

الجمهورية الجزائرية الديمقراطية الشعبية
République algérienne démocratique et populaire
وزارة التعليم العالي والبحث العلمي
Ministère de l'enseignement supérieur et de la recherche scientifique
جامعة عين تموشنت بلحاج بوشعيب
Université –Ain Temouchent- Belhadj Bouchaib
Faculté des Sciences et de Technologie
Département Génie Mécanique.



Projet de Fin d'Etudes
Pour l'obtention du diplôme de Master en : Génie Mécanique.
Domaine : Sciences et de Technologie.
Filière : Génie Mécanique
Spécialité : Génie des Matériaux
Thème

**Analyse énergétique et modélisation du comportement en fatigue du PEHD
sous sollicitations cycliques**

Présenté Par :

- 1) DJEBBOUR MOHAMED ABDELHADI
- 2) HICHOIR ABDERRHMANE

Devant le jury composé de :

Dr : Belghoul Hakima.	M C B	UAT.B.B (Ain Temouchent)	Président
Dr : EL-Ahmar Kadi	M C B	UAT.B.B (Ain Temouchent)	Examineur
Dr : OUARI MOHAMED AMINE	M C B	UAT.B.B (Ain Temouchent)	Encadrant

Année Universitaire 2025/2026

Remerciements

Avant tout, je remercie Allah le Tout-Puissant de m'avoir accordé la santé, la volonté et la patience nécessaires pour mener à bien ce travail.

*Je tiens à exprimer ma profonde gratitude à mon encadreur **M. Ouari Mohamed Amine**, pour son accompagnement, sa disponibilité, ses précieux conseils et son soutien tout au long de la réalisation de ce mémoire. Son expérience et ses orientations ont été d'une grande valeur pour l'aboutissement de ce travail.*

Mes sincères remerciements s'adressent également aux membres du jury qui ont accepté d'examiner et d'évaluer ce mémoire. Je leur suis reconnaissant pour le temps consacré à l'étude de ce travail ainsi que pour leurs remarques et suggestions constructives.

Je remercie chaleureusement l'ensemble des enseignants du département de Génie Mécanique, qui ont contribué à ma formation universitaire et à l'acquisition des connaissances nécessaires à la réalisation de ce projet.

J'adresse également mes remerciements à ma famille pour son soutien moral, sa confiance et ses encouragements permanents qui m'ont accompagné tout au long de mon parcours académique.

Enfin, je remercie tous mes amis, collègues et toutes les personnes qui ont contribué, de près ou de loin, à la réalisation de ce mémoire.

À toutes et à tous, j'exprime ma sincère reconnaissance et ma profonde gratitude.

Dédicace

Alhamdoulillah, qui m'a accordé la force, la patience et la sagesse nécessaires pour accomplir ce travail.

Louange à Dieu pour Ses bienfaits innombrables et Son soutien tout au long de ce parcours.

À ma chère grand-mère, dont l'amour, les prières et la tendresse ont toujours illuminé mon chemin.

À ma famille bien-aimée, pour son soutien indéfectible, sa confiance et les sacrifices consentis pour ma réussite.

À mes chers amis, qui ont partagé avec moi les moments de joie, de doute et de persévérance tout au long de ce parcours.

Je dédie ce travail avec toute ma gratitude, mon affection et mon profond respect.

DJEBBOUR Mohamed Abdelhadi

Dédicace

*Alhamdoulillah, qui m'a accordé la force, la patience et la sagesse nécessaires pour
accomplir ce travail.*

*À mes très chers parents,
symbole de sacrifice, d'amour et de dévouement,
qui ont toujours cru en moi et m'ont accompagné avec patience et soutien inconditionnel tout
au long de mon parcours.*

*À ma famille,
pour son affection, sa confiance et ses encouragements constants qui ont été une source
essentielle de motivation.*

*À tous mes enseignants,
qui ont contribué à ma formation académique et professionnelle par leur savoir, leur rigueur
et leurs précieux conseils.*

*À mes amis et collègues,
pour les moments partagés, l'entraide et la solidarité qui ont marqué ce parcours
universitaire.*

*Enfin, à toutes les personnes qui ont, de près ou de loin, contribué à la réalisation de ce
travail.*

HICHOURL Abderrahmane

Table des Matières

Table des matières

Remerciement

Introduction générale.....	1
I.1 Introduction	3
I.2 Définitions.....	3
I.3 Historique des polymères ainsi le pehd.....	4
I.3.1historique des polymères	4
I.3.2 historique des pehd.....	7
I.4 Les types des polymères.....	7
I.4.1 Les thermoplastiques.....	7
I.4.2Lesthermodurcissables.....	8
4.3 Les élastomères.....	9
I.4.4 Les élastomères thermoplastiques.....	9
I.5 classification d'un polymère.....	10
I.5.1 Selon leur origine.....	10
I.5.2 Selon leur nature chimique.....	11
I.5.3 Selon leur structure chimique.....	12
I.5.4 Selon leurs propriétés.....	14
I.5.4.1Propriétés électriques.....	14
I.5.4.2 Propriétés chimiques.....	14
I.5.4.3 Propriétés physiques.....	15
I.5.4.4. Propriétés thermiques.....	15
I.5.5 Selon leur structure des chaînes (dimensionnalité).....	15
I.5.5.1 Polymères linéaires (monodimensionnel).....	15
I.5.5.2 Polymères bidimensionnels.....	16
I.5.5.3 Polymères tridimensionnels.....	16
I.5.6 Selon leurs domaines d'application.....	17
I.5.6.1. Les polymères de grande diffusion	17
I.5 6.2. Les polymères techniques.....	17
I.5.6.3. Les polymères spéciaux	17
I.6 Sturcture moléculaire et morphologir (phase amorphe / cristalline).....	18
I.6.1. Structure amorphe.....	18
I.6.2. Structure cristalline.....	19
I.6.3. polymère semi cristallin.....	19

Table des matières

I.7 Propriétés mécaniques generales	20
I .7.1 Propriétés mécaniques desPEHD	21
I.7.1.1 Rigidité	21
I.7.1.2 Comportement au choc	22
I.7.1.3 Comportement au fluage	22
I.7.1.4 Résistance à la fissuration sous contrainte	22
I.7.1.5 Dureté	22
I.7.1.6 Résistance à l'abrasion	23
I .8.1 Influence de la Température	23
I .8.2 Influence de laVitesse de Déformation	23
I.8.3 Influence de l'Environnement (Eau, Agents Chimiques)	23
Conclusion	24
Références	25
Chapitre ii	
II.1 Introduction	27
II.2Définition de la fatigue	27
II.3 Types de sollicitations cycliques	30
II.4 Histoire	30
II.5Mécanismes d'endommagement dans les polymères	31
II. 5. 1Rupture des polymères	32
II. 5. 2 Les bandes de cisaillement	32
II. 5. 3 Les craquelures	33
II. 6Comportement en fatigue des polymères	34
II.6.1Courbes S–N (courbes de Wohler)	34
II.6.2Effet de l'amplitude de contrainte	35
II.6.3 Effet de la fréquence de chargement	35
II.6.4 Effet de la contrainte moyenne	36
II. 7Fatigue spécifique du polyéthylène haute densité (PEHD)	36
II.7.1Mécanismes spécifiques d'endommagement du PEHD	36
II.7.2 Influence de la structure semi-cristalline	37
II.7.3 Influence de la température et de l'environnement	38

Table des matières

II.8 Etude de durée de vie en fatigue d'une pipeline en PEHD.....	38
II.8.1 Préparation de modèle et interprétation.....	39
II.8.2 Pression interne.....	40
II.8.3 Epaisseur.....	40
II.8.4 Taille du défaut et Rayon du pipe.....	41
II.9 Analyse énergétique de la fatigue.....	42
II.9.1 Énergie stockée et énergie dissipée.....	42
II.9.2 Relation énergie – endommagement.....	43
II.9.3 Applications pratiques pour le PEHD.....	44
II.10. Modélisation du comportement en fatigue des polymères	45
II.10.1 Modèles empiriques.....	45
II.10.2 Modèles énergétiques.....	46
II.10.3 Modèles d'endommagement progressif.....	46
II.10.3.1 Modèle de Miner (cumulation du dommage).....	46
II.10.3.2 Modèles de propagation de fissures.....	47
Conclusion.....	47
Références.....	48
Chapitre III	
III.1	
Introduction.....	Error!
Bookmark not defined.	
III.2 Etude	
expérimentale.....	Error!
Bookmark not defined.	
III.3 Analyse des	
Résultats.....	Error! Bookmark not
defined.	
III.3.1 Méthodologie des plans	
d'expériences.....	Error! Bookmark not defined.
III.3.2 Influence des paramètres du chargement sur le nombre de cycle et	
l'énergie.....	Error! Bookmark not defined.
III.3.3 Effets des interactions sur les	
réponses.....	Error! Bookmark not defined.
III.3.4 Effets des facteurs et leur interaction sur les	
réponses.....	Error! Bookmark not defined.

Table des matières

III.3.5 Validation et optimisation des modèles.....	Error! Bookmark not defined.
III.4 Conclusion.....	Error! Bookmark not defined.
III.5 Liste des Références.....	82
Conclusion et perspective.....	86
Resume.....	89
Abstract.....	90
ملخص.....	90
Liste des figures.....	91
Liste des tableaux.....	96
Notations.....	97

Introduction générale

Introduction générale

Les thermoplastique semi-cristallin largement employé en génie civil, en chimie, dans les réseaux de transport de fluides et pour le stockage. Apprécié pour sa légèreté, sa résistance chimique, sa facilité de mise en forme et son coût réduit, il équipe aujourd'hui de nombreuses structures soumises à des sollicitations mécaniques répétées, souvent dans des environnements contraignants.

Cependant, la durabilité du PEHD sous chargements cycliques demeure difficile à maîtriser. Contrairement aux métaux, les polymères présentent une réponse viscoélastique complexe, fortement influencée par des facteurs tels que la fréquence de sollicitation, la température, la microstructure, et les effets thermomécaniques associés à l'auto-échauffement. Sous l'effet de charges répétées, le matériau peut subir une dégradation progressive : apparition de microfissures, perte de propriétés mécaniques, puis rupture, même à des niveaux de contraintes inférieurs à sa limite élastique.

La durabilité du PEHD en régime cyclique reste cependant difficile à maîtriser. Contrairement aux métaux, les polymères présentent une réponse viscoélastique complexe, sensible à la fréquence de sollicitation, à la température, à la microstructure et aux effets thermomécaniques liés à l'auto-échauffement. Sous charges répétées, le matériau peut se dégrader progressivement : microfissuration, perte de propriétés mécaniques puis rupture, parfois à des niveaux de contrainte inférieurs à la limite élastique.

La caractérisation expérimentale de la fatigue du PEHD est rendue délicate par la variabilité des paramètres de sollicitation et par l'évolution non linéaire des mécanismes d'endommagement. Les stades avancés de fatigue sont souvent marqués par des phénomènes instables — propagation accélérée des fissures, plastification localisée — difficiles à capturer par des modèles analytiques classiques. De plus, si la propagation des fissures a été largement étudiée, les phases initiales d'endommagement restent peu explorées, alors même qu'elles sont déterminantes pour les sollicitations à grand nombre de cycles où des dégradations non localisées peuvent apparaître sans signes macroscopiques.

Ces mécanismes d'endommagement non localisé, souvent d'origine viscoélastique ou thermique, compliquent leur détection expérimentale. Dans certains cas, les structures en PEHD ne présentent aucun indice extérieur typique de fatigue (stries, fissures visibles), ce qui rend difficile l'établissement de critères de dimensionnement fiables.

La présente thèse s'inscrit dans ce contexte et vise à mieux comprendre et modéliser le comportement en fatigue du PEHD par une démarche expérimentale couplée à une

Introduction générale

modélisation fondée sur les plans d'expérience et les réseaux de neurones. Elle se décompose en trois volets :

Le **premier chapitre** un état de l'art approfondi sur les polymères thermoplastiques et leur comportement en fatigue, mettant en évidence les lacunes, notamment concernant l'effet combiné des paramètres de chargement

Le **deuxième chapitre** une synthèse critique des travaux sur l'endommagement et la fatigue du PEHD

Le **troisième chapitre** une étude expérimentale destinée à caractériser le comportement mécanique du matériau : essais de traction uniaxiale pour déterminer les propriétés statiques, suivis d'essais de fatigue cyclique visant à évaluer la tenue en fatigue et à analyser l'influence conjointe de la fréquence et de l'amplitude de contrainte sur la dissipation d'énergie.

À partir des données expérimentales, l'évolution de l'énergie dissipée en fonction du nombre de cycles sera exploitée pour proposer un modèle prédictif de cette énergie. Cette approche permettra de mieux cerner les mécanismes d'endommagement progressif et d'identifier les grandeurs critiques menant à la rupture, ouvrant la voie à une modélisation plus fiable de la durée de vie du PEHD.

Chapitre I

Généralité sur les polymères

I.1 Introduction

Depuis plusieurs décennies, les matériaux polymères ont vu leur utilisation croître dans divers domaines. Ils ont des propriétés mécaniques très attractives qui les ont rendus incontournables pour un nombre d'applications. Parmi les grandes familles des polymères, le polyéthylène (PE) est capable de répondre à des exigences techniques pointues et permet ainsi la fabrication de produits de haute technologie (tubes pour eau ou gaz résistant à de fortes pressions et à la fissuration, réservoirs d'essence pour automobile résistant à la chaleur et aux rayonnements...). L'utilisation des tubes en polyéthylène haute densité (HDPE) a augmenté considérablement dans différents secteurs. Les tubes en PE sous pression ont été utilisés avec succès depuis plus de 50 ans, principalement dans les systèmes d'alimentation des gaz et d'eau [01].

I.2 Définitions:

Le terme polymère (du grec polys qui signifie « nombreux, plusieurs » et mēros qui signifie « unité, partie »); qui sont typiquement regroupés tout matériau formés par la répétition d'un très grand nombre n de petites molécules de faible masse moléculaire appelées monomères qui sont liés entre eux par des liaisons primaires (liaisons covalentes) sachant que le monomère est une molécule de base (pouvant être par exemple non saturée ou cyclique ou encore comportant des fonctions réactives à ses extrémités. [02].

L'assemblage des monomères pour l'obtention de polymères (ou macromolécules) s'appelle la polymérisation. La réaction de polymérisation est également utilisée par les organismes vivants.

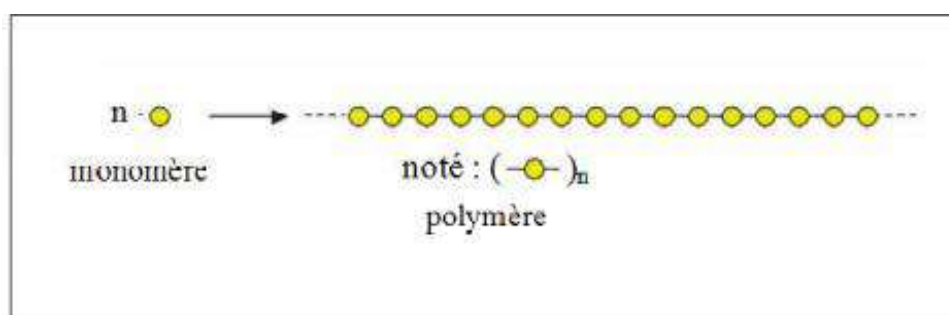


Figure.I.1 : modèle schématique de la synthèse d'un polymère. [02]

La lettre n est appelée « degré de polymérisation » ou « indice de polymérisation », pour des valeurs élevées de n ($n > 100$), on parle de macromolécules. La plupart des macromolécules synthétiques se présentent de façon semblable, sous forme de fils longs et souples.

Un polymère peut être caractérisé par son degré de polymérisation ou sa masse moléculaire.

Le degré de polymérisation est le nombre total de monomères contenus dans une macromolécule.

La polymérisation, qui désigne la réaction chimique de fabrication des macromolécules. Lorsque ce degré de polymérisation (DP) est inférieur à 30, on parle d'oligomère et lorsqu'il est supérieur à 30, c'est un polymère.

Généralement, les polymères sont très utilisés dans les matières plastiques, les fibres, élastomères, peintures, adhésifs,...etc. [02].

I.3 Historique des polymères ainsi le pehd

I.3.1 historique des polymères :

De tous temps, les polymères naturels avaient été utilisés par l'homme sous la forme de matériaux ou de fibres textiles. La rareté de certains d'entre eux avait mobilisé les chercheurs, lesquels étaient parvenus, dès la fin du 19^{ème} siècle, en transformant chimiquement des polymères naturels, à générer les polymères artificiels. Ainsi, ils avaient créé la nitrocellulose (celluloïd, soie artificielle) pour le remplacement de l'ivoire, de la soie..., ou bien des matériaux présentant des propriétés nouvelles susceptibles d'engendrer de nouvelles applications (ébonite par vulcanisation extrême du caoutchouc naturel).

Une étape importante avait été franchie avec la production industrielle des premiers polymères synthétiques (Bakélite, caoutchoucs synthétiques). Mais c'est à partir de la théorie proposée par STAUDINGER que leur variété s'est accrue de façon considérable.

Il en fut le principal utilisateur et la plupart des polymères synthétiques vinyliques utilisés aujourd'hui sont issus de ses travaux.

Dès la décennie 1940-1950, on avait fait appel aux polymères pour qu'ils soient substitués à nombre de matériaux traditionnels. Cette opération n'a pas toujours été réalisée avec le sérieux qu'elle aurait mérité, ce qui a entraîné une réputation de médiocre qualité des objets fabriqués. Les recherches effectuées dans les laboratoires industriels et académiques ont conduit à pallier les principaux défauts des polymères, lesquels sont maintenant utilisés pour les applications les plus sophistiquées et les domaines les plus avancés de la technologie.

Les jurys du prix Nobel ont voulu honorer cette science encore jeune, en attribuant les prix de Chimie ou de Physique à nombre de ses représentants : STAUDINGER fut le premier récompensé mais on peut aussi citer ZIEGLER et NATTA, FLORY, la triade Mc DIARMID, SHIRAKAWA, HEEGER ainsi que, plus récemment, une autre triade avec CHAUVIN, GRUBBS et SCHROCK.

Pierre-Gilles de GENNES a aussi été honoré par le jury du prix Nobel ; les polymères n'ont été que l'un de ses centres d'intérêt mais son nom est connu de tous les scientifiques pour ses théories dans le domaine de la science des polymères.

En raison de son importance économique, l'industrie des polymères a généré une multitude de travaux de recherche et stimulé, en amont, une recherche académique de grande qualité. Celle-ci est fortement soutenue par les milieux industriels qui ont su avantageusement valoriser la recherche de base.

-Etape importantes de l'histoire des polymères

1838 : A. PAYEN identifie un composé de formule $(C_6H_{10}O_5)_n$ qu'il a extrait du bois et auquel il donne le nom de cellulose.

1844 : Ch. GOODYEAR réalise la vulcanisation du caoutchouc naturel au moyen du soufre.

1846 : C. SCHONBEIN prépare le premier polymère « artificiel », la nitrocellulose, par estérification de la cellulose au moyen d'un mélange sulfo-nitrique.

1866 : découverte du polystyrène par M. BERTHELOT.

1883 : la "soie artificielle" est obtenue par H. de CHARDONNET, par filage d'une solution concentrée de nitrocellulose.

1907 : premiers caoutchoucs synthétiques par polymérisation de diènes conjugués, par A. HOFMANN.

1910 : industrialisation du procédé de production du premier polymère synthétique, par L. BAEKELAND ; les résines phénol-formol sont produits sous le nom de "bakélite".

1919 : H. STAUDINGER propose sa théorie macromoléculaire, ouvrant ainsi la voie à la science et à la technologie des polymères.

1925 : confirmation de la théorie macromoléculaire par Th. SVEDBERG ; il réussit à mesurer la masse molaire d'un polymère, par ultracentrifugation.

1928 : K. MEYER et H. MARK établissent le lien entre structure moléculaire et structure cristallographique des polymères.

1933 : polymérisation radicalaire de l'éthylène sous haute pression, par E. FAWCETT et R. GIBSON (I.C.I.).

1938 : premiers polyamides synthétiques ("nylons") par W. CAROTHERS(Du Pont de Nemours).

1942 : P. FLORY et M. HUGGINS proposent la première théorie sur le comportement des polymères en solution.

1943 : la famille des polyuréthanes est découverte par O. BAYER.

1947 : T. Alfrey et C. Price proposent la théorie de la copolymérisation en chaîne.

