

République Algérienne Démocratique et Populaire
Ministère de l'Enseignement Supérieur et de la Recherche Scientifique
Université 8 Mai 1945 Guelma



Faculté des Sciences et de la Technologie
Département de Génie Mécanique

THÈSE

EN VUE DE L'OBTENTION DU DIPLOME DE
DOCTORAT EN SCIENCE

Filière : Génie Mécanique
Option : Mécanique des matériaux

Présentée par :

HADDAD NOUREDDINE

**INFLUENCE DU VIEILLISSEMENT SUR LES
PROPRIETES MECANQUES DU PEHD 80**

Sous la direction du :
Dr. BELBAH AHMED

Soutenue le : 24/04/2025

Devant le Jury composé de :

Mr. BEZAZI Abderrezak	Professeur, Université Guelma	Président
Mr. BELBAH Ahmed	Maître de conférences /A, Univ-Guelma	Rapporteur
Mr. BELLAOUAR Ahmed	Professeur, Université Constantine	Examineur
Mr. GHELDANE Farid	Professeur, Université Annaba	Examineur
Mr. YALLESE Med Athmane	Professeur, Université Guelma	Examineur
Mr. LAOUAR Lakhdar	Professeur, Université Annaba	Examineur

Année Universitaire : 2024/2025

REMERCIEMENT

Tout d'abord, je remercie Dieu tout-puissant pour ses bénédictions et sa gratitude envers moi pour avoir mené à bien cette thèse et m'avoir aidé à surmonter les difficultés.

Ce travail de thèse a été réalisé au sein du laboratoire de recherche LMANM « Laboratoire de Mécanique appliqué et de nouveaux matériaux, Département de Mécanique, Université de Guelma »

A l'issue de ce travail, je tiens en tout premier lieu à exprimer ma profonde gratitude à mon directeur de thèse, sans qui cette thèse n'aurait pas été possible, Monsieur **Ahmed. BELBAH**, maître des conférences à l'université de 8 Mai 1945 - Guelma, Ses conseils précieux et encourageants m'ont été toujours constructifs. Il m'a toujours accordé sa confiance et il a mis à ma disposition les moyens nécessaires pour mener à bien cette thèse.

J'adresse mes remerciements les plus sincères à Monsieur **Abderrezak. BEZAZI**, professeur à l'université de 8 Mai 1945 - Guelma, pour avoir accepté de présider le jury.

Mes remerciements aussi à Monsieur **Ahmed BELLAOUAR**, professeur à l'université de frères Mentouri - Constantine1, et Monsieur **Mohamed Athmane. YALLESE**, professeur à l'université de 8 Mai 1945 - Guelma, pour avoir accepté de juger ce travail et pour leurs remarques constructives. De même, je tiens de remercier Monsieur **Farid. GHELDANE**, Professeur à l'université de Badji Mokhtar- Annaba, et je tiens de remercier Monsieur **Lakhdar. LAOUAR** d'avoir accepté d'examiner mon travail.

J'adresse mon remerciement à mes collègues de l'université Mohammed Chérif Messaadia - Souk Ahras et particulièrement le professeur **khaider. BOUACHA** et le professeur **Nedjem-Eddine. BENCHOUIA**, docteur **Tarek. KHOUALDIA** avec qui j'ai partagé des moments agréables et je leur souhaite une bonne continuation.

Je remercie finalement mes chers parents, ma femme, sœur et frères pour leur soutien constant et leurs encouragements et qui ont su me soutenir et me remotiver au cours de ces études longues et pas toujours simples.

الملخص

يمكن أن يؤدي تعرض HDPE80 للعوامل الخارجية مثل الأحوال الجوية إلى هشاشة مادة البوليثلين عالي الكثافة HDPE80 وتغيير في الخواص الميكانيكية، الفيزيائية والكيميائية للمادة. لهذه الأسباب، من الضروري اكتساب فهم أفضل للعوامل التي تؤدي إلى الشيخوخة المبكرة لمادة HDPE80، من أجل تحسين الأداء على مدى عمر طويل يعني أننا بحاجة إلى فهم الظواهر التي ينطوي عليها تقادم HDPE80 والتنبؤ بعمره الافتراضي، كما يجب أن يستند هذا التنبؤ على معرفة وفهم آليات شيخوخة البوليثلين بالتقادم من خلال دراسة السلوك الميكانيكي لهذه المادة بعد تأثير عوامل الشيخوخة المبكرة عن طريق إجراء التجارب الميكانيكية كالصدم، الاحتكاك والتجارب الفيزيائية والكيميائية مثل أطياف الأشعة تحت الحمراء بتحويل فورييه (FTIR).

الهدف من هذا العمل هو دراسة الخصائص الميكانيكية والفيزيائية بعد الشيخوخة الطبيعية والمتسارعة لتحديد العوامل الأكثر تأثيراً، بتسليط الضوء على أداء اختبارات الشيخوخة في ظل أوضاع مختلفة، منها الأشعة فوق البنفسجية، والشيخوخة الطبيعية، والتجمد والتقلص للمادة تحت تأثير درجة الحرارة المتواصلة (-10 و 25 درجة مئوية).

أظهرت نتائج اختبارات الصدم على العينات تحت التعرض للأشعة فوق البنفسجية لمدة 240 ساعة، جنباً إلى جنب مع دورات التجمد والذوبان (-10 إلى 25 درجة مئوية)، والشيخوخة المتسارعة بعمق شق يبلغ 2.5 ملم، ضعفاً في المتانة. وصلت الطاقة الممتصة إلى 32.5 جول بعمق شق يبلغ 3.5 ملم، وهو ما يقترب من الحالة الأولية لبولي إيثيلين HDPE 80 تحت التعرض للإشعاع الشمسي. استمرت قيم المتانة (K) في الزيادة عند عمق شق 3.5 ملم، حيث بلغت 126 جول/سم² بعد 12 شهراً. وعلى العكس، انخفضت قيم المتانة عند عمق شق 1.5 ملم إلى 103 جول/سم².

قمنا بتحليل نتائج اختبارات الاحتكاك باستخدام طريقة تاجوتشي في مجال تجريبي رسومي من خلال تحليل برنامج (Minitab) كانت النتائج ضمن نطاق الثقة أقل من 5%، مع تصميم تاجوتشي متعامد مختلط ($2^3 \times 4^1$) L16 وتحليل التباين (ANOVA) لتحديد فقدان الوزن وانخفاض السماكة لأنبوب نقل الغاز المصنوع من HDPE 80. تم تحديد مستويات العوامل المثلى للتحكم لتقليل فقدان الوزن (P) والانخفاض في السماكة (ΔL)، باستخدام تعبيرات نسبة الإشارة إلى الضوضاء (S/N) لكل عامل مُحسّن. لوحظت هذه المستويات تحت الشروط التالية: نمط التدهور A تحت التعرض للأشعة فوق البنفسجية، سرعة دوران = 355 دورة في الدقيقة، الحمل = 9.3 نيوتن، وحجم الحبيبات الورقية الكاشطة 10.3 ميكرومتر، وكذلك A3, B1, C2, D1 نمط التدهور A تحت الأشعة فوق البنفسجية، $V = 180$ دورة في الدقيقة، $C = 4.65$ نيوتن، $D = 18.3$ ميكرومتر. (كان العامل الأكثر أهمية لفقدان الوزن هو التعرض للأشعة فوق البنفسجية على HDPE 80، بمعدل مساهمة يبلغ 63.86%. كانت سرعة الدوران العامل الأكثر أهمية لفقدان السمك

بمساهمة بلغت 47.70%، بمعاملات ارتباط عالية ($Pq, R - sq(prd) = 66.07\%$) و ($\Delta Lq = 98.29\%$)

بين القيم المقاسة والمتوقعة

تم التحقق من نتائج مطياف الأشعة تحت الحمراء بتحويل فورييه (FTIR) على مدى عدد موجي من 3100 إلى 600 سم⁻¹. كشفت أشربة الطيف FTIR للشيخوخة المتسارعة (3 و 12 شهرًا من دورات التجمد والتقلص) عن تغيرات في الروابط الجزيئية، مثل الأكسدة أو تدهور سلسلة البوليمر، الناتجة عن التعرض للأشعة فوق البنفسجية لمدة ثلاثة أشهر. يُظهر ذلك الآثار الضارة للإشعاع فوق البنفسجي على المقاومة بعد 240 ساعة من التعرض.

الكلمات المفتاحية:

HDPE80؛ تجربة الصدم؛ تجربة الاحتكاك؛ طريقة تاجوتشي؛ الشيخوخة المبكرة؛ الإشعاع فوق البنفسجي؛ الإشعاع الشمسي؛ دورات التجمد والتقلص؛ الصدمة؛ أطيف الأشعة تحت الحمراء بتحويل فورييه (FTIR).

RESUME

L'exposition du polymère PEHD80 aux intempéries peut entraîner une fragilisation et un changement des propriétés mécaniques, physiques et chimiques. Pour ces raisons il est nécessaire d'acquérir une meilleure connaissance des phénomènes impliqués dans le vieillissement et la durabilité des PEHD80. La nécessité d'assurer des performances pendant des durées de vie conduisent à connaître les phénomènes impliqués dans le vieillissement en PEHD80 et à prédire leur durée de vie. Cette prédiction est basée sur une étude des mécanismes de vieillissement et de comportement mécanique sous l'influence des frottements et des chocs.

Ce travail a pour objectif de comprendre l'évolution des caractéristiques mécaniques et physiques après différents vieillissements et expliquer les mécanismes impliqués.

La réalisation des essais de vieillissement sous différents modes à savoir le rayonnement ultraviolet UV, vieillissement naturel, en gel et dégel (-10 et 25°C) a été mise en évidence. Les résultats des essais du choc des éprouvettes vieilles sous l'UV pendant une durée de 240 heures, sous une température de gel et dégel (-10 et 25°C), la profondeur d'entaille de 2,5mm affaiblit la résilience. Lorsque l'énergie absorbée atteint 32,5 joules avec une profondeur d'entaille égale à 3,5 mm, soit se rapprochant de l'état initial du polyéthylène PEHD80 sous l'exposition au rayonnement solaire, les valeurs de résilience (K) ont continué à augmenter pour la profondeur de l'entaille est de 3,5, atteignant 126 J/cm² en 12 mois. Quant aux valeurs de résilience à la profondeur de l'entaille égale à 1,5mm elles ont diminué jusqu'à atteindre 103 J/cm² en 12 mois d'exposition au soleil.

La méthode de Taguchi permet de déterminer les paramètres de frottement optimaux. En utilisant la Conception factorielle Taguchi L16 ($4^1 * 2^3$) avec un plan orthogonal mixte et l'analyse de variance (ANOVA) pour déterminer la perte de poids et la perte d'épaisseur pour un tube de transport de gaz en (HDPE 80), les niveaux optimaux des facteurs de contrôle pour minimiser la perte de poids (P) et l'épaisseur perdue (ΔL), l'analyse ANOVA en utilisant les taux de signal bruit S/N a été déterminée, les conditions optimales de (P) et (ΔL) ont été observées à (A = UV, vitesse de rotation = 355 tr/min, charge = 9,3N et le papier abrasif = qualité 10,3) et A3, B1, C2 et D1 (A = UV, V = 180 tr/min, C = 4,65 N D = 18,3µm).

Les résultats des essais du frottement ont clairement montré que l'exposition du PEHD 80 aux rayonnements ultraviolets (UV) contribue directement à sa dégradation, le facteur le plus important pour la perte de poids avec un taux de contribution de 63,86 % La vitesse de rotation était le facteur le plus important pour la perte d'épaisseur de l'usure par frottement, une contribution de 47,70%, les modèles de régression quadratique développés ont démontré une

relation parfaite avec coefficients de corrélation élevés (Pq , $R - sq(prd) = 66.07\%$ et ΔLq , $R - sq(prd) = 98.29\%$) entre les valeurs mesurées et les valeurs prédites pour la perte de poids et d'épaisseur.

Les essais de la Spectroscopie Infrarouge à Transformée de Fourier (FTIR) pour l'intervalle d'un nombre d'onde de 3100 vers 600 cm^{-1} ont été effectués. Les bandes du spectre FTIR pour un vieillissement accélérée (3 et 12 mois gel et dégel) et des profils d'absorption obtenus peuvent être associés à des changements dans les liaisons moléculaires, tels que l'oxydation ou la dégradation de la chaîne polymère, causés par l'exposition à la lumière UV d'une durée de trois mois. Cela démontre les conséquences néfastes du rayonnement UV sur l'exposition d'une durée de 240 heures.

Mots-clés :

PEHD 80 ; Essai de Charpy- choc ; Essai de Frottement ; Méthode Taguchi ; Optimisation ; Vieillissement ; Irradiation UV ; Rayonnement solaire ; cycles gel-dégel ; ; FTIR.

ABSTRACT

The exposure of HDPE80 to weathering can lead to embrittlement and changes in its mechanical, physical, and chemical properties. For these reasons, it is necessary to gain a better understanding of the phenomena involved in the aging and durability of HDPE80. The need to ensure performance over the material's service life requires understanding the phenomena associated with HDPE80 aging and predicting its lifespan. This prediction must be based on knowledge and comprehension of the aging mechanisms at work during the aging process, as well as studying the material's mechanical behavior under friction and impact after aging.

This work aims to study the mechanical and physical characteristics after real-world aging by identifying and quantifying the mechanisms involved. Aging tests under various conditions, including UV exposure, natural aging, and freeze-thaw cycles (-10°C and 25°C), were carried out.

The results of impact tests on specimens exposed to UV for 240 hours, under freeze-thaw conditions (-10°C and 25°C), and under accelerated aging with a notch depth of 2.5 mm revealed that resilience decreased when the absorbed energy reached 32.5 joules with a notch depth of 3.5 mm, approaching the initial state of HDPE80 under solar radiation exposure. The resilience values (K) continued to increase for a notch depth of 3.5 mm, reaching 126 J/cm² after 12 months. However, for a notch depth of 1.5 mm, the resilience values decreased, reaching 103 J/cm² after 12 months of sun exposure.

The method of Taguchi allows the identification of fewer parameters of friction optimums. The tests put forth by factorial design Taguchi L16 (4¹*2³) with mixed vertical order and analysis of variance (ANOVA) show the maximum weight loss and slope for natural gas transport tube of polyethylene (HDPE 80), the best with control factors for weight loss (P) and length loss (ΔL), the ANOVA analysis gain in rate d signal noise S/N a was determined, the optimum conditions D(P) and (ΔL) were observed at (A = UV, rotating speed d = 355 tr/min, load = 9,3N and abrasive paper = 18,3), and A3, B1, C2 and D1 (A = UV, V = 180 tr/min, C = 4.65 N D = 18.3 μ m), respectively.

The results showed that exposure of HDPE 80 to ultraviolet (UV) radiation directly contribute to the degradation of HDPE80, the most important factor for weight loss with a contribution rate of 63.86%. Rotation speed was the most important factor for friction wear thickness loss, a contribution of 47.70%, the developed quadratic regression models demonstrated a perfect relationship with high correlation coefficients (**Pq, R – sq(prd) = 66.**

07% and ΔL_q , **R – sq(prd) = 98. 29%**) between the measured values and the predicted values for weight and thickness loss.

Accelerated ageing under ultraviolet UV radiation for 240 hours, and under a freezing and thawing temperature (-10 to 25°C), the accelerated ageing of HDPE80 with a notch depth of 2.5 weakens the resilience, when the absorbed energy reaches 32.5 joules with a notch depth equal to 3.5 mm, i.e., approaching the initial state of PEHD80 polyethylene under exposure to solar radiation. Resilience (K) values continued to increase for the east notch depth of 3.5, reaching 126 J/cm² in 12 months. As for the resilience values at the depth of the notch equal to 1.5mm, they decreased to reach 103 J/cm² in 12 months of exposure to sunlight.

The treatment results for Fourier Transform Infrared Spectroscopy (FTIR) for the different specimens tested were verified for the interval of a wave number from 3100 to 600 cm⁻¹ using a Transform Infrared Spectroscopy instrument. Fourier (FTIR). In the FTIR spectrum bands for accelerated ageing (3 and 12 months freeze and thaw), absorption profiles may be associated with changes in molecular bonds, such as oxidation or degradation of the polymer chain, caused by exposure to UV light for three months of exposure, this demonstrates the harmful consequences of UV radiation on the resistance for 240 hours.

Keywords:

HDPE 80; Wear; Taguchi method; Optimization; Aging, UV irradiation; Solar radiation; freeze -thaw cycles; impact; IRFT.

TABLE DES MATIERES

REMERCIEMENT.....	I
المخلص	II
RESUME.....	III
ABSTRACT	IV
INTRODUCTION GENERALE.....	1
<i>CHAPITRE I : ETUDE BIBLIOGRAPHIQUE SUR LES POLYMERES</i>	
I-1. Introduction	3
I-2. Définition d'un polymère	3
I-3. Historique.....	3
I-4. Composition élémentaire	4
I-5. Propriétés des polymères	5
I-5 -1. Propriétés électriques.....	5
I-5-2. Propriétés mécaniques	5
I-6. Comportement thermique des polymères	6
I-7. Température de transition vitreuse	6
I-8. Etat vitreux	7
I-9. Zone de transition.....	8
I-10. Zone caoutchouteuse	8
I-11. Zone fluide.....	8
I-12. Structure des polymères	8
I-12-1. Classification selon l'origine :	9
I-13. Structures du squelette macromoléculaire.....	9
I-13-1. Polymères linaires.....	9
I-13-2. Polymères ramifiés	9
I-13-3. Polymères réticulés.....	10
I-14. Polymères amorphes et cristallisés	11
I-15. Structure de configurations	11
I-16. Familles de polymères	12
I-17. Les Thermoplastiques	12
I-18. Les Thermodurcissables	12
I-19. Les élastomères	12
I-20. La limite élastique	13
I-21. Synthèses des polymères	13
I-21-1. La Polymérisation.....	14
I-21-2. Polymérisation en chaîne	14
I-21-3. La polymérisation par étape.....	14
I-22. Le Polyéthylène (PE)	14
I-23. Modes de rupture des matériaux polyéthylènes PEHD	16
I-24. Les Principales Propriétés du PEHD.....	17
I-24-1. La Résistance chimique.....	17
I-24-2. Solidité aux chocs.....	17
I-24-3. Faible conductivité thermique.....	17
I-24-4. Matériau recyclable.....	17
I-24-5. Résistance à l'abrasion.....	17
I-24-6. Isolant électrique	17
I-24-7. Résistance aux rayonnent ultra-violet (U.V).....	18
I-24-8. Résistance au gel.....	18
I-24-9. Eaux usées radioactives.....	18
I-24-10. Adapte aux ambiances marines.....	18
I-24-11. Tenue à la température	18

I-25. Application des polymères en tuyauterie	18
I-26. Classification des tubes en PE	19
I-27. Classification des résines en polyéthylène (PE)	20
I-28. Les couleurs et dimensions	20
I-29. Frottement des Matériaux Polymères	21
I-29-1. Dissipation d'énergie en frottement.....	21
I-29-2. Température de contact éclair	22
I-29-3. Paramètres modifiant le frottement du polymère	22
I-30. L'usure	23
I-30-1. Mécanismes d'usure	23
I-31. L'usure du polyéthylène	24
I-31-1. Le troisième corps	24
I-32. Conclusion	25
<i>CHAPITRE II : VIEILLISSEMENT DES POLYMERES</i>	
II-1. Introduction.....	27
II-2. Définition de vieillissement des polymères	27
II-3. Modes de vieillissement	27
II-3-1. Vieillissement naturelle des matériaux polymères.....	27
II-4. L'influence des facteurs environnementaux.....	28
II-4-1. L'influence de facteurs environnementaux externes	28
II-4-1-1. Effet des rayonnements solaires	28
II-4-1-2. Effet de l'oxygène.....	29
II - 4 -1-3. Effet de la température.....	29
II- 4 -1-4. Effet des variations climatiques.....	29
II- 4 -2. L'influence de facteurs environnementaux intérieurs.....	29
II-4-2-1. Structure chimique	29
II-4-2-2. Effet des additifs	30
II-5. Vieillissement artificiel des matériaux polymères.....	30
II-5-1. Vieillissement thermique	30
II-5-2. Vieillissement sous rayonnement.....	30
II-5-3. Vieillissement humide.....	31
II-6. Vieillissement des matériaux polymères	31
II-6 -1. Vieillissement physique	31
II-6 -2. Vieillissement chimique	32
II-7. Travaux antérieurs	33
II-8. Conclusion	44
<i>CHAPITRE III : TECHNIQUES EXPERIMENTALES</i>	
III -1. Introduction	45
III -2. Matériaux étudiés.....	45
III -3. Essai de résilience	46
III -3-1. Machine d'essai de résilience	47
III -3-2. Principe de l'essai de résilience :.....	48
III -4. Essai de frottement.....	49
III - 4-1. Caractéristiques tribologiques	50
III -5. Les essais physiques	53
III -6. Lampe UV	53
III -6-1. Caractéristiques de lampe UV	54
<i>CHAPITRE IV : RESULTATS EXPERIMENTAUX</i>	
IV-1. Essais de Résilience.....	55
IV-1-1. Introduction	55
IV-1-2. Essais des vieillissements.....	56

IV-1-3. Résultats et discussion.....	56
IV-1-4. Vieillissement artificiel sous irradiation ultraviolet (UV).....	57
IV-1-5. Calcul de l'énergie	57
IV-1-6. Calcul de la résistance K.....	58
IV-1-7. Vieillissement artificiel (gel et dégel)	59
IV-1-8. Vieillissement gel et dégel (éprouvettes sans entailles).....	60
IV-1-9. Vieillissement gel et dégel (éprouvettes avec entaille)	62
IV-1-10. Vieillissement Naturelle (exposition au rayonnement solaire)	64
IV-1-11. Conclusion	67
IV-2. Essais de frottement	67
IV-2-1. Introduction	67
IV-2-2. Méthode expérimentale sur matériau étudié PEHD80	68
IV-2-3. Procédure de vieillissement	70
IV-2-4. Méthode de Taguchi et conception expérimentale	71
IV-2-5. L'effet du vieillissement accéléré et les facteurs de frottement du PEHD80 ...	73
IV-2-5-1. Vieillissement accéléré 3 mois et 30UV avec ses facteurs de frottement ...	73
IV-2-5-2. Vitesse 1 papier abrasif 2 et charge 2	73
IV-2-6. Vitesse 2 papier abrasif 1 et charge 2	74
IV-2-7. Vieillissement accéléré 6 mois et 60UV avec ses facteurs de frottement	74
IV-2-8. Vitesse 2 charge 2 et papier abrasif 1	74
IV-2-9. Vitesse1 charge1et papier abrasif 1	75
IV-2-10. Vieillissement 9 mois et 120 heures UV avec ses facteurs de frottement.....	76
IV-2-11. Vitesse 1 charge 2 et papier abrasif 2	76
IV-2-12. Vitesse 2 charge1 et papier abrasif 2	77
IV-2-13. Vieillissement 12 mois et 240 heures UV avec ses facteurs de frottement.....	78
IV-2-14. Vitesse 1 charge 2 et papier abrasif 2	78
IV-2-15. Vitesse 2 charge 2 et papier abrasif 1	79
IV-2-16. Evaluation et analyse des résultats	80
IV-2-17. Analyse du rapport signal/bruit (S/N)	80
IV-2-18. Méthode d'analyse (ANOVA et Taguchi).....	85
IV-2-19. Analyse de régression de la perte de poids et de la perte d'épaisseur	86
IV-2-20. Confirmation des résultats.....	89
IV-2-21. Conclusion	89
IV-3. Essais Spectroscopie Infrarouge à Transformée de Fourier (FTIR)	90
IV-3-1. Introduction	90
IV-3-2. Matériau et méthodes.....	91
IV-3-3. Principe de l'analysé par (FTIR)	92
IV-3-4. Les essais Spectroscopie Infrarouge à Transformée de Fourier	93
IV-3-5. L'essai de FTIR pour l'état initiale.....	94
IV-3-6. L'essai de FTIR pour vieillissement accélérée gel et dégel	95
IV-3-7. L'essai de FTIR pour vieillissement accélérée (trois mois gel et dégel).....	95
IV-3-8. L'essai de FTIR pour vieillissement accélérée (trois mois gel et dégel).....	96
IV-3-9. L'essai de FTIR du vieillissement accéléré par le rayonnement ultraviolet	97
IV-3-10. L'essai de FTIR du vieillissement accélérée (60 heures exposition à l'UV) ...	97
IV-3-11. L'essai de FTIR du vieillissement accélérée (240 heures exposition à l'UV) .	98
IV-3-12. L'essai de FTIR du vieillissement naturelle (exposition au solaire Six mois)	99
IV-3-13. Comparaison entre les effets du FTIR avec modes de vieillissement	100
IV3-14. Conclusion	102
CONCLUSION GENERALE.....	103
REFERENCES BIBLIOGRAPHIQUES	105

CHAPITRE I

ETUDE BIBLIOGRAPHIQUE SUR LES POLYMERES

Tableau I. 1: Principaux éléments chimiques des polymères synthétiques [4].	4
Tableau I. 2: Propriétés des plastiques et des matériaux utilisés en tuyauterie].	19
Tableau I. 3: Types de résines utilisés pour la fabrication des tubes.	20
Tableau I. 4: Pressions admissibles selon le SDR, relation entre SDE et PN à 20 °C	20

CHAPITRE II

VIEILLISSEMENT DES POLYMERES

Tableau II. 1 : Conditions normalisées de tests de vieillissement artificiel.	31
Tableau II. 2 : Plan factoriel complet avec réseau orthogonal de Taguchi L18(21*32).	38

CHAPITRE IV

RESULTATS EXPERIMENTAUX

Tableau IV. 1 : Valeurs d'énergies U et de la résilience K obtenues pour le tube PEHD80 en fonction de durée d'irradiation UV d'un loguer d'onde 365 nm et en fonction de la profondeur d'entaille.	57
Tableau IV. 2: les valeurs d'énergies U et de la résilience K obtenues pour un tube en PEHD80 en fonction de temps dépositions à la température de gel et au rayonnement solaire éprouvette sans entaille.	60
Tableau IV. 3 : Valeurs d'énergies U et de la résilience K obtenues pour le tube PEHD80 en fonction de Vieillissement gel et dégèle et en fonction de la profondeur d'entaille.	62
Tableau IV. 4 : Valeurs d'énergies U et de la résilience K obtenues pour le tube PEHD80 en fonction de Naturelle (rayonnement solaire) et en fonction de la profondeur d'entaille (A= 1.5, 2.5 et 3.5mm).	65
Tableau IV. 5 : Propriétés des matériaux Polyéthylène (PE).	70
Tableau IV. 6 : Conditions expérimentales pour les essais frottement par abrasion.	70
Tableau IV. 7 : Plan factoriel complet de Taguchi avec un réseau orthogonal L16(4 ¹ *2 ³).	72
Tableau IV. 8 : Facteurs d'influence et leurs niveaux.	72
Tableau IV. 9 : Résultats expérimentaux et valeur du rapport S/N, P (valeurs moyennes totales de perte de poids) = 0,3531 g et P (rapport S/N, valeur moyenne totale) = 11,2561 dB, ΔL (valeur moyenne totale de perte d'épaisseur) = 0,22 mm et ΔL (rapport S/B, valeur moyenne totale) = 15,0239 dB.	81
Tableau IV. 10 : Valeurs expérimentales pour les niveaux optimaux de perte de poids (P) et valeurs pour Facteurs de contrôle des niveaux optimaux de perte d'épaisseur (ΔL).	82
Tableau IV. 11 : Analyse de Taguchi et ANOVA pour la perte de poids (P) et la perte d'épaisseur (ΔL) par rapport les facteurs A ; B ; C et D.	86
Tableau IV. 12 : Valeur moyenne totale de perte de poids (P) et valeur moyenne totale de perte d'épaisseur (ΔL).	89
Tableau IV. 13 : Les bandes de vibrations observées en spectroscopie infrarouge pour le polymère (PEHD) en de la variation de nombre d'onde.	93
Tableau IV. 14 : les valeurs des bandes d'absorption de polyéthylène PEHD80 pour différentes modes de vieillissement.	102

CHAPITRE I

ETUDE BIBLIOGRAPHIQUE SUR LES POLYMERES

Figure I. 1: Courbes schématiques de traction.	5
Figure I. 2 : Evolution du module d'élasticité d'un polymère amorphe en fonction de la température (macromolécules monodimensionnelles) [7].	6
Figure I. 3: Variation de volume spécifique en fonction de la température.	7
Figure I. 4 : polymères linéaires (1- homopolymère, 2-copolymère statistique, 3- copolymère alterné, 4-copolymère séquencé).	9
Figure I. 5: polymères linéaires (1- homopolymère, 2-copolymère statistique, 3- copolymère alterné, 4-copolymère séquencé).	10
Figure I. 6 : polymère réticulé avec ponts disulfure reliant deux chaînes.	11
Figure I. 7: Représentation schématique d'un polymère semi-cristallisé.	11
Figure I. 8: configuration de PMMA.	12
Figure I. 9: Comportements typiques des polymères (contrainte –déformation) [16].	13
Figure I. 10 : Structure macromoléculaire du polyéthylène linéaire (PEHD) 1) Schéma de la structure d'une chaîne et disposition spatiale des atomes, 2) modèle d'un segment macromoléculaire [22].	16
Figure I. 11 : Coefficient de frottement μ en fonction du travail d'adhésion W_a pour du polystyrène frottant sur divers polymères [31].	21

CHAPITRE II

VIEILLISSEMENT DES POLYMERES

Figure II. 1 : Aperçu de la dégradation de polymères [64].	32
Figure II. 2 : Résultats d'identification du modèle élasto-viscoplastique pour le PEHD préconditionné avec solution d'acétate d'amyle à 43°C [69].	34
Figure II. 3: Comparaison des résultats expérimentaux et de simulation pour l'essai de charge de bouteilles en PEHD à 43°C [21].	34
Figure II. 4: Interaction entre les produits de dégradation du PVC et du PMMA, conduisant à une stabilisation de PVC.	35
Figure II. 5: Pyrolyse du PET dans des conditions acides et basiques [71].	35
Figure II. 6: Diagramme du CSBR dans la pyrolyse du PEHD utilisant un catalyseur zéolitique [72].	36
Figure II. 7: Comportement en fatigue de polymères PA6.	36
Figure II. 8: Variation du coefficient de frottement sous différentes charges de contact et orientation de glissement pour l'ABS 3D (a) parallèle (b) perpendiculaire et Ver gray (c) parallèle (d) perpendiculaire [74].	37
Figure II. 9: Effet des paramètres de coupe sur la rugosité de la surface.	38
Figure II. 10: Paramètres de coupe sur l'usure en dépouille.	38
Figure II. 11: Configuration des tests.	39
Figure II. 12: Epaisseur équivalente de produit dissous est déterminée approximativement par pesses, la courbe en pointilles représente la transmission du chloroforme liquide ($e = 0,8\text{mm}$) [77].	39
Figure II. 13: Spectres PIR du Nylon 6.	40
Figure II. 14: Spectre infrarouge du benzaldéhyde comme exemple de résonance de Fermi.	41
Figure II. 15: Spectres du PEHD acquis par mode d'absorbance : des 'échantillons non vieillis et vieillis à 25, 40 et 60°C pendant 1080 heures. Spectres FTIR [600-800 cm^{-1}] (a), [900-1750] (b), [2700-3050 cm^{-1}] (c) et [600-4000 cm^{-1}] (d) [86].	42
Figure II. 16: Spectre IR de l'échantillon du sac biodégradable [89].	43

Liste des Figures

CHAPITRE III

TECHNIQUES EXPERIMENTALES

Figure III. 1: Tube en PEHD80 utilisée pour la distribution de gaz naturel.	46
Figure III. 2: Machine de fraisage vertical type Alamo FV15.	47
Figure III. 3: Fraiseuse horizontale pour l'usinage de déférents entailles (1.5, 2.5 et 3.5mm).	47
Figure III. 4: Machine d'essai de résilience.	48
Figure III. 5 : Mouton de Charpy.	48
Figure III. 6 : Méthode de préparation des échantillons d'essais de frottement.....	49
Figure III. 7 : Dispositif des essais de frottement monté sur une fraiseuse verticale.	50
Figure III. 8: Représentation schématique du dispositif de test d'usure par frottement.	51
Figure III. 9 : Papier abrasif de granulométries 1000 et 2000 (18,3 et 10,3 μm) avant et après l'essai de frottement de PEHD80.	51
Figure III. 10 : Le ressort comprimé a une force de (9,3, 4,65) Newtons.	51
Figure III. 11: Chronomètre permettant de calculer le temps tous les quarts d'heure pour chaque expérience dans un délai de deux heures.	52
Figure III. 12 : Balance de précision de 10^{-4} g pour mesurer la perte de poids P.	52
Figure III. 13 : Pied à coulisse digitale pour la mesure de la perte d'épaisseur.	52
Figure III. 14 : Appareille FTIR ATR SPECAC IS10.	53
Figure III. 15: Lampe UV avec filtre.....	54

CHAPITRE IV

RESULTATS EXPERIMENTAUX

Figure IV. 1 : dimension des éprouvettes standardisées ISO179-1.	55
Figure IV. 2 : Eprouvettes entaillée en forme de V et sans entailles avant essais.	56
Figure IV. 3: Variation d'énergies U obtenues pour le tube PEHD80 en fonction de Durée d'irradiation UV d'une longueur d'onde 365 nm et de la profondeur d'entaille (A en mm). ..	58
Figure IV. 4: Variation de la résilience K obtenues pour le tube PEHD80 en fonction de Durée d'irradiation UV d'une longueur d'onde 365 nm et en fonction de d'entaille (A en mm).	59
Figure IV. 5 : Variation d'énergies U obtenues pour un tube en PEHD80 en fonction de temps dépositions à la température de gel et dégel exposée au rayonnement solaire (éprouvette sans entaille).....	60
Figure IV. 6: Variation de la résilience K obtenues pour un tube en PEHD80 en fonction de temps dépositions à la température de gel et dégel exposée au rayonnement solaire éprouvette sans entaille.	61
Figure IV. 7 : Variation d'énergies U obtenues pour le tube PEHD80 en fonction en fonction de Vieillessement gel et dégel et en fonction de la profondeur d'entaille (A en mm).	63
Figure IV. 8: Variation de la résilience K obtenues pour le tube PEHD80 en fonction en fonction de Vieillessement gel et dégel et en fonction de la profondeur d'entaille (A en mm).	63
Figure IV. 9: Variation d'énergies U obtenues pour le tube PEHD80 en fonction en fonction de Vieillessement Naturelle (rayonnement solaire) et en fonction de la profondeur d'entaille (A en mm).	65
Figure IV. 10 : Variation de la résilience K obtenues pour le tube PEHD80 en fonction en fonction de Vieillessement Naturelle (rayonnement solaire) et en fonction de la profondeur d'entaille (A en mm).	66
Figure IV. 11 : dispositif de test de frottement monté sur une fraiseuse verticale.....	69
Figure IV. 12 : les échantillons des essais de frottement réalisés à partir du matériau polyéthylène haute densité HDPE80, formant un disque de (10 mm) de diamètre et d'une épaisseur de 4 mm.	69

Liste des Figures

Figure IV. 13 : Vieillissement accéléré 3 mois et 30UV et les facteurs de frottement (180tr/min, 9.3N et 10.3 μm).	73
Figure IV. 14 : Vieillissement accéléré 3 mois et 30h UV et les facteurs de frottement (355tr/min, 4.65N et 10.3 μm).	74
Figure IV. 15: Vieillissement accéléré 6mois et 60h UV avec ses facteurs de frottement (355tr/min, 9.3N et 18.3 μm).	75
Figure IV. 16 : Vieillissement accéléré 6mois et 60h UV avec ses facteurs de frottement (180tr/min, 4.65N et 18.3 μm).	76
Figure IV. 17 : Vieillissement accéléré 9 mois et 120heures UV avec ses facteurs de frottement (180tr/min, 9.3N et 10.3 μm).	77
Figure IV. 18 : Vieillissement accéléré 9mois et 120 heures UV avec ses facteurs de frottement (355tr/min, 4.65N et 10.3 μm).	78
Figure IV. 19 : Vieillissement accéléré 12 mois et 240heures UV avec ses facteurs de frottement (180tr/min, 9.3N et 10.3 μm).	79
Figure IV. 20 : Vieillissement accéléré 12 mois et 240 heures UV avec ses facteurs de frottement (355tr/min, 9.3N et 18.3 μm).	80
Figure IV. 21 , A et B : (A) Effet des niveaux du paramètres sur le rapport S/N moyen pour la perte de poids (P) et (B) effet des niveaux des paramètres sur le rapport S/N moyen pour la perte d'épaisseur (ΔL).	82
Figure IV. 22 ; A et B : Effet des paramètres de perte de poids (P), A (B : vitesses de rotation, A : modes de dégradation) et B (D : papier abrasif, C : charge de Pression).	84
Figure IV. 23 ; A et B : Effet des paramètres de perte d'épaisseur (ΔL) A (B : vitesses de rotation, A : modes de dégradation) et B (D : papier abrasif, C : charge de pression).	85
Figure IV. 24; A et B : (A) Comparaison du modèle de régression linéaire avec les résultats expérimentaux pour la perte de poids (P) et (B) Comparaison du modèle de régression linéaire avec les résultats expérimentaux pour la perte de la perte d'épaisseur résultant de l'usure de PEHD80 par frottement (ΔL).	87
Figure IV. 25 ; A et B : Comparaison du modèle de régression quadratique prévue avec les résultats expérimentaux réelle (perte de poids P_q et perte d'épaisseur ΔL_q) due à l'usure par frottement d'un tube en polyéthylène haut densité PEHD80.	88
Figure IV. 26 : Structure multi-échelle du PEHD (polyéthylène haute densité) semi-cristallin illustre la complexité de sa microstructure.	91
Figure IV. 27 : Diagramme de Jablonski [120].	92
Figure IV. 28 : La fluorescence et l'absorption d'une molécule de rhodamine 101 dans l'éthanol à 25°C. $\Delta\lambda$ correspond au mouvement de Stokes.	93
Figure IV. 29 : Les bandes d'absorption de polyéthylène PEHD80 à l'état initial.	94
Figure IV. 30 : Les bandes d'absorption de polyéthylène PEHD80 pour un vieillissement accéléré (trois mois gel et dégel).	95
Figure IV. 31 : bandes d'absorption de polyéthylène PEHD80 pour un vieillissement accéléré (12 mois gel et dégel).	96
Figure IV. 32 : Les bandes d'absorption de polyéthylène PEHD80 pour un vieillissement accéléré (60 heures exposition à l'UV).	97
Figure IV. 33 : Les bandes d'absorption de polyéthylène PEHD80 pour un vieillissement accéléré (240 heures exposition à l'UV).	98
Figure IV. 34 : Les bandes d'absorption de polyéthylène PEHD80 pour un vieillissement naturel (exposition au solaire Six mois).	99
Figure IV. 35 : Les bandes d'absorption de polyéthylène PEHD80 pour déférentes modes de vieillissement.	101

NOMENCLATURES

B : Epaisseur de l'éprouvette ;
CH: Carbon–Hydrogen Bond (C–H bond);
CH3 : Méthyles;
CH2 : Méthylène;
CSBR: Center for Sustainable Building Research;
FTIR : Spectroscopie Infrarouge à Transformée de Fourier.
H0 : Hauteur du mouton pendule à sa position de départ;
H1: Hauteur du mouton pendule à sa position d'arrivée;
IR : Spectrométrie A Infrarouge;
g : Accélération de la pesanteur (environ $9.81 \text{ M} \cdot \text{S}^{-2}$) ;
K : Résilience en (J/cm^2) ;
m : Masse du Mouton Pendule ;
MRS : Minimum Required Strength;
(S/N) : Rapport Signal/Bruit;
SiC : Carbure de Silicium ;
PE : Polyéthylène ;
PEHD : Polyéthylène Haute Densité;
PELD : Polyéthylène à Basse Densité;
PEMD : Polyéthylène à Densité Moyenne;
P_L : modèle de régression linéaire pour la perte de poids ;
PMMA : Poly Méthacrylate de Méthyle;
PVC : Polychlorure de vinyle;
 λ : Conductivité Thermique;
UV : Rayons Ultraviolets;
PET : Polyéthylène Téréphtalate;
 ΔL_L : modèle linéaire pour la perte d'épaisseur ;
P_q : Modèle quadratique pour la perte de poids ;
 ΔL_q : Modèle quadratique pour la perte d'épaisseur ;
T_g : Température dépasse le point de transition vitreuse;
VMTPE : Valeur Moyenne Totale de Perte d'Epaisseur;
VMTPP : Valeur Moyenne Totale de Perte de Poids;
W : Largeur de l'éprouvette (Essai de Charpy).

INTRODUCTION GENERALE

L'utilisation de tubes en polyéthylène haute densité (HDPE80) est devenue courante dans le transport et la distribution de gaz naturel. Ceci nécessite une compréhension approfondie du comportement mécanique, des propriétés physiques et de la durabilité du polyéthylène. Les tubes en polyéthylène haute densité (HDPE80) sont faciles à mettre en œuvre et possèdent de nombreuses caractéristiques qui font que le choix privilégie la distribution d'eaux diverses.

Les tuyaux en PEHD80 sont exposés à de nombreux facteurs environnementaux qui peuvent entraîner des changements des caractéristiques chimiques, physiques et mécaniques, tels que l'exposition à l'environnement naturel, l'exposition aux rayons ultraviolets et le climat avec des températures variables. Ces facteurs accélèrent les processus de dégradation et conduisent à une réduction des performances, ce qui peut entraîner une perte accrue de gaz naturel transporté en raison d'un vieillissement accéléré, posant ainsi des risques d'explosion et imposant ainsi des restrictions strictes sur son utilisation.

L'objectif de cette thèse est d'étudier l'effet du vieillissement des tubes en PEHD80 utilisés pour le transport de gaz naturel sur le comportement mécanique et tribologique, de comprendre l'effet des facteurs environnementaux tels que la température, l'humidité, le rayonnement solaire et l'oxygène.

Ces facteurs externes affectent directement le matériau PEHD80 et réduit sa durée de vie dans l'environnement d'utilisations.

Il est donc important d'étudier les mécanismes conduisant à un vieillissement accéléré, et l'effet de ce dernier sur les propriétés mécaniques, physiques et chimiques, le vieillissement rapide des tubes HDPE80 entraîne des dégradations irréversibles.

Cette thèse se compose de quatre chapitres, le premier chapitre traite un rappel bibliographique sur les polymères. Dans ce chapitre, nous décrivons les polymères, leurs propriétés, leur classification, leur composition et leur classification. Nous consacrons également une section à un aperçu du polyéthylène (PE), en discutant des polymères utilisés dans l'industrie de la tuyauterie et de leurs réactions à divers facteurs les affectant, tels que la corrosion par frottement.

Le deuxième chapitre présente les travaux de plusieurs auteurs sur le vieillissement des polymères et les différents mécanismes de vieillissement.

Le troisième chapitre décrit les équipements utilisés pour la réalisation des tests mécaniques, chimiques et physiques.

Le quatrième chapitre présente les résultats des essais de vieillissement artificiel et naturel et l'usure par frottement des canalisations de distribution de gaz en PEHD 80. Ce chapitre comporte l'utilisation du plan Taguchi L16 ($4^1 \times 2^3$) pour déterminer les conditions de réalisation des expériences et pour déterminer les facteurs d'influence tels que la taille des grains de papier abrasif en carbure de silicium SiC, la vitesse de rotation et force de pression, en plus de déterminer la durée de chaque expérience (15 min) afin de minimiser la perte de poids et d'épaisseur.

Le comportement mécanique du HDPE80 repose sur deux types d'essais mécaniques la résistance au choc (résilience) et l'essai de frottement. Ce chapitre présente les résultats du comportement en frottement et l'influence de l'effet de vieillissement par irradiation UV à différentes périodes d'irradiation (30 h, 60 h, 120 h et 240 h), l'effet de l'exposition au rayonnement solaire pendant 12 mois divisée par quatre intervalle (3, 6, 9 et 12 mois) et l'effet de l'alternance d'un gel et dégel (-10 °C et 25 °C) de 12 mois divisée en quatre intervalle (3, 6, 9 et 12 mois).

La Spectroscopie Infrarouge à Transformée de Fourier (FTIR) a été utilisée sur les échantillons de PEHD exposés à la lumière du soleil dans la région El oued où les échantillons ont été placés directement sur le sable pendant six mois où des changements chimiques et physiques sont apparus à la suite de l'exposition aux rayons solaire et aux influences environnementale d'autres résultats obtenus lors vieillissement par irradiation UV à différentes périodes d'irradiation (60 h et 240 h), ainsi que sur les éprouvettes exposées au rayonnement solaire d'une durée de six (6) mois et le vieillissement à deux températures alternées en gel-dégel (-10 °C et 25 °C) des périodes du (3 à 12 mois).

I-1. Introduction

Les polymères sont fréquemment employés en raison de leurs caractéristiques mécaniques, physiques et chimiques, de leur légèreté, de leur capacité à résister à la corrosion et de leur souplesse.

De plus, nous aborderons également d'autres problématiques durables liées aux matériaux polymères, ainsi que les avancées récentes dans ce secteur.

I-2. Définition d'un polymère

Un polymère est une macromolécule constituée de chaînes prolongées reliées par des liaisons covalentes entre plusieurs monomères. Ces monomères, qui peuvent être les mêmes ou différents, sont appelés unités répétitives ou motifs. La variété de combinaisons de monomères et de motifs ainsi que leurs arrangements confèrent aux polymères une plage large mais bien définie de propriétés mécaniques, physiques et chimiques qui les rendent très attrayants et polyvalents pour de nombreuses utilisations dans l'industrie.

Les polymères existent sous de nombreuses formes, notamment le naturel, comme la cellulose et la soie, et synthétique, comme le polyéthylène et le polystyrène. En outre, de nombreuses techniques de fabrication des polymères existent, y compris la polymérisation par addition, la polymérisation par condensation et diverses autres qui déterminent la structure du matériau et ses propriétés ultimes. Ils ont également un caractère environnemental, y compris la production et la gestion des déchets. Aujourd'hui, il existe des technologies pour les polymères durables et biodégradables innovants. Enfin, des concepts de recyclage et d'utilisation de biomatériaux sont en développement pour réduire et limiter l'utilisation des matériaux traditionnels.

