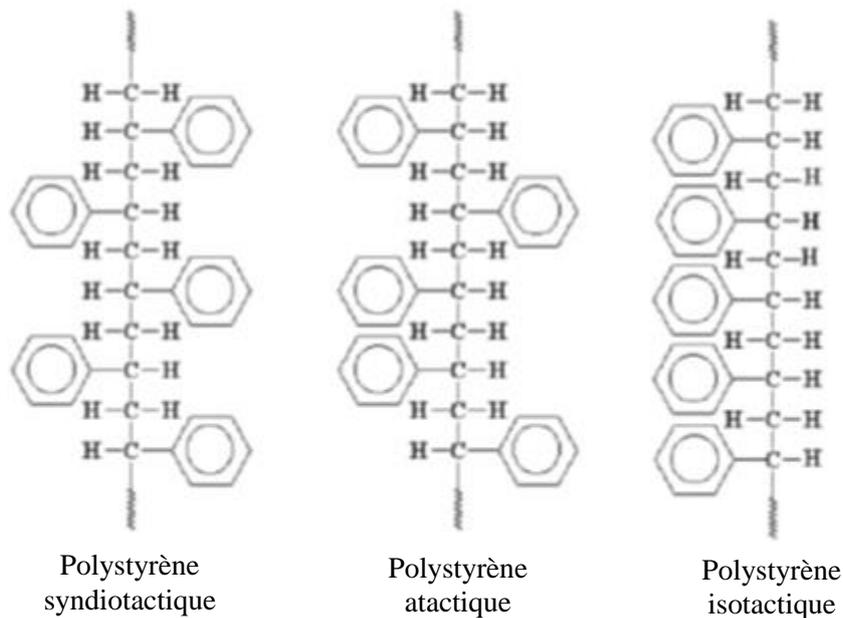


Figure 1.3 : Forme syndiotactique, atactique et isotactique des chaînes polymères [BOSS18]

A l'échelle industrielle, il est produit par :

- polymérisation en suspension : le styrène est dispersé en fines gouttelettes dans une phase aqueuse. Ce procédé discontinu est de moins en moins utilisé pour le PS expansibles PSE.
- polymérisation en masse : procédé continu et délicat utilisé pour la fabrication du PS cristal et du PS choc.

La diversification du PS est également due aux additifs que l'on lui ajoute. Par exemple, nous retrouvons des lubrifiants améliorant la résistance mécanique du PS.

Nous noterons que la plupart des additifs cités ci-dessous sont réactifs et se trouvent dans la matrice du polymère :

- Les lubrifiants permettent de modifier la rhéologie du polymère à l'état fondu. Les lubrifiants typiques sont par exemple, les alcools gras $C_{12}-C_{22}$ ou les acides gras $C_{14}-C_{18}$. Ils sont appliqués soit dans la masse soit en superficie de manière à réduire les frictions avec les appareillages de thermoformage, mais également de conférer au PS une flexibilité accrue.

Les polymères et leurs comportements mécaniques

- Les agents antistatiques ioniques sont utilisés afin de diminuer la chargeabilité du PS. Ils sont appliqués soit sur la surface du polymère soit ajouté lors de la polymérisation.
- Les agents de soufflage utilisés spécifiquement dans le PSE (polystyrène expansé). Ce sont des substances généralement des gaz inertes.
- Les stabilisants comme les antioxydants phénoliques qui sont des stabilisants thermiques et des photoantioxydants qui absorbent les UV.
- Les pigments comme le TiO_2 par exemple.
- Les agents de renforcement pour accroître la résistance aux chocs ou à la chaleur, par exemple, le talc. [BOSS18].

Le polystyrène a des propriétés exceptionnelles définies ci-après :

- **Propriétés physiques** : transparence sous forme « cristal », brillance, grande légèreté, possibilité de décoration et de collage.
- **Propriétés mécaniques** : le PS cristal a le comportement d'un polymère très rigide mais fragile, la résistance aux chocs est de l'ordre de 2 KJ/m^2 (fragile). Cette résistance aux chocs croît avec la teneur en élastomère vers 12 KJ/m^2 . Il faut noter la facilité de mise en œuvre et la possibilité d'obtenir des designs variés pour le PS.
- **Propriétés rhéologiques** : comme la majorité des thermoplastiques, les polymères styréniques à l'état fondu ont un comportement non newtonien et un caractère viscoélastique.
- **Propriétés chimiques** : le PS est soluble dans les solvants aromatiques et les halogénés mais également dans les éthers, cétones et esters. Il est résistant aux solutions salines, bases et acides dilués. En présence de lumière UV et d'oxygène, le PS s'oxyde, jaunit et devient cassant. Ils présentent une faible absorption d'eau, une bonne stabilité dimensionnelle, de bonnes propriétés d'isolation et une assez bonne résistance aux agents chimiques, d'une densité réelle de 1.03 à 1.05, le polystyrène est solide à 20°C et pâteux à 120°C , la fusion s'opérant entre 150°C et 170°C .
- **Propriétés thermiques** : la littérature décrit les températures des diverses relaxations et transitions. La divergence entre les cas pratique et théorique existe en raison de la conformation du polymère, des additifs et de sa cristallinité. Nous avons retenue de la littérature : le polystyrène isotactique cristallin, $T_g = 100^\circ\text{C}$, est plus monotone que le polystyrène amorphe, $T_g = 80^\circ\text{C}$.

Les polymères et leurs comportements mécaniques

La dégradation thermique et la photo oxydation interviennent sous atmosphère d'air. Le polymère jaunit par suite d'une oxydation, il se dégrade vers 260°C. En atmosphère inerte, le polystyrène se dégrade vers 350°C et l'auto inflammation vers 490°C. En présence d'oxygène, les produits de la décomposition sont le benzaldéhyde, le formaldéhyde, des oxydes de carbone et de l'eau après que les monomères, dimères et trimères se soient produits.

Au point de vue de la production commerciale, les principaux plastiques commerciaux à base de PS se divisent en trois types:

- ✓ d'usage général (standard), à poids moléculaire élevé et résistant à la chaleur. Le type d'usage général ou standard est le moins coûteux et sert dans les applications qui exigent une bonne transparence et rigidité, comme par exemple, les jouets, les emballages, les conteneurs et les assiettes à jeter après usage.
- ✓ Le type à poids moléculaire élevé sert parfois lorsqu'il faut un produit à résistance au choc améliorée sans perte de transparence, qui se produit lorsqu'on emploie du PS à haute ténacité.
- ✓ Etant donné sa faible conductivité thermique, le PS sert d'isolant thermique sous forme de mousse de polystyrène, où le polymère constitue la matrice solide **[BOSS18]**.

Les principaux inconvénients des plastiques à base de PS sont leur fragilité, leur basse température de fléchissement (de 82 à 88°C) et leur faible résistance aux solvants organiques y compris les produits de nettoyage à sec. En outre, de par leur nature, les résines PS offrent une faible résistance aux intempéries ; lorsqu'elles sont exposées à l'extérieur, elles jaunissent et se fendillent. Cependant, plusieurs des défauts mentionnés précédemment peuvent être surmontés par une formulation adéquate, par copolymérisation du styrène avec des copolymères les plus importants du styrène sont le caoutchouc synthétique à base de copolymères de styrène-butadiène et le copolymère de styrène-butadiène utilisé dans la peinture au latex. Le copolymère de styrène et d'acrylonitrile revêt aussi une grande importance. Les résines ABS sont des systèmes à deux phases : une phase formée par un caoutchouc à base de copolymère styrène-butadiène et en une matrice vitreuse continue de copolymère de styrène-acrylonitrile. Les plastiques à base d'ABS ont une plus grande stabilité aux températures élevées et une meilleure résistance aux solvants que les PS qualité choc et conviennent particulièrement bien à la fabrication des pièces robustes. Les ABS servent à

Les polymères et leurs comportements mécaniques

fabriquer des tuyaux de drainage, d'évacuation et de ventilation, des portes coulissantes, des glissières de fenêtres, des coupes-bises, des coffrages du béton et des appareils ménagers.

Les composants en polystyrène solide, comme les tasses de cafés, peuvent être recyclés dans des applications comme les casiers de cassettes vidéo, le matériel de bureau, etc. Les déchets de polystyrène expansé et solide sont efficacement recyclés sous forme de poutres en plastique extrudé. Par contre les mousses de polystyrène expansé perdent leurs caractéristiques alvéolaires dans le cadre du processus de récupération, le matériel récupéré peut être retransformé en mousse par gazéification mais le produit est alors plus expansé que le matériel vierge. Il est utilisé sous une forme solide dans les applications de moulages classiques comme les vidéocassettes et les cintres [BOSS18].

I.3. Comportement mécanique des polymères

Le comportement mécanique des polymères est caractérisé par une très grande diversité apparente. En effet, pour les mêmes conditions d'utilisation et d'un point de vue technologique, on peut trouver des polymères qui sont, soit rigides fragiles, soit ductiles, soit caoutchoutiques. Ainsi, dans la famille des polymères, on peut retrouver un grand nombre de types de comportement : viscoélastique, viscoplastique, hyperélastique, durcissant, endommageable. Cette diversité se retrouve, pour un même polymère, si l'on fait varier certaines de ses caractéristiques, ou simplement ses conditions d'utilisation. Il peut être rigide fragile, ductile ou élastique etc. Ceci ne veut pas dire que le comportement d'un polymère est variable, voire incontrôlé. Ce sont les paramètres contrôlant son comportement et les processus élémentaires envisageables qui sont nombreux [BILL14].

Le comportement évoqué ici concerne la déformation du matériau dans son état vitreux, c'est-à-dire à une température inférieure à sa température de transition vitreuse T_g . La réponse du matériau est examinée sur des temps courts comparables à la durée d'établissement de la sollicitation et sur des temps plus longs (fluage).

I.3.1. La transition vitreuse

La transition vitreuse, une des propriétés physiques particulières des polymères est due à la présence de zones amorphes. Un polymère optimise sa stabilité thermodynamique afin d'adopter une structure ordonnée en se cristallisant, lors d'un refroidissement à partir de l'état liquide et dès que la température devient inférieure à la température de fusion T_f . Le polymère conserve son état liquide/caoutchoutique bien en dessous de T_f jusqu'à une certaine

Les polymères et leurs comportements mécaniques

température T_g , si la vitesse de refroidissement est trop rapide pour permettre la cristallisation. T_g est la température à partir de laquelle la mobilité moléculaire n'est plus suffisante pour permettre au système de rester dans un état amorphe. La température de transition vitreuse T_g est une frontière qui marque le passage du système d'un état en équilibre à un état hors de l'équilibre. Le polymère passe de l'état liquide caoutchoutique à l'état vitreux, la viscosité augmente alors rapidement de plusieurs ordres de grandeur [AYOU10].

I.3.2. Propriétés mécaniques

I.3.2.1. Equations de Hooke et de Newton

Les polymères se comportent différemment en fonction de la vitesse à laquelle ils sont sollicités, comme on peut le deviner à la définition de la température de transition vitreuse. Ainsi, pour des sollicitations de faible durée, ils se comportent comme des solides vitreux, alors que pour des expériences plus longues, ils se comportent comme des liquides. C'est pourquoi on a qualifié les polymères de matériaux « viscoélastiques ». Le terme élastique est attribué à la part vitreuse du polymère, le terme visqueux est attribué à sa part liquide.

Ainsi, afin de décrire son comportement mécanique, on utilise deux fonctions décrivant chacune un comportement du polymère. La part de chaque comportement dépendra de la température ainsi que de la durée de sollicitation. La loi de Hooke décrit le comportement élastique. Elle relie la contrainte σ à la déformation ϵ par un coefficient E que l'on nomme « module d'élasticité » ou module d'Young :

$$\sigma = E \epsilon \quad 1.1$$

Le comportement visqueux est décrit à partir de la loi de Newton selon laquelle la contrainte est proportionnelle à la vitesse de déformation. Le facteur de proportionnalité η est la viscosité du matériau.

$$\sigma = \eta \cdot (d\epsilon/dt) \quad 1.2$$

Les polymères ont des propriétés mécaniques particulières, qui diffèrent assez fortement d'un type de polymère à un autre. Globalement, on peut les classer dans deux catégories suivant les déformations réversibles et irréversibles qu'ils sont susceptibles de subir.

Les polymères et leurs comportements mécaniques

Pour résumer, le comportement mécanique des polymères lie la déformation à la contrainte par deux comportements différents exprimés dans la **Figure 1.4**

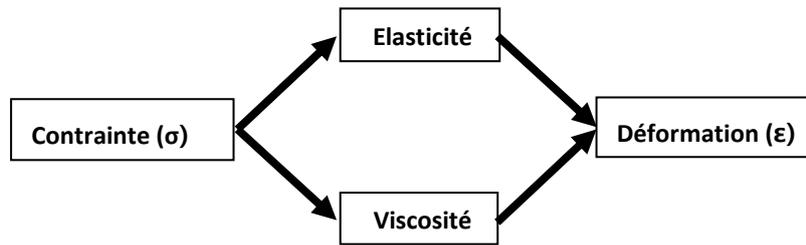


Figure 1.4 : Relations entre la contrainte et la déformation pour les matériaux polymères [DUTR04]

Tout matériau solide possède une zone de déformation viscoélastique. Cette zone est particulièrement importante dans le cas des polymères. Les caoutchoucs vulcanisés ont des qualités d'élasticité exceptionnelles, puisqu'ils peuvent atteindre de manière élastique 5 à 10 fois leur longueur initiale lors d'une traction. Ceci est dû à leurs chaînes qui peuvent prendre une multitude de conformations possibles.

Toujours d'un point de vue mécanique, on a une forte diminution du module d'élasticité lorsque le polymère passe de son domaine vitreux à son domaine surfondu. Globalement, dans le cas des polymères amorphes, le module d'élasticité passe d'environ 3GPa (domaine vitreux) à quelques MPa (domaine caoutchoutique) (**Figure 1.5**).

La transition vitreuse est donc un paramètre très important de l'étude des polymères amorphes et semi cristallins. Ceci autant à cause des mouvements moléculaires qu'elle induit que par l'aspect mécanique général du matériau étudié [DUTR04].

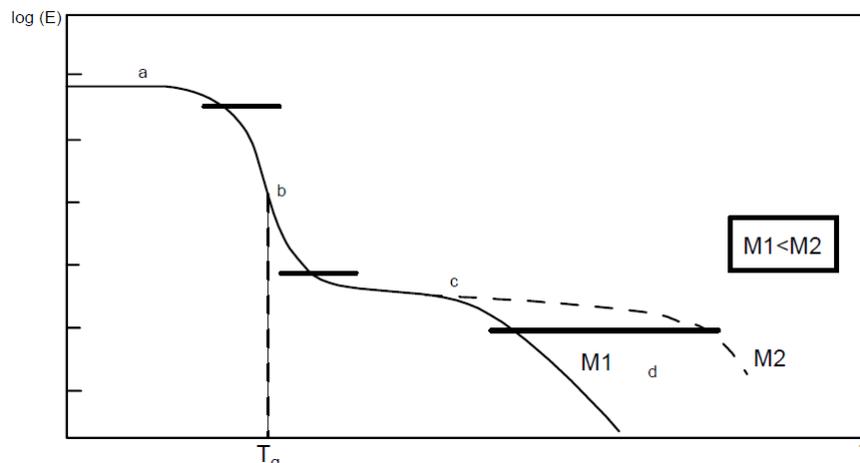


Figure 1.5 : Variation du module de relaxation pour un polymère amorphe. Influence de la masse moléculaire. (a) zone vitreuse, (b) transition vitreuse, (c) plateau caoutchoutique, (d) zone visqueuse, fluide. M1 représente un polymère de masse molaire moins élevée que M2. La masse molaire influence sur la longueur du plateau caoutchoutique [DUTR04]

I.3.2.2. Comportement mécanique et mécanismes de déformation des polymères thermoplastiques

Pour étudier le comportement mécanique d'un matériau, il est nécessaire de définir un domaine d'état dans lequel son comportement varie peu dans un certain domaine de température et dans les conditions d'usage. Sous le terme « état » se trouve la totalité de propriétés macroscopiques associées au matériau. Pour les matériaux polymères, on peut distinguer les états fondamentaux suivants, selon la température :

- (i) état vitreux ou état solide,
- (ii) état caoutchoutique,
- (iii) état fondu ou liquide.

Entre ces domaines, il y a des zones de transitions qui sont la zone de transition vitreuse et la zone de fusion. La description du comportement des matériaux polymères diffère selon le domaine d'état choisi.

L'état vitreux est obtenu après refroidissement des polymères. Dans cet état, les chaînes de macromolécules adoptent une certaine configuration et puisque la mobilité de chaque macromolécule lui est propre. Le mécanisme de déformation de l'ensemble dépendra alors fortement de la structure du polymère, amorphe ou semi-cristallin. Toutefois, la réponse macroscopique des polymères thermoplastiques à l'état vitreux, vis-à-vis d'une sollicitation mécanique, est tout à fait semblable pour les cas amorphes et semi-cristallins : déformation viscoélastique suivie d'un durcissement structurel (**Figure 1.6**).

Pour des faibles niveaux de déformation, le polymère adopte un comportement viscoélastique qui est la somme d'une composante élastique instantanée liée à la distorsion des liaisons de Van-der-Waals et d'une composante retardée due à la relaxation de certaines conformations à haute énergie sous l'effet de réarrangements diffusionnels. Pour des contraintes élevées, les liaisons ne tiennent plus et la déformation devient irréversible (**Figure 1.7**).

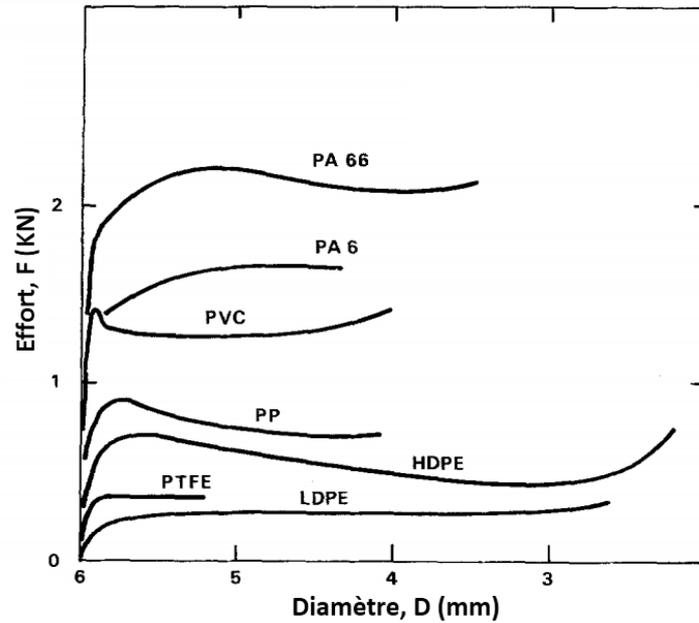


Figure 1.6 : Courbe de l'effort en fonction du diamètre de l'éprouvette sur des polymères (Polyamide 6,6 (PA66), Polyamide 6 (PA6), Polychlorure de Vinyle (PVC), Polypropylène (PP), Polyéthylène à haute densité (PEHD), Polytétrafluoroéthylène (PTFE), Polyéthylène à basse densité (LDPE)) à température ambiante [G'SEL89]

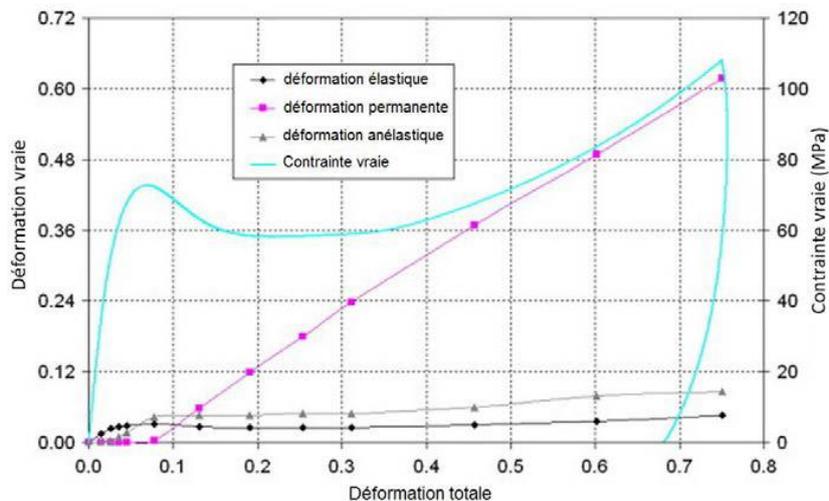


Figure 1.7 : Composante de déformation dans un polymère à l'état vitreux, notamment dans un échantillon de polycarbonate sollicité en compression [DREI09]

La plasticité se produit par cisaillement, un petit segment de macromolécule entouré par ses proches voisins subit un basculement qui accomode localement le cisaillement macroscopique. Ainsi, c'est dans la partie anélastique que se trouve la différence entre mécanisme de déformation des polymères amorphes et semi-cristallins.

I.3.2.2.1 Particularités des thermoplastiques amorphes

Si le mécanisme de déformation élastique semble être commun pour les polymères amorphes et les polymères semi-cristallins, celui des déformations anélastiques et plastiques sont complètement différents à cause de la grande différence au niveau de leurs microstructures. A titre d'exemple, la déformation des polymères amorphes est régie par le comportement des chaînes macromoléculaires au cours du chargement mécanique (**Figure 1.8**).

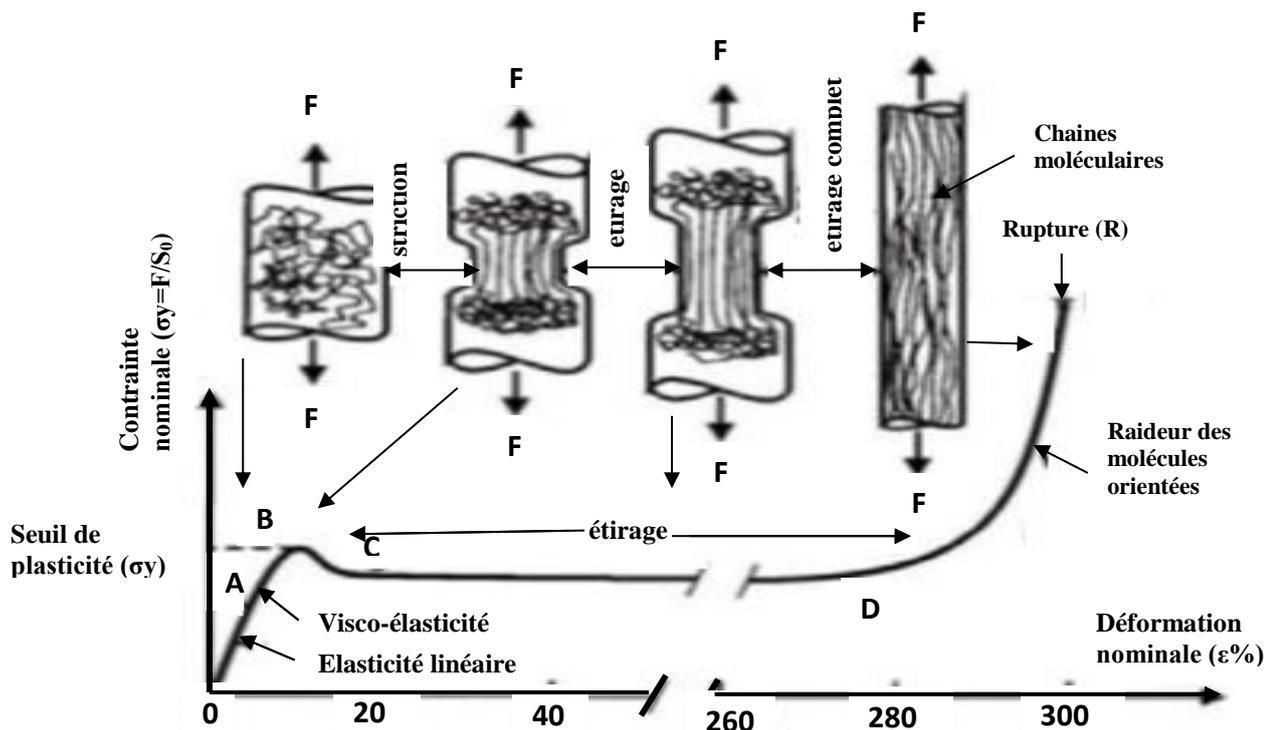


Figure 1.8 : Représentation schématique du réarrangement moléculaire et mécanisme de déformation dans un polymère amorphe [DELE07].

Quinson et al. [QUIN96] ont mis en évidence l'existence d'une déformation anélastique et plastique au cours d'un essai de compression à température ambiante sur trois polymères : le Polycarbonate (PC), du Polyméthylméthacrylate (PMMA) et du Polystyrène (PS).

Déformation anélastique

La composante anélastique est recouvrable au bout d'un certain temps. Des études ont aussi montré que cette déformation est aussi liée à l'énergie de déformation du matériau. Elle dépend du type de polymère (**Figure 1.9.a**) et de la température (**Figure 1.9.b**).

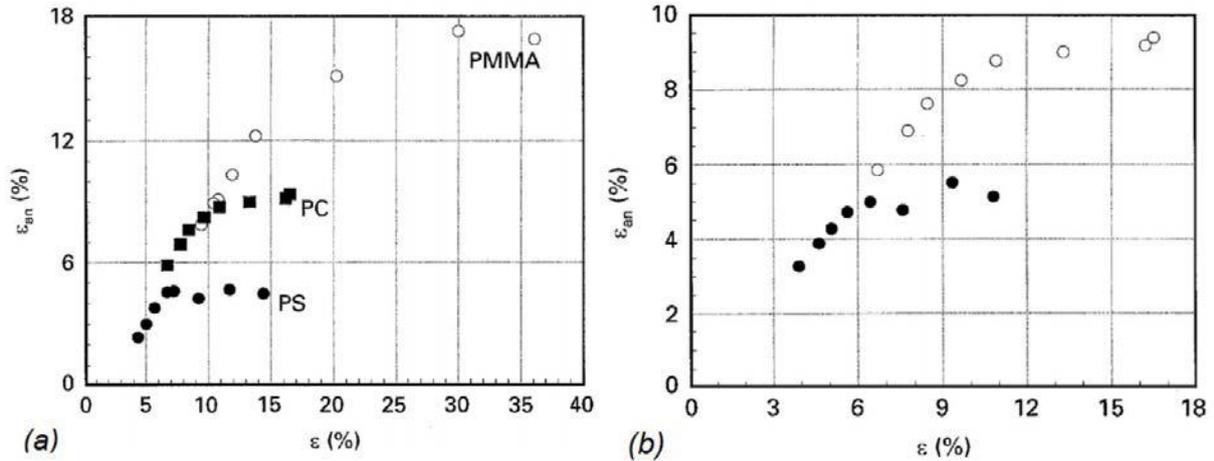


Figure 1.9 : Courbe montrant la variation de la déformation inélastique lors d'un essai de compression : (a) pour le PC, le PMMA et le PS à température ambiante ($T = 20^\circ\text{C}$), (b) pour le PC à $T_1 = 20^\circ\text{C}$ (○) et $T_2 = 90^\circ\text{C}$ (●) [QUIN96]

Cette composante anélastique est associée à une forte mobilité des chaînes macromoléculaires, phénomène qui a été montré par G'sell et al [G'SEL89]. Comme la mobilité des chaînes dépend du volume libre dans la matière, la composante anélastique dépendra alors aussi de la densification du polymère. Selon Struik [STRU77], l'adoucissement au niveau de la courbe contrainte déformation vraie (voir la **Figure 1.9** pour le Polycarbonate) est la signature macroscopique de l'existence de ces volumes libres dans le matériau. La **Figure 1.10** illustre cette dépendance. Plus le matériau vieillit, plus il tend vers un état figé et plus le crochet est prononcé (**Figure 1.10.a**). La forme de ce crochet dépend aussi de la vitesse de refroidissement du polymère (**Figure 1.10.b**).

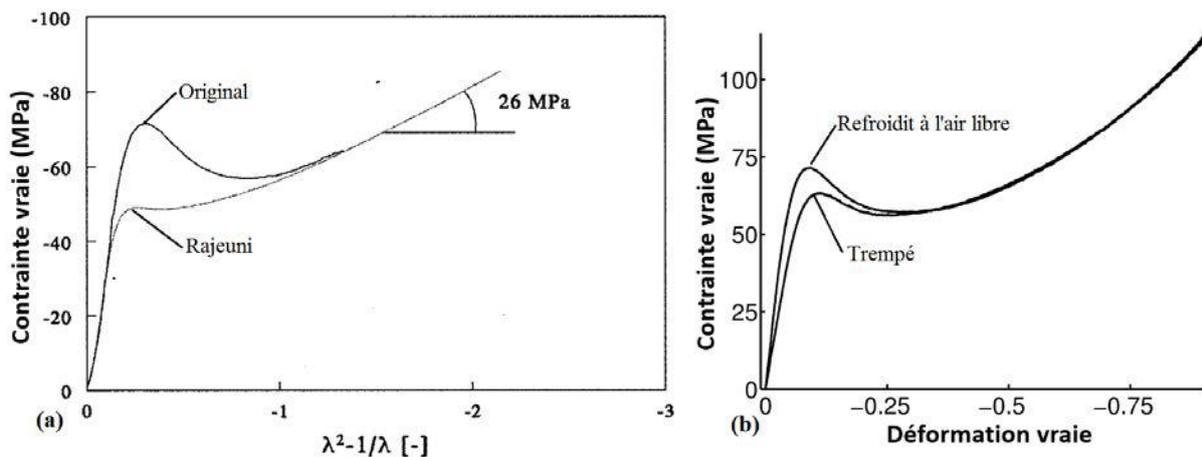


Figure 1.10 : Influence des volumes vides sur le comportement macroscopique par compression du Polycarbonate : (a) mise en évidence de la dépendance au vieillissement du volume vide [TERV00] – (b) mise en évidence de la dépendance à la vitesse de refroidissement du volume vide [VANM03].

- *Déformation plastique*

De nombreux scénarios ont été avancés pour interpréter le mécanisme de déformation plastique des polymères amorphes à l'état solide. Cette composante est toujours présente quelle que soit la température de l'essai ($T_{essai} < T_g$ ou $T_{essai} > T_g$), cependant elle disparaît après un traitement thermique à une température au-dessus de T_g . La déformation plastique est due à la réorientation des chaînes de macromolécules et non à la variation de volume.

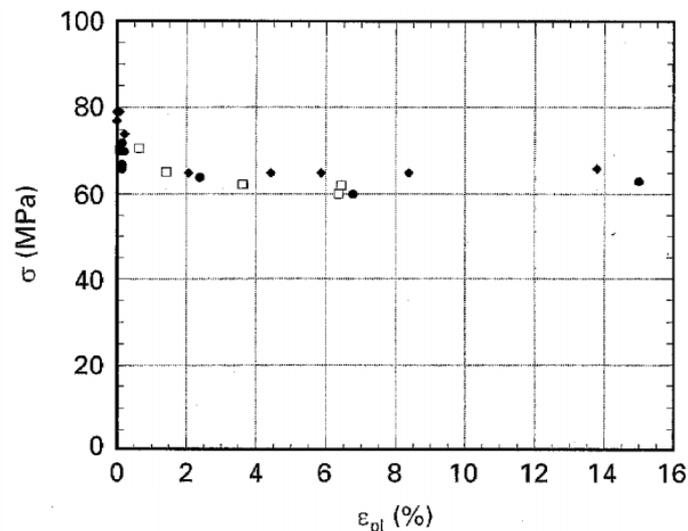


Figure 1.11 : Contrainte vraie en fonction de la déformation plastique montrant l'influence de l'état microstructural de l'échantillon. Trois états microstructuraux sont considérés, états obtenus après traitement thermique en utilisant trois vitesses de refroidissement différentes [QUIN96].

Il a été montré par Quinson et al [QUIN96], que la déformation plastique est indépendante de l'état microstructural du matériau contrairement à la déformation anélastique (Figure 1.11). Selon Arruda et al. [ARRU91], cette composante est due à l'orientation des chaînes de macromolécules et elle est différente selon la direction de sollicitation [RABE15].

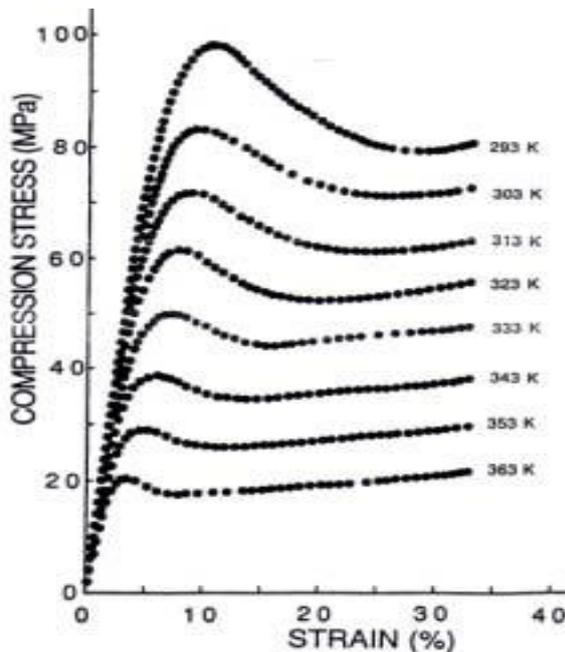
I.4. Facteurs influant le comportement mécanique des polymères

La réponse mécanique des polymères amorphes dépend fortement des conditions expérimentales mais aussi de l'histoire thermomécanique du matériau.

L'origine thermomécanique des réarrangements moléculaires responsables de la déformation macroscopique permet de justifier les effets de la température, de la vitesse de déformation et de la contrainte sur la réponse mécanique du matériau.

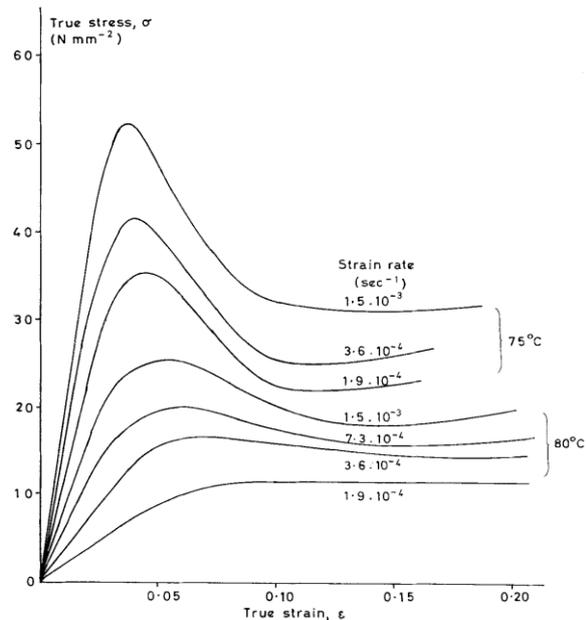
Les polymères et leurs comportements mécaniques

Même si les influences relatives sont différentes, on peut avancer globalement qu'une augmentation de la température (**Figure 1.12.a**), ils favorisent la mobilité moléculaire et de fait, réduisent les valeurs seuil de la contrainte et de la déformation ainsi que le module tangent. Le rôle de la vitesse de déformation est indirect (**Figure 1.12.b**) ; elle ne modifie pas la mobilité mais influe sur l'échelle des temps d'observation des phénomènes microscopiques pour les facteurs examinés.