1953 : F. CRICK et J. WATSON (Prix Nobel de médecine 1962) proposent la structure en double hélice de l'ADN.

1953 : K. ZIEGLER polymérise l'éthylène sous basse pression.

1954 : G. NATTA découvre le polypropène isotactique.

1955 : établissement d'une relation entre le temps de relaxation des chaînes et l'écart à la température de transition vitreuse par M. WILLIAMS, R. LANDEL et J.FERRY.

1956 : découverte de la polymérisation « vivante » par M. SZWARC.

1957 : premiers monocristaux polymères obtenus par A. KELLER.

1959 : mise au point de la chromatographie d'exclusion stérique par J. MOORE.

1960 : Découverte des élastomères thermoplastiques à partir des copolymères à blocs.

1970-1980 : formulation des lois d'échelle et notion de reptation des chaînes polymères à l'état fondu, par P-G. de GENNES.

1974 : Développement des polyamides aromatiques par la firme Du Pont de Nemours.

1980 : W. KAMINSKY et H. SINN utilisent la combinaison aluminosilanes/métallocènes, pour la polymérisation des oléfines.

1982 : T. OTSU introduit la notion de contrôle de la polymérisation radicalaire.

1986 : les premiers dendromères sont synthétisés par D. TOMALIA.

1994 : la polymérisation radicalaire contrôlée par transfert d'atome, une méthode mise au point par M. SAWAMOTO et K. MATYJASZEWSKI

2000 : H. SHIRAKAWA, A.J. HEEGER et A.G. Mc DIARMID obtiennent le Prix Nobel de chimie pour leurs travaux sur les polymères conducteurs intrinsèques.

2005 : Prix Nobel de Chimie pour Y. CHAUVIN, R. GRUBBS et R. SCHROCK, pour leurs travaux sur la réaction de métathèse et son application aux polymères [03].

Le quart de la fin du dernier siècle a été marqué par l'explosion des connaissances de la science des polymères, grâce à l'apparition de concepts physiques ou mathématiques novateurs et des nouvelles méthodes de caractérisation (diffusion des neutrons et des rayons X, microscopie électronique, spectroscopie, simulation et modélisation numérique...). Tous ces progrès contribuèrent à de nombreuses publications, traités, livres et ouvrages de référence [04]

I.3.2 historique des pehd

Le polyéthylène à haute densité est obtenu par des procédés de polymérisation de l'éthylène à basse pression, seul ou avec des comonomères. Les premières unités de production datent du milieu des années cinquante. La première fut construite en 1955 par la société Phillips au Texas. Ce fut ensuite Hoechst qui démarra la première unité selon le procédé Ziegler en 1956. Dans les années soixante, des améliorations furent apportées au procédé Ziegler par l'utilisation de catalyseurs super actifs permettant de supprimer la coûteuse opération d'élimination des résidus catalytiques. Les développements les plus récents proviennent des procédés de polymérisation en phase gazeuse : BASF construisit sa première unité en 1964 ; Union Carbide a définitivement amélioré le procédé en phase gazeuse et l'a industrialisé dans les années quatre-vingt et, aujourd'hui, de nombreux licenciés utilisent cette technologie.[05]

I.4 Les types des polymères :

Les polymères sont divisés en trois parties, suivant des différences de structures macromoléculaires aboutissant à des différences importantes dans les propriétés thermomécaniques[06] :

I.4.1 Les thermoplastiques :

Un thermoplastique est un polymère linéaire ou ramifié pouvant être ramolli par chauffage et durci par refroidissement dans un intervalle de température spécifique. Ces polymères peuvent cristalliser en thermoplastes amorphes ou thermoplastes semi cristallins comme le polyéthylène (PE), le poly(chlorure de vinyle) (PVC) ou le polystyrène (PS) sont mis en forme par diverses techniques comme l'injection, l'injection-soufflage, l'extrusion ou le rotomoulage. (Voir Fig. I.2). Dans la majorité des

cas, le polymère ayant la forme désirée récupère son état partiellement cristallin ou amorphe après refroidissement [6].

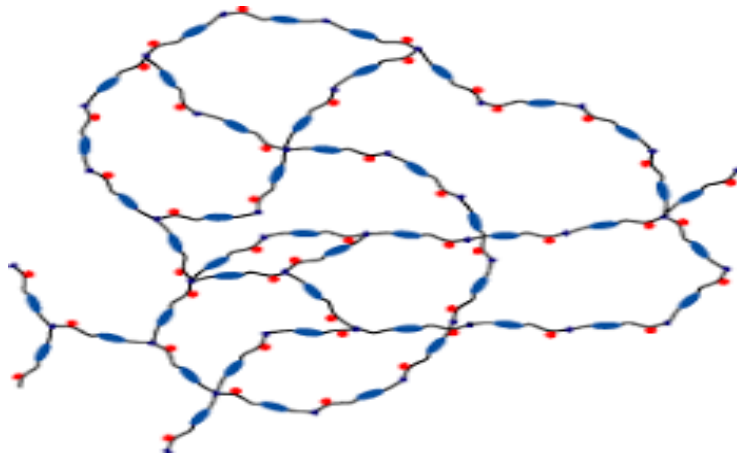


Figure I.2 : Représentation schématique d'un polymère thermoplastique [6].

I.4.2 Les thermodurcissables

Les molécules de ces polymères se composent de longues chaînes, reliées par de nombreuses liaisons chimiques fortes et des forces de cohésions physiques (figureI.3). A température ambiante le matériau est dur ; les liaisons chimiques sont si solides qu'elles ne peuvent pas être rompues quand le matériau est chauffé, contrairement aux liaisons physiques qui sont sensibles à la chaleur.

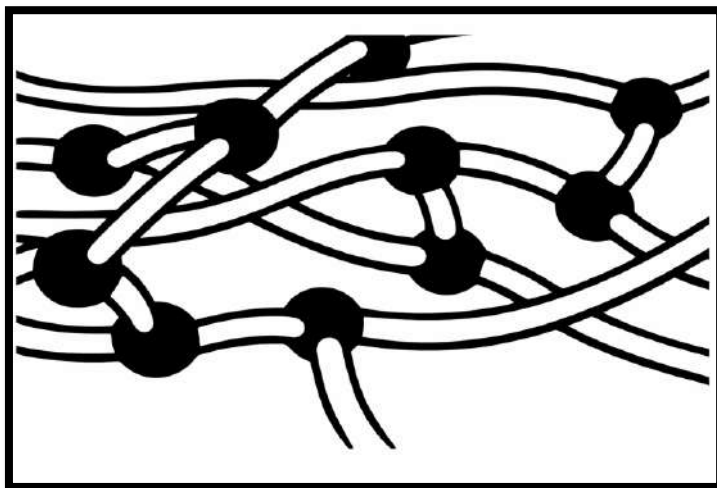


Figure I.3 : Structure d'un Thermodurcissable[7]

Il y a environ six familles de produits : Phénoplastes, Aminoplastes, Epoxydes, Polyesters insaturés, Polyimides et polyuréthanes. Ils sont appelés ainsi, car une fois leurs formes acquises, elles ne

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

I.4.3 Les élastomères

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

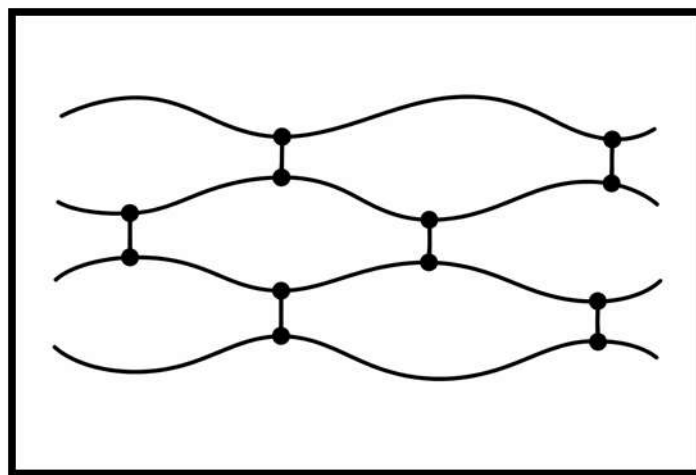


Figure I.4 : Structure d'un élastomère[7]

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

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

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

I.4.4 Les élastomères thermoplastiques

Un élastomère thermoplastique est un polymère linéaire ou ramifié présentant les propriétés d'élasticité caoutchoutique d'un élastomère et de facilité de mise en oeuvre d'un thermoplastique. Les élastomères thermoplastiques sont le souvent des copolymères à blocs (ou des mélanges d'homopolymères et /ou copolymère) dont la structure à l'état solide résulte

toujours de l'association d'au moins deux phases distinctes non miscibles : une phase souple (température de transition vitreuse comprise entre 90 °C et 40 °C) associée à une phase rigide (température de transition vitreuse ou température de fusion supérieure à 90 °C). C'est donc un matériau multiphasé ou la phase rigide est dispersée dans la phase souple [7]

I.5 classification d'un polymère

Il existe plusieurs modes de classification des polymères qui peuvent être classes

Selon divers critères :

I.5.1 Selon leur origine : On peut les classés en trois catégories :

- A. Polymères naturels:** Sont issus des règnes végétal ou animal, leur importance est considérable. On peut cependant mentionner, dans cette catégorie, la famille des polysaccharides (cellulose, amidon...), celle des protéines (laine, soie....) caoutchouc naturel (poly isoprène – vulcanisation du latex de l'hévéa), Silicates, protéines.
 - B. Polymères artificiels :** Dérivés des polymères naturels, nitrate et acétate de cellulose, Ébonite (caoutchouc fortement réticulé par le soufre).
 - C. Polymères synthétiques :** Les molécules monomères qui permettent de les obtenir n'existent pas dans la nature. Cependant, on peut remarquer que les structures réalisées par synthèse sont souvent proches de celles des polymères naturels. [8]
- **Exemple sur les polymères synthétique :** Polyéthylène (PE), polyéthylène à basse densité (PEBD), polyéthylène à haute densité (PEHD), polyamide (PA), poly tétra fluoré éthylène (PTFE, " téflon "), polyéthylène téréphtalate (PET), poly-méthacrylate de méthyle (PMMA), polycarbonate (PC), polystyrène (PS), polyuréthane (PU), poly diméthyle siloxanes (silicone). [8]

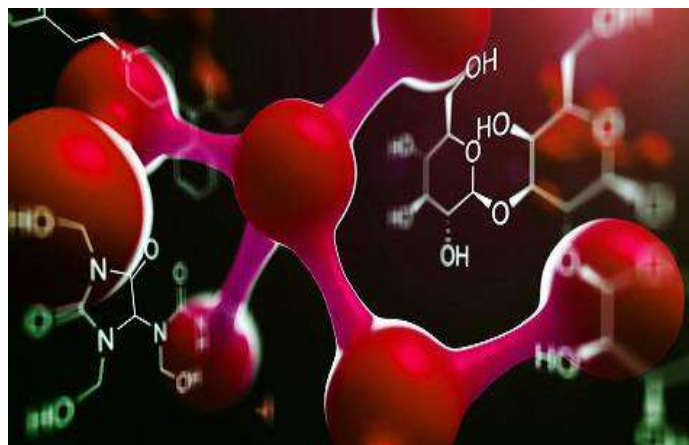


Figure I.5 les polymères synthétique

I.5.2 Selon leur nature chimique :

On distingue [9, 10]:

- ❖ **Polymères organiques :** C'est la classe la plus riche. Les polymères organiques constituent la presque totalité des polymères utilisés couramment (les polyoléfines, polyéthylènes,...).
- ❖ **Polymères minéraux :** Ils sont constitués soit de chaînes renfermant un seul corps simple (graphite, soufre,...) soit de chaînes renfermant plusieurs hétéro atomes (silicates,...).
- ❖ **Polymères mixtes :**
Dotés d'une bonne résistance thermique (300° - 350°), les plus représentants de cette classe sont surtout les silicones.
- ❖ **Les polymères polaires :**
Les polymères polaires possèdent dans leurs molécules des atomes (généralement électronégatifs tels que F, Cl, O, N) qui fournissent des dipôles. Ils ont une permittivité élevée (3.5 à 10) et un indice de perte élevé (10^{-2} à 10^{-1}).
- ❖ **Les polymères apolaires :**
Les polymères apolaires sont généralement de très bons isolants avec un faible indice de pertes, de l'ordre de 10^{-4} à 10^{-3} et une permittivité quasi constante (2.5 à 3) dans un large domaine de températures et de fréquences. Ils ne contiennent pas des atomes électronégatifs, tels que le fluor.

Tableau 1.1 : Exemple d'utilisation des polymères

Exemples de polymères isolants	Applications
Polyéthylène (PE)	Câbles HT, HF
Polyéthylène réticulé (PR)	Câbles THT
Polychlorure de vinyle (PVC)	Câbles BT
Polypropylène (PP)	Condensateurs de puissance
Polyéthylène téréphtalate (PET)	Condensateurs de puissance
Polyéthylène naphtalène (PEN)	Câbles, condensateurs
Polysulfones, polyéther-éther-cétones (PEEK)	Accessoires électriques automobiles
Polyépoxy	Electrotechnique entretoise, moteurs, isolateurs
Polyamides	Câbles BT des alimentations des avions

I.5.3 Selon leur structure chimique:

La structure chimique des motifs permet une classification des composés macromoléculaires en homopolymères et copolymères.

- a) **Les homopolymères:** Les homopolymères sont des polymères qui ne possèdent qu'une seule unité autrement dit un seul monomère utilisé. Ces homopolymères sont des longues chaînes formées par la répétition d'un monomère [11]. Parmi ces derniers, on peut citer le polyéthylène. Il existe, au sein des homopolymères plusieurs familles.

Parmi les différents types d'homopolymères, nous trouvons :

**Figure I.6** : Les homopolymères linéaires.

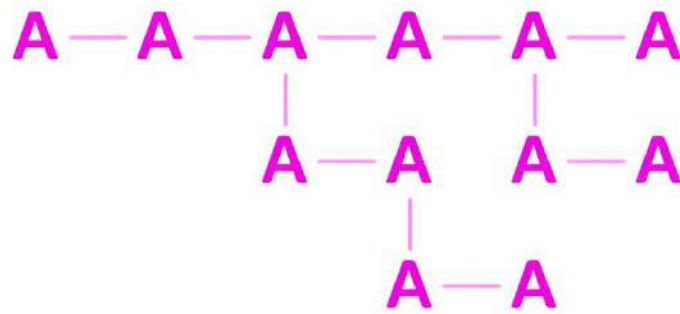


Figure I.7 : Les homopolymères branchés.

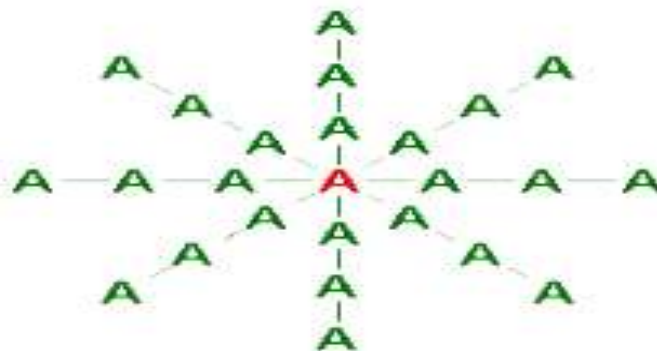


Figure I.8 : Les homopolymères étoilés

A et B seront deux unités différentes du copolymère

b) Copolymères : Les copolymères sont des polymères qui possèdent plusieurs unités. C'est à dire deux ou plus de monomères utilisés [12].

Parmi les différents copolymères, nous trouvons :

- **Le mode statistique :** Les unités constitutives A et B se répartissent le long de la chaîne en suivant une statistique. Les copolymères complètement désordonnés font partie de cette famille. Dans ce cas particulier, les unités constitutives sont réparties de façon aléatoire [13].



Figure I.9 : Le mode statistique de copolymère.

- **Le mode alterné** : Les unités constitutives A et B sont disposées en alternance le long de la chaîne [11].



Figure I.10 : Le mode alternée de copolymère.

- **Le mode séquencé** : Ce sont des molécules où chaque unité constitutive est répétée plusieurs fois de suite (block) pour former de longues séquences. par exemple :

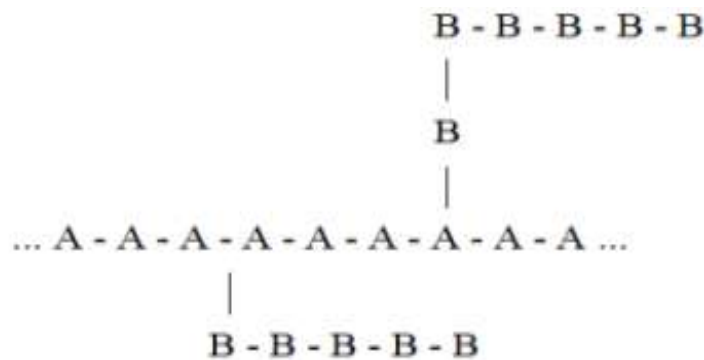


Figure I.11 : Le mode greffé de Copolymère

I.5.4 Selon leurs propriétés:

I.5.4.1 Propriétés électriques :

1. **Résistivité superficielle** : la résistance à la décharge électrique superficielle est importante dans les applications où une décharge électrique peut endommager le matériau, et en le carbonisant, le rendre conducteur. La résistance superficielle est fortement influencée par l'humidité.
2. **Résistivité transversale** : elle caractérise le pouvoir isolant du matériau. Pour la majorité des polymères la valeur de la résistance transversale est supérieure à $10^{12} \text{ } \Omega \cdot \text{cm}$ à la température ambiante [14].

I.5.4.2 Propriétés chimiques : ces propriétés désignent plusieurs caractéristiques : imperméabilité aux liquides et aux gaz, résistance chimique aux solvants et résistance aux rayons ultraviolets.

I.5.4.3 Propriétés physiques : les caractéristiques d'un polymère dépendent de la masse volumique des matières plastique. La faible masse volumique des plastiques est due au faible poids atomique et leur enchainement.[15]

I.5.4.4. Propriétés thermiques : les polymères peuvent se regrouper en trois tel que les thermoplastiques, les thermodurcissables et les élastomères.

a) Les thermoplastiques : Leurs polymères de base sont constitués par des macromolécules linéaire liée par des liaisons covalentes faible qui permet de ramollisse à la chaleur jusqu'à l'état plastique, c'est à dire les thermoplastiques récupère son état partiellement cristalline ou, donc il est recyclable en site quelques exemples : polyéthylène (PE), polychlorure de vinyle (PVC) et le polystyrène (PS).

b) Les thermodurcissables : Sont des polymères qui constituée des chaines linéaire réticule entre eux avec des liaisons covalentes forte et ce sont rigide et plus durs que les polymères thermoplastiques Les thermodurcissables sont stables même à la température élevée il ne peut jamais revenir à l'état initiale (non recyclable) comme les polyptères insaturés (UP) et les époxydes (EP)

c) Les élastomères : Élastomère est un polymère présentant des propriétés « élastiques » réversibles obtenues après réticulation, comme le caoutchouc naturel, polybutadiène et poly isoprène [16].

I.5.5 Selon leur structure des chaînes (dimensionnalité) : Les polymères peuvent encore être classés en trois catégories) [17]

I.5.5.1 Polymères linéaires (monodimensionnel) : Pour lesquels chaque macromoléculaire est constituée d'un nombre (éventuellement) fini d'unités monomères, correspondent à la polymérisation de monomères bivalent et une macromolécule linéaire peut être très schématiquement représenté par un trait continu divisé en intervalles figurant chacun une unité monomère(figure I.11).

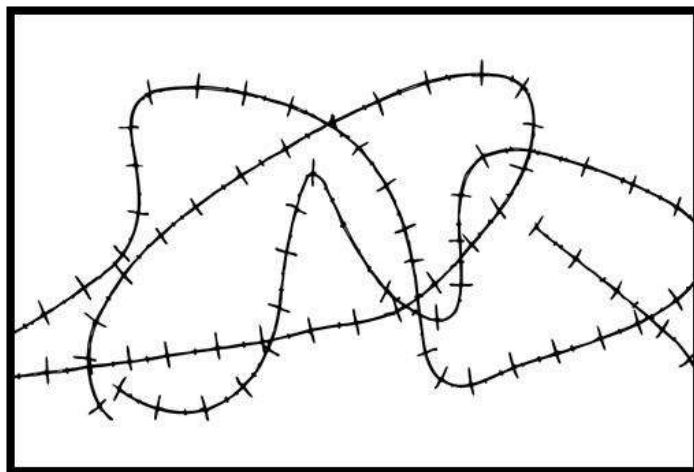


Figure I.12 : Représentation de la chaîne d'un polymère linéaire [19]

I.5.5.2) Polymères bidimensionnels : Dont certains peuvent être produits par la nature (carbone graphite, kératine...) ; dans le domaine des polymères synthétiques ce sont encore des curiosités de laboratoire. Ils se présentent sous la forme de feuillets bidimensionnels, d'épaisseur comparable à celle des molécules simples (figure I.12).