I-3. Historique

Les réalisations dans le domaine de la synthèse des polymères du XIX^e siècle ont donné lieu à de nouvelles opportunités pour générer des matériaux avec des qualités spécifiques. Ces découvertes contribuaient à la création de nombreux secteurs industriels : automobile, aviation, électronique, obtenant ouvrabilité grâce également aux plastiques et aux fibres industrielles. La chimie des polymères est un champ en constante évolution qui promet d'offrir encore plus de possibilités d'ici les années à venir [1].

L'histoire des polymères est une histoire d'innombrables découvertes et découvertes, autant de jalons du progrès humain. À leur tour, les polymères naturels, tels que la soie, le coton et le caoutchouc, ont constitué le matériel de base pour la fabrication de tous les types de produits avant l'apparition des polymères synthétiques. Toutefois, la demande en solutions matérielles plus accessibles et techniquement complexes reposait sur le remplacement de ces

matériaux naturels par des polymères synthétiques. Ce développement a commencé à une époque relativement récente. Bien que des scientifiques et des chercheurs aient apporté d'importantes contributions à l'histoire des polymères avant cette période, la plupart des découvertes fondamentales ont été faites au cours des XIX^e et XX^e siècles. La contribution des chercheurs mentionnés précédemment était également déterminante, car ces découvertes étaient à l'origine de l'utilisation de ces polymères dans les inventaires modernes. [2].

Au cours du XX^e siècle, de nouvelles avancées ont continué à transformer le monde des polymères. En 1954, Giulio Natta a découvert le polypropylène iso tactique, qui a révolutionné la fabrication de plastiques durables et robustes. La découverte d'élastomères thermoplastiques faits de copolymères à blocs en 1960 a permis une grande souplesse dans la conception de matériaux. En 1974, Du Pont de Nemours a mis au point des polyamides aromatiques couramment utilisés dans des domaines techniques exigeants comme l'aéronautique et l'automobile. Enfin, en 1982, Takashi Otsu a étudié le contrôle de la polymérisation radicalaire, élargissant considérablement nos possibilités d'ingénierie des polymères.

I-4. Composition élémentaire

La forme de base d'une grosse molécule est déterminée par plusieurs éléments importants. Premièrement, les types d'atomes qu'elle contient et comment ils sont arrangés et connectés sont très importants. L'ordre dans lequel les petites parties de la molécule sont arrangées est aussi crucial, tout comme la façon dont la molécule est pliée et arrangée.

De plus, cette forme dépend beaucoup du type de petites parties utilisées pour faire la grosse molécule, qui peut changer en fonction des propriétés que l'on veut donner à la grosse molécule. Les conditions pour fabriquer la molécule, comme la température, la pression, et les substances qui aident à démarrer et accélérer la réaction, influencent aussi comment la molécule se forme et à quoi elle ressemble à la fin. En outre, comment les petites parties réagissent entre elles et le milieu où la réaction se passe jouent aussi un rôle important dans la façon dont la molécule se forme et à quoi elle ressemble [3]. La grande majorité des polymères sont formée à partir de seulement 9 éléments chimiques, répertoriés au tableau I.1.

Tableau I. 1 : Principaux éléments chimiques des polymères synthétiques [4].

Elément	Masse atomique	Symbole	Valence	Rayon de Vander Waals (Å)
Hydrogène	1	H	1	1.2
Carbone	12	C	2,3 ou 4	1.7
Azote	14	N	3 ou 5	1.55
Oxygène	16	O	2	1.5
Silicium	28	Si	4	2.1

I-5. Propriétés des polymères

Les polymères ont de nombreuses caractéristiques qui les rendent utiles pour beaucoup de choses. Ils sont légers, résistants aux produits chimiques, flexibles et peuvent être façonnés en différentes formes. C'est pourquoi on les utilise dans des domaines variés comme l'emballage, la construction, la médecine, l'électronique et les transports. Ces qualités font des polymères des matériaux importants dans beaucoup d'industries aujourd'hui.

I-5 -1. Propriétés électriques

En raison de la configuration de leurs atomes, les polymères ne contiennent pas de particules capables d'acheminer de l'électricité comme des électrons ou des ions. Ceci leur donne une résistivité extrêmement élevée, les rendant d'excellents isolants électriques. Leur comportement dans les champs électriques de haute fréquence change en fonction de la polarité moléculaire. Les polyéthylènes et les polypropylènes se caractérisent par leur structure régulière constituée exclusivement d'atomes de carbone et d'hydrogène, ce qui les rend particulièrement attrayants dans ce contexte [4].

I-5-2. Propriétés mécaniques

La température et la rapidité d'excitation ont un impact significatif sur les caractéristiques mécaniques des matériaux plastiques. Et la vitesse à laquelle elles se déforment, comme le montre la figure (I.1), Pour un plastique donné, une augmentation de la température peut le rendre moins fragile et plus flexible, tout comme une réduction de la vitesse de déformation. [5 et 6].

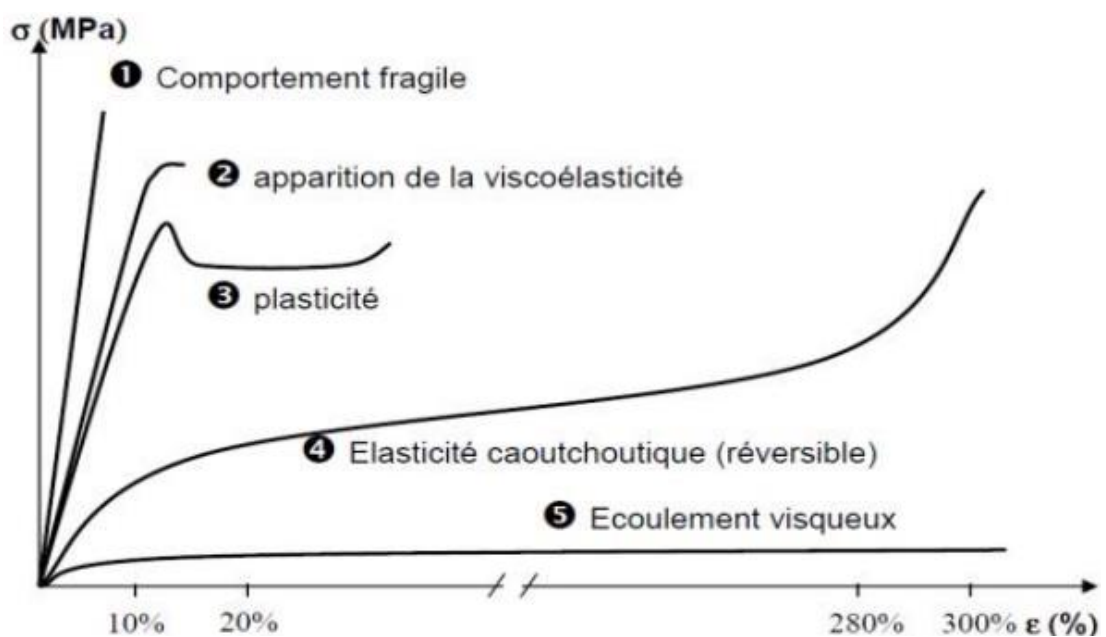


Figure I. 1: Courbes schématiques de traction.

I-6. Comportement thermique des polymères

La température a un grand impact sur les propriétés mécaniques des matières plastiques. À basse température, la plupart des matériaux plastiques sont durs et cassants, comme le verre. Quand la température monte, ces plastiques deviennent plus souples : les grosses molécules qui les composent peuvent bouger plus facilement les unes par rapport aux autres, ce qui rend le plastique moins dur. La température de transition vitreuse (T_g).

Lorsque la température dépasse T_g , le plastique agit comme du caoutchouc, avec des caractéristiques élastiques et visqueuses.

Les forces entre les molécules et les liens entre elles jouent un rôle crucial dans cet état, car elles permettent au matériau de reprendre sa forme après avoir été épuisé figure (I.2).

Si la température continue d'augmenter, particulièrement pour les polymères peu réticulés, ils peuvent atteindre une phase d'écoulement visqueux. Cette phase est marquée par un désenchevêtrement des chaînes, ce qui permet au matériau de prendre des formes diverses. Ce comportement est exploité dans les procédés de mise en forme des plastiques [7].

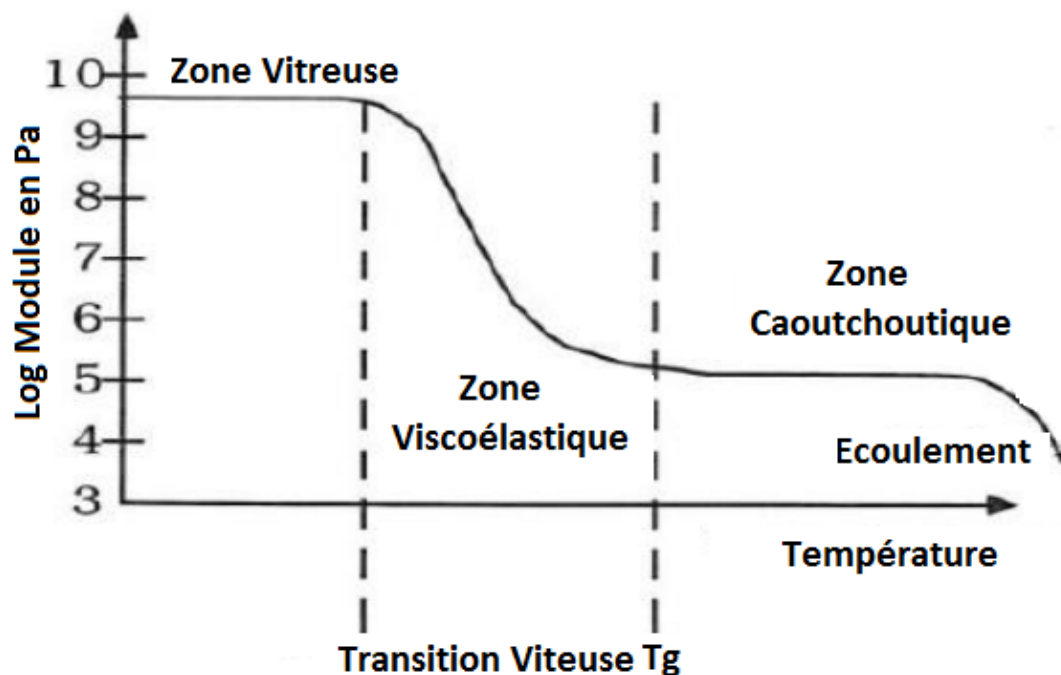


Figure I. 2 : Evolution du module d'élasticité d'un polymère amorphe en fonction de la température (macromolécules monodimensionnelles) [7].

I-7. Température de transition vitreuse

Il existe une température particulière pour de nombreux plastiques, connue sous le nom de température de transition vitreuse (T_g), qui détermine le moment où ils passent d'un état solide et fragile à un état souple et élastique. Ce changement a d'abord été observé avec des

matériaux élastiques comme le caoutchouc naturel, mais il concerne également tous les plastiques qui deviennent mous lorsqu'ils sont chauffés.

La transformation d'un état à un autre est clairement visible dans les plastiques non structurés, car tout le matériau se comporte de la même façon. En revanche, dans les plastiques qui ont des zones ordonnées et désordonnées, ce changement affecte seulement la partie désordonnée.

On peut facilement voir ce changement en regardant comment le volume du matériau change avec la température. Quand le plastique passe de solide à souple, il prend plus de place, comme on peut le voir sur la figure (I.3). Cela montre que les petits morceaux de plastique souples bougent plus facilement. Il est important de comprendre cette évolution pour savoir comment le plastique se comporte quand on le presse ou le comprime [8].

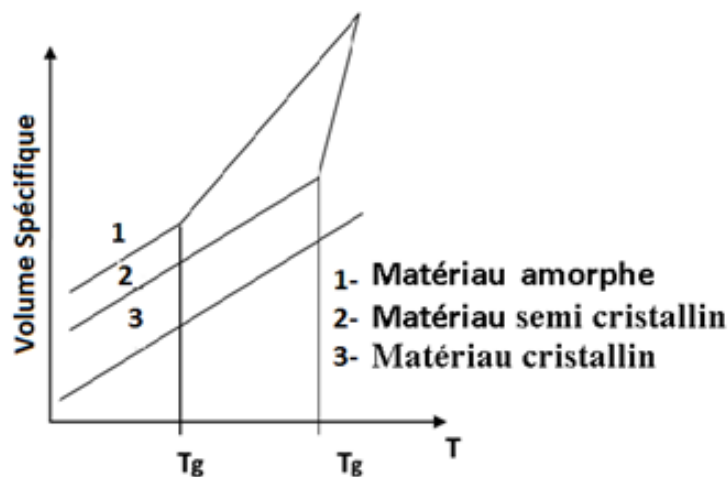


Figure I. 3: Variation de volume spécifique en fonction de la température.

Les matières plastiques, la température de transition vitreuse (T_g) est une étape importante où le matériau change de dur et cassant à plus flexible et élastique. Pour un plastique complètement sans structure interne, cette transformation se voit par un changement brusque dans le graphique montrant comment le matériau réagit à la chaleur. Cela montre que l'énergie et le mouvement des molécules changent à cette température.

Par contre, pour un plastique complètement structuré, on voit une ligne droite sur le graphique jusqu'à la température de fusion, sans changement brusque. Cela veut dire que ces plastiques n'ont pas de T_g , car ils ne changent pas de dur et cassant à flexible, ils restent solides jusqu'à ce qu'ils fondent, et à ce moment, leur structure interne se décompose.

I-8. Etat vitreux

Les matériaux durs, les molécules souples à l'intérieur appelés polymères comme le verre par exemple, ce qui les empêche de s'étirer ou de se plier facilement le long de leur longue chaîne.

Cela fait qu'ils se déforment peu et sont très résistants à l'étirement. Quand ils se déforment un peu, c'est comme dans les métaux, où s'est dû à un changement d'énergie à l'intérieur des molécules.

Une flexion peut se produire à certaines températures, ce qui peut conduire le matériau polymère à se dilater et à se briser facilement, par rapport à la douceur du verre chaud [9].

I-9. Zone de transition

Il est très important de comprendre ce qu'est la zone de transition vitreuse quand on étudie les matériaux en plastique. C'est la zone où un plastique change d'un état solide et fragile à un état plus souple et élastique. À ces températures, les molécules du plastique peuvent bouger ensemble, ce qui peut changer sa structure.

La baisse rapide de la rigidité du matériau dans cette zone, mesurée par le module de Young, montre qu'il devient plus souple. Cela montre qu'il y a non seulement un changement dans l'apparence physique, mais aussi un changement dans la façon dont le matériau réagit aux forces. Il est donc très important de comprendre comment les plastiques réagissent pendant cette transition vitreuse [9].

I-10. Zone caoutchouteuse

Dans la zone élastique, la température est suffisamment élevée pour que les grandes molécules liées changent rapidement de forme, mais pas assez pour qu'elles se détendent totalement. Cela rend les molécules plus souples à grande échelle, tout en les empêchant de s'écouler, ce qui est important pour garder la structure stable lorsqu'on applique des forces [9].

I-11. Zone fluide

Les molécules peuvent se détendre plus facilement lorsque la zone liquide se forme, agissant presque comme si elles n'étaient pas liées les unes aux autres. Cela signifie que lorsque la pression est élevée, ces molécules peuvent aisément se déplacer les uns par rapport aux autres. Le matériau se transforme principalement en visqueux. Dans cet état, mais conserve encore quelques propriétés élastiques, ce qui le rend viscoélastique. Cela met en évidence la modification du comportement du matériau en fonction de son évolution [9].

I-12. Structure des polymères

Les grands composés moléculaires peuvent être regroupés en fonction de différents points. Parmi ces points, il y a l'origine des grandes molécules, leur forme (droite, avec des branches, en réseau, etc.), la structure chimique des parties qui se répètent dans ces molécules, et le type de processus qui les a créées (comme la polycondensation ou la polymérisation en chaîne). Habituellement, ces matériaux ont tendance à être désordonnés, mais il y a des cas où ils

peuvent avoir une certaine organisation, au moins en partie. Cela peut changer leurs caractéristiques physiques, mécaniques et thermiques [10].

I-12-1. Classification selon l'origine :

Les polymères peuvent être regroupés selon leur provenance :

1. Les polymères naturels désignent des composés organiques présents dans les organismes vivants, tels que la cellulose, les acides nucléiques et la chitine ;
2. Les polymères chimiquement modifiés sont des polymères naturels transformés par des mécanismes chimiques, tels que la méthyl-cellulose ;
3. Les polymères synthétiques désignent des matériaux fabriqués par l'homme, tels que les plastiques, les élastomères (matériaux qui présentent une résistance), les fibres et les adhésifs [11].

I-13. Structures du squelette macromoléculaire

I-13-1. Polymères linéaires

Les polymères linéaires sont constitués de séquences monomères prolongées liés ensemble par des liens covalents. Lorsqu'ils interagissent les uns avec les autres, des liens secondaires tels que Les liaisons de Van der Waals ou les ponts hydrogène peuvent jouer un rôle dans la stabilisation. Ces grosses molécules, la compréhension de ces liaisons est essentielle pour le développement et l'application de divers polymères dans des contextes industriels et technologiques figure (I.4) [12].

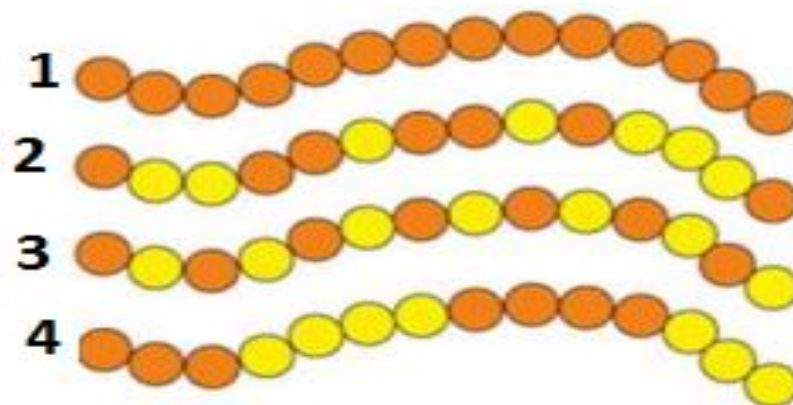


Figure I. 4 : polymères linéaires (1- homopolymère, 2-copolymère statistique, 3- copolymère alterné, 4-copolymère séquencé).

I-13-2. Polymères ramifiés

Les polymères, qu'ils soient simples ou combinés, peuvent se fixer à d'autres chaînes pendant la polymérisation, ce qui modifie considérablement leurs caractéristiques. Lorsque la

température dépasse le point de transition vitreuse (T_g), ces matériaux deviennent plus visqueux que les polymères ordinaires. Cela est dû à la structure en réseau formée par la fixation, qui augmente l'entrelacement des chaînes et donc la viscosité, comme indiqué dans la figure (I.5). La transition vitreuse indique un changement dans la mobilité des chaînes de polymères, rendant les matériaux plus souples et ductiles, ce qui favorise un comportement visqueux. Cette caractéristique est cruciale dans de nombreuses applications industrielles où des polymères avec une bonne résistance mécanique et une déformation maîtrisée sont requis [10].

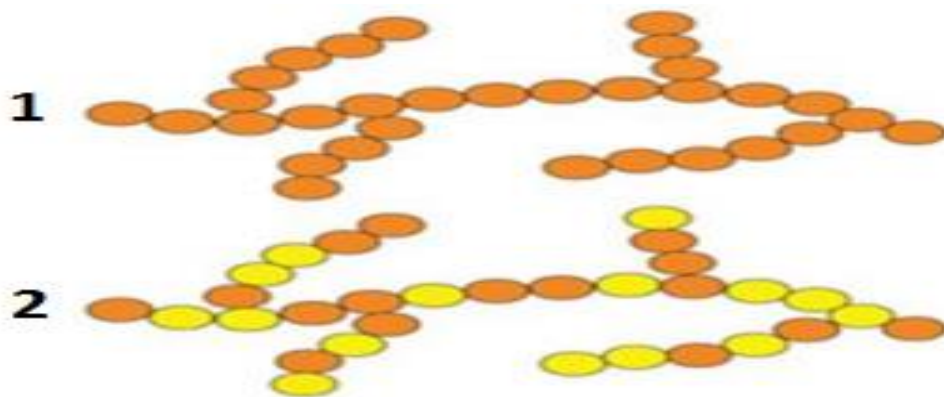


Figure I. 5: polymères linéaires (1- homopolymère, 2-copolymère statistique, 3- copolymère alterné, 4-copolymère séquencé).

I-13-3. Polymères réticulés

La réticulation est un processus chimique important pour la création de polymères. Pendant ce processus, l'établissement de liens entre les chaînes moléculaires favorise la formation d'un réseau en trois dimensions, comme indiqué dans la figure (I.6). Ce réseau donne aux matériaux des caractéristiques spéciales, comme une plus grande résistance et une meilleure durée de vie, qui sont très importantes pour beaucoup d'utilisations industrielles et commerciales. La réticulation peut être faite de différentes manières, comme en utilisant la chaleur, En fonction du type de polymère et des caractéristiques souhaitées pour le produit final, on peut utiliser des agents spécifiques pour la réticulation ou des rayonnements [10].

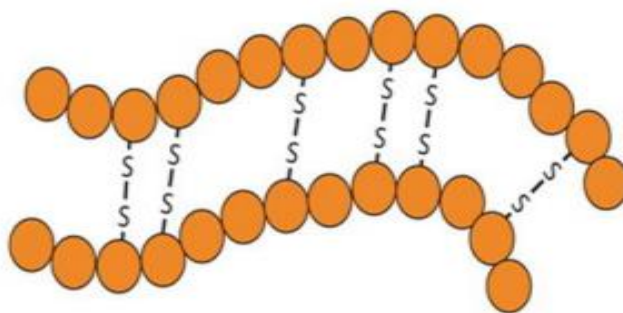


Figure I. 6 : polymère réticulé avec ponts disulfure reliant deux chaînes.

I-14. Polymères amorphes et cristallisés

Il est possible d'organiser les chaînes macromoléculaires de façon aléatoire, générant une phase amorphe qui ressemble à un liquide « figé » sans ordre à grande distance. Grâce à l'étude de la diffraction des rayons X, il a été découvert que certains polymères présentent des zones où ces chaînes sont organisées de façon régulière, appelées cristallites. Ainsi, un matériau peut exhiber à la fois des états ordonnés et désordonnés, se classifiant alors comme semi-cristallin, comme illustré dans la figure (I.7) [13].

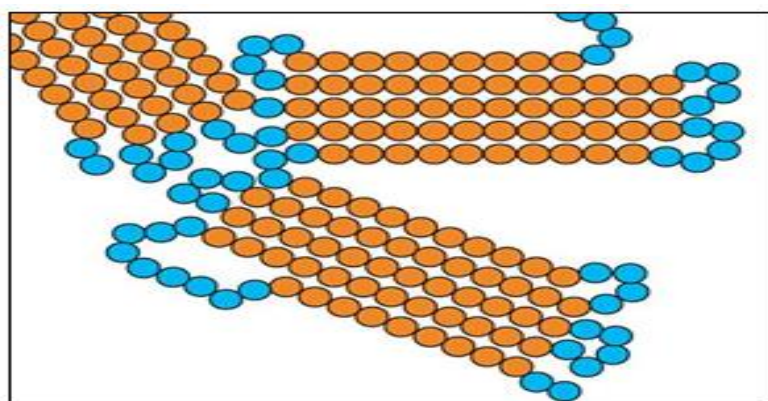


Figure I. 7: Représentation schématique d'un polymère semi-cristallisé.

I-15. Structure de configurations

C'est l'association des atomes dans une molécule ou entre plusieurs molécules, comme illustré dans la figure (I.8). La même association peut être observée pour les groupes ou atomes secondaires d'un polymère en ligne ou en branches [13].

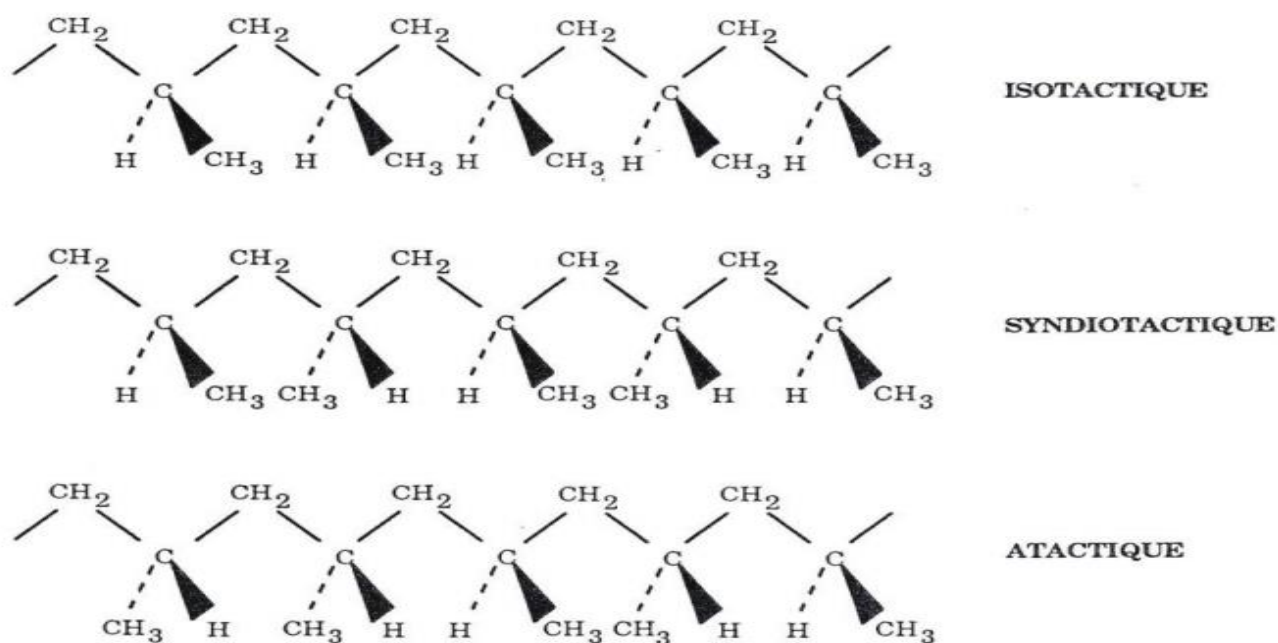


Figure I. 8: configuration de PMMA.

I-16. Familles de polymères

Trois grandes peuvent être distinguées : les thermoplastiques, les thermodurcissables et les élastomères.

I-17. Les Thermoplastiques

Avec l'influence de la chaleur, les chaînes de ces polymères se déplacent mutuellement. Le polymère peut se ramollir, se déformer et être formé. Une fois refroidie, la forme générée demeure invariable. Lorsqu'il est chauffé, le matériau devient mou et peut être régénéré. Prenons l'exemple du PVC, du polyéthylène...ex [14]

I-18. Les Thermodurcissables

Les plastiques thermodurcissables sont des matériaux qui, après avoir durci, ne peuvent pas être ramolli à nouveau par la chaleur. Cela est dû à leur structure complexe qui forme un réseau en trois dimensions de grosses molécules. Pendant leur transformation en plastique, des réactions chimiques définitives se produisent, créant des liens entre les différentes parties du matériau, ces propriétés rendent les plastiques thermodurcissables des matériaux privilégiés lorsqu'il est question de solidité et de résistance à la chaleur [15].

I-19. Les élastomères

Les élastomères constituent des matériaux constitués de chaînes de polymères qui ne pas lier entre elles. Contrairement aux matériaux thermodurcissables, qui sont complètement liés, les élastomères ont des liaisons moins fortes. Cela permet aux grandes molécules de ces matériaux de revenir à leur forme d'origine après avoir été déformées. La principale

caractéristique des élastomères est leur capacité à reprendre leur forme d'origine. [15].

I-20. La limite élastique

Les matériaux comme les polymères fragiles et les élastomères n'ont pas une limite claire où ils cessent d'être élastiques. Pendant la phase où ils sont un peu élastiques et un peu visqueux, les polymères fragiles se brisent souvent, tandis que les élastomères montrent une grande élasticité. On peut remarquer un point haut sur le graphique qui montre la force en fonction de l'étirement quand on arrive à cette limite élastique figure (I.9) ou un changement rapide de la pente de ce graphique [16].

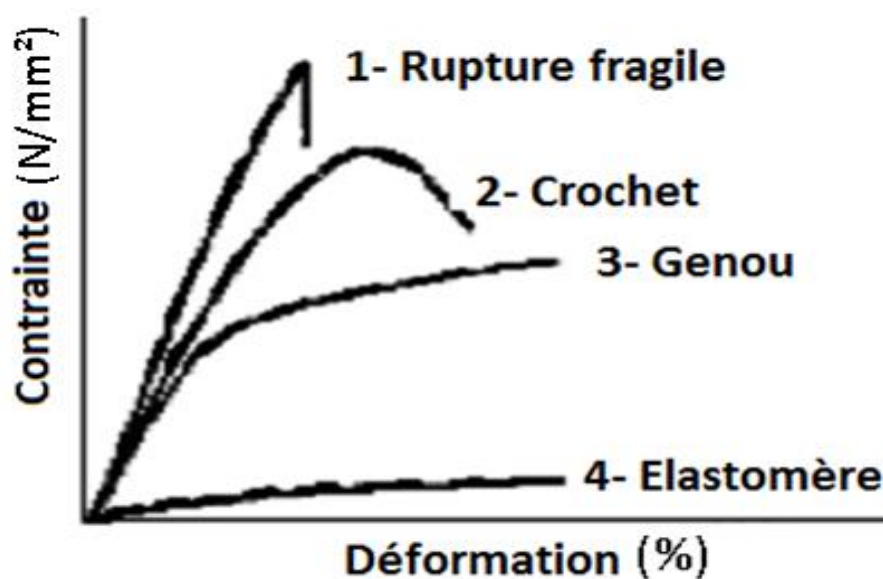


Figure I. 9: Comportements typiques des polymères (contrainte –déformation) [16].

Deux notions essentielles dans le comportement des matériaux plastiques : le « crochet » et le « coude ». Le premier est utilisé pour aux plastiques non cristallins et est fortement influencé par la façon dont le matériau a été chauffé et déformé. Par exemple, il peut disparaître si on le plie plusieurs fois, mais réapparaître si on le chauffe à une température proche de celle où il devient dur (T_g). Sa visibilité dépend aussi de la rapidité avec laquelle on le teste.

D'un autre côté, le coude est typique des plastiques partiellement cristallins et se rapporte au point sur la courbe qui montre comment ils résistent à la déformation, où la courbe commence à s'écarter de la ligne droite initiale, déterminée selon un pourcentage spécifique.

I-21. Synthèses des polymères

On appelle effectivement polymérisation le processus de conversion des monomères en macromolécules [17].

I-21-1. La Polymérisation

On désigne par polymérisation la réaction chimique, c'est-à-dire l'interaction entre de petites molécules (monomères) afin de créer des molécules ayant une plus grande masse molaire. La polymérisation en chaîne et la polycondensation sont les deux méthodes fondamentales [17].

I-21-2. Polymérisation en chaîne

La formation des grandes molécules, appelées macromolécules, se produit lorsque des petites molécules, appelées monomères, réagissent avec des parties spécifiques d'une chaîne en croissance. Cette réaction crée un nouveau site réactif, et selon la nature de cet espace, on distingue deux types de polymérisation : radicalaire et ionique [17].

I-21-3. La polymérisation par étape

La polymérisation par phases est caractéristique des procédés de polymérisation tels que la condensation et l'addition. Dans la polymérisation par condensation, des molécules se combinent en éliminant une petite molécule, comme l'eau. Par contre, la polymérisation par addition se fait sans éliminer de petites molécules, où les monomères se joignent simplement les uns aux autres pour former un polymère. Ces deux méthodes sont cruciales en chimie des polymères pour produire différents matériaux [17].

I-22. Le Polyéthylène (PE)

Le polyéthylène PE est un matériau couramment utilisé en Algérie et dans le monde, grâce à ses caractéristiques intrinsèques qui se perfectionnent constamment grâce à la création de méthodes de production innovantes. Ces utilisations dans le secteur des tuyauteries (tuyaux) pour le déplacement d'eau potable et de gaz. On estime que le polyéthylène haute densité a une longévité supérieure à 50 ans, d'où la nécessité cruciale de le substituer par des matériaux plus conventionnels.

Depuis sa réalisation dans les années 1960, le polyéthylène haute densité (PEHD), grâce à ses caractéristiques qui se perfectionnent constamment grâce aux méthodes innovantes de production.

En Algérie et partout dans le monde, le polyéthylène (PEHD) est souvent utilisé, surtout pour les tubes en polyéthylène (PE) d'eau et de gaz. Il est très apprécié pour ses bonnes caractéristiques, comme sa résistance à la rouille, sa légèreté et sa durée de vie longue. Grâce aux avancées dans sa production, ses performances sont devenues encore meilleures, ce qui le rend plus intéressant que les matériaux traditionnels. Le polyéthylène haute densité dure plus de 50 ans, ce qui le rend vraiment intéressant [18].

Les méthodes utilisées dans la production de plastiques, telles que le retrait d'eau de l'alcool éthylique ou l'incorporation d'hydrogène dans l'acétylène et la séparation des composants des gaz naturels et du naphta, sont importantes pour créer de l'éthylène. Pour cette dernière méthode, il faut utiliser des températures très élevées (environ 800°C). Il est crucial de bien nettoyer l'éthylène pour enlever les gaz indésirables comme le CO, CO₂, N₂, NH₃, et S, car ils peuvent empêcher la formation de plastique et changer la qualité du produit final. Cette attention aux détails dans la production permet d'obtenir des polyéthylènes de haute qualité, utilisés dans beaucoup de choses à la maison et dans l'industrie. [19 20].

Selon la norme ASTM D-1248, les polyéthylènes sont catégorisés en fonction de leur densité :

1. Les PE dont la densité varie entre 0.910 g/cm³ et 0.925 g/cm³ sont du type III, appelés polyéthylène à basse densité (PELD) ;
2. Les PE avec une densité de 0.926 à 0.940 g/cm³ sont du type II, connu sous le nom de polyéthylène à densité moyenne (PEMD) ;
3. Les PE de densité 0.941 à 0.959 g/cm³ sont classés comme type III, et ceux de densité supérieure à 0.960 g/cm³ sont du type IV, tous deux étant appelés polyéthylène à haute densité (HDPE).

Dans le secteur des tubes, la catégorisation est primordiale, et notre attention se porte spécifiquement sur les polyéthylènes haute densité (PEHD). Ces matériaux sont des polymères qui présentent peu ou pas de branches, d'une durée courte ou prolongée, principalement fabriqués à une basse tension moyenne grâce à un amorçage ionique. Ils sont illustrés par une formule chimique précise [21].

Dans les parties 1 et 2, de la figure (I.10), on peut observer un modèle d'un segment de grande molécule de polyéthylène à haute densité. En réalité, Cette chaîne est à peu près dix fois plus grande. Les cercles d'atomes d'hydrogène de petite taille sont connectés aux grands cercles d'atomes de carbone, ce qui donne à la grande molécule une forme en zigzag [22]. Les atomes de carbone sont représentés par des cercles de grande taille, tandis que les atomes d'hydrogène, qui sont attachés aux carbones, sont représentés par des cercles de petite taille. La structure en zigzag est caractéristique des chaînes de polyéthylène, qui sont une molécule importante formée par la répétition de l'unité éthylène (C₂ H₄). Le fait que la chaîne est dix fois plus longue dans la réalité est crucial, car cela met en évidence le caractère polymère de cette matière, où des milliers d'unités répétées forment une structure complexe et des propriétés particulières.

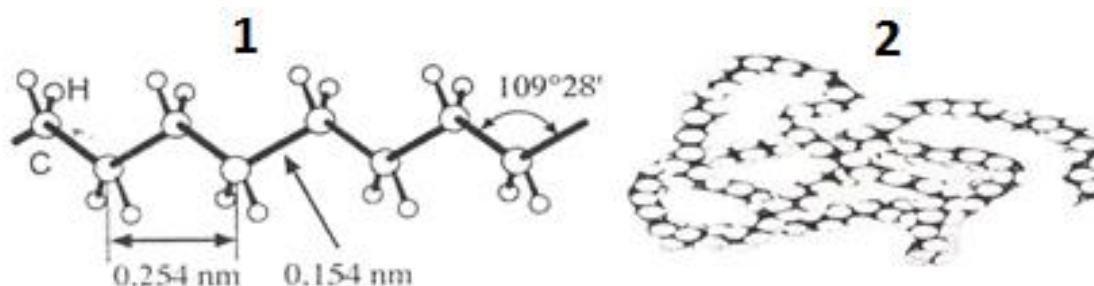


Figure I. 10 : Structure macromoléculaire du polyéthylène linéaire (PEHD) 1) Schéma de la structure d'une chaîne et disposition spatiale des atomes, 2) modèle d'un segment macromoléculaire [22].

Le polyéthylène à haute densité peut résister à des températures entre 110 et 120°C, comme pour la stérilisation. Cette température diminue sous pression et augmente avec un traitement spécial appelé réticulation. Plus le polyéthylène est cristallin, Il est moins réactif face à une variation de température spécifique connue sous le nom de température de transition vitreuse.

La fusion du polyéthylène se déroule à différentes températures, car la densité augmente la température de fusion. Les polyéthylènes se décomposent avec une flamme de teinte bleuâtre et se condensent en gouttes. La taille du matériau ne change pas en fonction de l'humidité, même si celle-ci est très faible, moins de 0.2%. [23].

I-23. Modes de rupture des matériaux polyéthylènes PEHD

La rupture du polyéthylène PEHD semi-cristallin soit peut-être ductile ou fragile, ou encore résulter d'une combinaison des deux modes. Plusieurs facteurs influencent ce comportement, notamment la physico-chimie du matériau, sa composition, le poids de sa chaîne macromoléculaire, ainsi que son degré d'imperfection et les conditions mécaniques appliquées.

Donne les basses températures, les polymères se trouvent dans un état vitreux, ce qui les rend fragiles, de les chaînes moléculaire telle sort les sont immobiles, ce qui empêche tout mécanisme de la déformation capable de soulager Les fissures sont causées par des contraintes localisées. En revanche, lorsque la température dépasse la température de transition vitreuse, les polymères peuvent subir une déformation viscoplastique, les fibrilles s'allongent et s'affinent jusqu'au leur rupture. En général, les polymères cèdent par craquelage ou cisaillement. Ces deux mécanismes conduisent à des résultats très différents, le craquelage aboutissant généralement à une rupture fragile et le cisaillement étant associé à une rupture ductile. Selon les conditions expérimentales, un mécanisme est favorisé par rapport à l'autre [24].

I-24. Les Principales Propriétés du PEHD**I-24-1. La Résistance chimique**

Le PEHD (polyéthylène haute densité) présente une grande résistance face aux eaux de pluie et aux substances chimiques, et il peut supporter des niveaux de pH allant de très acide (1) à très basique (14). En outre, il ne se dissout pas dans les solvants organiques et inorganiques à une température de 20°C, ce qui le rend particulièrement adapté pour résister au sulfure d'hydrogène (H₂S).

I-24-2. Solidité aux chocs

Le HDPE (Polyéthylène Haute Densité) est également très résistant aux chocs, même lorsque la température est basse, ce qui le rend idéal pour les environnements de chantier où les matériaux peuvent subir des impacts importants.

I-24-3. Faible conductivité thermique

Le polyéthylène haute densité (PEHD) a une capacité thermique environ 0,43 W/m K, ce qui signifie qu'il résiste bien à la transmission de chaleur. C'est pourquoi il est souvent utilisé pour les produits qui nécessitent une isolation, comme les emballages ou les systèmes d'isolation thermique.

I-24-4. Matériau recyclable

Les tubes en PEHD peuvent être recyclés et transformés pour récupérer le polyéthylène. Ces produits peuvent être brûlés de manière écologique, sans laisser de déchets ni de fumée toxique. Cela montre que l'utilisation de ces matériaux est associée à une bonne gestion durable et des déchets.

I-24-5. Résistance à l'abrasion

Le PEHD offre une résistance quatre fois plus grande que l'acier, ce qui permet d'utiliser des tuyaux en PEHD est utilisé pour le transport de sable et de graviers. La capacité du PEHD à résister aux débris de verre et de métal est aussi bénéfique dans des opérations comme le dragage.

I-24-6. Isolant électrique

Le PEHD, aussi appelé polyéthylène haute densité, est un matériau qui bloque le passage de l'électricité, ce qui signifie qu'il ne laisse pas passer le courant. Sa forte résistance électrique montre qu'il est très bon pour isoler l'électricité. C'est pourquoi il est souvent utilisé dans des domaines où il est important d'isoler l'électricité, comme les conduits électriques et les revêtements de câbles.

I-24-7. Résistance aux rayonnent ultra-violet (U.V)

On ajoute environ 2% de noir de carbone, qui est un agent antioxydant et opacifiant, au polyéthylène haute densité (PEHD) que nous utilisons pour le protéger des rayons ultraviolets (UV), ces ajouts assurent une bonne stabilité et résistance aux conditions climatiques.

I-24-8. Résistance au gel

Le polyéthylène PEHD est utilisé pour plusieurs objets comme : les siphons, les gouttières et d'autres pièces qui pourraient se déformer à cause du gel et du dégel. Ces objets peuvent être placés dans la glace, et une fois dégelés, ils reprennent leur forme initiale sans aucune perte de qualité. De plus, le polyéthylène peut résister à des températures très froides, jusqu'à -40 °C, sans perdre ses propriétés.

I-24-9. Eaux usées radioactives

Les tubes en polyéthylène haute densité (PEHD) utilisés pour transporter des eaux usées légèrement radioactives, mais il faut étudier attentivement dans les circonstances spécifiques, il est crucial de considérer les caractéristiques chimiques et physiques des déchets., ainsi que les niveaux de radioactivité, pour assurer la sécurité et l'efficacité du système.

I-24-10. Adapte aux ambiances marines

Le polyéthylène haut densité PEHD a plusieurs avantages. Il résiste bien à la corrosion, ce qui le rend parfait pour de nombreuses utilisations à l'extérieur ou dans des endroits humides. Sa souplesse et sa légèreté facilitent sa manipulation et son installation. La surface lisse et arrondie du PEHD rend difficile l'accès pour les rongeurs, offrant une certaine protection. De plus, sa texture collante empêche les limaces de s'y accrocher, ce qui est un avantage dans certains cas.

I-24-11. Tenue à la température

Le PEHD (polyéthylène haute densité) est un matériau solide qui permet de transporter du gaz à des températures changeantes occasionnellement, sans avoir besoin de pièces mécaniques. Il peut aussi résister à de brèves périodes de contact avec la vapeur. Cela le rend approprié pour diverses utilisations dans les réseaux d'eau et l'industrie [25].

I-25. Application des polymères en tuyauterie

Le PEHD jouit d'une grande popularité dans la fabrication de tubes et de profilés, grâce à son adaptabilité et sa légèreté. Il est principalement transformé par extrusion, ce qui permet de fabriquer des tuyaux dont le diamètre ne dépasse pas habituellement 100 mm, En raison de sa souplesse, cette option est très prisée dans le domaine agricole, où les tuyaux peuvent être livrés sous forme de rouleaux et facilement déployés dans les tranchées. Afin de garantir sa longévité et prévenir un vieillissement prématuré, le PELD est fréquemment teinté en noir avec du

carbone. La fabrication de ces tuyaux se fait via des machines extrudeuses à vis unique, typiquement de 15 ou 20 diamètres de vis (D), avec un taux de compression de 3. Les conditions de température durant le processus d'extrusion varient de 150 °C à l'entrée à 200 °C au niveau de la filière tableau I.2, ce qui garantit une bonne fluidité du matériau et une extrusion de qualité [26].

Le PEHD (polyéthylène haute densité) est reconnu pour sa rigidité supérieure par rapport au LDPE (polyéthylène basse densité), qui est plus flexible. En mélangeant ces deux types de polyéthylène, il est possible d'obtenir des tubes présentant une rigidité intermédiaire. Ce processus de mélange peut être réalisé Dans diverses proportions sans éprouver de problèmes lors de l'extrusion. Ceci offre la possibilité de fabriquer des matériaux personnalisés en réponse aux exigences particulières des applications [27], Il existe de nombreuses applications captivantes, parmi lesquelles on compte notamment :

1. Voies pour le transport du pétrole, du carburant, du gaz et de l'eau salée ;
2. Voies pour le transport des pâtes cellulosiques ;
3. Conduites de ventilation et de dépoussiérage ; Irrigation et drainage dans les cultures ;
4. Tubules de sécurité pour les câbles téléphoniques.

Le tableau I.2 donne les propriétés des plastiques et des matériaux traditionnels employés en tuyauterie.

Tableau I. 2: Propriétés des plastiques et des matériaux utilisés en tuyauterie [28].

Matériau	Masse volumique (g/cm ³)	Coefficient de dilatation thermique (C°/6-10)	Conductivité thermique (W·m-1·°C-1)	Résistance aux traction MPa	Module d'élasticité GPa
Thermoplastiques	1,80-0,09	180-50	0,5-0,14	50-23	3,1-1,0
Thermodurcissables	2,00-1,30	31-22	0,26-0,19	62	19-0,90
Aluminium	2,70	23	220	76	69
Laiton	8,50	19	120	500	100
Béton	2,50-1,80	11	-	3,4-1,4	34-14
Plomb	11,35	30	35	17	14
Cuivre	8,75	17	390	220	120

I-26. Classification des tubes en PE

Chaque tube en plastique est classé selon les caractéristiques essentielles du matériau issu de sa résine. D'après la norme ASTM D-3350, on classe les tubes en fonction de leur densité, de leur indice de fusion, de leur module de flexion. Ils présentent une résistance à la traction au point d'écoulement plastique, une résistance aux fissures sous contrainte, une résistance hydrostatique à 23°C, des stabilisateurs pour pigments et une stabilité face aux rayons UV.

La propriété la plus significative est évaluée par l'essai hydrostatique de design. Cet essai donne des informations sur les caractéristiques du matériau à long terme. Selon les normes ISO, la MRS (Minimum Required Strength) est utilisée pour déterminer la résistance minimale nécessaire au polyéthylène après 50 ans d'utilisation à une température de 20°C. On appelle également cela résistance hydrostatique à long terme à une température de 20°C. Les tubes se distinguent également par le rapport dimensionnel standardisé (SDR), qui est un nombre arrondi qui indique la proportion entre le diamètre externe minimal et l'épaisseur nominale moyenne mesurée directement sur le tube [28].