[a] – température

([OUAL93], PMMA, $d\varepsilon/dt = 14 \cdot 10^{-5} \text{ s}^{-1}$)



[b]-vitesse de déformation

([BOWD70], PS)

Figure 1.12 : Influence des variables environnementales

I.4.1. Influence de la température

La **Figure 1.13** montre l'influence de la température sur le comportement mécanique des polymères en particulier le PMMA. Elle montre clairement la sensibilité du comportement à la température. La limite élastique (contrainte d'écoulement), le module de Young, l'amplitude du crochet ainsi que le durcissement diminuent lorsque la température augmente. Afin de bien étudier cet effet, en particulier sur le polycarbonate, nous avons tracé l'évolution de la limite élastique en fonction de la température pour une vitesse de déformation de l'ordre de $3 \cdot 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ lors d'un essai de cisaillement simple (**Figure 1.14**). Ces résultats montrent que la température a une influence importante sur la limite élastique. En effet, cette limite élastique qui diminue quand la température augmente, tend rapidement vers zéro pour des températures proches de la température de transition vitreuse $T_g = 150^\circ\text{C}$, alors qu'elle augmente rapidement pour des basses températures. Cette augmentation de la limite élastique aux basses

Les polymères et leurs comportements mécaniques

températures s'accompagne d'une plus grande fragilité qui limite l'emploi de certains polymères dans des applications en conditions extrêmes. En fait, cette sensibilité à la température prouve que les mécanismes physiques qui régissent la déformation plastique des polymères changent selon les domaines de température. Lorsque la température est au-dessus de la température de transition vitreuse T_g , les liaisons de Van der Waals de la chaîne principale se diffusent facilement. Le comportement des polymères a donc des propriétés identiques à celle d'un caoutchouc ou d'un liquide visqueux [ACHO99].

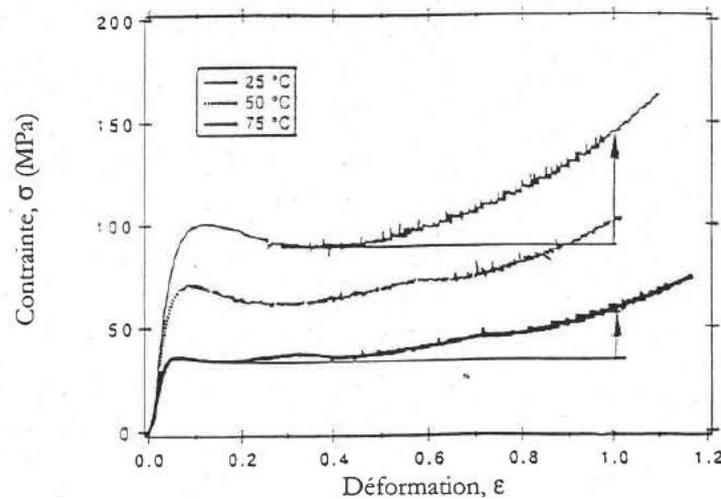


Figure 1.13 : Effet de la température sur le comportement du PMMA à une vitesse $\dot{\epsilon} = 10^{-3} \text{s}^{-1}$ lors d'un essai de compression [ARRU95, ACHO99]

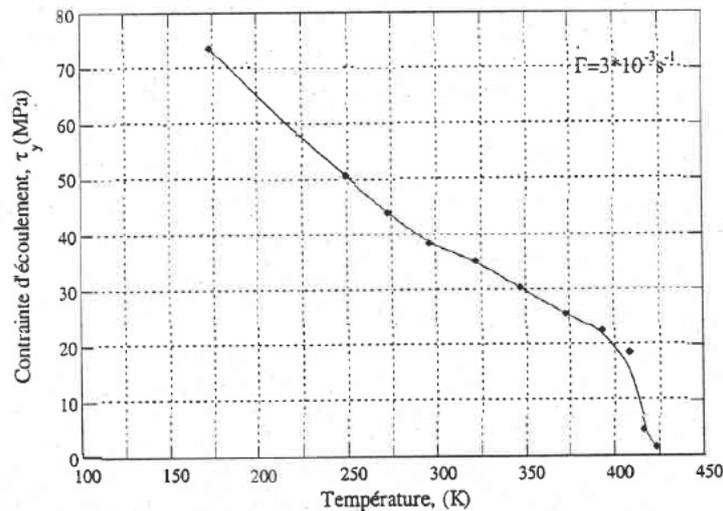


Figure 1.14 : Evolution de la contrainte d'écoulement du polycarbonate en fonction de la température en cisaillement simple, [G'SEL85], [ACHO99]

I.4.2 Effet de la vitesse de déformation

L'effet de la vitesse de déformation est déterminé par un ensemble d'essais mécaniques à différentes vitesses de déformation ou à partir de sauts de vitesse réalisés au cours d'un essai donné. De nombreuses études expérimentales ont mis en évidence la variation de la contrainte d'écoulement avec la vitesse de déformation. Les courbes de la **Figure 1.15** représentent les résultats des essais de torsion réalisés sur un polycarbonate à température ambiante. Ces résultats montrent que le comportement du matériau est sensible à la vitesse de déformation. En effet, la contrainte d'écoulement augmente en fonction de la vitesse de déformation [ACHO99].

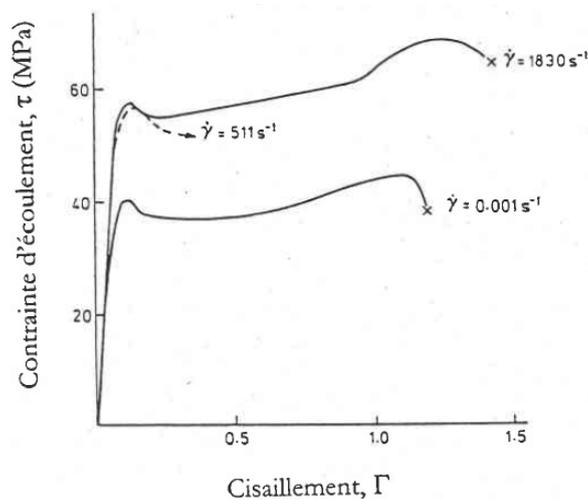


Figure 1.15 : Effet de la vitesse de déformation sur le comportement d'un PC pour différentes vitesses de déformation lors d'un essai de torsion [FLEC90, ACHO99]

I.4.3. Influence de la vitesse de déformation et de la température sur la limite élastique

La limite élastique macroscopique est la valeur de la contrainte nominale à partir de laquelle le matériau s'écoule plastiquement et la déformation résultant de cet écoulement présente un caractère "irréversible". Cette limite élastique (appelée aussi seuil de plasticité) est en général difficile à déterminer dans le cas des polymères car la déformation apparaît souvent progressivement. En effet, cette limite élastique est définie de deux manières différentes : dans le cas des polymères amorphes présentant un crochet, la limite élastique peut être choisie comme la contrainte au sommet du crochet (c'est la manière la plus usuelle) ou bien au minimum après la chute de la contrainte. Dans le cas où il n'y a pas de crochet, la limite élastique est située à l'intersection des stades élastiques et plastiques extrapolés linéairement. La dépendance de la limite élastique avec la température et la vitesse de

déformation a amené plusieurs auteurs, à interpréter le mécanisme élémentaire mis en jeu lors de la déformation plastique des polymères soit comme des défauts microstructuraux correspondant à des micro-domaines cisailés en analogie avec les dislocations, soit ils l'identifient à des mouvements moléculaires thermiquement activés [ACHO99].

I.4.4. Effet du temps de sollicitation

Les polymères ont un comportement fortement dépendant du temps qui peut être caractérisé par la réversibilité retardée ou différée de leur déformation dans le temps. Des essais de fluage-recouvrance peuvent mettre en évidence la présence de déformations différées (**Figure 1.16**). Un essai de fluage-recouvrance consiste à appliquer brutalement à un échantillon une contrainte maintenue constante σ_0 sur une durée suffisamment longue avant de la supprimer et suivre la réponse en déformation en fonction du temps.

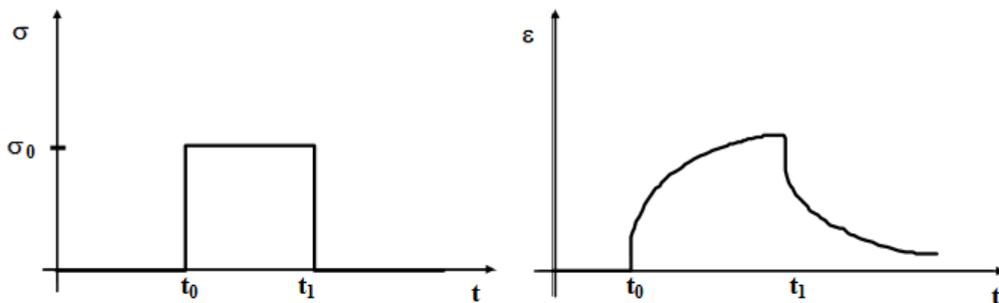


Figure 1.16 : Réponse d'un polymère élasto-viscoplastique lors d'un essai de fluage [AYOU10].

La **Figure 1.16** montre qu'à l'instant t_0 pour atteindre la contrainte de maintien σ_0 un saut de la déformation a lieu, correspondant à l'élasticité instantanée du matériau, puis une augmentation progressive dans le temps est observée. En revanche, lorsque la contrainte de maintien est supprimée, on assiste à une contraction élastique immédiate de l'échantillon suivie d'un retour différé vers sa longueur initiale. L'essai de relaxation met clairement en évidence la réversibilité retardée de la contrainte. Un essai de relaxation consiste à imposer à un échantillon une déformation constante ϵ_0 et suivre la contrainte qui en résulte en fonction du temps (**Figure 1.17**).

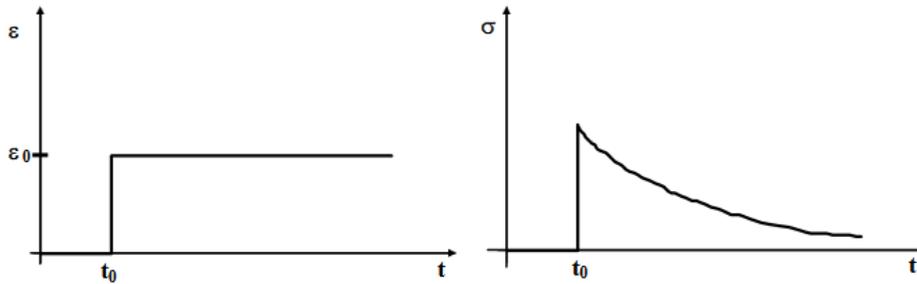


Figure 1.17 : Réponse d'un polymère élasto-viscoplastique lors d'un essai de relaxation [AYOU10].

Ces essais simples, de fluage et de relaxation, montrent que pour établir une relation entre la contrainte σ et la déformation ϵ , il faut trouver les relations liant la contrainte et la déformation à la vitesse de chargement $\dot{\alpha}$ ou à la vitesse de déformation $\dot{\epsilon}$ [AYOU10].

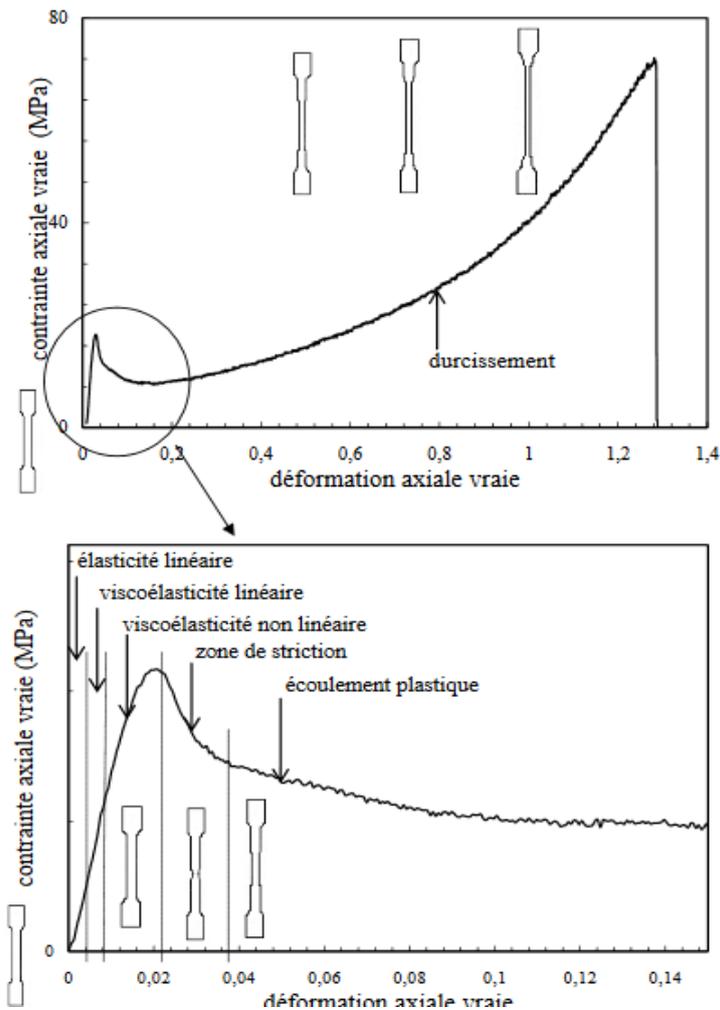


Figure 1.18 : Courbe contrainte-déformation (essai de traction monotone) d'un polymère thermoplastique représentatif (PLA) avec mise en évidence des différents domaines identifiables [BELB10].

L'effet de la vitesse de déformation sur le comportement mécanique des polymères, une conséquence de leur dépendance au temps, est aussi important que la température, l'augmentation de la vitesse de déformation ayant le même effet que la diminution de la température [AYOU10].

I.5. Comportement en grandes déformations

La réponse mécanique d'un polymère fait intervenir plusieurs processus de déformation différents. Ces processus de déformation se succèdent à des instants différents le long du trajet de chargement. Ainsi, lors d'un essai de traction monotone à une température donnée, la courbe contrainte-déformation (**Figure 1.18**) peut être décomposée en plusieurs domaines définissant le régime de déformation qui y prédomine.

Le domaine viscoélastique linéaire : La viscoélasticité linéaire se produit pour les petites déformations et, par définition, délimite le domaine d'application du principe de superposition de Boltzmann. Selon Boltzmann, l'état de contrainte ou de déformation d'un corps viscoélastique est fonction de toutes les sollicitations appliquées au matériau. Chaque nouvelle sollicitation contribue de manière indépendante à l'état final. La définition du principe de Boltzmann est la suivante : la réponse à la superposition de deux histoires de sollicitations est égale à la superposition de leurs réponses.

Le domaine viscoélastique non linéaire : Après la zone de viscoélasticité linéaire, pour les petites et moyennes déformations, la courbe contrainte-déformation parcourt le domaine de la viscoélasticité non linéaire qui peut être identifié en effectuant des essais de fluage ou de relaxation. En effet, on remarque que durant l'essai de fluage le module de fluage ne dépend plus uniquement de la durée du chargement, mais également de l'intensité du chargement. On remarque de la même façon que le module de relaxation dépend de la durée du chargement ainsi que son intensité comme la montre la **Figure 1.19** [AYOU10].

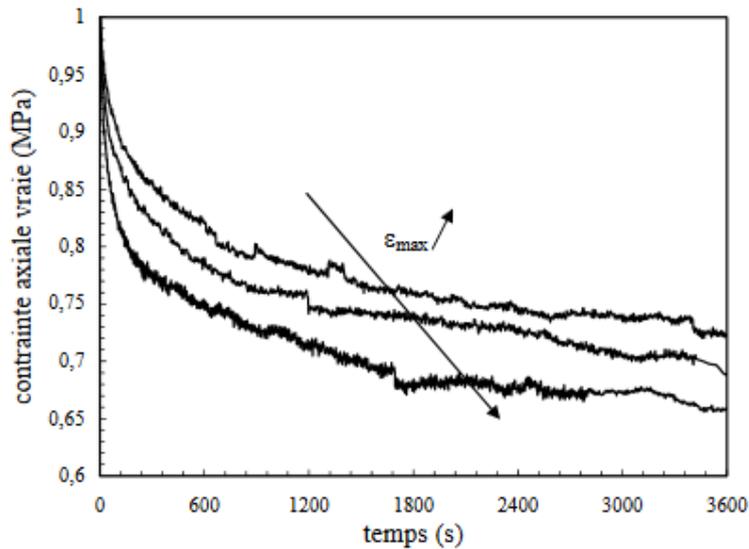


Figure 1.19 : Courbes contrainte normalisée en fonction du temps pour un PEHD à différents niveaux de déformation maximale [AYOU10].

Comme la **Figure 1.20** le montre, une hystérésis apparaît pour un cycle de charge et décharge dans la courbe contrainte-déformation, ce qui traduit le caractère dissipatif du phénomène. La décharge initialement linéaire et rapide devient progressivement non linéaire, ceci étant accentué avec la déformation maximale imposée. Dans cette partie de la courbe, les composantes irréversibles de la déformation totale deviennent non négligeables et dominant de plus en plus. Cette irréversibilité est de nature visqueuse, à savoir issue du glissement entre les segments de chaînes que l'on nomme écoulement plastique.

Le domaine viscoplastique : Une fois atteint le seuil d'écoulement σ_e , appelé aussi seuil de plasticité, l'éprouvette présente le phénomène de striction et le matériau rentre dans le domaine de déformation viscoplastique. Cette partie de la courbe peut se décomposer en deux zones. La première est une zone d'instabilité plastique ou striction, qui correspond à une chute de contrainte juste après avoir atteint le seuil de plasticité. Il faut noter que le phénomène de striction existe pour certains polymères seulement, alors que pour d'autres, le seuil d'écoulement est inexistant comme pour les élastomères. La seconde zone correspond à un allongement du polymère pratiquement à vitesse constante caractérisant le phénomène d'étirage ou d'écoulement plastique stationnaire. En plus de l'écoulement plastique dû à la viscosité, on observe également pendant l'écoulement plastique un phénomène irréversible généré par des bandes de cisaillement, c'est-à-dire des déformations plastiques localisées dans une très petite zone [AYOU10].

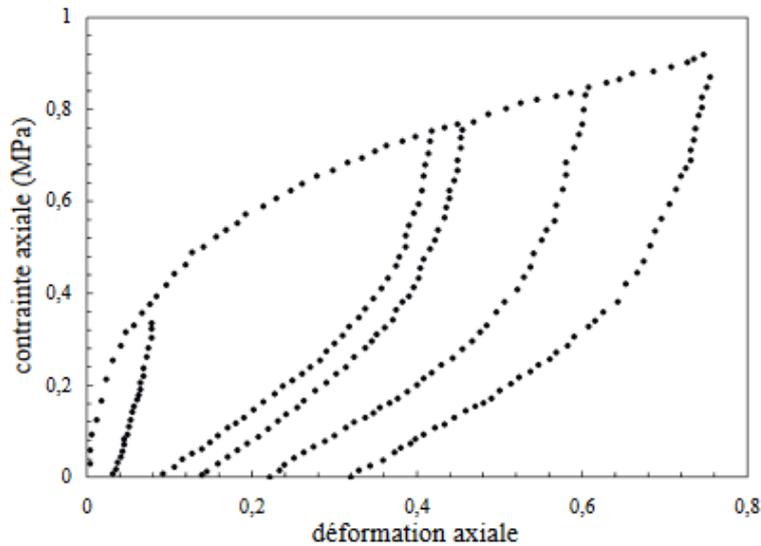


Figure 1.20 : Courbe contrainte-déformation pour un chargement en traction monotone avec décharges à différents niveaux de déformation d'un thermoplastique [DROZ09].

Le domaine de durcissement plastique : Après le plateau plastique le niveau de contrainte augmente rapidement et d'une façon non linéaire. Cette autre particularité dans le comportement des polymères est liée à leur microstructure formée de longues chaînes de monomère qui s'alignent dans la direction de la sollicitation. Ce durcissement structural est souvent associé à une déformation de type hyperélastique voire visco-hyperélastique dans la mesure où il a lieu en très grandes déformations et qu'il dépend fortement de la température et du temps. En effet, pour les matériaux caoutchoutiques, le seuil d'écoulement est inexistant. Sur la courbe contrainte-déformation de la **Figure 1.21** on distingue deux processus de déformation : une élasticité linéaire en petites déformations suivie par un durcissement viscoélastique non linéaire en grandes déformations [AYOU10].

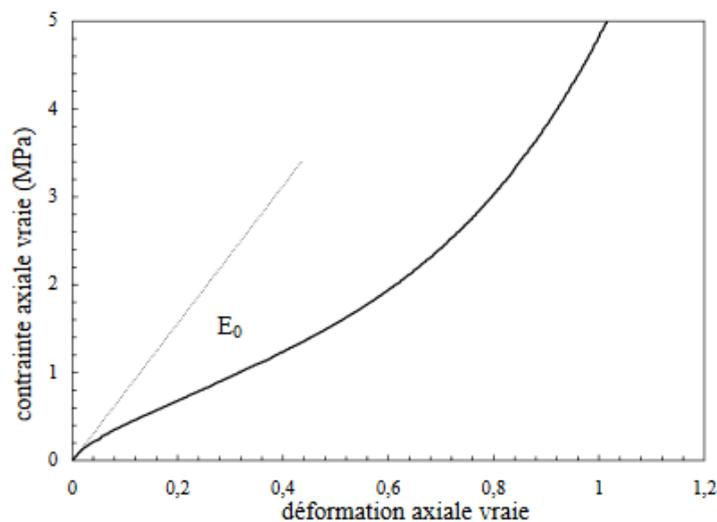


Figure 1.21 : Courbe contrainte-déformation typique d'un matériau élastomère [AYOU10].

I.6. Analyse physico-chimique des polymères

Les méthodes classiques de caractérisation (chimie, physique, mécanique) ne sont plus suffisantes pour analyser et interpréter correctement le comportement des matériaux polymères. Une approche multidisciplinaire, grâce à une panoplie d'essais spécifiques et indispensable. Ces techniques destructives sont regroupées au sein de la physicochimie.

En général, elles permettent :

- l'identification des composés,
- la détermination de la composition et de la structure des polymères et des adjuvants,
- le suivi de l'évolution de tous les paramètres au cours d'un vieillissement ou d'une utilisation en service.

Les principales sont les suivantes :

I.6.1. Méthodes spectroscopiques

On cite, entre autres, IRTF ou infrarouge à transformée de Fourier, UV visible ultraviolets, RMN résonance magnétique nucléaire, RPE résonance paramagnétique électronique, Raman, diélectrique, et spectrométries (masse, rayonnement X, analyses de surface ESCA...)

Ces méthodes consistent à exciter ou irradier un échantillon à l'aide d'un rayonnement électromagnétique ou électronique, puis à enregistrer les spectres en énergie, les spectres d'absorption, d'émission ou de réflexion de l'échantillon [LAKH15].

I.6.2. Méthodes thermiques

- AED : analyse enthalpie différentielle ou calorimétrie différentielle (DSC en langue anglaise),
- TMA : analyse thermomécanique,
- ATG : analyse thermogravimétrique,
- DMA : analyse mécanique dynamique.

Ces méthodes d'analyse thermique permettent d'étudier le comportement des matériaux soumis à des variations de température sous divers environnements (gazeux, contrainte mécanique).

Les polymères et leurs comportements mécaniques

Généralement ces techniques restent les outils de base de toute investigation en physicochimie.

Leur mise en œuvre est relativement simple. Ce qui les rend très accessibles dans l'industrie pour des contrôles de routine [LAKH15].

I.6.3. Méthodes chromatographique

- CPG : chromatographie en phase gazeuse,
- GPC : chromatographie par perméation de gel,
- HPLC : chromatographie liquide haute pression.

Elles constituent des méthodes physico-chimiques de séparation de phases, de composés suivant leur masse, taille, polarité.

Ces méthodes, quoique moins employées que les précédentes en expertise, peuvent apporter de précieuses informations pour des problèmes bien spécifiques (recherche de polluants...) [LAKH15].

Chapitre 02 :
Tribologie des polymères

Les polymères sont parmi les matériaux les plus utilisés et leurs applications sont en croissance continue dans de différents domaines comme : l'industrie, l'automobile, l'aéronautique, l'électronique et l'électroménager...

Les polymères ont une faible masse volumique. Aussi, ils sont moins chers, résistants à l'usure et la corrosion, faciles et simples à fabriquer et à transformer. Ces caractéristiques ont amplifié leurs champs d'utilisation [VINC19, BART81, SHAR19, MATH03]. Les polymères se caractérisent également par leur aptitude au glissement à sec et la possibilité de réduire le coefficient de frottement sans recourir à des systèmes de lubrification externes. Cependant, leur durée de vie est souvent réduite par leurs propriétés mécaniques faibles. Les polymères peuvent être mis en forme par moulage, extrusion ou usinage [DECR01].

II.1. Tribologie des matériaux plastiques

La tribologie est définie comme la science et la technique qui permet le mouvement relatif entre des surfaces qui interagissent [FELD05]. Elle englobe tous les aspects théoriques ou pratiques de frottement, d'usure et de lubrification.

Les matériaux polymères sont largement utilisés dans le domaine de la tribologie ; ils sont employés en contact glissant avec d'autres matériaux : polymères, métaux ou céramiques. Le contact le plus courant est de type polymère/métal [POGA17, CHEN11, MENS91, FISH94, YAH19, CANN05, NILS13, JIA07, GEBR20]. Ils sont utilisés comme des matériaux purs, composites, films minces ou lubrifiants [SANT89, OLEA10, XU06, BROS10, BHUS96].

En général, le coefficient de frottement des couples polymères/polymère est relativement faible ($\mu = 0,1$ à $0,5$). Cependant, les valeurs de coefficient de frottement des systèmes tribologiques dépendent de la vitesse de glissement, de la charge appliquée, du temps d'application de sollicitation, de la température, de l'humidité... Les polymères ont un caractère viscoélastique très complexe à cause de la dépendance de leurs caractéristiques mécaniques à l'égard de la température et la vitesse de sollicitation.

Le comportement de l'usure des polymères va dépendre essentiellement de l'état de la surface antagoniste : si cette surface est lisse le mécanisme de l'usure prédominant est l'adhésion, ce qui conduit à une déformation en surface ; si la surface antagoniste est rugueuse, les mécanismes prédominants sont l'abrasion et la fatigue de la surface [ZAMB98].

II.2. Mécanismes de frottement et d'usure

II.2.1. Usure des polymères

L'objectif de cette partie est de présenter les aspects généraux d'usure et de frottement des polymères et les différents mécanismes d'usure dans le cas d'un contact polymère/métal.

L'usure est la perte de matière engendrée par le mouvement relatif tangential entre deux corps solides [FELD05]. L'usure se manifeste sous différents mécanismes (**Figure 2.1**)

:

- L'abrasion qui laboure et crée des sillons sur la surface usée, arrache et détache des débris dans l'interface ou vers l'extérieur.
- L'adhésion qui donne lieu à la création et à la formation des films de transfert et recouvrira par la suite l'interface entre les surfaces en contact.
- La fatigue qui crée des fissurations et par la suite fissurera les surfaces en contact.
- L'érosion provoquée par des débris projetés avec une certaine vitesse contre une surface.
- L'usure tribo-chimique en présence d'agent ou produit chimique qui accélère l'usure [HENN01].

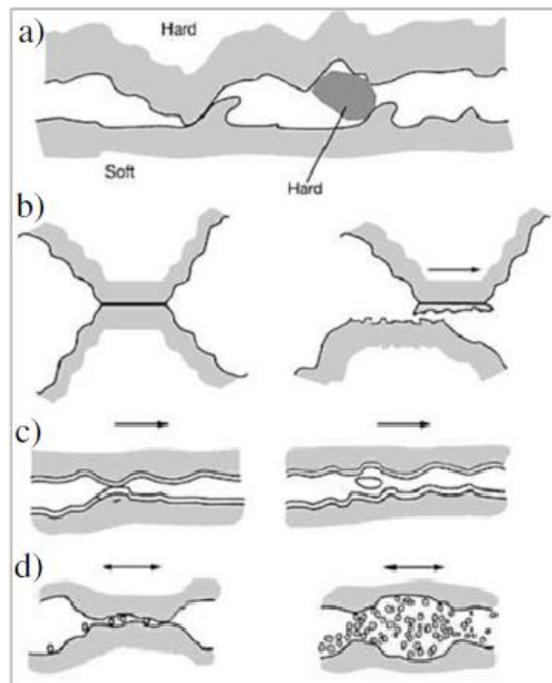


Figure 2.1 : Mécanismes d'usure : a) abrasive, b) adhésive, c) fatigue et d) tribo-chimique [HOLM09].

Beaucoup de paramètres influent sur les mécanismes d'usure comme : la nature des matériaux en contact, les conditions opératoires (vitesse de glissement, la charge appliquée...), et l'environnement (température, humidité, des vibrations...).

II.2.1.1. Usure adhésive

Une énergie importante se produit sous forme thermique lorsque deux surfaces entrent en contact et en mouvement relatif. Cette énergie n'est pas évacuée à cause de la faible conductivité thermique des polymères.

Bowers et al [BOWE54] ont observé qu'au cours du frottement entre les polymères ou entre un polymère et un métal, la surface des polymères est fondue et elle a produit un film visqueux qui a adhéré à la surface antagoniste, et après un certain temps le frottement s'est exercé entre deux surfaces de même nature et non plus entre un polymère et l'antagoniste métallique.

Olivier BUCHHEIT [BUCH04] a montré que lorsque deux surfaces sont en frottement, des liaisons interfaciales entre les aspérités sont produites. Ces liaisons vont résister au déplacement relatif des deux surfaces en frottement, alors qu'elles vont détacher et adhérer à l'antagoniste si la force de cohésion est supérieure à la force d'adhésion. Ce processus est nommé « usure adhésive » [JEAN11], il est parmi les processus définissant le frottement global dans le cas des métaux d'après Bowden et Tabor [BOWD66].

II.2.1.2. Usure abrasive

On parle de l'usure abrasive, lorsque des particules solides glissent entre les surfaces qui interagissent. Ces particules sont incorporées ou bien détachées de l'un des deux surfaces au cours du frottement [UNAL05].

L'usure abrasive est due principalement à une rugosité importante ou à une fragilité du polymère ; les polymères ont un module d'élasticité ou une fragilité élevée abîmé à ce type d'usure.

La courbe de frottement des polymères fragiles en général, comme le PS et PMMA présents dans la **Figure 2.2**, est caractérisée par un stade transitoire et après elle atteint une valeur stable et élevée. Dès que la couche de débris est stable en épaisseur et en concentration, il faut noter que cette abrasion est abîmée aussi à l'antagoniste [HENN01].

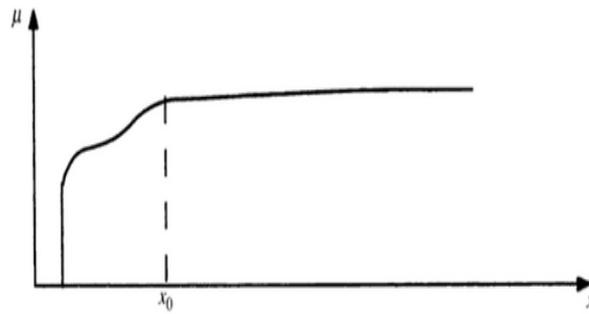


Figure 2.2 : Coefficient de frottement du couple PMMA-acier en fonction de la distance de frottement [HENN01].

On distingue deux types d'usure abrasive des polymères :

- abrasion à deux corps,
- abrasion à trois corps.

Il existe une autre approche de la description de l'usure abrasive. Expérimentalement on peut remarquer qu'il existe une corrélation entre la vitesse d'usure abrasive est le rapport $1/\sigma_u \epsilon_u$, où σ_u est la contrainte à la rupture et ϵ_u est la vitesse de déformation [LANC69].

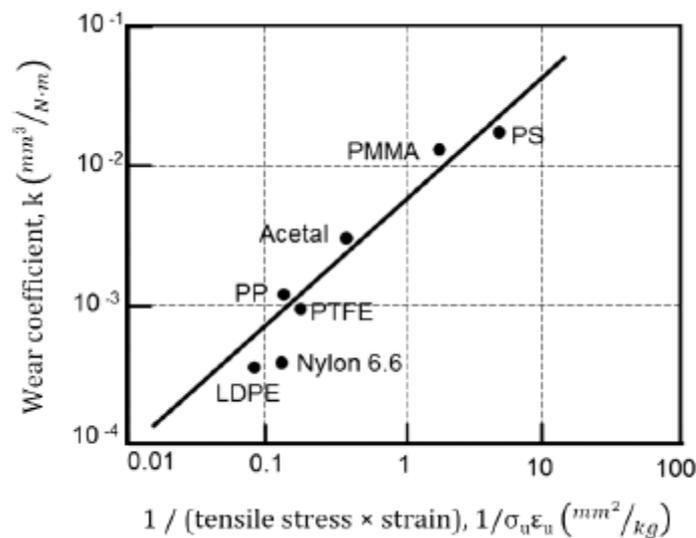


Figure 2.3 : Variation de la vitesse d'usure en fonction du rapport $1/\sigma_u \epsilon_u$ [LANC69].

II.2.1.3. Usure par fatigue et délamination

L'amorçage et la propagation de fissures de fatigue ont entraîné l'enlèvement de fragments entiers de matériau. Lorsque le coefficient de frottement est élevé, ce phénomène se produira en surface ; lorsque le coefficient de frottement est faible, il se produira dans la sous-couche.

II.2.1.4. Usure tribo-chimique (tribo-corrosion)

La présence d'un agent corrosif provoque une attaque chimique sur les surfaces et les produits de réaction qui se forment sur elles sont enlevés par frottement. L'agent corrosif peut résulter soit de l'altération chimique (hydrolyse, oxydation, interaction d'additifs, décomposition thermique, etc.) du liquide de refroidissement ou du lubrifiant, soit de l'atmosphère environnante (humidité, acides gaz de combustion, air salin, etc.).