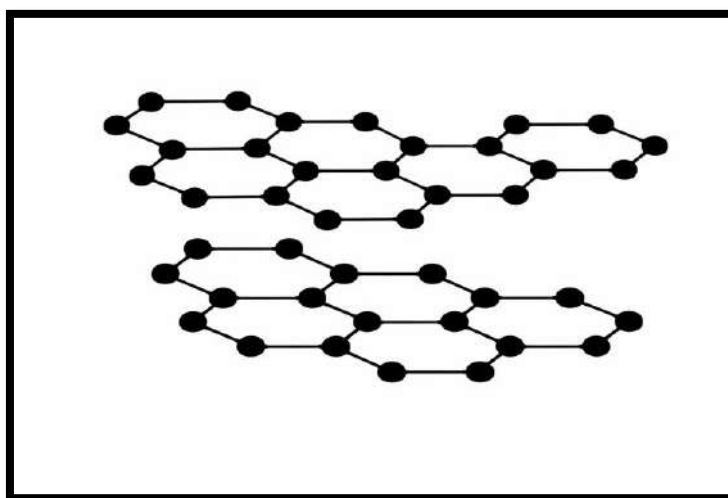


Figure I.13 : Représentation schématique d'un polymère bidimensionnel (carbone, graphite) [17]

I.5.5.3 Polymères tridimensionnels : qui résultent de la polymérisation de monomères dont la valence moyenne est supérieure à deux ou encore de la réticulation (formation d'un réseau tridimensionnel), par voie physique ou chimique, de polymères linéaires.

Leur dimension moléculaire peut être considérée comme infinie puisque toutes les unités monomères constitutives d'un objet sont liées de façon covalente pour former une seule macromolécule.

Les liaisons se développent dans les trois dimensions et un élément de volume d'un tel système peut être représenté sur la figure (I.13)

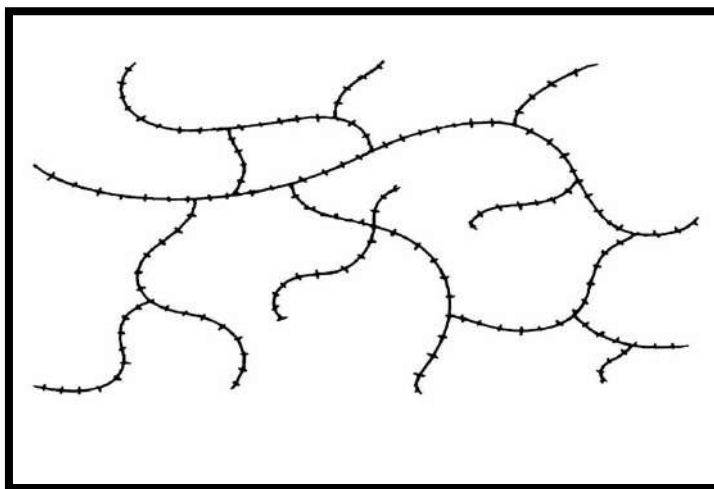


Figure I.14 : Représentation schématique d'un polymère tridimensionnel [18]

I.5.6 Selon leurs domaines d'application:

Il est difficile de proposer une classification exhaustive tant la variété des propriétés multiplie les applications des polymères, comme matériaux en particulier. Il est cependant possible de regrouper les polymères en trois grandes catégories :

I.5.6.1. Les polymères de grande diffusion :

Encore appelés polymères de commodité, dont la production annuelle s'évalue par millions de tonnes, sont devenus d'un emploi quotidien pour tous.

Le polyéthylène, le polystyrène, le poly (chlorure de vinyle) et quelques autres sont à classer dans cette catégorie d'une importance économique considérable

I.5.6.2. Les polymères techniques :

Ont des caractéristiques qui leur permettent de se substituer, de plus en plus aux matériaux traditionnels (métaux, céramiques...) pour de nombreuses applications ; les polyamides, les polyacétals....font partie de cette famille.

I.5.6.3. Les polymères spéciaux :

(Ou polymères de fonction) présentent généralement une propriété qui induit leur utilisation pour une application particulière. C'est dans cette catégorie que se trouvent les polymères conducteurs, photoactifs, thermostables, adhésifs, etc.

Tous les spécialistes ne donnent pas la même définition à chacune de ces catégories même s'ils s'accordent sur les termes.[20]

I.6 Structure moléculaire et morphologie (phase amorphe / cristalline)

I.6.1. Structure amorphe

Les structures amorphes sont caractérisées par l'absence d'une régularité dans l'arrangement et l'orientation de celle-ci, les macromolécules peuvent former des points d'enchevêtrement qui sont inévitables à partir d'une certaine longueur de chaîne macromolécule. La longueur des segments entre les enchevêtrements est en général suffisamment grande pour que les segments se comportent comme des chaînes individuelles. Les segments des chaînes sont capables de créer une certaine mobilité moléculaire si les espaces libres sont distribués dans tout le volume. La structure amorphe est sensible aux impuretés. Dans la structure amorphe la molécule est attachée à un site ; elle vibre constamment mais reste encagée dans un petit volume de position fixe. Le temps d'encagement τ est très long, mais néanmoins il peut se produire un saut en un site voisin. Le temps caractéristique τ varie en fonction de la température pour une substance donnée et en fonction de la nature de la substance pour une température donnée. Au fur et à mesure que la température s'élève, les chaînes d'atomes qui constituent la zone amorphe se désolidarisent, par rupture des liaisons les plus faibles et le matériau passe par un état pâteux avant de se liquéfier. [21, 22, 23].

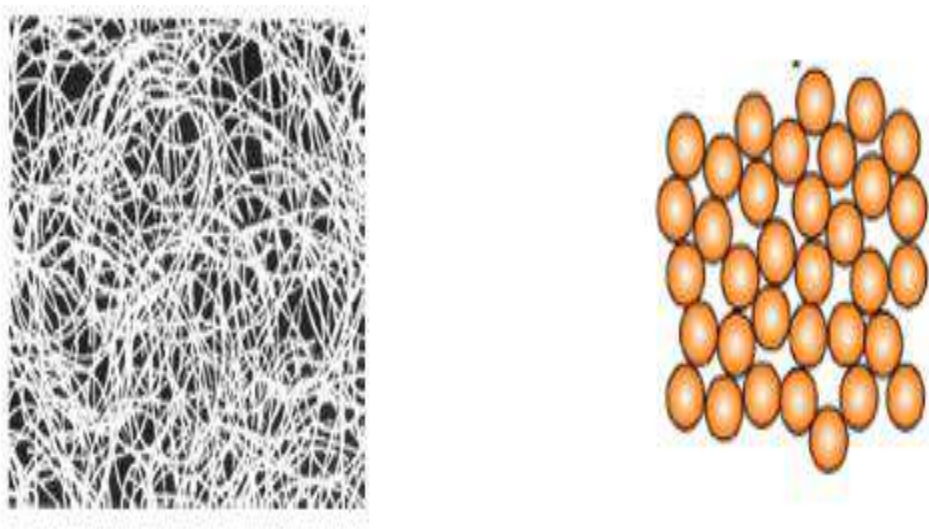


Figure 1.15 : Structure Amorphe [23]

I.6.2. Structure cristalline

Les zones cristallines ou zones à structure ordonnées sont caractérisés par l'arrangement et l'orientation parallèle les unes aux autres des chaînes macromoléculaires et entre elles s'établit un réseau d'interaction transversale qui maintiendra la solidité de la structure. Cet alignement des chaînes moléculaires lui donne les propriétés de permittivité et de résistance mécanique.

Dans la zone cristalline la molécule est attachée à un site où elle vibre constamment, mais reste engagée dans un petit volume de position fixe. Il est impossible d'avoir un ordre sur toute la longueur de la chaîne, les zones cristallines ne sont pas donc étendues.[22]

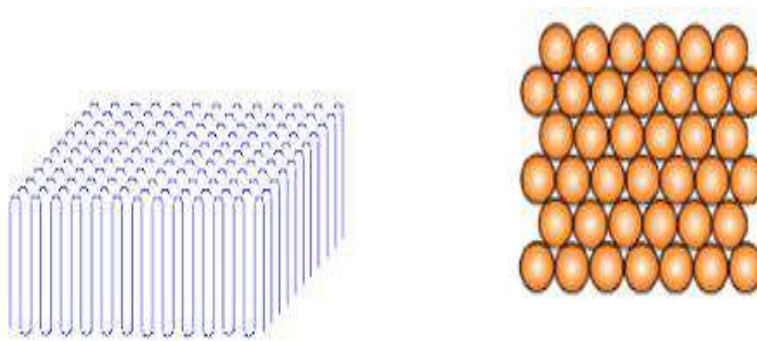


Figure 1.16: Structure Cristalline [23]

I.6.3. polymère semi cristallin

Pour certains polymères dont la chaîne présente les régularités de structure. Cet ordre n'est pas, celui des monocristaux, loin de là, mais il est évident que des zones se sont organisées. Corrélativement, il existe un domaine de températures restreint à une dizaine de kelvins où on observera toutes les caractéristiques d'une fusion : augmentation très rapide du volume spécifique avec absorption de chaleur, passage de l'état de solide à celui de liquide visqueux.

L'observation optique montre des zones de cristallisation plus réfringentes. La forme et la taille des zones dépendent des conditions de refroidissement et de la présence de germes hétérogènes. De nombreuses expériences indiquent que les zones cristallisées sont formées.

De portions de chaînes arrangées régulièrement dans l'espace. Les chaînes peuvent être des zigzags plans régulièrement organisés comme dans le PE, ou des hélices comme dans le PP. les chaînes

moléculaires sont beaucoup trop longues pour ne pas se replier hors de la zone du cristal, mais elles y entrent à nouveau de façon adjacente, ou pénètrent dans une zone voisine.

La difficulté d'organiser des chaînes très longues, leur enchevêtrement dans un échantillon liquide font que les polymères industriels présentent un degré restreint de cristallinité.



Figure 1.17 : Structure Semicristalline [23]

I.7 Propriétés mécaniques generales

Le succès des polymères provient en partie de la facilité avec laquelle on peut leur donner des formes voulues (d'autant plus à l'état fondu). Ils sont très malléables, très plastiques, d'où leur nom. En fait, cette plasticité varie dans une large gamme, des plus rigides, durs et cassants, aux plus mous (pâtes) ou élastiques (élastomères). Les propriétés mécaniques décrivent leur comportement vis à vis à des sollicitations mécaniques telles que pressions, étirements, torsions, frottements, chocs et sous l'effet de la pesanteur. Certains polymères seront appréciés pour leur bonne stabilité dimensionnelle (par exemple les polyesters aromatiques). D'autres, les élastomères, seront recherchés pour leur élasticité qui leur confère une excellente capacité d'absorption des chocs. On les emploie dans les pneus, les semelles de chaussures, les matelas, les fibres textiles, élasthanne (polyuréthane)... Thermoplastiques et thermodurcissables sont soumis au phénomène de vitrification. Au-dessous de leur température de vitrification, ou transition vitreuse, ils deviennent durs et cassants comme du verre. Au-dessus, ils sont plus souples, plus plastiques. A l'extrême, ils deviennent élastiques

Les propriétés mécaniques des matériaux polymères dépendent de la position de la température

expérimentale par rapport aux températures caractéristiques qui sont les températures de fusion, transition vitreuse et de transition secondaire [24].

Tab. I.2 Propriétés mécanique des polymères [25]

Matériau	E(Gpa)	N	Re(MPa)	Rm(MPa)	A(%)	KIC(MPa-m ^{1/2})
Mousses polymères	0.001-2	0.25	0.2-10	0.2-10	10-100	0.001-2
Polyamide 6-6 PA	2-4	0.35	50-80	60-110	15-80	0.5-3
Polycarbonate de di phénol PC	2.6	0.40	50	60	15-70	1-2.5
Polyéthylène basse densité PEBD	0.15-0.24	0.44	6-20	7-20	100-1000	1-5
Polyéthylène haute densité PEHD	0.55-1	0.42	20-30	20-37	170-1400	2-5
Poly-méthacrylate de méthyle PMMA	3.4	0.39	60-110	60-110	2-10	1-1.6
Polypropylène PP	0.9-1.7	0.41	20-35	35-70	60-100	3-3.5
Polystyrène PS	3-3.4	0.39	35-70	40-70	1-4	2
Polytétrafluoretylène PTFE	0.3-0.8	0.45	10-15	17-40	200-400	3
Polychlorure de vinyle PVC	2.4-3	0.39	40-50	40-60	12-80	2-8

I .7.1 Propriétés mécaniques des PEHD :

I.7.1.1 Rigidité : La rigidité et la dureté du PEHD augmentent avec la densité, et donc avec la cristallinité.

La rigidité est mesurée au moyen de module d'élasticité qui varie d'environ 1600 MPa (dans le cas du PEHD) alors que la dureté (Shore D) varie d'environ 60. Le PE est un thermoplastique résistant au choc et à l'impact, même à des basses températures ($T < 0 \text{ deg} \cdot \text{C}$), due à sa faible température de transition vitreuse 'Tg' (jusqu'à -110°C). Cette résistance est d'autant meilleure que:

- ❖ La masse molaire est plus élevée;
- ❖ La cristallinité est plus faible;
- ❖ La distribution des masses moléculaires est plus large.

Le touché paraffinique du PE lui assure un faible coefficient de friction. Sa résistance à l'abrasion augmente avec la masse moléculaire et la cristallinité. Elle est remarquable pour les PEHD de masse moléculaire très élevée.[26]

I.7.1.2 Comportement au choc : La résistance au choc varie en sens inverse de la rigidité. La résistance au choc d'une pièce en polyéthylène haute densité est d'autant meilleure que :

- Sa masse molaire est plus élevée (mais sa transformation est plus difficile) ;
- Sa cristallinité est plus faible (mais sa rigidité également) ;
- La température est plus élevée (mais la rigidité décroît fortement avec la température)
- La distribution des masses molaires est plus étroite (pour les pièces injectées), les tensions internes étant plus faibles. L'excellent comportement au choc à froid du polyéthylène haute densité est lié à sa température de transition vitreuse de l'ordre de -110°C . [26]

I.7.1.3 Comportement au fluage : Le fluage caractérise l'évolution au cours du temps de ε par (allongement, fléchissement, écrasement) d'une pièce soumise à une charge constante : c'est une manifestation de la viscoélasticité des plastiques. Il faut tenir compte de cette propriété pour le dimensionnement de pièces soumises à des contraintes de longue durée. Le comportement au fluage peut être évalué au cours d'essais mécaniques simples de traction mono axiale ou de flexion; il est d'autant meilleur que la masse molaire est importante.

I.7.1.4 Résistance à la fissuration sous contrainte :

Les pièces en polyéthylène haute densité soumises à des contraintes internes ou externes dans un milieu liquide polaire peuvent se fissurer. Ce phénomène apparaît au cours du temps d'autant plus vite que la température est plus élevée. Les milieux les plus agressifs sont surtout les agents tensioactifs (détergents, émulsionnants, alcools, huiles de silicone, etc.). La résistance à la fissuration sous contrainte du polyéthylène à haute densité est relativement modérée. Elle augmente quand la masse molaire augmente et quand la cristallinité diminue.

I.7.1.5 Dureté : Le polyéthylène à haute densité a une dureté relativement faible. Elle varie relativement peu d'une résine à l'autre et augmente avec la cristallinité.

I.7.1.6 Résistance à l'abrasion :

La surface paraffinique du polyéthylène à haute densité lui assure un faible coefficient de friction.

Sa résistance à l'abrasion augmente avec la masse molaire et la cristallinité; elle est remarquable pour le PEHD de masse molaire très élevée. [27]

I .8.1Influence de la Température

- A. Comportement mécanique :** Une élévation de température diminue la rigidité (E) et la limite d'élasticité (σ_y), augmentant la ductilité.
- B. Transition Vitreuse (T_g) :** En dessous de T_g, le polymère est vitreux et cassant ; au-dessus, il devient caoutchouteux ou visqueux.
- C. Vieillessement :** La chaleur accélère les processus de vieillissement physique, modifiant la structure amorphe.[28]

I .8.2 Influence de la Vitesse de Déformation

- A. Effet de durcissement :** Une vitesse de déformation élevée augmente la contrainte de traction rendant le matériau plus rigide et moins ductile (comportement fragile).
- B. Comportement à faible vitesse :** Une faible vitesse permet aux chaînes polymères de se réorganiser, entraînant un comportement plus ductile et une plus faible contrainte d'écoulement[28]

I.8.3 Influence de l'Environnement (Eau, Agents Chimiques)

- A. Plastification (Eau/Solvants) :** L'absorption d'eau ou de solvants diminue la **T_g** et la rigidité, agissant comme des lubrifiants interchaînes.
- B. Gonflement :** Les polymères amorphes peuvent gonfler en présence de solvants compatibles.
- C. Dégradation chimique :** L'exposition à des agents agressifs peut rompre les chaînes moléculaires, réduisant la masse moléculaire et les propriétés mécaniques [29]

Conclusion

Les polymères, et en particulier le PEHD, sont des matériaux incontournables grâce à leur structure modulable. La compréhension de leur morphologie semi-cristalline est cruciale pour maîtriser leurs propriétés mécaniques sous l'influence de la température et de l'environnement, faisant du PEHD un matériau de choix pour les conduites et emballages durables.

Références

- [1] : U. Schulte, in: Proceedings of Plastics Pipes XIII, Washington, DC, USA, 2006.
[file:///C:/Users/ALL-TECH/Downloads/Aouabdi-Hadjer%20\(1\).pdf](file:///C:/Users/ALL-TECH/Downloads/Aouabdi-Hadjer%20(1).pdf)
- [2]:<http://dspace.univbiskra.dz:8080/jspui/bitstream/123456789/4326/3/chapitre%20%2001.pdf>
- [3] :M. Fontanille et Y. Gnanou, "Chimie et physico-chimie des Polymères" ,Dunod, Paris,(2002).
- [4] P. Combette, I. Ernoult, Physique des polymères : Tome I Structure, fabrication, emploi. Collection enseignement des sciences (2005).
https://www.univ-usto.dz/faculte/fac-snv/images/coursenligne/These_Bensaid_Mohamed.pdf
- [5]Amari, Chabaneet Krim, Lamia, Étude du comportement mécanique à la rupture dupolyéthylène à haute densité (PEHD), Université Mouloud Mammeri Tizi-Ouzou (2016).
- [6] Jean Florent Lamethe, thèse de doctorat : étude de l'adhésion de Composites Thermoplastiques semi cristallins ; application à la mise en œuvre par soudure ; Université Paris VI ; 2004.
- [7] Dr. Gilles olive, Chimie des matériaux, Ecole industrielle et commerciale de la ville de Namur ; 3 ème édition, 07/01/2005.
- [8] : A.Bellel, " Traitement de surface de polymères par décharge couronne et plasma", Thèse de doctorat, Université Mentouri, Constantine (2004).
- [9] Les plastiques aujourd'hui et demain. Bruxelles : Fédérations des Industries chimiques, 1988
[file:///C:/Users/ALL-TECH/Downloads/memoir%20structure%20de%20polymer%20\(1\).pdf](file:///C:/Users/ALL-TECH/Downloads/memoir%20structure%20de%20polymer%20(1).pdf)
- [10] J.F. Fauvarque, " Polymères pour isolants électriques. Propriétés électriques des polymères et applications. " Groupe Français d'Etudes et d'Applications des Polymère, GFP, ch. VII, pp. 273-318, 1993
[file:///C:/Users/ALL-TECH/Downloads/memoir%20structure%20de%20polymer%20\(1\).pdf](file:///C:/Users/ALL-TECH/Downloads/memoir%20structure%20de%20polymer%20(1).pdf)
- [11] S. Jouenne, " option chimie et physicochimie des polymères", Thèse de Doctorat, Université Pierre et Marie Curie, 2005.
- [12] L.CHELLI,"Effet du champ électrique sur les propriétés du polyéthylène réticulé chimiquement", mémoire de Master, 20/07/2016.
- [13] Gauthier JARROUSSE, "adhésion des polymères semi-cristallins entre leur température de transition vitreuse et leur température de fusion", Thèse de Doctorat de l'Université paris VI, 2004.
- [14] S.BOUZID, « Détermination de la constante temps de gonflement de réseaux des polymères interpénètre », Université Abou-bekrbelkaid, Tlemcen, Algérie, 20/06/2016.