I-27. Classification des résines en polyéthylène (PE)

Dans des conditions de température et de pression restreintes, les matériaux synthétiques peuvent se floquer et fissurer. Une méthode expérimentale qui est extrapolée sur une durée prolongée indique la tenue d'une canalisation PEHD en fonction du temps d'application de la contrainte et de la température. Selon le tableau I.3, deux résines sont principalement employées par les producteurs de tubes en polyéthylène PEHD : résine PE80 et résine PE100

1. PE 100 ;
2. PE 80.

Tableau I. 3:Types de résines utilisés pour la fabrication des tubes [29].

Classification de la résine	Contrainte minimale requise (MPa)	Resistance hydrostatique à long terme à 20°C en (MPa)
PE100	10	8
PE80	8	6,3

I-28. Les couleurs et dimensions

Les tubes PE 80 et PE 100 conçus pour le transport de l'eau, conformément aux dimensions du tableau I.4 et aux tolérances de la norme DIN 8074, ont une large application :

1. PE noir avec bandes bleues pour le transport de l'eau potable ;
2. PE noir avec des lignes jaunes pour le transport de gaz naturel ;
3. PE transparents pour le transport des fluides industriels [29].

Tableau I. 4: Pressions admissibles selon le SDR, relation entre SDR et PN à 20 °C [30].

Diamètres de tubes en PE (mm)	SDR 11 Bar		SDR 17 Bar	
	PE80	PE100	PE80	PE100
Du 20 au 630	12,50	16	8	10

I-29. Frottement des Matériaux Polymères

Le frottement désigne une perte d'énergie générée par un mouvement et une déformation de solides en contact. Quels sont les processus de perte d'énergie provoqués par frottement d'une surface polymère par une aspérité ? Selon Briscoe [7], en se basant sur le modèle de l'indentation pour les contacts plastiques, l'énergie utilisée est principalement concentrée dans deux zones. Une première zone se trouve à la frontière entre l'aspérité et le matériau. Cette zone est une fine strate qui présente un fort pouvoir d'adhérence au ciseau. Une seconde zone profonde et vaste se subdivise également en deux couches distinctes : une zone de cœur située à proximité de l'aspérité sous une pure pression hydrostatique. Une région sphérique éloignée (pour une aspérité sphérique, ce volume est environ deux à quatre fois plus grand). Une zone sphérique lointaine (pour une aspérité sphérique ce volume est de l'ordre de deux à quatre fois le rayon de l'aspérité), déformée plastiquement lorsque la plastification apparaît figure (I.11).

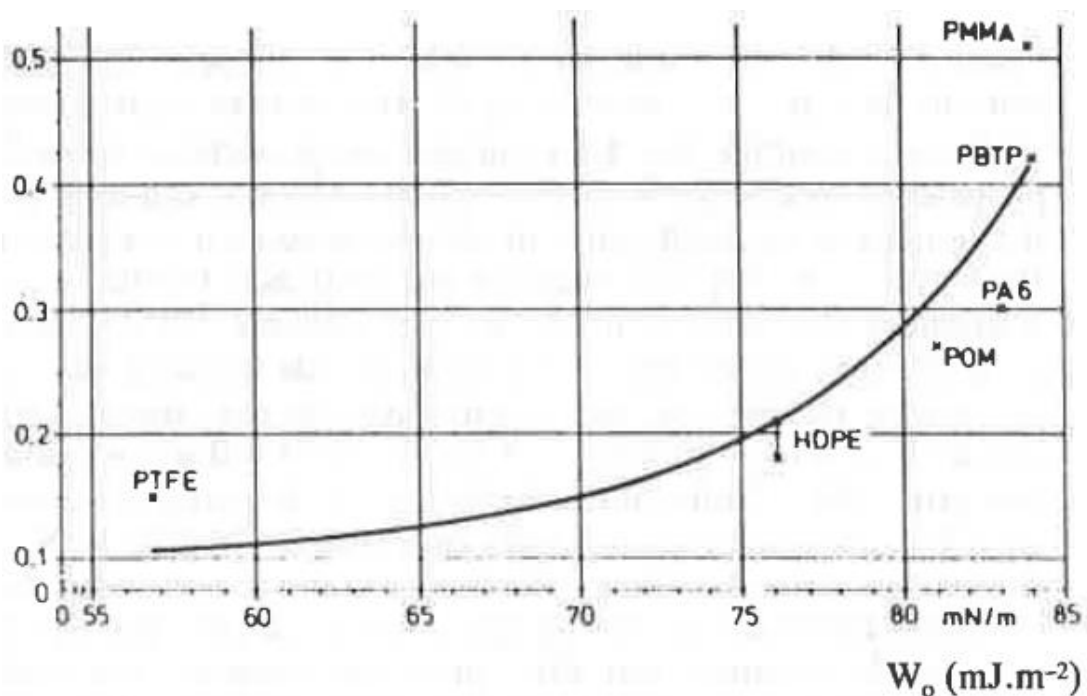


Figure I. 11 : Coefficient de frottement μ en fonction du travail d'adhésion W_0 pour du polystyrène frottant sur divers polymères [31].

I-29-1. Dissipation d'énergie en frottement

Actuellement, on privilégie la définition du frottement en fonction de mécanismes dissipatifs au niveau moléculaire et on renonce au concept macroscopique. Le frottement provoque une partie de la perte d'énergie, habituellement sous forme de chaleur. Cette dissipation d'énergie est principalement due aux mouvements moléculaires et au désenchevêtrement des chaînes. Ce désenchevêtrement provoque une perte d'énergie par le biais de

frottement en chaleur. Au cours du frottement de la surface du polymère, on observe un enchevêtrement de chaînes macromoléculaires, qui se désenchevêtreront par la suite au bout d'une période t_0 . Le frottement provoque une augmentation de l'hystérésis d'adhésion, caractérisée par la perte d'énergie au cours du cycle de charge et décharge d'un test de JKR [32]. Il est démontré [33] que le mouvement de friction est lié à l'hystérésis de la force d'adhérence. Sur le plan moléculaire, l'interpénétration des chaînes et leur capacité à se désenchevêtrer aboutiront à une dissipation d'énergie de faible ou de forte intensité. Pour des interpénétrations minimales dans les chaînes, un cycle de charge et de décharge nécessite peu d'énergie, ce qui entraîne une faible hystérésis et un faible frottement. Pour de vastes interpénétrations, il peut être aisé ou compliqué de procéder au dés enchevêtrement. Le temps entre la vitesse de séparation des chaînes et le moment de relaxation moléculaire déterminera la facilité du dés enchevêtrement [34]. En cas de séparation prolongée, les chaînes peuvent se détendre, facilitant ainsi le dés enchevêtrement. Cela entraîne une faible hystérésis et un friction réduite. En revanche, si la séparation des chaînes est plus rapide que le temps nécessaire pour une détente moléculaire, cela provoque une hystérésis significative et à un frottement important.

I-29-2. Température de contact éclair

A l'échelle macroscopique lors du frottement de surfaces, une grande partie de l'énergie est dissipée en chaleur provoquant une augmentation locale de la température.

Ces augmentations de température sont de très courte durée et sont appelées température de contact éclair. La température de contact éclair dépend principalement de la vitesse ou plutôt du nombre de Péclote, le nombre de Péclote est défini en fonction de la vitesse, du rayon de contact et de la conductivité thermique (λ).

De nombreuses théories (H. Blok en 1937, R. Holm en 1948 et J. Archard en 1959) ont vu le jour pour évaluer la température de contact éclair selon les conditions, nombre de Péclote ou type de déformation Holm [36] propose d'évaluer la température de contact éclair en supposant qu'une des surfaces est immobile, Holm fait une analogie avec le calcul pour les résistances thermiques et électriques.

I-29-3. Paramètres modifiant le frottement du polymère

De nombreux paramètres influencent la valeur du frottement mesuré sur les matériaux en général et plus particulièrement sur les surfaces de polymères. Ces paramètres sont essentiellement l'angle des aspérités, la vitesse de glissement ou bien la température, ils agissent en modifiant la nature de l'écoulement. Si on prend une aspérité conique, l'angle de l'aspérité, comme le montre la relation de Tabor, permet d'augmenter fortement le coefficient de frottement de déformation et donc le coefficient de frottement apparent lorsque l'angle

augmente. Briscoe et al, [38] montrent bien, le bon accord entre expérience et théorie, dans une certaine limite d'angle pour des surfaces de Polyméthacrylate de méthyle (PMMA).

Le principe d'équivalence temps température fait qu'une augmentation de la vitesse correspond à une diminution de la température [39]. GAUTHIER et SCHIRER [40], ont montré expérimentalement que le frottement apparent d'une surface de PMMA est diminué à basse température sous la transition vitreuse. En dessous d'une certaine température le frottement apparent est constant en fonction de la vitesse, alors qu'il est décroissant à plus haute température. Bamberger [41], (par exemple) modélise le frottement dynamique par une fonction dépendant de la vitesse et d'un temps de vie associé aux micro contacts. Moore [42], le rayon de contact qui est piloté par la température ou la vitesse de glissement, aux propriétés massiques du matériau. On voit là, toute la complexité de l'étude du frottement de polymères, à l'échelle moléculaire [43] le frottement (vrai) dépend des interactions moléculaires, de l'orientation et de l'inter diffusion des chaînes. La vitesse de désenchevêtrement des chaînes est aussi un paramètre qui modifie fortement le frottement vrai [44]. Le frottement présente un pic qui se décale quand la vitesse (ou la température) augmente ou diminue

I-30. L'usure

La particularité des polymères réside, d'une part, dans leur orientation en revanche, les macromolécules qui induisent des variations structurales et mécaniques sont sensible à la température, ayant un impact significatif sur la cristallisation et ses caractéristiques mécaniques. Les processus de frottement et d'usure des polymères sont fréquemment associés aux caractéristiques mécaniques des matériaux en question, c'est extrêmement complexe.

I-30-1. Mécanismes d'usure

On décrit différents types d'usure sont :

1. L'usure adhésive : Ce type d'usure se produit par le transfert de particules d'un matériau plus mou vers un matériau plus dur lors de contacts. Il est commun dans les polymères thermoplastiques.
2. L'usure abrasive : Ce mécanisme se manifeste par des rainures ou copeaux, résultant de l'action de surfaces dures, comme des meules ou du papier émeri, sur un matériau en contact.
3. L'usure par fatigue superficielle : Ce phénomène se produit lorsque des facteurs de contact, tels que la tension et le mouvement, génèrent une quantité suffisante de chaleur pour provoquer la fusion, le ramollissement, une déformation excessive, la détérioration ou la fragmentation du matériau [45].

I-31. L'usure du polyéthylène

L'usure du polyéthylène est un processus complexe qui se caractérise par la perte de substances lors de l'interaction des matériaux polyéthylènes (entre deux entités) grâce au couple de friction, découlant de deux mécanismes :

1. La détérioration du polyéthylène entraîne une dégradation de ses caractéristiques physicochimiques, ce qui réduit sa résistance mécanique au friction ;
2. Une diminution des propriétés par action mécanique sans compromettre ses caractéristiques physico-chimiques.

I-31-1. Le troisième corps

L'expression « troisième corps » fait référence à l'interaction entre deux surfaces qui interagissent et se déplacent mutuellement. GODET [46]. Il est essentiel de comprendre comment les surfaces interagissent dans cette zone, qui est souvent constituée de matériaux différents de ceux des surfaces environnantes, La formation du troisième corps naturel se produit lorsque de petites particules se séparent des surfaces frottantes , en particulier le frottement sec ,En revanche, il est également possible d'incorporer intentionnellement un troisième corps artificiel, généralement afin d'améliorer la lubrification et le bon fonctionnement des surfaces entre elles, le troisième corps joue un rôle clé dans les interactions entre surfaces solides. De plus, il est important car il aide à supporter une partie de la charge appliquée, ce qui réduit l'usure.

Une étude détaillée des aspects du comportement des éléments constitutifs de ces surfaces, la forme et le volume du matériau entre ces surfaces, ainsi que les conséquences du système mécanique, est importante pour comprendre comment le frottement fonctionne.

La détermination précise des propriétés du troisième corps est complexe en raison Il est impératif d'évaluer de manière précise des attributs tels que la forme et la densité des particules. Afin de faire face à ce défi, des techniques avancées de visualisation et d'évaluation sont fréquemment employées, comme le profil mètre ou la microscopie par force atomique. Ces méthodes permettent de capter des détails fins du troisième corps, fournissant des informations essentielles pour comprendre son comportement, notamment sa cohésion et sa stabilité. Cela indique qu'il est crucial d'examiner des éléments externes tels que l'humidité, la température et l'absence d'huile, qui peuvent modifier la manière dont les surfaces glissent l'une sur l'autre. En outre, cette méthode d'étude donne des détails précieux sur les principes de frottement sec, ce qui aide à mieux comprendre et améliorer le fonctionnement des pièces mécaniques ensemble [47].

Pour évaluer l'usure, la méthode standard utilisée dans de nombreuses études est la loi d'ARCHARD [48], initialement utilisée pour l'usure due à l'adhérence en l'absence de lubrifiant. Voici comment elle fonctionne. :

$$\Delta V = K \frac{F_N}{H} L \quad (\text{Eq. I-1})$$

Où :

ΔV : (Volume usé) : Volume usé exprimé en mètres cubes (m^3) ;

K : (Coefficient d'usure) : le taux d'usure entre deux matériaux en contact ;

F_N : (Charge appliquée) : La force ou la charge appliquée sur le système, (N) ;

H : (Dureté du matériau le plus tendre) : La résistance d'un matériau à l'impression, (N.m^{-2}) ;

L : (Distance de glissement) : La distance que parcourt un objet pendant le glissement, (m).

Le taux d'usure c'est un facteur crucial pour estimer la longévité des matériaux dans des circonstances spécifiques. Il se mesure par la perte de volume d'un matériau sur une certaine distance, ce qui aide à comprendre comment l'usure varie selon différents éléments.

Ce taux change selon la force appliquée : plus la force est grande, plus le taux d'usure augmente de façon proportionnelle. Par contre, la solidité du matériau aide à le protéger, plus un matériau est solide, moins il s'use, ce qui montre que la solidité et le taux d'usure sont liés de manière opposée.

La mesure du coefficient de frottement K permet d'évaluer l'usure, pouvant atteindre des valeurs de 10^{-4} à 10^{-9} , où des valeurs hautes signifient une usure importante, et des valeurs basses indiquent une usure normale. Cette mesure est très utile pour choisir les bons matériaux et prévoir comment ils vont se comporter avec le temps [48].

I-32. Conclusion

La température affecte la réaction des surfaces au frottement et à l'usure lorsqu'elles les forces externes les exposent, et la température de transition vitreuse (T_g) est très importante pour comprendre comment les plastiques réagissent sous les forces de compression. Elle fait passer le plastique d'un état rigide à un état élastique, ce qui affecte la résistance du matériau polyéthylène, ces forces de compression réduisent ainsi la durée de vie du polyéthylène PEHD.

L'abrasion du polyéthylène à haute densité (PEHD) est un processus complexe où le matériau perd de sa substance lorsqu'il est frotté contre une autre surface.

Le polyéthylène à haute densité (PEHD) perd de sa substance lorsqu'il est frotté contre une autre surface, ce qui est un processus d'abrasion complexe. La vitesse à laquelle cette abrasion se produit dépend de la force exercée et de la dureté du PEHD, Ce qui doit être pris en compte lors de la création et du recours à ces matériaux plastiques.

Le frottement des matériaux plastique, comme le polyéthylène à haute densité (PEHD), génère de la chaleur en consommant de l'énergie. Ce phénomène, ainsi que les caractéristiques mécaniques des matériaux, sont importants pour comprendre comment optimiser l'utilisation de ces plastiques dans différentes situations.

II-1. Introduction

La dégradation des matériaux par vieillissement, est un processus compliqué qui peut causer une dégradation sérieuse de leurs propriétés physiques et chimiques. Cette dégradation peut être due à plusieurs facteurs, comme l'exposition aux rayons ultraviolets, à la chaleur, à des substances chimiques et à des forces mécaniques [49].

Ce problème est particulièrement inquiétant en matière de sécurité au travail, car un vieillissement rapide peut diminuer la résistance mécanique et le comportement viscoélastique des produits, comme le polyéthylène haute densité (PEHD), rendant leur utilisation risquée. Il est donc crucial de saisir correctement ces mécanismes de vieillissement afin d'éviter les risques associés à l'emploi de ces matériaux dans des applications essentielles [50].

II-2. Définition de vieillissement des polymères

Le vieillissement des matériaux plastiques fait référence à toutes les transformations, généralement indésirables, de leurs caractéristiques physiques et mécaniques d'un plastique provoquées par des facteurs environnementaux tels que :

1. L'action de substances chimiques (acides forts, oxygène, etc.) ;
2. La chaleur ;
3. Les rayonnements (UV, ionisants) ;
4. L'eau (hydrolyse) ;
5. Les actions mécaniques.

Ces éléments interagissent pour altérer le matériau et le rendre inserviable. Il y a deux principales [51] catégories de processus de dégradation des matériaux plastiques :

1. Le vieillissement physique englobe tous les mécanismes qui maintiennent la structure chimique des grosses molécules (relaxation structurelle, cristallisation, etc.) [52, 53] ;
2. Le vieillissement chimique englobe toutes les transformations de la structure chimique des grosses molécules (oxydation, photolyse, etc.).

Deux méthodes peuvent être employées pour analyser ces dégradations au fil du temps [54,55] :

1. Vieillissement naturel ;
2. Vieillissement artificiel.

II-3. Modes de vieillissement**II-3-1. Vieillissement naturelle des matériaux polymères**

Le vieillissement des matériaux polymère est un processus complexe qui arrive à cause de différentes interactions entre le plastique et son environnement. Cette dégradation se voit par

une baisse de la force mécanique, une fragilité plus grande, un changement de couleur, une perte de masse et d'autres changements physiques. Les facteurs externes peuvent inclure l'exposition au soleil, aux produits chimiques, à l'humidité, ainsi qu'aux variations de température. D'autre part, les facteurs internes sont liés à la composition chimique du polymère, à sa structure moléculaire, à la présence d'additifs et à la durée d'exposition aux contraintes, il est primordial de saisir ces éléments afin d'améliorer la longévité des polymères et d'optimiser leur utilisation dans divers domaines [56].

Le vieillissement naturel d'un matériau en plastique fait référence à tous les changements irréversibles, tant chimiques que physiques, qui se produisent lorsqu'il est exposé à son environnement. Ce système peut entraîner une dégradation des propriétés initiales du polymère ainsi que de ses additifs. Des éléments environnementaux comme la température, l'humidité, les UV et les substances chimiques ont un impact. Un rôle clé dans ce phénomène, affectant ainsi la durabilité et la performance du matériau au fil du temps [56].

II-4. L'influence des facteurs environnementaux

II-4-1. L'influence de facteurs environnementaux externes

II-4-1-1. Effet des rayonnements solaires

L'énergie solaire est importante pour la dégradation des matériaux en plastique à cause des rayons ultraviolets, visibles et infrarouges. Les rayons solaires entre 300 et 2500 nanomètres sont essentiels à considérer, car ils provoquent différents processus de dégradation. Ces rayonnements solaires peuvent être séparés en trois groupes principaux.

II-4-1-1-1. Radiations ultraviolettes (UV) :

Les rayonnements solaires entre 300 et 400 nanomètres sont particulièrement nocifs pour les matériaux polymères, car ils causent une dégradation photochimique, provoquant des réactions chimiques qui modifient la structure et les caractéristiques des matériaux.

II-4-1-1-2. Radiations visibles :

Entre 400 et 700 nanomètres, cette plage peut également contribuer à la dégradation des matériaux polymères par des mécanismes de chaleur, mais son impact est généralement moins important que celui des rayons ultraviolets.

II-4-1-1-3. Radiations infrarouges (IR) :

Ces radiations s'étendent de 700 nm à 2500 nm et sont surtout responsables de l'échauffement des matériaux, ce qui peut aussi influencer leurs caractéristiques mécaniques et leur longévité. Par conséquent, l'exposition à ces radiations peut diminuer la durée de vie des

matériaux en plastique, rendant leur étude et leur protection cruciales dans différents domaines d'utilisation [56].

II-4-1-2. Effet de l'oxygène

L'oxygène, qui réagit facilement, est très important pour la dégradation des matériaux polymères. Il peut participer à plusieurs réactions qui endommagent les matériaux, surtout à leur surface où l'oxygène est le plus présent. Pour protéger les matériaux en plastique, il faut souvent utiliser des méthodes pour réduire le contact avec l'oxygène et ses effets néfastes. [54,55].

II - 4 -1-3. Effet de la température

Les températures trient élevée auxquelles les matériaux en plastique sont exposés à l'extérieur peuvent accélérer les réactions chimiques, bien qu'elles ne soient pas assez fortes pour casser les liaisons chimiques. Cela peut changer la structure et les caractéristiques du plastique au fil du temps, ce qui affecte sa durée de vie et son efficacité [57].

II- 4 -1-4. Effet des variations climatiques

La dégradation des polymères à travers les changements dans l'environnement affecte le vieillissement des matériaux en plastique. En réalité, la quantité de lumière du soleil qu'un endroit reçoit, qui dépend de sa localisation et de l'angle du soleil, est très importante pour comprendre comment les matériaux en plastique vieillissent. Cela signifie que les matériaux en plastique exposés à des endroits ou à des moments différents ne vieilliront pas et ne se détérioreront pas de la même façon. Cependant, il est intéressant de noter que, sur une période d'un an, les effets du vieillissement semblent assez constants d'une année à l'autre dans le même endroit, Cela indique que la longévité des plastiques peut être anticipée dans des conditions particulières [56].

II- 4 -2. L'influence de facteurs environnementaux intérieurs

Les facteurs internes des polymères qui influencent leurs caractéristiques et comportements incluent : la composition moléculaire, le volume de ces dernières, les composants chimiques de base, les forces entre ces dernières, la forme, Les additifs et les produits traités, Le traitement effectué, la densité et les trous, les matériaux thermoplastiques, les matériaux thermodurcissables, chacun de ces éléments aide à mieux comprendre et prévoir le comportement des polymères dans diverses utilisations et situations.

II-4-2-1. Structure chimique

La composition chimique d'un matériau en plastique influence fortement ses caractéristiques. Par exemple, le polypropylène est très sensible à l'oxydation En raison de sa structure. Les diverses formes de molécules plastiques, telles que la présence de groupes

chimiques spécifiques ou la configuration des atomes., peuvent aussi changer la solidité, la souplesse et la longévité du matériau [58].

II-4-2-2. Effet des additifs

L'ajout de certaines substances à des matériaux polymères comme le polypropylène peut changer à la fois la rapidité de leur dégradation et la façon dont elle se déroule. Dans la partie non cristalline du polypropylène, l'oxydation commence souvent autour des restes de catalyseurs et d'autres éléments non purs. Cela crée une oxydation plus forte dans certaines régions, alors que d'autres restent intactes et non oxydées. Ce processus peut influencer les caractéristiques mécaniques et chimiques du matériau au cours du temps [59].

II-5. Vieillissement artificiel des matériaux polymères

La dégradation des matières plastiques est importante pour comprendre combien de temps elles durent et comment elles se comportent avec le temps. Comme ce processus peut prendre beaucoup d'années, on utilise souvent des méthodes pour accélérer le vieillissement afin d'obtenir des résultats plus rapidement.

Les méthodes pour accélérer le vieillissement incluent l'utilisation de la chaleur, l'exposition aux rayons ultraviolets, l'application de forces mécaniques, ou encore l'utilisation de rayonnements d'énergie élevée. Afin de favoriser le vieillissement, on modifie les conditions météorologiques telles que la température, l'humidité et les rayonnements en respectant un protocole rigoureux et supervisé pour accélérer les processus de dégradations.

Cela permet d'étudier plus rapidement et efficacement comment un polymère se détériore sous l'influence de ces facteurs environnementaux, ce qui est important pour les domaines d'applications et la détermination de la durée de vie [56].

Trois méthodes principales peuvent être utilisées pour effectuer les tests de vieillissement en conditions artificielles :

II-5-1. Vieillissement thermique

Cette technique consiste à augmenter la température des matières plastiques à des niveaux très hauts pour simuler les impacts du temps avec l'usure. Elle aide à faire le vieillissement chimique et physique plus vite que s'ils arrivaient normalement pendant une très longue durée.

II-5-2. Vieillissement sous rayonnement

Ici, le produit est exposé à des rayonnements UV, ionisants ou d'autres types pour examiner l'impact des conditions environnementales, telles que la lumière et les radiations, sur la dégradation des matériaux.

II-5-3. Vieillessement humide

Cette technique consiste à exposer les matériaux à un environnement très humide pour voir comment l'eau et l'humidité affectent leurs propriétés au fil du temps, les normes pour simuler les tests de frottement pour les matériaux polymères sont basées sur trois normes : ISO 105 B02/B04, DIN 75202 et SAE J 1885. Ces normes sont détaillées dans le tableau II.1.

Tableau II. 1 : Conditions normalisées de tests de vieillissement artificiel [60].

	ISO 105	DIN 75202	SAEJ 1885
Source de la lumière UV en nm	Xénon>310 – 320	Xénon>310	Xénon>300
Températures des corps noirs en °C	45	100 - 115	89
Températures des d'échantillons °C	30	45 - 65	63
Taux d'humidité en %	60	20	50

II-6. Vieillessement des matériaux polymères

Le vieillissement des matériaux polymères est un phénomène complexe qui agit l'impact leur durée de vie et leur efficacité au fil du temps. Ce phénomène peut être causé par différents éléments de l'environnement comme la lumière du soleil, la chaleur, l'humidité et les produits chimiques. Ces facteurs peuvent déclencher des réactions chimiques et physiques qui modifient la structure du plastique.

Les effets de ce vieillissement peuvent inclure une détérioration visible, une diminution de la résistance mécanique (comme devenir plus cassant ou moins flexible), et des changements spécifiques à certaines utilisations, comme une baisse de l'efficacité pour isoler l'électricité ou une augmentation de la facilité à laisser passer des gaz ou des liquides. Il est très important de bien comprendre ces phénomènes pour pouvoir créer des plastiques plus résistants et mieux adaptés à leurs utilisations. [61].

Des recherches détaillées peuvent aider à créer des additifs ou des méthodes pour rendre les matières plastiques plus résistantes et augmenter leur durée de vie dans différentes situations d'utilisation. On peut diviser ce processus en deux groupes principaux :

1. Le vieillissement dû aux changements physiques ;
2. Le vieillissement causé par des réactions chimiques.

II-6 -1. Vieillessement physique

Tous les processus de vieillissement qui préservent la structure chimique des grosses molécules, comme les protéines, les sucres complexes et les acides nucléiques, concernent des

changements qui ne modifient pas leur composition chimique de base. Ces processus peuvent inclure des phénomènes tels que l'oxydation, la dégradation par des enzymes, ou des modifications physiques, mais ils ne provoquent pas la rupture des liaisons chimiques des grosses molécules elles-mêmes. Cela peut influencer leurs fonctions ou leur interaction avec d'autres molécules, mais sans affecter leur structure chimique principale [62].

Le vieillissement physique désigne des modifications qui surviennent sans changer la composition chimique des grandes molécules ou des ajouts. Cela englobe des phénomènes comme la déformation, la perte d'élasticité, ou le déplacement de molécules, qui peuvent influencer les caractéristiques mécaniques et physiques d'un matériau, mais sans modifier sa structure chimique [62].

Il y a deux types de vieillissement physique :

1. Le vieillissement physique avec transfert de matière, où le matériau absorbe ou libère des substances (comme la pénétration de solvants ou le déplacement d'ajouts) ;
2. Le vieillissement physique sans transfert de matière, où il n'y a pas d'échange de substances [62].

II-6 -2. Vieillissement chimique

Le vieillissement chimique désigne les modifications chimiques d'un polymère qui peuvent survenir à cause de différents éléments de l'environnement comme la température, l'humidité, les rayons UV, ou la présence de substances chimiques. Ces modifications peuvent changer les propriétés physiques et mécaniques du polymère, causant des réactions comme la dégradation, le vieillissement ou la réticulation, ce qui peut influencer son utilisation et sa durée de vie [51].

Le vieillissement du polyéthylène est causé par plusieurs éléments de l'environnement, surtout les effets du soleil et des rayons ultraviolets (UV), ainsi que les effets de la chaleur et de l'humidité figure (II. 1)[64].

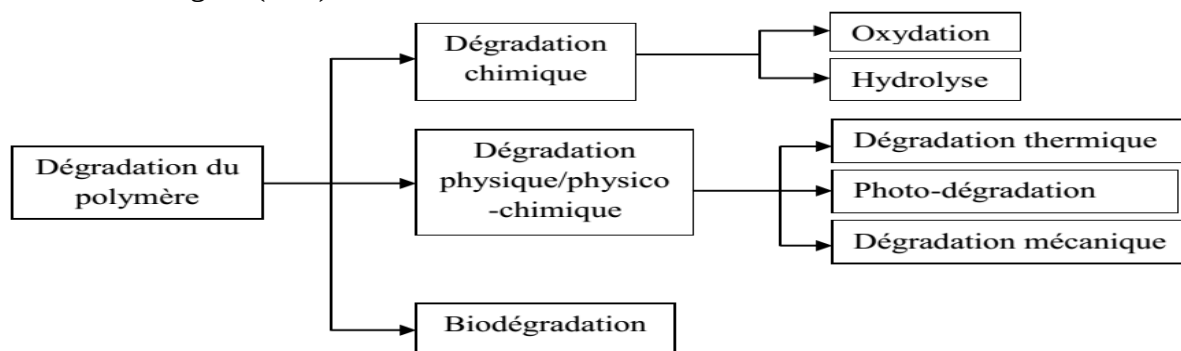


Figure II. 1 : Aperçu de la dégradation de polymères [64].

Les matières polymères PE libérées dans l'environnement peuvent se dégrader à cause de plusieurs facteurs comme l'humidité, l'air, la température, la lumière (qui cause une dégradation par la lumière), les rayons d'énergie élevée (comme les UV et les rayons gamma) ou les micro-organismes (comme les bactéries ou les champignons).

La dégradation chimique et physique se produit plus rapidement que la biodégradation. De plus, la dégradation physique et chimique des matériaux polymères aide la dégradation par les transformations du plastique avec les conditions, qui arrive à cause de la biodégradation, et c'est généralement la dernière étape [65].

II-7. Travaux antérieurs

En raison de l'utilisation fréquente des polymères en général et du polyéthylène en particulier, ils ont attiré l'attention de nombreux chercheurs. Bien que de nombreuses études aient examiné les différentes manifestations du vieillissement en utilisant des techniques scientifiques modernes et en prédisant l'espérance de vie selon les méthodes employées [66, 67 et 68].

Le logiciel ABAQUS a été utilisé pour étudier les caractéristiques mécaniques du polyéthylène PEHD, en effectuant des tests de traction et de cisaillement. Les résultats montrent que la force de compression des plastiques a tendance à diminuer avec le temps, ce qui indique des effets de vieillissement, les résultats montrent que la résistance à la compression des plastiques diminue au fil du temps, ce qui indique des effets de vieillissement, leurs effets négatifs sur les propriétés mécaniques de ces matériaux figures (II.2 et II.3). Ces résultats pourraient être d'un grand intérêt pour les applications industrielles afin de contribuer à améliorer la conception des produits en PEHD et à augmenter leur durée de vie [69].

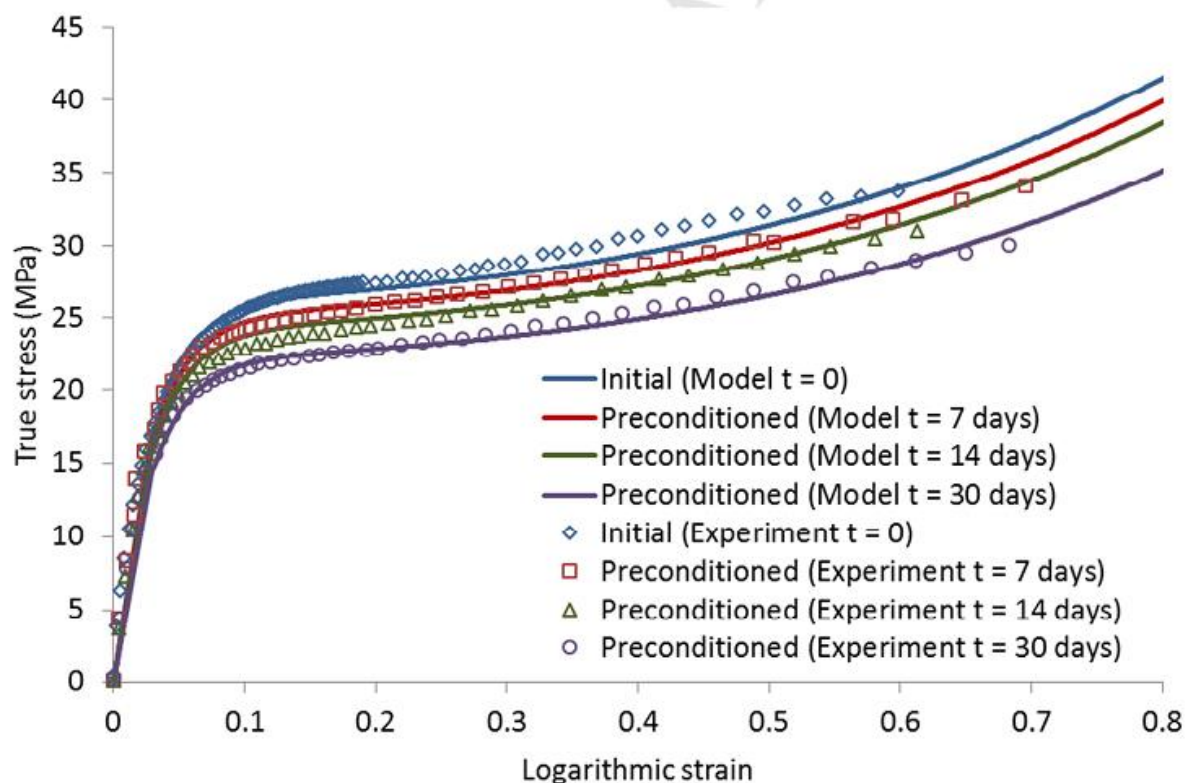


Figure II. 2 : Résultats d'identification du modèle élasto-viscoplastique pour le PEHD préconditionné avec solution d'acétate d'amyle à 43°C [69].

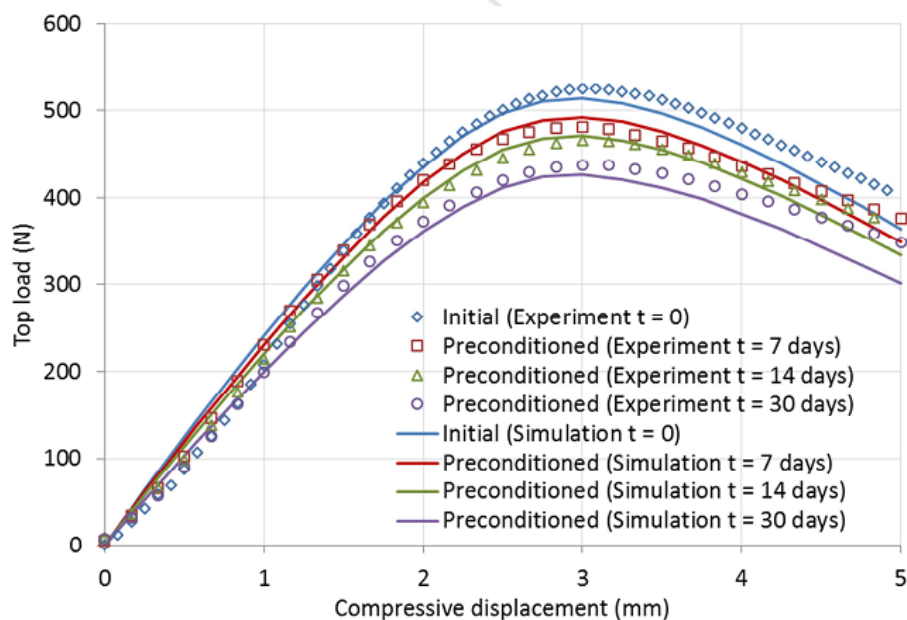


Figure II. 3: Comparaison des résultats expérimentaux et de simulation pour l'essai de charge de bouteilles en PEHD à 43°C [21].

Les interactions entre différentes espèces dans les mélanges peuvent influencer le processus de décomposition. Ces réactions peuvent accélérer le vieillissement, causant la perte

des propriétés nécessaires pour ce type de polymère et rendant difficile la restauration par traitement.

De plus, la dégradation rapide des composants due à ces réactions augmente le risque de dommages importants, comme l'explosion de tube en polyéthylène HDPE80 utilisés pour le gaz naturel. Cela souligne la nécessité d'évaluer les interactions chimiques et environnementales qui affectent la stabilité des polymères pour améliorer leur sécurité et leur efficacité figure (II.4) [70].

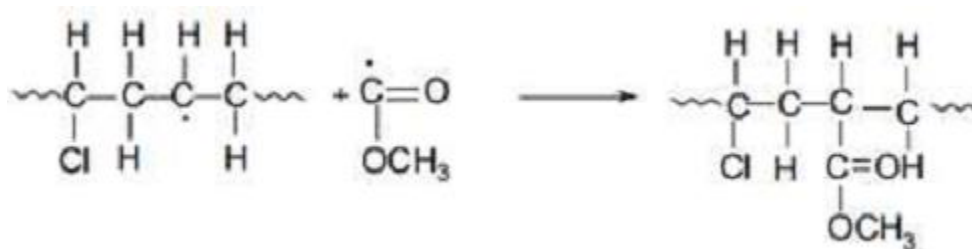


Figure II. 4: Interaction entre les produits de dégradation du PVC et du PMMA, conduisant à une stabilisation de PVC.

Le matériau polyéthylène HDPE 80 c'est un matériau plus utilisé dans plusieurs domaines industriels, et particulièrement pour la fabrication de tube qui transportent des liquides comme l'eau, le gaz et le pétrole et les fluides industrielle figure (II.5). Ce matériau est parfait pour ces usages car il résiste bien à la corrosion et est facile à manipuler dans des conditions ordinaires figure (II.6). En outre, son prix abordable le rend populaire pour de nombreux projets industriels et de construction [71 et 72].

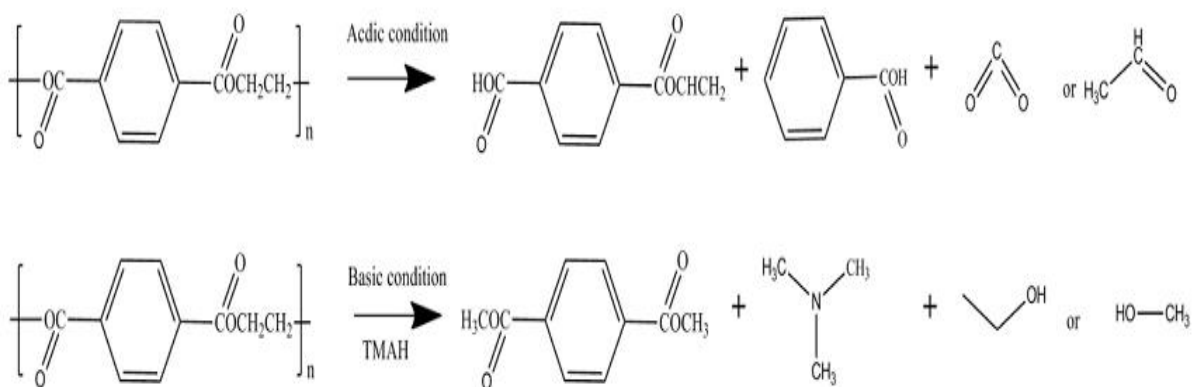


Figure II. 5:Pyrolyse du PET dans des conditions acides et basiques [71].

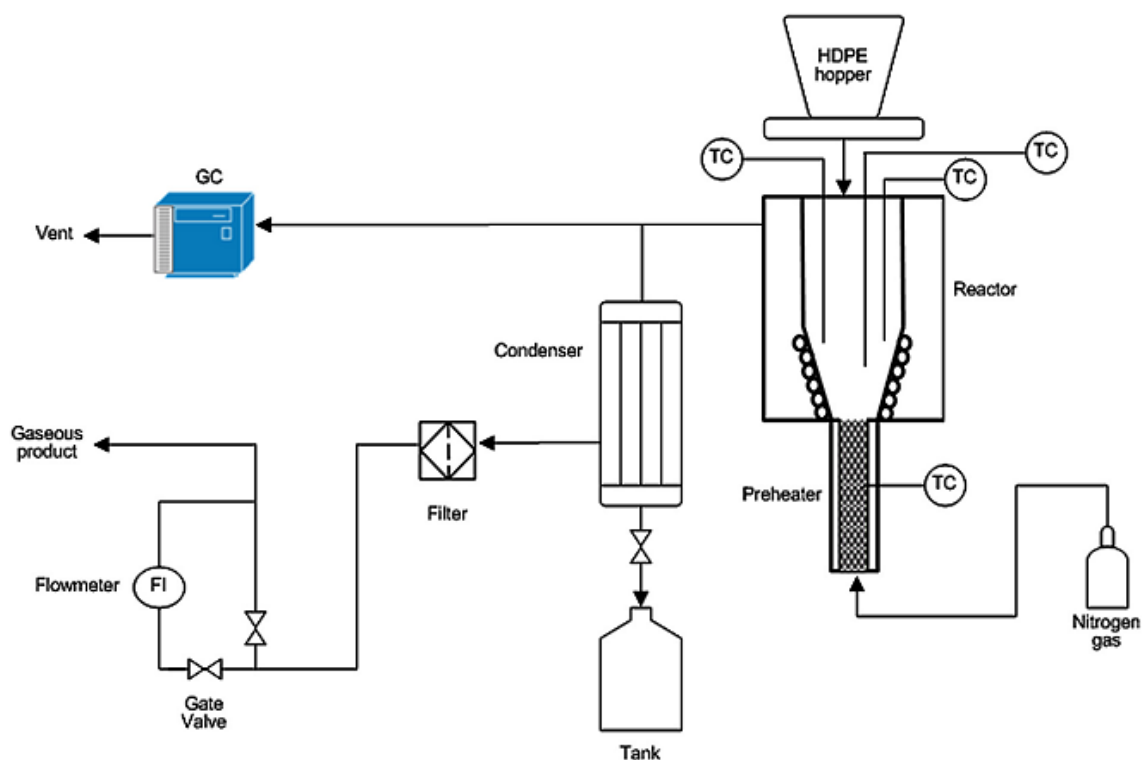


Figure II. 6: Diagramme du CSBR dans la pyrolyse du PEHD utilisant un catalyseur zéolitique [72].

Résultats d'une étude menée par Zongjin Lu et Bill Feng Charlie Loh sur le comportement en fatigue d'un mélange de polymères thermoplastiques et de matériaux composites, Ils ont démontré que le lien Walker était le plus efficace, comme le montre la figure (II.7), car il correspondait au lien Smith-Watson-Topper pour un ensemble de données expérimentales utilisant des courbes SN à partir desquelles l'équation de Baskin et la correction sont appliquées [73].

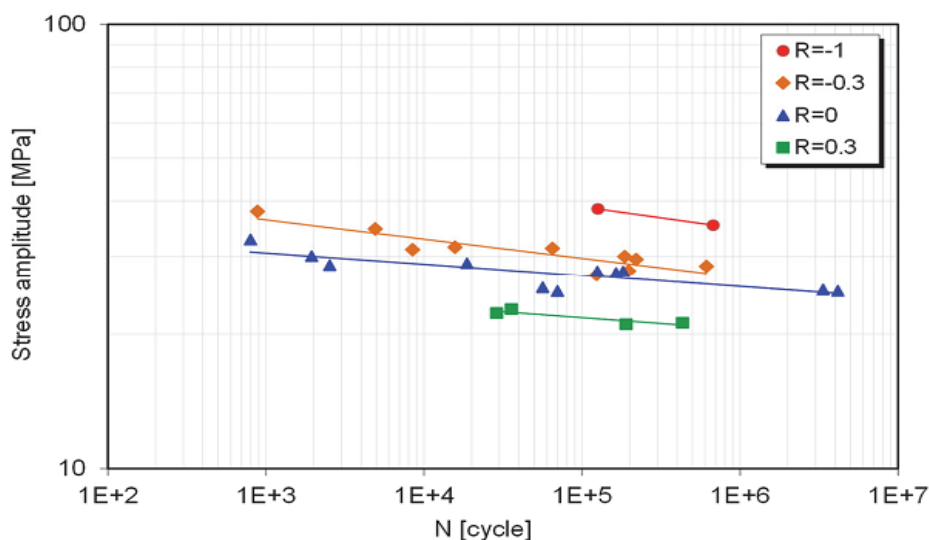


Figure II. 7: Comportement en fatigue de polymères PA6.

L'analyse de Taguchi menée par Dangnan, F et al aidé à identifier les facteurs qui ont le plus d'influence sur la durée de vie des matériaux polyéthylène haute densité (PEHD), par contre, l'ANOVA examine l'effet de chaque facteur en prenant en compte les interactions possibles entre eux, comme on peut le voir sur la figure (II.8). Ces méthodes d'analyses améliorer les techniques de fabrication et d'utilisation des matériaux polymères dans des conditions spécifiques [74].