Dans tous les cas, il suffit de déterminer le type de l'usure puis de modifier les caractéristiques de surface pour résister aux effets de l'usure. Parmi les solutions adéquates pour protéger les surfaces en contact, on trouve les revêtements protecteurs et le bon choix d'un lubrifiant approprié [BEND14].

II.2.2. Frottement dans les polymères

Le frottement traduit l'ensemble des phénomènes qui se produisent dans les zones superficielles des corps en contact et en mouvement relatif [CARL10].

Le coefficient de frottement ($\mu = F/N$) est donné par Amontons en 1699 [AMON99], où F : la force tangentielle et N la force normale. Ce coefficient caractérise l'état de l'ensemble tribologique et n'est pas une propriété intrinsèque du matériau.

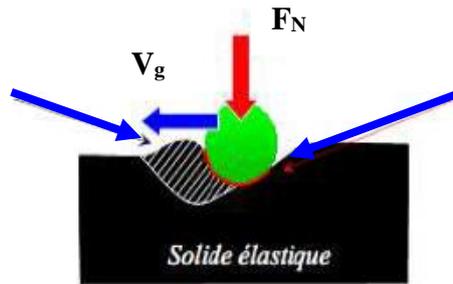
Le coefficient de frottement est la somme de deux coefficients de frottement dynamique (μ_d) et statique (μ_s).

Le coefficient de frottement dynamique représente la force nécessaire au déplacement. Alors que, le coefficient de frottement statique représente l'adhérence ainsi que la force nécessaire à la rupture des jonctions interfaciales créées entre les aspérités des corps en contact, au niveau de l'aire réel de contact [BOWD38]. La force de frottement F_T produite à une vitesse de glissement V_g (Figure 2.4) est effectuée par deux contributions et s'écrit de la façon suivante [DELE09] :

$$F_T = F_{\text{Déformation}} + F_{\text{Adhésion}} \quad 2.1$$

- ✓ Une force de déformation $F_{\text{Déformation}}$,
- ✓ Une force d'adhésion $F_{\text{Adhésion}}$ [BEND14].

Matière sollicitée par la mise en mouvement qui génère une force de résistance au frottement



Interaction moléculaires dans l'interface de contact qui sont à l'origine d'une force d'adhésion qui s'oppose au mouvement

Figure 2.4 : Représentation des efforts de frottement dans le cas d'un contact ponctuel (sphère rigide sur un substrat élastique) à un effort normal F_N et à une vitesse de glissement V_g [DELE09].

La décomposition du frottement en deux contributions (adhésion et déformation) est appliquée à tous les matériaux y compris les polymères. Les polymères possèdent toutefois des caractéristiques et des propriétés importantes conduisant à de nombreuses applications tribologiques.

Plusieurs auteurs ont décrit l'état de l'art de la tribologie des polymères [ABDE21, [YAMA90, NURU12, UNAL03, CHO16, MYSH05, MAYS15, SANT89, SINH18, MCKE16].

Le comportement tribologique d'un contact entre un polymère et un autre matériau présente différents mécanismes de détérioration tels que : l'adhésion, la déformation plastique ou le labourage (ploughing) et l'usure abrasive (Figure 2.5).

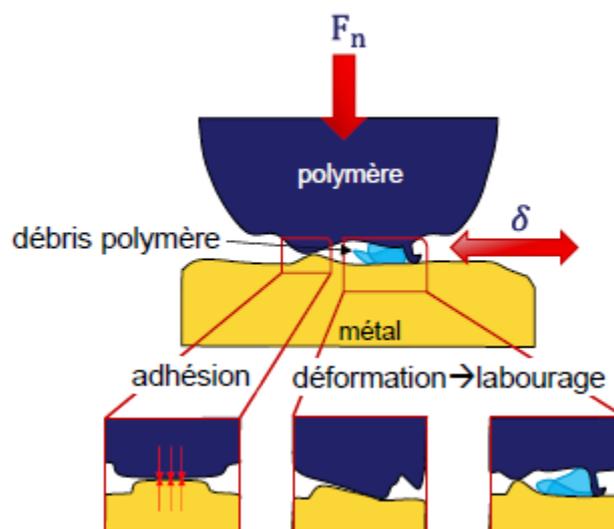


Figure 2.5 : Composantes de frottement adhésion et déformation (cas particulier de labourage). [SANA17]

Cette approche simplificatrice de Bowden et Tabor [**BOWD50**], schématisée par la **Figure 2.5**, illustre les différents mécanismes d'endommagement des surfaces frottantes. Les polymères ont un comportement tribologique très différent à celui des céramiques et des métaux. Cette différence est due aux propriétés viscoélastiques ou viscoplastiques des polymères, leurs faibles conductivités thermiques et leurs structures physico-chimiques [**SANA17**].

II.2.2.1. Composante adhésion du frottement

La composante d'adhésion est induite par la formation et la rupture des jonctions interfaciales entre les matériaux en contact. L'origine de cette composante peut être liée à la force de Van der Waals, capillaire ou bien électrostatique. Elle dépend essentiellement de la nature des surfaces en contact [**BEND14**].

Beaucoup de paramètres influent sur cette composante, tels que la nature des deux corps en contact, la chimie des surfaces, l'environnement et les conditions de sollicitation.

Plus la rugosité est élevée, plus la surface réelle de contact est moindre par conséquent plus cette composante est faible [**BEND14**].

Maeda et al. [**MAED02**] ont montré que le frottement entre les polymères thermoplastiques dépend généralement de la dynamique de réarrangement des segments des chaînes moléculaires au niveau de l'interface de cisaillement entre les surfaces de frottement. Par conséquent, le coefficient de frottement est réduit car les chaînes n'ont pas suffisamment de temps pour former des liaisons entre ces surfaces de frottement même à des vitesses de glissement élevées. De plus, le frottement peut être ajusté en fonction du degré de réticulation de ces chaînes polymères thermoplastiques.

Ces liaisons adhésives polymère/métal ont donné lieu au transfert de matières vers le métal antagoniste.

II.2.2.2. Composante déformation du frottement

Bowden et Tabor [**BOWD50**] indiquaient qu'au cours du frottement en condition de glissement, les aspérités de la surface la plus dure des deux matériaux en contact labourent la surface la plus molle. Comme décrit dans le modèle, la composante de déformation est une autre composante d'endommagement par frottement. Cette composante est une résistance du polymère au phénomène de labourage (ploughing). Selon les caractéristiques et les conditions

de chargement de polymère, les aspérités de la surface de polymère peuvent présenter une déformation viscoélastique ou viscoplastique. Les caractéristiques mécaniques du polymère comme le module de Young et la dureté doivent être pris en considération dans l'étude de cette composante de frottement ainsi que d'autres facteurs importants comme les conditions de frottement, l'environnement, les types de matériaux en contact, l'échelle d'observation métallographique... [SANA17].

II.3. Propriétés de l'endommagement des polymères

Nous pouvons citer brièvement les caractéristiques les plus importantes des dommages aux polymères

II.3.1. Les propriétés mécaniques : Depuis les travaux d'Archard [ARCH57], les lois de prédiction sont beaucoup développées. Les propriétés mécaniques sont la base de la plupart de ces modèles conçus pour prédire les tendances liées à l'usure. Les modèles d'usure des polymères peuvent être divisés en deux catégories (**Figure 2.6**).

II.3.1.1. Usure cohésive est contrôlée par un grand nombre de caractéristiques du matériau, tels que le module de conservation / perte, la ductilité et l'énergie de contact. L'usure abrasive et l'usure par fatigue font partie de l'usure cohésive.

II.3.1.2. Usure interfaciale, où l'énergie de contact se dissipe sur la surface (l'usure adhésive et corrosive appartient à l'usure interfaciale). Le volume requis ici est confiné à la couche de faible épaisseur sous la surface, et des changements physiques et chimiques majeurs se produiront (forte augmentation de la température de surface, corrosion, etc.).

Parmi tous les modèles disponibles pour les polymères, on peut citer les travaux suivants :

- ✓ Kragel'skii [KRAG65], adapté à l'usure par fatigue,
- ✓ Reznikovskii [REZN67] pour prédire la formation des rouleaux,
- ✓ Thomas [THOM75], décrit la formation des rides.

Une autre propriété mécanique très importante est la viscosité du polymère étudié, même à température ambiante, la déformation produite par la contrainte spécifique est fonction du temps. [BUCH04]

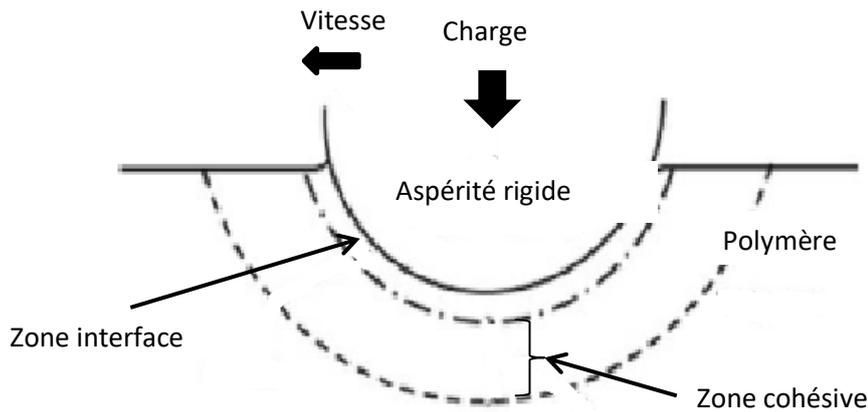


Figure 2.6 : Principaux modèles d'usure pour les polymères : usure interfaciale et cohésive [BRIS02].

II.3.2. Propriétés thermiques

Pour le système de frottement des polymères, la transition vitreuse peut avoir un impact important : la température de contact peut être augmentée jusqu'à ce que la T_g soit atteinte. En raison de la faible conductivité thermique des polymères, l'élévation de température peut être accélérée. De telles transitions thermiques peuvent provoquer des transitoires dans le mécanisme d'usure, notamment en raison de la forte dépendance entre les propriétés thermiques et mécaniques (visqueuses). Ces connexions peuvent être comprises plus facilement en utilisant le principe d'équivalence temps-température, qui permet d'extrapoler l'effet du temps ou de la température sur la viscosité sans avoir à couvrir toute la plage de températures ou le temps impliqué pendant le test.

II.3.3. Forme de la surface

La géométrie de la surface (ou topographie) du produit peut être modifiée au cours de son cycle de vie. En raison de la contrainte appliquée, la surface du produit sera déformée, élastiquement ou plastiquement, ou plus sévèrement usée (marques parallèles générées par l'usure abrasive, impact en usure érosive, piqure en usure corrosive...). Par conséquent, lorsque deux surfaces sont en contact, la zone de contact réelle est généralement inférieure à la zone de contact apparente [YAMA90]. Le contact se fait d'abord sur les aspérités des deux surfaces. Chaque aspérité crée un champ de contraintes et la réponse locale du matériau sous contrainte. L'augmentation locale de la température et les modifications chimiques au niveau des aspérités vont changer largement ces propriétés par rapport à la propriété du cœur (adoucissement du matériau)

II.4. Paramètres influant le comportement tribologique des polymères

II.4.1. Influence du matériau

La masse molaire du matériau est parmi les paramètres qui influencent le comportement tribologique et mécanique. Par exemple, le polyéthylène de très haute masse molaire (PEUHD) a une meilleure résistance tribologique qu'un polyéthylène de haute densité classique. Ceci peut être confirmé par des essais de traction. Aux faibles déformations, le module d'Young et la limite d'élasticité d'un PE de haute masse molaire sont moins élevés. Aux grandes déformations, le comportement s'inverse et le PE de haute masse montre un fort durcissement. Cet effet de masse molaire peut être lié au grand nombre de liaisons entre les lamelles cristallines. Ils sont situés dans la phase amorphe et jouent un rôle efficace dans le maintien de la cohésion de la structure des agrégats cristallins, notamment en cas d'usure. La morphologie semi-cristalline affecte également le frottement du polymère. Un exemple typique est le PTFE. En raison de son très faible coefficient de frottement, c'est l'un des polymères les plus utilisés en tribologie ($\mu \approx 0,03-0,15$). Cependant, en raison de sa morphologie semi-cristalline particulière, sa résistance à l'usure est très faible : les lamelles cristallines séparées par la phase amorphe sont empilées de manière à former une bande d'une centaine de micromètres de long. L'usure du PTFE s'effectue par arrachement continu des lamelles. Ce processus nécessitant peu d'énergie, la perte de matière est considérable.

II.4.2. Effet de la charge normale

La force de frottement est proportionnelle à la charge normale appliquée, cette loi est valide expérimentalement pour certains polymères (**Tableau 2.1**).

Shooter et Tabor [**SHOO52-1**] ont trouvé que le coefficient de frottement est resté pratiquement constant sous la charge normale allant de 10 à 100N. Le corps antagoniste est une bille en acier de diamètre 6,35 mm qui glisse sur les polymères PTFE, PMMA, PVC, PE et le nylon. D'autres chercheurs [**BOWE54, SHOOT52-2**] ont trouvé des résultats similaires suite à l'utilisation des polymères : PTFE, PFCE, PVC, PVDC et PE sous une charge normale allant de 2 à 15N et une charge allant de 10 à 40N pour les polymères : PTFE, PMMA, PS et PE.

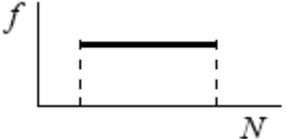
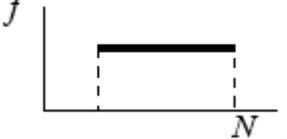
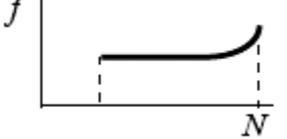
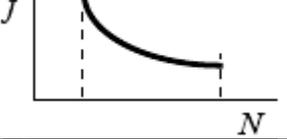
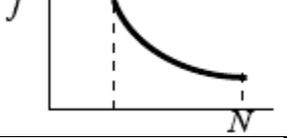
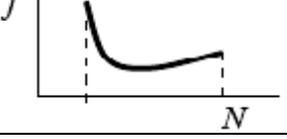
Tribologie des polymères

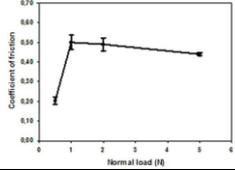
En dehors de cette plage, la proportionnalité entre la force de frottement et la charge normale appliquée reste invalide (chaque résultat dépend beaucoup plus du couple tribologique).

Une autre étude [MAYS15] montre que dans une plage de 0,02-1N, le coefficient de frottement décroît avec l'augmentation de la charge. Ce résultat est expliqué par la déformation élastique des aspérités de la surface. Il est intéressant de noter qu'un comportement similaire est caractérisé par les caoutchoucs pour lesquels la déformation élastique est typique.

D'un autre côté, l'augmentation de coefficient de frottement avec le croît de la charge appliquée est expliquée d'après N.K. Myshkin [MYSH05] par la déformation plastique des aspérités en contact.

Tableau 2.1 : Effet de la charge normale appliquée sur le coefficient de frottement des polymères

Auteurs	Matériaux et la charge normale appliquée	Représentation graphique
Bowers, Clinton, Zisman [BOWE54]	2–15N Acier-polymère (PTFE, PFCE, PVC, PVDC, PE)	
Shooter, Thomas [SHOO52-2]	10–40N Acier - polymère (PTFE, PE, PMMA, PS)	
Shooter, Tabor [SHOO52-1]	10–100 N Acier - polymère (PTFE, PE, PMMA, PVC, nylon)	
Rees [REES57]	Acier - polymère (PTFE, PE, nylon)	
Bartenev [BART81], Schallamach [SCHA52]	Théorie Acier-caoutchouc	
Kragelskii [KRAG82]	Théorie Acier-caoutchouc	

Aounallah S, Loucif K et Benghalem N-K [AOUN22]	0.5-5N PS- Acier 100Cr6	 <table border="1"><caption>Data for Coefficient of friction vs Normal load (N)</caption><thead><tr><th>Normal load (N)</th><th>Coefficient of friction</th></tr></thead><tbody><tr><td>1</td><td>0.20</td></tr><tr><td>2</td><td>0.55</td></tr><tr><td>5</td><td>0.45</td></tr></tbody></table>	Normal load (N)	Coefficient of friction	1	0.20	2	0.55	5	0.45
Normal load (N)	Coefficient of friction									
1	0.20									
2	0.55									
5	0.45									

Ainsi, Krageliskii [KRA65] a montré que le coefficient de frottement passe par un minimum correspondant à la transition d'un contact élastique à un contact plastique.

II.4.3. Effet de la vitesse de glissement

La vitesse de glissement est un autre paramètre important influant sur le comportement tribologique des polymères. Il existe une dépendance complexe entre le coefficient de frottement et la vitesse de glissement

Nous avons vu dans les théories anciennes (Amontons [AMON99], Colomb [COUL21]) que le coefficient de frottement est indépendant de la vitesse de glissement. Il existe une relation complexe entre le coefficient de frottement et la vitesse de glissement en raison de l'évolution des propriétés de relaxation des macromolécules. En effet, on enregistre deux points essentiels :

1. On observe une forte influence lorsque la température de l'essai s'approche de la température de transition vitreuse.
2. A une basse température, la variation du coefficient de frottement est minimale voire quasi-inexistante.

Divers auteurs ont étudié l'effet de la vitesse de glissement sur différents matériaux : un polymère contre un polymère ou contre un métal. Ces résultats obtenus sont présentés dans le **Tableau 2.2**. L'augmentation de la vitesse de glissement va accélérer l'augmentation de la température de l'interface (équivalence temps-température). Shooter et Tomas [SHOO52-2] ont montré que le coefficient de frottement était indépendant de la vitesse pour une gamme de la vitesse allant de 0.01 à 0.1cm/s pour du PTFE, PE, PMMA et PS.

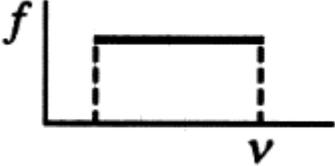
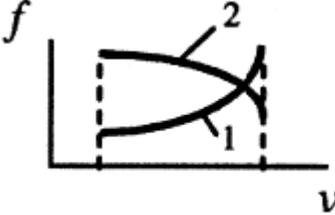
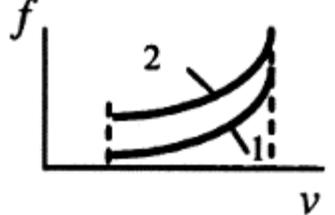
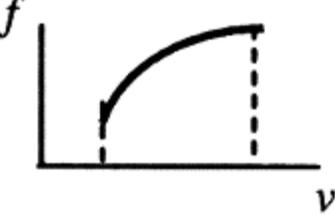
Pour des matériaux viscoélastiques, on distingue trois cas

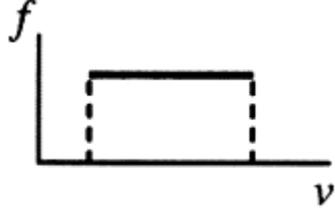
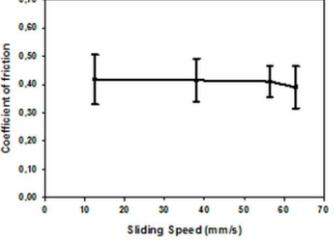
1. A une plage de faible vitesse de glissement, dans la zone de contact, la résistance visqueuse est augmentée, ce qui conduit à une augmentation du frottement en fonction de l'augmentation de la vitesse de glissement (exemple de PTFE)

Tribologie des polymères

2. A une plage de vitesse plus importante, on remarque que les temps de contact sont plus faibles ce qui réduit la force de frottement.
3. A la plage intermédiaire de la vitesse, il y a une concurrence entre les divers facteurs et un frottement maximal se produit. Sa position dépend des propriétés de relaxation de chaque polymère.

Tableau 2.2 : Effet de la vitesse de glissement sur le coefficient de frottement des polymères

Auteurs	Matériaux et la vitesse de glissement	Représentation graphique
Shooter, Thomas [SHOO52-2]	0.01–0.1 cm/s Acier - polymère (PTFE, PE, PMMA, PS)	
Milz, Sargent [Milz55]	4–183 cm/s Polymère - polymère 1 — Nylon, 2 — PC	
Fort [FORT62]	10–5–10 cm/s Acier - polymère (PTFE)	
White [WHIT56]	0.1–10 cm/s Acier - polymère (1 — PTFE, 2 — Nylon)	
Flom, Porile [FLOM55-1], [FLOM55-2]	1.1– 180 cm/s Acier - polymère (PTFE)	

<p>Oloffson, Gralben [OLOF47]</p>	<p>1.5 cm/s Polymère - polymère (fibres)</p>	
<p>Bartenev and Lavrentiev [BART81], Schallamach [SCHA52]</p>	<p>Théorie Acier- caoutchouc</p>	
<p>Aounallah S, Loucif K et Benghalem N-K [AOUN22]</p>	<p>12.5-63 mm/s PS- Acier 100Cr6</p>	

II.4.4. Effet de la température

Le caractère viscoélastique/viscoplastique des polymères influe sur l'élévation de température au cours du frottement,

Donc, il existe plusieurs raisons de l'augmentation de la température :

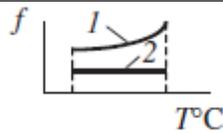
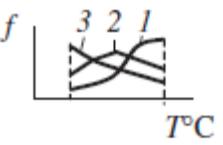
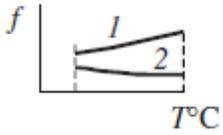
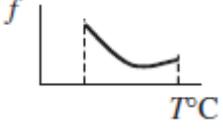
- la déformation de la surface de frottement va dissiper une énergie,
- la conductivité thermique faible des polymères,
- la rupture des jonctions interfaciales de l'adhésion entre les corps en contact,
- la résistance à la force tangentielle de frottement au cours du mouvement,
- une grande vitesse de glissement ou forte charge normale appliquée.

Des travaux (voir le **Tableau 2.3**) ont montré une corrélation entre les caractéristiques mécaniques et les caractéristiques tribologiques. Les propriétés mécaniques des polymères sont très sensibles à l'augmentation de la température. Ces caractéristiques comme le module de Young, la limite élastique, la limite à la rupture et la dureté sont abaissés à une température au voisinage de la température de fusion dans le cas d'un polymère semi-cristallin ou température de transition vitreuse dans le cas d'un polymère amorphe. Donc le comportement mécanique et le comportement tribologique sont totalement changés.

Tribologie des polymères

Le tableau 2.3 résume les différents effets possibles de la température sur le frottement de divers polymères.

Tableau 2.3 : Effets de la température sur le coefficient de frottement de divers couple polymère/acier

Auteurs	Matériaux	Température et conditions de test	Représentation graphique
Shooter, Thomas [SHOO52-2]	1 — PS, 2 — PTFE	20°C–80°C Steel–polymer	
Ludema, Tabor [LUDE66]	1, 2 — PCTFE, 3 — PP	–50 – 150°C Steel–polymer 1 : $v = 3.5 \times 10^{-5}$ cm/s 2 : $v = 3.5 \times 10^{-2}$ cm/s	
King, Tabor [KING53]	1 — PE, 2 — PTFE	–40 C–+20 C Steel–polymer	
Schallamach [SCHA52]	Rubber	20 C–200 C Steel–polymer	

II.4.5. Effet de la rugosité

Le volume usé d'un contact polymère/métal est généralement passé par deux étapes : il décroît dans un premier temps et passe par un minimum puis il recroît en fonction de la rugosité (**Figure 2.7**).

Cette évolution est attribuée aux mécanismes d'interaction et de dégradation. Donc, deux mécanismes qui contrôlent cette évolution. Premièrement, c'est l'adhésion et l'usure du polymère par transfert au frotteur, c'est le cas des polymères comme PTFE et PE.

Le deuxième mécanisme est apparu dans les polymères rigides comme PS et PMMA. Il s'agit donc d'une usure abrasive. Alors, les débris résultants sont dus à la fissuration et à la fatigue mécanique des surfaces en frottement. L'augmentation de rugosité diminue l'adhésion

et la fatigue mais induit de plus en plus de débris. La rugosité minimisant le frottement ou l'usure résulterait donc d'un compromis entre ces divers mécanismes d'interaction.

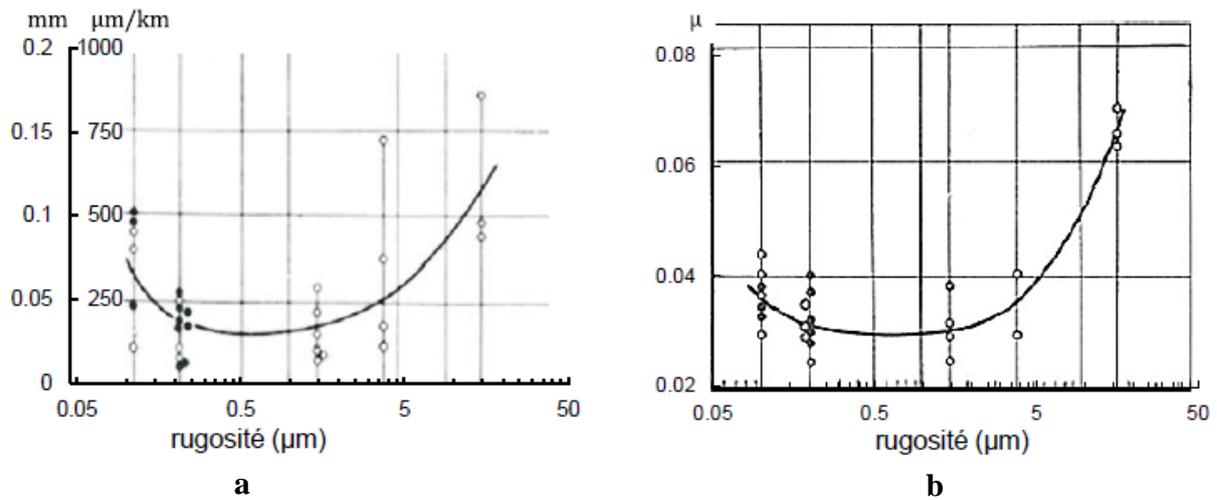


Figure 2.7 : Evolution de l'usure (a) et de coefficient de frottement (b) en fonction de la rugosité pour un contact PTFE/Acier [UETZ67, KRAG82, SANA17]

La **Figure 2.8**, établie par Lancaster et al [LANC69], illustre l'influence de la rugosité de la surface du contre corps en acier doux sur l'évolution de la vitesse d'usure K en comparant différents polymères dans la gamme de rugosité comprise entre 0.1 et 2 μm .

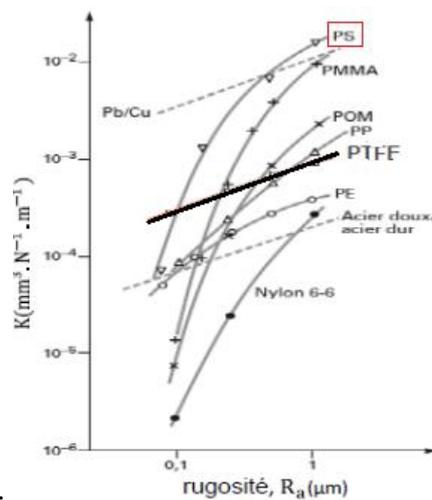


Figure 2.8 : Evolution de la vitesse d'usure K en fonction de la rugosité R_a du contre corps en acier doux : comparaison entre différents polymères et analogie à un couple acier doux ($R_a = 0.1\mu\text{m}$) /acier dur [EVAN79, SANA17]

D'après cette **Figure 2.8**, on cite que :

- la vitesse d'usure de polystyrène PS est proportionnelle à la rugosité,

- le polystyrène est un polymère rigide donc il est parmi les polymères à une vitesse d'usure plus élevée.

II.5. Lois d'usure

L'analyse de l'usure au niveau de contact est établie par différents modèles et approches. A titre d'exemple, on cite les travaux de Meng et Ludema [MENG95], leurs travaux synthétisent l'ensemble des connaissances sur les modèles d'usure.

L'étude de l'usure est basée principalement sur deux approches : la loi d'Archard [ARCH57] et les lois énergétiques extraites et synthétisées dans les travaux de Herisson [HERI09].

Les lois d'usure traitent de différents phénomènes la perte de masse entre autres, l'endommagement, la modification des propriétés mécaniques et la fissuration.

Dans cette thèse nous nous intéressons par la loi d'Archard.

II.5.1. Loi d'Archard

Archard a proposé une loi empirique linéaire à partir des travaux de Holm [HOLM46], qui présente plusieurs formes de formulation. Cette loi est applicable lorsque la déformation des aspérités de contact reste dans le domaine élastique.

La première forme de cette loi établit une relation proportionnelle entre la variation de volume (perte de masse) ΔV , la charge normale appliquée F_n , la distance de glissement d parcourue et la dureté du matériau le plus mou des deux corps en contact H_{mou} :

$$\Delta V = K * \frac{F_n * d}{H_{mou}} \quad 2.2$$

K est le facteur qui caractérise la vitesse ou le taux d'usure.

Par la suite, cette formule est développée pour l'utilisation générale dans le cas des matériaux de nature ou de propriétés très différentes (frottement de couple polymère/métal),

$$\Delta V = K * F_n * d \quad 2.3$$

Ce facteur est utilisé pour déterminer les mécanismes d'usure (sévère ou doux) et permet de faire une comparaison entre les différents systèmes tribologiques.

Tribologie des polymères

Pour faire une analyse quantitative de l'usure, la bibliographie propose différentes lois d'usure. Ces lois font intervenir différents paramètres mécaniques, physiques ou durées des essais chez les polymères. Ces lois vont du simple aux compliquées où elles font affaire à des pondérations empiriques. Quelques lois sont rassemblées dans le **Tableau 2.4**.

Tableau 2.4 : Différents modèles d'usure abrasive des polymères proposés par de nombreux chercheurs.

loi d'usure d'Archard [ARCH57] $v = k \frac{Wd}{H}$ 2.4	K : facteur d'usure, W : force normale, d : distance de glissement et H : dureté du matériau le plus doux
Model de Rhee's [RHEE71] $\Delta w = KW^a v^b t^c$ 2.5	Δw : perte de masse des polymères, K : facteur d'usure, W : force normale, v : vitesse de glissement, t : temps et a, b, c : paramètres dépendant du matériau pour un système donné
Kar et Bahadur [KAR74] $v = \frac{1,5K\gamma^{1,775} p^{1,47} d^{1,25}}{E^{3,225}}$ 2.6	γ : l'énergie de la surface, p: pression de contact, d: distance de glissement (pour un système POM)
Wang et all $V\alpha \frac{W^{3/2} R_a^{3/2}}{S^{3/2} e}$ 2.7	Appliqué pour l'usure abrasive microscopique de polymère.
Evans et Marshall [EVAN81] $v = \frac{P_n^{\frac{9}{8}} \left(\frac{E}{H}\right)^{4/5} \cdot d}{K_c^{1/2} \cdot H^{5/8}}$ 2.8	V: volume usé, E: module de Young, H: dureté, P_n : force normale, k_c : facteur, d: distance de glissement

II.6. Comportement tribologique du polystyrène

II.6.1. Tenue à l'usure

Le polystyrène est une matière plastique importante. De nombreux chercheurs [**BIST06, BIST08, LOOI19, RICE13, WOOD97**] ayant étudié le frottement et l'usure de couple polystyrène/ (polymère ou métal) et ont trouvé que le coefficient de frottement de polystyrène est relativement élevé en contact avec des surfaces métalliques et à un facteur de perte élevé [**SUMA13**]. Nous citons dans ce paragraphe quelques travaux sur l'usure de polystyrène.

Tribologie des polymères

La **Figure 2.9** présente la variation de volume usé (en présence de particules abrasives) en fonction de la distance de glissement parcourue du polystyrène pour différentes charges appliquées à une vitesse de rotation constante. Une étude similaire pour différents polymères présente la variation de la vitesse d'usure abrasive en fonction de la charge appliquée.

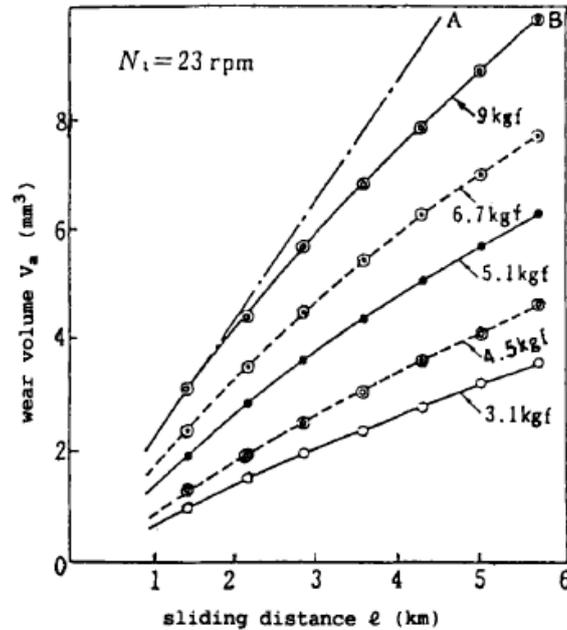


Figure 2.9 : Variation de volume usé du polystyrène en fonction de la distance de glissement parcourue pour différentes charges appliquées [YAMA90].

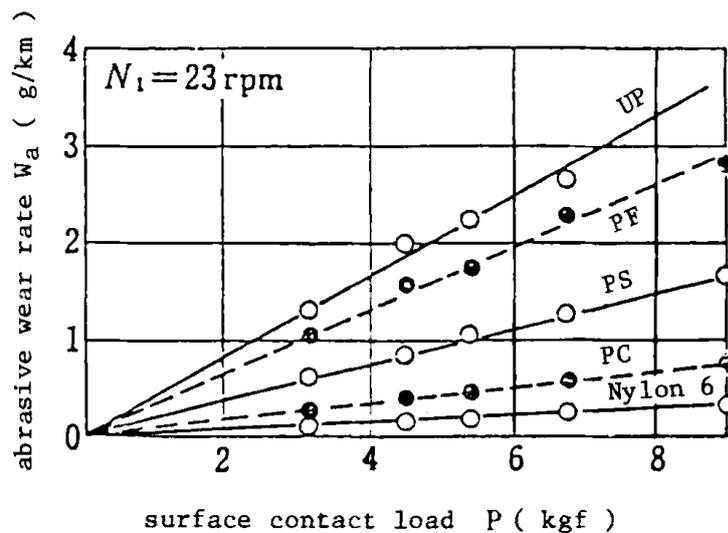


Figure 2.10 : Variation de la vitesse d'usure abrasive en fonction de la charge de contact pour différents polymères [YAMA90]

Tribologie des polymères

Les deux **Figures 2.9-10** montrent que le volume usé (ou la vitesse d'usure) de différents polymères varie presque linéairement en fonction de la distance de glissement et de la force normale appliquée.