- [15] M .HANDALA, « Etude de la décharge de surface sous tension alternative 50Hz effets sur une interface isolante air/solide », Thèse de Doctorat, Tizi-Ouzou.
- [16] MN.MEBAREK, S.BOUGDAD, « Influence du composite BaTiO₃ sur les propriétés diélectriques de PVC (application sur l'isolation des câbles de transport d'énergie) », Mémoire Master Université AMO, Bouira, 2016.
- [17] :C. Zhong, Y. Jiang, F. Guo, P. Liu, W. Wu, J. Liao, "Effect of Humidity on Transport Mechanism in Ag/7,7,8,8-Tetracyanoquinodimethane Bilayer Films", Japanese Journal of Applied Physics Vol. 45, No. 4A, P. 2722–2725, (2006).<https://dspace.univ-ouargla.dz/jspui/bitstream/123456789/690/1/MAOU-Samira.pdf>
- [18] : Michel Fontanille., Yves Gnanou., Chimie et Physico-chimie Des Polymères (cours), 2e et 3e cycles. Dunod, Paris, 4-8, (2005).
- [19] :J.Mertin et al ; „traité des matériaux“ ; tome 14, (2001)<https://dspace.univ-ouargla.dz/jspui/bitstream/123456789/690/1/MAOU-Samira.pdf>
- [20] : A.Bellel, " Traitement de surface de polymères par décharge couronne et plasma", Thèse de doctorat, Université Mentouri, Constantine (2004).
- [21] A.Tilmatine, « Diélectriques 1 : matériaux diélectriques »,Chapitre 7, USBA , 2017.
- [22] G. Torgovnikov, « Dielectric Properties of Wood-Based Materials. » Springer Berlin Heidelberg. .p169. 1993
- [23] A. Guinier et R. Julien, La matière à l'état solide». Edité par Hachette-CNRS : Liaisons Scientifiques, pp. 107-129.
- [24]: Bouregghda, Mémoire de magister r« Etude de l'influence de la mise en forme sur la cristallisation et les propriétés physiques des polymères »,Université Hadj LakhdarBatna ,2006.
- [25] Aide-mémoire science des matériaux livre écrit par Michel Dupeux.<http://dspace.univ-usto.dz/bitstream/123456789/59/1/BOUZID%20Latifa.pdf>
- [26]. 'Le polyéthylène', <http://fr.wikipedia.org/wiki/Polyéthylènehaute densité>, consulté le:18/04/2018.
- [27] :« Propriétés du polypropylène »[en ligne]. Disponible sur : www.goodfellow.com/csp/active/static/F/PP30.html.Consulté le : 05/07/2010.
- [28] dspace.usthb.dz, espace2christophe.ches.com.

[29] Université Mouloud Mammeri de Tizi-Ouzou, espace2christophe.chez.com.

Chapitre II

Fatigue et endommagement des polymères et du PEHD

II.1 Introduction

La fatigue des matériaux correspond à un endommagement progressif qui se produit sous des sollicitations cycliques répétées. Même lorsque la contrainte est inférieure à la résistance du matériau, des micro-dommages peuvent s'accumuler, conduisant à l'initiation et à la propagation de fissures, puis à la rupture finale.[1] Les polymères, largement utilisés dans l'industrie pour leur faible densité, leur résistance chimique et leur facilité de mise en œuvre, présentent un comportement en fatigue plus complexe que les matériaux métalliques, car il dépend de la température, de la vitesse de déformation et des conditions environnementales. Parmi eux, le polyéthylène haute densité (PEHD) se distingue par sa structure semi-cristalline, sa résistance mécanique et sa durabilité, ce qui explique son utilisation dans les canalisations, réservoirs et pièces techniques soumises à des chargements répétés.[2] La fatigue dans les polymères comprend l'initiation de microfissures, leur propagation progressive et la rupture finale, influencée par l'amplitude de contrainte, la fréquence de chargement, la température et la structure du matériau. L'approche énergétique, basée sur l'énergie dissipée lors des cycles, permet de mieux comprendre ces mécanismes et sert de base à la modélisation du comportement en fatigue. Ce chapitre présente ainsi les notions générales de la fatigue, les mécanismes d'endommagement et les modèles appliqués au PEHD [3]

II.2 Définition de la fatigue

Le phénomène de **fatigue des matériaux** se définit comme un processus d'endommagement progressif pouvant conduire à la rupture, même lorsque le matériau est soumis à des charges inférieures à sa résistance maximale en conditions statiques. Ce comportement particulier, largement étudié en **mécanique des matériaux**, constitue un enjeu majeur pour la conception et la durabilité des structures. En effet, la fatigue résulte de l'application répétée de sollicitations mécaniques qui engendrent l'accumulation de micro-défauts internes, lesquels évoluent jusqu'à provoquer une fissuration et, finalement, la rupture.

Afin de prévoir la durée de vie et d'anticiper le comportement en fatigue d'un matériau, plusieurs méthodes expérimentales sont mises en œuvre. Parmi elles, l'**essai de traction** à charge imposée demeure l'approche la plus courante. Ce test consiste à soumettre une éprouvette normalisée à une charge cyclique, appliquée selon des formes d'ondes variées — sinusoïdale, carrée ou triangulaire — reproduisant les conditions réelles de sollicitation.

L'éprouvette est ainsi contrainte à subir un nombre élevé de cycles, jusqu'à atteindre la rupture ou bien un seuil prédéfini de cycles fixé par le protocole expérimental.

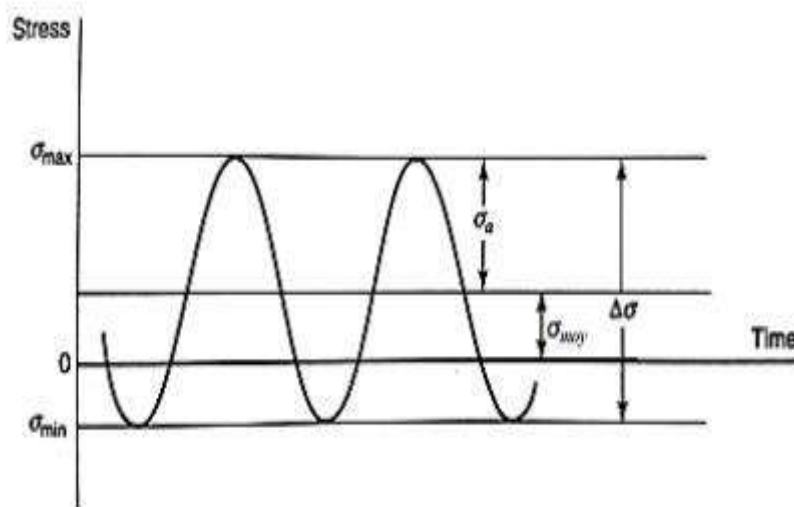


Figure II-1 Paramètres d'un essai de fatigue[5]

L'amplitude du signal σ_a , la contrainte moyenne σ_{moy} et le rapport de charge R sont données, respectivement, par :

$$\sigma_a = \frac{\sigma_{max} - \sigma_{min}}{2} \quad (II.1)$$

$$\sigma_{moy} = \frac{\sigma_{max} + \sigma_{min}}{2} \quad (II.2)$$

$$R = \frac{\sigma_{min}}{\sigma_{max}} \quad (II.3)$$

- ❖ Si $R > 1$, il s'agit d'une compression,
- ❖ Si $0 < R < 1$, il s'agit d'une traction,
- ❖ Si $R < 0$, il s'agit d'une traction-compression alternées.

Le comportement en fatigue d'un matériau est déterminé en représentant la courbe de Wöhler dite courbe S-N (Figure II-2).

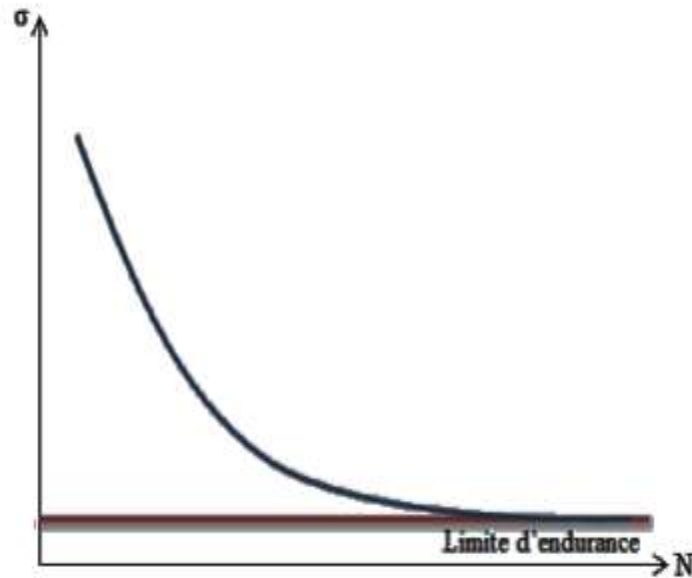


Figure II-2 : Allure de la courbe S-N[4]

La plupart des polymères présentent une limite d'endurance c'est-à-dire une contrainte sous laquelle le matériau a une durée de vie en fatigue illimitée

Comme en statique, et en traction, les craquelures sont le mécanisme prédominant de la rupture en fatigue. Celle-ci passe par les étapes suivantes :

- Création d'une craquelure à partir d'une hétérogénéité ;
- Propagation de la craquelure à chaque cycle augmentant ainsi le volume du vide
- Une fois que le volume du vide atteint une valeur critique, la craquelure ne peut plus supporter la contrainte imposée, les fibrilles se rompent et la fissure est initiée ;
- La craquelure s'agrandit jusqu'à ce que la contrainte soit de nouveau trop élevée pour être supportée par les fibrilles, qui se rompent. Cette étape se répète plusieurs fois, engendrant la propagation lente de la fissure et faisant apparaître des cercles concentriques, espacés, sur le faciès de rupture (Fig II-3).
- La contrainte et le volume de vide permettent à la fissure de se propager à chaque cycle, La fissure se propage alors rapidement ;
- Très vite, le matériau ne peut plus supporter la charge imposée et la rupture fragile et complète survient alors. [4]

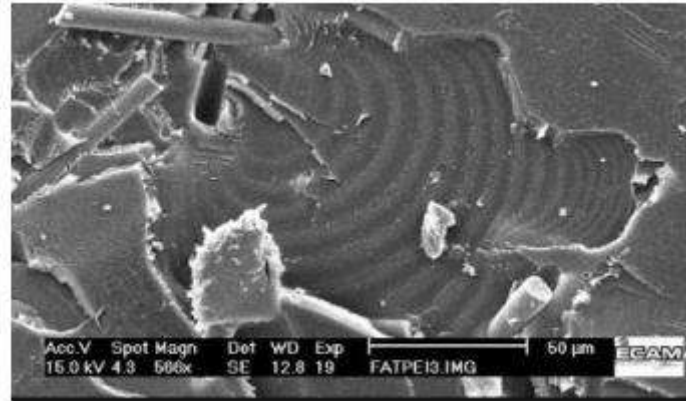


Figure II-3: Rupture en fatigue d'un bouchon en polymère[4]

II.3 Types de sollicitations cycliques

Les matériaux peuvent être soumis à plusieurs types de sollicitations cycliques :

- 1) **Traction – compression** : le matériau est alternativement étiré puis comprimé.
- 2) **Flexion** : sollicitation alternée par flexion ou courbure, typique pour les poutres.
- 3) **Torsion** : le matériau est soumis à un couple alterné, comme dans les arbres de transmission.
- 4) **Chargement multiaxial** : combinaison de plusieurs types de sollicitations simultanées. Ces types de sollicitations influencent fortement le nombre de cycles à rupture et la cinétique de propagation des fissures [4]; [5]

II.4 Histoire

L'étude de la fatigue des matériaux occupe une place importante en mécanique des matériaux, car de nombreuses structures industrielles sont soumises à des sollicitations cycliques au cours de leur durée de service. Les premières recherches scientifiques sur la fatigue remontent au 19^{ème} siècle avec les travaux de l'ingénieur allemand August Wöhler, qui a démontré expérimentalement que la rupture d'un matériau peut se produire sous des contraintes inférieures à sa résistance statique lorsqu'elles sont appliquées de manière répétée. Ses travaux ont conduit à l'établissement des courbes S–N, qui relient l'amplitude de contrainte au nombre de cycles à rupture. Au 20^{ème} siècle, les recherches se sont approfondies avec l'introduction de la mécanique de la rupture, notamment grâce aux travaux de Griffith, qui ont mis en évidence le rôle de l'énergie dans la propagation des fissures. Par la suite, Paris a proposé une loi décrivant la propagation des fissures sous chargement cyclique, permettant de mieux prédire la durée de vie des structures. Aujourd'hui, l'étude de la fatigue concerne également les matériaux polymères et composites, dont le comportement est plus complexe en

raison de leur viscoélasticité et de leur sensibilité aux conditions environnementales. Dans ce contexte, les approches énergétiques et les modèles d'endommagement sont largement utilisés pour analyser et prédire le comportement en fatigue des polymères semi-cristallins tels que le PEHD.[6]

II.5 Mécanismes d'endommagement dans les polymères :

La conséquence principale de la sollicitation des pièces en polymères est leur dégradation. La théorie de l'endommagement consiste à regarder l'impact de cette dégradation sur les propriétés mécaniques sans toutefois, quantifier les microfissures au sein du matériau. Elle permet donc de connaître le comportement d'un matériau en traction en faisant intervenir le coefficient d'endommagement D , défini comme suit

$$D = 1 - \frac{S}{S'} = 1 - \frac{E}{E'} \quad (\text{II.4})$$

Où : S' et E' sont respectivement la section et le module d'élasticité du matériau avant endommagement et S et E sont respectivement la section et le module d'élasticité du matériau endommagé. En se basant sur le principe d'équivalence en déformation, on définit une contrainte équivalente σ appliquée au matériau de section S et de module E qui donnerait la même déformation que la contrainte σ' réellement appliquée au matériau de section S' et de module E' .

L'expression de Barbero permet de relier la contrainte à la déformation dans les conditions suivantes: Avec : $F_R = 2E' \cdot \epsilon_{cr}$

- Si: $\epsilon > \epsilon_0$

$$\sigma = \left(1 + \frac{E' \epsilon_0}{F_R - F_0}\right) \cdot E' \cdot \epsilon - \frac{E'^2}{F_R - F_0} \cdot \epsilon^2 \quad (\text{II.5})$$

- Si $\epsilon < \epsilon_0$, la contrainte devient : $\sigma = E' \cdot \epsilon$

Le point (ϵ_0, F_0) correspond au début de l'endommagement, c'est-à-dire au passage du domaine élastique au domaine plastique. ϵ_{cr} est la déformation au moment où la contrainte au sein du matériau est maximale.[2]

II. 5. 1 Rupture des polymères :

La rupture des polymères est produite suite à la naissance de bandes de cisaillement et de craquelures dans les zones amorphes du matériau. [2]

II. 5. 2 Les bandes de cisaillement :

Les bandes de cisaillement (FigII.4), constituées de chaines polymériques très étirées proviennent d'une déformation plastique locale du matériau à cause de son hétérogénéité. Elles apparaissent aux points où la contrainte de cisaillement est maximale. Elles sont orientées d'un angle de 45° par rapport à la direction de sollicitation pour les polymères amorphes, et d'un angle proche de 45° pour les polymères semi-cristallins. [2]

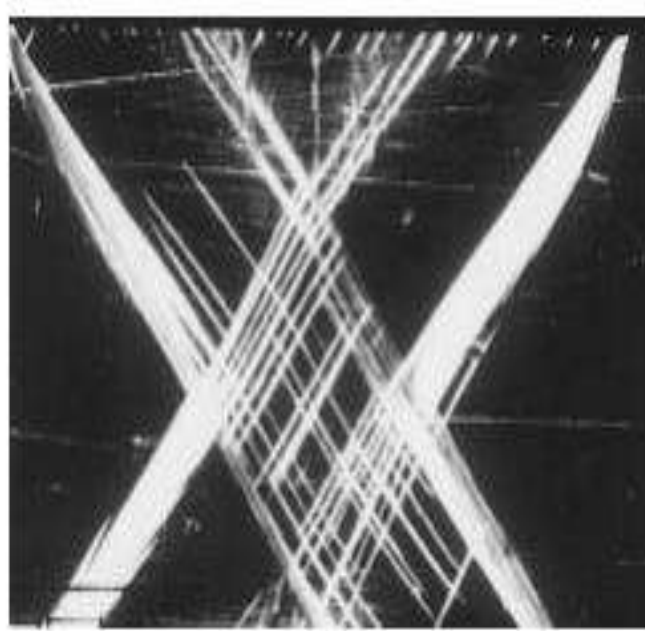


Figure II.4: Bandes de cisaillement dans du PS à 20°C sollicité en compression[2]

Sur la courbe contrainte-déformation, ce phénomène se traduit par une chute brutale de la contrainte une fois que la charge maximale σ_m est atteinte. Ces bandes de cisaillement sont à l'origine du phénomène de striction et peuvent engendrer une rupture rapide du matériau ou bien se propager de proche en proche et élargir, ainsi, le domaine de striction à une plus grande partie de l'éprouvette.

Remarque : Les bandes de cisaillement sont plus présentes lors d'une sollicitation en compression qu'en essai de traction.[2]

II. 3. 2. 1 Les craquelures :

Les craquelures (FigII.5) sont des microfissures perpendiculaires à la direction de sollicitation. Leur épaisseur, mesurée dans la direction de la contrainte principale, est de quelques micromètres tandis que leur largeur peut varier de quelques micromètres à quelques millimètres. Les craquelures sont formées de microvides, qui occupent 50 à 80% du volume de la craquelure, et de fibrilles[2]

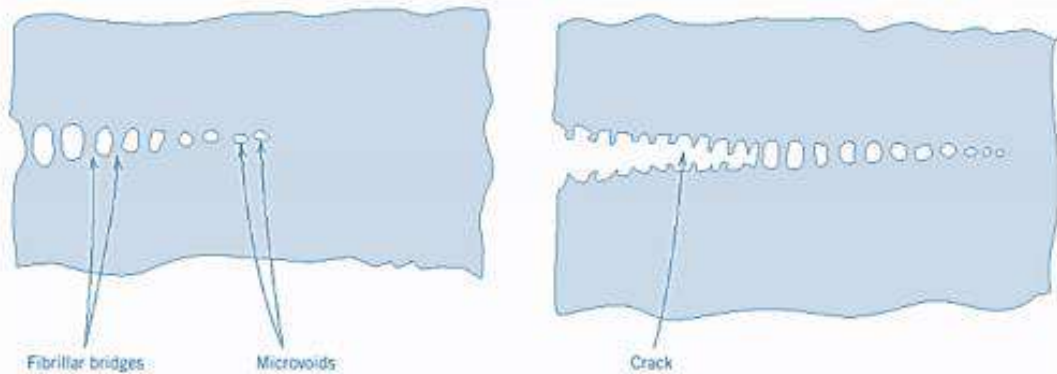


Figure II 5: Fissures et craquelures présentes dans un polymère [2]

Le polymère plastifie à l'extrémité d'une craquelure car celle-ci est soumise à de fortes contraintes. A ce niveau, il adopte un comportement de type liquide, permettant l'écoulement de la matière et la création de nouvelles fibrilles ce qui conduit à une propagation de la craquelure perpendiculairement à la direction de sollicitation. L'ouverture d'une craquelure, quant à elle, peut se faire de deux façons :

- Par fluage des fibrilles : les fibrilles s'allongent et s'amincissent ;
- Par alimentation des fibrilles : apport de matière aux bords de jonction des fibrilles. Une craquelure se transforme en micro fissure lorsque les fibrilles se rompent. La création et la propagation de fissures peut conduire à la rupture des pièces en polymères.