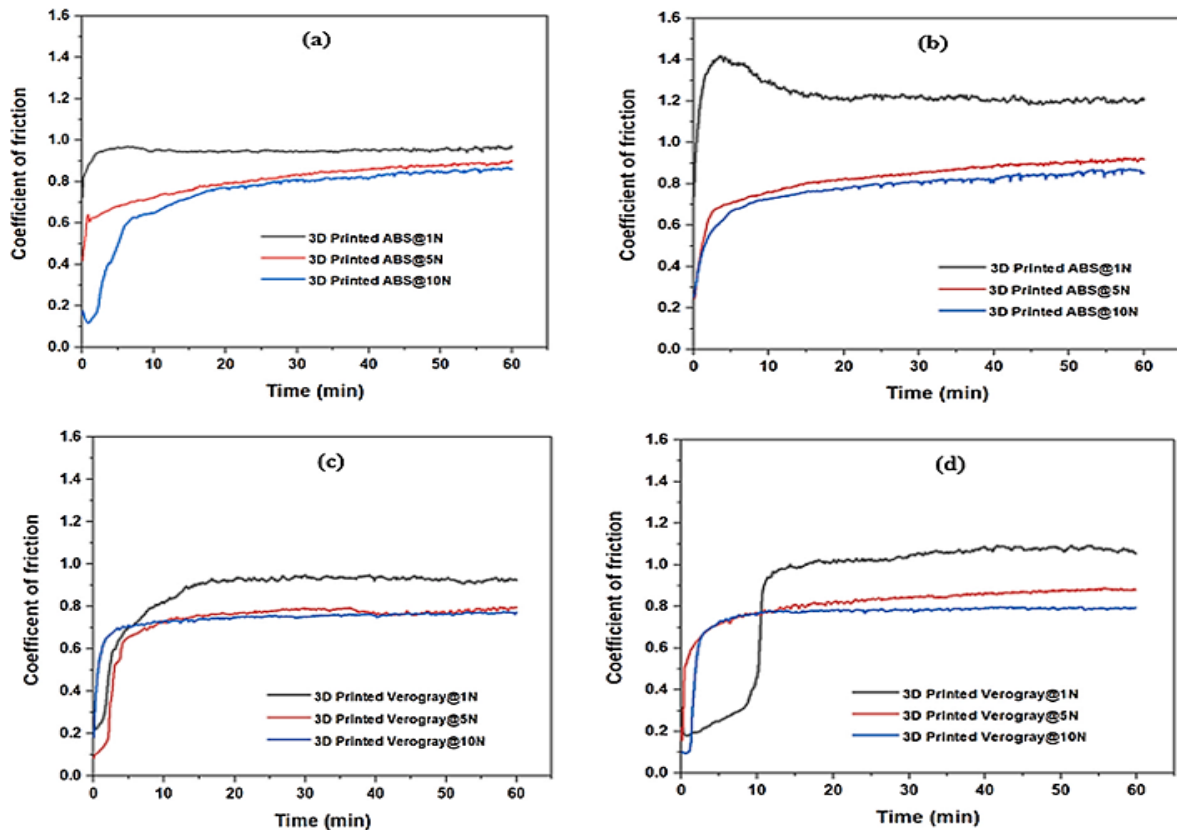
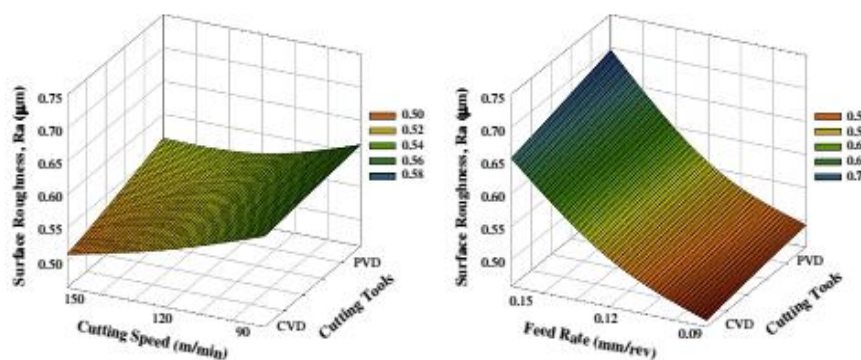
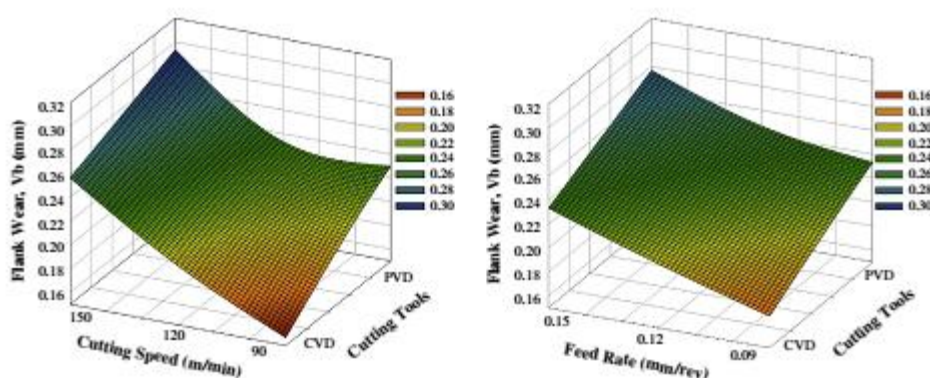


Figure II. 8: Variation du coefficient de frottement sous différentes charges de contact et orientation de glissement pour l'ABS 3D (a) parallèle (b) perpendiculaire et Ver gray (c) parallèle (d) perpendiculaire [74].

Les résultats de la matrice (2*3*3) à été analysée par la méthode Taguchi tableau II.2 concernant le plan factoriel complet avec réseau orthogonal de Taguchi L18_ménée par Turgay Kivak, ont montré un succès dans améliorant la rugosité de surface et la corrosion sous l'effet de la vitesse de coupe, suggérant que le vieillissement des plastiques par corrosion figure (II.9), et figure (II.10), dans certains milieux peut être associé à la rugosité des surfaces de contact et des forces de compression [75].

Tableau II. 2 : Plan factoriel complet avec réseau orthogonal de Taguchi L18(21*32).

Experiment no.	Factor A	Factor B	Factor C
1	1	1	1
2	1	1	2
3	1	1	3
4	1	2	1
5	1	2	2
6	1	2	3
7	1	3	1
8	1	3	2
9	1	3	3
10	2	1	1
11	2	1	2
12	2	1	3
13	2	2	1
14	2	2	2
15	2	2	3
16	2	3	1
17	2	3	2
18	2	3	3

**Figure II. 9:** Effet des paramètres de coupe sur la rugosité de la surface.**Figure II. 10:** Paramètres de coupe sur l'usure en dépouille.

Selon une étude de MADQOUR M et al, on peut accroître la flexibilité d'un matériau polymère en ajoutant des fibres de carbone ou le polymère protège les fibres de carbone et rendant plus flexibles, comme le montre la figure (II.11). Ces éléments pourraient être utilisés pour renforcer une poutre de béton, tout en conservant la durabilité et la résistance. Les études montrent que par rapport à des poutres standards, les performances peuvent être multipliées par

deux. En utilisant la méthode des éléments finis, l'on peut créer un modèle pour analyser et comprendre comment ces poutres réagissent sous diverses charges [76].

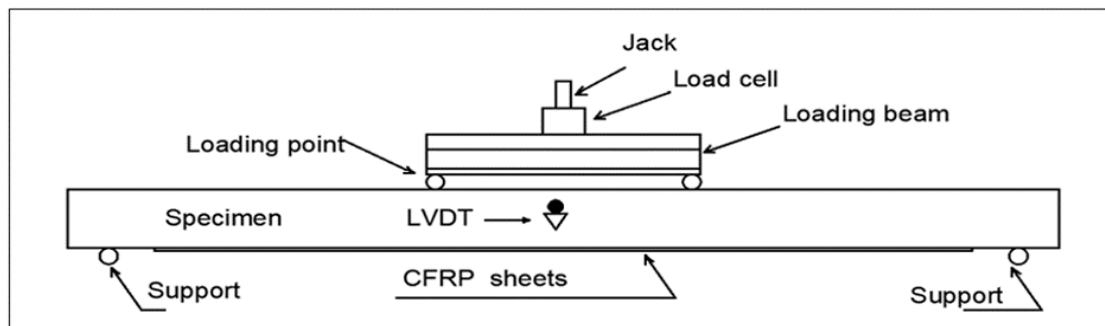


Figure II. 11: Configuration des tests.

Des études complétées par DECAMPS Ed et al, sont déterminées les allégations selon lesquelles une feuille de polyéthylène provient de la substance c dans le chloroforme afin de déterminer s'il existe une amélioration de l'épaisseur d'une caractéristique particulière dans le spectre infrarouge. L'absence de preuves de signaux significatifs dans la région de 400 nm à 900 nm suggère une forte interaction entre le polyéthylène et le chloroforme. Cela pourrait signifier modifier les interactions moléculaires en solution, ce qui pourrait signifier que le polyéthylène pourrait d'abord former des complexes ou des contacts qui modifieraient les propriétés du chloroforme, inhibant ainsi certaines des propriétés d'absorption. La méthode d'analyse par gradient, figure (II.12), peut convenir à l'étude de phénomènes tels que la dynamique d'absorption, la solubilité du polyéthylène dans le chloroforme et l'effet de la température et du temps sur ces réactions. [77].

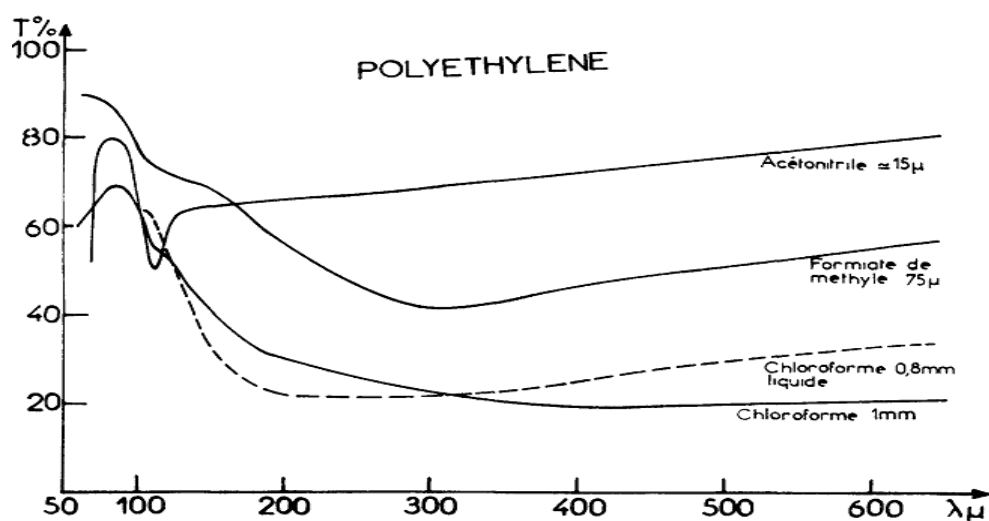


Figure II. 12: Epaisseur équivalente de produit dissous est déterminée approximativement par pesées, la courbe en pointilles représente la transmission du chloroforme liquide ($e = 0,8\text{mm}$) [77].

Une étude menée par BUBACK M, WILLIAMS S et al met en évidence l'avantage d'une faible absorption des harmoniques et des bandes complexes dans l'analyse des polymères par méthodes de transfert. Cela permet de travailler avec des feuilles épaisses de polymères, comme le polyamide 6 (nylon 6), tout en obtenant des spectres infrarouges exploitables, même avec les équipements existants. L'utilisation du rayonnement infrarouge moyen avec un dispositif à transformée de Fourier, équipé d'un séparateur et d'une source lumineuse, permet d'obtenir des spectres de 4000 à 7000 cm^{-1} avec un rapport signal/bruit satisfaisant figure (II.13). Cette flexibilité évite les investissements initiaux dans de nouveaux équipements et permet en même temps d'évaluer la faisabilité de la recherche [78 et 79].

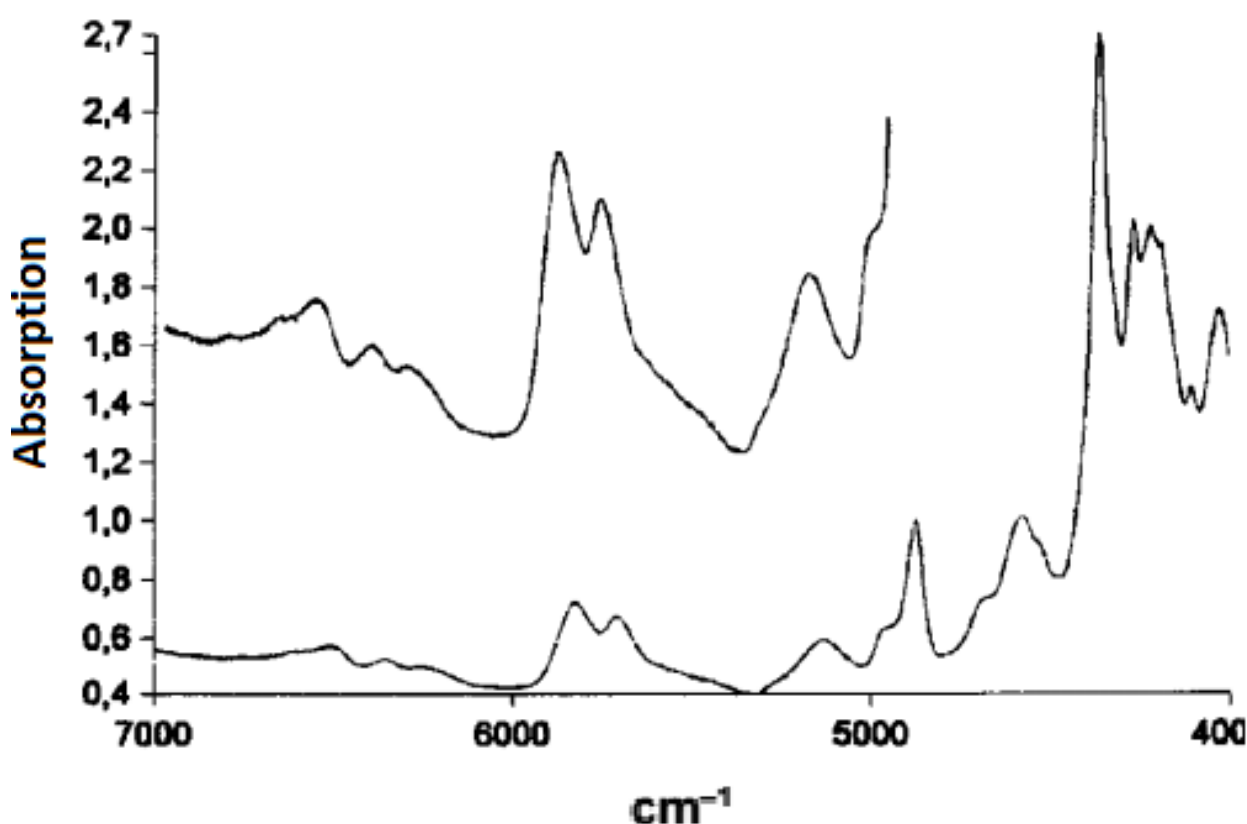


Figure II. 13: Spectres PIR du Nylon 6.

Un exemple clair a été préparé par [L.J. Bellamy, N.B. Colthup, P.R. Griffiths et al], où il a été démontré que La résonance de Fermi est un phénomène significatif en spectroscopie infrarouge (FTIR) ou le spectre du benzaldéhyde, la vibration par flexion des liaisons CH dans le plan crée une bande vers 1400 cm^{-1} . L'harmonique de cette vibration devrait se manifester vers un nombre d'onde égale 2800 cm^{-1} , une zone proche de la bande typique d'étirement des liaisons CH dans les aldéhydes.

Dans le spectre observé d'après la figure (II.14), deux bandes supplémentaires apparaissent, une à un nombre d'onde légèrement supérieur et l'autre à un nombre d'onde légèrement inférieur à 2800 cm^{-1} . L'interaction des bandes vibratoire entre les différents modes de vibration, telle que la flexion des CH dans le plan interagissant avec la vibration permet de déterminer la liaison des type CH. Ce phénomène est fréquent en spectroscopie des molécules organiques, où les niveaux d'énergie peuvent se superposer, causant des transitions multiples et des bandes spectrales complexes. [80,81et 82].

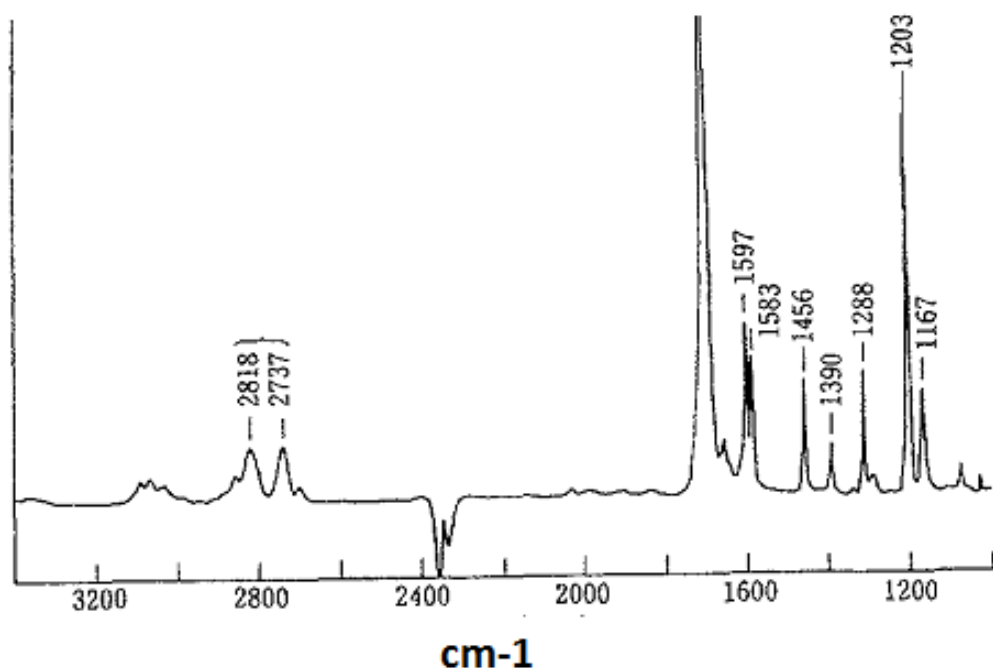


Figure II. 14: Spectre infrarouge du benzaldéhyde comme exemple de résonance de Fermi.

L'analyse des principales zones d'absorption trouvées dans les spectres infrarouges du polyéthylène haute densité (PEHD). Voici un résumé des points clés :

1. Zone à 2900 cm^{-1} : correspond à un étirement asymétrique des groupes CH_2 ;
2. La zone entre 1462 et 1472 cm^{-1} : montre une déformation en flexion ;
3. Zone de 719 à 730 cm^{-1} : représente une déformation oscillatoire ;
4. La zone à 1600 cm^{-1} : est liée à la courbure des modes de l'eau absorbée, et est détectée à 40 et $60\text{ }^{\circ}\text{C}$, comme indiqué dans la figure (II.15).

Zone à 3400 cm^{-1} : correspond à l'étirement des liaisons OH attribué aux molécules d'eau. Ces résultats confirment les études précédentes de GHIRMAZZI et GOGOMOS [83, 84et 85].

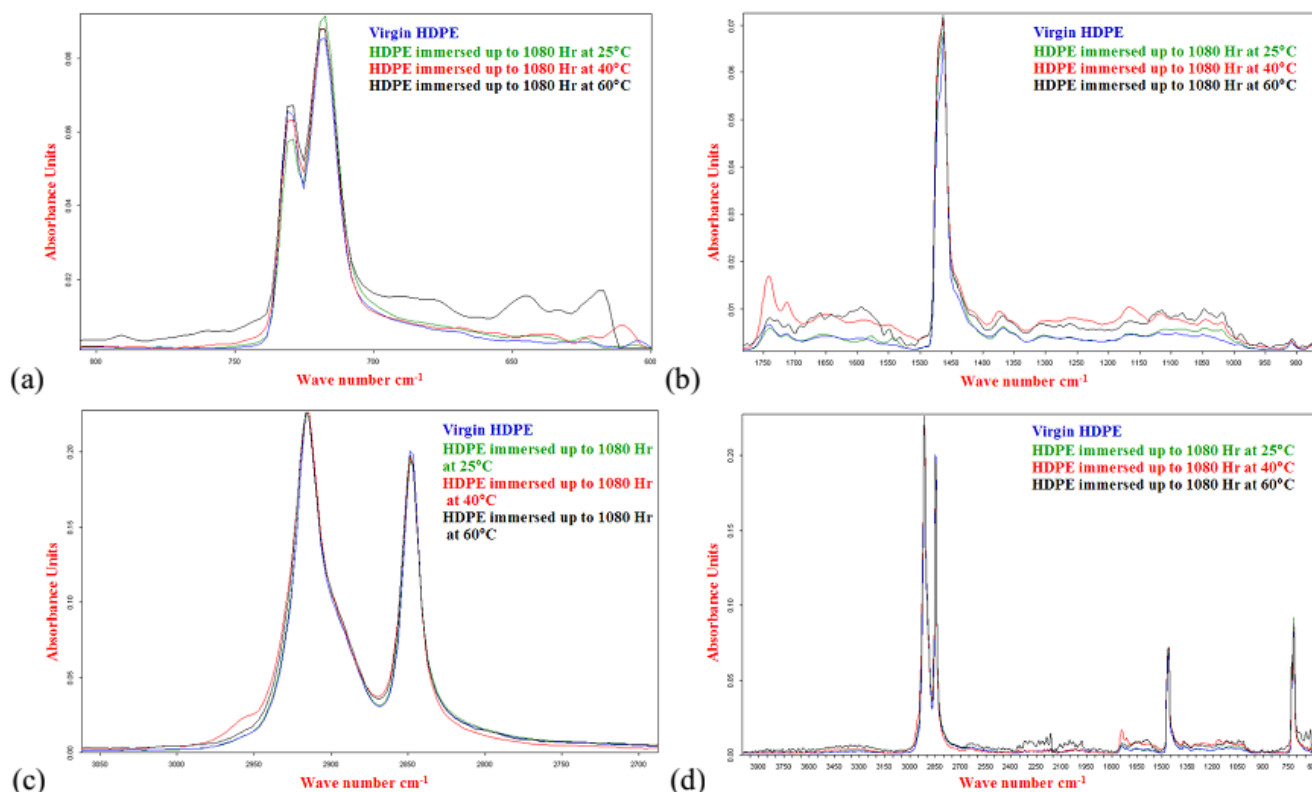


Figure II. 15: Spectres du PEHD acquis par mode d'absorbance : des échantillons non vieillis et vieillis à 25, 40 et 60°C pendant 1080 heures. Spectres FTIR [600-800 cm^{-1}] (a), [900-1750] (b), [2700-3050 cm^{-1}] (c) et [600-4000 cm^{-1}] (d) [86].

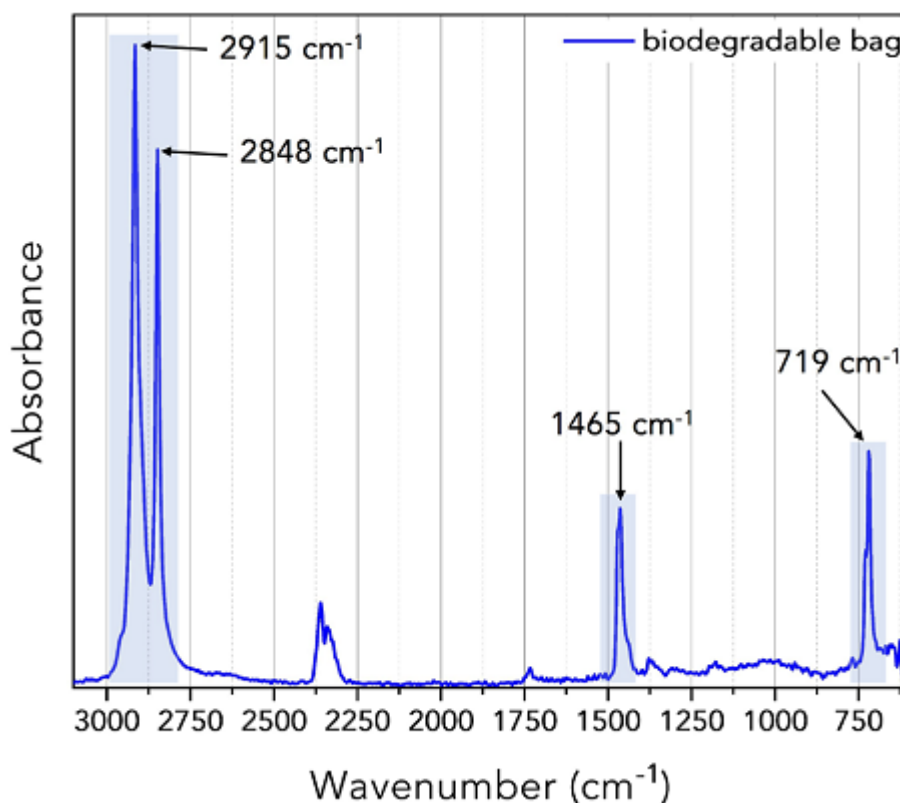
L'analyse des échantillons en plastique par spectroscopie menée par B. C. Smith en 2015 a confirmé que le sac biodégradable est composé de polyéthylène haut densité (HDPE), avec un intervalle de confiance de 94%. Cette confirmation a été obtenue en utilisant une résolution de 4 cm^{-1} , en faisant en moyenne 5 analyses pour chaque spectre, et chaque analyse a pris environ 15 secondes [87].

Les chaînes du polyéthylène haute densité étudiée par B. C. Smith en 2021 se distinguent par leur absence de groupes méthyles (CH_3), mais seulement de groupes méthylène (CH_2). Grâce à cette structure, les chaînes se rapprochent davantage, ce qui augmente la densité du matériau. Des signes spécifiques sont observés dans les résultats de l'analyse : le signe à 1465 cm^{-1} est caractéristique du HDPE, tandis que les signes à 2915 cm^{-1} , 2848 cm^{-1} et 719 cm^{-1} sont associés aux mouvements des groupes méthylène (CH_2) et aux vibrations des liaisons C-H, ainsi qu'à un mode de balancement [88].

Le polyéthylène haute densité (PEHD) se différencie par ses chaînes de polymères qui n'ont pas de groupes méthyles (CH_3), mais seulement des groupes méthylène (CH_2) figure

(II.16). Cette structure permet aux chaînes de se rapprocher plus, ce qui rend le matériau plus dense.

Les résultats de l'analyse indiquent des caractéristiques particulières : le pic à 1465 cm^{-1} est caractéristique du HDPE, et les pics à 2915 cm^{-1} , 2848 cm^{-1} et 719 cm^{-1} sont associés aux mouvements des groupes méthylène (CH_2) et aux vibrations des liaisons C-H, ainsi qu'à un mode de balancement [88].



Figure

Figure II. 16: Spectre IR de l'échantillon du sac biodégradable [89].

Les résultats des essais par spectrométrie infrarouge (IR) menée par M. R. Jung et al sur les sodas et les bouteilles de jus ont entée montrée que les deux contiennent du polyéthylène téréphtalate (PET). Les résultats montrent que la bouteille de jus est à 77% et la bouteille de soda à 85% composées de PET, ce qui confirme ce résultat. Les spectres IR indiquent les caractéristiques du PET à certaines longueurs d'onde.

1. 1713 cm^{-1} , lié à l'étirement de la liaison $\text{C}=\text{O}$;
2. 1241 cm^{-1} et 1094 cm^{-1} , liées à l'étirement de la liaison $\text{C}-\text{O}$;
3. 723 cm^{-1} , lié à l'étirement hors plan des liaisons $\text{C}-\text{H}$ aromatiques.

Ces informations montrent que le matériau est du PET et qu'il est sûr pour le recyclage [90].

II-8. Conclusion

Le vieillissement des matériaux en plastique est un phénomène complexe qui diminue les propriétés des matériaux pendant leur utilisation ou stockage, les tests de vieillissement accéléré cherchent à reproduire les situations qui se produisent pendant le vieillissement normal, ce qui aide à comprendre comment les matériaux se comportent à long terme. Selon la méthode traditionnelle, on considère que les niveaux de stabilité observés lors de ces tests spécifiques seront les mêmes que ceux du vieillissement naturel. Cependant, la méthode moderne utilise la création de modèles basés sur l'étude des causes de la dégradation. Avec ces modèles, on peut identifier les points clés pour prévoir comment les matériaux évolueront au fil du temps.

Les matériaux plastiques peuvent se dégrader dans l'environnement de différentes manières : par des vieillissements physiques et chimiques, Cette dégradation est influencée par plusieurs éléments, comme l'humidité, l'air, la température, la lumière (en particulier la dégradation par la lumière), les rayonnements à haute énergie (comme les rayons ultraviolets et les rayons gamma) et l'action des petits organismes comme les bactéries et les champignons. Il est important de savoir que les taux de dégradation par des processus de vieillissement physiques et chimiques sont généralement plus élevés que ceux de la décomposition par des organismes. Cependant, la détérioration par des processus physiques et chimiques peut aider à la décomposition par des organismes, ce qui peut mener à la transformation complète des plastiques en substances naturelles. Ce processus de décomposition par des organismes est souvent considéré comme la dernière étape dans le cycle de vie des matériaux en plastique dans l'environnement.

III -1. Introduction

Plusieurs essais ont été effectués dans le but de faire une étude du comportement mécanique du polyéthylène haut densité PEHD80 ; cette caractérisation comporte trois parties :

1. Détermination de sa résistance au frottement de polyéthylène haut densité PEHD80 ;
2. Détermination de sa résistance aux chocs.

La campagne d'essais s'est divisée en deux parties, une première avec des éprouvettes à l'état sien et une autre vieillie, ceci pour permettre d'observer la différence de comportement entre ces deux états des polyéthylènes PEHD80.

Afin d'étudier le vieillissement du polyéthylène haute densité, trois modes de vieillissement sont utilisés :

1. Vieillissement sous irradiation UV (artificiel), les éprouvettes sont irradiés avec une longueur d'onde de 365 nm, quatre durées de vieillissement ont été étudiées : 30 heures, 60 heures, 120 heures et 240 heures ;
2. Vieillissement artificiel (gel et dégel) : les échantillons sont dépositions à la température de gel et dégèle (-10 et 25°C) et à la température ambiante de 25°C, pendant une année complète divisée en trois mois (3, 6,9 et 12 mois)
3. Vieillissement sous contraintes climatiques (naturel), les différentes éprouvettes ont été exposées directement au rayonnement solaire et aux intempéries pendant une année.

L'étude des effets du rayonnement UV sur les canalisations en polyéthylène haute densité PEHD80 pour la distribution de gaz naturel est essentielle, surtout compte tenu des conditions d'exposition auxquelles ce matériau peut être exposé, notamment en extérieur [91]. Cela peut avoir des implications pour l'utilisation du PEHD dans des applications où il est exposé à des conditions d'irradiation, comme dans certaines applications extérieures ou industrielles.

III -2. Matériaux étudiés

Le matériaux étudiés est un tube de transport de gaz naturel d'un diamètre extérieur de 200 mm, d'un diamètre intérieur de 176 mm et d'une épaisseur de 12 mm supportant une pression nominale de fonctionnement de 4 bar a été étudié pour garantir son intégrité structurelle et ses propriétés mécaniques, même après une exposition prolongée à divers conditions environnementales en termes de rayons UV, de température, d'expansion et de contraction et les rayons brûlants du soleil, ils sont de fabrication Algérienne (Groupe Chiali) (Poly Gaz) figure (III.1).



Figure III. 1: Tube en PEHD80 utilisée pour la distribution de gaz naturel.

III -3. Essai de résilience

Le test de résilience permet de mesurer la capacité du PEHD80 à absorber l'énergie lors d'un impact. Un échantillon de matière est soumis à un choc et la quantité d'énergie absorbée est déterminée. Cela permet d'évaluer la dureté du matériau et de déterminer les conditions de travail dans divers milieux.

Ce paramètre est nécessaire pour évaluer la capacité du matériau à résister à des conditions difficiles ou à des impacts lorsqu'il est utilisé dans différents environnements, garantissant ainsi sa durabilité et sa sécurité.

Une étude a souligné l'importance des tests d'impact pour évaluer la résistance du polyéthylène HDPE dans des environnements difficiles, notamment en termes de durabilité et de sécurité. Cependant, il reconnaît également que ce critère, bien qu'important, pose des défis en termes d'interprétation et de reproductibilité des résultats.

Un capteur de force est intégré au testeur pour collecter des données supplémentaires, aidant ainsi à surmonter certaines des limitations rencontrées par la méthode traditionnelle de choc Charpy. Cela facilite des comparaisons et des analyses plus objectives [91].

La première étape consiste à réduire l'épaisseur de tube en polyéthylène haut densité PEHD80 jusqu'à 4 mm à travers la paroi du tube, cette opération est réalisée sur une machine de fraisage verticale (figure III-2).



Figure III. 2: Machine de fraisage vertical type Alamo FV15.

Les éprouvettes sont spécialement préparées pour cette étude est découpées suivant l'épaisseur du tube en PEHD80 avec entailles figure (III-10), d'un angle de 45° à l'aide d'une fraise biconique et trois coupes elle est montée sur une fraiseuse horizontale figure (III-3).



Figure III. 3: Fraiseuse horizontale pour l'usinage de déférents entailles (1.5, 2.5 et 3.5mm).

III -3-1. Machine d'essai de résilience

Les essais de résilience ont été réalisés sur une machine d'essai de résilience est de type Zwick /Roell au laboratoire de métallurgies université Badji Mokhtar-Annaba de masse M fixé à l'extrémité d'un pendule figure (III.4). Ce pendule peut tourner dans le plan vertical autour d'un axe horizontal.



Figure III. 4: Machine d'essai de résilience.

III -3-2. Principe de l'essai de résilience :

À l'aide d'un dispositif d'impact, l'échantillon est monté sur deux supports, et un poids (appelé « mouton pendule ») est lâché pour frapper l'échantillon.

L'énergie U absorbée lors d'une rupture est mesurée, et cette valeur est ensuite utilisée pour déterminer la résilience exprimée en (Joule/cm²) figure (III.5), l'élasticité représente l'énergie nécessaire pour provoquer la rupture d'un échantillon.

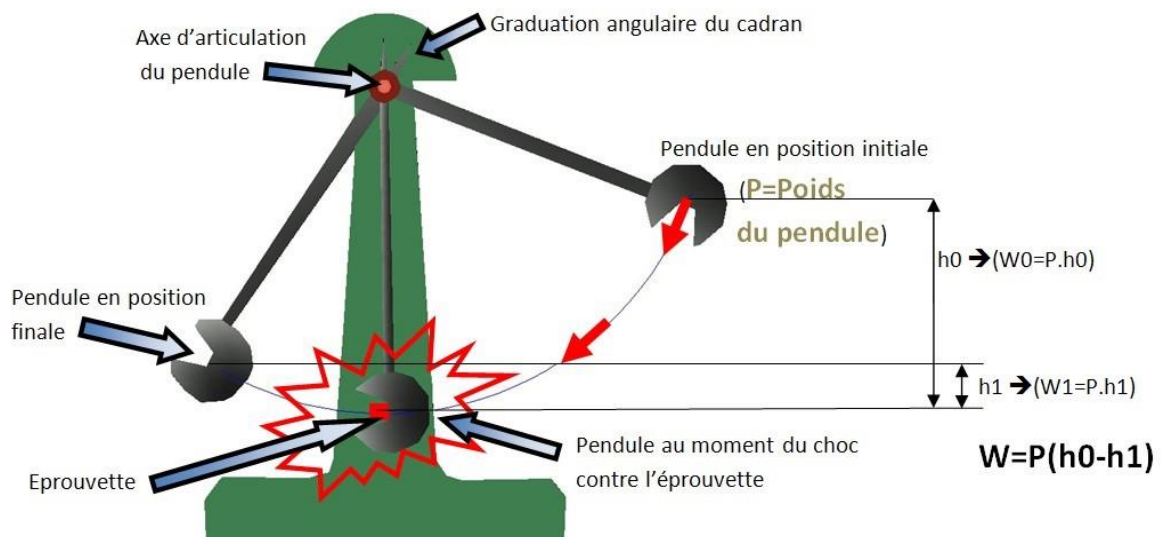


Figure III. 5: Mouton de Charpy.

L'énergie U dépensée pour rompre l'éprouvette est égale à la différence entre l'énergie potentielle initiale et l'énergie potentielle dans le point culminant après la rupture.

Le mouton pendule et des hauteurs à prendre en compte pour le calcul de l'énergie absorbée, comme l'énergie cinétique emportée par les débris après la rupture est négligeable, c'est l'énergie de rupture que l'on indique comme résultat de l'essai de résilience.

III -4. Essai de frottement

Les essais de frottement pour le PEHD80 sont essentiels pour :

1. Évaluer la durabilité : Le frottement peut entraîner une usure, ce qui affecte la durée de vie des composants, des essais appropriés permettent de prévoir cette usure et d'optimiser les matériaux pour prolonger leur durée de vie ;
2. Optimiser les performances : En comprenant le comportement de frottement du PEHD, les ingénieurs peuvent concevoir des systèmes plus efficaces, réduisant ainsi les coûts de maintenance et améliorant la performance globale des produits [92].

Les essais de frottement ont été effectués à l'aide d'un dispositif de test de frottement figure (III.6) monté sur une fraiseuse verticale figure (III.7).

Les expériences d'usure par frottement ont été réalisées à une température de laboratoire de 21 °C et en utilisant du papier abrasif de granulométries 1000 et 2000 (18,3 et 10,3 μm).

La vitesse de rotation a été donnée à deux vitesses consécutives (180 et 355) tours par minute pour le dispositif de l'usure qui maintient le ressort comprimé avec une force de (9,3 et 4,65) Newton sous pression du ressort afin que les échantillons soient pesés avant et après chaque expérience pendant deux heures selon les normes ISO 8295, ASTM D1894 et ISO 15359, respectivement, divisées par un quart d'heure pour chaque mesure. Puis, avec un Balance de précision de 10^{-4} g, le papier abrasif est également changé à chaque essai, la quantité de la perte de poids est calculée par la différence après chaque essai, et l'épaisseur est mesurée avec un pied à coulisse digitale.



Figure III. 6 : Méthode de préparation des échantillons d'essais de frottement.



Figure III. 7 : Dispositif des essais de frottement monté sur une fraiseuse verticale.

III - 4-1. Caractéristiques tribologiques

Une despositive montée sur une fraiseuse verticale utilisée pour les tests d'usure figure (III-8), comme abordé dans des recherches antérieures par GUERMAZI en 2008, LIU et al en 2006, dans des expériences de traction et d'usure sur des échantillons d'un matériau polymère [93], les expériences de frottement ont été réalisées à une température de laboratoire de 21 °C et en utilisant du papier abrasif de granulométries 1000 et 2000 (18,3 et 10,3 μm) figure (III-9). Il est installé sur la table de la fraiseuse, avec deux vitesses de rotation consécutives (180 et 355) tours par minute pour le dispositif de l'usure qui maintient le ressort comprimé avec une force de (9,3 et 4,65) Newton sous pression du ressort figure (III-10) afin que les échantillons soient pesés avant et après chaque expérience pendant deux heures, respectivement, divisées par un quart d'heure pour chaque mesure à l'aide d'un chronomètre figure (III-11). Puis, avec un Balance de précision de 10^{-4} g figure (III-12), le papier abrasif est également changé à chaque essai, la quantité de la perte de poids est calculée par la différence après chaque test, et l'épaisseur est mesurée avec un pied à coulisse digitale figure (III-13).

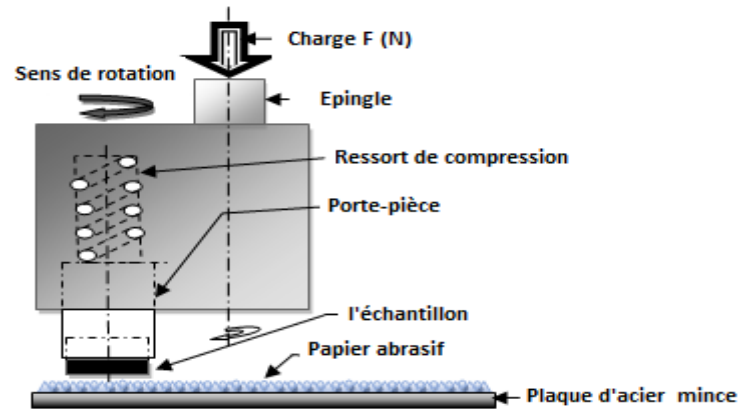


Figure III. 8: Représentation schématique du dispositif de test d'usure par frottement.

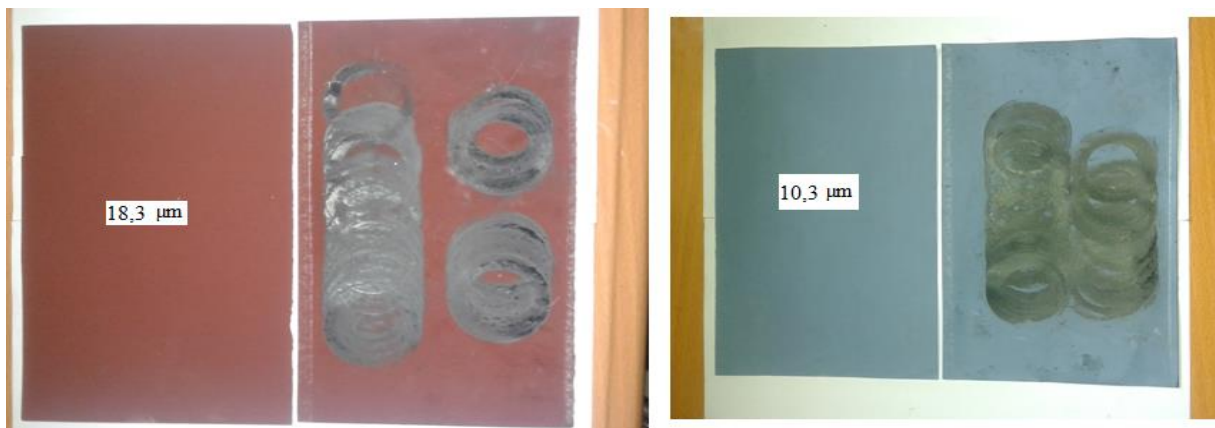


Figure III. 9 : Papier abrasif de granulométries 1000 et 2000 ($18,3$ et $10,3 \mu\text{m}$) avant et après l'essai de frottement de PEHD80.

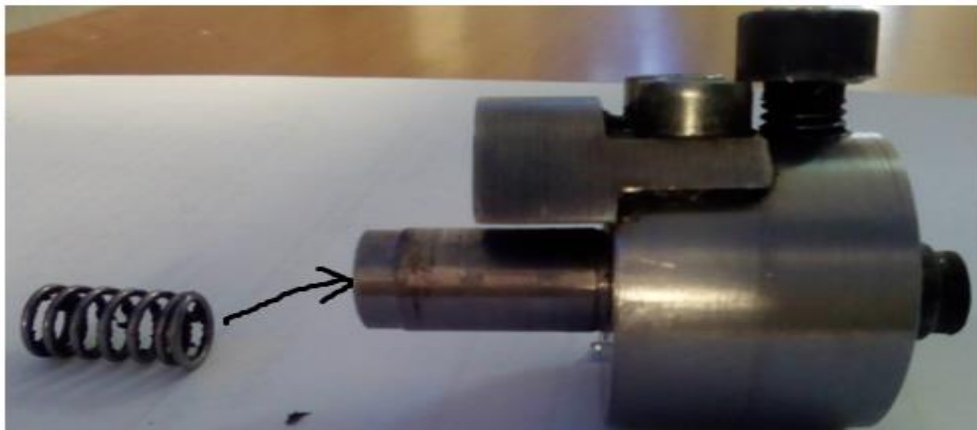


Figure III. 10 : Le ressort comprimé à une force de ($9,3$, $4,65$) Newtons.



Figure III. 11: Chronomètre permettant de calculer le temps tous les quarts d'heure pour chaque expérience dans un délai de deux heures.



Figure III. 12 : Balance de précision de 10^{-4} g pour mesurer la perte de poids (P).



Figure III. 13 : Pied à coulisse digitale pour la mesure de la perte d'épaisseur (ΔL).

III -5. Les essais physiques

Après les différents types des vieillissements, les échantillons en PEHD 80 ont été analysés aussi par la spectrophotométrie IR (Mettler Toledo) au sein du laboratoire LMNAM en mode Absorbance figure (III.14) .



Figure III. 14 : Appareil FTIR ATR SPECAC IS10.

III -6. Lampe UV

Les lampes avec filtre sont proposées dans les longueurs d'onde suivantes : 254, 312, 365 nm et mixtes figure (III.15), équipées de filtre long durée, elles permettent une luminance extraordinaire de la réponse fluorescente.

De nombreux facteurs mettant en cause l'exposition aux UV sont décrits :

1. Coups de soleil, spécialement pendant l'enfance ;
2. Existence d'une peau claire ;
3. Exposition brutale et intermittente liée à la mode du bronzage estival ;
4. Utilisation des lampes à bronzer [94].

L'influence de l'exposition ultraviolette sur plusieurs propriétés physico-chimiques a été déterminée en fonction du temps d'exposition [95].

L'étude a consisté en une recherche bibliographique et en une enquête réalisée auprès des acteurs industriels. Parmi les facteurs de vieillissement, les effets d'exposition aux radiations ultraviolettes ont notamment été étudiés [96].



Figure III. 15: Lampe UV avec filtre.

Ce type de lampe, utilisé dans les tests de solidité des teintures à la lumière artificielle (ISO105-B02) présente une réponse spectrale proche du rayonnement solaire dans les domaines de l'ultraviolet et du visible. L'utilisation de ce type de lampe, mimant les conditions réelles d'exposition, est donc favorable à la réalisation de vieillissements artificiels accélérés [97].

III -6-1. Caractéristiques de lampe UV

1. Les lampes sont livrées complètes avec tube UV et filtre ;
2. Alimentation : 230 V 50/60 Hz ;
3. L'intensité est mesurée à 15 cm du filtre ;
4. Marque : Vilber-Lourmat.

Elle peut recevoir 1 ou 2 lampes manuelles UV type VL-6 (6 W) et dans les trois longueurs d'onde suivantes : 254 - 312 - 365 nm ou mixte.

Elle est composée d'une chambre et son rideau anti-lumière, d'une lunette de visée centrale, d'un filtre de protection anti-UV, de deux réceptacles destinés à recevoir les lampes type VL-4-L.

Ce chapitre est divisé en deux parties :

1. Partie 1 : Les essais mécaniques (Résilience et Frottement) ;
2. Partie 2 : Les essais physiques (thermiques sous lampe UV, température et Spectroscopie infrarouge à transformée de Fourier FTIR).

IV-1. Essais de Résilience

IV-1-1. Introduction

L'essai Charpy est très utilisé industriellement pour caractériser la fragilité des matériaux polymères (polyéthylènes PEHD80), elle conduit à l'établissement de norme (ISO 179 pour les plastiques) figure (IV-1), de telle sorte des ruptures peuvent être obtenue en dessous de la limite élastique dans des conditions de différents types de vieillissement qui rendent le matériau fragile, les facteurs de fragilisation sont :

1. Le Vieillissement naturel et artificiel ;
2. La variation en fonction de la profondeur des 'entailles (1.5, 2.5 et 3.5mm).