La **Figure 2.10** montre la relation entre la vitesse d'usure abrasive et la pression de contact pour différents polymères. Si on utilise (loose abrasives), la **Figure 2.11** montre des relations similaires pour sept polymères lors d'utilisation de (bonded abrasive with taber abrader). A partir de ces **Figures 2.9-11** on peut voir que le volume usé proportionnel est presque linéaire avec la charge de contact, polystyrène est une exception

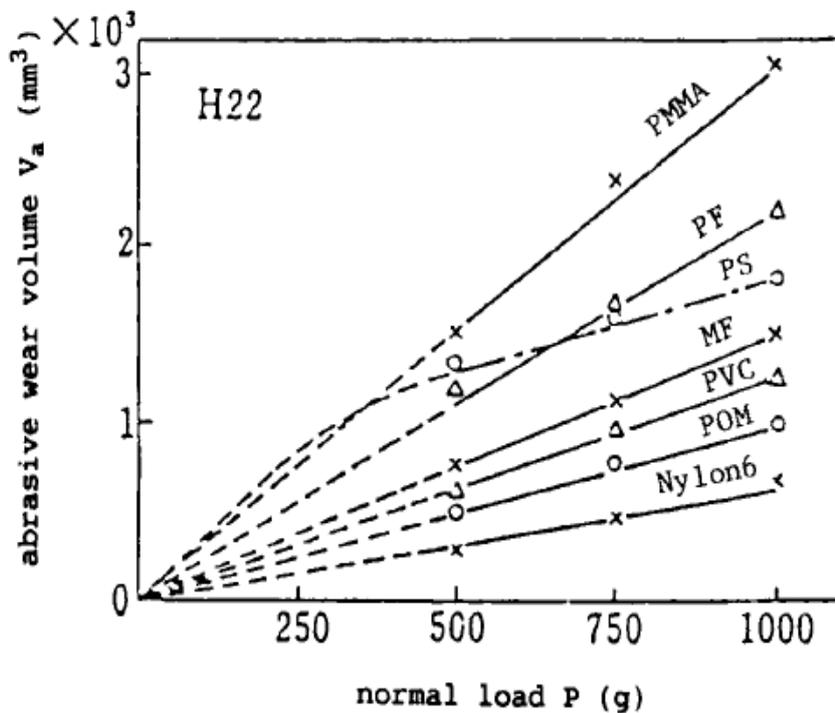


Figure 2.11 : Variation de volume d'usure abrasive en fonction de la charge normal appliqué [YAMA90]

Finalement, les études récentes [BIST06, BIST08, LOOI19, RICE13, WOOD97] réalisées sur le polystyrène évoquent trois principaux mécanismes qui contrôlent son comportement tribologique : l'abrasion, l'adhésion et la déformation viscoélastique. Ces mécanismes s'interfèrent fréquemment et dans certains cas ils se manifestent indépendamment selon les plages de vitesses de glissement, de forces normales et les températures choisies. Cette interférence de mécanismes laisse la relation entre le frottement et l'usure très complexe et on trouve une grande difficulté d'appliquer les différentes lois d'usure et de frottement, comme les lois d'Archard [ARCH57].

II.6.2. Etude du coefficient de frottement

Analogiquement à la tenue à l'usure, le coefficient de frottement du polystyrène présente un comportement très complexe, soit avec les polymères ou avec les métaux. Les mécanismes discutés dans le paragraphe précédent demeurent les mécanismes qui contrôlent les frottements du polystyrène.

Selon la synthèse de Yamagushi [YAMA90], le tableau 2.5 rassemble des valeurs du coefficient de frottement dynamique du polystyrène avec d'autres matériaux (différents types de polymères) sous les conditions suivantes :

- une vitesse de glissement de 62mm/s,
- une pression de l'ordre de 0,1MPa,
- une température ambiante de 20°C,
- une humidité relative de 60%.

Tableau 2.5 : Coefficient de frottement dynamique de polystyrène avec différentes combinaisons de matériaux.

	acier	PC	Nylon	POM	PMMA	PVC	PS	PE	PEFTE	ABS
PS	0,368	0,375	0,171	0,053	0,345	0,333	0,467	0,165	0,108	0,263

Le **tableau 2.6** donne le coefficient de frottement de quelques polymères vis-à-vis de l'acier dans les mêmes conditions que le **tableau 2.5**. On remarque, relativement avec les autres polymères, que le coefficient de frottement change en fonction de la position des pièces antagonistes. Ce changement de coefficient de frottement est attribué au déplacement des symétries moléculaires quand le polymère est en mouvement. Si le polymère est fixe alors que l'acier est mobile, le coefficient de frottement est faible. Cela est dû à l'immobilité des arrangements moléculaires [YAMA90].

Tableau 2.6 : Coefficient de frottement μ_k entre l'acier et différents polymères sous les conditions : 0.1MPa et 62mm/s [YAMA90]

Type de polymère	Coefficient de frottement cinétique		
	Acier/P	P/Acier	moyenne
Polystyrène (PS)	0,368	0,517	0,442
Polyméthacrylate (PMMA)	0.568	0.385	0.476
ABS resin (ABS)	0.366	0.376	0.371
Polyvinyl chloride (PVC)	0.219	0.216	0.217

Chapitre 03 :
Matériaux & Techniques
expérimentales

Dans ce chapitre, nous allons présenter le matériau, sujet de cette étude et décrire les techniques expérimentales utilisées. Nous discutons en même temps la procédure expérimentale et le protocole suivi lors de chaque essai. Les conditions d'essais tribologiques et mécaniques seront justifiées.

Pour la préparation des échantillons en respectant les normes d'essais, un parc de machine outils a été mis à notre disposition. Ces machines-outils seront décrites chacune au moment de la description de l'essai.

III.1. But du travail

Le présent travail a pour les buts suivants :

a – Caractérisation mécanique : Cette partie a été effectuée dans le but de vérifier les caractéristiques du matériau utilisé affichées par le fabricant d'une part, et d'autre du fait que le comportement tribologique des polymères dépend fortement de ces caractéristiques. A cet effet, les échantillons doivent être tous de la même série ou découpés de la même tôle. Ces exigences permettent d'éviter toute éventuelle dispersion induisant des effets indésirables sur le comportement tribologique. Des échantillons structurellement homogènes conduisent à des résultats tribologiques comparables même reproductibles.

b – Caractérisation tribologique : Le but de cette partie est la détermination des mécanismes conduisant à la détérioration superficielle et l'endommagement de l'aspect synthétique du produit au cours d'utilisation. Ces mécanismes contrôlent le comportement tribologique et l'usure de la surface.

c – Relation mécanique tribologique : Enfin, la recherche de corrélation mécanique tribologique revêt d'une grande importance telle qu'on peut relier un mécanisme tribologique à une caractéristique mécanique ou microstructural.

III.2. Matériau d'étude

Le matériau sujet de notre étude est le polystyrène cristal. Ce nom le tire de sa transparence et son éclat cristal. C'est un polymère thermoplastique à un état amorphe dû à la présence de benzène dans sa structure moléculaire. C'est la matière première qui est utilisé dans la fabrication des bacs à fruit des réfrigérateurs de l'unité de CONDOR de Bordj Bou Arreridj. Selon le fournisseur étranger (Espagne), il présente les propriétés suivantes :

Tableau 3.1 : Propriété du polystyrène cristal selon le fournisseur (D'après la fiche technique de la matière).

Propriétés	valeurs
Indice de fluidité (g/10min)	12
Température Vicat (°C)	86
Résistance au choc Charpy à 23°C (KJ/ m ²)	8
Résistance aux chocs Izod (KJ/m ²)	≤ 2
Contrainte de traction à la rupture (MPa)	42
déformation minimal à la rupture (%)	2
Module d'élasticité en traction (MPa)	3100
Module d'élasticité en flexion (MPa)	2900
Masse volumique	1.05
Dureté Shore D	80

Les échantillons ont été découpés selon le besoin de l'essai à partir des parois du bac à fruits de réfrigérateur. Le choix du bac à fruit est basé sur le fait qu'il fournisse beaucoup d'échantillons similaires.

Afin de voir de près l'origine des échantillons, nous devons présenter la procédure de fabrication des bacs à fruit. Celle-ci se déroule de la façon suivante.

- **Préparation de la matière** : Les granulats (sous forme de billes transparentes de diamètre 2 à 3 mm) dosés avec le colorant désiré sont mélangés dans des grands bacs de 450 kg à 500 kg, pour être ensuite aspirée (par un aspirateur) vers une trémie (**Figure 3.1**). A l'intérieure de la trémie, les granulats vont subir l'opération d'étuvage, qui consiste à éliminer l'humidité des billes du polymère, sous une température déterminée selon la matière première et le climat (60°C à 65°C). Dans notre cas, aucun colorant n'a été ajouté.



Figure 3.1 : Granulats du polystyrène cristal

- **Passage à l'état fondu** : Les granulats sont prêts à être fondus, suite au passage dans un fourreau. A l'extérieure de ce dernier, on trouve des bandes chauffantes réglables. En général, la température varie le long du fourreau de 180°C à 220°C.
- **Etape d'injection** : A 220°C, la matière devient fluide (pâteuse), elle est prête à être injectée, sous une pression bien déterminée, dans des moules. Cette pression est réalisée par l'avance de la vis actionnée par le vérin.
- **Refroidissement** : Après l'injection, un cycle de refroidissement est assuré par un circuit fermé d'eau, relié avec un refroidisseur de température réglable de façon à garder la température du moule entre 30 à 50°C.
- **Ejection** : Après l'ouverture du moule, les éjecteurs séparent le bac et le moule.

Les paramètres technologiques d'injection, telles que la température, la pression d'injection et le cycle de refroidissement, sont choisis suivant le produit. C'est à dire, ils sont réglés dès le départ d'une façon optimale, selon les recommandations du fournisseur, de telle sorte à garantir la qualité de produit (**Figure 3.2**).

Figure 3.2 : Bac à fruit fabriqué par injection



Au niveau du laboratoire, le bac à fruit est réduit en plaques (tôles) par une tronçonneuse à fil (**Figure 3.3**). De ces plaques, les échantillons seront usinés selon les essais.

Figure 3.3 : Tronçonneuse à fil



III.3. Caractérisation mécanique

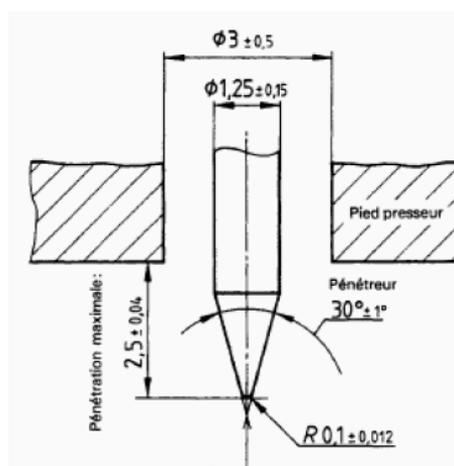
III.3.1. Essai de dureté

III.3.1.1. Dureté Shore

La dureté Shore s'effectue par l'application d'un effort, par l'intermédiaire d'un ressort étalon, tendant à enfoncer un pénétrateur de forme définie dans le matériau à essayer. La profondeur de pénétration varie en sens inverse de la dureté. Le duromètre comporte essentiellement :

- Un socle presseur : d'une dimension telle qu'on puisse y inscrire un cercle de 6 mm de rayon percé en son centre d'un trou de 2.5 à 3.5 mm de diamètre.
- Un pénétrateur : constitué d'une barre d'acier trempé de forme et de dimension indiquée ci-dessous (**Figure 3.4**).

Figure 3.4 : Pénétrateur pour le duromètre de type D



- Un appareil indicateur : permettant de lire l'enfoncement en unités arbitraire, telle que 0 corresponde à l'enfoncement maximum (2.46 à 2.54 mm) et 100 à un enfoncement nul.
- Un ressort étalon pour appliquer au pénétrateur une force répondant à la relations suivantes :

$$\text{Méthode D : } F = 445 \text{ HD}$$

3.1

- Un support pour Duromètre Shore : permettant de maintenir le Duromètre Shore et de le presser sur l'échantillon avec une force.

La dureté Shore a été effectuée sur le duromètre Shore du département de Génie des polymères de l'université Sétif 1.

III.3.1.2. Dureté Vickers

Pour la dureté Vickers, on mesure l'empreinte laissée par un pénétrateur en pyramide droite en diamant à base carrée dont l'angle au sommet est de 136° . L'empreinte obtenue est un carré et est mesurée, selon les deux diagonales, moyennant un microscope optique.

Les essais de dureté ont été effectués sur un Duromètre de type ZHU 2.5 (**Figure 3.5**) et TUKON 2500 WILSON HARDNESS (**Figure 3.6**) permettant de réaliser différentes formes de dureté.

Le premier est instrumenté, il peut donner le comportement du matériau en portant la variation de la profondeur de pénétration en fonction de la force d'application ou la dureté Martens suivant la loi de pénétration.



Figure 3.5 : Duromètre de type Zwick ZHU2.5



Figure 3.6 : Duromètre de type TUKON 2500 WILSON HARDNESS

Selon la sensibilité des Duromètres, les essais de dureté ont été effectués comme le montre le tableau suivant (**Tableau 3.2**).

Tableau 3.2 : Duretés utilisées et leurs charges.

Dureté	Duromètre	Charge (N)
Vickers	Tukon Wilson Hardness	0.5, 1, 2, 5
	Zwick ZHU 2.5	5, 10
Shore		10, 30, 50

La durée de maintien sous charge est fixée à 15 secondes pour les trois types de dureté.

III.3.2. Essai de résilience

La résilience est la rupture d'une éprouvette sous l'action d'une charge dynamique appliquée par un mouton-pendule. Dans notre cas, nous avons choisi la résilience selon le mode Izod (**Figure 3.7**). Cet essai a pour but de déterminer le travail nécessaire pour rompre une éprouvette de section connue. L'aptitude que possède un matériau à résister au choc s'appelle : résilience Izode. Ce dernier est l'énergie nécessaire à la rupture, elle est généralement désignée par la lettre K et exprimée en J/cm^2 . Les échantillons destinés à cet essai ont une forme prismatique, d'une épaisseur de 3mm, une largeur de 18mm et une longueur de 40mm et entaillé en forme de V au milieu de l'éprouvette. L'entaille à un angle de 45° et une profondeur de 2.13mm.

L'énergie W absorbée par l'échantillon après cassure est donnée par la machine utilisée. La résilience est calculée par :

$$K = W/S \quad \text{telle que } S : \text{section rompue de l'éprouvette (cm}^2\text{)}.$$

Figure 3.7 : Éprouvette rompue après l'essai de résilience



L'essai de résilience a été effectué sur un mouton pendule Izod du département de génie des procédés de 300joules. C'est un mouton pendule de type Résil Impacteur muni d'un afficheur de l'énergie de rupture (**Figure 3.8**).

Figure 3.8 : Mouton pendule Izod de type Résil Impacteur



III.3.3. Essai de traction

Une éprouvette de géométrie parfaitement définie est encastrée à un système dynamométrique par une rotule, de telle sorte que l'axe des efforts appliqués soit confondu avec celui de l'éprouvette. L'autre mors, mobile, est relié à un système d'entraînement à vitesse de déplacement choisie. Les éprouvettes utilisées ont la même forme suivante décrite par la norme NF EN ISO 527. C'est essai est effectué selon les conditions suivant :

- Essais réalisés à 20°C à différentes vitesses de chargement : 0.01, 0.02 et 0.05mm/min.
- Essais réalisés à une vitesse de chargement constante 0.01mm/min à différentes températures : 30, 35, 40 et 45°C
- Essais réalisé à une vitesse de chargement constante 0.1mm/min à différentes températures : 40, 50, 60 et 65°C.

Ce changement de conditions d'essais a été dicté par la recherche de changement éventuel de comportement du matériau.

Les éprouvettes de traction ont été soigneusement usinées par fraisage avec un gabarit dimensionné au préalable. Elles sont ensuite décapées aux bords afin d'éliminer tout effets de bord. La forme et les dimensions sont données par le **tableau 3.3** et la **figure 3.9-10**.

Tableau 3.3 : Dimensions d'éprouvette de traction normalisée

Largeur totale (mm)	L_3	≥ 150
Longueur partie calibrée (mm)	L_1	80 ± 2
Rayon (mm)	r	20 à 25
Distance initiale entre mâchoires (mm)	L	115 ± 1
Distances entre parties larges à face parallèles (mm)	L_2	104 à 113
Largeur aux extrémités (mm)	b_2	20 ± 0.2
Largeur partie étroite (mm)	b_1	10 ± 0.2
Épaisseur recommandée (mm)	h	4 ± 0.2
Longueur de référence (mm)	L_0	50 ± 0.5

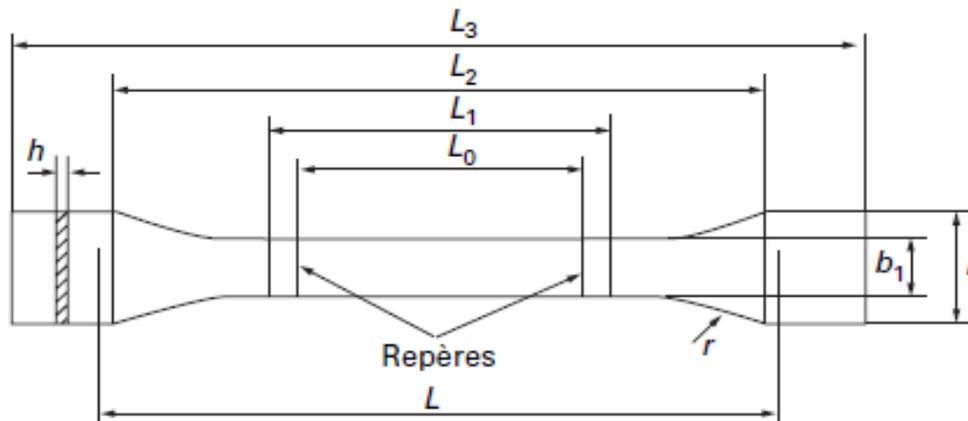


Figure 3.9 : Éprouvette de traction normalisée

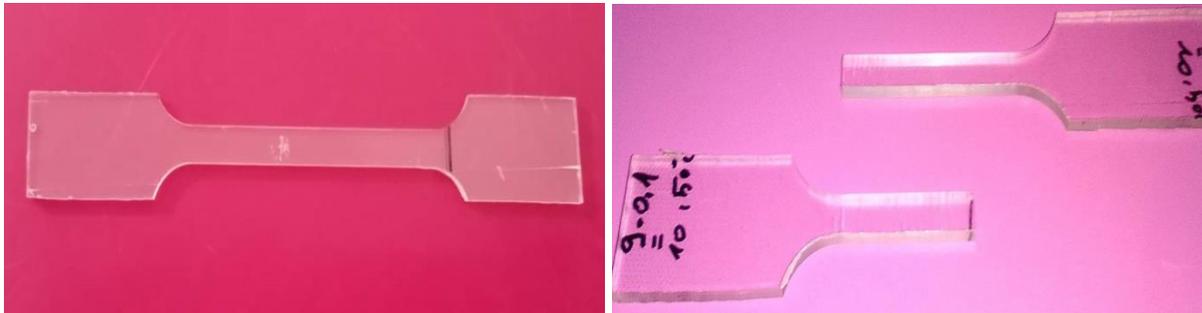


Figure 3.10 : Éprouvette de traction normalisée usinée avant et après l'essai de traction

La machine de traction utilisée est une machine de type Zwick Rowell 100KN (**Figure 3.11**). Elle est équipée de deux traverses l'une est mobile et l'autre est fixe comportant les mors sur lesquelles sont montées les éprouvettes. Pour mesurer l'allongement, nous avons monté sur la machine un capteur de déplacement (extensomètre). Le pilotage et l'acquisition de toutes les mesures sont réalisés à l'aide d'un ordinateur muni d'un logiciel spécifique. La courbe contrainte-déformation de traction ainsi que tous les paramètres dont on a besoin comme le module d'élasticité sont affichés sur l'écran, puis enregistrés

Figure 3.11: Machine de traction Zwick Rowell 100 KN.



III.4. Caractérisation tribologique

III.4.1. Tribométrie

Cet essai est basé sur le principe pion disque où la force normale est appliquée directement sur le pion. Le pion est monté sur un levier portant une cellule de charge mesurant la force tangentielle subie par le pion. La force normale est fixée par un ensemble de masses bien calibrées. Le pion est une tige cylindrique creuse portant à son extrémité inférieure une bille de matériau choisi au préalable.

Les essais d'usures sont réalisés sur un tribomètre de type Nanovea de configuration pion sur disque (**Figure 3.12**). Le pion est une bille d'acier inoxydable de diamètre 5 mm et de dureté 62 HRC. Le disque est un échantillon de polystyrène Cristal. La surface usée prendra la forme d'une couronne circulaire, nommée piste, de rayon moyen R , choisi d'avance, et d'une largeur dépendant de l'enfoncement de la bille dans la surface de l'échantillon. Ce dispositif est piloté par microordinateur et peut donner la variation de coefficient de frottement en fonction de temps.

Figure 3.12 : Tribomètre type Nanovea de configuration pion disque.



Les conditions d'essais sont données comme suit :

- contact ponctuel : bille/PS ;
- Force de contact : 0.5, 1, 2 et 5N ; qui correspond respectivement aux pressions de contact suivantes : 39, 49.2, 62, et 84 MPa.
- Rayon de la piste : 6 mm ;
- Vitesse de rotation du disque : 20, 60, 90 et 100 tr/min ; qui correspondent respectivement aux vitesses linières suivant : 12.5., 38, 56.5, et 63 mm/s,
- Durée de l'essai : 15 min,
- Environnement : sec

III.4.2. Grandeurs mesurées

Pour mesurer la largeur de chaque piste, nous avons utilisé le projecteur de profil, existant dans laboratoire de métrologie. Cet appareil est du type MP320. C'est un instrument optique qui projette l'ombre d'un objet sur une table graduée avec un grossissement 10 ou 100x (**Figure 3.13**). La mesure est effectuée par le déplacement d'une règle imprimée suivant deux axes perpendiculaires et un enregistreur micrométrique à affichage digital.



Figure 3.13 : Projecteur de profil.

La tenue à l'usure a été suivie par la pesée des échantillons avec balance de mesure Sartorius à affichage digital dont l'erreur est de 0,05mg (**Figure 3.14**).



Figure 3.14 : Balance de mesure Sartorius.

III.5. Caractérisation microscopique

III.5.1. Microscope optique

L'étude des mécanismes d'usure et de frottement des matériaux a nécessité l'emploi d'appareil optique. Après les essais tribologiques, les éprouvettes ont été observées au microscope optique pour des grossissements 04x, 10x, 20x et 100x. Ce microscope permet l'observation des pistes d'usure et les débris détachés (**Figure 3.15**)



Figure 3.15 : Microscope optique de type Motic B410 Trinocular.

III.5.2. Microscope à balayage électronique

Dans un microscope électronique à balayage, un faisceau d'électrons vient balayer la surface et interagir avec l'échantillon. Des interactions se produisent entre les électrons incidents et les atomes de la cible, engendrant des émissions secondaires. En utilisant des détecteurs appropriés, il est alors possible de faire des images de la surface (électrons secondaires pour des images topographiques ou électrons rétrodiffusés pour des images de composition) ou des analyses de la composition élémentaire de l'échantillon (en analysant les rayons X).

L'analyse de microscope à balayage électronique est faite au département de physique de l'université de Blida ; le type de microscope utilisé est QUANTA 650 (**Figure 3.16**).

Le microscope Quanta 650 est un microscope électronique à balayage à canon à émission de champ (Field Emission Gun).

Cet appareil permet d'observer des échantillons dans trois modes différents :

- Haut vide, pour les échantillons conducteurs et ceux qui vont nécessiter une préparation, ainsi qu'une métallisation.
- Pression contrôlée, pour les échantillons non-conducteurs. Ce mode peut éviter de réaliser une préparation.
- Environnemental, ce mode permet l'observation d'échantillons hydratés à l'aide d'une platine refroidissante par effet Peltier, permettant de faire varier la température de -25 à +55°C.



Figure 3.16 : Microscope à balayage électronique QUANTA 650

Les éprouvettes ont été observées pour des grossissements allant de 180x Jusqu'à 60000x. A l'aide de ce microscope, on observe aussi les différentes formes de débris existant dans la piste sur les bords ou pris isolément. Ce microscope nous a permis de tirer plusieurs informations et des détails concernant les mécanismes d'usure.

III.5.3. Profilomètre optique

Le profilomètre optique est un système de mesure sans contact utilisé pour évaluer avec une extrême précision l'état de surface (profilage et topographie), la rugosité et le contour d'une pièce donnée, quelle que soit sa forme (plane, bombée, convexe...), sa texture, sa taille ou son poids.



Figure 3.17 : Profilomètre optique Contour GT-K 3D BRUKER

Matériaux & Techniques expérimentales

Le profilomètre optique utilisé dans cette étude est de type (Contour GT-K 3D BRUKER, USA) de King Fahd University of Petroleum & Minerals (Saudi Arabia), département de génie mécanique (**Figure 3.17**). Ce profilomètre utilise le principe de l'interférométrie pour produire une image topographique 3D de l'échantillon en balayant une zone d'environ 0,94 mm x 1,26 mm (1,18 mm²).

Chapitre 04 :

Caractérisation mécanique

IV.1. Objectif

L'objectif principal de ce travail consiste à déterminer le comportement tribologique du polystyrène cristal. De cet objectif, deux points en découlent :

- Déterminer les caractéristiques mécaniques de ce polystyrène. Ceci nécessite la compréhension du mécanisme contrôlant l'endommagement ou la rupture du présent polystyrène.
- Déterminer le comportement tribologique de ce polystyrène dans les conditions proches des conditions d'usage. Donc, il importe de discuter le(s) mécanisme(s) d'usure qui agissent éventuellement sur les coefficients de frottement. La différence entre la pression réelle et la pression apparente sera évoquée.
- Trouver la relation mécanique tribologique de ce polystyrène. La différence importante entre les caractéristiques des deux corps antagonistes, le contact sec et la configuration du système tribologique ont leurs contributions sur le déroulement des essais comparativement aux résultats bibliographiques [UNAL04, BLANC92].
- Dans ce chapitre, nous nous concentrons à l'étude et la caractérisation mécanique du polystyrène livré.

Les caractéristiques mécaniques sont données par la fiche technique du fournisseur ou elles sont largement portées dans la bibliographie. Cependant, la vérification de ces caractéristiques mécaniques pourra nous donner certainement des arguments quant aux mécanismes contrôlant le comportement tribologique. D'autre part, nous n'allons pas mettre l'accent sur la vérification des mécanismes d'endommagement ou de rupture de ce polystyrène, mais plutôt, nous allons identifier le mécanisme qui contrôle la rupture ou l'endommagement au cours de l'essai mécanique. Cette identification sera soutenue par comparaison avec des études ultérieures.

IV.2. Caractérisation mécanique

La caractérisation mécanique est basée sur trois essais mécaniques complémentaires, deux statiques et un essai dynamique :

- la dureté vickers et Shore en utilisant des duromètres différents,
- la traction d'éprouvettes normalisées sous différentes températures et vitesses de chargement,

Caractérisation mécanique

- la résilience d'éprouvettes normalisées en fonction de la température et avec variation de l'angle d'entaille.

Ces trois essais mécaniques permettront certainement de cerner les mécanismes qui contrôlent le comportement mécanique de ce polystyrène.

IV.2.1. Etude de la dureté

Malgré sa reproductibilité, sa simplicité, la valeur de la dureté, pour la plupart des utilisateurs, est difficile de l'associer à des propriétés mécaniques précises. Dans certains cas, la dureté caractérise l'homogénéité du matériau.

Pour raison de sensibilité de durométrie, nous avons utilisé un duromètre de type Tuckon Wilson pour les charges inférieures ou égale à 5N et le duromètre de type Zwick ZHU2.5 pour les charges supérieures ou égale 05N. On remarque que les deux duromètres indiquent les mêmes valeurs pour la série des charges utilisées allant de 0,5N à 10N. Le tableau 4.1 donne les valeurs de dureté du polystyrène utilisé. La valeur donnée est une moyenne de cinq essais de dureté. Nous pouvons dire que la dureté moyenne de ce polystyrène est de 20HV. Nous rappelons que le choix de charge est basé sur le fait que les charges supérieures à 10N provoquent des fissurations aux sommets des empreintes et que les charges inférieures à 0,5N induisent des empreintes mal formées ou difficiles à mesurer les côtes des empreintes. La forme des empreintes obtenue montre un comportement plastique à l'échelle infinitésimale. De point de vue quantitatif, ayant une dureté vickers de 20, ce polystyrène est un matériau dur et cassant. Cette caractéristique est fréquemment donnée par la bibliographie.

La deuxième remarque que nous pouvons tirer de ces valeurs est la faible dispersion entre elles. Elles montrent une grande homogénéité du polystyrène livré. Cela remonte aux conditions optimales de fabrication des produits.

Tableau 4.1 : Dureté Vickers mesurée sur deux Duromètres : Tuckon Wilson Hardness et Zwick ZHU2.5

Duromètre	Tuckon Wilson Hardness				ZHU 2.5	
Charge (N)	0.5	1	2	5	5	10
Dureté	20.3	20.64	19.98	21.16	21	20

Caractérisation mécanique

La dureté Shore est donnée par le **Tableau 4.2**. On remarque que cette dureté varie avec la charge appliquée. Pour une charge de 50N, la dureté du présent polystyrène est 80. Cette valeur se situe sur la zone des matériaux plastiques mi-durs. Elle est équivalente à une valeur 72 sur l'échelle Rockwell M. Si, on se réfère aux travaux de Shahbaz et al [SHAH15], ces derniers ont obtenu une dureté 48 à l'échelle Rockwell M. G. wypych [WYPY16] reporte des valeurs Rockwell M moyennes 58-64. Ces valeurs ne sont données qu'à titre comparative. La dureté Shore reste la technique la plus précise, utilisée et agréée dans différents pays et laboratoires et reconnue par plusieurs normes [KLEP15].

Grosso mode, il semble que le polystyrène de notre étude montre une dureté supérieure à savoir une fragilité.

Tableau 4.2 : Dureté shore D du polystyrène

Charge (N)	10	30	50
Dureté	24.5	67.7	80.6

Nous avons effectué un test de dureté instrumentée afin de déterminer le comportement mécanique du matériau à la pénétration du pénétrateur Vickers (**Figure 4.1**). Cet essai a été effectué avec une charge de 10N. On remarque que le comportement du matériau au voisinage du pénétrateur est élastoplastique. Le retour élastique du polystyrène est important et la pente de début de décharge est très significative. De même, la profondeur de pénétration résiduelle est importante. Cela signifie qu'à l'échelle micrométrique, le polystyrène admet une certaine plasticité qui s'oppose à la fissuration et laisse penser qu'un seuil de résistance est nécessaire à l'amorçage d'une fissure.

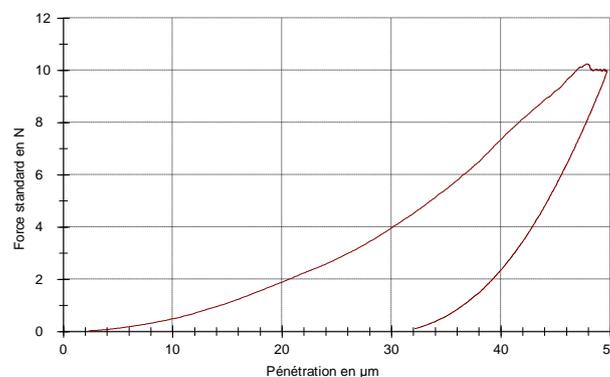


Figure 4.1 : Courbe charge-décharge du polystyrène

IV.2.2. Etude de la traction

L'essai le plus couramment utilisé pour déterminer le comportement mécanique des matériaux est l'essai de traction. Cet essai est caractérisé par sa facilité de mise en œuvre et la richesse des informations données.

La **Figure 4.2-a** présente les courbes conventionnelles de traction [$\sigma(\text{N/mm}^2)=f(\varepsilon=\Delta L/L_0)$] à la température ambiante pour différentes vitesses de chargement. Cet essai est effectué afin de comprendre la réaction du matériau envers la vitesse de chargement. Les courbes présentent un domaine pratiquement linéaire suivi d'une rupture brutale pour les trois vitesses de chargement. Ces courbes montrent un comportement fragile en traction. Ceci confirme les données bibliographiques concernant ce polymère. La linéarité du domaine élastique n'est pas parfaite. Nous disons que l'élasticité est accompagnée d'une certaine plasticité très limitée. Concernant l'effet de la vitesse de chargement, il semble que plus la vitesse de chargement augmente, la limite élastique montre une légère diminution et le matériau a tendance à la déformation. Le **Tableau 4.3** donne la limite élastique en fonction de la vitesse de chargement. Ce comportement montre l'aspect rigide du matériau. La bibliographie reporte que les chaînes macromoléculaires sont très longues, rigides que le glissement entre elles s'avère très difficile. Le quasi-absence de glissement entre les chaînes explique la rupture brutale du polystyrène et supprime toute plasticité apparente. Par ailleurs, la faible diminution de la limite élastique quand la vitesse de chargement augmente n'exclue pas des mobilités relatives locales ou préférencielles des chaînes. En effet, le glissement des chaînes reste insensible aux faibles vitesses de chargement, mais lorsque ces dernières deviennent importantes, ces chaînes se tendent mieux sans provoquer une plasticité clairement ressentie [**BILE99, DAGL95**].

Concernant le mécanisme d'endommagement ou de rupture, nous n'avons remarqué la trace d'aucun mécanisme structural évoqué dans la bibliographie : craquelure ou bandes de cisaillement. La rupture se déroule brutalement dans le plan perpendiculaire à la direction de sollicitation. Ceci ne trouve explication que dans la propagation brutale d'un défaut de surface, soit l'ouverture brutale d'une fissure préexistante ou amorcée à partir d'une inclusion superficielle. Les deux parties de l'échantillon après rupture gardent leur aspect cristal sans aucun défaut (**Figure 4.2-b**).

Caractérisation mécanique

Concernant l'effet de la température, nous avons tracé les courbes de traction sous une vitesse de chargement de 0.01mm/min aux températures allant de 20°C à 45°C (**Figure 4.3**). Nous remarquons que :

- à part l'essai réalisé à 20°C, les courbes de traction aux autres températures présentent deux domaines : un domaine élastique et un domaine d'instabilités qui peuvent être liées à une plasticité, d'où la distinction entre la limite élastique et la résistance à la rupture,
- plus la température des essais augmente, le domaine élastique diminue au profit d'un domaine plastique croissant,
- la limite élastique diminue significativement. Dans ce cas, nous arrivons à distinguer la limite élastique de la résistance à la rupture.