Ces deux phénomènes se produisent dans les phases amorphes des polymères, qu'ils soient totalement amorphes ou semi-cristallins. Cependant, il existe dans les polymères semi-cristallins, des mécanismes de déformation préliminaires[2]

Déformation des polymères semi-cristallins

Dans les polymères semi-cristallins, les lamelles cristallines augmentent la rigidité des chaînes macromoléculaires. Lors de l'allongement du matériau, les lamelles cristallines vont s'orienter dans la direction de sollicitation. Les chaînes des zones amorphes vont ensuite

commencer à s'étirer jusqu'à ce que les zones cristallines se séparent en plusieurs blocs. Enfin, les chaines amorphes se désenchevêtrent et s'étirent parallèlement à la direction de traction(Figure II.6)

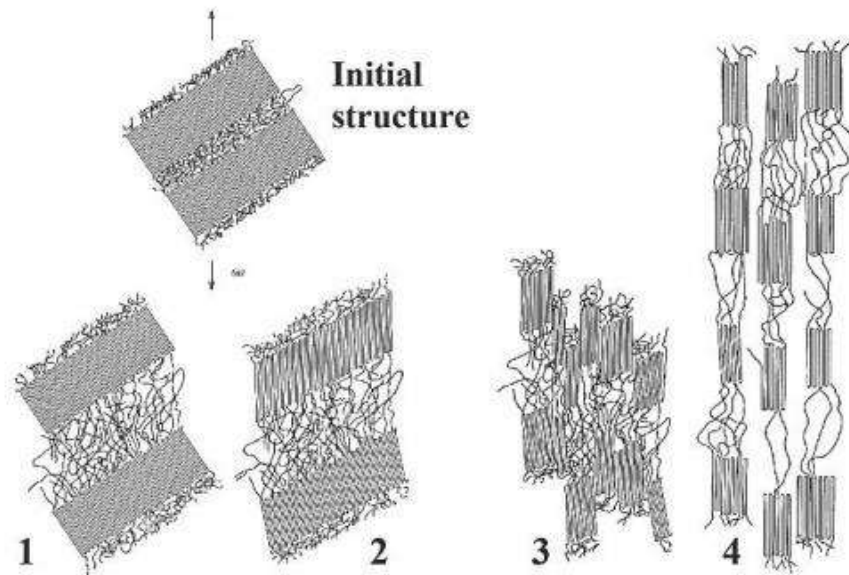


Figure II.6: Mécanismes de déformation des polymères semi-cristallins[2]

II. 6 Comportement en fatigue des polymères

Le comportement en fatigue des polymères diffère fortement de celui des métaux en raison de leur structure viscoélastique et semi-cristalline.

Sous sollicitations cycliques, les polymères présentent :

- une phase d'endommagement progressive,
- une propagation lente des fissures,
- une rupture ductile dans la majorité des cas, notamment pour le PEHD.

Les polymères semi-cristallins comme le PEHD dissipent une partie de l'énergie appliquée via craze et microvoids, retardant ainsi la rupture. [1]

II.6.1 Courbes S–N (courbes de Wohler)

Les courbes S–N relient la contrainte appliquée σ au nombre de cycles à rupture N_f :

$$\sigma_a = \sigma_f' (2N_f)^b \quad (\text{II.6})$$

où :

- σ_a = amplitude de contrainte,
- σ_f' = contrainte d'endurance,
- N_f = nombre de cycles à rupture,
- b = coefficient de fatigue (matériau spécifique)

Pour les polymères, la courbe S–N est souvent moins linéaire que pour les métaux, et la zone de transition ductile/fragile est visible[1][7]

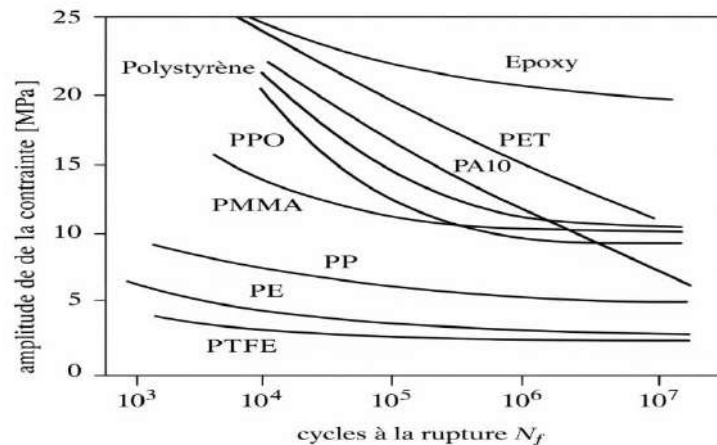


Figure II.7 : Courbes de Wöhler pour divers polymères

II.6.2 Effet de l'amplitude de contrainte

L'amplitude de contrainte $\Delta\sigma$ est le paramètre le plus critique en fatigue :

$$\Delta\sigma = \sigma_{\max} - \sigma_{\min} \quad (\text{II.7})$$

- Plus $\Delta\sigma$ est élevé, plus le nombre de cycles à rupture N_f diminue.
- Pour les polymères semi-cristallins, une forte amplitude peut provoquer une initiation rapide de crazes et microvoids[9][10]

II.6.3 Effet de la fréquence de chargement

La fréquence de chargement f influence fortement le comportement viscoélastique :

- Les polymères dissipent plus d’énergie à haute fréquence, ce qui accélère l’endommagement.
- Le temps de relaxation τ du polymère détermine la réponse :

$$\varepsilon(t) = \varepsilon_0 (1 - e^{-t/\tau}) \quad (\text{II.8})$$

Pour le PEHD, une fréquence plus élevée augmente la température locale et la vitesse de propagation des fissures[3][7]

II.6.4 Effet de la contrainte moyenne

Le niveau de contrainte moyenne σ_m joue un rôle dans la durée de vie :

$$\sigma_m = \frac{\sigma_{max} + \sigma_{min}}{2} \quad (\text{II.2})$$

- Une contrainte moyenne élevée réduit la durée de vie.
- La combinaison **amplitude + contrainte moyenne** est souvent utilisée pour prédire le comportement en fatigue des polymères [2][8]

II. 7Fatigue spécifique du polyéthylène haute densité (PEHD)

Le PEHD (polyéthylène haute densité) est un polymère semi-cristallin largement utilisé dans l’industrie, notamment dans les canalisations, les réservoirs et certaines pièces techniques.

Sous des sollicitations cycliques, son comportement en fatigue diffère de celui des polymères amorphes en raison de sa structure semi-cristalline, de la présence de zones amorphes viscoélastiques et de défauts microscopiques pouvant favoriser l’apparition de fissures. La compréhension de la fatigue spécifique du PEHD est donc essentielle pour prévoir sa durée de vie et assurer la fiabilité des structures dans lesquelles il est utilisé.[1]

II.7.1 Mécanismes spécifiques d’endommagement du PEHD

1. Déformation viscoélastique :

La phase amorphe se déforme et dissipe de l’énergie sous chargement cyclique.

2. Formation de crazes et microvoids :

Les fibrilles des crazes ralentissent la propagation des fissures

3. Coalescence des microfissures :

Les microvoids finissent par former la fissure principale.

4. Propagation des fissures :

Suivant la loi de Paris adaptée aux polymères

$$\frac{da}{dN} = C(\Delta K_{eff})^m \quad (II.9)$$

où :

- da/dN = vitesse de propagation par cycle,
- ΔK_{eff} = facteur d'intensité de contrainte effectif,
- C, m = constantes dépendant du PEHD et des conditions environnementales[10]

II.7.2 Influence de la structure semi-cristalline

- Le PEHD est composé de zones cristallines ($\approx 70\%$) et zones amorphes ($\approx 30\%$).
- Les **zones cristallines** apportent rigidité et résistance, mais peuvent concentrer les contraintes.
- Les **zones amorphes** permettent de dissiper l'énergie et retardent la rupture.

L'endommagement débute souvent dans les zones amorphes puis se propage vers les zones cristallines[8][10]

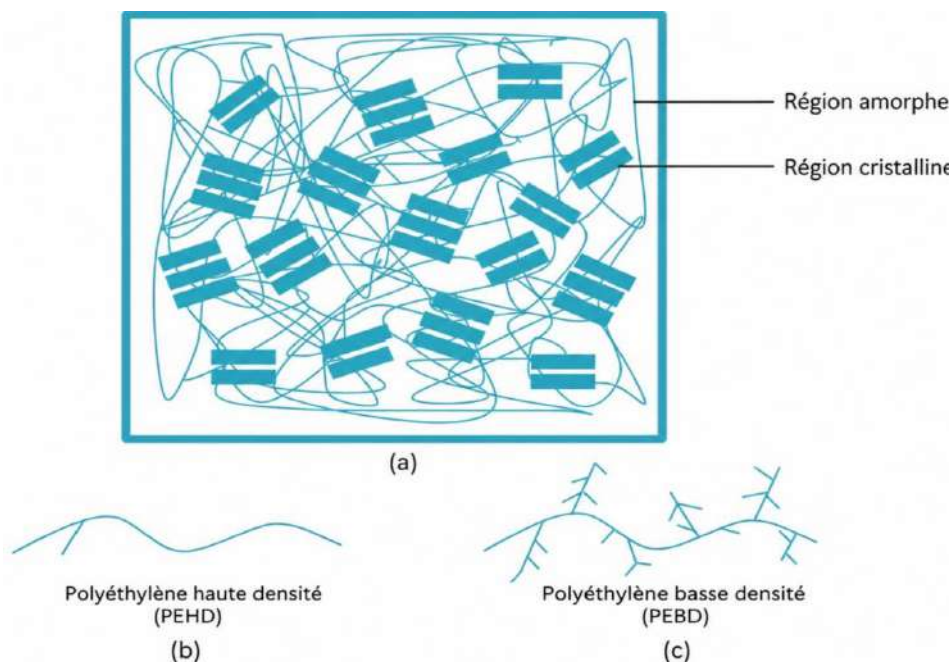


Figure II.8 : Structure semi-cristalline du PEHD et localisation des fissures[10]

II.7.3 Influence de la température et de l'environnement

Température :

- La viscosité des zones amorphes diminue avec l'augmentation de la température.
- La vitesse de propagation des fissures augmente.
- On peut approximer l'effet avec une loi d'Arrhenius pour la fatigue

$$N_f(T) = N_0 \cdot \exp\left(\frac{Q}{RT}\right) \quad (\text{II.10})$$

où :

- $N_f(T)$ = nombre de cycles à rupture à température T,
- Q = énergie d'activation,
- R = constante des gaz parfaits,
- N_0 = nombre de cycles de référence.
- **Environnement chimique et humidité :**
 - L'eau et certains agents chimiques peuvent **plastifier le PEHD**, accélérant la fatigue
 - Les fissures peuvent apparaître plus rapidement sur les surfaces exposées.[8]

II.8 Etude de durée de vie en fatigue d'une pipeline en PEHD

Les statistiques récentes indiquent que plus de 90% des canalisations de transport et de distribution de gaz ou eau potable nouvellement installées à travers le monde et en particulier en Algérie, sont faites exclusivement en polyéthylène (PE) en raison de ses bonnes performances. Parallèlement au développement de nouvelles techniques d'analyses, les dernières décennies ont vu l'explosion de l'utilisation des polymères dans notre environnement et des polyéthylènes en particulier. De nombreuses études [14],[15],[16],[17] et [19] sur le comportement en fatigue de polyéthylènes ont été réalisées. Une étude de simulation sur des éprouvettes de pipe en polyéthylène haute densité (PEHD) a été réalisée en utilisant le logiciel AFGROW pour prédire la durée de vie en fatigue. L'influence du dimensionnement du pipe (épaisseur, rayon et la taille de défaut) et la pression interne a été étudiée

II.8.1 Préparation de modèle et interprétation

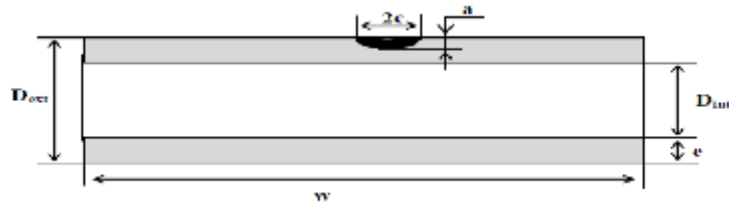


Figure II.9 : Eprouvette de pipe avec (w=0,2m)

Tableau 1.Caractéristique mécanique PE100

Propriété de polyéthylène (PE100)				Réf
Coefficient dedilatation	$2.10^{-4} \text{m/m}^\circ\text{K}$	Module de Young E	1000 MPa	[44],[47]
Coefficient de poissonv	0.46	Coef. C (Paris)	$3,55\text{E-}8 \text{m/cycle}$	[47],[48]
Limite d'élasticité	20 MPa	Exp. m (Paris)	4.66	[47],[48]
Charge à la rupture	34 MPa	Ténacité K_{IC}	$0.743 \text{MPa.m}^{1/2}$	[48]
Allongement A%	>600			[43]

Les essais de fatigue effectués à un rapport de charger (R=0.1) en utilisant le modèle de Paris

$$\frac{da}{dN} = C (\Delta K)^m \quad (\text{II.9})$$

Avec, C et m sont constantes de Paris

$$\Delta K = \Delta \sigma \sqrt{\pi \cdot a} \cdot f\left(\frac{a}{e}\right) \quad (\text{II.10})$$

et

$$f\left(\frac{a}{e}\right) = \frac{1 + 2\left(\frac{a}{e}\right)}{(1 - a/e)^{3/2}} \quad (\text{II.12})$$

)un facteur de correction géométrique pour l'éprouvette de pipe, avec (e) l'épaisseur de pipe. Dans cette étude nous nous intéressons à l'influence des différents paramètres sur la durée de vie en.fatigue telle que l'épaisseur, le rayon, la taille de défaut et la pression interne[14]

II.8.2 Pression interne

Quatre cas de pression étudiées (2.5, 3, 4 et 5bars) avec ($e=0.01m$, $D_{int}=0.09m$ et taille de défaut $a=c=1.27mm$). Sur la figure 2-a on remarque que lorsque la pression augmente la vitesse de fissuration augmente par conséquent la durée de vie diminue. D'après la figure 2-b, on remarque que plus la pression appliquée est élevée plus la durée de vie est faible, ainsi on constate qu'il existe une pression appliquée critique au-delà de laquelle la durée de vie diminue d'une manière importante. Lorsque la pression appliquée dépasse cette pression critique il y aura éclatement de la conduite. Nous observons une stabilisation de la durée de vie pour une pression inférieure à la pression (2.5 bars) et ceci indépendamment de l'orientation du défaut[44]

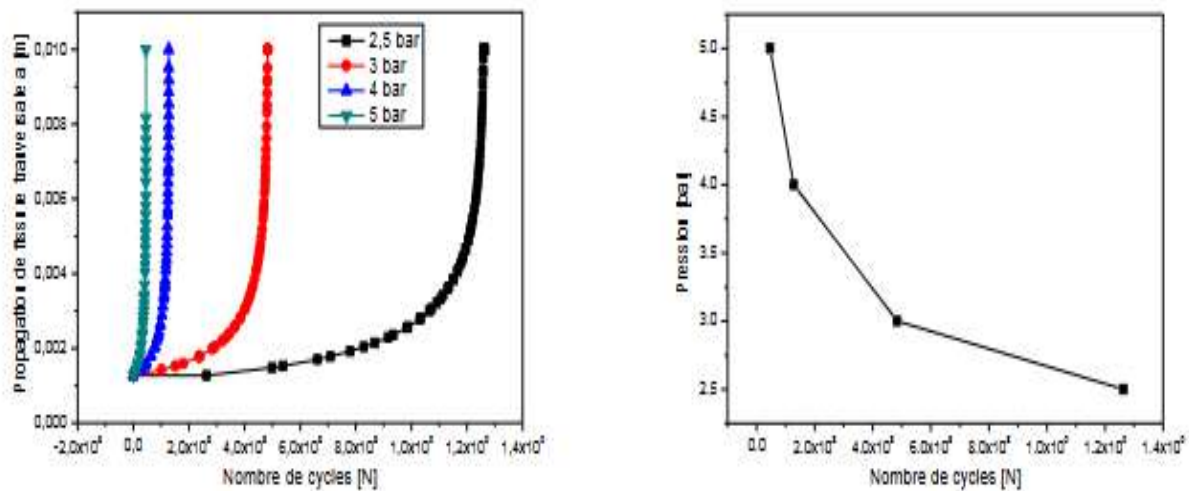


Figure II.10. a) Longueur de fissure (a) en fonction du nombre de cycles (N), b) Evolution de la pression en fonction du nombre cycles.[15]

II.8.3 Epaisseur Nous avons considéré par quatre valeurs différentes de l'épaisseur ($e=0.0085, 0.0095, 0.0105$ en $0.0115m$) avec un diamètre de conduit $D_{ext}=0.11m$ qui ont entrain $SDR = D_{ext} / e$ (in english Standard Dimension Ratio) ($SDR=12.94, 11.58, 10.48$ et 9.56), la taille de défaut ($a=c=1.27mm$). Les figures de l'évolution de la longueur de la fissure en fonction du nombre de cycles qui exprime la durée de vie pour les différentes valeurs d'épaisseur étudiées pour un défaut longitudinale (c) et un défaut transversale (a) montrent que la durée diminue lorsque l'épaisseur diminue quelque soit l'orientation du défaut. L'analyse de ces deux figures montre que plus le rapport (SDR) est important plus la durée de vie est faible. Figure3 représente l'évolution du rapport standard des dimensions SDR en fonction de

nous constatons que lorsque le rapport standard des dimensions (SDR) augmente la fissure dans la direction de l'épaisseur se propage très vite et la durée de vie diminue[15]

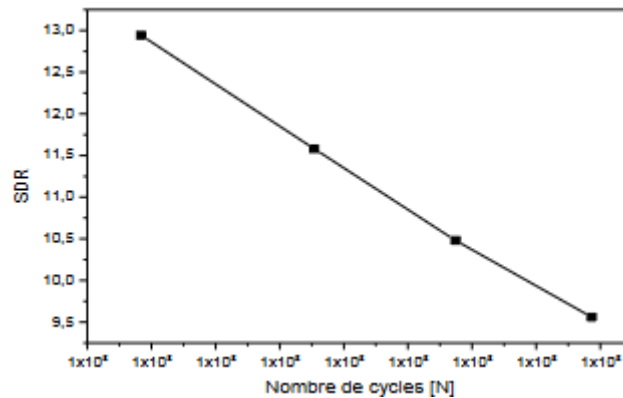


Figure II.11: Evolution de rapport (SDR) en fonction du nombre de cycles[15]

II.8.4 Taille du défaut et Rayon du pipe

Nous avons pris différents rapport de ($a/c = 0.4$ à 1) avec une épaisseur ($e = 0.01\text{m}$) et la pression ($P = 4\text{bars}$). Figure 4-a illustre cette influence, nous constatons qu'un accroissement du rapport (a/c) entraîne une diminution de la durée de vie, ceci montre qu'une fissure circulaire est dangereuse par rapport à une fissure semi-circulaire. Nous avons étudié quatre valeurs différentes de rayon du pipe ($R = 0.044, 0.0425, 0.0415$ et 0.04m) avec une épaisseur constant $e = 0.01\text{m}$, la pression $P = 4\text{bars}$ et taille de défaut $a = c = 1.27\text{mm}$. Les courbe de l'évolution de longueur de fissure en fonction de nombre de cycle qui exprime la durée de vie en fatigue de différentes valeurs du rayon, pour un défaut longitudinale (c) et un défaut transversale (a) montrent que la durée diminue lorsque le rayon diminue quelque soit l'orientation du défaut. Figure 4-b l'évolution du rayon en fonction du nombre de cycles. Nous constatons que l'accroissement du rayon conduit à une augmentation de la durée de vie.[20]

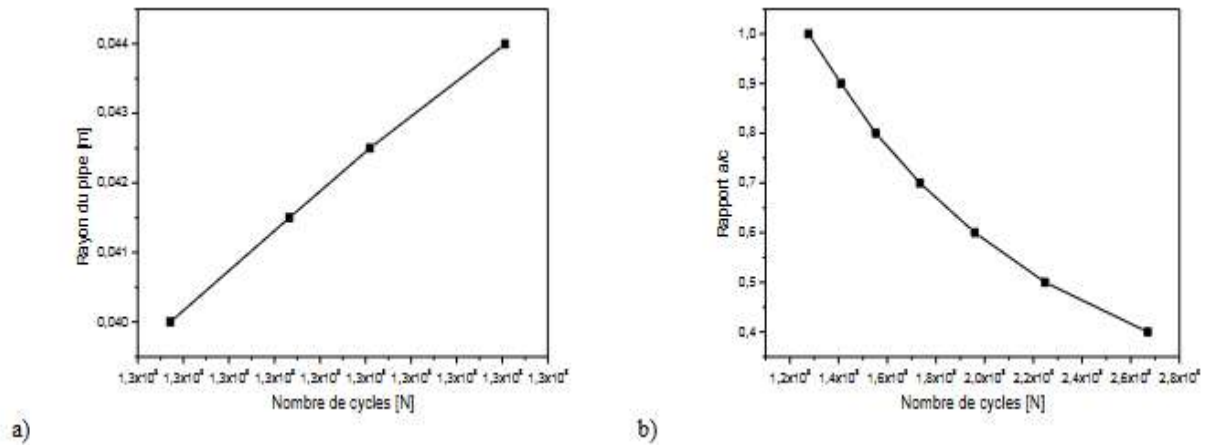


Figure II.12 : Evolution a) de variation de rapport (a/c), b) du rayon (R) en fonction dunombre de cycles[20]

II.9Analyse énergétique de la fatigue

L'approche énergétique est une méthode avancée pour étudier la fatigue des matériaux polymères.