Le but de cette essai est la détermination de la résistance au choc et la résilience (K).

Les éprouvettes utilisées pour ces essais de résistance sont préparées selon la norme ISO179-1 figure (IV-2), elle est entaillée en forme de (V) à l'aide d'une fraise biconique à angle 45° d'une dimension standardisée (80x10x4).

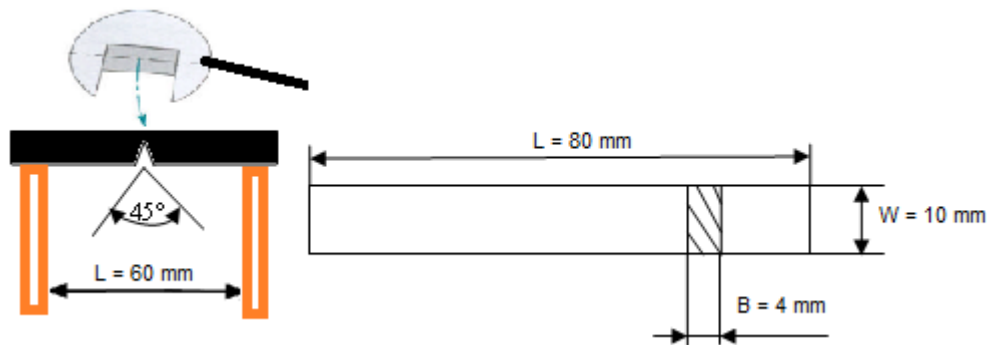


Figure IV. 1 : dimension des éprouvettes standardisées ISO179-1.

Les éprouvettes de résilience sont usinées sur les quatre faces à l'aide d'une fraise trois coupes, mais seulement autant qu'il est nécessaire pour obtenir une surface plane sans déformation plastique et d'une rugosité acceptable.

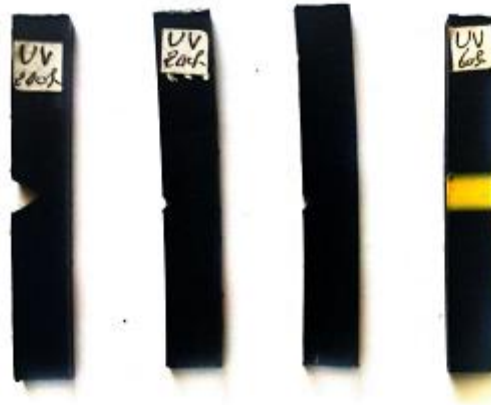


Figure IV. 2 : Eprouvettes entaillée en forme de V et sans entailles avant essais.

Les essais ont été effectués à température ambiante (25°C) mesurés par un pyromètre à infrarouge.

IV-1-2. Essais des vieillissements

Les essais de vieillissement des matériaux permettent d'évaluer leur durabilité et leur résistance dans différentes conditions environnementales, Ces essais peuvent être réalisés par exposition directe au soleil, à des cycles de gel et de dégel, ou dans des conditions d'exposition artificielle, conformément à des normes spécifiques.

La norme ISO 877 :1994, qui aborde le processus de vieillissement naturel en plein soleil ou sous verre, ainsi que le processus de vieillissement accéléré grâce aux miroirs de Fresnel, offre la possibilité de programmer des cycles humides/secs, Par ailleurs, la norme ISO 4892-1 :2005 désigne les tests de vieillissement en laboratoire par exposition artificielle, avec des cycles d'éclairage continus ou intermittents, et liés à des variations d'humidité et de température.

De nombreuses autres normes sont également disponibles pour certaines applications ou secteurs industriels, Au niveau international et national, plus de 1300 normes et méthodes d'essais ont été émises sur le vieillissement des divers matériaux [98].

IV-1-3. Résultats et discussion

L'éprouvette se repose sur un support de la machine de résilience au point le plus bas sur la trajectoire du marteau, nous nous sommes intéressés à la dégradation du PEHD80 exposé à un vieillissement naturel exposition au rayonnement solaire pendant une année d'une part, et à un vieillissement accéléré sous lampe UV240, température de gel et dégel (-10 et 25°C) d'autre part.

IV-1-4. Vieillissement artificiel sous irradiation ultraviolet (UV)

Les échantillons des essais sont normalisés selon la norme ISO179-1 en polyéthylène PEHD80 qui ont subi un vieillissement par rayonnement UV à partir d'une lampe de type VL-6 L (365 nm) pendant 240 heures à température de 35°C figure (III.15), les éprouvettes sont entaillées avec trois (3) profondeur (1.5, 2.5 et 3.5mm). Puis une comparaison entre les durées d'exposition (UV : 30, 60, 120 et 240 heures).

IV-1-5. Calcul de l'énergie

$$U = mgH_0 - mgH_1 = mg(H_0 - H_1) \quad (IV - 1)$$

Où :

m : masse du mouton pendule ;

g : accélération de la pesanteur (environ 9.81 M .S⁻²) ;

H₀ : hauteur du mouton pendule à sa position de départ ;

H₁ : hauteur du mouton pendule à sa position d'arrivée.

Le tableau IV-1, représente les valeurs d'énergies U et de la résilience K obtenues pour le tube PEHD80 en fonction de durée d'irradiation d'une lampe ultraviolet de longueur d'onde égale 365 nm et de différentes durée d'exposition au UV la variation de la profondeur d'entaille (A).

Tableau IV. 1 : Valeurs d'énergies U et de la résilience K obtenues pour le tube PEHD80 en fonction de durée d'irradiation UV d'un loguer d'onde 365 nm et en fonction de la profondeur d'entaille.

Exposition À l'UV	W (mm)	B (mm)	A (mm)	S (mm ²)	Φ	BW Φ (mm ²)	U (J)	K (J/cm ²)
N	10	4	1,5	34	1,005	34,17	30,75	90
	10	4	2,5	30	0,639	19,17	33,25	173,45
	10	4	3,5	26	0,318	8,27	37,5	453,45
30 heures	10	4	1,5	34	1,005	34,17	26,25	76,82
	10	4	2,5	30	0,639	19,17	26,75	139,54
	10	4	3,5	26	0,318	8,27	27,25	329,50
60 heures	10	4	1,5	34	1,005	34,17	23,25	68,04
	10	4	2,5	30	0,639	19,17	24,75	129,11
	10	4	3,5	26	0,318	8,27	25	302,30
120 heures	10	4	1,5	34	1,005	34,17	21,75	63,65
	10	4	2,5	30	0,639	19,17	22,25	116,07
	10	4	3,5	26	0,318	8,27	23	278,11
240 heures	10	4	1,5	34	1,005	34,17	18,5	54,14
	10	4	2,5	30	0,639	19,17	19,25	100,42
	10	4	3,5	26	0,318	8,27	20,5	247,89

Nous signalons que le facteur d'étalonnage Φ est donné par la référence [99].

Après les résultats obtenus pour l'énergie, nous avons tracé la courbe présentée dans la figure (IV-3).

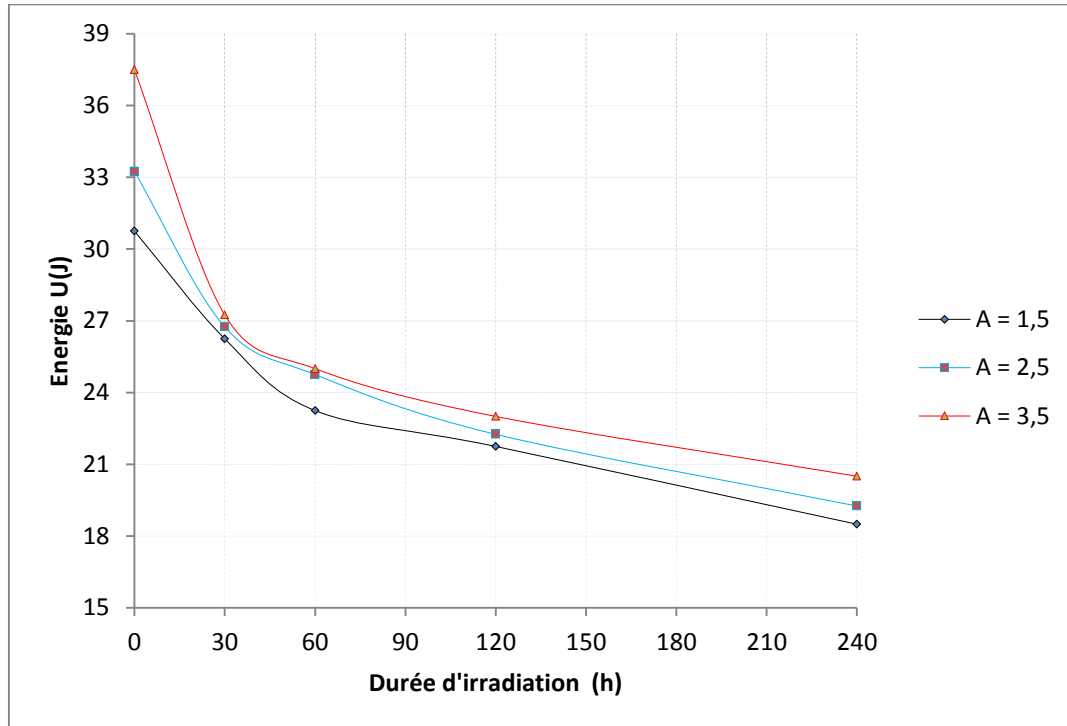


Figure IV. 3: Variation d'énergies U obtenues pour le tube PEHD80 en fonction de Durée d'irradiation UV d'une longueur d'onde 365 nm et de la profondeur d'entaille (A en mm).

IV-1-6. Calcul de la résistance K

$$K = \frac{U}{B * W} \quad (\text{IV} - 2)$$

Où :

K : Résilience en (J/cm²) ;

B : l'épaisseur de l'éprouvette ;

W : largeur de l'éprouvette.

Après les résultats obtenus concernant la résistance aux chocs, nous avons tracé la courbe représentée sur la figure (IV-4).

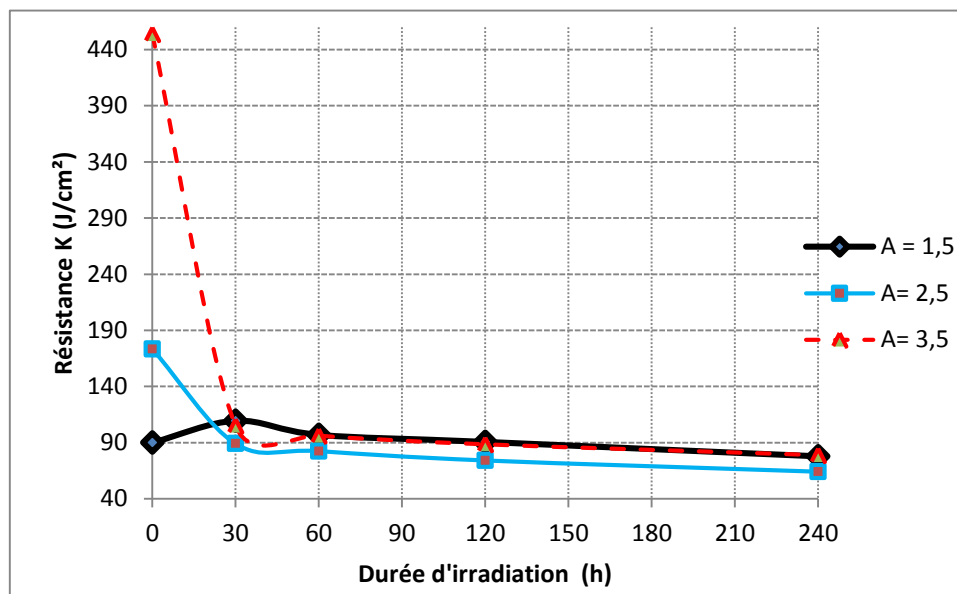


Figure IV. 4: Variation de la résilience K obtenues pour le tube PEHD80 en fonction de Durée d'irradiation UV d'une longueur d'onde 365 nm et en fonction de d'entaille (A en mm).

Afin de déterminer la variation de l'énergie et de la résilience en fonction de la durée d'irradiation du polyéthylène HDPE 80, nous avons tracé des courbes à partir des résultats expérimentaux obtenus en termes de différents temps d'exposition de telle sorte que le vieillissement artificiel semble avoir un effet pendant les premières minutes d'irradiation, exposition aux rayonnements UV pour le PEHD 80 par rapport à l'état naturel, soit une modification chimique pour le polymère.

Un faisceau de lumière transporte de l'énergie qui dépend de la longueur d'onde à laquelle il est associé. Si elle est suffisamment élevée, elle peut provoquer une dégradation du polymère [100].

Le rayonnement ultraviolet, qui a des longueurs d'onde courtes et donc une énergie élevée, est particulièrement nocif.

IV-1-7. Vieillissement artificiel (gel et dégel)

Le suivi est effectué en plaçant les échantillons sont dépositions à la température de gel et dégèle (-10 et 25°C) et à la température ambiante de 25°C, pendant une année complète divisée en trois mois (3, 6,9 et 12 mois), et la température moyenne a été calculée comme étant de 25 degrés Celsius.

Le tableau IV-2 représente les valeurs d'énergies U figure (IV-5).et de la résilience (K) figure (IV-6), obtenues pour un tube en PEHD80 en fonction de temps dépositions à la température de gel et dégèle (-10 et 25°C) pendant (3, 6,9 et 12 mois) et l'exposition directe au

rayonnement solaire dans le sud d'Alger (EL Oued), Où la température dépasse 50 degrés en été de même périodes (3, 6, 9 et 12 mois).

IV-1-8. Vieillissement gel et dégel (éprouvettes sans entailles)

Dans ce cas de vieillissement accéléré, des échantillons sans entaille ont été choisis car nous souhaitons identifier l'effet de l'environnement avec un climat difficile (très froid en hiver et chaud en été) à travers notre expérimentation utilisant la méthode Taguchi dans la perte de poids et d'épaisseur. L'effet s'est donc produit pendant les six premiers mois.

Tableau IV. 2: les valeurs d'énergies U et de la résilience K obtenues pour un tube en PEHD80 en fonction de temps dépositions à la température de gel et au rayonnement solaire éprouvette sans entaille.

Echantillons	W (mm)	B (mm)	S (mm ²)	Exposition Gel-dégèle		Exposition Rayonnement solaire	
				U (J)	K (J/cm ²)	U (J)	K (J/cm ²)
N	10	4	40	27,08	67,7	27,08	67,7
3mois	10	4	40	26,25	65,62	24,75	61,87
6 mois	10	4	40	23,75	59,37	25,25	63,12
9 mois	10	4	40	24,75	61,87	24,25	60,62
12 mois	10	4	40	20	50	23	57,5

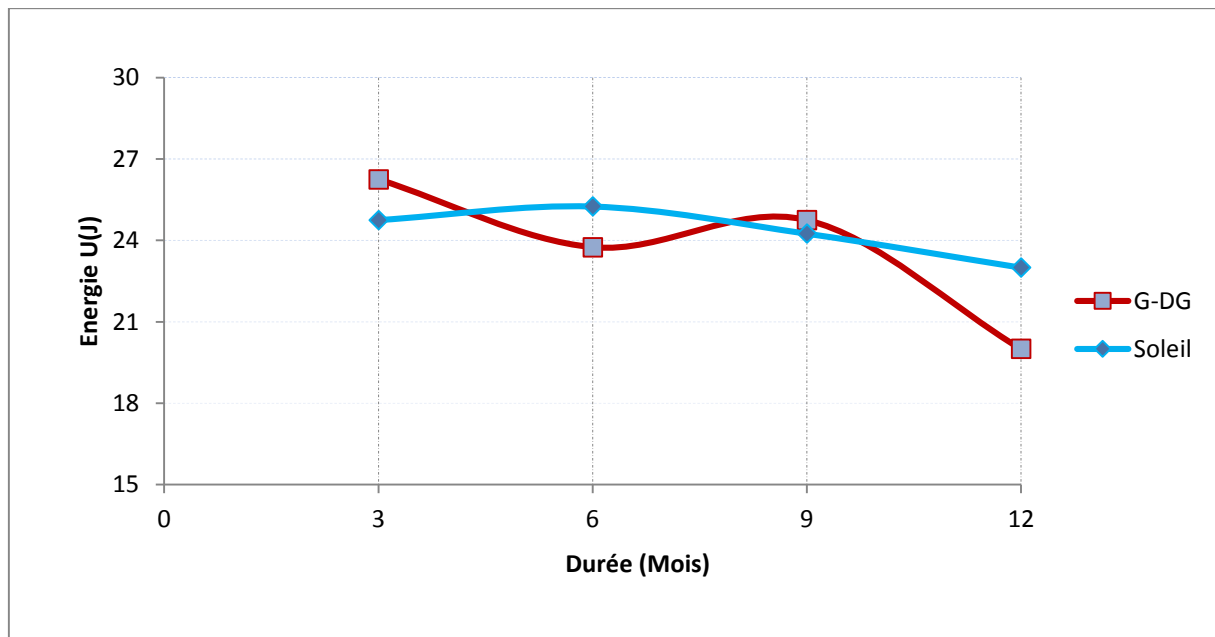


Figure IV. 5 : Variation d'énergies U obtenues pour un tube en PEHD80 en fonction de temps dépositions à la température de gel et dégel exposée au rayonnement solaire (éprouvette sans entaille).

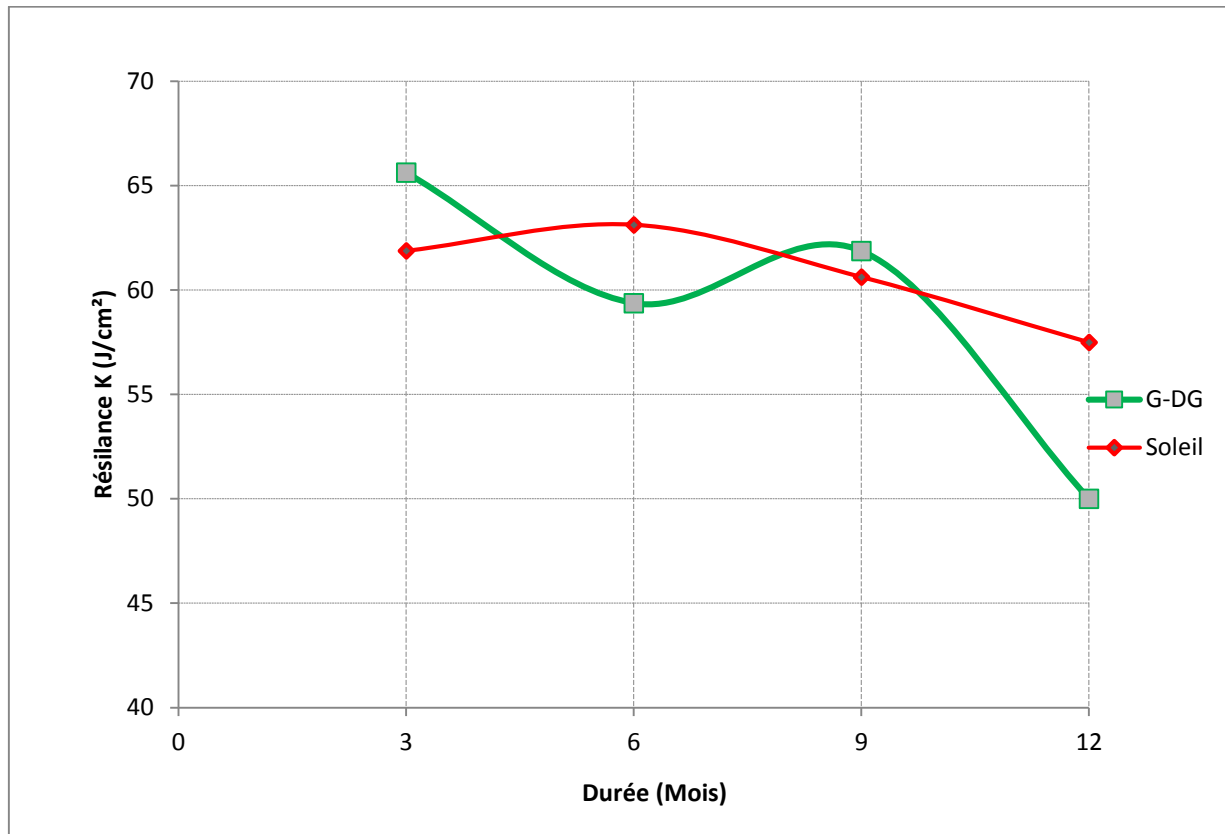


Figure IV. 6: Variation de la résilience K obtenues pour un tube en PEHD80 en fonction de temps dépositions à la température de gel et dégèle exposée au rayonnement solaire éprouvette sans entaille.

Il ressort clairement des deux figures (IV-5 et IV-6), qu'il y a des changements dans l'énergie absorbée et des changements dans la résilience K de l'échantillon testé dans des conditions de vieillissement accéléré sous l'influence de températures froides aussi basses que dix degrés en dessous de zéro, qui peuvent geler l'échantillon. Le matériau en polyéthylène PEHD80, ainsi que l'expansion à des températures modérées, sans parler de l'effet des rayons brûlants du soleil du désert sur le sable et du froid de la nuit sur une période périodique d'une année complète divisée en quatre périodes égales (3, 6, 9, et 12 mois).

Où se trouvait l'intersection des courbes d'énergie et de résilience en trois points (4 mois d'énergie absorbée par l'éprouvette équivaut à 23,25 joules et la résistance aux chocs (résilience K) est égale à 59,38 joules par centimètre carré) où se trouve la plus grande surface de perte de polyéthylène PEHD80 pour les propriétés mécaniques étudiées (8 mois d'énergie absorbée par l'éprouvette est égale à 24,75 joules et la résilience est égale à 60,63 joules par centimètre carré, ce qui signifie presque constante (environ 10 mois, l'énergie absorbée est égale à 23 joules et la résilience est égale à 57,50 joules par centimètre carré). Il a également été démontré que les basses températures et les températures modérées). Contribuent à la stabilité du polyéthylène

en termes de résistance aux chocs, contrairement à ce qui se fait par l'exposition au soleil, les propriétés mécaniques sont perdues, contribuant ainsi à accélérer le vieillissement du polyéthylène PEHD80 [101].

IV-1-9. Vieillissement gel et dégel (éprouvettes avec entaille)

Les échantillons d'essai étaient constitués de polyéthylène PEHD80, qui avait subi un vieillissement dû aux rayons ultraviolets du soleil. Cette fois, les échantillons ont été entaillés à trois (3) profondeurs (1,5, 2,5, 3,5 mm). Comparez ensuite les durées d'exposition (3, 9, 6 et 12 mois).

Après tous les calculs, les résultats de perte d'énergie U en (J) et la résistance aux chocs ont été placés dans le tableau IV-3, A travers les résultats de tableau IV-4, des courbes ont été tracées.

Pour la perte d'énergie et la résistance aux chocs (résilience(K) en J/cm²), respectivement, comme le montrent les figures (IV-7 et IV-8).

Tableau IV. 3 : Valeurs d'énergies U et de la résilience K obtenues pour le tube PEHD80 en fonction de Vieillissement gel et dégel et en fonction de la profondeur d'entaille.

Exposition Gel-dégèle	W (mm)	B (mm)	A (mm)	S (mm ²)	Φ	BW Φ (mm ²)	U (J)	K (J/cm ²)
N	10	4	1,5	34	1,005	34,17	30,75	90
	10	4	2,5	30	0,639	19,17	33,25	173,45
	10	4	3,5	26	0,318	8,27	37,5	453,45
3 mois	10	4	1,5	34	1,005	34,17	26,5	77,55
	10	4	2,5	30	0,639	19,17	27,5	143,45
	10	4	3,5	26	0,318	8,27	29,25	353,69
6 mois	10	4	1,5	34	1,005	34,17	24,25	70,97
	10	4	2,5	30	0,639	19,17	26,5	138,24
	10	4	3,5	26	0,318	8,27	30,25	365,78
9 mois	10	4	1,5	34	1,005	34,17	25,5	74,63
	10	4	2,5	30	0,639	19,17	26,25	136,93
	10	4	3,5	26	0,318	8,27	28,75	347,64
12 mois	10	4	1,5	34	1,005	34,17	22	64,38
	10	4	2,5	30	0,639	19,17	24,75	129,11
	10	4	3,5	26	0,318	8,27	27,75	335,55

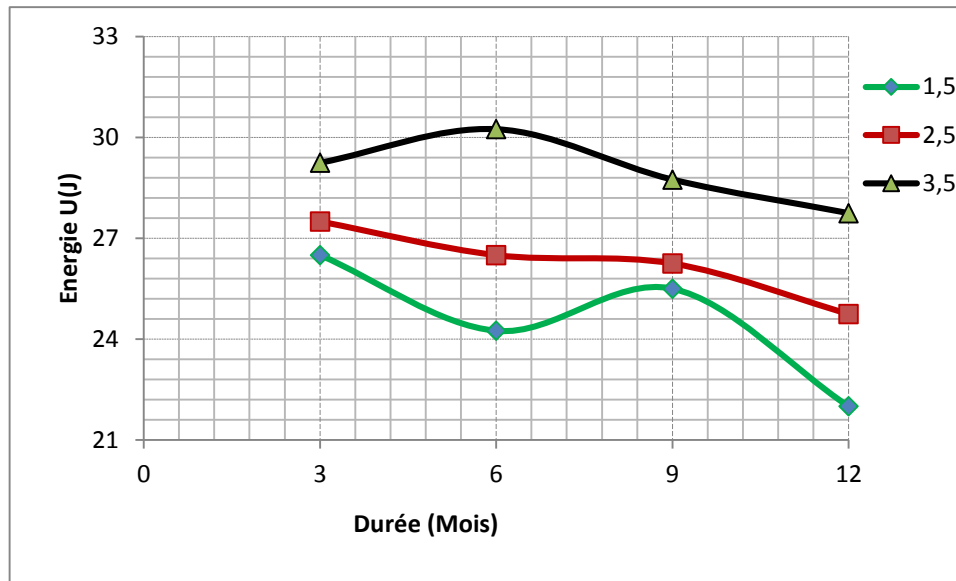


Figure IV. 7 : Variation d'énergies U obtenues pour le tube PEHD80 en fonction de la durée de Vieillessement gel et dégel et en fonction de la profondeur d'entaille (A en mm).

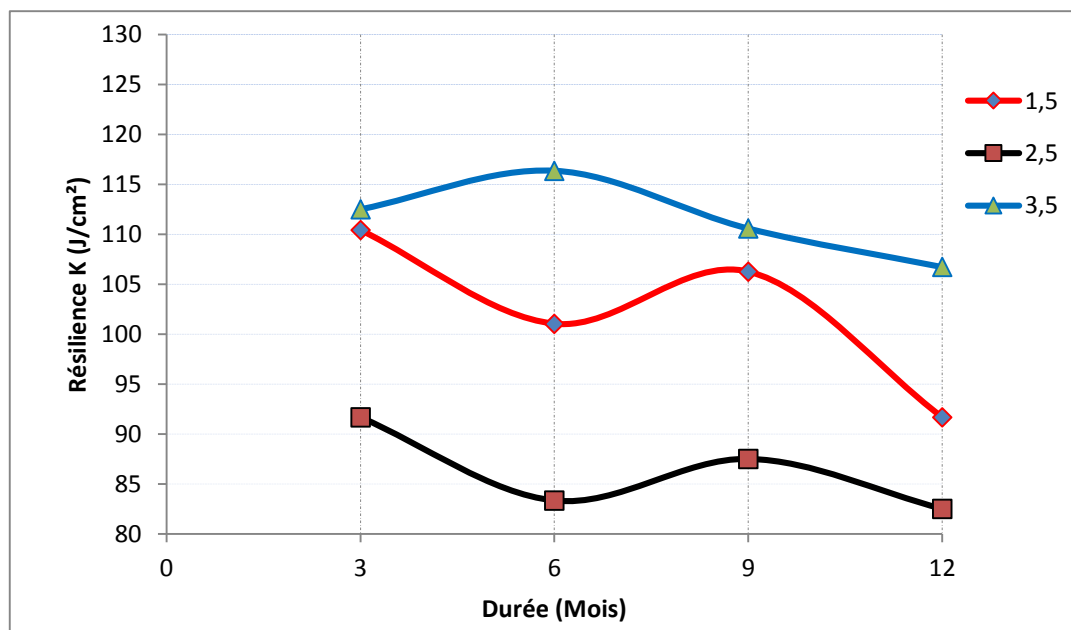


Figure IV. 8: Variation de la résilience K obtenues pour le tube PEHD80 en fonction de la durée de Vieillessement gel et dégel et en fonction de la profondeur d'entaille (A en mm).

Des conditions de vieillissement accéléré sous l'influence de températures froides allant jusqu'à dix degrés en dessous de zéro peuvent conduire au gel du polyéthylène HDPE80 et le polyéthylène perd ainsi ses propriétés mécaniques. L'effet de la lumière infrarouge du soleil sur le polyéthylène placé sur le sable dans le Sud d'Alger, El Oued, qui se caractérise par du froid

sur une période de temps. Une période d'un an divisée en quatre périodes égales (3, 6, 9 et 12 mois).

On constate sur les figures (IV.7 et IV.8) de l'énergie absorbée et de la résilience que l'effet de la profondeur de l'entaille joue un rôle important dans le vieillissement du polyéthylène et présente un danger d'autant plus grand que plus la profondeur de l'entaille n'est grande, plus la perte d'énergie, mais l'inverse s'est produit dans la résilience, puisque la conformité pendant les trois premiers mois était de 110 joules par centimètre. Il a fallu environ neuf mois pour que les entailles soient profondément entaillées (1,5 et 3,5). Une profondeur d'entaille de 2,5 affaiblit la résilience et provoque un vieillissement prématuré des tubes en polyéthylène PEHD80 [102].

IV-1-10. Vieillissement Naturelle (exposition au rayonnement solaire)

Les conditions naturelles spécifiées dans un environnement qui impose de prendre en compte les variables et les facteurs qui les entourent ont commencé avec la vie humaine et toutes ses nécessités afin d'éviter des conséquences indésirables. Parmi les utilisations quotidiennes humaines se trouve le gaz naturel dans un environnement désertique entouré de sable avec des grains de différents diamètres. Les dimensions et les rayons du soleil brûlant.

Tous ces facteurs peuvent affecter la durée de vie des tubes de transport de gaz naturel s'est dégradée et a provoqué leur vieillissement prématuré. C'est pourquoi nous avons placé sur du sable des échantillons du matériau en polyéthylène PEHD80 utilisé dans les tubes de transport de gaz naturel. Et sous les rayons du soleil dans la région de sud algérien (El Oued) au cours d'une année divisée en quatre périodes égales (3,6,9 et 12mois).

Ensuite, nous avons mené une expérience de la résilience sur des échantillons entaillés à différentes profondeurs (1.5, 2.5 et 3.5mm), les résultats sont présentés dans le tableau (IV-4) et les figures (IV-9 et IV-10).

Tableau IV. 4 : Valeurs d'énergies U et de la résilience K obtenues pour le tube PEHD80 en fonction de Naturelle (rayonnement solaire) et en fonction de la profondeur d'entaille (A= 1.5, 2.5 et 3.5mm).

Exposition Au soleil	W (mm)	B (mm)	A (mm)	S (mm ²)	Φ	BW Φ (mm ²)	U (J)	K (J/cm ²)
N	10	4	1,5	34	1,005	34,17	30,75	90
	10	4	2,5	30	0,639	19,17	33,25	173,45
	10	4	3,5	26	0,318	8,27	37,5	453,45
3 mois	10	4	1,5	34	1,005	34,17	26	76,0901375
	10	4	2,5	30	0,639	19,17	28,75	149,973918
	10	4	3,5	26	0,318	8,27	31,25	377,871826
6 mois	10	4	1,5	34	1,005	34,17	26	76,0901375
	10	4	2,5	30	0,639	19,17	27,25	142,149191
	10	4	3,5	26	0,318	8,27	28,25	341,596131
9 mois	10	4	1,5	34	1,005	34,17	25	73,1635938
	10	4	2,5	30	0,639	19,17	27,25	142,149191
	10	4	3,5	26	0,318	8,27	29,25	353,688029
12 mois	10	4	1,5	34	1,005	34,17	24,75	72,4319579
	10	4	2,5	30	0,639	19,17	28,25	147,365676
	10	4	3,5	26	0,318	8,27	32,5	392,986699

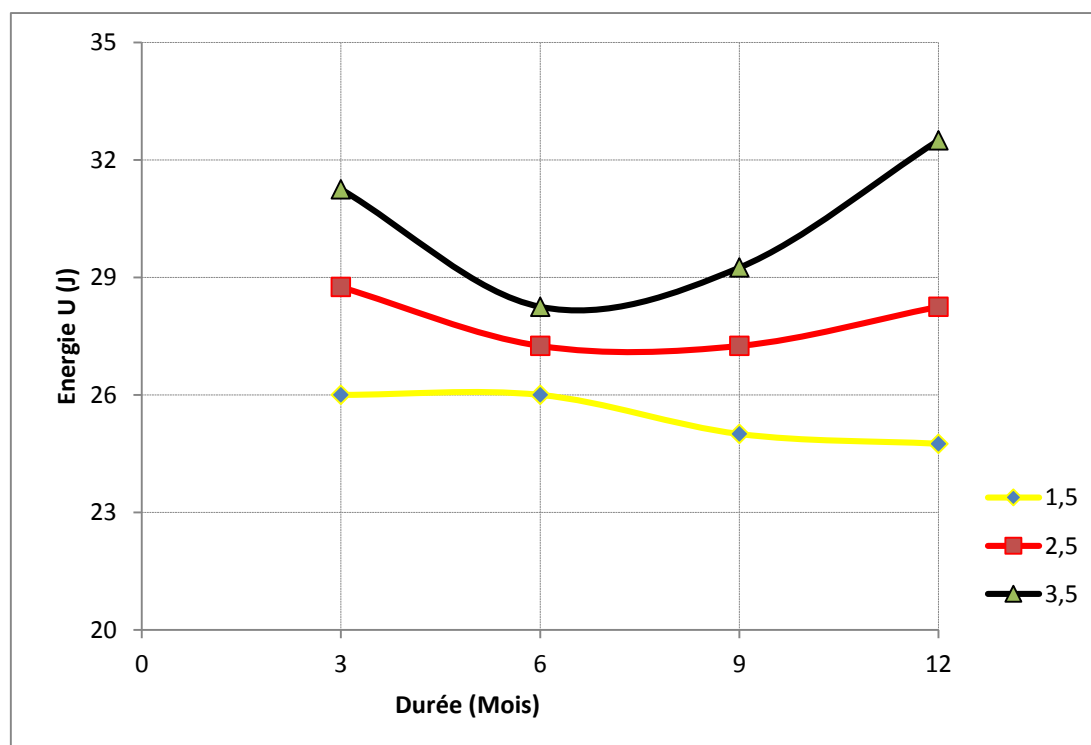


Figure IV. 9 : Variation d'énergies U obtenues pour le tube PEHD80 en fonction de Vieillessement Naturelle (rayonnement solaire) et en fonction de la profondeur d'entaille (A en mm).

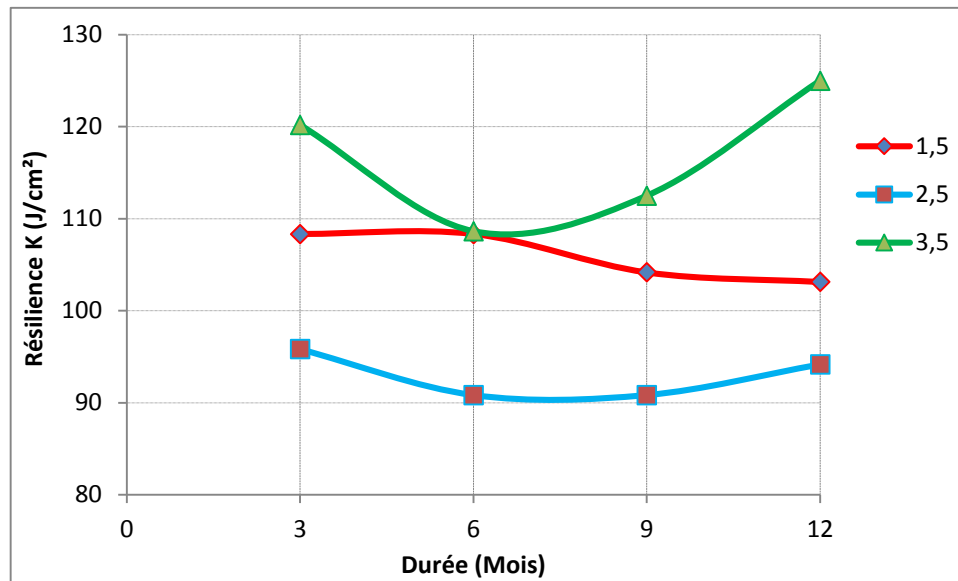


Figure IV. 10 : Variation de la résilience K obtenues pour le tube PEHD80 en fonction en fonction de Vieillissement Naturelle (rayonnement solaire) et en fonction de la profondeur d'entaille (A en mm).

Après les calculs effectués à travers des expériences tableaux III-4 sur la résistance aux chocs essai de Charpy (Résilience), nous avons tracé les courbes d'énergie absorbée et de la résilience du matériau polyéthylène PEHD80, où les poussières étaient liées à la profondeur de l'entaille de l'échantillon, c'est-à-dire la plus grande profonde, plus l'énergie absorbée est grande, comme le montre la figure (IV-9). Elle est restée stable à une profondeur d'entaille de 1,5 mm de 3 mois à 6 mois, après quoi elle a commencé à diminuer de 27 joules jusqu'à atteindre 23 joules en fin d'année, contrairement à ce qui s'est passé aux profondeurs d'entaille de 2,5 et 3,5 mm, Où a été la diminution de l'énergie absorbée ensemble au cours des six mois avec des valeurs proches, elles ont augmenté jusqu'à au 12 mois, lorsque l'énergie absorbée atteint 32,5 joules avec une profondeur d'entaille égale à 3,5 mm, soit se rapprochant de l'état initial du polyéthylène PEHD80 [103].

Concernant la résilience (K), comme le montre la figure (IV-10), il est clair que les valeurs de la résilience varient en fonction de la profondeur de l'entaille. On remarque également le point d'intersection pour les profondeurs des 'entailles de 1,5 et 3,5 mm à 3 mois d'exposition de polyéthylène PEHD80 à la lumière du soleil, Les valeurs de la résilience à la profondeur de l'entaille étaient de 2, 5 est beaucoup plus faible par rapport aux profondeurs des 'entailles égale à 1,5 et 3,5, car c'est le point d'intersection, les valeurs de résilience (K) ont continué à augmenter pour la profondeur de l'entaille est de 3,5, atteignant 126 joules par centimètre carré en 12 mois. Quant aux valeurs de résilience à la profondeur de l'entaille égale

à 1,5mm elles ont diminué jusqu'à atteindre 103 J/cm² en 12 mois d'exposition du PEHD80 à la lumière du soleil, c'est-à-dire au vieillissement naturel [104].

IV-1-11. Conclusion

L'essai de Charpy permet de déterminer de la résistance au choc (la résilience).

Les essais de vieillissement des matériaux permettent d'évaluer leur durabilité et leur résistance dans différentes conditions environnementales.

La dégradation du PEHD80 exposé à un vieillissement naturel au rayonnement solaire pendant une année, à un vieillissement accéléré sous lampe UV 365 pendant 240heures, et un gel et dégel alterné (-10 et 25°C) a été mise en évidence ; un faisceau de lumière transporte de l'énergie qui dépend de la longueur d'onde à laquelle il est associé. Si elle est suffisamment élevée, elle peut provoquer une dégradation du polymère. Le rayonnement ultraviolet, qui a des longueurs d'onde courtes et donc une énergie élevée, est particulièrement nocif.

La stabilité du polyéthylène en termes de résistance aux chocs, contrairement à ce qui se fait par l'exposition au soleil, les propriétés mécaniques sont perdues, contribuant ainsi à accélérer le vieillissement du polyéthylène PEHD80.

Une profondeur d'entaille de 2,5 affaiblit la résilience et provoque un vieillissement prématuré des tubes en polyéthylène PEHD80.

Lorsque l'énergie absorbée atteint 32,5 joules avec une profondeur d'entaille égale à 3,5 mm, en se rapprochant de l'état initial du polyéthylène PEHD80 sous l'exposition au rayonnement solaire.

Les valeurs de résilience (K) continuent à augmenter pour la profondeur de l'entaille est de 3,5, atteignant 126 joules par centimètre carré en 12 mois. Quant aux valeurs de résilience à la profondeur de l'entaille égale à 1,5mm elles ont diminué jusqu'à atteindre 103 J/cm² en 12 mois d'exposition du PEHD80 à la lumière du soleil, c'est-à-dire au vieillissement naturel.

IV-2. Essais de frottement

IV-2-1. Introduction

Le frottement est un aspect important du PEHD qui est influencée sur le comportement entre les surfaces en contact avec d'autres corps solide. Qui a un faible coefficient de frottement, affecte fortement l'usure, les performances et la durabilité des pièces en PEHD. Plusieurs éléments influencent le frottement dans les tuyaux en PEHD80 utilisée pour le transport des gaz naturelle, comme la perte du poids et la diminution de l'épaisseur, la rugosité des surfaces, la température, la vitesse de mouvement et la présence de lubrifiants ou d'agents d'interface.

L'effet du frottement sur la structure du polyéthylène haute densité a été étudié [105, 106]. Il a été constaté que la structure sphérique du polyéthylène haute densité, les rayons ultraviolets, la chaleur due à l'expansion et à la contraction, les forces de compression, le diamètre des particules de broyage, et la vitesse du mouvement de friction. Tous ces facteurs ont un effet similaire à celui de la perte de poids et d'épaisseur et conduisent à la corrosion. Ce phénomène est appelé effet mécanique (tribo-chimique), et par comparaison le polyéthylène ramifié à un coefficient de frottement plus élevé que le polyéthylène non ramifié [107].

L'essai de frottement vise l'influence du vieillissement accéléré du tube en polyéthylène haute densité (PEHD 80) utilisée pour la distribution de gaz dans un environnement agressif sous frottement, permettra de mieux comprendre le vieillissement prématuré de ce matériau PEHD80, le vieillissement a été réalisée sous trois modes d'abord, un mode accéléré par le rayonnement ultraviolet, puis une exposition prolongée aux rayonnements solaires dans le sud d'Algérie (El oued) et en fin un vieillissement accéléré par température alternée de -10 à 25 °C (gel-dégel), En tenant compte de divers facteurs externes affectant sa durabilité, nous nous concentrons sur les conditions réelles de l'environnement de travail strictement pour déterminer la durée de vie du HDPE80.

IV-2-2. Méthode expérimentale sur matériau étudié PEHD80

Comme est noté précédemment, nous avons considéré le frottement plan/plans des matériaux PEHD80 contre un papier abrasif fin à gros grain ($\emptyset 1000$ et $\emptyset 2000$) en Carbure de Silicium (SiC) en milieu sec.

Les essais de vieillissement standard utilisés selon les normes ISO 105 B02/B04, DIN 75202 et SAE J 1885, et incluent également des techniques statistiques comme Taguchi et l'analyse de régression.

Les essais ont été réalisés avec une fraiseuse verticale, comme indiqué à la Figure (IV-11), en utilisant une matrice mixte orthogonale L16 pour la planification des expériences. Une analyse de variance (ANOVA) a été utilisée pour mesurer les effets des traitements (frottement, perte de poids, perte d'épaisseur), les facteurs étudiés incluent le diamètre des grains du papier abrasif, la vitesse de rotation et la résistance continue à la compression, soulignant l'importance de ces éléments sur la dégradation des échantillons en polyéthylène PEHD80.

Au cours de cette étude du phénomène de vieillissement artificiel et naturel et d'usure par friction des canalisations de distribution de gaz en polyéthylène haute densité PEHD80, nous avons utilisé le plans du Taguchi L16 ($4^1 \times 2^3$) pour déterminer les conditions de réalisation des expériences et pour déterminer les facteurs d'influence tels que la taille des grains de papier abrasive, la vitesse de rotation et force de pression, en plus de déterminer la durée de chaque

expérience (15 min) afin de minimiser la perte de poids et les perte d'épaisseur selon les normes ISO 8295, ASTM D1894 et ISO 15359.

Dans cette étude, on a utilisé le polyéthylène haut densité PEHD 80, qui a une épaisseur de 11,5 mm, un diamètre intérieur de 176 mm et un diamètre extérieur de 200 mm, pour les tubes de transport de gaz naturel, comme le montre le tableau IV-5. On y recense les caractéristiques thermiques et les dimensions des tuyaux étudiés, figure (IV-12) présente des échantillons des essais de frottement réalisés à partir du matériau polyéthylène haute densité HDPE80, formant un disque de (10 mm) de diamètre et d'une épaisseur de (4 mm).



Figure IV. 11 : dispositif de test de frottement monté sur une fraiseuse verticale.

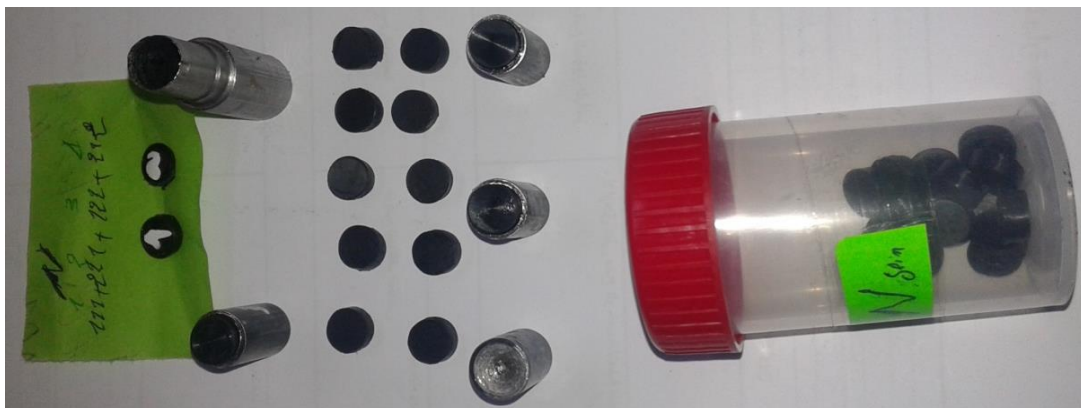


Figure IV. 12 : les échantillons des essais de frottement réalisés à partir du matériau polyéthylène haute densité HDPE80, formant un disque de (10 mm) de diamètre et d'une épaisseur de 4 mm.