Appelé communément domaine plastique, par similarité avec les métaux, le domaine qui suit l'élasticité ne se manifeste pas par des mécanismes similaires à ceux de la plasticité des métaux. Le changement d'allure dans les courbes de traction aux températures supérieures (instabilités après domaine élastique) sont dues aux différentes relaxations dans les polymères. En effet, sous l'action de la température, un matériau polymère franchit un certain nombre de transitions caractéristiques qui se traduisent, dans le cas d'une température croissante, par une augmentation de la liberté de mouvement des chaînes macromoléculaires et une diminution de la rigidité du matériau.

En fait, les températures d'essais sont très inférieures à la relaxation principale dite α qui concerne les mouvements généralisés et à longues distances des chaînes. Elle est associée à la transition vitreuse. Cependant, il ne faut pas oublier l'effet combiné de la température d'essai et l'action mécanique de traction. D'autres relaxations peuvent avoir lieu en dessous de la température de transition ($T_g=96^\circ\text{C}$) associées aux [YANO71, JONE77, BERN93, WARD04] :

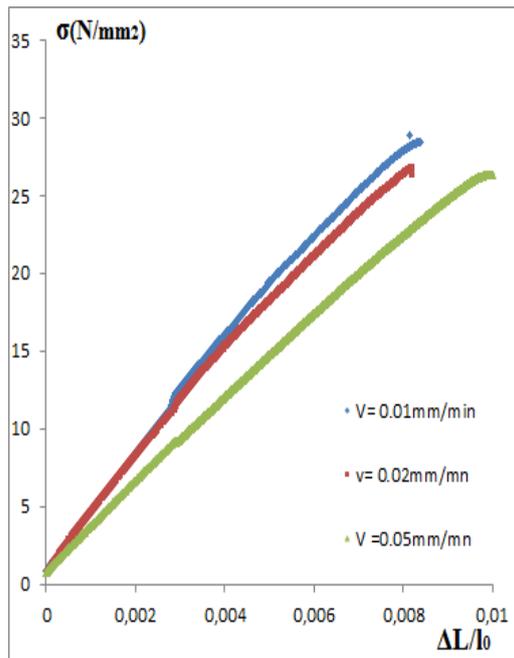
- mouvements de petits nombre d'atomes de carbone successifs de la chaîne principale ou des groupes phényles,
- rotations des chaînes latérales ou au mouvement 'local' des petites portions de la chaîne principale,
- oscillations locales des chaînes sans aucune rotation des groupes phényles,
- des défauts et imperfections à l'état vitreux dus à certains facteurs tels que les changements de configurations isotactiques et syndiotactiques.

Caractérisation mécanique

Il semble que plus la température des essais augmente, les chaînes macromoléculaires acquièrent une mobilité d'où amorçage de mouvements des groupes. Ces résultats sont en bonne cohérence avec les essais de traction à vitesse de chargement 0.1mm/min aux températures 40-65°C (**Figure 4.4**). Lorsque la température de l'essai se rapproche de la température de transition T_g les forces de liaisons entre les molécules et les chaînes se relâchent et le comportement du matériau tend vers un comportement parfaitement plastique. Au voisinage de cette température, le matériau s'écoule par son propre poids et la limite élastique chute significativement. Nous rappelons que la température de transition T_g du polystyrène cristal est de l'ordre de 96°C [**LIDE 09**]. En dessous de la température T_g , le matériau est élasto-plastique. Avec le concours de la température d'essai et l'action mécanique de la traction, c'est le domaine post élastique qui domine de plus en plus quand la température d'essai augmente. Les processus de relaxations secondaires du polystyrène ont été étudiés par de nombreuses techniques : par spectroscopie mécanique dynamique ou diélectrique, technique des Courants ThermoSimulés. L'origine moléculaire précise de ces relaxations secondaires a été sujet à caution. Toutefois, les auteurs s'accordant sur le fait qu'elles doivent mettre en jeu des mouvements plus ou moins importants du groupe phényle.

Pour une étude comparative quantitative, nous avons porté les valeurs de la limite élastique et la résistance à la rupture en traction (si elle existe) pour différentes conditions sur le **Tableau 4.3**. Selon Biron [**BIRO14**], la limite élastique du polystyrène, à la température ambiante et sous une vitesse de chargement de 1mm/mn, est entre 40 et 60MPa. Cette valeur est confirmée par d'autres Wypych [**WYPY16**] et Dagli [**DAGL15**]. En traction, le polystyrène de la présente étude marque donc une résistance plus faible que celle reportée dans la bibliographie.

Caractérisation mécanique



a - Courbes de traction à l'ambiante pour différentes vitesse de chargement.



b - Echantillon après rupture

Figure 4.2 : Essais de traction du polystyrène cristal

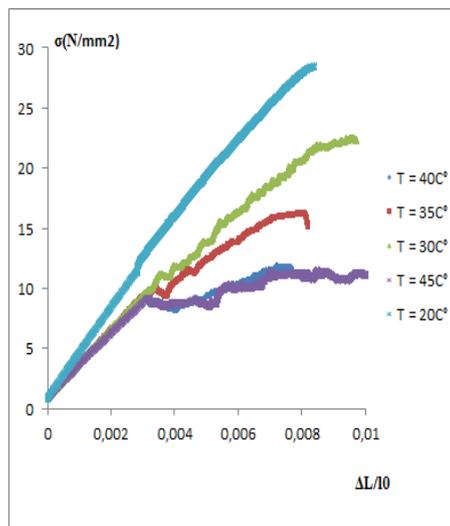


Figure 4.3 : Courbes de traction sous un chargement de 0.01mm/min pour différentes températures.

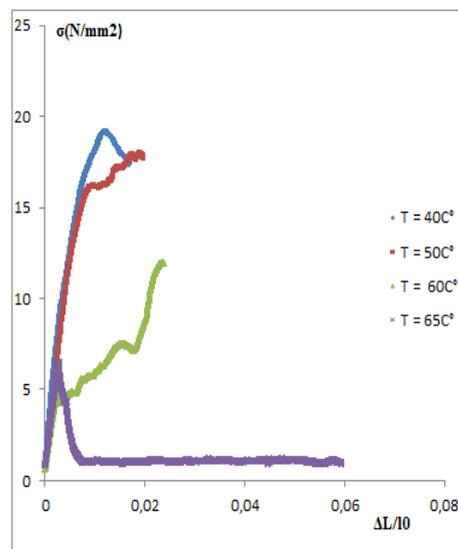


Figure 4.4 : Courbes de traction du polystyrène cristal sous un chargement de 0.1mm/min pour différentes températures

Caractérisation mécanique

Tableau 4.3 : Limite élastique et contrainte à la rupture pour différentes conditions essais.

Température (°C)	Vitesse (mm/min)	σ_e (N/mm ²)	σ_r (N/mm ²)
20	0.01	29	29
	0.02	27	27
	0.05	26	26
20	0.01	29	29
30		22	24
35		15.5	17
40		9	12
45		8.5	11
40	0.1	19	17
50		16.5	17
60		4.5	12
65		7	

IV.2.3. Mesure de la résilience

L'essai de résilience a pour but de comprendre le comportement mécanique d'un matériau sous une sollicitation dynamique. C'est un essai complémentaire à l'essai de traction permettant d'évaluer l'énergie de rupture du matériau. La rupture est provoquée par la propagation d'un défaut (entaille) préexistant sous l'action d'un choc. Donc, la cohérence du mécanisme de rupture entre l'essai de traction et l'essai de résilience contribuera certainement à interpréter le mécanisme de détachement de débris lors des essais tribologiques.

L'essai de choc Izod a été effectué en deux étapes. La première étape consiste à choisir l'angle d'entaille la plus vulnérable que peut supporter le polystyrène qui sera choisi comme référence. Au cours de la deuxième étape, nous effectuerons des essais de choc à différentes températures.

Le **Tableau 4.4** et la **Figure 4.5** présentent la variation de la résistance au choc (Izod) en fonction de l'angle d'entaille en V. Nous rappelons que l'angle 0° correspond à une entaille en U. La figure montre que l'entaille d'angle 45° donne la résilience la plus faible du polystyrène. Ceci est en bonne cohérence avec la norme ASTM-D256-10 et les références bibliographiques. L'angle d'entaille 45° sera pris comme référence pour le reste des essais.

Il est bien évident que la valeur obtenue de résilience, malgré la norme respectée, ne doit pas être prise comme absolue. D'autres facteurs, d'ordre technique ou structural, peuvent intervenir. Selon J.P. Dear [DEAR 98], il est difficile, lors de l'utilisation de méthodes d'essai

Caractérisation mécanique

d'impact, d'étudier les effets de ténacité spécifiques dans les polymères en raison de la tendance de l'échantillon à être excité par des vibrations transitoires qui masquent les données requises. De plus, les sources d'énergie de déformation disponibles en pointe de fissure sont généralement complexes.

Tableau 4.4 : Calculs nécessaires pour l'obtention de la résilience Izod.

Angle d'entaille θ°	0	30	45	60	90
W moyenne (J)	0.105	0.08	0.07	0.072	0.09
Kv (kJ/m²)	2.823	2.25	1.853	2.174	2.784

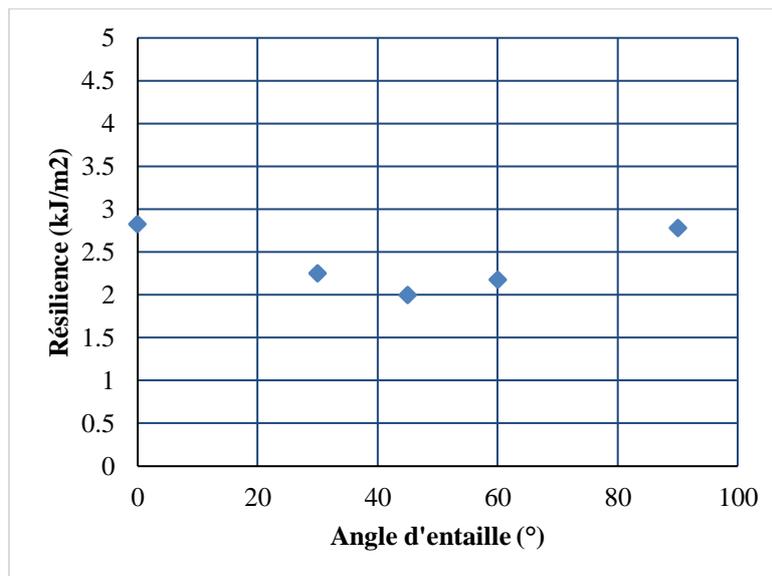


Figure 4.5 : Variation de la résilience Izod en fonction de l'angle d'entaille

L'interprétation des essais d'impact n'est pas simple et il faut considérer plusieurs alternatives. Ward et al. [WARD04] ont reporté trois alternatives quant à la rupture par impact :

- Les essais d'impact sur des éprouvettes fortement entaillées peuvent être analysés quantitativement en termes de mécanique de rupture élastique linéaire. On suppose que le polymère se déforme de manière élastique linéaire jusqu'au point de rupture, qui se produit lorsque la variation de l'énergie élastique stockée due à la croissance des fissures satisfait la relation d'Irwin-Kies (l'énergie de surface peut être calculée à partir de l'aire en dessous la courbe de traction).

- La résistance aux chocs dépend de la géométrie de l'entaille, ce qui conduit à proposer que pour les entailles relativement émoussées (naturelles) la rupture se produit lorsque la

Caractérisation mécanique

contrainte à la racine de l'entaille atteint une valeur critique. Cette contrainte, qui dans un polymère vitreux marque la contrainte nécessaire pour initier une craquelure.

- L'interprétation la moins crédible de l'essai d'impact en flexion est qu'il s'agit d'une mesure de l'énergie nécessaire pour propager la fissure à travers l'éprouvette, qu'elle soit entaillée ou non. La sensibilité à l'entaille est ignorée et seule l'énergie de propagation est considérée.

En dépit de ce qui précède, la résistance au choc Izod du présent polystyrène est 2kJ/m^2 . Cette valeur est inférieure à la valeur minimale de la marge de résilience du polystyrène $3\text{-}11\text{kJ/m}^2$ [BIRO14, WARD04]. Ceci convient bien avec la dureté de ce polystyrène qui marque une valeur supérieure à celle de la bibliographie (voire section dureté ci-dessus).

En conclusion, il semble que le polystyrène sujet de notre travail est exempt de tout composant adoucissant. Les polystyrènes rencontrés contiennent fréquemment des copolymères ou des composants qui agissent sur la viscoélasticité du matériau ou relaxent le polystyrène au cours de la sollicitation.

La **Figure 4.6** présente la variation de la résilience Izod en fonction de la température d'essai. Nous avons porté sur la même courbe la valeur maximale k_1 , minimale k_2 et moyenne k_m pour bien positionner la résilience avec précision et cerner l'allure de résilience en fonction de la température. D'une façon générale et dans les limites de dispersion enregistrée, il semble que la résilience ne change pas dans la plage de température utilisée. Pour toutes les températures d'essai, la résilience semble garder une valeur moyenne $k_m=2.2\text{kJ/m}^2$.

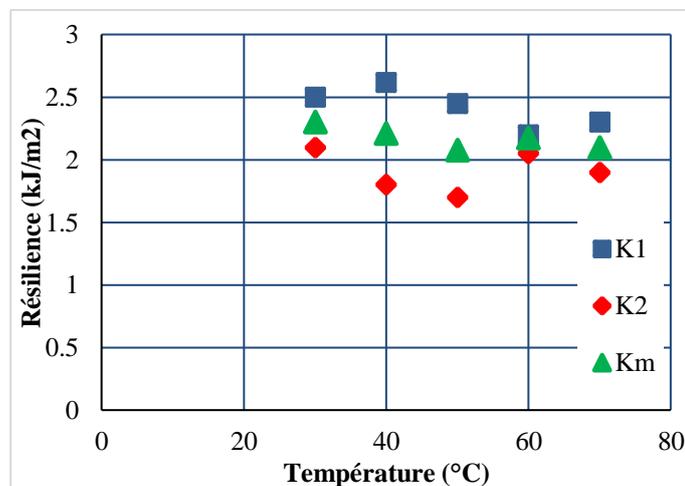


Figure 4.6 : Variation de la résilience Izod en fonction de la température

Caractérisation mécanique

Selon beaucoup de travaux réalisés, Ward et al. [WARD04] ont reporté que les surfaces de rupture à très basses températures (inférieures à -50°C) étaient assez claires, alors qu'à des températures élevées, un blanchiment sous contrainte ou une formation de craquelures se produisait. Ce changement de comportement est attribué aux effets des composants caoutchoutiques sur la résilience du polystyrène [BAND13]. Ces composants tendent à augmenter la viscoélasticité et/ou la plasticité dans le polystyrène. Ainsi, trois domaines de température sont considérés :

1. Basse température. Les composants caoutchoutiques sont incapables de se détendre à n'importe quel stade de la fissuration. Il n'y a pas de formation de craquelures et une rupture fragile se produit.
2. Température intermédiaire. Les composants caoutchoutiques sont capables de se détendre pendant l'accumulation relativement lente de contraintes au fond d'entaille, mais pas pendant l'étape de propagation rapide des fissures. Le blanchiment sous contrainte ne se produit que dans la première étape (pré-fissure) de la fracture et est donc confiné à la région proche de l'entaille.
3. Haute température. Les composants caoutchoutiques sont capables de se détendre même dans le champ de contrainte qui se forme rapidement pendant la fissuration. Le blanchiment sous contrainte se produit sur l'ensemble de la surface de fracture.

A titre indicatif, la **Figure 4.7** présente la variation de la résistance à l'impact (en unité arbitraire) en fonction de la température d'essai [WARD04].

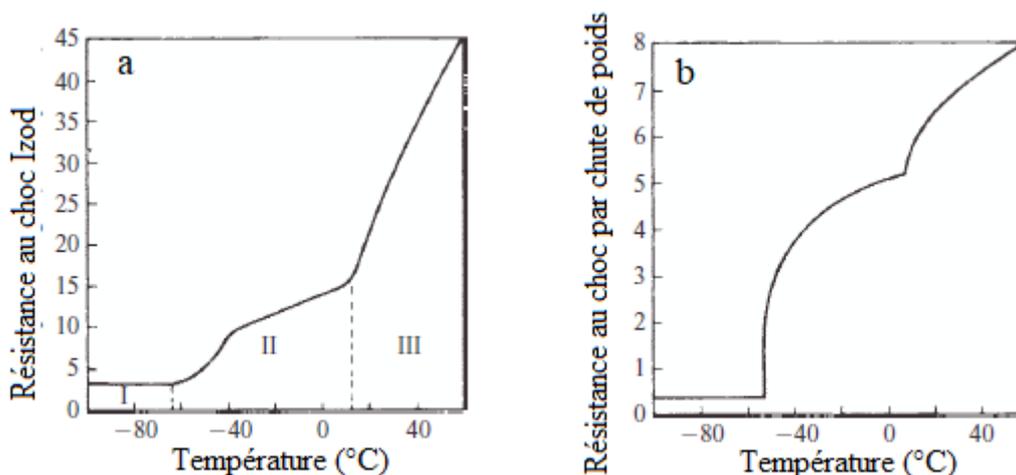


Figure 4.7 : Trois domaines résilience – température du polystyrène
Résistance en unité arbitraire [WARD04]

Caractérisation mécanique

Dans notre cas, aucun mécanisme évoqué ci-dessus n'a été remarqué. La rupture de l'échantillon est amorcée à partir du fond d'entaille jusqu'à la séparation de la partie libre. Cela confirme que la rupture est produite par propagation rapide de la fissuration à partir de l'entaille sans craquelure au voisinage de l'entaille (**Figure 4.8**). Donc, le mécanisme de rupture de ce polymère est analogue à celui évoqué au cours de la traction.

En conclusion, la rupture du présent polystyrène s'effectue par la propagation d'un défaut (fissure) de surface. La propagation de fissure est le seul mécanisme qui contrôle la rupture de ce polystyrène que ce soit par une sollicitation de faible vitesse (traction) ou de grande vitesse (impacte).



Figure 4.8 : Ruines d'impact Izod du polystyrène

Chapitre 05 :
Caractérisation tribologique

V.1. Objectif

Dans ce chapitre, nous mettons l'accent sur le comportement tribologique du polystyrène cristal livré brut. Nous avons choisi les conditions opératoires qui simulent le comportement du polystyrène dans des conditions d'usage.

Le comportement tribologique sera étudié de la manière suivante :

- Etude du coefficient de frottement et l'effet des conditions opératoire,
- Etude analytique de l'usure du polystyrène et les mécanismes qui la contrôlent. L'influence des conditions opératoires sera examinée.
- Etude métallographique et profilométrique de l'endommagement de la surface du polystyrène au cours de l'usure : piste et débris.

L'intérêt des essais tribologiques réside dans l'identification du (des) mécanisme(s) qui régit (régissent) les frottements et/ou l'usure d'un contact mobile sous des conditions définies au préalable. Dans notre cas, le contact est un couple bille en acier avec une plaque en polystyrène cristal, brut de livraison, dans un environnement sec. Ce contact est défini sous l'appellation pion sur disque. Ainsi, toute variation physique ou mécanique sera discutée en fonction de la force normale de contact ou la vitesse de glissement.

V.2. Etude des frottements

La **Figure 5.1** montre la variation du coefficient de frottement en fonction du temps pour différentes vitesses de glissement et différentes forces normales appliquées. D'une manière générale, les courbes enregistrées ne présentent pas des évolutions similaires. Certaines courbes ont des allures monotones, signe d'un contact mobile stable, alors que d'autres présentent des allures instables. Ces dernières traduisent des contacts mobiles plus ou moins agités.

Prenons la **Figure 5.1-A** comme référence ; les essais sont effectués à une force de 0.5N. Les courbes de frottement présentent des fluctuations très faibles dès les premiers instants et gardent un coefficient de frottement presque stable durant tout l'essai jusqu'à la fin, une durée de 15 minutes. Le coefficient de frottement moyen est compris entre 0.16 et 0.25 dans le domaine de vitesses de glissement : 12.5 – 63mm/s. Cette situation est expliquée par le fait que, le pion ne rencontre qu'une faible force résistante de frottement, étant donné que sous une force normale de 0.5N, le pion en acier ne peut s'enfoncer considérablement dans le

Caractérisation tribologique

polystyrène. Le pion ne glisse sur le disque qu'en frôlant la surface. Selon la théorie de Hertz, les données du contact sont les suivantes :

- forme du contact : circulaire,
- rayon de contact : $a=0,06\text{mm}$,
- pression moyenne de contact : $P=39\text{MPa}$,
- profondeur d'interpénétration : $\delta=0,72\mu\text{m}$.

Ceci montre que la pression de contact (39MPa) reste du même ordre de grandeur que la limite élastique en traction (29MPa - voire chapitre IV) et la profondeur de pénétration de la bille dans le polystyrène ($\delta=0,72\mu\text{m}$) est inférieure à la rugosité arithmétique moyenne des deux pièces antagonistes ($R_a=10\mu\text{m}$). Ajoutons à ces données la dureté du polystyrène qui reste tout de même supérieure aux valeurs de dureté données dans la bibliographie. Par conséquent, ces données contribuent effectivement à cette allure monotone de frottement ainsi que la faible valeur du coefficient de frottement. Nous avons rassemblé toutes les données de contact en fonction des forces normales et les vitesses de glissement dans le **Tableau 5.1**.

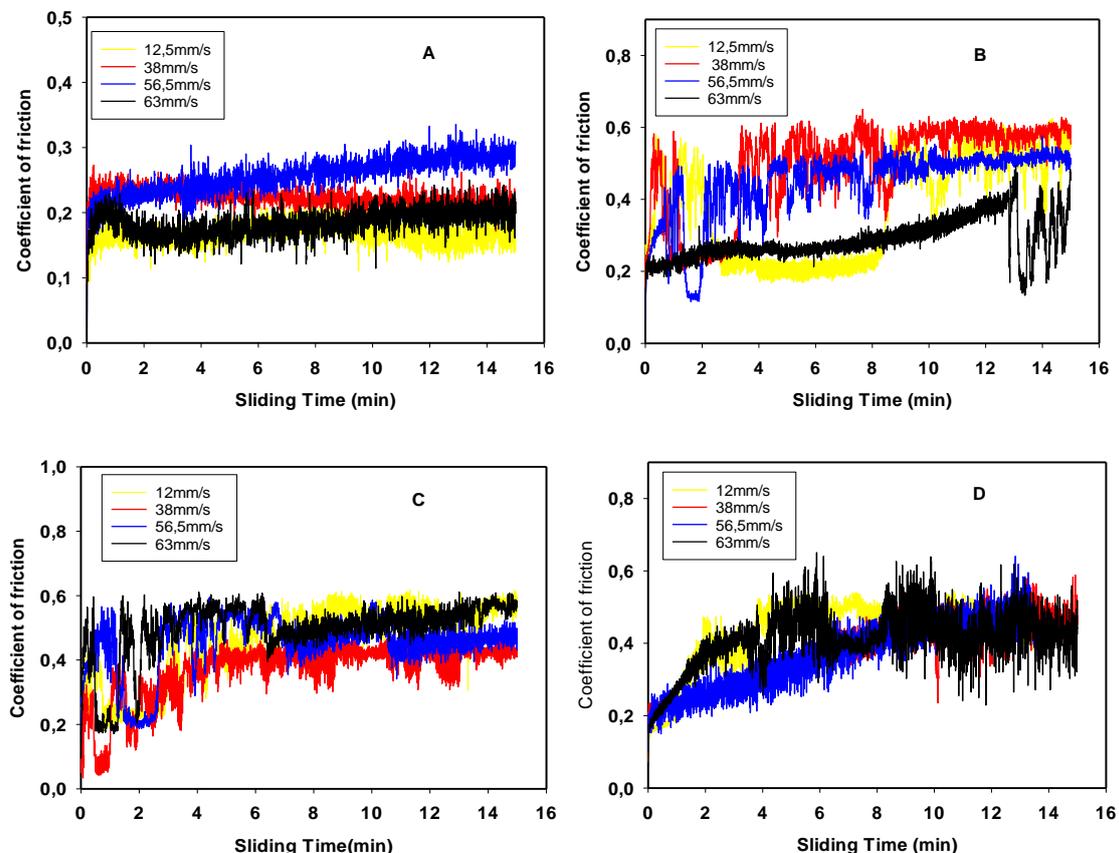


Figure 5.1 : Variation de coefficient de frottement en fonction du temps pour différentes vitesses de glissement et une force normale appliquée de (A : 0.5N, B : 1N, C : 2N, D : 5N)

Caractérisation tribologique

Tableau 5.1 : Rayon de contact **a**, pression hertzienne moyenne **P** et profondeur de pénétration **δ** sous différentes forces **F** et coefficient de frottement pour les mêmes forces et différentes vitesses de glissement

F(N)	0.5	1	2	5
a(mm)	0.06	0.08	0.10	0.14
P(MPa)	39	49.2	62	84
δ(μm)	0.72	1.28	2	3.92
V(mm/s)	Coefficient de frottement			
12.5	0.16	0.52	0.54	0.45
38.0	0.21	0.58	0.42	0.45
56.5	0.25	0.50	0.45	0.44
63.0	0.19	0.40	0.55	0.42

Le **Figure 5.1** (B, C et D) présente la variation du coefficient de frottement en fonction du temps pour différentes vitesses de glissement sous les forces normales 1, 2 et 5N respectivement. Au contraire à la **Figure 5.1-A**, nous remarquons, cette fois, que les courbes ne présentent pas des allures monotones ou des valeurs stables du coefficient de frottement. Les courbes présentent des fluctuations importantes de telle sorte qu'il est difficile de donner un coefficient de frottement correspondant aux conditions données. Ceci peut être dû vraisemblablement à l'importance de la force résistante au glissement suite à une profondeur de plus en plus grande. Pour les forces 1, 2 et 5N, l'interpénétration entre la bille et l'échantillon en polystyrène vaut 1.28, 2 et 3.92μm respectivement. Le glissement du pion à la surface du polystyrène est accompagné d'un refoulement de matière plastique conduisant à un détachement de débris et/ou une déformation viscoélastique de plus en plus considérables. Le **Tableau 5.1** donne pour les forces normales 1, 2 et 5N des pressions moyennes de contact 49.2, 62 et 84MPa respectivement. Ces pressions dépassent largement la résistance à la rupture en traction du polystyrène. Ayant un comportement apparent fragile, ces conditions conduisent à un détachement brusque ou sévère des débris du polystyrène. Ce type de détachement de débris est responsable certainement des fluctuations du coefficient de frottement.

D'autre part, nous devons signaler aussi que la persistance des débris détachés sur la piste de glissement du pion (dans le circuit tribologique) crée un contact instable entre le pion et le polystyrène. Cette instabilité du contact induit certainement une instabilité du coefficient de frottement (**Figure 5.1**).

Pour avoir une idée l'effet de la force normale sur la variation du contact, nous avons porté sur la **Figure 5.2** la variation de la pression moyenne de contact en fonction de la force

Caractérisation tribologique

normale appliquée. Nous remarquons que la pression de contact croît rapidement quand la force normale est petite, puis elle voit sa pente de croissance diminuer quand la force normale devient importante. Cela est dû à l'élargissement de la surface de contact et au comportement viscoélastique au voisinage du contact. Nous devons rappeler que le module élastique du polystyrène est très petit devant celui de l'acier, ce qui donne un module élastique équivalent proche de celui du polystyrène. L'observation de la largeur initiale du contact permet de vérifier la nature élastique du contact macroscopique [FELD05].

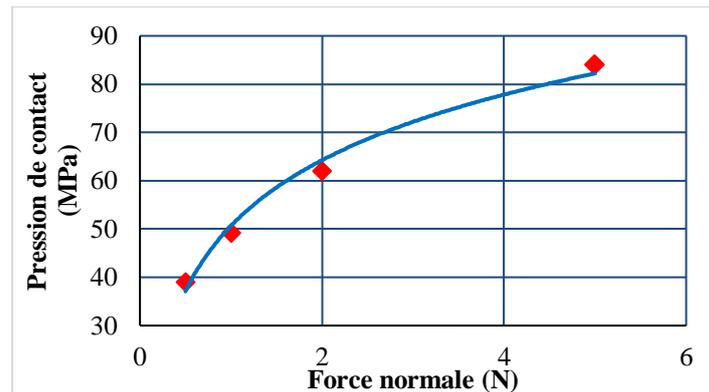


Figure 5.2 : Variation de la pression moyenne de contact en fonction de la charge normale appliquée

L'explication avancée aux fluctuations du coefficient de frottement n'est qu'une formulation simpliste des acteurs contrôlant les frottements entre la bille en acier et la plaque de polystyrène. En réalité, les courbes enregistrées de frottement traduisent le concours de plusieurs incidents pouvant se manifester à l'interface acier polystyrène et agissant d'une manière dynamique. Un autre facteur indirect pouvant agir à l'interface et fait intervenir l'aspect thermique du comportement tribologique. Un petit recensement des événements pouvant se manifester ou surgir au cours des essais tribologiques donne :

- détachement des débris, ce phénomène apparaît depuis le début jusqu'à la fin de l'essai,
- déformation plastique et/ou viscoélastique du polystyrène,
- incrustation des débris détachés dans le polystyrène et forment un troisième corps dont l'effet est toujours méconnu sur le comportement tribologique,
- évolution de la surface de contact au cours de l'essai, tels qu'elle passe d'une surface circulaire plane à une surface demis calotte sphérique,
- variation inconnue du tenseur de contraintes (en surface et en subsurface) avec l'évolution de la surface de contact,

Caractérisation tribologique

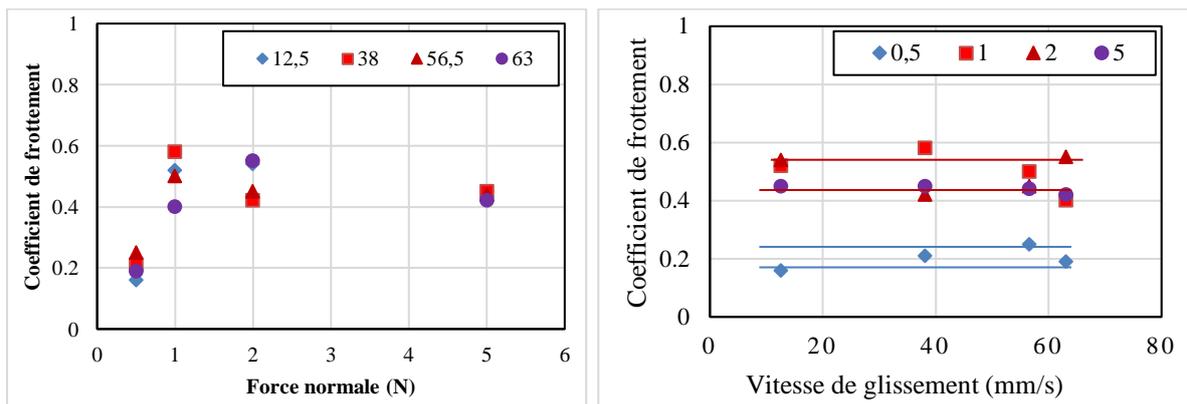
- effets des températures éclairées pouvant dépasser la température de transition et atteindre la température de fusion du polystyrène.

Par ailleurs, la durée des fluctuations du coefficient de frottement conditionne le temps nécessaire pour que la bille puisse établir un contact stable avec la piste d'usure. Ainsi, la stabilité du contact concourt à la stabilité du coefficient de frottement.

Pour étudier l'effet de la force normale et la vitesse de glissement sur les frottements dans le contact acier polystyrène, nous avons tracé la variation du coefficient de frottements en fonction de ces paramètres (**Figure 5.3**).

Nous remarquons sur la **Figure 5.3-a** que le coefficient de frottement présente une valeur faible ($\mu=0.2$) à une force normale 0.5N puis augmente vers une valeur moyenne de l'ordre de 0.46 quand la force normale augmente. Par contre, la représentation en fonction de la vitesse de glissement (**Figure 5.3-b**) laisse tirer deux remarques :

- dans le domaine des vitesses de glissement balayé, le coefficient de frottement reste constant,
- que le coefficient de frottement se présente en deux groupes de valeurs pour toutes les vitesses de glissement :
 - un groupe centré sur une valeur moyenne $\mu=0.2$,
 - un groupe plus large autour d'une valeur moyenne $\mu=0.46$.



a – pour différentes vitesses

b – pour différentes forces normales

Figure 5.3 : Variation de coefficient de frottement en fonction de :
a – la force normale, b – la vitesse de glissement

Donc, la **Figure 5.3** montre que dans le domaine des vitesses de glissement, celle-ci n'a pas d'effet mesurable sur le coefficient de frottement. Seule la force normale, le

coefficient de frottement en dépend. Ceci est en bonne cohérence avec les travaux de Shooter et al. [SHOO52].

Dans le but d'investiguer le concours de la force normale F et la vitesse de glissement V , nous avons tracé la courbe de variation du coefficient de frottement en fonction du produit $F.V$ (**Figure 5.4**). Cette figure montre que la contribution collective de la force normale et la vitesse de glissement est cohérente avec la **Figure 5.3** et confirme l'existence de deux valeurs du coefficient de frottement : 0.2 et 0.46.

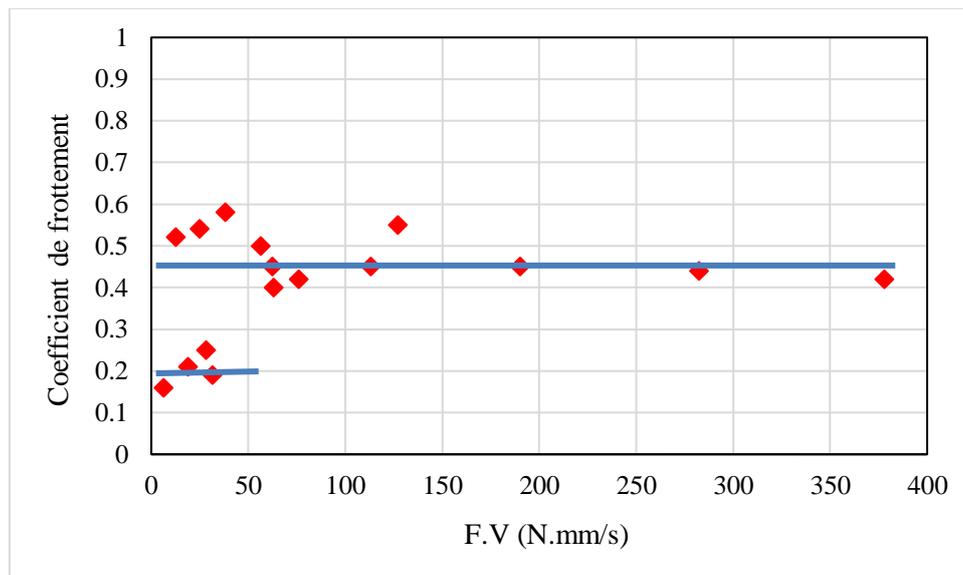


Figure 5.4 : Variation du coefficient de frottement en fonction du produit $F.V$

En conclusion à cette partie, nous pouvons dire que le coefficient de frottement est contrôlé par deux mécanismes :

- le premier se manifeste à faible force normale et qui ne peut être que l'adhésion du polystyrène à l'acier. Ce phénomène a été décrit par Microscopie à Force Atomique (AFM) avec une sonde de faible force normale (nanométrique). Des explications basées sur le rôle des interactions interfaciales d'adhésion (**Figure 5.5**) couplées à la dissipation viscoélastique sont proposées [BIST07].