Plutôt que de considérer seulement la contrainte ou la déformation, elle se concentre sur l'énergie stockée et l'énergie dissipée au cours des cycles de chargement.

- Dans les polymères viscoélastiques comme le PEHD, une partie de l'énergie appliquée est stockée dans le réseau cristallin, tandis que l'autre est dissipée par hystérésis et formation de microfissures.
- L'analyse énergétique permet de prévoir la durée de vie et la progression de l'endommagement plus précisément que les seules courbes S–N.[6][10]

II.9.1Énergie stockée et énergie dissipée

Pour un cycle de chargement, l'énergie totale appliquée U peut être décomposée en :

$$U = U_s + U_d \quad (\text{II.13})$$

où :

- U_s = énergie stockée (réversible, élastique)
- U_d = énergie dissipée (irréversible, viscoélastique et endommagement)
- **Énergie stockée :**

$$U_s = \frac{1}{2} \sigma \cdot \varepsilon \quad (\text{II.14})$$

- **Énergie dissipée** (aire de l'hystérésis dans le cycle contrainte-déformation) :

$$U_d = \oint \sigma d\varepsilon \quad (\text{II.15})$$

Dans le PEHD, l'énergie dissipée est directement liée à l'apparition de crazes et microvoids, et donc à la propagation des fissures[2][13]

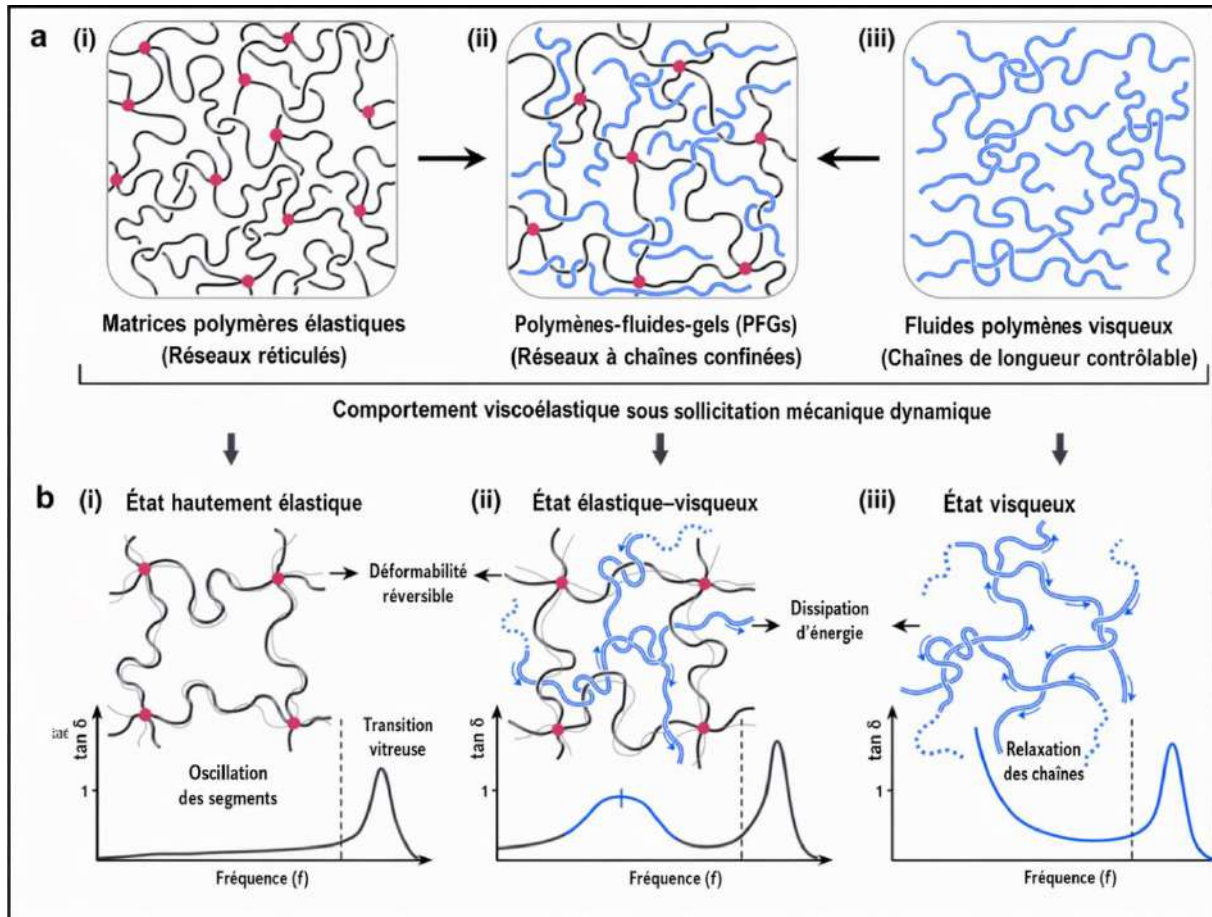


Figure II.13 : Décomposition de l'énergie dans un cycle de fatigue d'un polymère[13]

II.9.2 Relation énergie – endommagement

L'endommagement peut être quantifié par un paramètre d'endommagement **D** défini comme :

$$D = \frac{U_d}{U_c} \quad (\text{II.16})$$

où :

- U_d = énergie dissipée par cycle
- U_c = énergie critique pour rupture
- Lorsque **D = 1**, le matériau atteint la **rupture finale**.
- L'évolution de **D** avec le nombre de cycles **N** peut être approximée par :

$$D = 1 - \exp(-\alpha N^m) \quad (\text{II.17})$$

où :

- α, m = coefficients expérimentaux dépendant du matériau et des conditions de chargement.

Cette approche permet de prédire le nombre de cycles à rupture en fonction de l'énergie dissipée, particulièrement utile pour le PEHD soumis à des cycles de traction-compression ou de flexion [6][12]

II.9.3 Applications pratiques pour le PEHD

1. Prévision de durée de vie :

- En mesurant l'énergie dissipée par cycle, on peut estimer combien de cycles le PEHD peut supporter avant rupture.

2. Analyse expérimentale :

- Les courbes hystérésis contrainte-déformation sont tracées lors d'essais de fatigue.
- L'aire de la boucle correspond à U_d (énergie dissipée).

3. Modélisation et simulation :

- L'énergie dissipée est intégrée dans les modèles d'endommagement continus (section 2.7).
- Permet de combiner effets de contrainte, fréquence et température dans une seule approche énergétique [7]

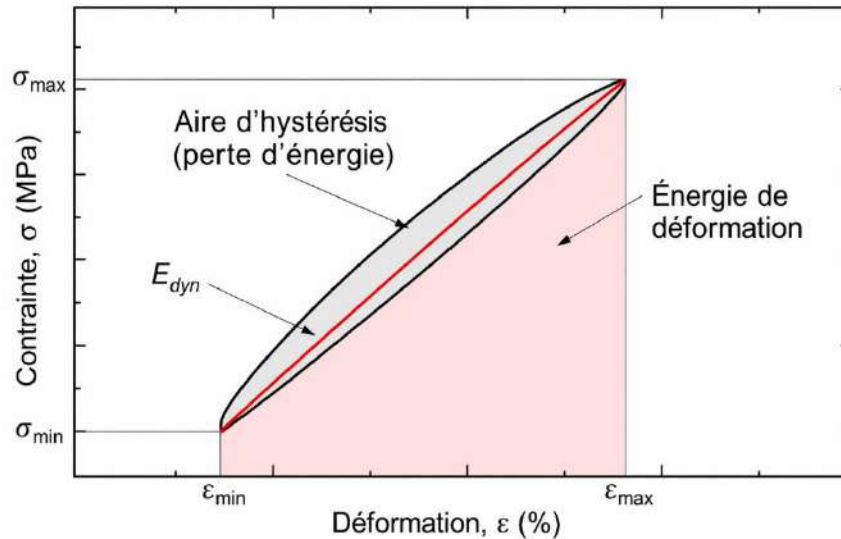


Figure II.14 : Boucle hystérésis et énergie dissipée par cycle dans PEHD [7]

II.10.Modélisation du comportement en fatigue des polymères

La modélisation du comportement en fatigue des polymères permet de :

- prédire la durée de vie sous sollicitations cycliques,
- optimiser les conditions d'utilisation (contrainte, fréquence, température),
- intégrer les effets de la structure semi-cristalline et viscoélastique dans les simulations.

Pour le PEHD et autres polymères semi-cristallins, plusieurs approches coexistent :

1. **Modèles empiriques** : basés sur l'expérimentation directe (S–N, loi de Basquin).
2. **Modèles énergétiques** : basés sur la dissipation et le stockage d'énergie (section 2.6).
3. **Modèles d'endommagement** : intégrant l'évolution progressive des fissures ou microfissures [10][13]

II.10.1 Modèles empiriques

Les modèles empiriques utilisent les **courbes S–N (Wöhler)** pour relier la contrainte et le nombre de cycles à rupture :

$$\sigma_a = \sigma'_f (2N_f)^b \quad (\text{II.6})$$

où :

- σ_a = amplitude de contrainte,

- N_f = nombre de cycles à rupture,
- σ'_f = contrainte d'endurance,
- b = coefficient de fatigue.
- Ces modèles sont simples et rapides mais ne prennent pas en compte la dissipation viscoélastique ou la température.

II.10.2 Modèles énergétiques

Les modèles énergétiques relient l'énergie dissipée par cycle à l'évolution de l'endommagement :

$$D = \frac{U_d}{U_c} = 1 - \exp(-\alpha N^m) \quad (\text{II.16})(\text{II.17})$$

où :

- D = paramètre d'endommagement,
- U_d = énergie dissipée par cycle,
- U_c = énergie critique pour rupture,
- N = nombre de cycles,
- α, m = coefficients expérimentaux.
- Ce modèle permet de combiner amplitude de contrainte, fréquence et température dans une seule relation.

II.10.3 Modèles d'endommagement progressif

Les modèles d'endommagement progressif intègrent l'accumulation de microfissures et la propagation des fissures.

II.10.3.1 Modèle de Miner (cumulation du dommage)

$$D_{cum} = \sum_{i=1}^n n_i / N_i \quad (\text{II.18})$$

où :

- n_i = nombre de cycles appliqués à la contrainte σ_i ,
- N_i = nombre de cycles à rupture à la même contrainte,
- La rupture se produit lorsque $D_{cum} \geq 1$.

Ce modèle est simple et largement utilisé pour les polymères semi-cristallins comme le PEHD [7][10]

II.10.3.2 Modèles de propagation de fissures

Pour les fissures initiées, on utilise souvent la loi de Paris adaptée aux polymères[12] :

$$\frac{da}{dN} = C(\Delta K_{eff})^m \quad (II.19)$$

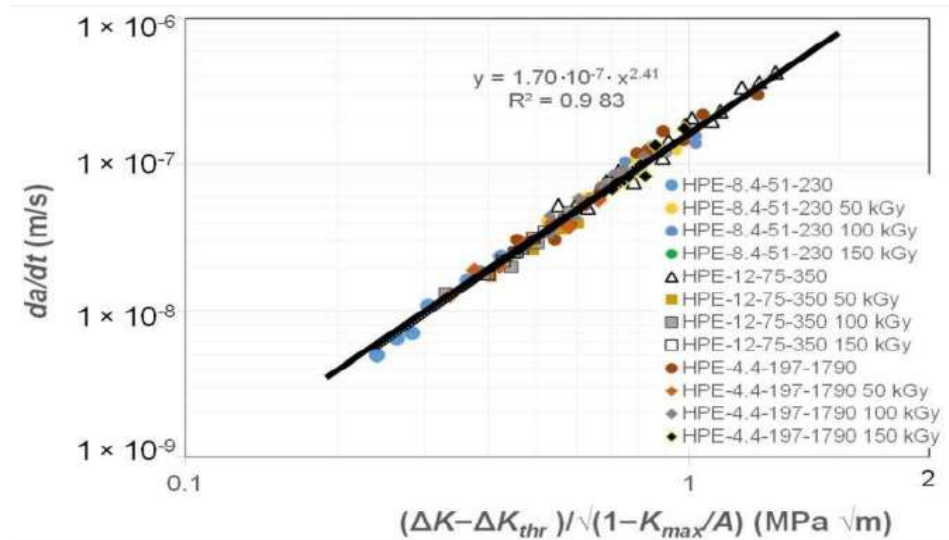


Figure II.15 : Modélisation de la propagation de fissures dans le PEHD [12]

II.11 Conclusion

Dans ce chapitre, nous avons étudié la fatigue et l'endommagement des polymères, en nous concentrant sur le PEHD soumis à des sollicitations cycliques. Nous avons vu que l'endommagement commence par l'apparition de microfissures et de petites zones de déformation, puis progresse vers la formation de fissures visibles jusqu'à la rupture finale. Le comportement en fatigue dépend fortement de l'amplitude de contrainte, de la fréquence des cycles, de la contrainte moyenne ainsi que des conditions de température et d'environnement. L'approche énergétique montre que l'énergie dissipée par le matériau au cours des cycles est un bon indicateur de l'évolution des dommages. Enfin, les différents modèles utilisés, qu'ils soient basés sur les courbes expérimentales, l'énergie ou la progression des fissures, permettent de prédire la durée de vie du PEHD et de mieux comprendre son comportement sous fatigue, ce qui est essentiel pour concevoir des pièces fiables et durables.

II.12 Les Références

- [1] Suresh, S. (1998). Fatigue of Materials. Cambridge University Press.
- [2] Peacock, A. J. (2000). Handbook of Polyethylene: Structures, Properties and Applications. CRC Press.
- [3] Van Paepegem, W., & Degrieck, J. (2002). A new coupled approach of residual stiffness and strength for fatigue of composite materials. International Journal of Fatigue, 24(3), 225-233.
- [4] Hertzberg, R.W., R.P. Vinci et J.L. Hertzberg. 2012. Deformation and Fracture Mechanics of Engineering Materials, 5th Edition. John Wiley & Sons, Incorporated.
- [5] CRAWFORD RJ & BENHAM PP. Fatigue and creep rupture of an acetal copolymer. J. Mech. Eng. Sci., 1974, Vol. 16, pp. 178-191
- [6] Berrehili, A. (2010). Comportement cyclique et tenue en fatigue sous chargement multiaxial d'un polyéthylène. Thèse de doctorat, ENSMA, France.
- [7] Ayoub, G. (2010). Comportement en grandes déformations et fatigue des polymères : modélisation constitutive et prédiction de la durée de vie en fatigue. Thèse, Université Lille 1.
- [8] Ward, I. M., & Sweeney, J. (2012). Mechanical Properties of Solid Polymers. Wiley.
- [9] Schijve, J. (2009). Fatigue of Structures and Materials. Springer.
- [10] Benseddiq, N. (2005). Comportement mécanique et rupture des polymères sous sollicitations cycliques. Thèse de doctorat, UTC, France
- [11] Khoury, M. (2011). Fatigue et endommagement des polymères thermoplastiques. Thèse, Université Lille 1.
- [12] Sanchez, L., et al. (2013). Fatigue crack growth in semi-crystalline polymers: Experimental study and modeling. Polymer Testing, 32(2), 331-342.
- [13] Benmedakhene, S. (2010). Étude expérimentale et modélisation du comportement mécanique des polymères sous chargements cycliques. Thèse de doctorat, Université de Lille.

- [14] Abdelmoutalib, “Comportement cyclique et tenue en fatigue sous chargement multiaxial d’un polyéthylène expériences et critère d’endurance,” Thèse Doctorat, Ecole Nationale Supérieure de Mécanique et d’Aérotechnique, Université de Poitiers, France, 2010
- [15] Z. Hanane, “Etude de la fissuration des canalisations en polyéthylènes haute densité,” Thèse Master, Université d’Oran, Algérie, Juin, 2014
- [16] M. Haager, G. Pinter, and R. Lang, “Ranking of PE-HD pipe grades by fatigue crack growth performance,” in *Plastics Pipes XIII*, Washington, 2006, pp. 1–11.
- [17] K. Oliphant, M. Conrad, W. Bryce, and P. Eng, “Fatigue of plastic water pipe: A technical review with recommendations for PE4710 pipe design fatigue,” 2012
- [18] L. Alimi, W. Ghabeché, W. Chaoui, and K. Chaoui, “Mechanical properties study in extruded HDPE-80 pipewall used for natural gas distribution,” *Matériaux Tech.*, vol. 100, pp. 79–86, 2012.
- [19] [12] V. Ulmanu, G. Draghici, and V. Aluchi, “Fracture mechanics testing of high density polyethylene (HDPE) pipematerial with compact tension (CT) specimens,” *J. Eng. Stud. Res.*, vol. 17, no. 3, pp. 98–103, 2011
- [20] R. Khelif, “Analyse de la rupture et évaluation de la durée de vie basée sur la fiabilité des tubes en polyéthylène pour le transport du gaz,” Université Blaise Pascal- Clermont II, France, 2007

Chapitre III

Effet de la fréquence et la contrainte sur la durée de vie

III.1 Introduction

Au cours des dernières années, l'utilisation des polymères dans diverses applications en ingénierie s'est fortement accrue, suscitant un intérêt croissant pour l'évaluation de leurs performances et de leur comportement sous sollicitations cycliques. Cette évolution génère une demande importante de données nécessaires aux calculs de dimensionnement, notamment en ce qui concerne la prévision de la durée de vie des matériaux.

À l'échelle macroscopique, le comportement des matériaux polymères sous chargements cycliques présente des similitudes avec celui des métaux, notamment par une diminution progressive de la rigidité au cours du chargement [1]. Pour les métaux, ce phénomène est généralement attribué au développement progressif de la micro-plasticité, suivi par l'apparition de dommages. En revanche, dans le cas des polymères, dont le comportement est intrinsèquement visqueux, cette perte de rigidité peut également résulter de la composante viscoélastique de la réponse.

Les métaux sont généralement testés à une fréquence qui ne pose pas de difficulté majeure pour l'exploitation des données sur une large gamme de fréquences, tant que le matériau reste dans un comportement élastique. Une première différence notable réside dans le fait que les polymères présentent une sensibilité accrue à la fréquence d'essai [2]. Une seconde concerne le principe même de la conception en fatigue. En effet, dans le cas des métaux, l'extrapolation des résultats repose sur la nature des mécanismes d'endommagement [3–4], principalement d'origine mécanique. En revanche, pour les polymères, la nature visqueuse du comportement remet en question la définition ainsi que la simulation de l'état stabilisé sous contraintes variables. Pour les mêmes raisons, la sensibilité à la température est également plus marquée. Lesser [5] a distingué différents régimes de rupture en fatigue. Un régime à faible nombre de cycles est notamment associé à un échauffement important et à une rupture de type ductile. Ainsi, pour les polymères semi-cristallins tels que le polyéthylène haute densité (PEHD), il a été démontré que la rupture thermique en fatigue se produit généralement sous fortes contraintes [7–11], grandes déformations [12] ou à haute fréquence [11, 13, 14].

Un régime se caractérise par une grande résistance à la fatigue sous un faible niveau de contrainte. La rupture observée est, dans la plupart des cas, de nature fragile, avec une faible dissipation d'énergie dans les boucles d'hystérésis, ce qui indique que la charge appliquée n'a pas d'effet thermique significatif sur le matériau testé [6, 15, 16]. Ce régime est également désigné sous le nom de fatigue à prédominance mécanique (mechanically-dominated fatigue). De nombreuses études ont établi un lien entre ce comportement et l'évolution des propriétés

viscoélastiques du matériau [6, 15–17]. Entre ces deux régimes, une phase de transition est généralement observée, s'étalant sur quelques dizaines de cycles [18–22].