Tableau IV. 5 : Propriétés des matériaux Polyéthylène (PE).

Matériaux	Code	Densité	Modules élastiques	Allongement	Energie réfractée
Polyéthylène Haut Densité	PEHD	0.952	276	700	126
PE de densité moyenne	PEMD	0.945	207	740	129
polyéthylène basse densité	LDPE	0.938	130	630	79
Polyéthylène 100	PE100	0.962	260	740	137

Avec la technique d'usure par frottement entre le matériau polyéthylène et la surface du papier abrasive provoque le dépôt d'une couche sur la surface. Certaines propriétés doivent être déterminé pendant et après l'expérience, comme le montre le tableau III-6.

Tableau IV. 6 : Conditions expérimentales pour les essais frottement.

Conditions expérimentales d'usure	
La charge F (N)	4.65 et d 9.3
Vitesse de rotation (Tr/min)	180 et 355
Pression moyenne de contact (MPa)	59.24×10^{-3} et 118.47×10^{-3}
Rayon d'usure (mm)	42
Temps d'essai (min)	1–15
Distance de glissement(m)	13.2 – 33.9
Papier abrasif (µm)	1000 et 2000 (18. 3 et 10.3)
Milieu de frottement	Sec

IV-2-3. Procédure de vieillissement

L'effet de vieillissement du polymère semi-cristallin (HDPE 80) sur le comportement du matériau polymère était réalisé par diverses méthodes de vieillissement à savoir ; l'exposition sous une lampe ultraviolette avec une longueur d'onde (= 365 nm) pendant 240 heures à 35°C, exposition au sable dans le sud algérien pendant 12 mois, et un vieillissement thermique gel et dégel à une température alternée -10 °C et 25°C pendant quatre périodes de trois mois pendant durant une année.

Après conditions d'essais de frottement ou les échantillons sont frottés dans un milieu sec contre un papier abrasif fin ($\varnothing 18.3$ et $\varnothing 10.3$ µm) en SiC, avec une variation de la charge (C1, C2) et la vitesse (B1, B2). Les échantillons sont retirés chaque 15 minute pour être examinés et pesés puis remis en place avec précision afin de poursuivre l'essai.

Les essais interrompus ont permis de suivre l'évolution de l'usure des échantillons en fonction de la variation des variables de l'essai, comme la charge, la vitesse de rotation et le mode de vieillissement.

Les essais de frottement plan/plan de deux antagonistes (échantillon, l'abrasif), ont été réalisés avec la variation de la charge, la vitesse et le diamètre de l'abrasif dans un milieu à sec pour les éprouvettes vieilles sous différentes modes de vieillissement provoque une perte en poids et perte d'épaisseur en fonction de temps, le poids (P) de l'échantillon a été pesé avec une

balance de précision (10^{-4} g) l'équation (IV-3), tout en calculant la perte d'épaisseur (ΔL). A l'aide un pied à coulisse a été utilisé pour correspondre à la différence entre la valeur de longueur de l'échantillon avant et après l'expérience équation (IV-4). La valeur de pression est maintenue constante à l'aide un ressort élastique d'un dispositif de frottement.

$$P = P_n - P_{n-1} \quad (\text{IV-3})$$

Avec :

P : valeur de perte de poids en (g) ;

P_n : Poids initial en (g) ;

P_{n-1} : Poids après le l'essai en (g).

$$\Delta L = L_n - L_{n-1} \quad (\text{IV} - 4)$$

Avec :

ΔL : allongement en (mm) ;

L_n : la longueur initiale (mm) ;

L_{n-1} : la longueur Après l'expérience (mm).

IV-2-4. Méthode de Taguchi et conception expérimentale

La méthodologie Taguchi est largement utilisée dans les essais de matériaux pour améliorer la qualité et la fiabilité des produits, elle réduit le nombre des essais en utilisant des matrices orthogonales et en considérant des facteurs incontrôlables, donc est une technique d'optimisation statistique utilisée pour améliorer la qualité et la performance de produits ou de processus. Elle est particulièrement utile dans le domaine des études de variabilité et d'expérimentation afin d'identifier les paramètres qui ont l'impact le plus significatif sur les performances d'un produit ou processus, cette méthode scientifique permet également de suivre la perte de poids des matériaux pendant l'utilisation [108]. L'analyse de la qualité à l'aide de rapport signal - bruit (S/N), qui a trouvé les normes pour distinguer les choses qui influencent le matériel, en se concentrant sur les plus petites parties et sur l'efficacité [109].

La performance du polyéthylène PEHD80 a été évaluée par deux réponses :

- 1- La perte de poids (P) ;
- 2- La perte d'épaisseur (ΔL).

L'analyse des résultats expérimentales du plan d'expériences de Taguchi se base essentiellement sur l'analyse du rapport signal-bruit (S/N) par le choix de tableau IV-7 orthogonale la plus adaptée avec une matrice orthogonale mixte.

Tableau IV. 7 : Plan factoriel complet de Taguchi avec un réseau orthogonal L16($4^1 \times 2^3$).

N° des expériences	Facteur (A)	Facteur (B)	Facteur (C)	Facteur (D)
	(Moins*3)	(tr/min)	(N)	(μm)
1	1	1	1	1
2	1	1	2	2
3	1	2	1	2
4	1	2	2	1
5	2	1	1	1
6	2	1	2	2
7	2	2	1	2
8	2	2	2	1
9	3	1	1	1
10	3	1	2	2
11	3	2	1	2
12	3	2	2	1
13	4	1	1	1
14	4	1	2	2
15	4	2	1	1
16	4	2	2	2

L'analyse de régression multifactorielle L16 ($4^1 \times 2^3$), avec quatre paramètres d'entrée : le mode de dégradation (A), la vitesse de rotation (B), la charge (C) et le papier abrasif (D) ainsi que leurs interactions sur une fraiseuse verticale, conception les facteurs d'influence et leurs niveaux tableau IV-8.

Tableau IV. 8 : Facteurs d'influence et leurs niveaux.

Paramètres	Symbole	Niveau1	Niveau2	Niveau3	Niveau4
Modes de dégradation (mois)	A	3	6	9	12
Vitesse de rotation (tr/min)	B	180	355	-	-
Charge (N)	C	4.65	9.3	-	-
Piper abrasive (μm)	D	18.3	10.3	-	-

L'objectif de cette étude est de réduire l'usure des tubes en PEHD80, une usure qui se manifeste notamment par une perte de poids et l'apparition de rayures en surface, en particulier lors des phases de vieillissement. Pour évaluer cette usure, la méthode de Taguchi est utilisée, permettant de comparer les valeurs avant et après l'expérience à l'aide du rapport signal sur bruit (S/N). Ce rapport est déterminé à partir d'une fonction de perte, exprimée en grammes pour la perte de poids et en millimètres pour la perte d'épaisseur. Le calcul du rapport S/N repose sur la méthode des moindres carrés et est donné par l'expression IV-5 ci-dessous.

$$\eta_l = \frac{S}{N_s} = -10 \log \frac{1}{\eta_l} \sum_{i=1}^n y_i^2 \quad (\text{IV -5})$$

Avec :

S/N : Rapport signal-bruit.

y_i : est le résultat expérimental de la $i^{\text{ème}}$ expérience

η_l : est le nombre total d'expériences.

IV-2-5. L'effet du vieillissement accéléré et les facteurs de frottement sur le PEHD80

IV-2-5-1. Vieillissement accéléré 3 mois et 30UV avec ses facteurs de frottement

IV-2-5-2. Vitesse 1 papier abrasif 2 et charge 2

Le vieillissement a été accéléré par le rayonnement ultraviolet pendant une durée de 30 heures, exposition trois mois aux rayonnements solaire dans le sud d'Algérie et vieillissement accéléré par température de -10 à 25 °C (gel-dégel) d'une durée de trois mois

En utilisant le papier abrasif de granulométries 2000 (10,3 μm), vitesse de rotation égale 180 tours par minute et une force de (9,3 N) sous pression d'un ressort figure (IV-13).

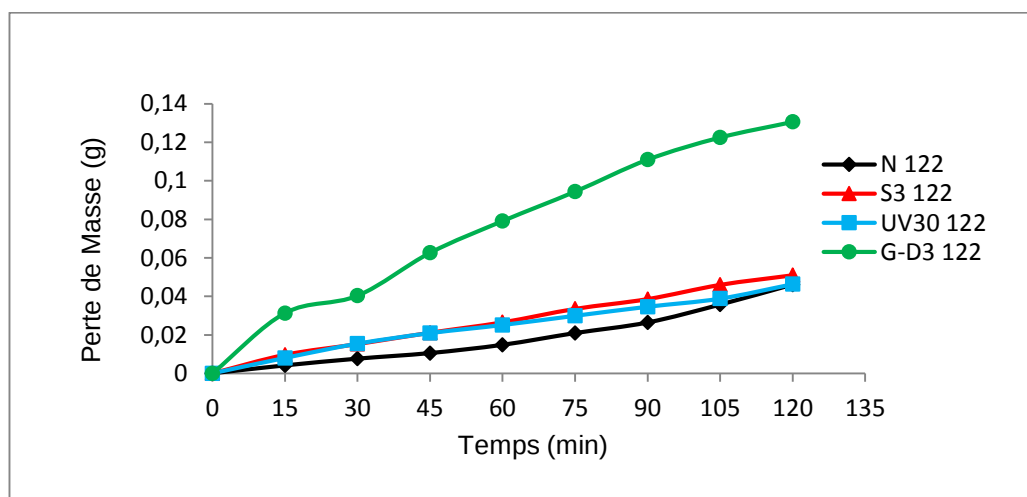


Figure IV. 13 : Vieillissement accéléré 3 mois et 30UV et les facteurs de frottement (180tr/min, 9.3N et 10.3 μm).

Nous notons dans ce cas que l'expansion et la contraction ont le plus grand effet de gel et dégel sur la perte de poids lors de l'expérience de frottement sur le PEHD 80 dans des conditions d'une vitesse de rotation 180 tr/min, charge égale 9.3N et papier abrasif 2000 (10,3 μm) pendant un durée de trois mois, suivies de l'effet de la lumière du soleil, qui a le même effet que les rayons ultraviolets dans les 60 minutes suivant le temps initial de l'essai, mais il est légèrement supérieur à celui-ci par rapport à l'état sien , qui résiste plus en pareilles circonstances [110].

IV-2-6. Vitesse 2 papier abrasif 1 et charge 2

Dans ce cas en utilisant le papier abrasif de granulométries 1000 ($18,3 \mu\text{m}$), vitesse de rotation égale 355 tours par minute et une force de (9,3 N) sous pression d'un ressort figure (IV-14).

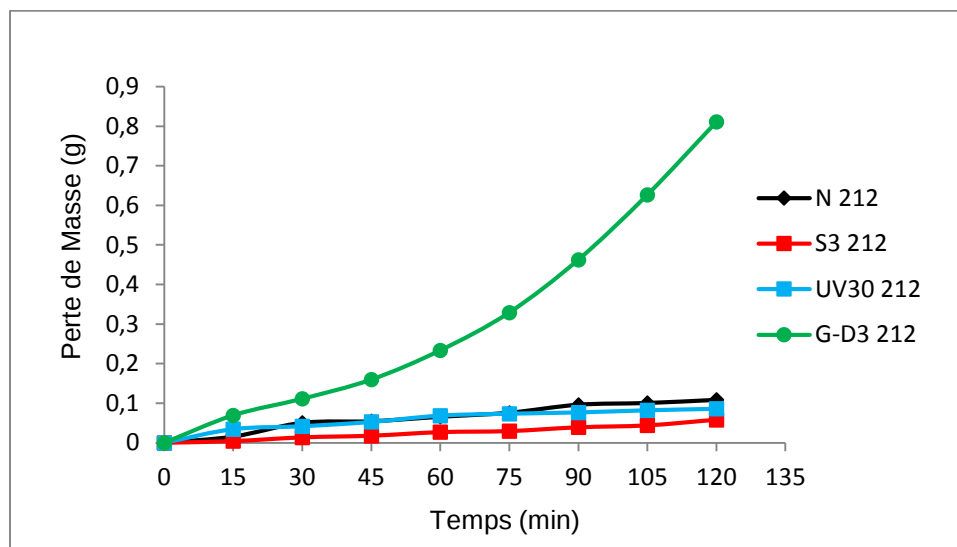


Figure IV. 14 : Vieillissement accéléré 3 mois et 30h UV et les facteurs de frottement (355tr/min, 4.65N et $10.3 \mu\text{m}$).

Donc dans ce cas 212 en 3 mois, il s'avère que l'expansion et la contraction du HDPE 80 ont un effet plus important sur la perte de poids dans le temps par rapport au cas primitif, qui montre le même effet des rayons ultraviolets et cela dans une période d'environ 30 heures d'exposition, mais nous remarquons également dans ce cas que la lumière du soleil a amélioré certaines propriétés mécaniques et chimiques ceci a été confirmé par **Alok ,K** et al [111] en comblant les lacunes et en corrigeant certaines erreurs d'installation pour le polymère HDPE 80 .

IV-2-7. Vieillissement accéléré 6 mois et 60UV avec ses facteurs de frottement

IV-2-8. Vitesse 2 charge 2 et papier abrasif 1

Dans ce cas en utilisant le papier abrasif de granulométries 1000 ($18,3 \mu\text{m}$), vitesse de rotation égale 355 tours par minute et une force de (9,3 N) sous pression d'un ressort figure (IV-15).

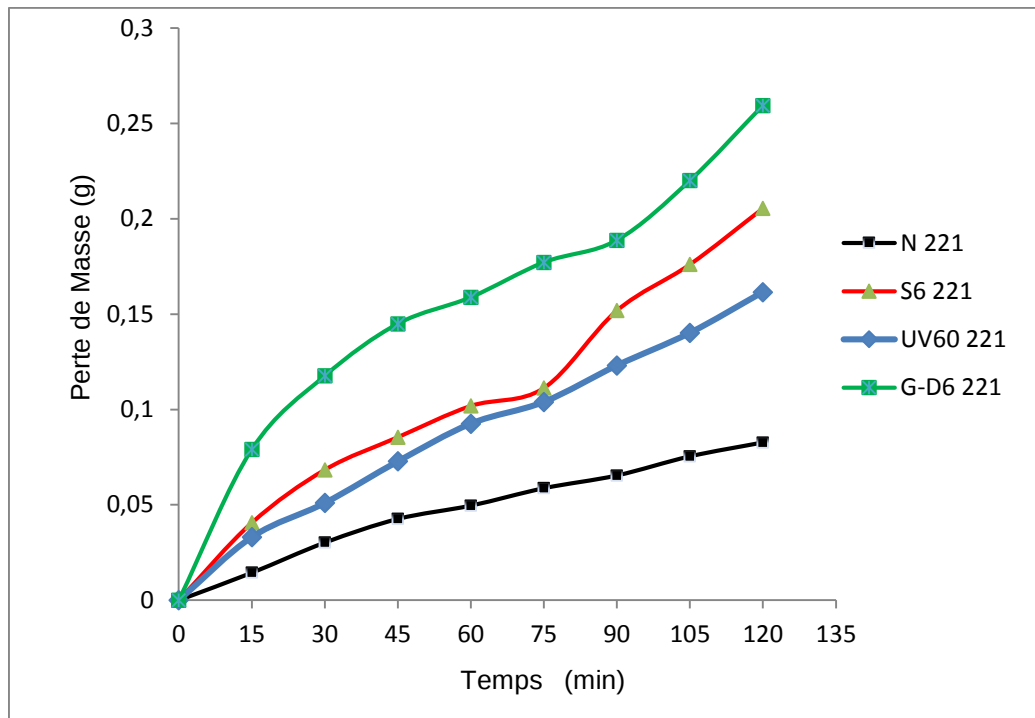


Figure IV. 15: Vieillissement accéléré 6mois et 60h UV avec ses facteurs de frottement (355tr/min, 9.3N et 18.3 μm).

Grâce à cette expérience, nous concluons que l'expansion et la contraction du HDPE 80 ont un effet significatif sur la perte de poids, suivies de l'effet de la lumière du soleil, puis nous notons que l'exposition aux rayons ultraviolets jusqu'à 60 minutes a un effet sur la perte de poids, mais avec moins de dommages par rapport à la contraction et à l'étirement dans Ces conditions on note également dans ces conditions que l'état naturel du polyéthylène maintient son inefficacité même après 120 minutes [112].

IV-2-9. Vitesse1 charge1et papier abrasif 1

Les éprouvettes subites à un vieillissement accéléré pendant 6 mois de gel et dégel, exposition au rayement solaire et exposition 60heures au rayement UV avec ses facteurs de frottement ou le papier abrasif de granulométries 1000 (18,3 μm), vitesse de rotation égale 180 tours par minute et une force de (4,3 N) sous pression d'un ressort figure (IV-16)

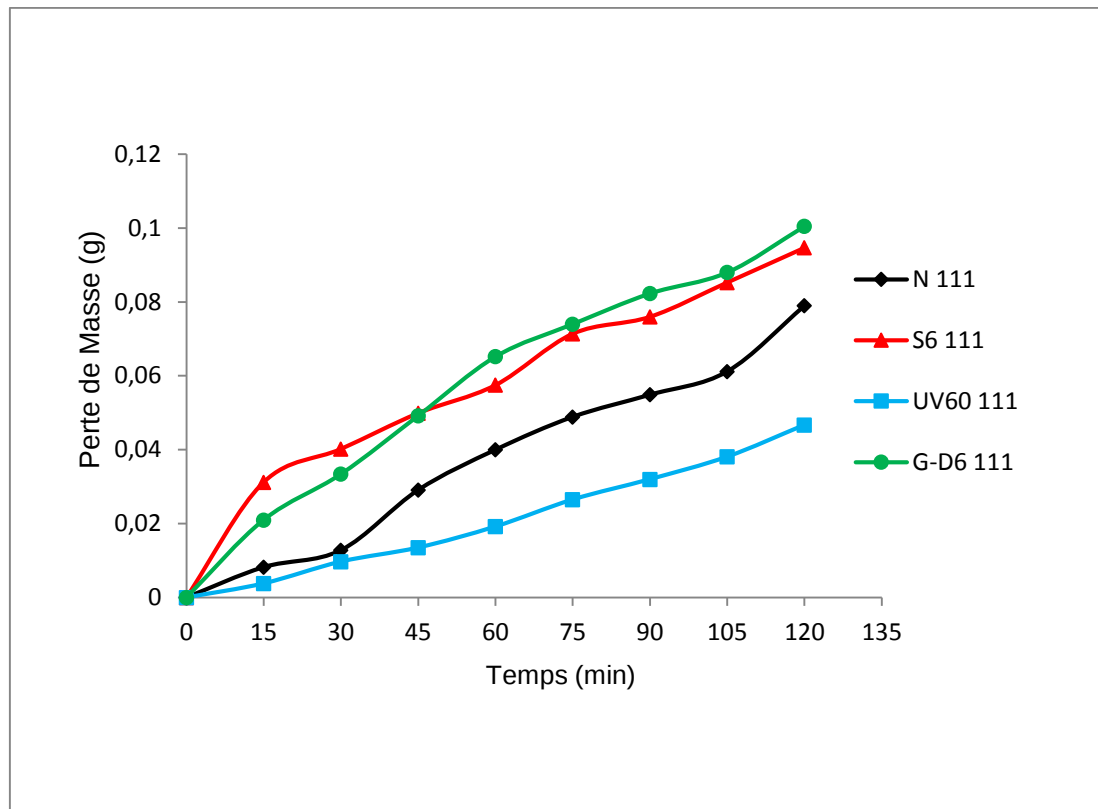


Figure IV. 16 : Vieillissement accéléré 6mois et 60h UV avec ses facteurs de frottement (180tr/min, 4.65N et 18.3 μ m).

L'effet de dilatation et de contraction lors du test de frottement du PEHD 80 pour la perte de poids est proche de la réalité de l'utilisation de conduites de gaz naturel en matériau polymère, où l'on remarque sur la figure IV-16 clairement une perte de poids suivie de l'effet de la lumière du soleil, mais contrairement à ce qui s'est passé pendant 3 mois dans des conditions 212 que l'utilisation de l'exposition aux rayons ultraviolets améliore certaines propriétés chimiques et mécaniques, ce qui peut remédier à certaines erreurs d'installation et d'endurance pour la perte de poids par rapport à l'état naturel du polymère HDPE 80 [113].

IV-2-10. Vieillissement 9 mois et 120 heures UV avec ses facteurs de frottement

IV-2-11. Vitesse 1 charge 2 et papier abrasif 2

Les l'échantillons subites à un vieillissement accéléré pendant 9 mois de gel et dégel, exposition au rayement solaire et exposition 120heures au rayement UV avec ses facteurs de frottement ou le papier abrasif de granulométries 2000 (10,3 μ m), vitesse de rotation égale 180 tours par minute et une force de (9,3 N) sous pression d'un ressort (figure. IV-17).

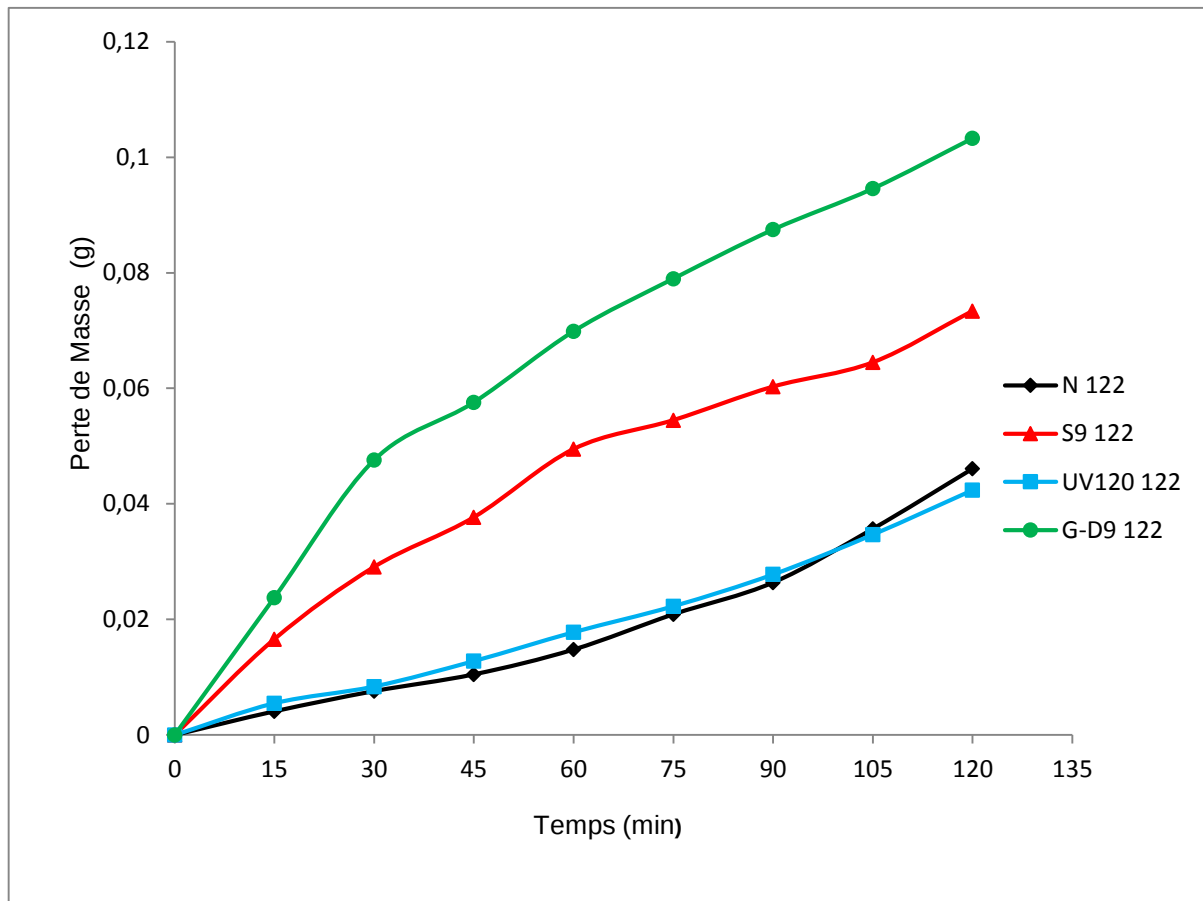


Figure IV. 17 : Vieillissement accéléré 9 mois et 120heures UV avec ses facteurs de frottement (180tr/min, 9.3N et 10.3 μm).

Au cours de cette expérience, on remarque que la dilatation et la contraction du PEHD 80 pour gazoducs reste la plus efficace pour perdre du poids dès les premières minutes de l'expérience, suivie de l'effet de l'exposition au soleil dans ces conditions, mais il est clair dans le chiffre qu'une exposition aux rayons ultraviolets pendant une durée de 120 A minute après neuf mois dans ces circonstances peut conduire à un retour à la normale [114].

IV-2-12. Vitesse 2 charge1 et papier abrasif 2

Dans ce cas en utilisant le papier abrasif de granulométries 2000 (10,3 μm), vitesse de rotation égale 355 tours par minute et une force de (4,3 N) sous pression d'un ressort figure (IV-18).

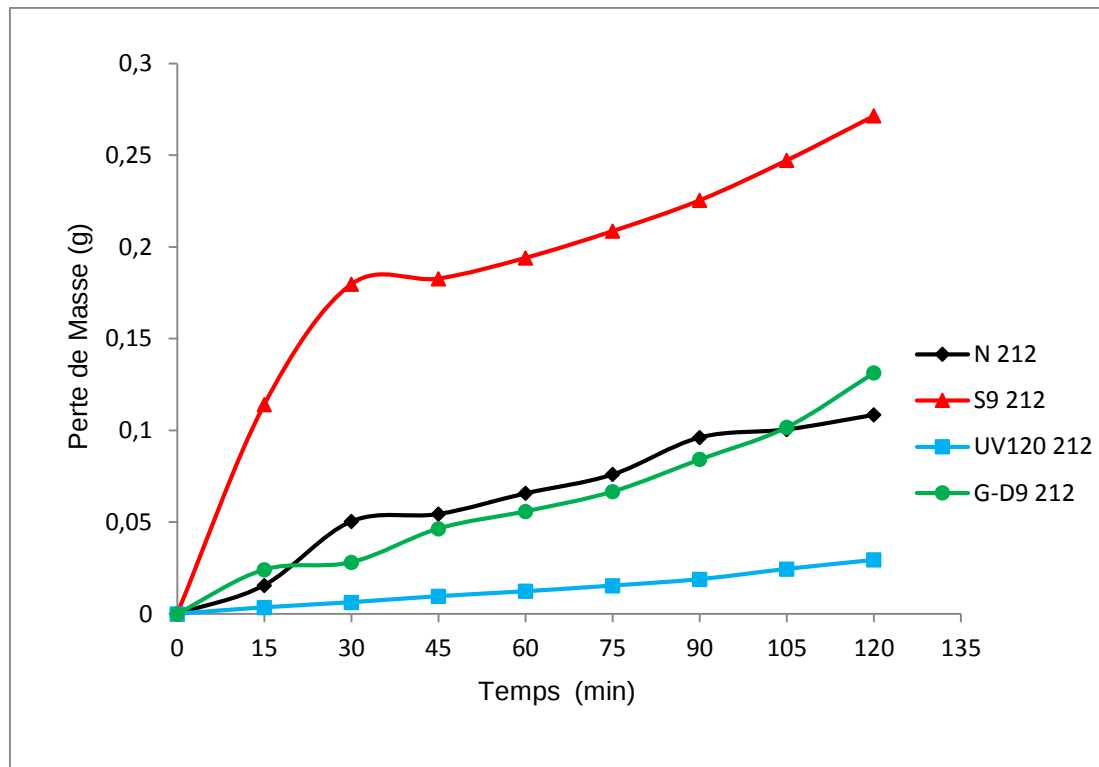


Figure IV. 18 : Vieillissement accéléré 9mois et 120 heures UV avec ses facteurs de frottement (355tr/min, 4.65N et 10.3 μm).

Il était clair pour nous dans cette expérience que l'effet de la lumière du soleil sur les tubes en polyéthylène était beaucoup plus fort que l'effet de l'expansion et de la contraction dans ces conditions, ce qui suggère que la modification des propriétés chimiques et physiques peut clairement contribuer au vieillissement prématuré, ainsi qu'à la l'effet de la perte de poids du polymère HDPE 80 dans de telles conditions peut préserver les propriétés Natural nous montre également dans ce cas que l'effet des rayons ultraviolets pendant 120 minutes a amélioré et corrigé les erreurs dans la composition du polymère HDPE 80 utilisé dans le transport de gaz naturel[115].

IV-2-13. Vieillissement 12 mois et 240 heures UV avec ses facteurs de frottement

IV-2-14. Vitesse 1 charge 2 et papier abrasif 2

L'éprouvette est soumis de vieillissement accéléré pendant 12 mois de gel et dégel, exposition au rayement solaire et exposition 240 heures au rayement UV avec ses facteurs de frottement ou le papier abrasif de granulométries 2000 (10,3 μm), vitesse de rotation égale 180 tours par minute et une force de (9,3 N) sous pression d'un ressort figure (IV-19).

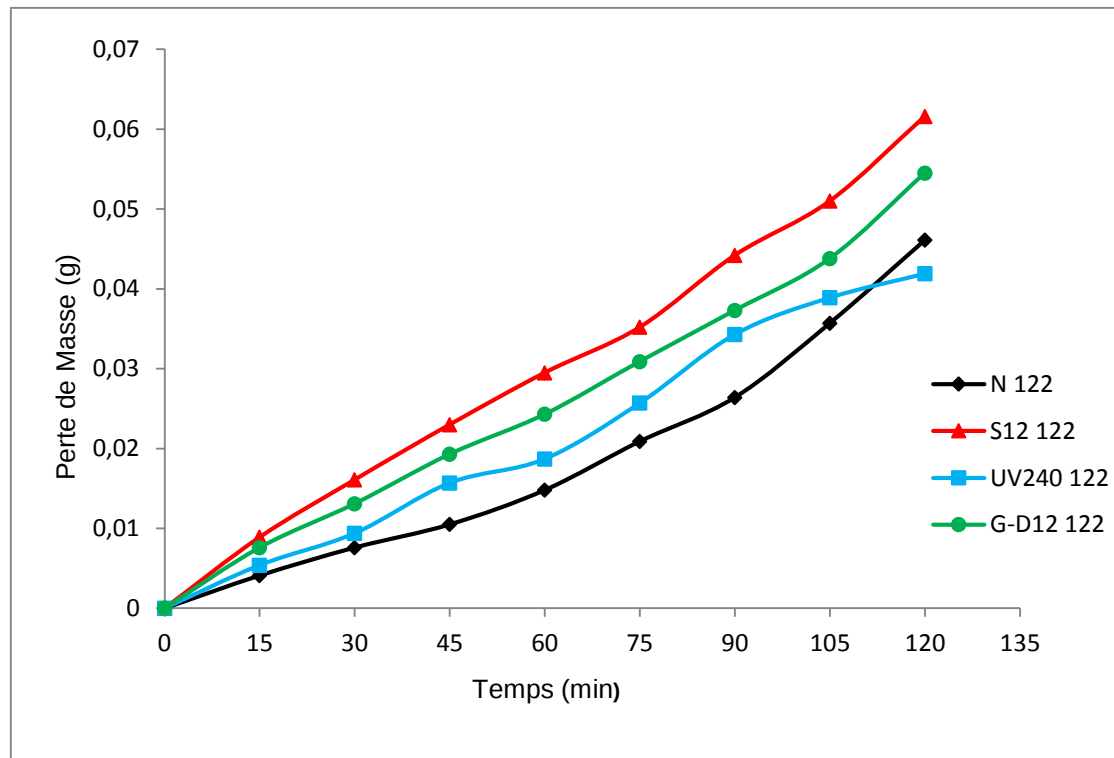


Figure IV. 19 : Vieillissement accéléré 12 mois et 240heures UV avec ses facteurs de frottement (180tr/min, 9.3N et 10.3 μm).

Dans ce test du polymère HDPE 80 utilisé dans le transport du gaz naturel dans divers milieux, il a été constaté que l'effet de l'exposition au soleil était plus important dans la perte de poids lors du frottement, suivi de l'effet de dilatation et de contraction, suivi de l'effet des ultraviolets rayons ultraviolets pendant une période de 240 heures sous l'influence des rayons ultraviolets sous une lampe UV de Longueur d'onde approche à l'état naturel [116].

IV-2-15. Vitesse 2 charge 2 et papier abrasif 1

Les l'échantillon sont soumettre de vieillissement accéléré pendant 12 mois de gel et dégel, ex position au rayement solaire et exposition 240 heures au rayement UV avec ses facteurs de frottement ou le papier abrasif de granulométries 1000 (18,3 μm), vitesse de rotation égale 355 tours par minute et une force de (9,3 N) sous pression d'un ressort figure (IV-20).

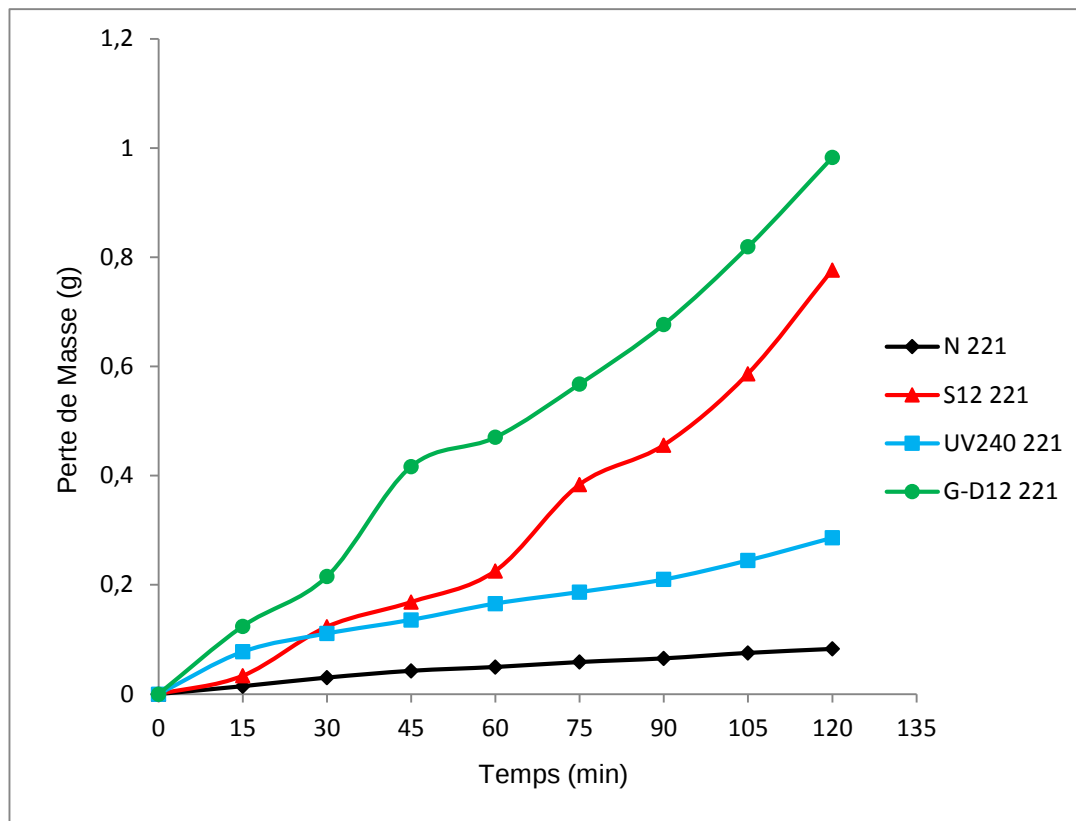


Figure IV. 20 : Vieillissement accéléré 12 mois et 240 heures UV avec ses facteurs de frottement (355tr/min, 9.3N et 18.3 μ m).

La figure (IV-20) montre que l'expansion et la contraction ont le plus grand effet sur la perte de poids pendant l'expérience, suivie de l'effet sous la lumière du soleil, puis après cela, l'effet des rayons ultraviolets par rapport à la condition normale [117].

IV-2-16. Evaluation et analyse des résultats

IV-2-17. Analyse du rapport signal/bruit (S/N)

Nous avons analysé tous les résultats obtenus en utilisant la méthode de Taguchi dans le domaine expérimental graphique en utilisant l'analyse du programme Minitab, où les résultats se situaient dans la limite de l'intervalle de confiance inférieur à 5 %, les valeurs de probabilité indiquée dans le tableau IV-9.

La perte de poids (P) et la perte d'épaisseur (ΔL) dues à l'usure par frottement ont été déterminées par les méthodes de Taguchi en utilisant l'expression des rapports signal/brut (S/N) de chaque facteur optimisé.

La perte minimale de poids et d'épaisseur due au frottement est très importante pour améliorer la qualité du polyéthylène PEHD80.

Tableau IV. 9 : Résultats expérimentaux et valeur du rapport S/N, P (valeurs moyennes totales de perte de poids) = 0,3531 g et P (rapport S/N, valeur moyenne totale) = 11,2561 dB, ΔL (valeur moyenne totale de perte d'épaisseur) = 0,22 mm et ΔL (rapport S/B, valeur moyenne totale) = 15,0239 dB.

Modes de Dégradation	B	C	D	P	S/N pour P	ΔL	S/N pour ΔL
	Tr/min	(N)	(μm)	(g)	(dB)	(mm)	(dB)
Etat initial	180	4,65	1000	0,2910	10,7221	0,10	20,0000
Etat initial	180	9,3	2000	0,1050	19,5762	0,05	26,0206
Etat initial	355	4,65	2000	0,5170	5,7302	0,45	6,9357
Etat initial	355	9,3	1000	0,4260	7,4118	0,20	13,9794
Ex –aux soleil	180	4,65	1000	0,4990	6,0380	0,10	20,0000
Ex –aux soleil	180	9,3	2000	0,7530	2,4641	0,30	10,4576
Ex –aux soleil	355	4,65	2000	0,5710	4,8673	0,20	13,9794
Ex –aux soleil	355	9,3	1000	0,8550	1,3607	0,35	9,1186
Ex- aux UV	180	4,65	1000	0,1350	17,3933	0,05	26,0206
Ex- aux UV	180	9,3	2000	0,1490	16,5363	0,10	20,0000
Ex- aux UV	355	4,65	2000	0,2480	12,1110	0,30	10,4576
Ex- aux UV	355	9,3	1000	0,0728	22,7574	0,15	16,4782
Gel & dégel	180	4,65	1000	0,4920	6,1607	0,25	12,0412
Gel & dégel	180	9,3	2000	0,2860	10,8727	0,10	20,0000
Gel & dégel	355	4,65	2000	0,1081	19,3235	0,45	6,9357
Gel & dégel	355	9,3	1000	0,1450	16,7726	0,40	7,9588

La formule « moins c'est mieux » a été utilisée pour calculer les offres du rapport S/N. Comme montré dans le tableau IV-6. En termes de valeurs des rapports S/N pour suivre la perte de poids et la diminution dans l'épaisseur du tube après que toutes les expériences de frottement aient été calculées à partir des valeurs moyennes de la perte de poids et de l'épaisseur, que VMTPP (Valeur Moyenne Totale de Perte de Poids) = 0,3531g et le rapport S/N pour la Valeur Moyenne Totale de Perte de Poids) = 11,2561 dB ,VMTPE (Valeur Moyenne Totale de Perte d'Epaisseur) = 0,22 mm et ΔL (rapport S/N, valeur moyenne totale) =15,0239dB.

Les rapports S/N pour suivre la perte de poids et la diminution de l'épaisseur du tube, l'épaisseur après chaque expériences de frottement en calculant les valeurs moyennes de la perte de poids et de l'épaisseur respectivement de telle sorte de 0,3553 g pour la perte de poids et 0,22 mm pour la perte d'épaisseur de même, les valeurs moyennes du rapport S/N pour la perte de poids et la perte de l'épaisseur ont été calculées, être respectivement de 11,2561 dB et 15,0239 dB, où nous avons analysé l'effet de chaque facteur de contrôle (mode de détérioration, vitesse de rotation, force de pression du ressort et le papier abrasif).

La perte de poids et d'épaisseur ont été réalisées par le niveau de chaque facteur de contrôle optimaux, selon la réponse de rapport signal/bruit (S/N) aux niveaux de ces facteurs de contrôles comme indique le tableau IV-10.

Tableau IV. 10 : Valeurs expérimentales pour les niveaux optimaux de perte de poids (P) et valeurs pour Facteurs de contrôle des niveaux optimaux de perte d'épaisseur (ΔL).

Niveaux	Perte de poids (P)				Perte d'épaisseur (ΔL)			
	A	B	C	D	A	B	C	D
	(Mois*3)	(Tr/min)	(N)	(μm)	(Mois*3)	(Tr/min)	(N)	(μm)
Niveau1	10,860	11,220	10,293	11,077	16,73	19,32	14,55	15,70
Niveau2	3,683	11,292	12,219	11,435	13,39	10,73	15,50	14,35
Niveau3	17,199	-	-	-	18,24	-	-	-
Niveau4	13,282	-	-	-	11,73	-	-	-
Delta	13,517	0,071	1,926	0,358	6,51	8,59	0,96	1,35
Rang	1	4	2	3	2	1	4	3

Les pertes des poids et d'épaisseur après 45 minutes de frottement figures (IV-21, A et B) représente la valeur optimale des paramètres et de traitement pour les facteurs de contrôle afin de réduire la valeur de perte de poids ainsi que la valeur de la perte d'épaisseur de tube en polyéthylène HDPE80 utilisée pour le transport de gaz naturel , où l'usure peuvent être facilement déterminées par le niveau de chaque facteur de contrôle, selon le rapport signal/bruit (S/N) le plus élevé aux niveaux de ces facteurs de contrôle.

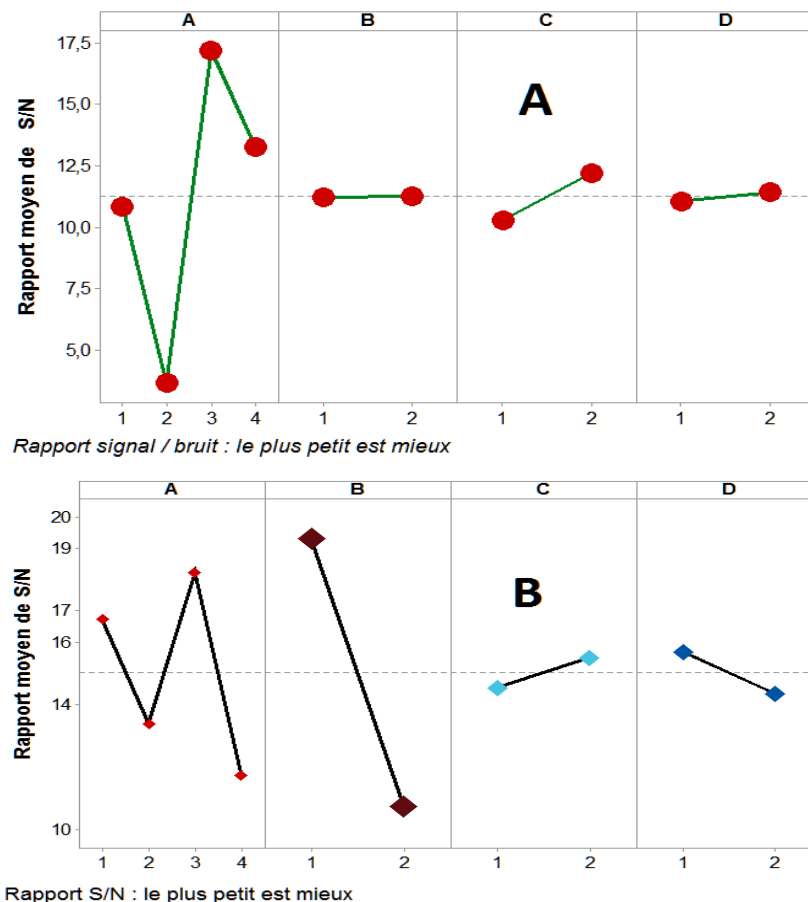


Figure IV. 21 , A et B : (A) Effet des niveaux du paramètres sur le rapport S/N moyen pour la perte de poids (P) et (B) effet des niveaux des paramètres sur le rapport S/N moyen pour la perte d'épaisseur (ΔL).

Cette étude met clairement en évidence les effets des facteurs de contrôle qui ont validé les résultats obtenus expérimentalement grâce à la méthode de Taguchi. Elle examine l'impact des paramètres de perte de poids (P), notamment la vitesse de rotation (B), le mode de dégradation (A), le diamètre de grain de papier abrasif (D) et la charge de pression (C)."

En conséquence, les rapports S/N étaient variables pour les facteurs affectant la perte de poids du HDPE80.

Le facteur de vieillissement accéléré sous irradiation ultraviolette a été déterminé comme étant le facteur A (niveau 3, S/N = 17,199), le facteur de vitesse de rotation B (niveau 2, S/N = 11,292) et le facteur de charge à la compression C (niveau 2, S/N = 12,219) et facteur de Papier abrasif D (niveau 2, S/N = 11,435).

Autrement dit, la valeur optimale est obtenue sous l'influence des paramètres de vieillissement sous irradiation ultraviolets (A3) et la vitesse de rotation est de 355 tr/min. (B2) Force de compression du ressort (C2) à 9,3 N à l'aide du papier d'abrasif de taille des grains 2000 (10,3 μm) figure III-36, A.

De même, les niveaux et rapports S/N sont donnés pour les facteurs (ΔL) Meilleure définition pour le Facteur A (Niveau 3, S/N = 18,24) et le facteur B (Niveau 1, S/N = 19,32), Facteur C (niveau 2, S/N = 15,50) et facteur D (niveau 1, S/N = 15,70). En d'autres termes, Il a été démontré que les facteurs de frottement affectent la perte d'épaisseur du tube en polyéthylène HDPE80, comme indiqué la valeur (ΔL) la plus à partir de rayonnement UV sous une lampe UV par le mode de vieillissement (A3) et à une vitesse de rotation (B2) de 355 tr/min, avec une force de compression continue (C2) de 9,3 N, et du papier abrasif (D2) de taille de grains de 1000 (18,3 m) (figure IV-21, B).

Cette étude nous permet de conclure que l'exposition au rayonnement ultraviolet d'une lampe UV émettant à une longueur d'onde de 365 nm constitue le facteur le plus influent sur le vieillissement prématuré, la perte de poids et l'épaisseur des tuyaux en polyéthylène HDPE80, en particulier dans les zones de contact avec les surfaces soumises à frottement.