- Le second mécanisme nécessite une force normale importante et est attribué au détachement des débris de polystyrène par abrasion. Nous devons rappeler que les forces 1, 2 et 5N provoquent des pressions de contact qui dépassent localement largement la limite à la rupture du polystyrène [FELD05, HENN01, UNAL05].

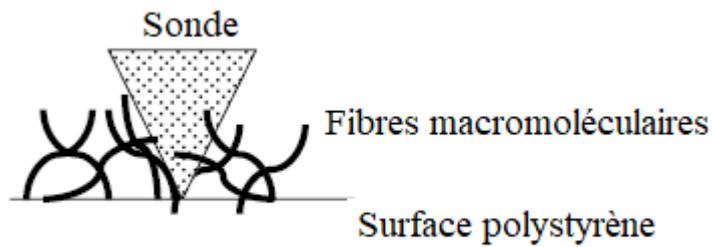


Figure 5.5 : Mécanisme d'adhésion macromoléculaire à un métal [BIST07]

V.3. Etude de l'usure

V.3.1. Etude de la perte de masse

En premier lieu, nous avons suivi l'usure du polystyrène par la mesure de la perte de masse et la largeur de la piste d'usure en fonction de la force normale et la vitesse de glissement. Ces mesures sont portées dans le **Tableau 5.2**.

Tableau 5.2 : variation de la perte de masse (mg) et la piste d'usure (mm) en fonction de la charge normale appliquée pour différentes vitesses de glissement.

V(mm/s)		0.5N	1N	2N	5N
12,5	Δm (mg)	0	0.3	0.5	1.1
	l (mm)	0.1424	0.297	0.5316	0.7302
38	Δm (mg)	0	0.7	0.9	1.3
	l (mm)	0.1658	0.6746	0.902	1.15
56.5	Δm (mg)	0	1.1	1.2	1.45
	l (mm)	0.1698	0.9376	1.0076	1.2052
63	Δm (mg)	0	1.2	1.4	1.6
	l (mm)	0.1786	0.992	1.0482	1.2305

La **Figure 5.6** présente la variation de la perte de masse en fonction de la distance de glissement pour différentes forces normales appliquées. Cette représentation a été choisie en se basant sur l'approche du modèle d'Archard [ARCH57]. De ces courbes, nous pouvons tirer les remarques suivantes :

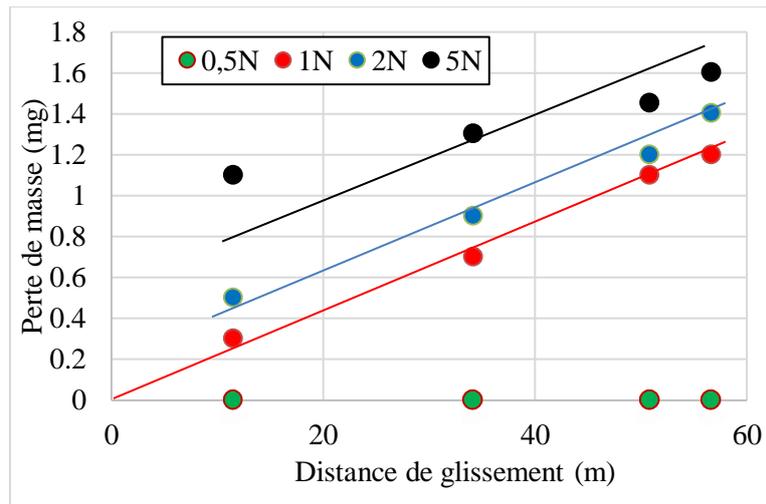


Figure 5.6 : Variation de la perte de masse en fonction de la distance parcourue pour différentes forces normales appliquées

a - Pour une force normale 0.5N, aucune perte de masse n'a été enregistrée ni débris observé quel que soit la vitesse de glissement. Cela peut être expliqué par le fait qu'une force normale de 0.5N ($P=39\text{MPa}$) est insuffisante pour faire pénétrer la bille dans le polystyrène. En d'autre terme, la bille glisse superficiellement sur l'échantillon de polystyrène sans détacher de débris. Ceci est en bonne cohérence avec la mesure du coefficient de frottement ci-dessus. L'enregistrement d'une perte de masse nulle peut être dû à ce que la masse perdue est tellement éphémère que la balance utilisée ne peut lui être sensible. Cette perte de masse, si elle existe, ne peut être que quelques fibrilles macromoléculaires adhérentes au pion du tribomètre. Ainsi, la **Figure 5.6** demeure satisfaisante et crédible.

b - La perte de masse varie linéairement avec la distance de glissement pour les forces normales 1, 2 et 5N. Cette variation linéaire traduit la variation de la perte de masse avec la vitesse de glissement. Cependant, toutes les courbes présentent la même pente. Ceci dit que l'usure ne vérifie la loi d'Archard qu'approximativement par la vitesse de glissement et non la force normale. La **Figure 5.7** donne la variation de la perte de masse en fonction de la force normale appliquée pour différentes vitesses de glissement. Après un saut brusque dans la perte de masse entre 0.5 et 1N, nous remarquons que la perte de masse tend vers une stabilisation quand la force normale augmente. Nous pouvons dire que, dans le domaine balayé de la force et de la vitesse, l'influence de la force normale sur la perte de masse est moins sensible que celle de la vitesse de glissement.

Caractérisation tribologique

c - La perte de masse pour les forces normales 2 et 5N décrivent un saut au début (les courbes ne passent pas par l'origine) à l'encontre de la force normale 1N (**Figure 5.6**). Cela va dans le même sens que la **Figure 5.7**. Nous remarquons sur les deux figures 5.6 et 5.7 que la force normale 5N use moins le polystyrène quand la vitesse de glissement augmente. Nous avons tracé la variation de la perte de masse relative, donnée par la perte de masse rapportée à la distance parcourue correspondante (mg/m), nommée usure spécifique [YAMA90], en fonction de la vitesse de glissement pour différentes forces normales (**Figure 5.8**). Donc, en se basant sur la perte de masse relative (usure spécifique), nous disons qu'à faible vitesse de glissement, c'est la force normale qui influence l'usure. Par contre, à grande vitesse de glissement, la force normale n'a pas d'effet significatif. Cette figure confirme clairement deux comportements du polystyrène à l'usure spécifique :

- Aucune perte de masse ou absence d'usure en dessous d'une force normale de 0.5N,
- Une usure relative décroissante en fonction de la vitesse de glissement pour les forces normales 1 - 5N.

En conclusion, nous pouvons dire qu'il y a plus d'un mécanisme qui contrôle l'usure dans le domaine des conditions balayées de vitesse de glissement et de force normale. De ce fait et comme les courbes des **Figures 5.6** et **5.7** le montrent, l'usure du polystyrène ne peut être régie par la loi générale d'Archard.

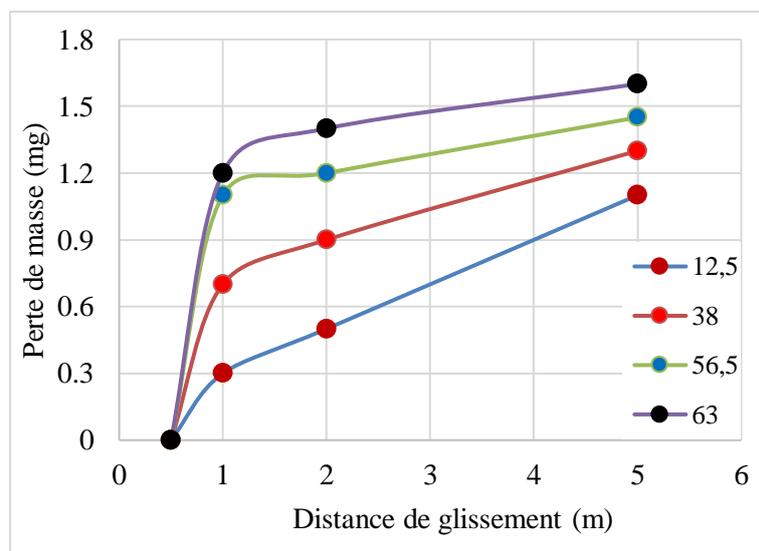


Figure 5.7 : Variation de la perte de masse en fonction de la force normale pour différentes vitesses de glissement

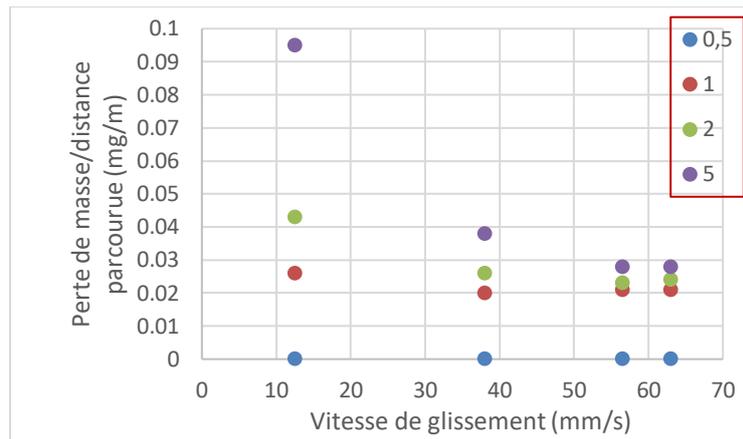


Figure 5.8 : Variation de la perte relative de masse en fonction de la vitesse de glissement pour différentes forces normales

La bibliographie propose beaucoup de modèles prédictifs de l'usure [MENG95, FILL04]. Yamagushi [YAMA90] reporte que l'usure importante au début est une usure initiale suivie d'une usure stationnaire. Il qualifie la première d'adhésion et la deuxième d'abrasion. Le rapport des volumes usés entre l'adhésion et l'abrasion pour quelques polymères peut aller de 1.7 à 12 selon la vitesse de glissement [ANDR16]. Dans notre cas, ce rapport varie de 0.5 pour la vitesse de glissement de 12.5mm/s à 4.5 pour la vitesse de glissement de 63mm/s. Ainsi, devant ce calcul grossier, l'usure est qualifiée d'adhésion au premier stade et d'abrasion au second stade. Ce schéma d'usure a été largement rencontré dans la bibliographie [YAMA90, BART81] et entrepris récemment par Bistac et al [BIST06]. Par conséquent, il importe de formuler deux lois d'usure respectivement pour l'adhésion et l'abrasion. Si, la loi d'adhésion s'annonce délicate puisqu'elle est liée à l'énergie d'adhésion, la loi d'abrasion peut être formulée empiriquement.

Il existe deux approches analytiques de l'usure par abrasion. Le premier est mécanique et le second morphologique pour les sillons rayés. Lancaster [LANC72] a décrit un travail original de Ratner dans lequel une équation pour l'usure par abrasion a été déduite sur la base que le travail effectué pour détacher un volume spécifique V_s de matériau doit être directement proportionnel à la résistance à la rupture σ_0 du matériau et la déformation ε_0 au point de rupture, en tenant compte de la dureté du matériau H et du coefficient de frottement μ comme suit :

$$V_s = K \cdot \frac{\mu}{H \cdot \sigma_0 \cdot \varepsilon_0}$$

Caractérisation tribologique

où K est une constante.

Une autre loi, très proche de celle-ci, a été formulée faisant intervenir la rugosité de surface par la hauteur moyenne des aspérités et leur rayon de courbure moyen [LANC73].

D'autres analyses ont été mises en évidence avec différentes interprétations portant sur le comportement du polystyrène à l'usure et les deux mécanismes (adhésion et abrasion) mis en jeu [ANDR16, BERM99].

Un autre paramètre qui mérite d'être étudié et évoqué par la bibliographie dont certains auteurs le placent parmi les paramètres mécaniques. C'est le comportement viscoélastique qui traduit la dissipation d'énergie sous forme mécanique ou thermique [BIST06].

Pour le calcul de la vitesse d'usure K , sa valeur moyenne a été trouvée aux alentours de $1,5 \cdot 10^{-2} \text{ mm}^3/\text{Nm}$ soit en fonction de la vitesse de glissement ou de la force normale (Figure 5.9). Etant importante, elle traduit le comportement fragile du polystyrène lors du détachement des débris.

Sur la Figure 5.10, nous avons porté la variation de la perte de masse en fonction du produit de la force normale et de la vitesse de glissement $F.V$ (N.mm/s). Nous remarquons l'interférence de deux courbes : une courbe droite nulle pour les faibles valeurs $F.V$ et une courbe parabolique presque linéaire pour $F.V$ faible puis elle tend vers une valeur limite de l'ordre de 1.6mg pour $F.V$ importante.

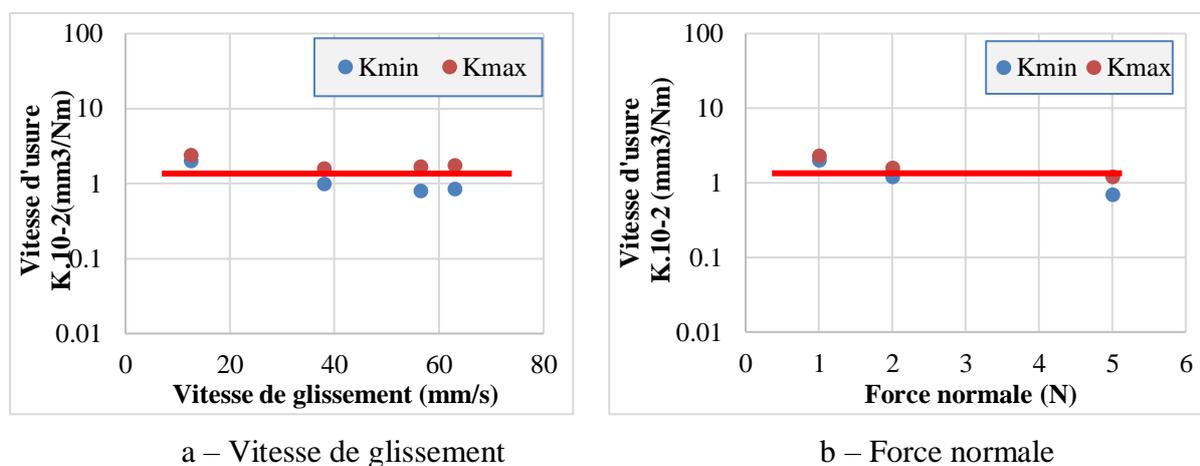


Figure 5.9 : Variation de la vitesse d'usure en fonction de :
a - la vitesse de glissement, b - la force normale

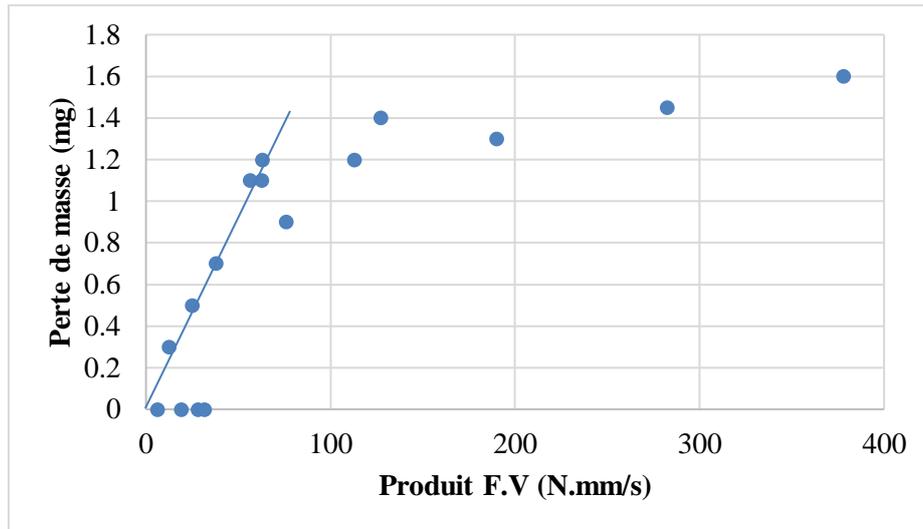


Figure 5.10 : Variation de la perte de masse en fonction du produit F.V

V.3.2. Etude de la piste d'usure

Les **Figures 5.11** et **5.12** donnent la variation de la largeur de la piste d'usure en fonction de la force normale et de la vitesse de glissement respectivement. D'une manière générale, nous remarquons que l'allure des courbes dans les deux figures est similaire à celle des courbes de variation de l'usure spécifique (**Figure 5.8**) :

- Un élargissement important de la piste entre 0.5 et 1N suivi d'un élargissement moins accru pour les forces normales supérieures. Un point d'inflexion apparaît vers 1N aux grandes vitesses de glissement (56.5 et 63mm/s) qui se décale vers la droite pour les vitesses de glissement inférieures.
- Les courbes relatives aux vitesses de glissement (38 - 63mm/s) se regroupent, se détachent de la courbe correspondant à la vitesse de glissement 12.5mm/s et convergent vers le même à la force normale 5N.
- La largeur de la piste d'usure reste pratiquement constante à la force normale 0.5N quelque soit la vitesse de glissement (**Figure 5.12**).
- Une augmentation progressive de la largeur de la piste d'usure en fonction de la vitesse de glissement apparaît pour les forces normales 1 – 5N suivie d'une convergence à la vitesse de glissement 63mm/s.

Sans trop se lancer dans l'analyse ou l'interprétation de ces courbes, par ces deux figures nous confirmons l'élargissement de la piste d'usure par deux mécanismes consécutifs.

Caractérisation tribologique

Le premier est une adhésion des particules de polystyrène à l'acier et le deuxième est une abrasion du polystyrène. Les deux mécanismes ne peuvent être régis par la loi d'Archard. D'autre part, l'abrasion du polystyrène n'est pas similaire entre les faibles vitesses de glissement et les fortes, de même entre les petites forces normales et les grandes. L'aspect viscoélastique du polystyrène ne peut être exclu.

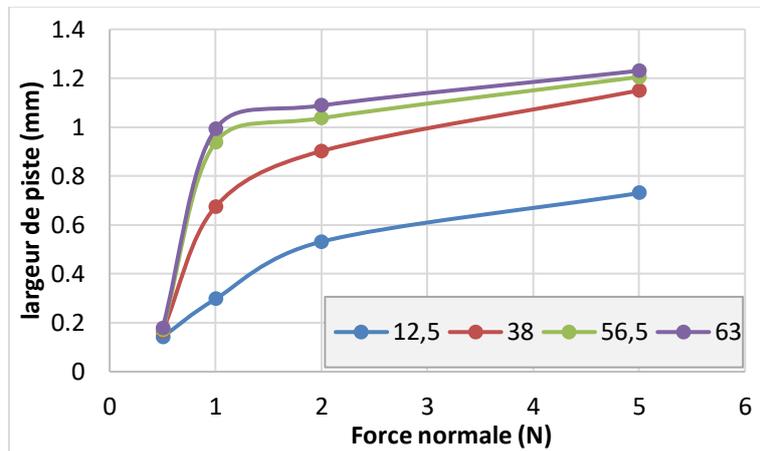


Figure 5.11 : Variation de la largeur de piste d'usure en fonction de la force normale pour différentes vitesses de glissement

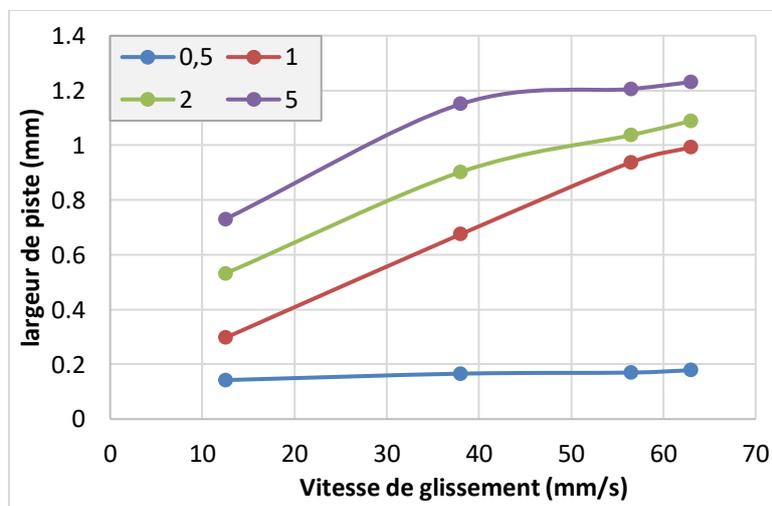


Figure 5.12 : Variation de la largeur de piste d'usure en fonction de la vitesse de glissement pour différentes forces normales

Sur la **Figure 5.13**, nous avons tracé la variation de la largeur de piste d'usure en fonction du produit de la force normale et de la vitesse de glissement $F.V$ (N.mm/s). Cette figure montre deux courbes complémentaires :

Caractérisation tribologique

- Une droite constante correspondant à une largeur de piste de l'ordre de 0.2mm dans le domaine F.V très faible,
- Une courbe de forme parabolique commençant dès les faibles produits F.V et tend vers une largeur de piste limite de l'ordre de 1.25 mm pour un produit F.V important,
- Une superposition des deux courbes pour les produits F.V ne dépassant pas 35Nmm/s.

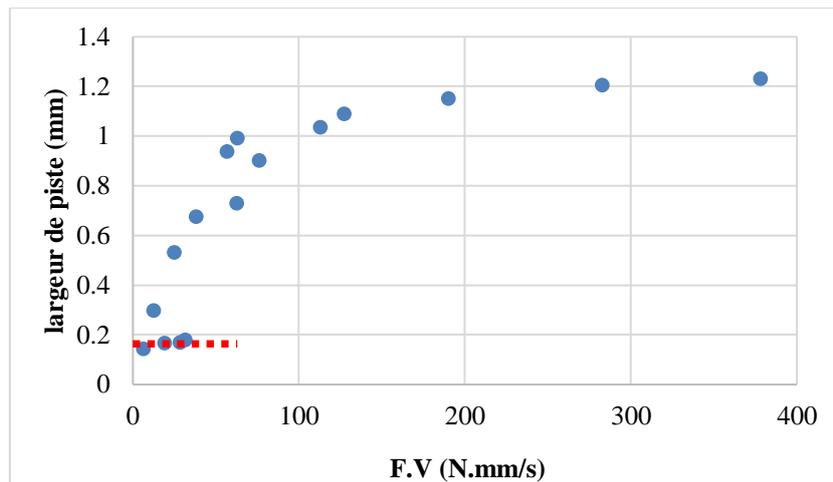


Figure 5.13 : Variation de la largeur de piste d'usure en fonction du produit F.V

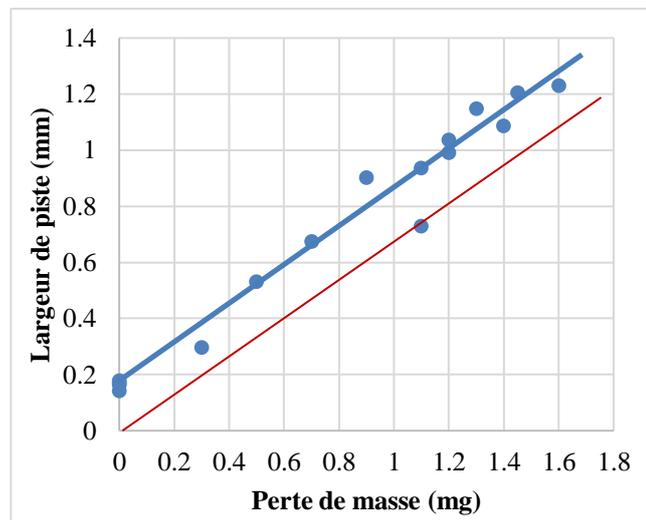


Figure 5.14 : Variation de la largeur de piste en fonction de la perte de masse

De ce fait, nous confirmons l'existence de deux mécanismes d'usure. Le premier est un mécanisme d'adhésion caractérisé par une largeur de piste constante. Le deuxième

Caractérisation tribologique

mécanisme est une abrasion caractérisée par une courbe parabolique. Cette abrasion est contrôlée par un phénomène complexe à cause de la viscoélasticité du polystyrène.

Une autre remarque qui mérite d'être signalée ; la manifestation des deux mécanismes aux faibles produits F.V. En effet, les deux mécanismes peuvent agir en parallèle et leur effet ne peut être déconvolué que lorsque le produit F.V devient important ; supérieur à 100N.mm/s. Ainsi, nous pouvons dire que le produit F.V conditionne le type de mécanisme d'usure du polystyrène par un acier.

Pour trouver une relation entre la largeur de piste d'usure et la perte de masse, nous avons porté leurs valeurs correspondant au même produit F.V sur la **Figure 5.15**. La courbe en couleur bleue montre une linéarité satisfaisante entre les deux mesures avec un décalage vertical d'une largeur de piste de 0.2mm sans perte de masse. Ce décalage est attribué à l'usure adhésive. Les autres points expérimentaux décrivent l'usure abrasive. Ainsi, la droite de couleur rouge (théorique) donne la composante abrasive entre la largeur de piste et la perte de masse.

Devant la complexité de distinction entre les mécanismes et leurs interférences, nous donnons la présentation générale de Yang et al. [YAN93]. L'étude de l'usure abrasive en relation avec la rupture par craquelure a permis une analyse des motifs de rayures et de la charge de contact à la surface du polymère. Ils ont indiqué qu'un critère de contrainte critique, plutôt qu'un critère de déformation critique, peut convenir au début du processus de rupture dans l'usure du polymère fragile. Avec ce critère, la charge critique pour l'ouverture de fissure, τ_c , peut être liée à la déformation de claquage et au module de Young, et l'écart observé entre la déformation de claquage du polystyrène et la résistance à l'usure peut être expliqué.

V.3.3. Analyse énergétique de l'usure

Si nous considérons que le produit de la force normale et la vitesse de glissement F.V est l'énergie dissipée lors du glissement du pion sur le polystyrène, nous pouvons évaluer l'énergie dissipée caractéristique des mécanismes d'usure. Etant donné que F.V est le travail mécanique W fourni par le tribomètre pour faire glisser un pion d'acier sur une plaque de polystyrène :

$$F.V = F \cdot \frac{L}{t} = \frac{W}{t} = P$$

P étant la puissance de glissement du pion.

Sur la **Figure 5.15**, nous avons tracé la variation de la perte de masse m(mg) et de la largeur de la piste d'usure (mm) en fonction du produit de la force normale et la vitesse de

Caractérisation tribologique

glissement F.V(N.mm/s). Nous remarquons que ces deux courbes sont parfaitement similaires et superposées à défaut de leur origine. La perte de masse commence par l'origine 0 avec une courbe droite constante alors que la courbe de la largeur de piste d'usure présente un décalage donné par une droite constante de l'ordre de 0.2mm.

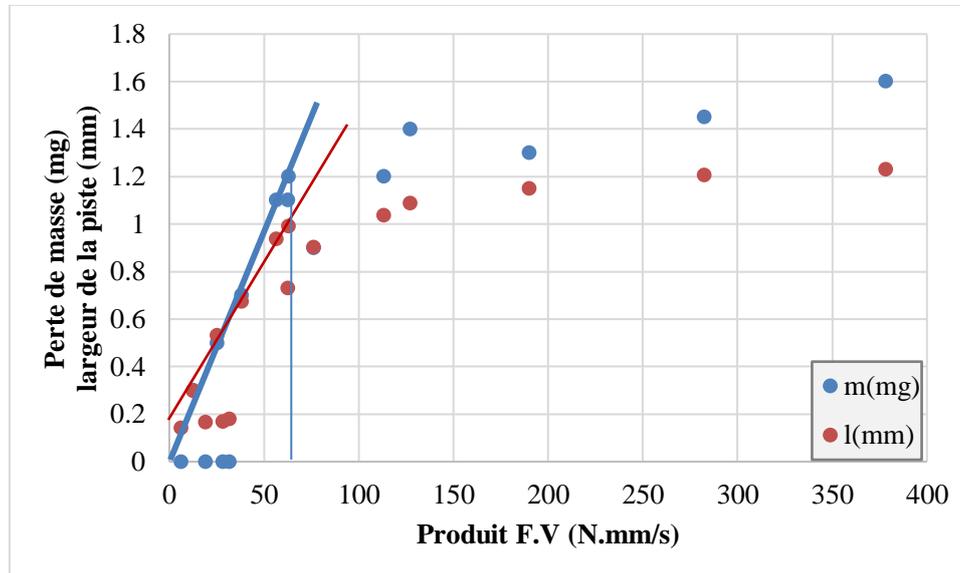


Figure 5.15 : Variation de la perte de masse et de la largeur de piste d'usure en fonction du produit F.V (N.mm/s)

Après toute cette discussion et en assimilant le mécanisme d'adhésion à la droite constante, nous pouvons calculer l'énergie d'adhésion en matière de largeur de piste ou de masse perdue. Cette énergie sera de l'ordre de 35N.mm/s qui est égale à 35mJ/s=30cal/h. C'est l'énergie nécessaire de décohésion des fibres macromoléculaires de la surface du polystyrène.

Pour le mécanisme d'abrasion, l'énergie de détachement de débris sera fonction de la masse perdue ou du volume enlevé. Dans ce cas, deux valeurs d'énergie seront calculées. La première sera rapportée à la variation de la perte de masse (pente bleue **Figure 5.15**) et la deuxième à la variation de la largeur de la piste d'usure (pente rouge **Figure 5.15**). Pour la masse perdue, nous comptons 65N.mm/s (soit 60mJ/s=55.9cal/h) pour détachement d'une masse de 1.2mg, soit une énergie de 46.6cal/h/mg.

Pour l'énergie rapportée à la variation de la largeur de la piste, nous comptons 65N.mm/s pour un élargissement de 0.8mm, soit une énergie de 70cal/h/mm.

V.4. Analyse métallographique des surfaces usées

V.4.1. Métallographie optique

La **Figure 5.16** montre une micrographie optique typique de l'endommagement et de l'usure d'une surface de polymère par la configuration pion métallique sur disque polymère transparent. Cette micrographie a été prise d'un échantillon de polystyrène juste après le test. C'est une micrographie optique sur un microscope en transmission d'une surface n'ayant subie aucune préparation particulière. La micrographie présente une piste circulaire d'une largeur mesurable et de rayon indiqué (6mm). Elle a la forme d'une couronne circulaire exempte de débris qui représente le chemin que la bille d'acier a tracé sur la surface du polystyrène. Les débris d'usure sont l'ensemble des débris détachés qui bordent la piste d'usure intérieurement et extérieurement. Ces débris représentent la masse perdue au cours de l'essai. Nous remarquons que la grande partie des débris sont chassés de la piste par raclage ou par force centrifuge. Cependant, une partie de débris sont évacués de la piste et reste à l'intérieur de la couronne. Une troisième partie de débris reste coincée dans la piste et écrasée par le pion. Ces débris représentent un troisième corps, qui sépare instantanément la bille du polystyrène et peut être, s'il est en grande quantité, un coussin de lubrifiant et agira sur les frottements et l'usure du matériau le moins résistant, surtout [DENE15, MAHE21].

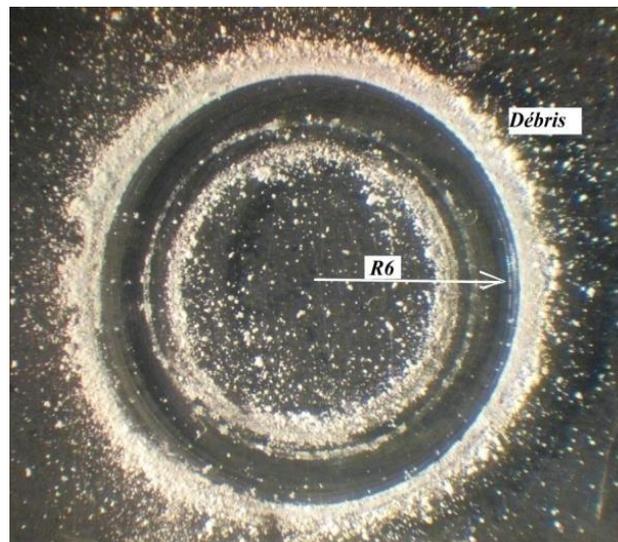


Figure 5.16 : Micrographie optique en réflexion de la piste d'usure du polystyrène (rayon : 6mm, $V=63\text{mm/s}$, $F=5\text{N}$)

En d'autre terme, la **Figure 5.16** présente une vue panoramique quant à l'état d'usure d'une surface : piste d'usure, détachement des débris, répartition des débris. La **Figure 5.17**

rassemble une série de micrographies des pistes d'usure et de débris pour différentes conditions d'essais.

La **Figure 5.17-a** présente une micrographie optique d'une usure effectuée sous une force normale de 0.5N et une vitesse de glissement de 63mm/s. Nous remarquons que la piste d'usure est bien tracée, mesurable et sans débris. Cela est dû à une pression de contact très faible ($P_{c,max}=39\text{MPa}$) ne conduisant à aucun détachement de débris. Donc, l'usure n'est que l'égratignure de la surface par des aspérités de la bille en acier provoquant la rupture des fibres macromoléculaire sans perte de masse significative mesurable de polystyrène. Le changement de teint de la surface peut être dû aussi à un écrasement de matière (microdéformation plastique) en avant du pion.

Sous une force normale de 1N et sous toute vitesse de glissement, nous commençons à voir des sillons similaires qui longent la piste d'usure (**Figure 5.17-b**). Ainsi, la piste est bien délimitée avec des sillons très fins. Les bords sont bien arrangés. Les débris apparaissent clairement et sont chassés hors de la piste.

Sous une force normale de 2N, nous observons des sillons fins, larges et discontinus quelques fois. Les bords de la piste d'usure changent de morphologie. Ils sont fins et dans certaines zones deviennent larges et non homogènes. La quantité de débris augmente et s'entassent pour former des amas dispersés à l'extérieur de la piste comme nous pouvons les voir à l'intérieur (**Figure 5.17-c**).

Sous une force normale de 5N, les sillons s'approfondissent plus, deviennent continus et non homogènes. Les débris se détachent plus, s'accumulent le long de la piste d'usure et forment des agglomérations importantes. Vue leur quantité, le glissement du pion n'arrive pas à chasser tous les débris hors de la piste d'usure. Des débris persistent toujours dans la piste et peuvent former un coussin de troisième corps (**Figure 5.17-e, f**).