Pour de nombreux polymères soumis à des sollicitations cycliques, seul un phénomène d'adoucissement cyclique (cyclicsoftening) est observé, bien que l'intensité de cet adoucissement dépende fortement de la structure du polymère [23, 24]. Dans ce contexte, un exemple représentatif de ce comportement a été présenté par Djebli et ses collaborateurs pour un polyéthylène haute densité (PEHD) [24]. Il est en effet rapporté que, sous une contrainte cyclique d'amplitude constante, le matériau présente dans un premier temps un palier de déformation atteignant un maximum qui reste pratiquement constant, accompagné d'une légère augmentation linéaire, suivi d'une phase de transition caractérisée par une croissance progressive de la déformation au fil des cycles.

Par ailleurs, plusieurs autres travaux ont analysé la cinématique des boucles d'hystérésis lors d'essais de fatigue sous contrainte contrôlée [26–29]. Ces études mettent en évidence un déplacement progressif des boucles charge-décharge vers des niveaux de déformation plus élevés au fil de la sollicitation jusqu'à la rupture. De manière générale, le phénomène d'adoucissement cyclique n'est pas observé pour l'ensemble des polymères. Par exemple, dans le cas du polystyrène (PS), ce phénomène est peu marqué, comme en témoigne le fait que les essais de fatigue réalisés sous déformation imposée ou contrainte imposée à une fréquence de 0,1 Hz aboutissent pratiquement à la même courbe de Wöhler [29].

Compte tenu de l'influence critique de l'amplitude de contrainte sur la durée de vie des polymères, certaines études ont mis en évidence que la forme du signal de sollicitation pouvait également influencer significativement cette durée de vie. Ainsi, Crawford et al. [8], en compression uniaxiale, ont montré qu'un signal carré est plus pénalisant qu'un signal sinusoïdal, en particulier dans la zone de faible endurance. Cet effet est attribué à une dissipation d'énergie plus importante. Ce résultat a été confirmé sous traction uniaxiale par Janssen et al. [30], sur divers thermoplastiques tels que le polycarbonate (PC), le polyméthacrylate de méthyle (PMMA), le polyéthylène à haut densité (PEHD) et le polypropylène isotactique (iPP).

Par ailleurs, l'influence de la fréquence d'essai, intrinsèquement liée à la nature viscoélastique du polymère, est également largement reconnue. Lorsque les pertes hystérétiques sont significatives, une augmentation de la fréquence entraîne une élévation de la dissipation énergétique [32], ce qui conduit à une élévation importante de la température, susceptible de réduire la durée de vie en fatigue du matériau.

De façon paradoxale, certaines conditions expérimentales montrent qu'une augmentation de la fréquence peut, dans certains cas, prolonger la durée de vie. Ce comportement s'explique par le fait qu'une fréquence élevée est associée à une vitesse de déformation élevée, induisant une augmentation du module élastique ainsi que de la limite d'élasticité du matériau [33, 34]. À ce titre, il a été rapporté dans [33] que la durée de vie du PEHD varie peu entre 0,2 Hz et 2 Hz ; en revanche, à des fréquences plus basses ou plus élevées, la durée de vie de l'éprouvette diminue fortement. Toutefois, selon l'auteur, l'origine de cette diminution ne serait pas la même lorsque la fréquence est trop faible ou trop élevée.

L'objectif principal de ce travail est d'analyser expérimentalement les effets d'interaction entre la contrainte appliquée et la fréquence d'essai sur l'évolution des énergies dissipées à chaque cycle de chargement. Ce travail vise, à optimiser le choix des paramètres d'essais en fatigue, notamment la contrainte et la fréquence, afin d'identifier la fréquence d'essai adéquate.

Pour ce faire, la méthodologie des plans d'expériences a été mise en œuvre afin de modéliser et prédire le nombre de cycles à rupture, ainsi que l'énergie dissipée au cours des essais. La méthode des surfaces de réponse (RSM) a été utilisée pour l'élaboration des modèles prédictifs.

III.2 Etude expérimentale

L'objectif de cette étude expérimentale est la caractérisation mécanique du PEHD. Le protocole d'essai se déroule en deux parties. La première partie concerne des essais de traction pour caractériser statiquement le matériau étudié.

La seconde partie concerne des essais cycliques pour déterminer le comportement en fatigue de notre PEHD soumis à une charge de traction cyclique.

L'objectif de cette deuxième partie des essais est d'analyser l'effet de l'interaction de la fréquence et de l'amplitude de contrainte sur la dissipation d'énergie lors des cycles de chargement. Ensuite, grâce aux courbes obtenues à partir des énergies en fonction des cycles, un modèle prédisant l'énergie dissipée sera proposé.

Le matériau de cette étude est le même que celui étudié par Djebli et al [24]. Un tronçon de tube en PEHD a été fourni par CHIALI STPM.

Ainsi, les éprouvettes de traction et de fatigue ont été prélevées par découpe du tube puis usinées par fraisage pour obtenir les formes indiquées sur la figure II.1. Les dimensions sont données en *mm*.

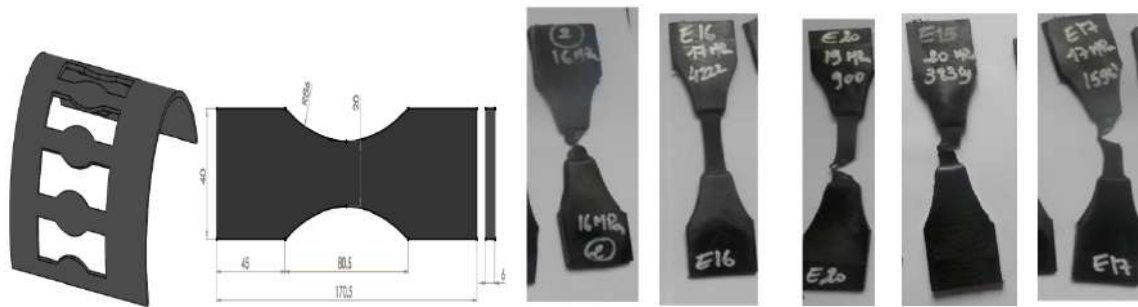


Figure III.1 : Section de tuyau en PEHD et géométrie de l'échantillon

Dans un souci de continuité des travaux menés par Djebli et All [24] sur ce même PEHD, les mêmes conditions expérimentales ont été conservées. Ainsi, les essais de traction ont été réalisés à des vitesses de déformation de $1,5 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$, $3 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ et $1,5 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$. Les mesures de déformation ont été réalisées par un extensomètre à contact. Une attention particulière a été portée au contact entre l'échantillon et la jauge afin d'éliminer le glissement de cette dernière (Figure III.2).

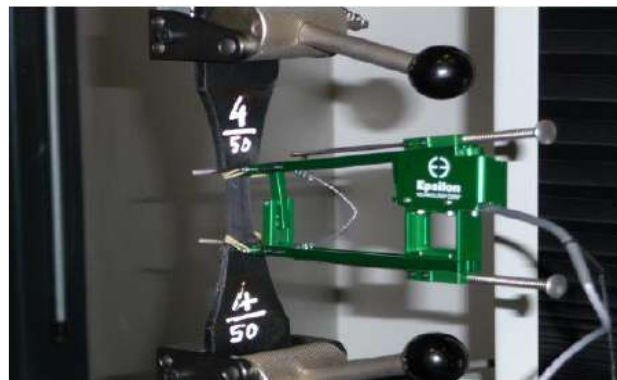


Figure III.2 : Mesure des déformations sur l'échantillon lors d'un essai de traction

Les essais de fatigue ont été réalisés sur une machine biaxiale du Laboratoire de Mécanique de Lille (LML). La plateforme est équipée d'un vérin servo-hydraulique d'une capacité maximale de 100 kN, capable de fonctionner à hautes et basses fréquences. L'essai est piloté par le contrôleur numérique Instron 8800. Le vérin peut être contrôlé en force, en déplacement ou en déformation. La figure III.3 présente un aperçu du montage de l'éprouvette.

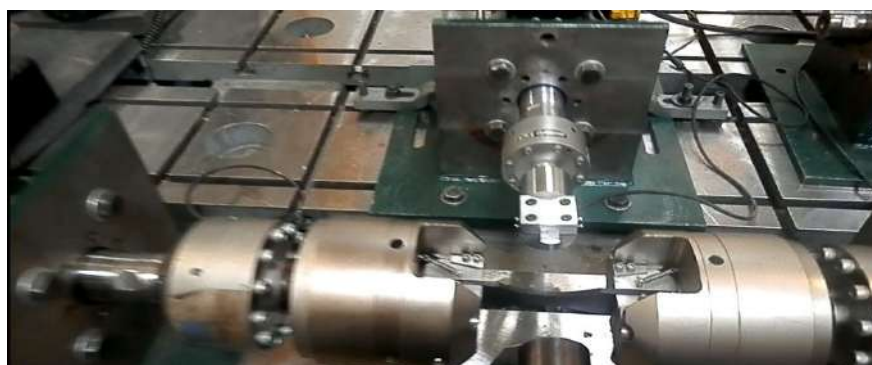
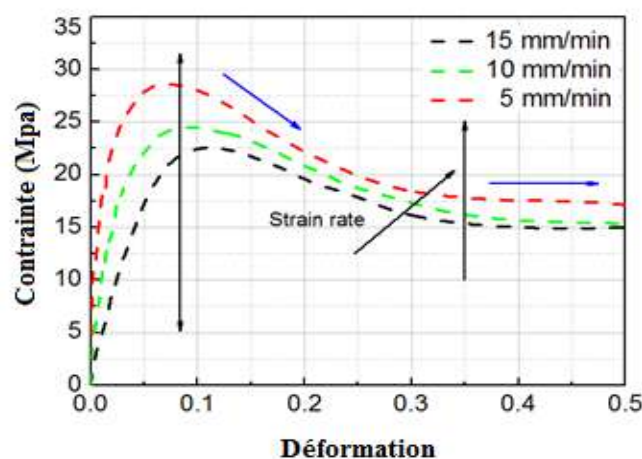


Figure III.3 : Vue d'ensemble de l'éprouvette sur la machine de fatigue

III.3 Analyse des Résultats

Il est important de caractériser le matériau étudié, pour cela des essais de traction ont été réalisés à des vitesses de déformation de $1,5 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$, $3 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ et $1,5 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$. La figure 4 présente les résultats des essais de traction pour différentes vitesses de déformation. Ces courbes montrent clairement l'effet significatif de la vitesse de déformation sur les propriétés mécaniques du PEHD (figure II.4), sans affecter le comportement global du matériau. Ce comportement est caractérisé par trois domaines : un domaine élastique et viscoélastique, puis un domaine de ramollissement, où la contrainte diminue en fonction de la déformation, et enfin, un plateau plastique parfait est observé avant la rupture de l'échantillon.

**Figure III.4** : Résultats des essais de traction à différentes vitesses de déformation

Les essais de fatigue sont réalisés avec un rapport de charge $R = 0,001$ afin d'éviter le flambage de l'éprouvette. L'objectif étant d'analyser les effets de la fréquence et de l'amplitude de contrainte, les essais sont réalisés avec trois niveaux de contrainte, à savoir 19, 23 et 26 MPa. Chaque niveau de contrainte a été testé sous trois fréquences, à savoir 1, 2 et 3 Hz. Tous les essais ont été réalisés à température ambiante. L'acquisition des données de contrainte en fonction de la déformation, au cours d'un cycle, conduit au tracé une boucle, illustrée à la figure II.4 et appelée boucle d'hystérésis (figure III.5).

Pour construire le diagramme d'endurance S-N, nous avons des éprouvettes de fatigue soumise à un chargement d'amplitude constante, fréquence de sollicitation prise égale à 2 Hz, une forme d'onde triangulaire et force imposée. Nous allons calculer les contraintes à partir de la force appliquée et présenter les courbes en contrainte, ce qui revient à considérer que nos essais sont menés en contrainte imposée

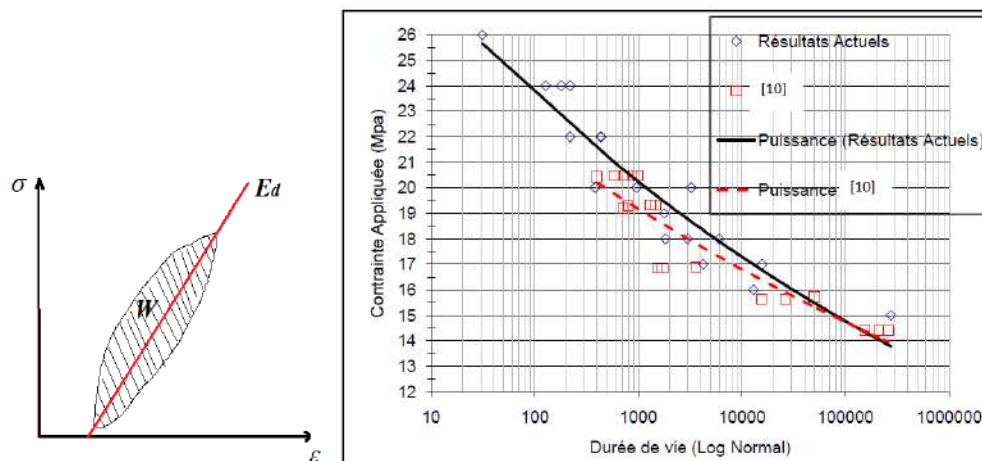


Figure III.5 : Schéma d'une boucle d'hystérésis et méthode de calcul de l'énergie visqueuse dissipée avec courbe de wholer S-N

La figure III.6 présente les boucles obtenues pour une fréquence de 1, 2 et 3 Hz sous une amplitude de contrainte $\sigma = 19$ MPa et pour le même cycle. On observe une extension des surfaces lorsque le nombre de cycles augmente. Ceci est traduit par la cinématique des boucles d'hystérésis lors des essais de fatigue. De plus, pour le même nombre de cycles, on observe un déplacement important de boucle à 3 Hz par rapport à une fréquence de 2 Hz. Cette distance entre les boucles indique un effet adoucissant plus important à haute fréquence et à une fréquence inférieure à 2 Hz. Évidemment, cet effet est plus prononcé pour un grand nombre de cycles (100 cycles).

Un phénomène important réside dans l'élargissement progressif des boucles d'hystérésis au fur et à mesure de l'augmentation du nombre de cycles. Comme l'illustre la figure II.5, une augmentation de l'allongement de l'éprouvette est observée, traduisant un déplacement des boucles vers des niveaux de déformation plus élevés. Ce comportement se manifeste également par une augmentation de la contrainte maximale, les boucles se décalant vers la droite sur le diagramme contrainte-déformation. Ainsi, la surface enclavée dans chaque boucle, représentative de l'énergie dissipée par cycle, devient de plus en plus importante lorsque le nombre de cycles augmente, particulièrement en régime de sollicitation prolongée. Ainsi, les matériaux perdent de plus en plus d'énergie, qui se transforme en chaleur localisée. Par conséquent, leur durée de vie diminue considérablement lorsqu'ils sont sollicités à hautes fréquences et relativement moins à basses fréquences (figure III.6).

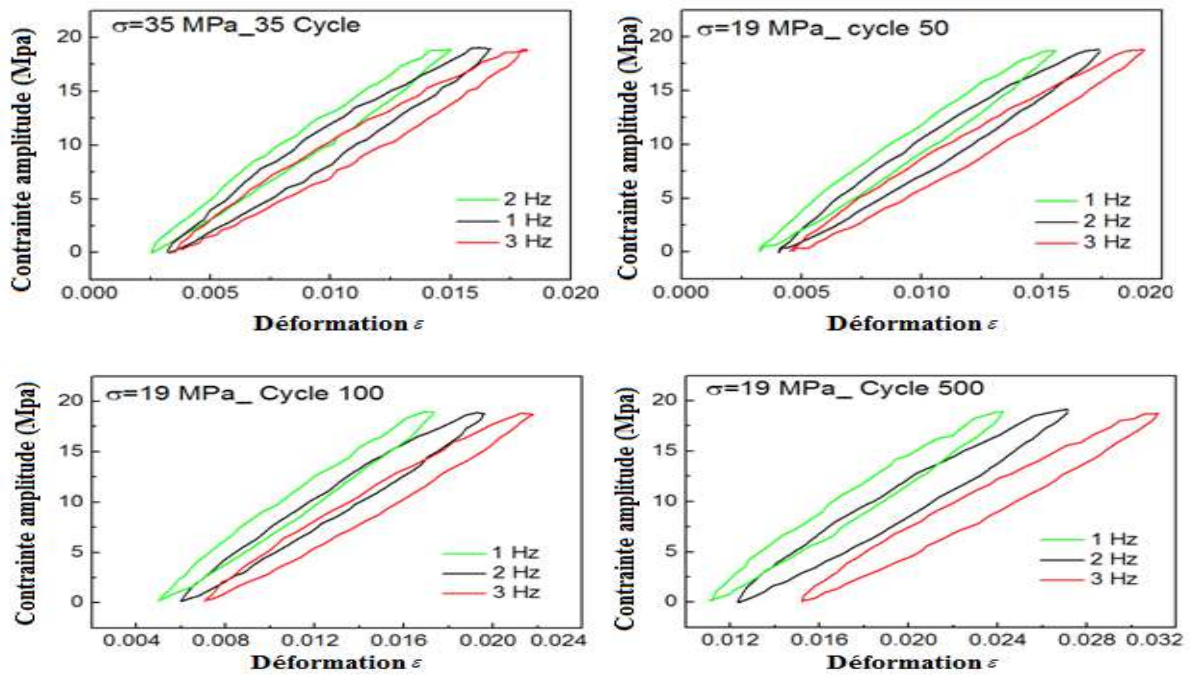


Figure III.6 : Boucles d'hystérésis pour différents cycles sous $\sigma = 19$ MPa et différentes fréquences

Ainsi, en séparant les boucles et en calculant l'aire de chaque boucle, nous obtenons les résultats présentés dans la figure III.7. Cette figure présente quelques résultats obtenus lors de l'étude expérimentale reliant l'énergie dissipée au nombre de cycles. Ces résultats confirment un effet significatif de la fréquence sur la dissipation d'énergie. De plus, cet effet n'est pas constant, car une fréquence de 1 Hz entraîne davantage de pertes d'énergie qu'une fréquence de 2 Hz. En analysant cette courbe on peut constater qu'il existe trois stades :

1. La première étape se caractérise par une forte augmentation de l'énergie, correspondant aux premiers cycles de la durée de vie en fatigue.
2. La deuxième étape, correspondant à la majeure partie de la durée de vie en fatigue, se caractérise par une augmentation plus lente de l'énergie, avec une pente approximativement constante (linéaire). L'énergie se stabilise durant cette étape, quelles que soient les conditions d'essai.
3. La troisième étape se caractérise par une accélération rapide de l'énergie dissipée jusqu'à la rupture de l'éprouvette.

	Factors	Paramètres de sortie
1	W_1	Energie finale du premier stade
2	N_1	Nombre du cycle du premier stade
3	W_2	Energie finale du second stade
4	N_2	Nombre de cycle final du second stade
5	W_f	Energie de rupture
6	N_f	Nombre de cycles de rupture

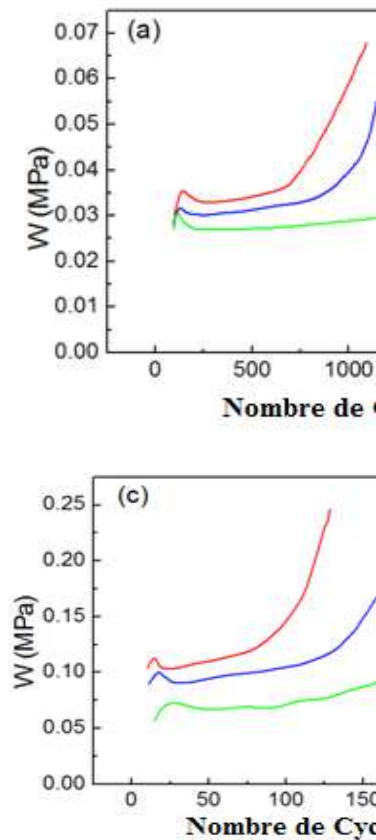


Figure III.7 : Énergie dissipée en fonction du nombre de cycles et profil typique de l'énergie dissipée en fonction du nombre de cycles et des points délimitant les domaines d'évolution.

Dans la figure III.7 (d), un exemple typique du profil obtenu est présenté. Les points importants du profil qui délimitent les trois domaines sont identifiés et utilisés comme données de réponse dans l'étude et l'optimisation de l'effet d'interaction de la fréquence et de l'amplitude de contrainte sur l'évolution de l'énergie dissipée et par conséquent sur la durée de vie du matériau. Les points importants du profil sont résumés dans le tableau III.1.