L'effet sur la perte de poids, augmentant le taux de force de compression cela entraîne une augmentation significative de la quantité de poids perdue [118], il remplit cette fonction l'usure par frottement rapide des matières plastiques lors du traitement et réduction de leur durée de vie.

De plus, la vitesse de rotation plus faible et les grains de papier abrasif de plus petit diamètre ont affecté la valeur de perte d'épaisseur de tube en PEHD (PEH80) testés, ainsi que la charge (C) élevée à la compression, qui a directement affecté la perte d'épaisseur, comme le montre la figure (IV-22 A et B) et figure (IV-23 A et B)

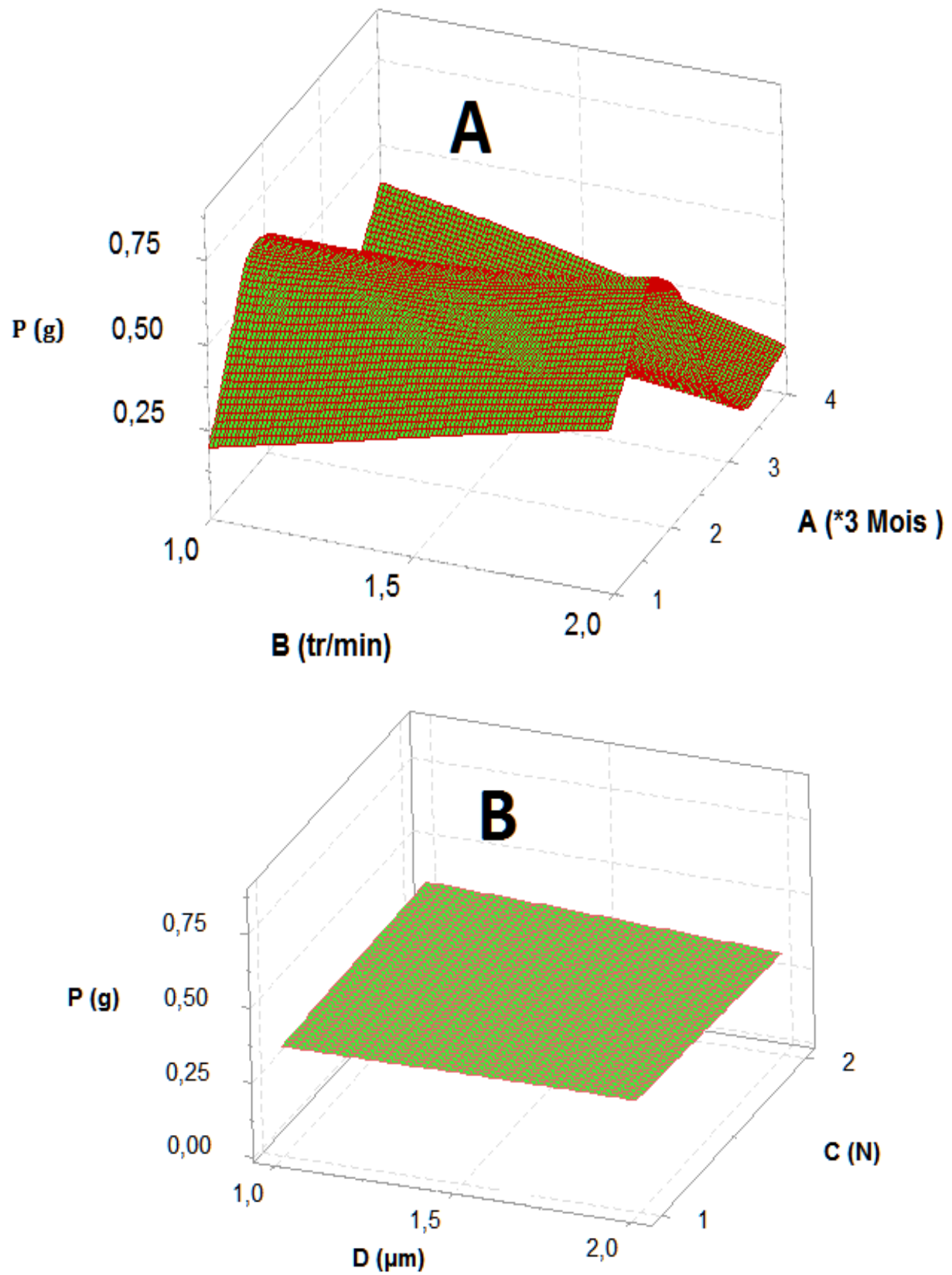


Figure IV. 22 ; A et B : Effet des paramètres de perte de poids (P), A (B : vitesses de rotation, A : modes de dégradation) et B (D : papier abrasif, C : charge de Pression).

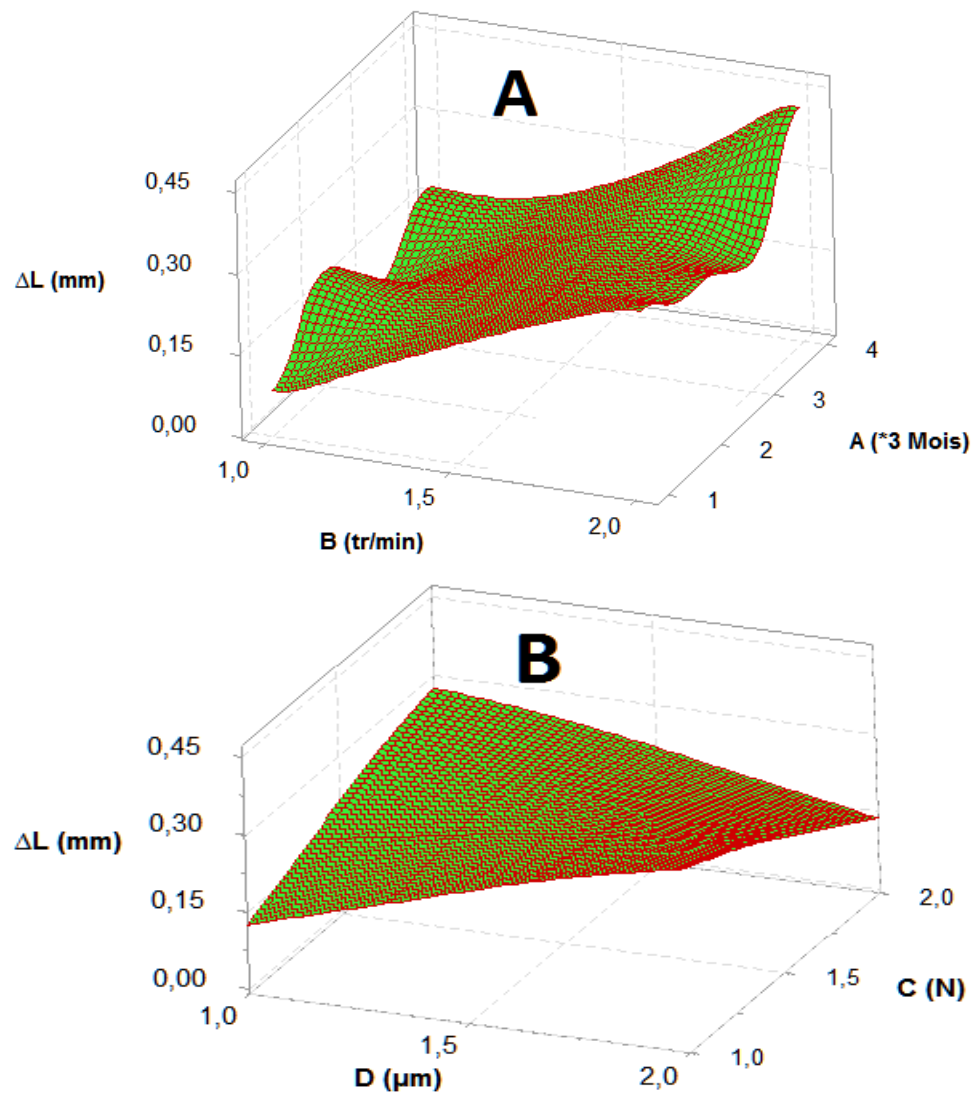


Figure IV. 23 ; A et B : Effet des paramètres de perte d'épaisseur (ΔL) A (B : vitesses de rotation, A : modes de dégradation) et B (D : papier abrasif, C : charge de pression).

IV-2-18. Méthode d'analyse (ANOVA et Taguchi)

L'ANOVA est une méthode statistique utilisée pour déterminer l'interaction des individus de tous les facteurs de contrôle dans l'hypothèse d'essais. Dans ce chapitre, l'ANOVA qui a été utilisée pour analyser l'effet de dégradation du tube en HDPE80 offre des avantages de transport de gaz naturel d'une durée de 6 mois en 60 heures d'exposition au rayonnement ultraviolet, avec des matériaux à vitesse de rotation de 180 et 355 tr/min, une force de pression et en milieu abrasif avec des grains de différents diamètres (10,3 en 18,3 μm).

Les résultats de l'analyse ANOVA pour la perte de poids et la perte d'épaisseur sont présentés dans le tableau IV-11. Cette analyse a été réalisée avec un niveau de signification de 5 % et un niveau de confiance de 95 %. L'importance des facteurs de contrôle dans une analyse de variance (ANOVA) est déterminée en comparant les facteurs de contrôle.

Tableau IV. 11 : Analyse de Taguchi et ANOVA pour la perte de poids (P) et la perte d'épaisseur (ΔL) par rapport les facteurs A ; B ; C et D.

Perte de poids (P)							
Source	DF	Seq SS	Adj SS	Seq MS	F-Value	P-Value	Contribution
A	3	0,408083	0,408083	0,136028	5,45	0,021	63,86%
B	1	0,000652	0,000652	0,000652	0,03	0,875	0,10%
C	1	0,004747	0,004747	0,004747	0,19	0,673	0,74%
D	1	0,001034	0,001034	0,001034	0,04	0,843	0,16%
Error	9	0,224493	0,224493	0,024944	-	-	35,13%
Total	15	0,639009	-	-	-	-	100,00%
Perte d'épaisseur (ΔL)							
Source	DF	Seq SS	Adj SS	Seq MS	F-Value	P-Value	Contribution
A	3	0,059515	0,059515	0,019838	1,57	0,264	16,99%
B	1	0,167139	0,167139	0,167139	13,22	0,005	47,70%
C	1	0,003314	0,003314	0,003314	0,26	0,621	0,95%
D	1	0,006631	0,006631	0,006631	0,52	0,487	1,89%
Error	9	0,113775	0,113775	0,012642	-	-	32,47%
Total	15	0,350374	-	-	-	-	100,00%

La dernière colonne du tableau IV-11 indique le pourcentage de la valeur de la contribution de chaque facteur, qui indique le degré d'impact sur les performances du processus des essais de frottement, les résultats de l'analyse ANOVA, les contributions en pourcentage des facteurs (A, B, C et D) de perte de masse (P) étaient respectivement de (63,86 %, 0,10 %, 0,74 % et 0,16 %). Ainsi, le facteur le plus important est la vitesse de rotation (63,86 %) affectait la perte de masse. et l'analyse ANOVA pour les contributions en pourcentage des facteurs (A, B, C et D) de perte d'épaisseur (ΔL) se sont révélées être (16,99 %, 47,70 %, 0,95 % et 1,89 %), respectivement, cela a montré que le facteur de frottement le plus efficace était la force de pression (charge), représentant 47,70 % (facteur B), Le pourcentage d'erreur était remarquablement faible, s'élevant à 35,13 % pour P et à 32,47 % pour ΔL , respectivement.

IV-2-19. Analyse de régression de la perte de poids et de la perte d'épaisseur

Les analyses de régression sont utilisées pour la modélisation et l'analyse de plusieurs variables lorsqu'il existe un lien entre une variable dépendante et une ou plusieurs variables indépendantes [119].

Dans cette étude, les variables dépendantes sont la perte de poids (P) et la perte d'épaisseur (ΔL) due à usure du tube en polyéthylène PEHD80 par frottement, en revanche, les variables indépendantes sont les mode de dégradation (A) pendant quatre périodes égales durant une année complète (3, 6, 9 et 12 mois), deux vitesses de rotation (B), deux forces de pression (C), ainsi que l'utilisation de deux types de papier abrasif comme support grossier (D), les équations de perte de poids et d'épaisseur du PEHD80, l'usure par frottement des surfaces étudiées et une

analyse de régression ont été utilisés pour obtenir une prédiction, Ces équations prédictives ont été créées pour la régression des modèles linéaire et quadratique.

Les équations prédictives des modèles linéaire prédictives de la perte de poids et d'épaisseur dues à l'usure du tube en polyéthylène PEHD80 par frottement obtenues par le modèle de régression linéaire sont présentées ci-dessous les 'équations (IV-6 ; IV-6a) et Equations (IV-7 ; IV-7a).

$$P_L = 0.111 + 0.335A - 0.122B - 0.083C - 0.013D \quad (\text{IV-6})$$

Résumé du modèle: (S = 0.165193; R - sq(adj) = **81.48%** et R - sq(prd) = **53.70%**) (IV - 6a)

$$\Delta L_L = 1.1412 + 0.0468A + 0.0201B + 0.0295C + 0.0432D \quad (\text{IV-7})$$

Résumé du modèle: (S = 0.0144940; R - sq(adj) = **98.80%** et R - sq(prd) = **91.02%**) (IV - 7a)

La perte de poids (P) et la perte d'épaisseur résultant de l'usure du tube en polyéthylène PEHD80 par frottement (ΔL) sont affichées respectivement, dans la figure (III-24 ; A et B), la comparaison des résultats d'essais réels et attendus et des valeurs obtenues par le modèle de régression linéaire donne les valeurs R^2 via les équations obtenues par le modèle de régression linéaire pour la perte de poids (P) et la perte d'épaisseur (ΔL) étaient respectivement de 81,48 % et 98,80 %.

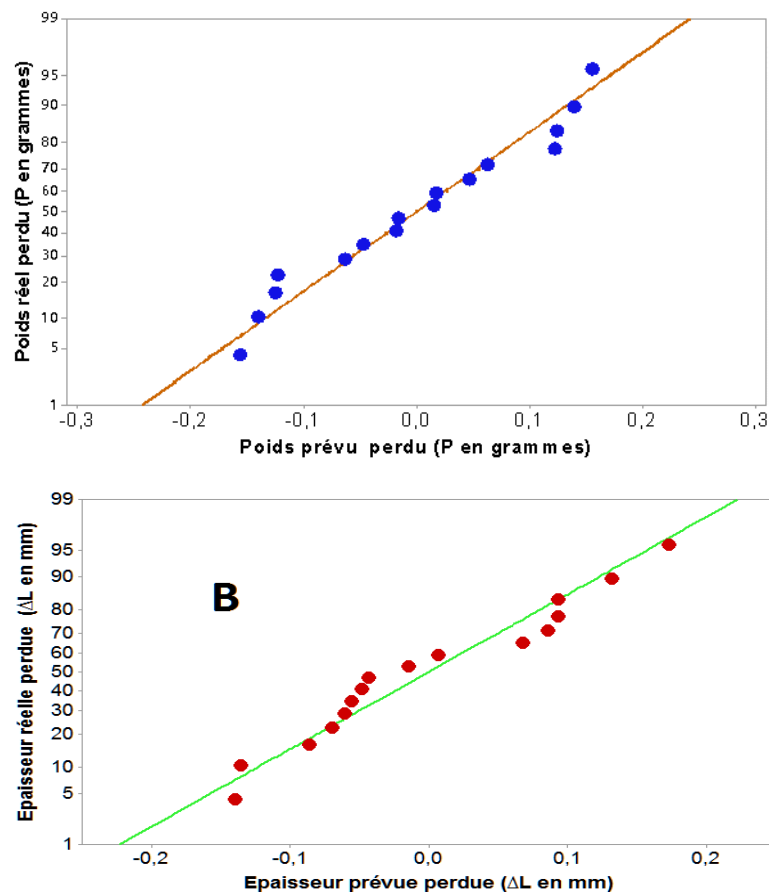


Figure IV. 24; A et B : (A) Comparaison du modèle de régression linéaire avec les résultats expérimentaux pour la perte de poids (P) et (B) Comparaison du modèle de régression linéaire avec les résultats expérimentaux pour la perte de la perte d'épaisseur résultant de l'usure de PEHD80 par frottement (ΔL).

Les équations prédictives de la régression avec interaction du poids perdu (P) et de la régression quadratique du l'épaisseur perdu (ΔL) résultant de l'usure du polyéthylène haut densité PEHD80 sont données ci-dessous : les 'équations (IV-8 ; IV-8 a) et les 'équations (IV-9 ; IV-9a).

$P_q = 0.41 + 0.52A + 0.696B - 0.798C + 0.3083D - 0.234AB + 0.202AC - 0.092AD$ (IV-8);
Résumé du modèle: (S = 0.141413; R – sq(adj) = 93.21% et R – sq(prd) = 66.07% (IV – 8 a);

$\Delta L_q = 1.349 - 0.0153A + 0.0212B - 0.029C - 0.2739D - 0.00643A * A + 0.02768A * C - 0.092A * D$ (IV – 9a);
Résumé du modèle: (S = 0.0063214; R – sq(adj) = 99.89% et R – sq(prd) = 98.29% (IV – 9 a).

Ici, P_q et ΔL_q montrent les équations prédictives de la perte de poids et de la perte d'épaisseur dues à usure par frottement d'un tube en polyéthylène haut densité PEHD80 Figure (IV-25), Où les résultats des tests sont affichés et les résultats attendus sont comparés aux valeurs obtenues par le modèle de régression quadratique.

Il s'avère qu'il existe une relation parfaite entre les valeurs attendues et les résultats des essais.

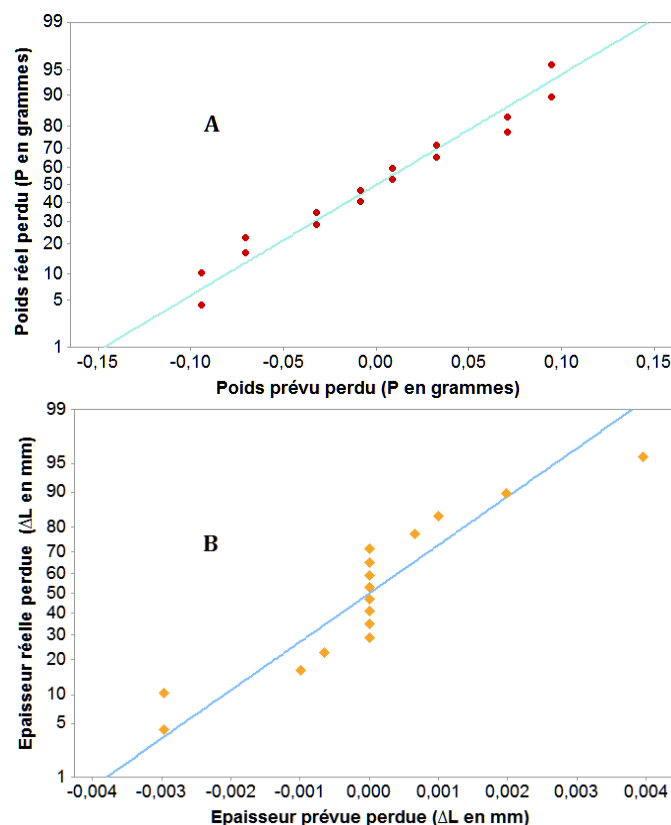


Figure IV. 25 ; A et B : Comparaison du modèle de régression quadratique prévue avec les résultats expérimentaux réelle (perte de poids P_q et perte d'épaisseur ΔL_q) due à l'usure par frottement d'un tube en polyéthylène haut densité PEHD80.

Les valeurs prévues ont été obtenues approximativement en utilisant le modèle de régression quadratique par rapport au modèle de régression linéaire, et elles étaient

respectivement de 93,21 % et 99,89 %, ce qui a prouvé le succès du modèle de régression quadratique dans la perte de poids et d'épaisseur résultant de frottement d'un tube en polyéthylène haut densité PEHD80.

IV-2-20. Confirmation des résultats

Voici le taux global pour la valeur moyenne totale de perte de poids (VMTPP) et valeur moyenne totale de perte d'épaisseur (VMTPE), pour la valeur moyenne totale de perte de poids (P) en grammes (g) et la valeur totale de la perte d'épaisseur (ΔL) en millimètres, pendant l'expérience de manière optimale l'équation IV-10, et (n) est le nombre de facteurs de contrôle pour la valeur manquante attendue, Les résultats sont clairement présentés dans le tableau IV-12, et montrent que la valeur attendue est bien en accord avec la valeur expérimentale.

Tableau IV. 12 : Valeur moyenne totale de perte de poids (P) et valeur moyenne totale de perte d'épaisseur (ΔL).

Symboles	Valeur Moyenne	Valeur prévue A3, B2,C2 et D2	Valeur réelle A3, B2,C2 etD2
VMTPP (g)	Valeur Moyenne (P)	0.408	0.353
VMTPE (mm)	Valeur Moyenne (ΔL)	0.167	0.22

$$y = y_m + \sum_{i=1}^n (y_i - y_m) \quad (\text{IV} - 10)$$

Avec :

y_m : La valeur moyenne totale de la perte de poids (P) et la valeur totale de la perte d'épaisseur (ΔL) ;

y_i : La moyenne de WLTMV et TLTMV à un niveau optimal ;

n : Le nombre de facteurs de contrôle.

IV-2-21. Conclusion

Dans ce chapitre, nous avons appliqué une optimisation mono-objective, où nous avons utilisé la méthode de Taguchi pour optimiser les deux fonctions objectives, la perte de poids (P) et la perte d'épaisseur (ΔL) due à l'usure par frottement d'un tube en polyéthylène haut densité PEHD80. Sur la base des résultats expérimentaux et de l'analyse paramétrique en utilisant l'ANOVA, nous avons trouvé ce qui suit :

Les niveaux optimaux des facteurs de contrôle pour minimiser la perte de poids (P) et l'épaisseur perdue (ΔL) résultant de l'usure de matériau polymère (HDPE 80) par frottement en utilisant le rapport signal bruit S/N a été déterminé, les conditions optimales de perte de poids et d'épaisseur correspondent aux niveaux A3, B2, C2 et D2 (c'est-à-dire mode de dégradation = UV, vitesse de rotation = 355 tr/min, charge = 9,3N et papier abrasif = qualité 10,3) et A3, B1,

C2 et D1 (mode de dégradation = UV, Vitesse de rotation = 180 tr/min, Charge = 4,65 N et papier abrasif = Graine 18,3), respectivement.

Une fraiseuse verticale a été utilisée, avec réalisation de plusieurs expériences selon la table orthogonale mixte de Taguchi L16 ($4^1 \times 2^3$). L'analyse de variance (ANOVA) pour déterminer la variation de l'usure par frottement du PEHD80 via la perte de poids et la perte d'épaisseur pour un tube de transport de gaz naturel en polyéthylène (HDPE 80) sous influence des paramètres de contrôle telle que les grains de papier abrasif de différents diamètre, la vitesse de rotation et la force de pression durant deux heures, avec une durée 15 minutes pour chaque expérience.

Les résultats ont clairement montré que l'exposition du PEHD 80 aux rayonnements ultraviolets contribue directement à la détérioration du matériau polyéthylène haut densité PEHD80 par la perte de ses propriétés tribologiques en termes de perte d'épaisseur et de poids par frottement.

Selon les résultats de l'analyse statistique (ANOVA), il a été constaté que le mode de dégradation est le facteur le plus important pour la perte de poids avec un taux de contribution de 63,86 %. La vitesse de rotation est le facteur le plus important pour la perte d'épaisseur due à l'usure par frottement avec une contribution de 47,70%.

Les modèles de régression quadratique développés ont démontré une relation parfaite entre les valeurs mesurées et les valeurs prédites pour la perte de poids et d'épaisseur avec des coefficients de corrélation élevés ($R^2(P) = 0,6607$ et $R^2(\Delta L) = 0,9829$).

Après avoir mené des expériences et analysé leurs résultats, il a été démontré que l'effet du vieillissement sous le facteur de détérioration des rayons ultraviolets et du soleil en surface affaiblit la résistance à la corrosion du polyéthylène (PEHD80). Le vieillissement dans des conditions normales et accélérées, conduit à la détérioration des propriétés de polyéthylène. Par conséquent, un modèle potentiel a été trouvé qui contribue à une amélioration significative de l'analyse mécanique et tribologique.

IV-3. Essais Spectroscopie Infrarouge à Transformée de Fourier (FTIR)

IV-3-1. Introduction

La spectroscopie infrarouge à transformée de Fourier (FTIR) est effectivement une méthode puissante pour analyser les matériaux en fonction de leur interaction avec le rayonnement infrarouge. Grâce à cette technique, on peut identifier les groupes fonctionnels présents dans une molécule en observant les vibrations des liaisons chimiques.

Pour éviter les explosions, il est essentiel de limiter la durée réelle de vie. Cela permet de réduire les risques associés aux opérations potentiellement dangereuses et de mieux contrôler l'environnement de travail. Des pauses régulières et une planification rigoureuse peuvent contribuer à minimiser les dangers.

IV-3-2. Matériau et méthodes

Le polyéthylène haute densité (PEHD80) utilisé pour le transport de gaz naturelle sous l'analyse de Spectroscopie Infrarouge à Transformée de Fourier (IRTF), Il est essentiel d'étudier les propriétés physiques et chimiques d'un matériau en tenant compte de divers facteurs externes, tels que le rayonnement solaire et les rayons ultraviolets. En outre, il convient d'évaluer l'impact des conditions de l'environnement de travail, comme l'effet du frottement causé par le contact avec des grains de sable. Ces analyses permettent de mieux comprendre le comportement du matériau et de prédire sa durabilité et sa performance dans des conditions réelles figure (IV-26) représente la structure multi-échelle du PEHD (polyéthylène haute densité) semi-cristallin et sa complexité de microstructure.

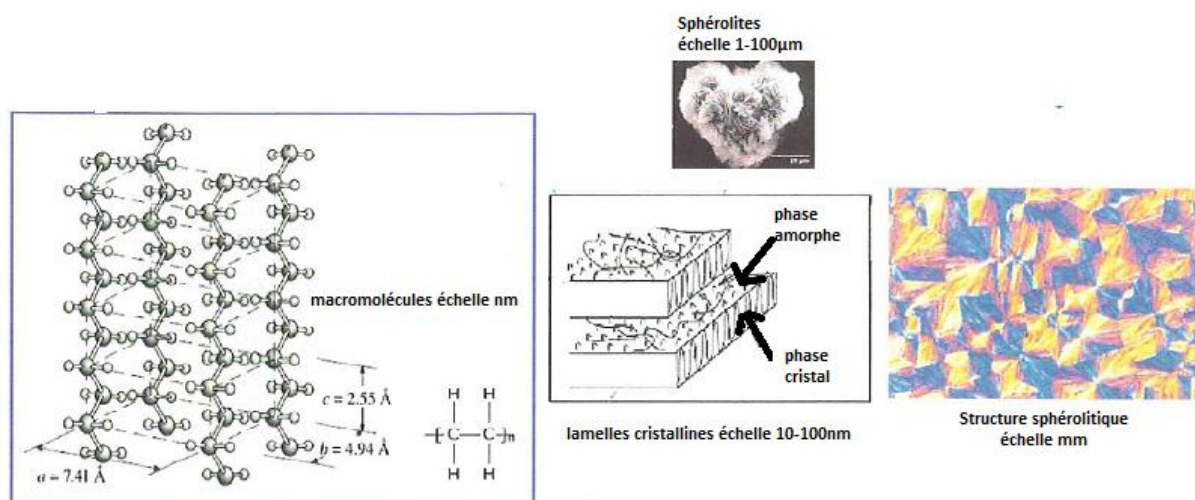


Figure IV. 26 : Structure multi-échelle du PEHD (polyéthylène haute densité) semi-cristallin illustre la complexité de sa microstructure.

Les échantillons d'un tube en polyéthylène haute densité PEHD80 sont utilisés pour le transport de gaz naturel. Les échantillons ont été découpés en formes circulaires d'un diamètre de 10 mm et d'une épaisseur de (2mm). Cela permet d'évaluer les propriétés chimiques et physiques, sous des conditions spécifiques, en particulier pour des applications relatives aux tubes de gaz. En cas de doute sur les méthodes d'analyse ou les résultats attendus, veuillez demander.

L'analyse est réalisée avec un spectromètre à transformée de Fourier (FTIR), qui émet un rayonnement infrarouge sur l'échantillon. Il mesure ensuite les longueurs d'onde absorbées par

le matériau ainsi que les intensités d'absorption correspondantes. Cette technique permet d'obtenir des informations détaillées sur la composition chimique et les structures moléculaires des échantillons analysés.

IV-3-3. Principe de l'analysé par (FTIR)

Le rayonnement infrarouge est capturé par spectroscopie infrarouge à transformée de Fourier, qui génère un spectre qui sert d'empreinte digitale pour le matériau, permettant des analyses qualitatives et quantitatives, Le sapin est utilisé en chimie, en biologie, en science des matériaux et en analyse environnementale.

Le diagramme de Jablonski montre les processus d'absorption et d'émission de lumière dans les molécules. Il identifie les différents états énergétiques d'une molécule, en particulier l'état fondamental (S_0) et les états excités (S_1 et S_2). (S_0) correspond au moment où un photon est absorbé, puis (S_1 ou S_2) correspond au moment où il est excité.

L'état fondamental (S_0) est l'état de relaxation des molécules lorsqu'elles reviennent à leur état excité S_1 figure (IV-27). La fluorescence émet de la lumière grâce à ce processus. L'état excité et l'état fondamental subissent souvent une transition, conduisant à une émission spécifique qui peut être influencée par divers facteurs, notamment l'environnement de la molécule et ses caractéristiques.

Le diagramme de Jablonski montre comment la lumière et les molécules interagissent, provoquant une variation des niveaux d'énergie et la formation de la fluorescence qui en résulte [117].

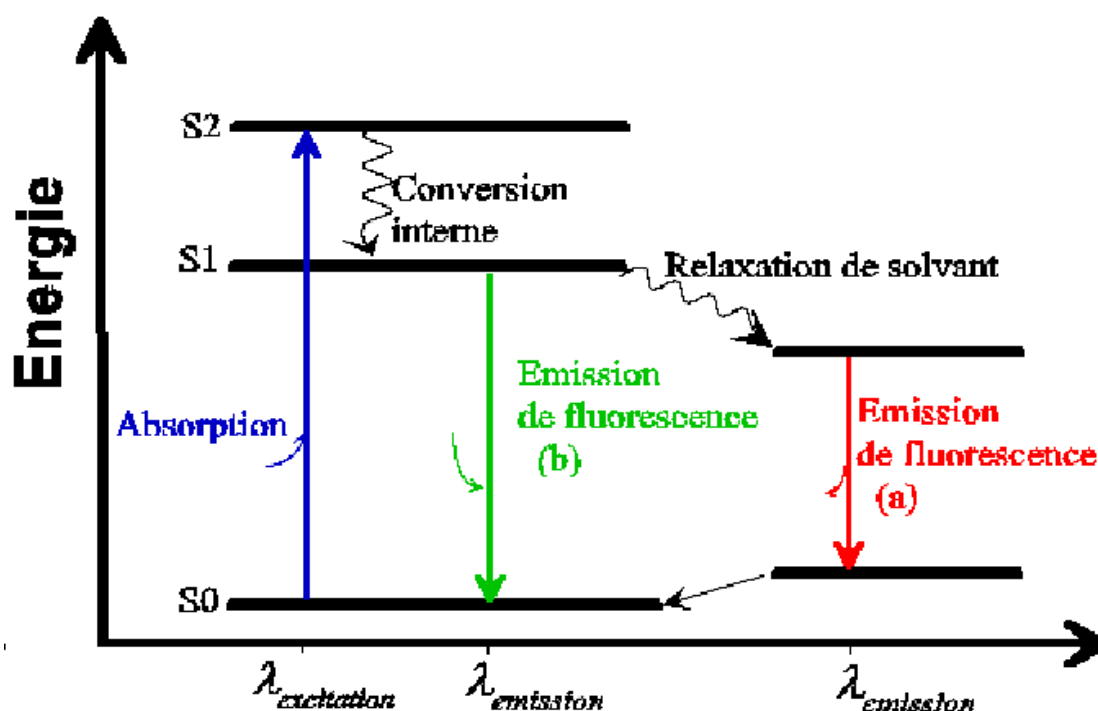


Figure IV. 27 : Diagramme de Jablonski [120].

Les ondes de fluorescence sortent généralement au-dessus du rayon d'excitation et se propagent vers des longueurs d'onde plus longues figure (IV-28) tableaux (IV-13 et IV-14), Stokes a constaté en 1852 une diminution de l'énergie [121], il arrive parfois qu'une molécule fluorescente soit diluée dans un solvant, ce qui entraîne le déplacement de Stokes lié au solvant détendu [122].

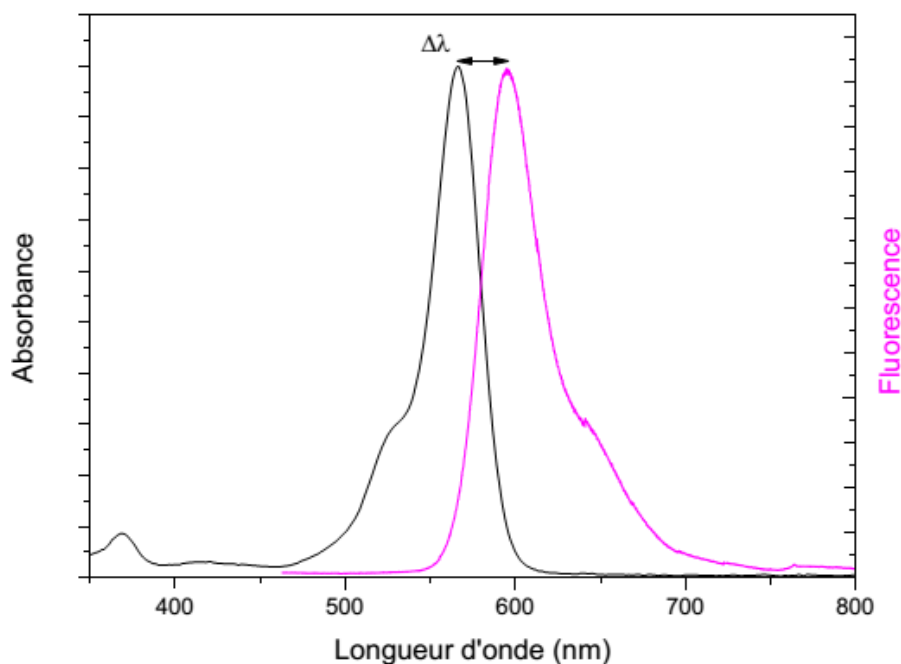


Figure IV. 28 : La fluorescence et l'absorption d'une molécule de rhodamine 101 dans l'éthanol à 25°C. $\Delta\lambda$ correspond au mouvement de Stokes.

Tableau IV. 13 : Les bandes de vibrations observées en spectroscopie infrarouge pour le polymère (PEHD) en de la variation de nombre d'onde [121, 123, 124,125 ,126 et 127].

Nombre d'onde (cm ⁻¹)	Groupe ment fonctionnel	Type de vibration
2916	CH ₂	CH ₂ symétrique
2848	CH ₂	CH ₂ symétrique
1474	-CH ₂ -C-H	Flexion cristalline
1464	-CH ₂ -C-H	Liaison amorphe
730	-CH ₂ -C-H	Bascule de cristalline
720	-CH ₂ -C-H	Amorphe à bascule

IV-3-4. Les essais Spectroscopie Infrarouge à Transformée de Fourier

Les modifications chimiques au niveau du moléculaire des tubes en polyéthylène haute densité HDPE80 utilisés pour le transport du gaz naturel. Les bandes principales du PEHD étudié sont constituées d'une bande située à environ 2915 cm⁻¹ assignable à CH₂ en tant qu'étirement asymétrique, une bande autour de 1461–1473 cm⁻¹ révélant une déformation en

flexion, et une autre bande à 719-730 cm^{-1} ce qui indique une déformation par bascule [121, 128 et 129].

Les résultats du traitement FTIR pour les différentes éprouvettes testées sous l'influence du rayonnement ultraviolet et de la lumière du soleil à différentes périodes durant une année, ainsi que les effets de température (gel et dégel), ils ont été vérifiées pour l'intervalle d'un nombre d'onde de 3100 vers 600 cm^{-1} à l'aide d'une appareil Spectroscopie infrarouge à transformée de Fourier (FTIR).

IV-3-5. L'essai de FTIR pour l'état initial

Les bandes vibrationnelles du PEHD étudié se forment et sont représentées sur la figure (IV-29) pour l'état initial.

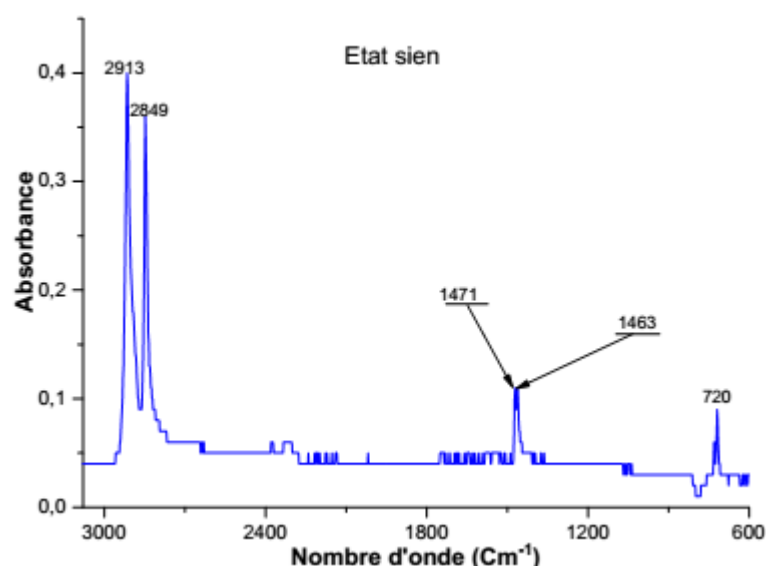


Figure IV. 29 : Les bandes d'absorption de polyéthylène PEHD80 à l'état initial.

1. 2913 cm^{-1} : C'est le pic d'étirement symétrique des liaisons (C-H) des groupes méthyle (-CH₃-) présents dans le polyéthylène PEHD80 ;
2. 2849 cm^{-1} : C'est le pic d'étirement asymétrique des liaisons (C-H) des groupes méthyle (-CH₃-) du polyéthylène PEHD80 ;
3. 1471 cm^{-1} : C'est le pic de déformation angulaire des liaisons (C-H) du groupe méthyle (-CH₃-) du polyéthylène PEHD80 ;
4. 1463 cm^{-1} : C'est le pic de déformation angulaire des liaisons (C-H) du groupe méthylène (-CH₂-) du squelette principal du polyéthylène PEHD80 ;
5. 720 cm^{-1} : C'est le pic de déformation angulaire des liaisons (C-H) du groupe méthylène (-CH₂-) du squelette principal du polyéthylène PEHD80.

IV-3-6. L'essai de FTIR pour vieillissement accélérée gel et dégel

Le vieillissement artificiel (gel et dégel) : les échantillons sont dépositions à la température de gel et dégel (-10 et 25°C) et à la température ambiante de 25°C, pendant une année complète divisée en trois mois (3 et 12 mois).

IV-3-7. L'essai de FTIR pour vieillissement accélérée (trois mois gel et dégel)

Les échantillons ont été exposés à la température de gel et dégel (-10 et 25°C) et à la température ambiante de 25°C, pendant une année complète divisée en Trois (3) mois figure (IV-30).

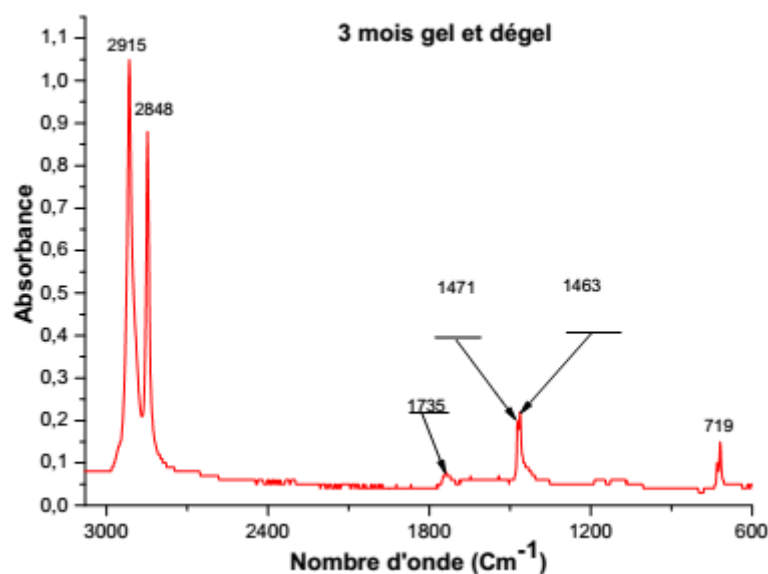


Figure IV. 30 : Les bandes d'absorption de polyéthylène PEHD80 pour un vieillissement accéléré (trois mois gel et dégel).

Il ressort clairement de figure (IV-30) qu'il y a trois bandes d'absorptions comme suit :

1. 2915 cm⁻¹ : C'est le pic d'étirement symétrique des liaisons (C-H) des groupes méthyle (-CH₃-) présents dans le polyéthylène PEHD80 ;
2. 2848 cm⁻¹ : C'est le pic d'étirement asymétrique des liaisons (C-H) des groupes méthyle (-CH₃-) du polyéthylène PEHD80 ;
3. 1735 cm⁻¹ : Zone caractérisée par la formation de carbonyles ;
4. 1471 cm⁻¹ : C'est le pic de déformation angulaire des liaisons (C-H) du groupe méthyle (-CH₃-) du polyéthylène PEHD80 ;
5. 1463 cm⁻¹ : C'est le pic de déformation angulaire des liaisons (C-H) du groupe méthylène (-CH₂-) du squelette principal du polyéthylène PEHD80 ;
6. 719 cm⁻¹ : C'est le pic de déformation angulaire des liaisons (C-H) du groupe méthylène (-CH₂-) du squelette principal du polyéthylène PEHD80

Ces zones du spectre FTIR permettent de suivre les modifications structurales du PEHD en réponse aux conditions thermiques alternantes et d'évaluer les effets de long terme sur les propriétés de PEHD80.

IV-3-8. L'essai de FTIR pour vieillissement accéléré (trois mois gel et dégel)

Les échantillons ont été exposés à la température de gel et dégel (-10 et 25°C) et à la température ambiante de 25°C, pendant une année complète divisée en trois (3) mois figure (IV-31).

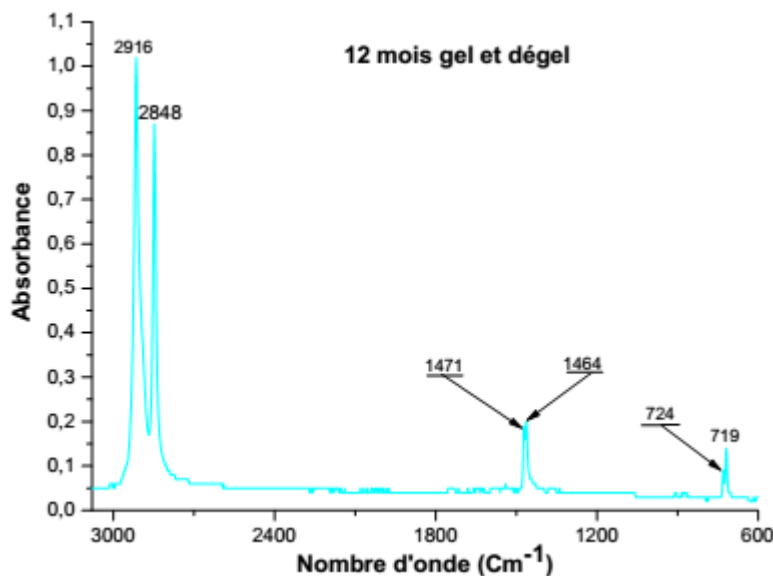


Figure IV. 31 : bandes d'absorption de polyéthylène PEHD80 pour un vieillissement accéléré (12 mois gel et dégel).

Le spectre FTIR du PEHD pour les échantillons exposés à des températures alternées de -10 et 25 °C durant une année se caractérise généralement par six zones distinctes.

Ces zones correspondent aux bandes d'absorption spécifiques qui révèlent des informations sur la structure et les interactions moléculaires d'un tube en polyéthylène PEHD80. Voici un aperçu des six champs identifiés :

1. Champs d'absorption autour de 2916 cm^{-1} : Correspond aux vibrations des liaisons (CH) dans les groupes méthyles et méthylènes, typiques des polyéthylènes ;
2. Champs d'absorption dans la région de 2848 cm^{-1} : Peut être lié à la présence de groupes carbonyles en raison de l'oxydation ou d'autres modifications chimiques dues aux cycles de gel-dégel ;
3. Champs d'absorption autour de 1471 cm^{-1} : Zone caractérisée par la formation de carbonyles ;
4. Champs d'absorption à 1464 cm^{-1} : Représente les vibrations liées aux liaisons (C-O), pouvant indiquer la formation de groupes fonctionnels oxydés ;

5. Champs d'absorption vers 724 cm^{-1} : Peut refléter la présence de liaisons insaturées ou d'autres groupes fonctionnels résultant de la dégradation du polymère ;
6. Champs d'absorption autour de 719 cm^{-1} : Cette bande est typique des vibrations de chaîne latérale et peut indiquer le degré de ramification dans le PEHD80.

Ces zones du spectre FTIR permettent de suivre les modifications structurales du PEHD80 en réponse aux conditions thermiques alternantes et d'évaluer les effets de long terme sur ses propriétés matérielles.

IV-3-9. L'essai de FTIR du vieillissement accéléré par le rayonnement ultraviolet

Le spectre FTIR des échantillons de PEHD80 exposés au rayonnement UV révèle des modifications notables dans la structure moléculaire après une exposition de 60 et 240 heures

IV-3-10. L'essai de FTIR du vieillissement accélérée (60 heures exposition à l'UV)

Le spectre FTIR des échantillons de PEHD80 exposés au rayonnement ultraviolet montre des changements significatifs dans la structure moléculaire en raison de l'exposition aux UV figure (IV-32).