Après cette description accompagnée des micrographies, nous pouvons remonter aux mécanismes qui contrôlent l'usure du polystyrène par une bille en acier. Donc, les mécanismes principaux sont bien l'adhésion et l'abrasion. Le dernier est le responsable majeur du détachement de débris. Plus la force normale et/ou la vitesse de glissement augmentent la bille s'enfonce plus dans le polystyrène et active l'enlèvement de matière. C'est ce qui explique l'enfoncement et l'élargissement des sillons. Cependant, malgré la prédominance de l'abrasion, l'adhésion n'est pas exclue. La pression de contact n'est pas uniforme sur tout le contact. Elle est maximale au centre de contact puis diminue en allant vers la périphérie et s'annule au bord du contact.

Caractérisation tribologique

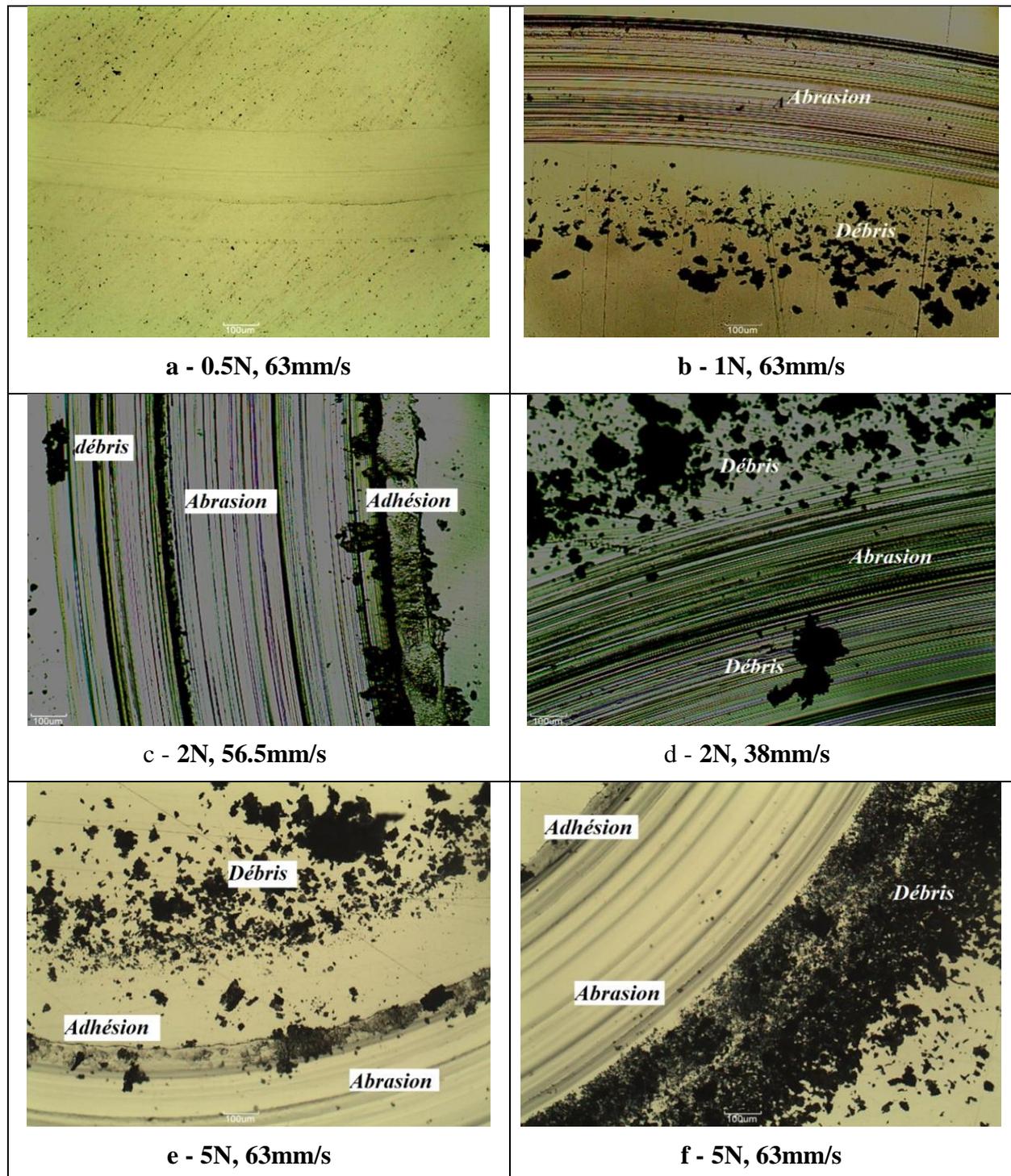


Figure 5.17 : Micrographies optiques des pistes d'usure et les débris détachés pour différentes conditions de force normale et de vitesse de glissement

De point de vue type d'usure, compte tenu de l'uniformité des sillons des pistes d'usure, nous pouvons conclure que les débris se détachent par cisaillement et/ou par rupture des zones chargées en compression. De ce fait, la perte de masse s'effectue par usure douce.

Par contre, les parois des pistes sont faiblement sollicitées, par conséquent le détachement se fait par adhésion et l'usure devient sévère. Nous rappelons toujours la prédominance de l'abrasion sur l'adhésion et donc l'usure douce sur l'usure sévère.

Cette présentation générale est fréquemment rencontrée dans d'autres polymères comme PA66, UHMWPE, POM, APK [UNAL04] et PTFE [BLANC92].

V.4.2. Métallographie électronique

Les micrographies électroniques à balayage confirment les mécanismes d'usure du polystyrène. En effet, l'abrasion obtenue par cisaillement du polystyrène est représentée par des rayures uniformes et continues. Plus la force normale augmente, les rayures s'approfondissent et s'élargissent (**Figure 5.18**). Par contre, les bords des pistes se détériorent et ne présentent pas des faciès uniformes (**Figure 5.19**). Par ces micrographies, nous arrivons à distinguer entre l'usure abrasive au milieu des pistes et l'usure adhésive aux bords.

D'autre part, nous pouvons remonter à la qualification de la nature de l'usure et ainsi l'identification du mécanisme d'usure par l'analyse morphologique des débris. La **Figure 5.19** présente des micrographies électroniques de quelques débris. En effet, par une analyse statistique de micrographies des débris et le positionnement de ces débris sur la piste ou au bord nous pouvons reconnaître le mécanisme de leurs détachements.

La **Figure 5.20** donne quelques exemples de débris issus de l'abrasion et de l'adhésion respectivement. Les débris obtenus par abrasion ont des formes généralement planes avec des côtes rectilignes et ont des géométries simples (**Figure 5.20-a**) ; signes de la direction de cisaillement ou fragmentation sous charge ultime. Les débris issus de l'adhésion n'ont pas une forme géométrique claire ou des arêtes rectilignes. Ces débris sont enlevés par arrachement violent ou se sont collés aux protubérances de la bille (pion) en acier (**Figure 5.20-b**).

Caractérisation tribologique

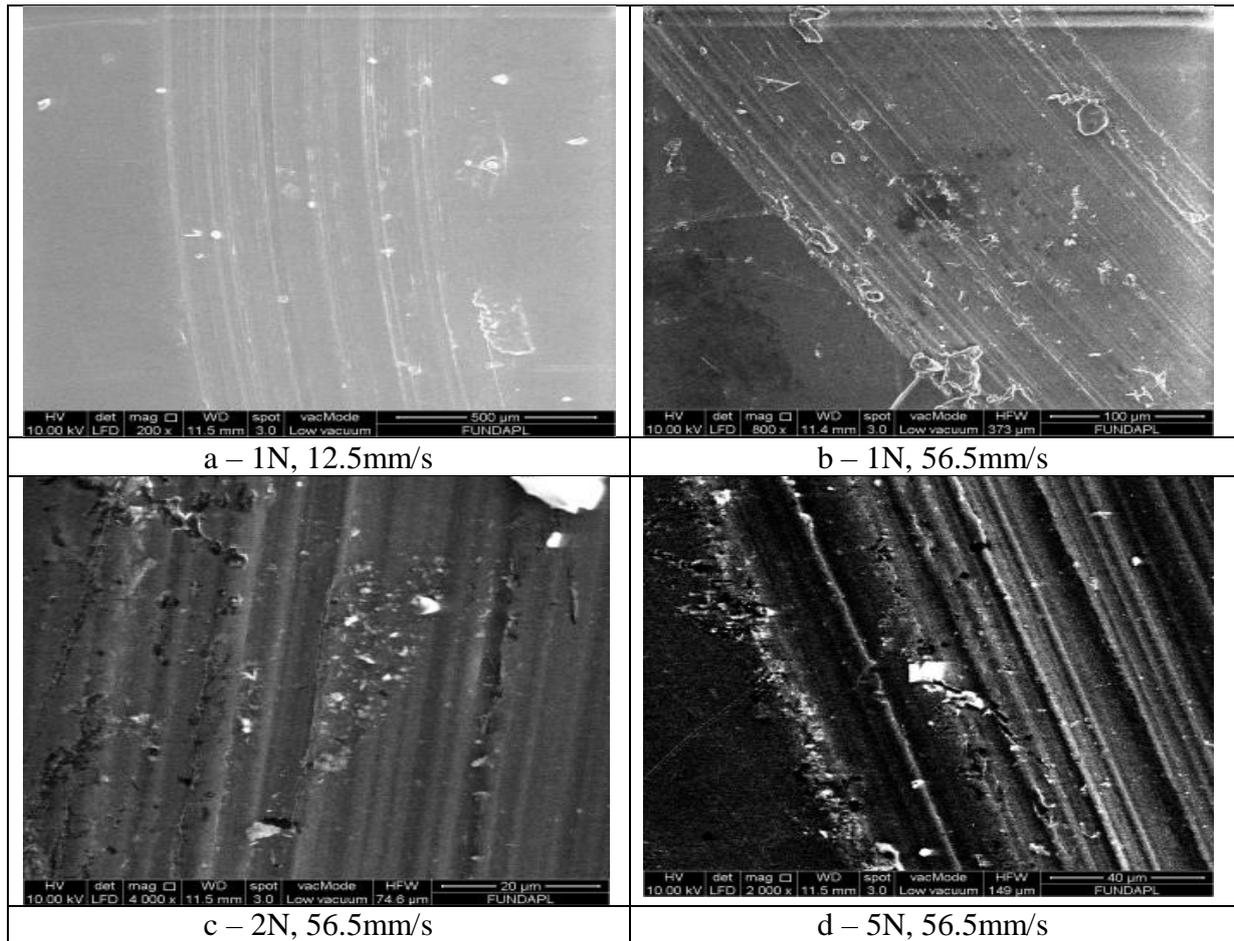


Figure 5.18 : Micrographies MEB des pistes d'usure du polystyrène pour différentes conditions

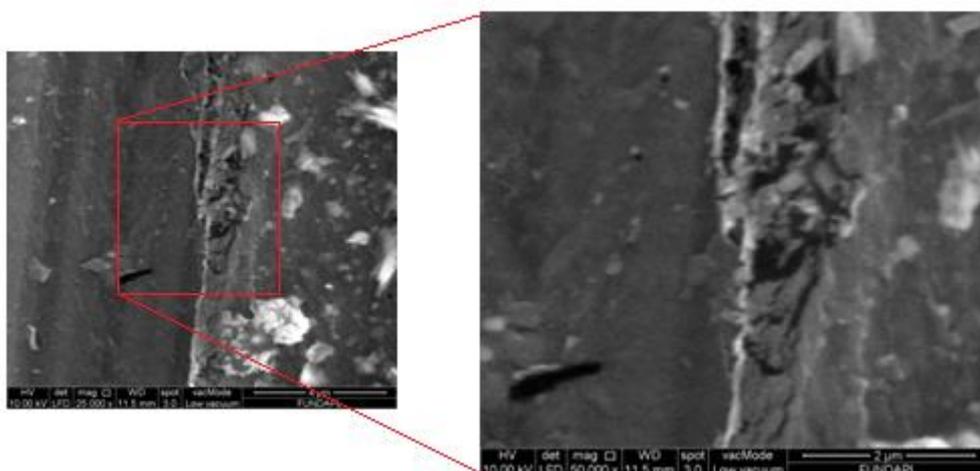


Figure 5.19 : Micrographie MEB du bord de la piste d'usure 5N, 63mm/s

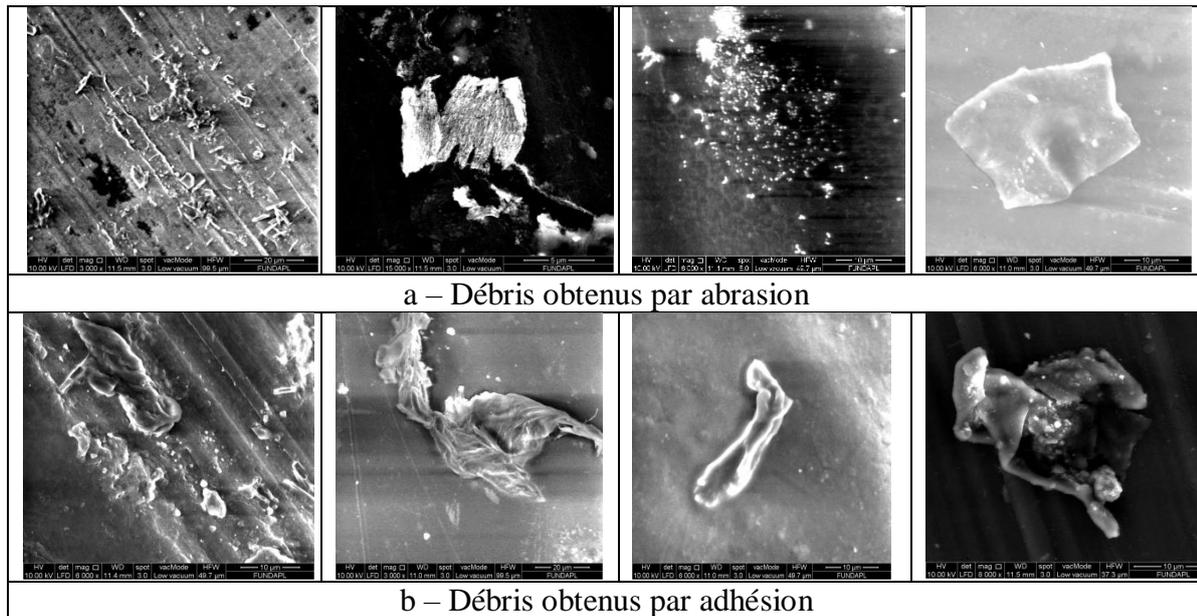


Figure 5.20 : Débris d'usure

Cette figure ne montre que des exemples sélectionnés de débris. La réalité est beaucoup plus compliquée que ces échantillons et sont difficiles à distinguer. Le circuit et le flux tribologique a été toujours sujet à caution du fait de la cinétique d'enlèvement, la cinématique des débris et des débits du troisième corps au cours de l'essai. Les débris sont assujettis de plusieurs transformations au cours en demeurant dans le contact. La **Figure 5.21** montre des débris de formes diverses et tailles différentes au cours d'un même essai tribologique.

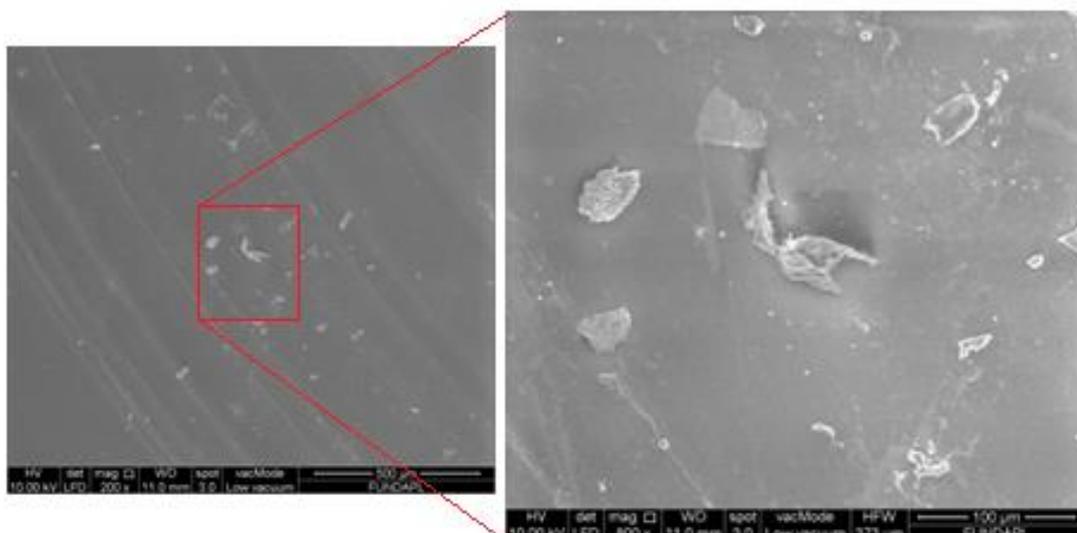


Figure 5.21 : Micrographie de débris détachés au cours d'un essai sous $F=5\text{N}$ et $V=63\text{mm/s}$

Caractérisation tribologique

En fin de notre analyse, nous devons mettre le point sur l'aspect dynamique de l'essai. Restreindre l'essai d'usure aux mécanismes d'adhésion et d'abrasion n'est qu'une analyse simpliste et exhaustive de la réalité des événements pouvant se dérouler dans un contact mobile. La microscopie électronique met en évidence d'autres phénomènes pouvant contrôler l'usure du polystyrène mais ils sont difficiles à étudier ou nécessitent d'autres moyens d'investigation. Le premier phénomène consiste en le mécanisme de rupture par craquelure (**Figure 5.22**). Ce phénomène est le siège d'amorçage des fissures dans les polymères fragiles. Les craquelures correspondent aux déchirements des macromolécules qui induisent des fissures qui se propagent et rompent le matériau. Ainsi, l'usure dans ce cas est contrôlée par des propagations de fissures.

Le deuxième phénomène correspond à un affaissement de matériau suite à un changement brusque de contrainte entre deux zones voisines (**Figure 5.23**). Cette différence de chargement conduit à un changement de niveau de surface ou une décohésion le long de la piste d'usure entre deux sillons voisins. Cette décohésion active ultérieurement le détachement de matière.

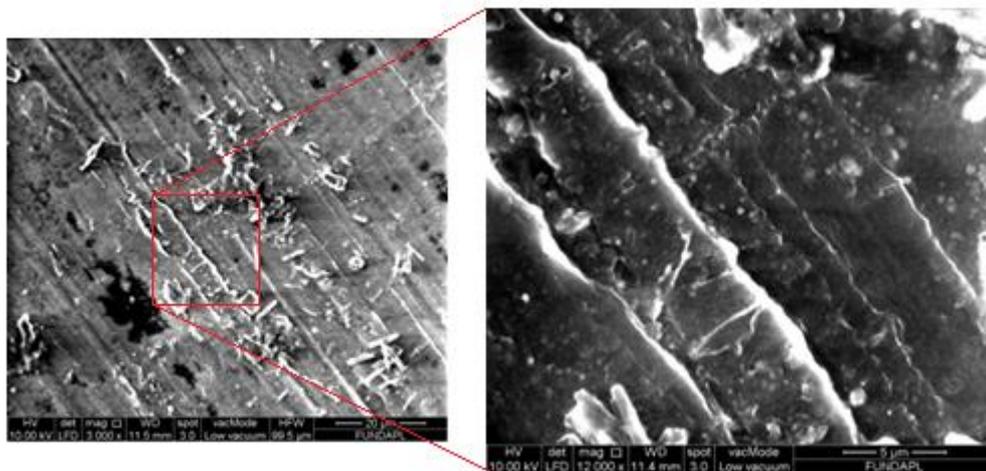


Figure 5.22 : Craquelure dans une piste d'usure de polystyrène

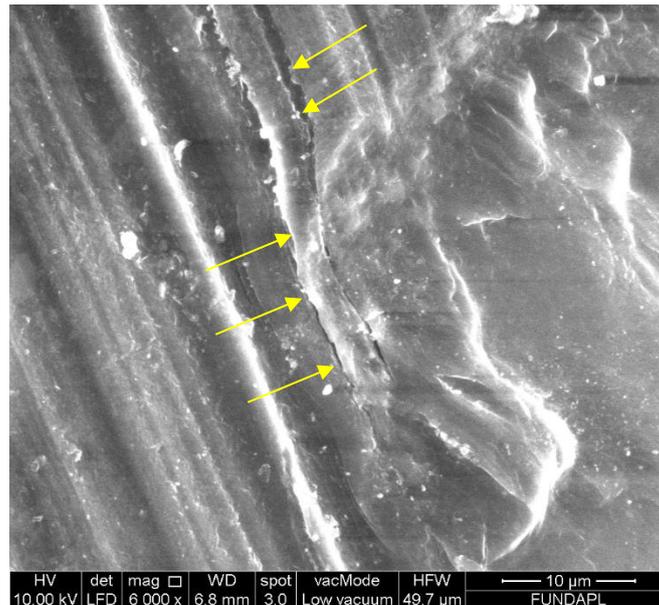


Figure 5.23 : Décohésion suite à un affaissement de matériau

V.4.3. Analyse profilométrique

L'analyse profilométrique optique est une technique complémentaire aux techniques métallographiques et précise compte tenu de la précision du balayage optique et la projection bidimensionnelle et tridimensionnelle des côtes. La **Figure 5.24** présente une série de projections réalisées sur des pistes d'usure obtenues sous une force normale de 2N et différentes vitesses de glissement. En fonction de la vitesse de glissement, nous remarquons ce qui suit :

- L'élargissement et l'approfondissement des pistes d'usure,
- Le changement de la morphologie des sillons des pistes. Les sillons s'élargissent et deviennent moins fins au fur et à mesure que la vitesse de glissement augmente.
- La courbure des pistes au niveau des pistes. Cette remarque prouve le mécanisme adhésif au niveau du bord de la piste d'usure.

Les observations avancées confirment les descriptions données par les autres techniques ci-dessus. Le fond des pistes traduit l'effet des protubérances de la bille. En l'absence d'un modèle donnant l'aire de la section usée nous ne pouvons calculer le volume usé au cours d'un essai.

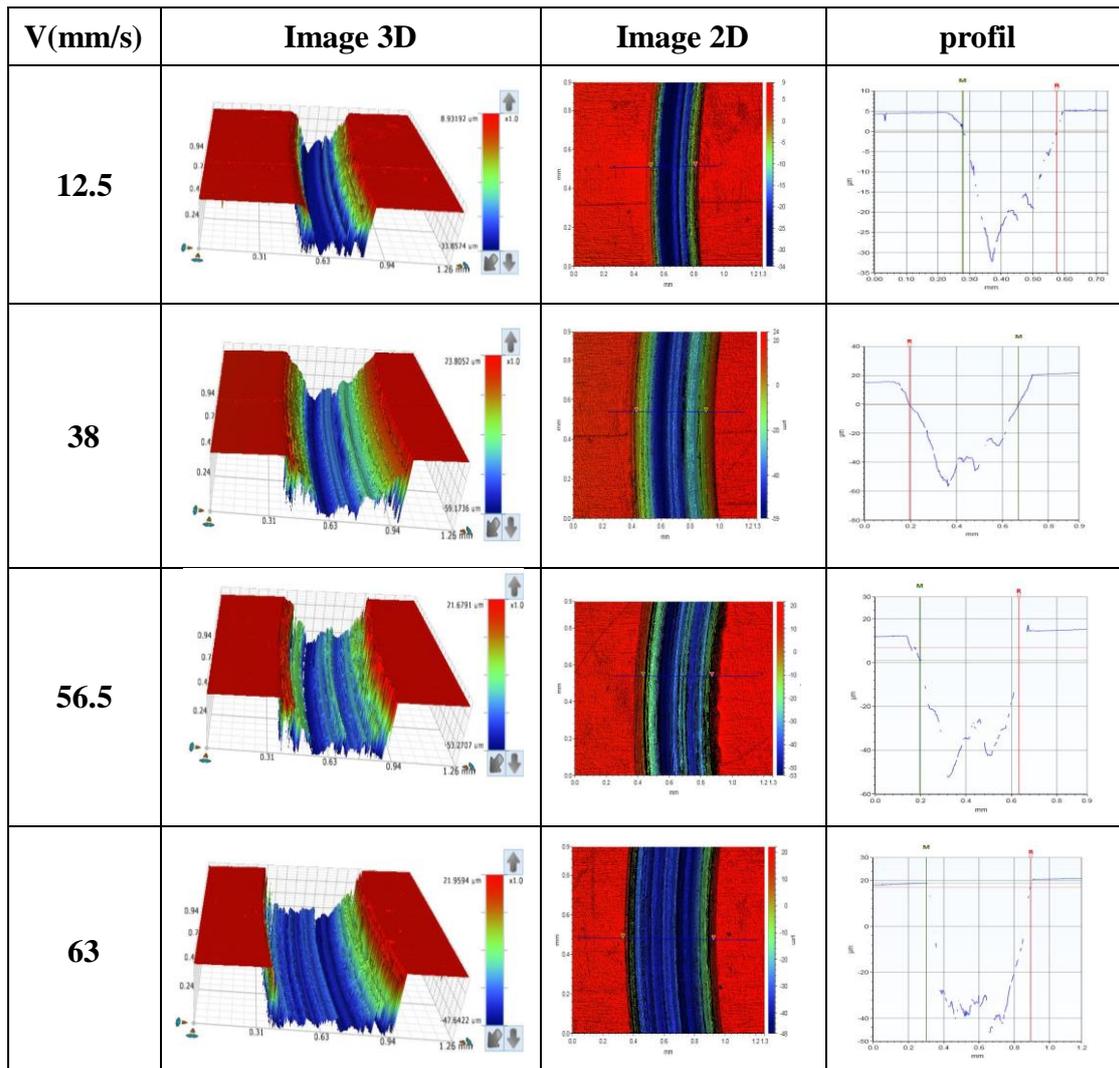


Figure 5.24 : Micrographies profilométriques des pistes d'usure pour une force normale de 2N et différentes vitesses de glissement

V.5. Analyse EDX des débris d'usure

L'analyse dispersive en énergie (EDS ou EDX : **Energy Dispersive X-ray spectrometry**) est utilisée pour l'identification d'éléments et permet d'obtenir une analyse quantitative ou qualitative, suivant les conditions, des éléments chimiques dans un échantillon solide et dans un volume micrométrique (une sphère de quelques centaines de nanomètres à quelques micromètres), le spectre d'énergie des rayons X émis est comparé à une bibliothèque de données. Cette analyse est effectuée dans le but de vérifier la possibilité de trouver des débris d'usure d'acier suite à un durcissement de débris de polystyrène et jouant le rôle d'un troisième corps abrasif. La **Figure 5.25** donne le spectre d'analyse et la zone analysée de la piste d'usure. Le résultat d'analyse figure dans le **Tableau 5.3**. Nous remarquons la présence d'aucun élément appartenant principalement à

Caractérisation tribologique

l'acier (Fe, Cr). Tous les éléments obtenus appartiennent au polystyrène cristal. Ainsi, seul le polystyrène voit sa masse perdue. Aucune perte de masse de la bille (en acier) n'a été enregistrée.

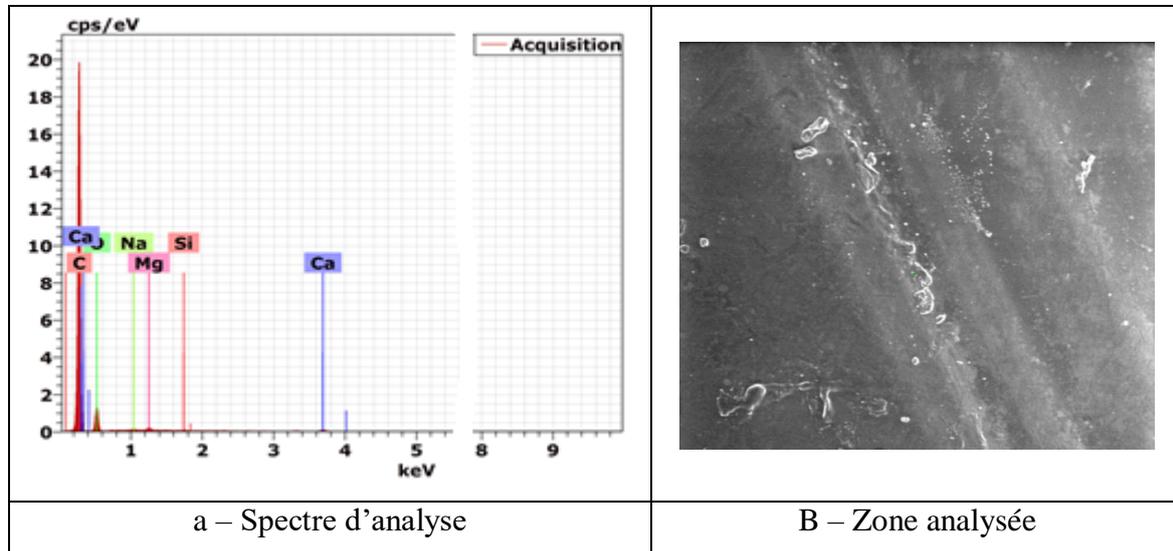


Figure 5.25 : Analyse quantitative EDX de l'échantillon PS cristal par la sonde EDX du MEB QUANTA 650

Tableau 5.3 : Analyse EDX des débris du polystyrène cristal

Elements	C	O	Ca	Mg	Na	Si
(% massique)	82.71	15.30	1.42	0.31	0.14	0.11
(% atomique)	87.16	12.11	0.45	0.16	0.08	0.05

V.6. Conclusion

La combinaison de différents résultats obtenus de l'usure et de frottement de polystyrène avec les observations microscopiques nous permet de conclure que :

- L'adhésion et l'abrasion sont les principaux mécanismes qui contrôlent le comportement tribologique et l'usure du polystyrène sous un pion d'acier.
- Chaque mécanisme a son propre coefficient de frottement.
- L'usure est fortement influencée par l'abrasion que l'adhésion. Ainsi, le facteur vitesse d'usure correspond mieux à l'abrasion du polystyrène.
- La tenue à l'usure du polystyrène est médiocre face à l'acier.

Caractérisation tribologique

- Les propriétés mécaniques du polystyrène ont un effet significatif sur le comportement à l'usure du polystyrène.

En fin, par rapport les autres polymères, le polystyrène a une faible résistance à l'usure contre l'acier, il n'est pas conseillé pour l'utilisation tribologique de ce matériau, il a un coefficient de frottement relativement élevé au contact des surfaces métalliques et un facteur de perte par abrasion élevé.

Conclusion Générale

Conclusion Générale

Le comportement mécanique, tribologique et la relation mécanique tribologie demeure toujours sujet à caution chez les matériaux polymères du fait de leur structure particulière, leurs compositions et leurs techniques d'élaboration. Le comportement tribologique du polymère diffère d'un corps antagoniste à l'autre. Le polystyrène cristal n'échappe pas à cette règle générale. Le polystyrène cristal est fréquemment rencontré dans notre vie courante et son opposition contre des objets métalliques le soumet à l'exercice. Par ailleurs, le polystyrène cristal doit garder son éclat, répondre à sa fonction et maintenir sa passivité envers le milieu environnant.

Le sujet de notre thèse porte sur le comportement du polystyrène cristal fabriqué par l'entreprise CONDOR BBA lorsqu'il est soumis à différentes conditions mécaniques et tribologiques. De point de vue mécanique, le polystyrène a été soumis à des essais mécaniques de traction, de dureté et de résilience. De point de vue tribologique, il a été soumis à des essais de mesure du coefficient de frottement et sa tenue à l'usure sous des conditions proches de son utilisation. Ce qui importe dans cette étude est la détermination des mécanismes qui contrôlent son comportement (mécanique et tribologique) et leurs dépendances des conditions opératoires. Les essais mécaniques ont été réalisés sur des machines universelles et les essais tribologiques ont été effectués sur un tribomètre à configuration pion sur disque, dont le pion est en acier de nuance 100C6.

En fin de cette étude, nous arrivons aux conclusions suivantes :

- Compte tenu de la grande différence entre les propriétés des deux corps antagonistes, certains phénomènes ou mécanismes ne sont pas liés directement aux conditions opératoires telles que la force normale et/ou la vitesse de glissement mais conditionnés par des facteurs tels que la pression de contact ou le produit de la force normale et la vitesse de glissement $F.V$ (N.mm/s ou mW).
- Le présent polystyrène cristal a un comportement fragile. En traction, son domaine élastique présente cependant une légère viscoélasticité. Sa limite élastique diminue quand la vitesse de chargement ou la température augmente.
- Sa rupture par résilience présente des faciès de fragilité claire. Il possède cependant une dureté importante comparativement aux autres polymères. Ce qui traduit sa fragilité.
- La rupture de ce polystyrène n'est contrôlée par aucun mécanisme structural. Seule la propagation brutale d'un défaut de surface est responsable de son ruine.

Conclusion Générale

- Les valeurs de la limite élastique, la dureté et la résilience izod ne diffèrent pas des données rapportées par la bibliographie. La déviation remarquée est due certainement au mode de fabrication du présent polystyrène.

- Le coefficient de frottement face à un acier dépend de la force normale mais très faiblement de la vitesse de glissement. Il possède deux valeurs distinguées en fonction du produit de la force normale et la vitesse de glissement. Un coefficient de frottement de 0.2 pour un produit F.V inférieur à 32mW et un coefficient de frottement de 0.46 pour un produit F.V supérieur à 12mW. Le premier est contrôlé par un mécanisme adhésif et le second est contrôlé par un mécanisme abrasif. Ainsi, nous enregistrons un domaine, quoique faible, de coexistence des deux mécanismes.

- La perte de masse ne varie pas linéairement avec la force normale ni clairement avec la vitesse de glissement. Par conséquent, l'usure du polystyrène ne peut être régie par la loi générale d'Archard. D'autres lois faisant intervenir le coefficient de frottement et les caractéristiques mécaniques et/ou faisant intervenir l'effet viscoélastique du polystyrène peuvent être avancées.

- La constante de la vitesse d'usure K moyenne pour tous les essais est de l'ordre de $1,5 \cdot 10^{-2} \text{ mm}^3/\text{N.m}$. Une valeur qui reste tout de même importante dans le domaine des forces et vitesses balayé. Cette valeur qualifie le polystyrène en matière d'usure de médiocre.

- L'usure du polystyrène est contrôlée par deux mécanismes. Le premier est l'adhésion et ne se manifeste que par une piste sans détachement tangible de débris. Le second est une abrasion qui provoque une perte significative de masse. Ces deux mécanismes peuvent être distingués par la variation de la perte de masse en fonction du produit F.V (mW). Pour un produit faible du produit F.V, c'est l'adhésion qui prime ou elle superpose avec l'abrasion. Par contre, pour un produit élevé, c'est l'abrasion qui prédomine sur l'usure. En tout cas, d'une manière générale, l'effet de l'abrasion est beaucoup plus important que celui de l'adhésion.

- En combinant la variation de la largeur de piste d'usure en fonction de la perte de masse, la composante abrasive de l'usure peut être décrite par une loi linéaire analogue à celle de la loi d'Archard.

- La représentation de la variation de la largeur de piste d'usure en fonction du produit F.V est pratiquement similaire à celle de la perte de masse. Au-delà d'une usure adhésive pour les faibles valeurs de F.V, l'usure s'accélère sous forme de perte de masse ou d'élargissement de la piste puis elle se retarde et les deux valeurs tendent vers des limites.

Conclusion Générale

- Par microscopie électronique à balayage, nous avons confirmé le contrôle de l'usure du polystyrène par les deux mécanismes : l'adhésion et l'abrasion.

- L'aspect fragile du polystyrène a été mis en évidence par l'analyse des débris détachés, leurs fragmentations et leurs morphologies.

- Nous avons prouvé par MEB l'existence d'autres mécanismes d'endommagement du polystyrène qui corrélerent les propriétés mécaniques et tribologiques du polystyrène. Nous citons :

- ❖ Les craquelures qui conduisent à des fissurations.
 - ❖ Les affaissements entre les sillons qui peuvent provoquer des décohésions dans le matériau.
 - ❖ La localisation des effets des mécanismes dans la piste d'usure, l'abrasion concerne en grande partie le fond de pistes et l'adhésion touche principalement les parois et les bords des pistes.
-
- Le présent polystyrène cristallin n'est pas un matériau approprié pour des applications tribologiques. Son coefficient de frottement et sa vitesse d'usure sont plus grands par rapport à ceux des autres polymères à utilisations tribologiques. Donc, il est important d'améliorer les caractéristiques mécaniques et tribologiques par l'ajout des charges polymériques ou fibreuses.
 - Ce travail nécessite une étude complémentaire portant sur l'effet de l'environnement (température, humidité) ou même avec un autre corps antagoniste.

Références bibliographiques

Références bibliographiques

A

- [**ABDE21**] A. Abdelbary, Friction and wear polymer and polymer composites, Chapter in Tribology of polymer and polymer composites for industry, pp 33-54, 2021, [Doi.org/10.1016/0043-1648\(85\)90050-X](https://doi.org/10.1016/0043-1648(85)90050-X)
- [**ACHO99**] K.Z. Achor, Étude du comportement élastoviscoplastique d'un polycarbonate à grande vitesse de déformation : simulation numérique du cisaillement adiabatique, thèse de doctorat, université de Metz, 1999.
- [**AMON1699**] G. Amontons, De la résistance causée dans les machines, Mémoire de l'Académie Royale de Sciences, Paris, pp. 206-227, 1699.
- [**ANDR16**] T.F. Andrade, H. Wiebeck, A. Sinatora, Effect of surface finishing on friction and wear of Poly-Ether-Ether-Ketone (PEEK) under oil lubrication, *Polímeros*, 26(4), 336 (2016); <https://doi.org/0.1590/0104-1428.2183>.
- [**AOUN22**] S. Aounallah, K. Loucif, N-Khennafi-Benghalem, Friction and Wear of Polystyrene Crystal Sliding Against Steel 100Cr6 in Unlubricated Contact, *Physics and chemistry of solid state*, V. 23, No. 2 (2022) pp. 293-301, *Section: Chemistry*, [DOI: 10.15330/pcss.23.2.293-301](https://doi.org/10.15330/pcss.23.2.293-301)
- [**ARCH57**] F Archard, Elastic Deformation and the Laws of Frictions, *Proc. R. Soc. Lond. A*, 243 (1957) 190-205, <https://doi.org/10.1098/rspa.1957.0214>.
- [**ARRU91**] E. Arruda and M. Boyce, "Evolution of Plastic Anisotropy in Amorphous Polymers during Finite Straining," in *Anisotropy and Localization of Plastic Deformation*, J.-P. Boehler and A. Khan, Eds., ed: Springer Netherlands, 1991, pp. 483-488.
- [**ARRU95**] E. M. Arruda, M. C. Boyce, R. Jayachandran, "Effects of strain rate, temperature and thermomechanical coupling on the finite strain deformation of glassy polymers" *Mech. Of Mat.* Vol. 19, (1995), P. 193.
- [**AYOU10**] G. AYOUB, Comportement en grandes déformations et fatigue des polymères : modélisation constitutive et prédiction de la durée de vie en fatigue Large, thèse de doctorat université de Lille1, 2010.

B

- [**BAND13**] S. Bandyopadhyay, R. Iyer, R. Majumder, B. Satapathy, A.K. Ghosh, Studies on Wear Properties of Polystyrene in the Presence of Fibrillated Network of

Références bibliographiques

Polytetrafluoroethylene, ISRN Polymer Science V2013 (2013) pp. 1-6,
<https://doi.org/10.1155/2013/837952>

[**BART81**] G.M. Bartenev, V.V. Lavrentev, Friction and wear of polymers (Amsterdam: Elsevier, 1981).

[**BEND14**] B. Ben Difallah, Contribution à l'étude du comportement tribologique et des propriétés mécaniques de polymères thermoplastiques chargés de lubrifiants solides en poudre, thèse de doctorat, école nationale de Sfax, 2017.

[**BELB10**] S. Belbachir, F. Zaïri, G.Ayoub, U. Maschke, M. Neît-Abdelaziz, J.M. Gloaguen, M. Benguediab, J.M. Lefbvre, Modelling of photo degradation effect on elastic-viscoelastic behaviour of amorphous polylactic acid films, journal of the mechanics and physics of solid 58, 241-255 (2010).

[**BERM99**] M.D. Bermudez, F.J.C. Vilches, G.M. Nicolás, Wear of Liquid Crystal-Additivated Polymers Against Steel, Journal of Applied Polymer Science 74(4), 831 (1999); [https://doi.org/10.1002/\(SICI\)1097-4628\(19991024\)74:4<831::AID-APP9>3.0.CO;2-E](https://doi.org/10.1002/(SICI)1097-4628(19991024)74:4<831::AID-APP9>3.0.CO;2-E).

[**BERN93**] A. Bernes, Transitions et relaxations diélectriques dans le polystyrène amorphe ; Interprétation microstructurale, Thèse Doct. Physiques des Polymères, Toulouse : Laboratoire de Physique des Solides, 1993.

[**BHUS96**] B. Bhushan, Principles and applications of tribology, 2nd ed. (IEEE Press, New York 1125, 1996).

[**BILE99**] : B. Bile, Comportement mécanique des mélanges à matrice polystyrène renforcés au choc, Thèse de doctorat, UST Lille (1999) 145p

[**BILL14**] N. BILLON, Jean-Luc BOUVARD, Propriétés et comportement mécanique des polymères thermoplastiques, technique de l'ingénieur, 2015.

[**BIRO14**] M. Biron, Matériaux plastiques, propriétés mécaniques, Techniques de l'Ingénieur 3^{ième} édition, section AM 306v2 (2014) pp. 45-49

[**BIST06**] S. Bistac, A. Ghorbal, M. Schmitt, *Friction of polystyrene: Consequence on nano-wear*, Progress in Organic Coatings, vol. 55, iss. 4, pp. 345-354, 2006,
[doi: org/10.1016/j.porgcoat.2005.12.005](https://doi.org/10.1016/j.porgcoat.2005.12.005).

[**BIST07**] S. Bistac, A. Ghorbal, M. Schmitt, Nano-friction of polystyrene: the role of the surface chemistry, Journal of Physics: Conference Series 61 (2007) pp. 130–134

Références bibliographiques

[doi:10.1088/1742-6596/61/1/027](https://doi.org/10.1088/1742-6596/61/1/027)

[**BIST08**] S Bistac, M. Schmitt, A. Ghorbal, E. Gnecco, E. Meyer, *Nano-scale friction of polystyrene in air and in vacuum*, Polymer, vol. 49, ess. 17, pp. 3780-3784, 2008, [doi:org/10.1016/j.polymer.2008.06.032](https://doi.org/10.1016/j.polymer.2008.06.032).

[**BLANC92**] T.A. Blanchet, F.E. Kennedy, Sliding wear mechanism of polytetrafluoroethylene (PTFE) and PTFE composites, *Wear* 153(1), 229 (1992); [https://doi.org/10.1016/0043-1648\(92\)90271-9](https://doi.org/10.1016/0043-1648(92)90271-9).

[**BOWD38**] F.P. Bowden, D. Tabor, The Area of Contact between Stationary and between Moving Surfaces, *Proceedings of the Royal Society A: Mathematical, Physical and Engineering Sciences* (169), pp. 391-413, 1938.

[**BOWD50**], Bowden F. P., Tabor D., *The friction and lubrication of solids*, London, Clarendon Press, 1950.

[**BOWD66**] F.P. Bowden, D. Tabor *J. Appl. Phys.* **17** (1966) 1521.

[**BOWD70**] Bowden P. B. and Raha S. The formation of micro shear bands in polystyrene and polymethylmethacrylate, *Philosophical Magazine*, Vol. 22 p. 463-482, 1970

[**BOWE53**] Bowers, R. C., Clinton, W. C. and Zisman, W. A. (1953) Frictional behavior of polyethylene, polytetrafluoroethylene and halogenated derivatives, *Lubrication Eng.*, 5, pp. 204–209.

[**BOWE54**] Bowers, R. C. Clinton. W. C. and Zisman. W. A. (1954) Friction and lubrication of nylon. *Ind. Engng. Chem. ind. Edn.* 46.24 16-24 19.

[**BOSS18**] H. Boussehel, étude des moyens de stabilisation des composites a base de polystyrène, thèse de doctorat, université de Biskra, 2018.

[**BRIS02**] B. J. Briscoe and S. K. Sinha, ‘Wear of polymers’, *Proc. Inst. Mech. Eng. Part J J. Eng. Tribol.*, vol. 216, no. 6, pp. 401–413, Jun. 2002.

[**BROS10**] W. Brostow, V. Kovacevic, D. Vrasljko and J. Whitworth, Tribology of polymers and polymer-based composites, *Journal of Material Education* 32(5-6), 273 (2010).

[**BUTA15**] P. Butaud, Contribution à l'utilisation des polymères à mémoire de forme pour les structures à amortissement contrôlé, Thèse de doctorat, Université de Franche-Comté, 2015.

Références bibliographiques

[BUCH04] O. Buchheit, Etude et caractérisation de l'usure de revêtements de sol à base pvc : caractérisation des défauts consécutifs aux conditions réelles d'utilisation et aux simulations en laboratoire.

C

[CANN05] M.L. Cannaday and A.A. Polycarpou, Tribology of unfilled and filled polymeric in refrigerant environment for compressor applications, *Tribology letters* 19(4), 249 (2005); <https://doi.org/10.1007/s11249-005-7441-9>.

[CARL10] D. Carlos, P. Richetti, Nano tribologie : les processus élémentaires du frottement, *Technique de l'ingénieur TRI 1 400-1*, 2010.

[CHEB13] M.S. CHEBIL, Etude de films ultraminces de polystyrène par réflectivité des rayons X et ellipsométrie en fonction de leur exposition à du CO₂, thèse de doctorat, [IMM](#) du Mans, 2013.

[CHEN11] B. Chen, J. Wang, F. Yan, Friction and wear behaviors of several polymers sliding against GCr15 and 316 Steel under the lubrication of sea water, *Tribol Lett* 42(1), 17 (2011); <https://doi.org/10.1007/s11249-010-9743-9>.

[CHO16] D.H. Cho, B. Bhushan, J. Dyess, Mechanisms of static and kinetic of polypropylene, polyethylene terephthalate, and high-density polyethylene pairs during sliding, *Tribology International* 94, 165 (2016); <https://doi.org/10.1016/j.triboint.2015.08.027>.

[CITA52] Citation K V Shooter and D Tabor 1952 *Proc. Phys. Soc. B* 65 661

[COMB05] P. Combette, I. Ernoult, physique de polymère, Tom.I Ed. Hermann (Paris) 2005.

[COUL1821] C. A. Coulomb, Théorie des machines simples, en ayant égard au frottement de leurs parties, et à la roideur des cordages, Paris, 1821.

D

[DAGL95] G. Dagli, A. S. Argont, R. E. Cohen, article-size effect in craze plasticity of high impact polystyrene, *Polymer* Vol. 36 No. 11 (1995) pp. 2173-2180

[DECR01] P. Decroly, N. Heymans, H. H. Kauch and C. J. Plummer, Polymeric materials: Mechanical and physical properties, Polytechnic Presses and University of Romandes, CH - 1015 (Lausanne, Switzerland, 2001)

Références bibliographiques

[DELE09] F. Deleau, Comportement tribologique et vibro acoustique d'un contact elastomere/verre Contribution à la comprehension de l'essuyage Application aux systemes automobiles d'essuie-glace, Thèse de doctorat, Université de Lyon, 2009

[DELE07] C. Dreistadt, "Analyse expérimentale et modélisation micromécanique du comportement du polycarbonate soumis aux chargements complexes," Metz, 2007.

[DENE15] J. Denepe, Third Body Concept and Wear Particle Behavior in Dry Friction Sliding Conditions, Key Engineering Materials Vol. 640 (2015) pp. 1 – 12

<https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/KEM.640.1>

[DREI09] C. Dreistadt, A.S. Bonnet, P. Chevrier, and P. Lipinski, "Experimental study of the polycarbonate behaviour during complex loadings and comparison with the Boyce, Parks and Argon model predictions," *Materials & Design*, vol. 30 N°9 (2009) pp. 3126-3140

[DUTR04] C. DUTRIEZ, Corrélations entre les propriétés diélectriques et mécaniques des polymères ; influence de la température, thèse de doctorat, université de Lyon, 2004

[DROZ09] A.D. Drozdov, S. Clyens, J. Christiansen, Essential work of fracture and viscoplastic response of a carbon black-filled thermoplastic elastomer, *Engineering fracture mechanics* 76, 1955-1977, 2009.

E

[EVAN79] D. C. Evans, J. K. Lancaster, The wear of polymers, in *Wear*, D. Scott (Éd.), *Treatise on materials science and technology* (13), pp. 85-139, 1979.

[EVAN81] A.G. Evans, and D.B. Marshall, wear mechanisms in ceramics, *fundamentals of friction and wear of materials* (1981) 439p

F

[FELD05] E. Felder, Usure des polymères – Mécanique du contact, *Technique de l'ingénieur* Cinquième édition, section AM3135 (2005) 9p

[FILL04] N. Fillot, Etude mécanique de l'usure - Modélisation par éléments discrets des débits de troisième corps solide, Thèse de doctorat, INSA Lyon (2004) 196p

[FISH94] J. Fisher, D. Dowson, H. Hamdzah and H.L. Lee, The effect of sliding velocity on the friction and wear of UHMWPE for use in total artificial joints, *Wear* 175(1-2), 219 (1994); [https://doi.org/10.1016/0043-1648\(94\)90185-6](https://doi.org/10.1016/0043-1648(94)90185-6).

Références bibliographiques

[FLEC90] N. A. Fleck, W. J. Stronge J, H. Liu "High strain-rates shear response of polycarbonate and polymethylmethacrylate" Proc.R. Soc. Lon., Vol. A 429, (1990) P. 459.

[FLOM55-1] D. G. Flom, N. T. Porile, Effect of temperature and high-speed sliding on the friction of Teflon on Teflon, *Nature*, 175 (1955) pp. 682–685.

[FLOM55-2] D. G. Flom, N. T. Porile, Friction of Teflon sliding on Teflon, *J. Appl. Phys.*, 26, (1955) pp. 1080–1092.

[FORT62] T. Fort, Adsorption and boundary friction on polymer surfaces, *J. Phys. Chem.*, 66, (1962) pp. 1136–1143.

G

[GEBR20] D.W. Gebretsadik, J. Hardell, B. Prakash, Friction and wear characteristics of PA 66 polymer composite/316L stainless steel tribopair in aqueous solution with different salt levels, *Tribology International* 141, 1 (2020); <https://doi.org/10.1016/j.triboint.2019.105917>.

[G'SEL85] C. G'sell, J. Gopez "Plastic banding in glassy polycarbonate" *J. of Mat. Sci.*, V. 20, (1985) P. ,3462

[G'SEL89] C. G'sell, H. El Bari, J. Perez, J. Cavaille, and G. Johari, "Effect of plastic deformation on the microstructure and properties of amorphous polycarbonate," *Materials Science and Engineering: A*, vol. 110, pp. 223-229, 1989.

H

[HENN01] H.K. Henning, *Matériaux polymères : propriétés mécaniques et physiques*, Presses Polytechniques et Universitaires Romandes 2001, p

[HERIS09] D. Herisson, *Méthode de dimensionnement à l'usure de systèmes de transmission*, Thèse de Doctorat, Ecole Polytechnique X, 2009

[HOLM46] R. Holm, *Electric contacts*, Almqvist & Wiksells Boktryckeri, Uppsala, 1946.

[HOLM09] K Holmberg, A. Matthews, *Coatings tribology: properties, mechanisms, techniques and applications in surface engineering, tribology and interface*, engineering series, No 56 Elsevier

J

[JEAN11] J. FRÊNE, H. ZAÏDI, *Introduction à la tribologie*, Technique de l'ingénieur, TRI 100-1, 2011.

Références bibliographiques

[JIA07] B.B. Jia, T.S. Li, X.J. Liu, P.H. Cong, Tribological behavior of several polymer-polymer sliding conditions under dry friction and oil-lubricated conditions, *Wear* 262(11-12), 135 (2007); <https://doi.org/10.1016/j.wear.2007.01.011>.

[JONE77] A. A. Jones, Phenyl group rotation in polystyrene and the nature of twofold anisotropic internal rotation, *Journal of Polymer Science: Polymer Physics Edition*, V15, N°5 (1977) pp.158-163, DOI : [10.1002/pol.1977.180150509](https://doi.org/10.1002/pol.1977.180150509)

K

[KAR74] M.K.Kar, S.Bahadur, The wear equation for unfilled and filled polyoxymethylene, *Wear* Volume 30, Issue 3, December 1974, Pages 337-348, [https://doi.org/10.1016/0043-1648\(74\)90148-3](https://doi.org/10.1016/0043-1648(74)90148-3)

[KING53] R.T. King, D. Tabor, The effect of temperature on the mechanical properties and the friction of plastics, *Proc. Phys. Soc*, B66, pp. 728-737 (1953).

[KLEP15] V.F. Klepikov, E.M. Prokhorenko, V.V. Lytvynenko, A.A. Zakharchenko, M.A. Hazhmuradov, Performance ratio hardness characteristics polystyrene – metal composite materials, *Problems of Atomic Science and Technology PAST*. 99. N°5 (2015), pp. 36-43 ISSN 1562-6016

[KRAG65] L.V. Kragel'skii, E.F. Nepomnyashchii, «Fatigue wear under elastic contact conditions», *Wear*, 8 (1965) pp. 303-319

[KRAG82] L.V. Kragelskii, M.N. Dobychin, V.S. Kombalov, *Friction and wear: calculation methods*, Pergamon Press, Elmsford, 1982.

L

[LANC69] J. K. Lancaster, The abrasive wear of polymers, *Wear* 14 (1969) pp. 223-239

[LANC72] J.K. Lancaster, *Friction and wear*, éd. A.D. Jenkins, polymer science Chapitre 14 : *A material science hand book*, North Holland, Amsterdam (1972) pp. 959-1046

[LANC73] J.K. Lancaster, Dry bearings, a survey of materials and factors affecting their performance, *Tribology* 6 (1973) pp. 319-351

[LAKH15] Y. Lakhdar, Etude de la Stabilité et de la Dégradation de Polymères et Mélanges de Polymères à Base de Styrene, thèse de doctorat, université de Biskra 2015.

[LUDE66] K.C. Ludema, D. Tabor, The friction viscoelastic properties of polymeric solid, *Wear*, 9 (1966) pp. 329-348.

Références bibliographiques

[LIDE09] D.R. LIDE, *CRC Handbook of Chemistry and Physics*, CRC Press Inc 90ème éd, (2009) 2804 pages.

[LOOI19] S.F.S.P. Looijmans, V.G. de Bie, P.D. Anderson, L.C.A. van Breemen, *Hydrostatic stress as indicator for wear initiation in polymer tribology*, *Wear*, vol. 426-427, iss. 2, pp. 1026-1032, 2019, [doi: org/10.1016/j.wear.2018.12.019](https://doi.org/10.1016/j.wear.2018.12.019).

M

[MAED02] N. Maeda, N. Chen, M. Tirell, Adhesion and friction mechanisms of polymer-polymer surfaces. *Science* (297), pp. 379-381, 2002.

[MAHE21] V. Mahesh, [V. Mahesh](#), S. Joladarashi and S.M. Kulkarni, Three body abrasive wear assessment of novel jute/natural rubber flexible green composite, *Journal of Thermoplastic Composite Materials* V34, N°11 (2021) pp. 1566 – 1576, <https://doi.org/10.1177/08927057211017185>

[MATH03] H.J. Mathieu, E. Bergmann and R. Gras, *Surface analysis and technology (TM volume 4): thin films and tribology*, Polytechnic and university presses Romandes, CH - 1015 (Lausanne, Switzerland, 2003). (in French).

[MAYS15] N.K. Mayshkin, S.S. Pesetskii, A.Ya. Grigoriev, Polymer tribology: current state and application, *Tribology in industry* 37(3), 284 (2015).

[MCKE16] L.W. McKeen, *Fatigue and tribological properties of plastics* (Third edition Elsevier Cambridge, USA, 2016).

[MENG95] H. Meng, K. Ludema, Wear models and predictive equations : their form and content, *Wear* (181-183), pp. 443-457, 1995.

[MENS9] J.W.M. Mens, A.W.J. de Gee, Friction and wear behavior of 18 polymers in contact with steel in environment of air and water, *Wear* 149(1-2), 255 (1991); [https://doi.org/10.1016/0043-1648\(91\)90378-8](https://doi.org/10.1016/0043-1648(91)90378-8).

[MILZ55] W. C. Milz, L. E. Sargent, Frictional characteristics of plastics, *Lubrication Eng.*, 11, (1955) pp. 313–317.

[MYSH05] N.K. Myshkin, M.I. Petrokovets, A.V. Kovalev, Tribology of polymers: Adhesion, Friction, and mass-transfer, *Tribology International* 38 N°11-12 (2005) 910
<https://doi.org/10.1016/j.triboint.2005.07.016>.

Références bibliographiques

N

[NILS13] D. Nilsson, B. Prakash, Static/dynamic friction and wear of some selected polymeric materials for conformal tribo-pairs under boundary lubrication conditions, *Friction* 1(3), 232 (2013); <https://doi.org/10.1007/s40544-013-0020-4>.

[NURU12] D.M. Nuruzzaman, M.A. Chowdhury, Friction and wear of polymer and composites, Chapter 14, *Composites and their properties* (book edited by Niag Hu, Rijeka, Croatia, 2012).

O

[OLEA10] O. Olea-Mejia, W. Brostow, E. Buchman, Wear resistance and wear mechanisms in polymer+metal composites, *Journal of Nano science and Nanotechnology* 10(12), 1 (2010); <https://doi.org/10.1166/jnn.2010.3026>.

[OLOF47] Oloffson, B. and Gralben, N. (1947) Measurement of friction between single fibers, *Text. Res. J.*, 17, pp. 488–496.

[OUAL93] Ouali N, Mangion M. B. M., et al, expérimental and theoretical analysis of both the small- and the large-stress mechanical response of poly (methyl methacrylate), *Philosophical Magazine A*, vol.67 (4), p.827-848, 1993.

P

[PAUL15] P. Btaud, Contribution à l'utilisation des polymères à mémoire de forme pour les structures à amortissement contrôlé, thèse de doctorat, université de FRANCHE-COMTÉ (2015)

[POGA17] A. Pogačnik, A. Kupec, M. Kalin, Tribological properties of polyamide (PA6) in self-mated contacts and against steel as a stationary and moving body, *Wear* 378-379, 17 (2017); <https://doi.org/10.1016/j.wear.2017.01.118>.

Q

[QUIN96] R. Quinson, J. Perez, M. Rink, and A. Pavan, "Components of non-elastic deformation in amorphous glassy polymers," *Journal of materials science*, vol. 31, pp. 4387-4394, 1996.

R

[RABE15] L. Rabemananjara, Etude de l'influence de la vitesse de déformation sur la réponse à l'indentation des matériaux polymères, thèse de doctorat, INSA de Renne, 2015.

Références bibliographiques

- [REES57] B. L. Rees, Static friction of bulk polymers over a temperature range, *Research*, 10, (1957) pp. 331–338.
- [REZN67] M.M. Reznikovskii, G.I. Brodskii, « Abrasion of rubber », Maclaren Palmerton, 1967
- [RHEE71] Rhee. S. K, Wear of metal-reinforced phenolic resins, *Wear* .Vol.18. 1977, pp. 471-477.
- [RICE13] R.H. Rice, E. Gnecco, R. Wannemacher, R. Szoszkiewicz, *Velocity dependence of nano-abrasive wear of amorphous polymers obtained using a spiral scan pattern*, *Polymer*, vol. 54, iss. 14, pp. 3620-3623, 2013, [doi: org/10.1016/j.polymer.2013.05.015](https://doi.org/10.1016/j.polymer.2013.05.015).
- [RRIC05] Eric FELDER, *Usure des polymères : Étude expérimentale. Mécanique du contact*, 2005.

S

- [SANA17] Sana toumi krir, *etude et formalisation du comportement tribologique d'un contact polytetrafluoroethylene/ alliage de titane soumis à des sollicitations de fretting-reciprocating*, 2017
- [SANT89] E. Santner, H. Czichos, *Tribology of polymers*, *Tribology International* 22(2), 103 (1989); [https://doi.org/10.1016/0301-679X\(89\)90170-9](https://doi.org/10.1016/0301-679X(89)90170-9).
- [SCHA52] A. Schallamach, The load dependence of rubber friction, *Proc. Phys. Soc.* B65, (1952) pp. 657–661.
- [SHAH15] A. Shahabaz, A. Tanwir, S. Arif, H.A. Akhter, *Wear and Hardness Characterization of Synthesized Polystyrene Composites*, *International Journal of Innovative Research in Science, Engineering and Technology*, Vol. 4, Issue 8 (August 2015) pp. 7679-7686 , [DOI:10.15680/IJIRSET.2015.0408098](https://doi.org/10.15680/IJIRSET.2015.0408098)
- [SHOO52-1] Shooter et Tabor **The Frictional Properties of Plastics**, Published under licence by IOP Publishing Ltd Proceedings of the Physical Society. Section B, Volume 65, Number 9
- [SHOO52-2] K. Shooter and RH. Thomas, Frictional properties of some plastics, *Research* 2, 533 (1952).
- [SHAR19]S. Sharma, J. Bijwe, S. Panier, Exploration of potential of Zylon and Aramid fibres to enhance the abrasive wear performance of polymers, *Wear* 422–423, 180 (2019); <https://doi.org/10.1016/j.wear.2019.01.068>.

Références bibliographiques

[**SINH18**] S.K. Sinha, Handbook of Polymer Tribology (Edited By Indian Institute of Technology Delhi, India, 2018).

[**STRU77**] L. C. E. Struik, "Physical aging in amorphous polymers and other materials," TU Delft, Delft University of Technology, 1977.

T

[**TERV00**] T.A. Tervoort, L.V. Govaert, Strain-hardening behavior of polycarbonate in the glassy state *Journal of Rheology*, 44(6) (2000) pp. 1263 - 1277

[**THOM75**] A.G. Thomas, «Factors influencing the strength of rubbers », *Rubber Chemistry and Technology*, 48 (1975) pp. 902-912

U

[**UETZ67**] H. Uetz, H. Breckel, Reibungs-und Verschleissversuche mit P.T.F.E., *Wear* (10), (1967) pp.185-198.

[**UNAL03**] H. Unal and A. Mimaroglu, Friction and wear behaviour of unfilled engineering thermoplastics, *Materials & Design* 24(3), 183 (2003),

[https://doi.org/10.1016/S0261-3069\(03\)00018-9](https://doi.org/10.1016/S0261-3069(03)00018-9).

[**UNAL04**]. H. Unal, U. Sen, A. Mimaroglu, Dry sliding wear characteristics of some industrial polymers against steel counterface, *Tribology International* 37(9), 727 (2004)

<https://doi.org/10.1016/j.triboint.2004.03.002>

V

[**VANM03**] H.V.H. Van Melick, L.E. Govaert , Localisation phenomena in glassy polymers : influence of thermal and mechanical history *Polymer*, 44, (2003) pp. 3579 - 3591

[**VINC19**] V.G. de Bie, P.D. Anderson, L.C.A. van Breemen, The effect of an adhesive interaction on predicting the scratch response of PS/PPO blends, *Polymer* vol. 172, 91 (2019);

<https://doi.org/10.1016/j.polymer.2019.03.057>.

W

[**WARD04**] I. M. Ward, J. Sweeney, An Introduction to the Mechanical Properties of Solid Polymers Second Edition, éd. John Wiley & Sons Ltd (Chichester 2004) 382p

[**WHIT56**] White, N. S. (1956) Small oil-free bearings, *J. Res. Nat. Bur. Stand.*, 57, pp. 185–189.

Références bibliographiques

[WOOD97] D.D. Woodlaand, W.N. Unertl, *Initial wear in nanometer-scale contacts on polystyrene*, *Wear*, vol. 203-204, pp. 685-691, 1997, [doi: org/10.1016/S0043-1648\(96\)07415-7](https://doi.org/10.1016/S0043-1648(96)07415-7).

[WYPY16] G. Wypych, *Handbook of Polymers 2ième édition*, éd. ChemTech Publishing (Toronto 2016) 705p, ISBN 978-1-895198-92-8

X

[XU06]H. Xu, Z. Feng, J. Chen, H. Zhou, Tribological behavior of the carbon fiber reinforced polyphenylene sulfide (PPS) composite coating under dry sliding and water lubrication, *Materials Science and Engineering A* 416(1-2), 66 (2006); <https://doi.org/10.1016/j.msea.2005.09.094>.

Y

[YAH19] M. Yahiaoui, F. Chabert, J.-Y. Paris, V. Nassiet, J. Denape, Friction, acoustic emission, and wear mechanisms of a PEKK polymer, *Tribology International* 132, 154 (2019); <https://doi.org/10.1016/j.triboint.2018.12.020>.

[YAMA90] Y. Yamaguchi, *Tribology of plastic materials: their characteristics and applications to sliding components* (Amsterdam, Elsevier, 1990).

[YANG93] A.C.M. Yang, T. W. Wu , Abrasive wear and craze breakdown in polystyrene, *Journal of Materials Science* volume 28 (1993) pp. 955–962

[YANO71] O. Yano, Y. Wada, Dynamic mechanical and dielectric relaxations of polystyrene below the glass temperature, *Journal of Polymer Science Part A-2: Polymer Physics* V9, N°4 (1971) pp. 669-686, [DOI.org/10.1002/pol.1971.160090409](https://doi.org/10.1002/pol.1971.160090409)

Z

[ZAMB98] G. Zambelli, L. Vincent, *Matériaux et contacts, une approche tribologique*, Presses Polytechniques et Universitaires Romandes (1998) 336p

دراسة تريبولوجية و ميكانيكية للزوج فولاذ 100C6 و بوليستيرين بلوري

ملخص

يظل البوليستيرين البلوري موضوعًا مفتوحًا كمادة هيكلية أو طبقة مطلاة. يكمن هذا الاهتمام في الأداء الذي يقدمه في المجال المنزلي والصناعي. تهدف هذه الدراسة إلى التوصيف الميكانيكي والتريبولوجي للبوليستيرين البلوري المقدم طرف شركة كوندور (برج بوعريريج). استعملت وسائل و تقنيات متعددة من أجل إنجاز هذا العمل. في هذه الدراسة ، كشفنا السلوك الهش لهذه المادة وكذلك صلابتها. أما انكسارها فيتم عن طريق الانتشار المفاجئ لعيب سطحي وليس آلية بنيوية. من وجهة نظر تريبولوجية ، هناك آليتان رئيسيتان تتحكمان في معامل الاحتكاك ومقاومته للتآكل: الالتصاق والتآكل. وبالتالي ، نعطي معاملين متطابقين للاحتكاك. التآكل لا يحكمه قانون آرشارد. معدل التآكل مرتفع نسبيًا. وهذا لا يؤهل هذا البوليستيرين لوظائف التلامس المتحرك مع الفولاذ.

الكلمات المفتاحية : البوليستيرين ، التريبولوجي ، التآكل ، الإحتكاك ، الهشاشة

Etude tribologique et mécanique du couple acier 100C6 et polymère PS cristal

Résumé

Le polystyrène cristal demeure un sujet ouvert en tant que matériau de structure ou de revêtement. Cet intérêt réside dans les performances qu'il offre dans le domaine domestique qu'industriel. La présente étude vise la caractérisation mécanique et tribologique d'un polystyrène cristal fourni par la société CONDOR BBA. Différents moyens et techniques ont été utilisés dans ce travail. Dans cette étude, nous avons mis en évidence le comportement fragile de ce matériau ainsi que sa dureté. Sa rupture est contrôlée par la propagation brutale d'un défaut de surface et non un mécanisme structural. De point de vue tribologique, deux mécanismes principaux contrôlent son coefficient de frottement et sa tenue à l'usure : l'adhésion et l'abrasion. Ainsi, nous donnons deux coefficients de frottement correspondants. L'usure n'est pas régie par la loi d'Archard. La vitesse d'usure est relativement importante. Ce qui ne qualifie ce polystyrène aux fonctions de contacts mobiles avec l'acier.

Mots clés : Polystyrène, tribologie, usure, frottement, fragile

Tribological and mechanical study of the pair: 100C6 steel and PS crystal polymer

Abstract

Crystal polystyrene remains an open topic as a structural or coating material. This interest lies in the performance it offers in the domestic and industrial field. Several means and techniques were used in this work. This study aims at the mechanical and tribological characterization of a crystal polystyrene supplied by CONDOR BBA. In this study, we highlighted the brittle behavior of this material as well as its hardness. Its failure is controlled by sudden propagation of a surface defect and not a structural mechanism. From a tribological point of view, two main mechanisms control its coefficient of friction and its resistance to wear: adhesion and abrasion. Thus, we give two corresponding coefficients of friction. Wear is not governed by Archard's law. The rate of wear is relatively high. Which does not qualify this polystyrene to functions of moving contacts with steel.

Keywords : Polystyrene, tribology, wear, friction, brittle