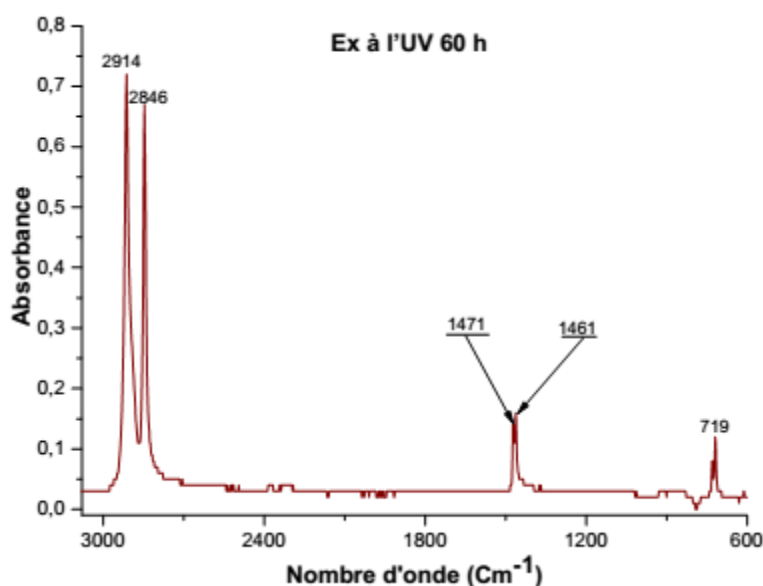


Figure IV. 32 : Les bandes d'absorption de polyéthylène PEHD80 pour un vieillissement accéléré (60 heures exposition à l'UV).

Les cinq zones de signal distinctes, identifiées sur la figure (IV-32), témoignent des transformations chimiques et physiques des matériaux.

1. 2914 cm^{-1} : C'est le pic d'étirement symétrique des liaisons (C-H) des groupes méthyle ($-\text{CH}_3-$) présents dans le polyéthylène PEHD80 ;
2. 2846 cm^{-1} : C'est le pic d'étirement asymétrique des liaisons (C-H) des groupes méthyle

- (-CH₃) du polyéthylène PEHD80 ;
- 1471 cm⁻¹ : C'est le pic de déformation angulaire des liaisons (C-H) du groupe méthyle (-CH₃-) du polyéthylène PEHD80 ;
 - 1461 cm⁻¹ : C'est le pic de déformation angulaire des liaisons (C-H) du groupe méthylène (-CH₂-) du squelette principal du polyéthylène PEHD80 ;
 - 719 cm⁻¹ : C'est le pic de déformation angulaire des liaisons (C-H) du groupe méthylène (-CH₂-) du squelette principal du polyéthylène PEHD80.

Ces variations peuvent être liées à des profils d'absorption qui signalent des modifications dans les liaisons moléculaires, comme l'oxydation ou la dégradation de la chaîne polymère, résultant de l'interaction avec la lumière UV.

IV-3-11. L'essai de FTIR du vieillissement accéléré (240 heures exposition à l'UV)

Le spectre FTIR des échantillons de PEHD80 exposés au rayonnement UV révèle des modifications notables dans la structure moléculaire après une exposition de 240 heures figure (IV-33).

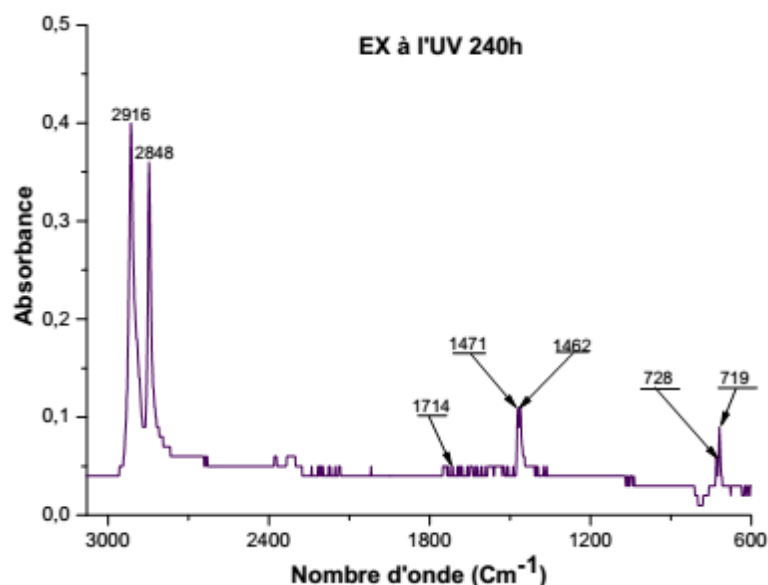


Figure IV. 33 : Les bandes d'absorption de polyéthylène PEHD80 pour un vieillissement accéléré (240 heures exposition à l'UV).

Les distinctes identifiées dans la figure (IV-33), illustrent Sept (7) régions de signal des transformations chimiques et physiques des PEHD80 :

1. Champs d'absorption autour de 2916 cm⁻¹ : Correspond aux vibrations des liaisons (CH) dans les groupes méthyles et méthylènes, typiques des polyéthylènes ;
2. Champs d'absorption dans la région de 2848 cm⁻¹ : Peut être lié à la présence de groupes carbonyles en raison de l'oxydation ou d'autres modifications chimiques dues aux cycles de gel-dégel ;

3. Champs d'absorption autour de 1714 cm^{-1} : Zone caractérisée par la formation de carbonyles ;
4. Champs d'absorption autour de 1471 cm^{-1} : Associé aux déformations des liaisons (CH), qui reflètent la structure aléatoire ou cristalline des polymères ;
5. Champs d'absorption à 1464 cm^{-1} : Représente les vibrations liées aux liaisons (C-O), pouvant indiquer la formation de groupes fonctionnels oxydés ;
6. Champs d'absorption vers 724 cm^{-1} : Peut refléter la présence de liaisons insaturées ou d'autres groupes fonctionnels résultant de la dégradation du polymère ;
7. Champs d'absorption autour de 719 cm^{-1} : Cette bande est typique des vibrations de chaîne latérale et peut indiquer le degré de ramification dans le PEHD80.

Ces variations peuvent être associées aux profils d'absorption, qui suggèrent des altérations des liaisons moléculaires, telles que l'oxydation ou la dégradation de la chaîne polymère, provoquées par l'interaction avec la lumière UV. Cela témoigne des effets délétères du rayonnement UV sur la stabilité des polymères, mettant en évidence l'importance de protéger les matériaux sensibles à cette forme de radiation.

IV-3-12. L'essai de FTIR du vieillissement naturelle (exposition au solaire Six mois)

Le spectre FTIR d'échantillons de PEHD80 exposés à la lumière du soleil figure (IV-34) a été analysé dans la région El Oued, aux- sud de l'Algérie, où les échantillons ont été placés directement sur le sable pendant Six mois.

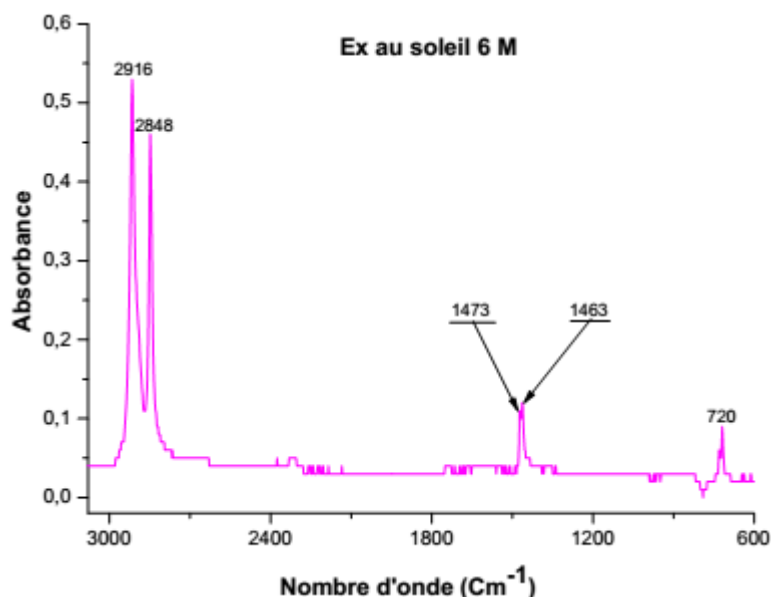


Figure IV. 34 : Les bandes d'absorption de polyéthylène PEHD80 pour un vieillissement naturel (exposition au solaire Six mois).

Dans ce cas nous trouvons cinq (5) zones de signal distinctes sont identifiées sur la figure (IV-34), indiquant les changements chimiques et physiques pouvant survenir à la suite de l'exposition aux rayons solaire et aux influences environnementales. Ces zones peuvent inclure des profils d'absorption distincts qui reflètent les changements dans la structure moléculaire des matériaux :

1. 2916 cm^{-1} : C'est le pic d'étirement symétrique des liaisons C-H des groupes méthyle ($-\text{CH}_3-$) présents dans le polyéthylène PEHD80 ;
2. 2848 cm^{-1} : C'est le pic d'étirement asymétrique des liaisons C-H des groupes méthyle ($-\text{CH}_3-$) du polyéthylène PEHD80 ;
3. 1473 cm^{-1} : C'est le pic de déformation angulaire des liaisons C-H du groupe méthyle ($-\text{CH}_3-$) du polyéthylène PEHD80 ;
4. 1463 cm^{-1} : C'est le pic de déformation angulaire des liaisons C-H du groupe méthylène ($-\text{CH}_2-$) du squelette principal du polyéthylène PEHD80 ;
5. 720 cm^{-1} : C'est le pic de déformation angulaire des liaisons C-H du groupe méthylène ($-\text{CH}_2-$) du squelette principal du polyéthylène PEHD80.

IV-3-13. Comparaison entre les effets du FTIR avec les différents modes de vieillissement

Grâce aux résultats obtenus des essais FTIR réalisées sur les échantillons en polyéthylène PEHD80 Nous avons identifié la différence entre les différents facteurs spectre FTIR conduisant à un vieillissement accéléré ou bien naturelle. Tout cela est présenté dans la figure (IV-35) et le tableau III.14.

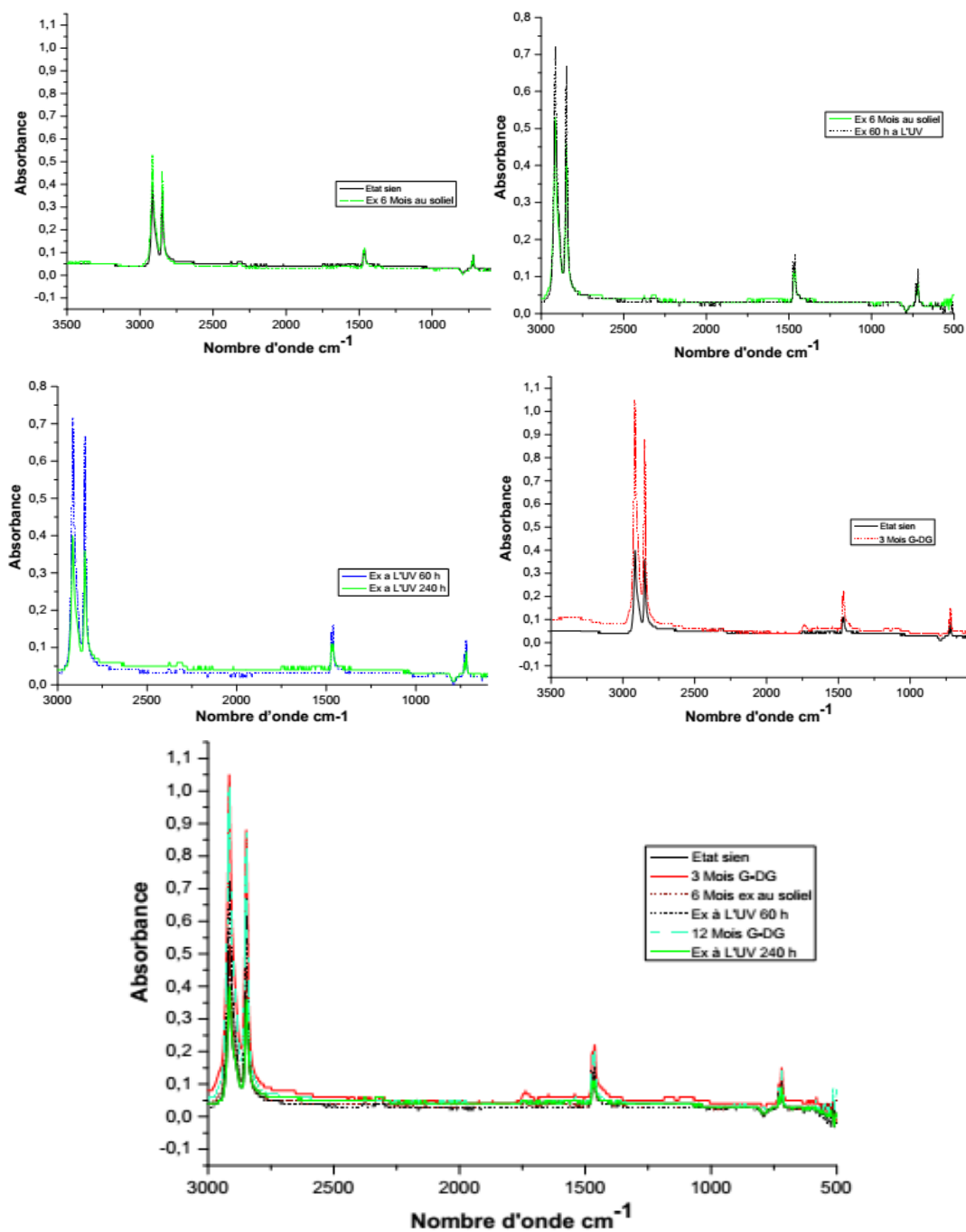


Figure IV. 35 : Les bandes d'absorption de polyéthylène PEHD80 pour différentes modes de vieillissement.

La différence réside dans les valeurs de lumière absorbées et de la bande de chaque mode de vieillissement, comme indiqué dans le tableau III.14.

Tableau IV. 14 : les valeurs des bandes d'absorption de polyéthylène PEHD80 pour différentes modes de vieillissement.

Type du vieillissement		Champs d'absorption																
		2916	2915	2914	2913	2849	2848	2846	1735	1714	1471	1464	1463	1462	1461	724	720	719
UV	60 h			X				X			X				X			X
	240	X					X			X	X			X		X		X
G-D	3M		X				X		X		X		X					X
	12M	X					X				X	X				X		X
Ex Soleil 6M		X					X			X			X				X	
Etat Sein					X	X					X		X				X	

IV3-14. Conclusion

Les résultats du traitement FTIR pour les différentes éprouvettes testées sous l'influence du rayonnement ultraviolet et de la lumière du soleil à différentes périodes durant une année, ainsi que les effets de température (gel et dégel), ils ont été vérifiées pour l'intervalle d'un nombre d'onde de 3100 vers 600cm⁻¹ à l'aide d'une Spectroscopie infrarouge à transformée de Fourier (FTIR).

Les bandes du spectre FTIR pour un vieillissement accéléré (3 et 6 mois gel et dégel), permettent de suivre les modifications structurales du PEHD en réponse aux conditions thermiques alternantes et d'évaluer les effets à long terme sur les propriétés de PEHD80.

Des profils d'absorption peuvent être associés à des changements dans les liaisons moléculaires, telles que l'oxydation ou la dégradation de la chaîne polymère, causées par l'exposition à la lumière UV d'une durée de trois mois d'exposition, Cela démontre les conséquences néfastes du rayonnement UV sur la résistance des polymères, soulignant l'importance de préserver les matériaux qui sont vulnérables à cette radiation d'une durée de 12 mois.

Le spectre FTIR d'échantillons de PEHD exposés à la lumière du soleil a été analysé dans la région El Oued au sud d'Alger, où les échantillons ont été placés directement sur le sable pendant Six mois, dans ce cas les changements chimiques et physiques pouvant survenir à la suite de l'exposition aux rayons solaire et aux influences environnementales

CONCLUSION GENERALE

Le vieillissement des matières plastiques est un phénomène complexe qui affecte leurs performances lors de leur utilisation et de leur stockage dans le temps. Le test de vieillissement intégré est conçu pour simuler avec précision les conditions de vieillissement afin de mieux comprendre le comportement à long terme des tubes en polyéthylène haute densité, est très utilisé souvent dans les tubes pour transporter de l'eau potable et du gaz.

Le frottement de matériaux polyéthylène à haute densité (PEHD80), génère la chaleur en consommant de l'énergie, elle est importante pour comprendre comment optimiser l'utilisation de ces plastiques dans différentes situations.

L'utilisation de la méthode de Taguchi permet de déterminer les paramètres de frottement optimaux. Plusieurs expériences réalisées à l'aide d'un Conception multifactorielle Taguchi L16 ($4^1 * 2^3$) avec un plan orthogonal mixte et l'analyse de variance (ANOVA) pour déterminer la perte de poids et à la perte d'épaisseur pour un tube de transport de gaz naturel en polyéthylène (PEHD80) sous influence des paramètres telle que les grain de papier abrasif de différents diamètre, la vitesse de rotation et la force de pression durant deux heures, avec une durée 15 minutes pour chaque expérience, les niveaux optimaux des facteurs de contrôle pour minimiser la perte de poids (P) et l'épaisseur perdue (ΔL) résultant de l'usure de matériau polymère (HDPE 80) d'après l'analyse ANOVA en utilisant les taux de signal bruit S/N a été déterminé, les conditions optimales de perte de poids et d'épaisseur ont été observées à (mode de dégradation = UV, vitesse de rotation = 355 tr/min, charge = 9,3N et papier abrasif = qualité 10,3) et A3, B1, C2 et D1 (mode de dégradation = UV, Vitesse de rotation = 180 tr/min, Charge = 4,65 N et Papier abrasif = Graine 18,3), respectivement. Les résultats ont clairement montré que l'exposition du PEHD 80 aux rayonnements ultraviolets(UV) contribue directement à la détérioration du matériau (PEHD80) par la perte de ses propriétés en termes de perte d'épaisseur et de poids par frottement, le facteur le plus important pour la perte de poids avec un taux de contribution de 63,86 % La vitesse de rotation était le facteur le plus important pour la perte d'épaisseur de l'usure par frottement, une contribution de 47,70%, les modèles de régression quadratique développés ont démontré une relation parfaite avec les coefficients de corrélation élevés (R^2 pour la perte en poids $P = 0,6607$ et R^2 pour la perte d'épaisseur en poids $\Delta L = 0,9829$) entre les valeurs mesurées et les valeurs prédites pour la perte de poids et d'épaisseur.

L'essai de Charpy a permis de déterminer de la résistance au choc (l'énergie absorbée) et la résilience, la dégradation du PEHD80 exposé à un vieillissement naturel au rayonnement solaire pendant une année, à un vieillissement accéléré sous lampe UV 365 pendant 240heures,

et un gel et dégel alterné (-10 et 25°C) a été mise en évidence ; un faisceau de lumière transporte de l'énergie qui dépend de la longueur d'onde à laquelle il est associé. Si elle est suffisamment élevée, elle peut provoquer une dégradation du polymère. Le rayonnement ultraviolet, qui a des longueurs d'onde courtes et donc une énergie élevée, est particulièrement nocif.

La stabilité du polyéthylène en termes de résistance aux chocs, contrairement à ce qui se fait par l'exposition au soleil, les propriétés mécaniques sont perdues, contribuant ainsi à accélérer le vieillissement du polyéthylène PEHD80.

Une profondeur d'entaille de 2,5 affaiblit la résilience et provoque un vieillissement prématuré des tubes en polyéthylène PEHD80.

Lorsque l'énergie absorbée atteint 32,5 joules avec une profondeur d'entaille égale à 3,5 mm, en se rapprochant de l'état initial du polyéthylène PEHD80 sous l'exposition au rayonnement solaire.

Les valeurs de résilience (K) continuent à augmenter pour la profondeur de l'entaille est de 3,5, atteignant 126 joules par centimètre carré en 12 mois. Quant aux valeurs de résilience à la profondeur de l'entaille égale à 1,5mm elles ont diminué jusqu'à atteindre 103 J/cm² en 12 mois d'exposition du PEHD80 à la lumière du soleil, c'est-à-dire au vieillissement naturel.

Les résultats du traitement pour le Spectroscopie Infrarouge à Transformée de Fourier (FTIR) pour les différentes éprouvettes testées ont été vérifiées pour l'intervalle d'un nombre d'onde de 3100 vers 600cm⁻¹ à l'aide d'une appareil Spectroscopie infrarouge à transformée de Fourier (FTIR). Les bandes du spectre FTIR pour un vieillissement accélérée (3 et 6 mois gel et dégel), permettent de suivre les modifications structurales du PEHD80 en réponse aux conditions thermiques alternantes et d'évaluer les effets de long terme sur leur propriétés. Des profils d'absorption peuvent être associés à des changements dans les liaisons moléculaires, tels que l'oxydation ou la dégradation de la chaîne polymère, causés par l'exposition à la lumière UV d'une durée de trois mois d'exposition, Cela démontre les conséquences néfastes du rayonnement UV sur la résistance d'une durée de 240 heures. Le spectre FTIR d'échantillons de PEHD exposés à la lumière du soleil a été analysé dans la région de sud algérien (El Oued), où les échantillons ont été placés directement sur le sable pendant Six mois, dans ce cas es changements chimiques et physiques pouvant survenir à la suite de l'exposition aux rayons solaire et aux influences environnementales.

REFERENCES BIBLIOGRAPHIQUES

- [1] **R. Sinha.**, Outlines of Polymer Technology, Prentice-Hall by India Private Ltd., New Delhi, 2002.
- [2] **A. Soldera, N. Metatla, Compos. A.**, Appl. Sci. Manuf. 36 (2005) 521.
- [3] **J.A. Brydson.**, Plastics Materials, 6th ed., Butterworth-Heinemann, Oxford, 1995, pp. 411.
- [4] **Michel Fontanille.**, chimie et physico-chimie des polymères , 2e éd, Paris : Dunod, 2009,
- [5] **A.E. Woodward.**, Atlas of Polymer Morphology, Hanser Publishers, Munich (1989).
- [6] **S. Degallai et B. Ilschner.**, Caractérisation expérimental des matériaux I, propriétés Physiques, thermiques et mécaniques 2007, première édition, Presses polytechniques et universitaires romandes.
- [7] **B. Lotz.**, Structure cristalline des polymères, de la maille aux structures sur orientées, Kluwer Académique Publisher, Dordrecht (2000), 351-385.
- [8] **J. Rault.**, Les polymères solides. Amorphes, élastomères, semi-cristallins, Cépaduès Editions, Toulouse (2002).
- [9] **J. M. Haudin.**, Structures et morphologies des polymères semi-cristallins », in C. Gsell et (éditeurs), Introduction à la mécanique des polymères, Presses de l'Institut National Polytechnique de Lorraine, Nancy (1995) pp 97-115.
- [10] Annecy – Philippe Galez. Mesures Physiques, Polymères et composites 2011.
- [11] "Polymère" Microsoft ® Encarta ® 2007. [CD]. Microsoft Corporation.
- [12] **Jean-Paul Bilon et Jean-Marie Dorlot.**, Des matériaux, troisième édition. Ecole Polytechniques de Montréal, 2000. Sciences Exactes, Département de Chimie, 2009.
- [13] **S. degallaix et B. Ilschner.**, caracterisation experimentale des materiaux I : Propriétés physiques, thermiques et mécaniques, Presses polytechniques et universitaires romandes, 2007.
- [14] **M.L. Dumas et Roger I. Ben-Aim.**, Documents de plastics Europe France, mars 2023
- [15] **mainoc.free.fr/pages/Technique/plasti/categori/catego.htm.**
- [16] **Oudet C.**, Polymère: Structure et Propriétés – Introduction. Masson, Paris, 1994
- [17] **J.M. Haudin et B. Monasse.**, Structure Development During Polymer Processing, Kluwer Academic Publishers, Dordrecht (2000). pp 47-67.
- [18] **H. H. Kausch., N. Heymans, C. J. Plummer, P. Decroly.**, Matériaux polymères : Propriétés mécaniques et physiques Principe de mise en œuvre. Lausanne 2001.
- [19] **E. Showaib, A., Moet.**, Mechanistic analysis of fatigue crack initiation in medium-density polyethylene, Journal of Materials Science, 1993,28, p.3617-3625.
- [20] **J. Bost.**, Matières plastiques II, Technologie-plasturgie, Technique et documentation, Paris, 1982.
- [21] **R.L. Ayres.**, Basic structure-Property relationship for PE pipe resins, Tenth plastic fuel gas pipe symposium, AGA 1987.
- [22] **W Gottfried, F.B., Ehvenstein.**, Matériaux polymères, Structure, propriétés et application, Hermès, Paris 2000.
- [23] **C.A. Naudin.**, Nomenclature, Classification et formules chimiques des polymères, Technique de l'ingénieur, traité plastiques et composites, A 3035, février 1995.
- [24] **M. REYNE.**, « Les plastiques -polymères, transformation et application- », Hermès, Paris, 1991.
- [25] **I. Narisawa et A.F. Yee**, Crazing and fracture of polymer, extrait de Materials science and technology, A comprehensive treatment, Ed.P.H.R.W. Cahn, E.J. Kramer, New York VCH, 1993.
- [26] Gas Research Institute, Pipeline Statistics, Distribution and Transmission, Annual Mileage Totals, Chicago ,2002.
- [27] **A. Blaga.**, CBD-219-F, National research council, Canada 1982.

- [28] **Tidjani, A. et R.**, Aranud, Formation of treeing figures during the photooxidation of polyolefins. *Polymer*, 36(14): 2841-2844, 1995.
- [29] <http://www.polytek.fr>.
- [30] www.groupe-chiali.com.
- [31] **G. Erhard.**, Sliding friction behaviour of polymer – polymer material combination, *Wear*, 1983,84,167-181.
- [32] **K. Johnson, K. Kendall, A. Roberts**, *Proc. R. Soc. Lond. A.*, 324 (1971) 301.
- [33] **A. Casoli.**, Thèse de doctorat de l'Université de Haute Alsace « Mécanismes moléculaires de la friction à une interface contrôlée : effet de chaînes polymères greffées ou adsorbées », (1999).
- [34] **F. Schmitt, H. Yoshizawa, A. Schmidt, G. Duda, W. Knoll, G. Wegner, J. Israelachvili.**, *Macromolecules* 28 (1995) 3401.
- [35] **H. Blok.**, Theoretical Study of Temperature Rise at Surfaces of Actual Contact under Oiliness Lubricating Conditions, *Proc General Discussion and Lubrication and Lubricants*, Vol 2 Institute of Mechanical Engineers, (1937).
- [36] **R. Holm**, *J. Appl. Phys.* 19 (1948).
- [37] **J. Archard.**, *Wear* 2 (1958-1959).
- [38] **B. Briscoe, P. Evans, S. Biswas, S. Sinha.**, *Trib. Int.* 29 2 (1996) 93.
- [39] **H. Yoshizawa, Y. L. Chen, J. Israelachvili.**, *J. Phys. Chem.* 97 (1993) 4128.
- [40] **C. Gauthier, R. Schirrer.**, *Journal of Materials Sciences* 35 9 (2000) 2121.
- [41] **T. Baumberger, P. Berthoud, C. Caroli.**, *Physical Review B* 60 6 (1999) 3928.
- [42] **D.F. Moore.**, *The Friction and Lubrication of Elastomers*, Pergamon Press, London (1972).
- [43] **A. Casoli, M. Brendlé, J. Schultz, P. Auroy, G. Reiter.**, « Friction induite par des chaînes de polymères greffées au contact d'un élastomère » *Journée Française de Tribologie 2001*, Obernai (2001).
- [44] **H. Yoshizawa, Y-L. Chen, J. Israelachvili.**, *J. Phys. Chem* 97 (1993) 4128.
- [45] **F. P. Bowden et D. Tabor.**, *The friction and lubrication of solids*, Chap. p. 28-31, éd. Oxford, Clarendon Press 1954.
- [46] **S. Descartes et Y. Berthier**, *Mat & Tech.*, 1-2, 3-14, 2001.
- [47] **Stempflé.**, *Tribologie des matériaux carbonés, étude des mécanismes contrôlant la formation et la stabilité du 3ème corps en frottement sec*, Thèse de Doctorat de L'université de Haute-Alsace, n° 01MULH068, 2001.
- [48] **Archard.**, Contact and rubbing of flat surfaces, *Journ. of Appl. Phys.*, 24, 981-988, 1953.
- [49] **J. Verdu**, *Traité des matières plastiques : Vieillissement physique*, Techniques de l'ingénieur, A3151, 1990.
- [50] **l'IFTH.**, *Etude du vieillissement des produits textiles de type sangles, élingues et cordes toronnées*, Rapport, pp .64, 2004.
- [51] **Fayolle, B., Verdu, J., Fayolle, B., & Verdu, J.**, (2020). Vieillissement et durabilité des polymères organiques To cite this version : HAL Id : hal-02624286 Vieillissement et durabilité des polymères organiques.
- [52] **N. S. Allen, et M. Edge.**, « *Fundamentals of Polymer Degradation and Stabilisation* », Elsevier Applied Science, London-New York, 1992.
- [53] **M. Scoponi, S. Cimmino, M. Kaci.**, *Polymer*, 41, 7969-7980, 2000.
- [54] **B. Dickens, J. W. Martin, D. Waksman.**, *Polymer* 25, 706-715, 1984.
- [55] **J. Langlois, M. meyer, L. Audouin, J. Verdu**, *Polym. Deg. Stab.* 36, 207-216, 1992.
- [56] **M. R. Kamal, B. Huang.**, « *Handbook of Polymer Degradation* », 127 ed. Dekker, 1992.
- [57] **P.K. Bandyopadhyay, M. T. Shaw, R. A Weiss.**, *Polym. Plast. Techn. Eng.*, 24, 187-239 1985.
- [58] **E. RICHAUD, J. VERDU.**, « Vieillissement chimique des polymères, Mécanismes de

- dégradation », technique de l'ingénieur, 2011.
- [59] **T. J. Turton, J. R. White**, Polym. Deg. Stab.74, 559-568, 2001.
- [60] **Mc. Kague et coll**, Swelling and Glass transition Relations for Epoxy Matrix Material in humid Environnement, E.L. Mc Kague, J.D. Reynolds, J.E. Halkias, Journal of Applied Polymer Science, Vol 22, 1643-1654, 1978.
- [61] **J. Verdu.**, « Vieillissement des plastiques », Afnor technique ISSN 0297-6714, 1984.
- [62] **J. VERDU.**, « Vieillissement chimique des plastiques : aspects généraux », technique de l'ingénieur, [AM3151], 2002.
- [63] **L. DOUMINGE**, « Etude du comportement du polyéthylène haute densité sous irradiation ultraviolette ou sollicitation mécanique par spectroscopie de fluorescence », Thèse de doctorat, Université de La Rochelle, 2010.
- [64] **T. DEVANNE.**, « Vieillissement radiochimique d'un réseau époxyde », Thèse doctorat, École Nationale Supérieure d'Arts et Métiers Centre de Paris, p12, 2003.
- [65] **J. ARUTCHELVI, M. SUDHAKAR, AMBIKA ARKATKAR, MUKESH DOBLE, SUMIT BHADURI, VEERA UPPARA.**, « Biodegradation of polyethylene and polypropylene », Indian Journal of Biotechnology, Vol. 7, pp 9-22, (2008).
- [66] **R. Sinha.**, (2002) Outlines of Polymer Technology, Prentice-Hall by India Private Ltd., New Delhi.
- [67] **A. Soldera, N. Metatla, Compos. A., Appl. Sci. Manuf.** 36 (2005) 521.
- [68] **J.A. Brydson.**, 1995, Plastics Materials, 6th ed., Butterworth-Heinemann, Oxford, pp. 411
- [69] **Abbès, F., Tran, N. G, Abbès, B., & Guo, Y. Q.**, (2017). Modelling of the degradation of mechanical properties of high-density polyethylene-based packaging exposed to amyl acetate solution. Polymer Testing, 59, 449–461. <https://doi.org/10.1016/j.polymertesting.2017.03.005>
- [70] **La Mantia, F. P., Morreale, M., Botta, L., Mistretta, M. C., Ceraulo, M., & Scaffaro, R.** (2017). Degradation of polymer blends: A brief review. Polymer Degradation and Stability, 145, 79–92. <https://doi.org/10.1016/j.polymdegradstab.2017.07.011>
- [71] **Wong, S. L., Ngadi, N., Abdullah, T. A. T., & Inuwa, I. M.**, (2015). Current state and future prospects of plastic waste as source of fuel: A review. Renewable and Sustainable Energy Reviews, 50, 1167–1180. <https://doi.org/10.1016/j.rser.2015.04.063>
- [72] **AnuarSharuddin, S. D, Abnisa, F, Wan Daud, W. M. A., & Aroua, M. K.**, (2016). A review on pyrolysis of plastic wastes. Energy Conversion and Management, 115, 308–326. <https://doi.org/10.1016/j.enconman.2016.02.037>
- [73] **Lu, Z., Feng, B., & Loh, C.**, (2018). Fatigue behaviour and mean stress effect of thermoplastic polymers and composites. Frattura Ed IntegritaStrutturale, 12(46), 150–157. <https://doi.org/10.3221/IGF-ESIS.46.15>
- [74] **Dangnan, F., Espejo, C., Liskiewicz, T., Gester, M., & Neville, A.** (2020). Friction and wear of additive manufactured polymers in dry contact. Journal of Manufacturing Processes, 59(July), 238–247. <https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2020.09.051>
- [75] **Kivak, T.** (2014). Optimization of surface roughness and flank wear using the Taguchi method in milling of Hadfield steel with PVD and CVD coated inserts. Measurement: Journal of the International Measurement Confederation, 50(1), 19–28. <https://doi.org/10.1016/j.measurement.2013.12.017>
- [76] **Madqour, M., Hassan, H., & Fawzy, K.** (2021). Finite element modeling of flexural behavior of reinforced concrete beams externally strengthened with CFRP sheets. Frattura Ed IntegritaStrutturale, 15(59), 62–77. <https://doi.org/10.3221/IGF-ESIS.59.05>
- [77] **DÉCAMPS (Ed.), HADNI (A.) et MUNIER (J. M.)**, Spectres d'absorption de molécules polaires à l'état gazeux et liquide entre 50 et 700 03BC, Spectrochimica Acta, 3, 1964, 373

- [78] **Buback, M, Huchestein, B; Leinhos, U. Makromol., Chem., Rapid Commun.** 1987, 8, 473.
- [79] **Williams, S, Peters, L. C, in., Making Light Work Advancing Near Infrared Spectroscopy,** Murray, I.; Cowe, I. Eds., VCH,1992; p 544.
- [80] **L.J. Bellamy., The Infrared Spectra of Complex Molecules, Vol. 1, 3rd edn.** Chapman and Hall, London, 1975; Vol. 2, 2nd edn. Chapman and Hall, London, 1980.
- [81] **N.B. Colthup, L.H. Daly and S.E. Wiberley., Introduction to Infrared and Raman Spectroscopy,** 3rd edn. Academic Press, San Diego, CA, 1990.
- [82] **P.R. Griffiths and J.A. deHaseth., Fourier Transform Infrared Spectroscopy.** Wiley-Interscience, New York, 1986.
- [83] **Guermazi N, Elleuch K, Ayedi HF.,** The effect of time and aging temperature on structural and mechanical properties of pipeline coating. *Materials and Design* 30 (2009) 2006–2010.
- [84] **Gugumus F.,** Critical antioxidant concentrations in polymer oxidation – III: application to lifetime prediction. *PolymDegrad Stabil* 1998; 60:119–35.
- [85] **Gugumus F.,** The performance of light stabilizers in accelerated and natural weathering. *PolymDegrad Stabil* 1995; 50:101–16.
- [86] **Mouallif, I, Latrach, A, Chergui, M. H, Benali, A, Mouallif, I, Latrach, A, Chergui, M. H., Benali, A, & Ftir, N. B.,** (2021). FTIR study of HDPE structural changes, moisture absorption and mechanical properties variation when exposed to sulphuric acid aging in various temperatures to cite this version: HAL Id: hal-03420950 FTIR study of HDPE structural changes, moisture absorption and mechanical properties variation when exposed to sulphuric acid aging in various temperatures Abstract.
- [87] **B. C. Smith.,** Electromagnetic radiation, spectral units, and alkanes. *Spectrosc. (Santa Monica)* 30, (2015).
- [88] **B. C. Smith,** The infrared spectra of polymers, part I: Introduction. *Spectrosc. (Santa Monica)* 36, 17–22 (2021).
- [89] **Ir, A. N., & Arvanitakis, G.** (2023). *Plastics Identification Using ATR-FTIR Spectroscopy* *Plastics Identification Using ATR-FTIR Spectroscopy.* 2–4. <https://doi.org/10.56530/spectroscopy.xp7081p7>.
- [90] **M. R. Jung et al.,** Validation of ATR FT-IR to identify polymers of plastic marine debris, including those ingested by marine organisms. *Mar. Pollut. Bull.* 127, 704–716 (2018). <https://doi.org/10.1016/j.marpolbul.2017.12.061>.
- [91] **Cordelle, A, Drissi-habti, M, Forster., Chin, J, Cordelle, A, Drissi-habti, M, Forster, A, Chin, J, & De, E.,** (2013). Effets de l' irradiation aux UV sur les propriétés mécaniques des matériaux composites polymères To cite this version : HAL Id : hal-00867235 Effets de l' irradiation aux UV sur les propriétés mécaniques des matériaux composites polymères.
- [92] **Kesentini, Z.,** (2023). Influence de l' humidité sur le comportement en statique et en dynamique d' un composite PLA / Lin To cite this version : HAL Id : tel-04001957 T HESE DE DOCTORAT DE Ecole Nationale d' Ingénieurs de Sfax.
- [93] **Erdmann, M, Niebergall, U, Wachtendorf, V, & Böhning, M.,** (2020). Evaluation of UV -induced embrittlement of PE-HD by Charpy impact test. *Journal of Applied Polymer Science*, 137(36), 1–14. <https://doi.org/10.1002/app.49069>
- [94] **Deshmane, C., Yuan, Q., & Misra, R. D. K.,** (2007). On the fracture characteristics of impact tested high density polyethylene-calcium carbonate nanocomposites. *Materials Science and Engineering: A*, 452–453, 592–601. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2006.11.059>
- [95] **Dr.S.COEAUVT.,** Effets biologiques des rayonnements non-ionnants, pp,49,2005.
- [96] **Dominique Appert.,** longévité des polymères, pp, 3,9 octobre 2007.

- [97] **P'IFTH.**, Etude du vieillissement des produits textiles de type sangles, élingues et cordes toronnées. Rapport, pp .64,2004.
- [98] **Frédérique Salpin, Laine et Colorants.**, fixation, quantification et vieillissement. Etude par spectrométrie Raman, THESE DE DOCTORAT, Soutenue le 14 mars 200
- [99] **Dominique Appert.**, longévité des polymères, pp, 3,9 octobre 2007.
- [100] **J.P. TROTIGNON, J. VERDU, M. PIPERAUD, A. OBRACZYNSKI.**, Structures-propriétés, mise en œuvre et normalisation, précis de matière plastique, 2^{ème} Edition, NATHAN.Paris, 1996.
- [101] **Xu, X, Wang, T, Sun, Q, Wang, B, Ge, Y., Lang, J, & Yan, Y.,** (2024). The Effect of Notch and Molecular Weight on the Impact Fracture Behavior of Polycarbonate. *Polymers*, 16(8), 1–13. <https://doi.org/10.3390/polym16081072>
- [102] **Bayraktar, E, Kaplan, D, Schmidt, F, Paqueton, H, & Grumbach, M.** (2008). State of art of impact tensile test (ITT): Its historical development as a simulated crash test of industrial materials and presentation of new “ductile/brittle” transition diagrams. *Journal of Materials Processing Technology*, 204(1–3), 313–326. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2007.11.044>
- [103] **Jang, Y. C, Hong, J. K, Park, J. H, Kim, D. W, & Lee, Y.,** (2008). Effects of notch position of the Charpy impact specimen on the failure behavior in heat affected zone. *Journal of Materials Processing Technology*, 201(1–3), 419–424. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2007.11.272>
- [104] **Guermaz, N., Elleuch, K., Ayedi, H. F., & Kapsa., P.** (2008). Aging effect on thermal, mechanical and tribological behaviour of polymeric coatings used for pipeline application. *Journal of Materials Processing Technology*, 203(1–3), 404–4 <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2007.10.062>.
- [105] **K. tanaka, Y. Uchiyama,** (1974) Friction-wear and surface melting of crystalline polymers in *Advancs in polymer friction and wear*, (lee L.H. Ed), *Polymere Sci. and Technol.*, Plenum Pess, New York, vol. 5B, 499-530.
- [106] **V.A. Bely, A.I. Sviridyonok,** (1974) Role of structure in friction mechanism of polymer materials in *advances in polymer friction and wear* (lee L.H. Ed), Plenum Pess, New York, vol. 5B, 745-759.
- [107], **R.D. Deanin, L.B.,** (1974) structure, properties and wear resistance of polyrthulene in *advances in polymer friction and wear* (lee L.H. Ed), Plenum Pess, New York, vol. 5B, 585-596.
- [108] **Liu, C. Z., Wu, J. Q., Li, J. Q., Ren, L. Q., Tong, J., & Arnell, A. D.,** (2006). Tribological behaviours of PA/UHMWPE blend under dry and lubricating condition. *Wear*, 260(1–2), 109–115. <https://doi.org/10.1016/j.wear.2004.12.044>.
- [109] **Kivak, T.,** (2014). Optimization of surface roughness and flank wear using the Taguchi method in milling of Hadfield steel with PVD and CVD coated inserts. *Measurement: Journal of the International Measurement Confederation*, 50(1), 19–28. <https://doi.org/10.1016/j.measurement.2013.12.017>
- [110] **Bellinda Hantelys and al.,** (2012) : Effect of environmental humidity and coating on aroma transfer through treated papers, *journal elsevier , Food Chemistry* 132 (2012) 1721–1727
- [111] **Alok K. Sahu, K. Sudhakar, R.M. Sarviya.,** (2019) : Influence of UV light on the thermal properties of HDPE/Carbon black composites, *journal Elsevier, Case Studies in Thermal Engineering* 15 (2019) 100534.
- [112] **Houcine JEMII and al.,** (2020) : Tribological behavior of virgin and aged polymeric pipes under dry sliding conditions against steel, *journal Elsevier; Tribology International*, S0301-679X(20)30552-1.

- [113] **Chung-Man Lim.**, (2019): Developing a thermal grafting process for zwitterionic polymers on cross-linked polyethylene with geometry-independent grafting thickness, journal Elsevier, *Acta Biomaterialia* 85 (2019) 180–191.
- [114] **A.K. Rodriguez and al.**, (2020), Effect of UV-aging on the mechanical and fracture behavior of low-density polyethylene, *Journal of Polymer Degradation and Stability*, S0141-3910(20)30117-8.
- [115] **A.K. Rodriguez and al.**, (2020): Effect of UV-aging on the mechanical and fracture behavior of low-density polyethylene, *Journal Polymer Degradation and Stability*, S0141-3910(20)30117-8
- [116] **Tatsuyuki Yamamoto and al.**, (2013): A spectroscopic study on the effect of ultra-violet solar radiation in Antarctica on the human skin fibroblast cells, journal Elsevier, *Geoscience Frontiers* 4 (2013) 647e653.
- [117] **Akihiro Yabuki and al.**, (2000): The anti-slurry erosion properties of polyethylene for sewerage pipe use, journal Elsevier, *Wear* 240 2000 52–58.
- [118] **Khan, A. A., & Kaiser, M. S.**, (2023). Wear studies on Al-Si automotive alloy under dry, fresh and used engine oil sliding environments. *Research on Engineering Structures and Materials*, 9(1), 0–18. <https://doi.org/10.17515/resm2022.505ma0816>
- [119] **Cetin, M. H., Ozcelik, B., Kuram, E., & Demirbas, E.**, (2011). Evaluation of vegetable based cutting fluids with extreme pressure and cutting parameters in turning of AISI 304 L by Taguchi method. *Journal of Cleaner Production*, 19(17–18), 2049–205 <https://doi.org/10.1016/j.jclepro.2011.07.013>.
- [120] **Dupend-Brusselle, N.**, Comportement viscoélastoplastique d'un polymère semi-cristalin, le polypropylène, avant la striction, 2000.
- [121] **Dupend-Brusselle, N, et al.**, Mechanical Behavior of a Semicrystalline Polymer before Necking. Part I: Characterization of Uniaxial Behavior. *Polymer Engineering and Science*, 2001. 41(1): p. 66-76.
- [122] **Dusunceli, N. et O.U. Colak.**, The effects of manufacturing techniques on viscoelastic and visco-plastic behavior of high-density polyethylene (HDPE). *Materials & Design*, 2007. 29(6): p. 1117-1124.
- [123] **Chandra R. & Renu Rustgi.**, Biodegradation of maleated linear low-density polyethylene and starch blends. *Polymer Degradation and Stability* 56 (1997) pp. 185–202.
- [124] **Domenech S.C, Severgnini V.L.S, Pinheiro E.A, Avila A.O.V., Borges N.G., Lima E., Drago V., Soldi V.** Effect of chemical surface treatment on thermal stability of poly (ethylene terephthalate) films used in flexible circuits. *Polymer Degradation and Stability* 88 (2005) pp. 461– 467.
- [125] **Ilaria Donelli, Giuliano Freddi, Vincent A. Nierstrasz, Paola Taddei.**, Surface structure and properties of poly- (ethylene terephthalate) hydrolyzed by alkali and cutinase. *Polymer Degradation and Stability* 95 (2010) pp. 1542 – 1550.
- [126] **Gugumus F.**, Critical antioxidant concentrations in polymer oxidation – III: application to lifetime prediction. *Polym-Degrad Stabil* 1998; 60:119–35.
- [127] **Gugumus F.**, The performance of light stabilizers in accelerated and natural weathering. *PolymDegrad Stabil* 1995; 50: 101–16.
- [128] **Bubeck, R.A.**, Structure-property relationships in metallocene polyethylenes. *Materials Science and Engineering: R: Reports*, 2002. 39(1)
- [129] **Hobeika, S., et al.**, Temperature and strain rate independence of critical strains in polyethylene and poly (ethylene-co-vinyl acetate). *Macromolecules*, 2000. 33(5): p. 1827-1833.