Tableau III.1: Paramètres de sortie du modèle

La figure III.7 (d) illustre un profil caractéristique de l'évolution de l'énergie dissipée W en fonction du nombre de cycles N , obtenu lors d'un essai de fatigue sur le polyéthylène haute

densité (PEHD). Cette courbe met en évidence trois stades distincts du comportement en fatigue, chacun étant associé à des mécanismes physico-mécaniques différents dans le matériau.

1. Stade I : Phase de stabilisation

Ce premier stade, limité par le point N_1 , est caractérisé par une légère augmentation de l'énergie dissipée, atteignant une valeur W_1 . Il correspond à une phase d'adaptation microstructurale du matériau, où les réarrangements moléculaires permettent une dissipation d'énergie relativement faible et stable. Aucun endommagement significatif n'est observé dans cette phase.

2. Stade II : Phase d'endommagement progressif

Entre N_1 et N_2 , on observe une augmentation plus marquée de l'énergie dissipée, atteignant la valeur W_1 . Ce stade traduit une accumulation progressive des dommages internes, comme la formation de microfissures, cavitations ou amorçage de fissures. La pente de la courbe dans ce segment est un indicateur de la vitesse de détérioration du matériau.

3. Stade III : Phase finale jusqu'à la rupture

Ce dernier stade s'étend de N_2 jusqu'à N_f , la durée de vie finale du matériau. L'énergie dissipée atteint un pic W_f , correspondant à la rupture du PEHD. La cinétique devient ici très rapide, caractérisant une propagation instable des fissures aboutissant à la défaillance macroscopique de l'éprouvette.

III.3.1 Méthodologie des plans d'expériences

Deux variables ont été considérées la fréquence d'essai et niveau de contrainte appliqué et les intervalles d'étude des différents facteurs ont été choisis suivants les réponses obtenues à partir des essais de fatigue.

Chaque paramètre a été testé à trois niveaux différents. La fréquence f (1-2 -3) et l'amplitude du contrainte σ_a (19, 23 et 26). Onze expériences ont été nécessaires pour le plan composite dans la plage de variation des deux facteurs. Les résultats des 11 expériences effectuées selon le plan d'expériences composite sont reportés dans le tableau II.2, où il regroupe l'effet des deux facteurs sur l'évolution de la durée de vie et l'énergie dissipé.

Tableau III.2 : Résultats du plan d'expérience

Exp	N	F (Hz)	W1 (MPa)	W2 (MPa)	W3 (MPa)	W4 (MPa)	N1(Cycles)	N2(Cycles)	N3(Cycles)	N4(Cycles)
1	19	1	0,03199	0,0302	0,03263	0,05733	30	80	650	1100

2	26	1	0,0910816	0,106262	0,22296	0,0910816	8	20	97	172
3	19	3	0,03331	0,03591	0,06815	0,03331	31	90	600	1050
4	26	3	0,104364	0,11907	0,248577	0,104364	6	15	65	123
5	19	2	0,02664	0,02951	0,05168	0,02664	35	130	1100	1950
6	26	2	0,06714	0,08953	0,20503	0,06714	12	50	150	246
7	22,5	1	0,0582155	0,0626936	0,11101	0,0582155	16	40	215	440
8	22,5	3	0,0598653	0,066229	0,130101	0,0598653	15	42	180	185
9	22,5	2	0,03966	0,054	0,08592	0,03966	20	50	350	600
10	22,5	2	0,03967	0,05405	0,085921	0,039656	22	52	352	602
11	22,5	2	0,039668	0,054048	0,0859205	0,0396701	21	51	350	601

On a adopté un plan d'expériences complet de deux facteurs à trois niveaux, le modèle de l'expérimentateur est quadratique et a la forme suivante :

$$y = a_0 + \sum_{i=1}^2 a_i x_i + \sum_{1 \leq j \leq 2} a_{ij} x_j + \sum_{i=1}^2 a_{ii} x_i^2 + e \quad (\text{III-1})$$

Où a_0 la valeur prédite de la réponse au centre de domaine expérimental, a_i l'effet de facteur x_i , a_{ij} l'interaction entre le facteur x_i et x_j . Le traitement des réponses à l'aide du logiciel MODDE 5.0 [34], permet d'obtenir les surfaces de réponse exprimées sous forme de polynômes. Les modèles mathématiques proposés et leurs coefficients sont rapportés dans le tableau III.3 :

Outputs variables	Constant (a_0)	Coeff (f)	Coeff (s)	Coeff ($f.s$)	Coeff (f^2)	Coeff (s^2)
W1	0.106607802	-0.03827982	-	0.000373063	0.00812354	0.00035776
			0.009397146			
N1	151.4399559	12.07282257	-	-0.088801714	-2.60085	0.172107755
			10.15574555			
W2	0.186804325	-	-	0.000328134	0.0087335	0.000486576
		0.040007051	0.016113775			
N2	785.9694035	58.66429284	-	-0.162385429	-14.0442	1.210318367
			62.09589853			
W3	0.07704161	-	-0.00696534	0.000397049	0.00802564	0.000313658
		0.038266393				

N3	6886.799639	528.8505071	-	-1.666471429	-125.548	10.62930612
			550.1901184			
W4	0.424960133	-	-	0.000923946	0.023338	0.001234433
		0.107648959	0.039178818			
N4	12550.9448	959.3832286	-	-2.740365714	-229.233	19.67559184
			1011.492616			

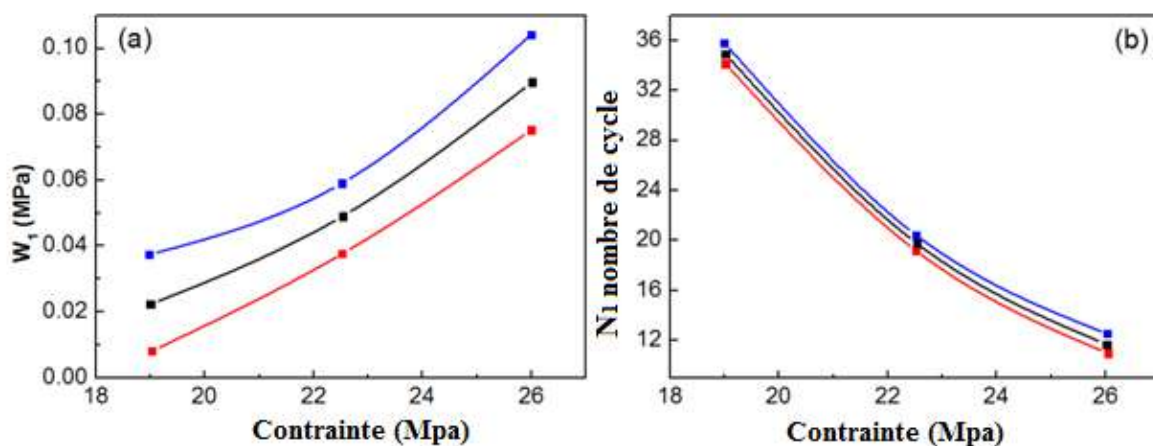
Tableau III.3 : Coefficients des modèles

Les grandeurs des coefficients des termes du premier et second ordre et des termes de couplages renseignent sur l'importance de leur influence sur la réponse, et leur signe indique le sens de variation.

III.3.2 Influence des paramètres du chargement sur le nombre de cycle et l'énergie

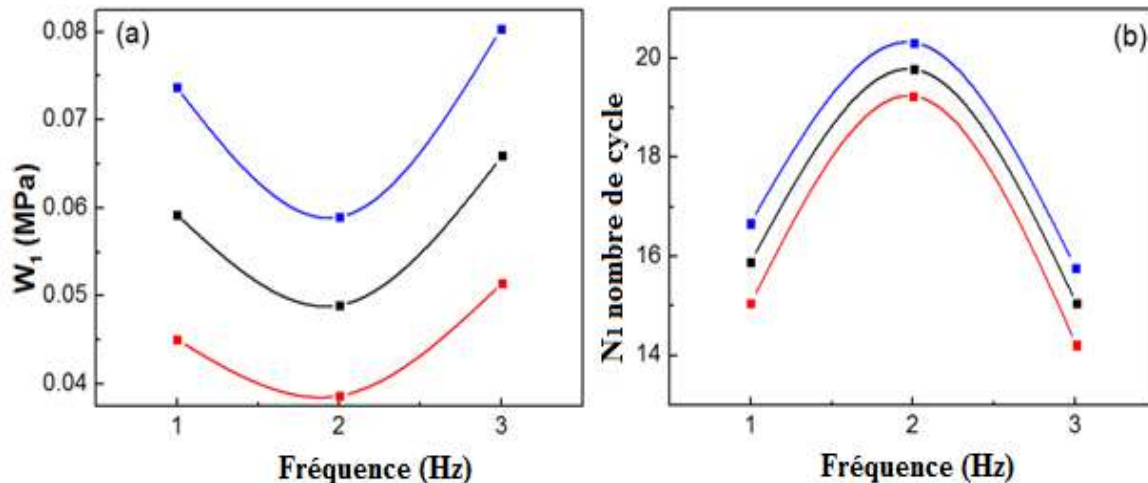
A partir des modèles mathématiques obtenus, on peut déterminer l'influence de chaque facteur sur chacune des réponses, en traçant la variation des réponses en fonction de ces facteurs choisis.

L'évolution de l'énergie dissipé (W_1) et le nombre de cycles (N_1) dans le premier stade en fonction de la contrainte sont présentées, respectivement dans les figures III.8 (a) et la figure III.8 (b). L'analyse de la figure III.8 (a) montre qu'un accroissement au niveau du contrainte appliquée entraîne une forte augmentation de l'énergie dissipé (W_1) et une forte diminution du nombre de cycles. On constate que la contrainte a un effet important sur l'énergie dissipé et le nombre de cycles (N_1) en premier stade.

**Figures III.8 :** Effet de la contrainte sur le premier stade a) Énergie b) Nombre de cycles

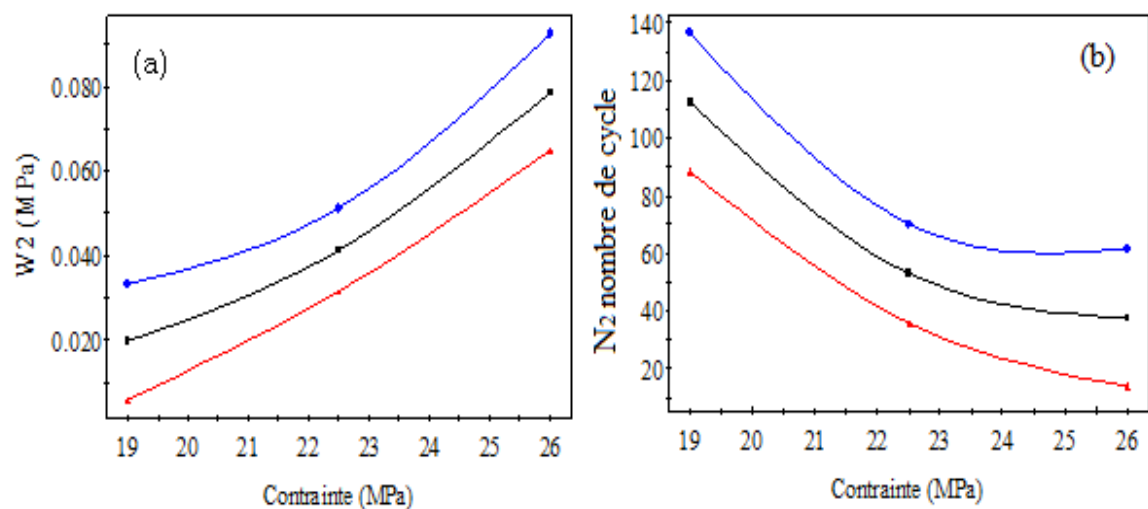
Les réponses W_1 et N_1 prédites par MODDE 5.0 dans le premier stade sont représentés sur les figures III.9 (a) et LA figure III.9 (b), qui illustrent l'influence de la fréquence sur les résultats

du processus. L'analyse de la figure III.9(a) montre que l'augmentation de la fréquence est accompagnée par une diminution de W_1 , ceci est valable pour une fréquence entre 1 et 2 Hz. Après cela, l'énergie augmente. Nous observons aussi qu'un accroissement de la fréquence conduit à une augmentation de la durée du nombre de cycles N_1 . Cet effet est plus marqué pour une fréquence entre 1 et 2 Hz, au-delà de cette dernière, le nombre de cycles diminue. D'après l'analyse de ces courbes on peut dire qu'il existe une fréquence critique ($f_{cr} = 2\text{ Hz}$) au-delà de cette valeur l'énergie augmente, par contre le nombre de cycles diminue.



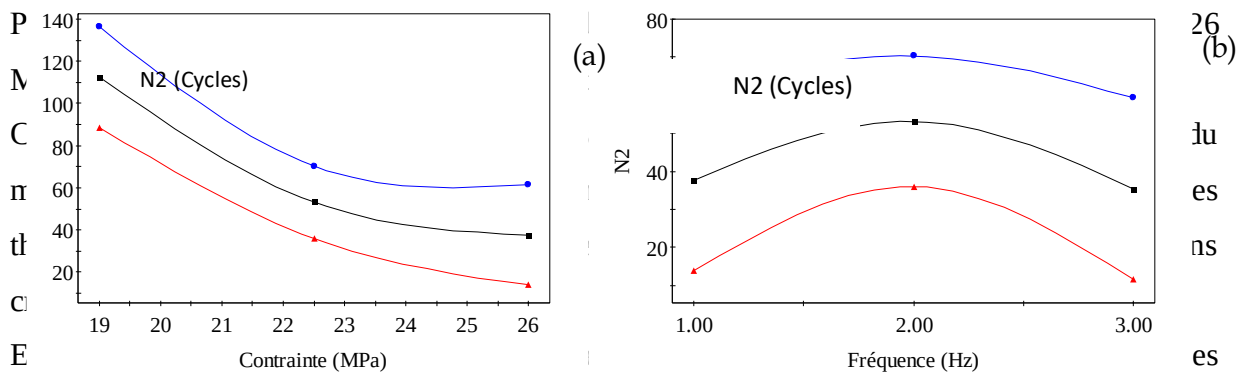
Figures III.9 : Effet de la fréquence sur le second stade a) Énergie b) Nombre de cycles

Les figures III.10 (a) et II.10 (b) représentent respectivement l'évolution de l'énergie dissipée W_2 et du nombre de cycles N_2 associés au deuxième stade du comportement en fatigue du PEHD, en fonction de la contrainte maximale appliquée. Seules les courbes noires, issues des prédictions du modèle MODDE 5.0



Figures III.10 : Effet de la contrainte sur le second stade a) Énergie b) Nombre de cycles

L'analyse de la figure III.10 (a) montre que W_2 augmente sensiblement avec la contrainte.



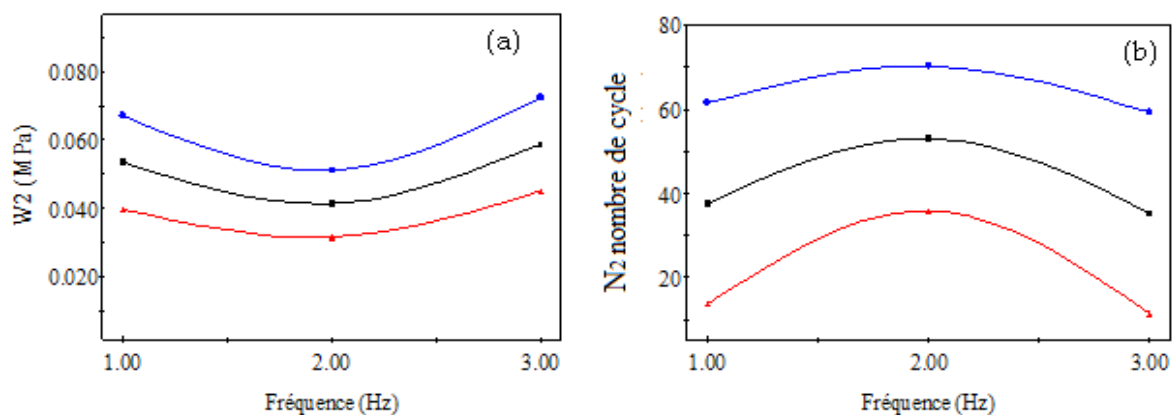
N_2 , qui décroît nettement avec la contrainte.

On passe d'environ 95 cycles à 48 cycles entre 19 MPa et 26 MPa, soit une chute près de 49 % de la durée de vie. Cette diminution indique que l'augmentation de la contrainte accélère la dégradation du matériau, réduisant la durée de vie du deuxième stade.

Ce résultat est cohérent avec le comportement attendu des polymères semi-cristallins, où une contrainte plus élevée favorise l'endommagement microstructural progressif.

Dans le même stade, les figures III.11 (a) et III.11 (b) présentent respectivement l'évolution de l'énergie dissipée par cycle W_2 et du nombre de cycles N_2 au deuxième stade du processus de fatigue, en fonction de la fréquence d'essai.

L'examen de la figure III.11 (a) montre que l'énergie dissipée W_2 diminue entre 1 Hz et 2 Hz, atteignant une valeur minimale à 2 Hz, puis croît légèrement à 3 Hz. Plus précisément, on observe un passage de 0,058 MPa à 0,044 MPa, soit une réduction d'environ 24 %. Cette fréquence correspond à un comportement où les pertes énergétiques sont les plus faibles, traduisant un comportement plus stable du matériau. Au-delà de 2 Hz, W_2 augmente de nouveau, indiquant une reprise de la dissipation d'énergie.

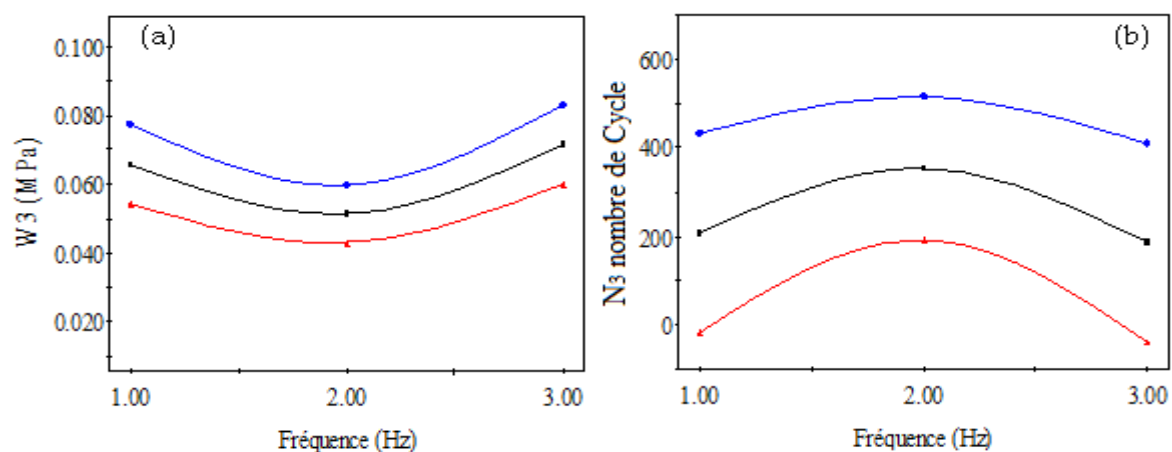


Figures III.11 : Effet de la fréquence sur le second stade a) Énergie b) Nombre de cycles

En parallèle, la figure III.11(b) révèle une augmentation du nombre de cycles N_2 dans la même plage de fréquence. Une valeur maximale est atteinte à 2 Hz, avec environ 50 cycles, contre environ 42 cycles à 1 Hz et 38 cycles à 3 Hz. L'augmentation de la fréquence entre 1 Hz et 2 Hz conduit donc à une amélioration de la durée du deuxième stade, estimée à environ 19 %. Au-delà de cette fréquence, une diminution du nombre de cycles est constatée, probablement liée à une élévation de l'énergie dissipée et à une accélération des mécanismes d'endommagement.

L'ensemble de ces observations permet d'identifier une fréquence d'essai proche de 2 Hz comme un point critique pour le matériau étudié, autour duquel la réponse en fatigue apparaît optimisée en termes de durée et de stabilité énergétique.

Dans cette partie, l'attention est portée sur l'évolution de deux paramètres caractéristiques du troisième stade du comportement en fatigue : l'énergie dissipée W_3 (figure III.12.a) et le nombre de cycles N_3 associés à ce stade (figure III.12. b), en fonction de la fréquence d'essai.

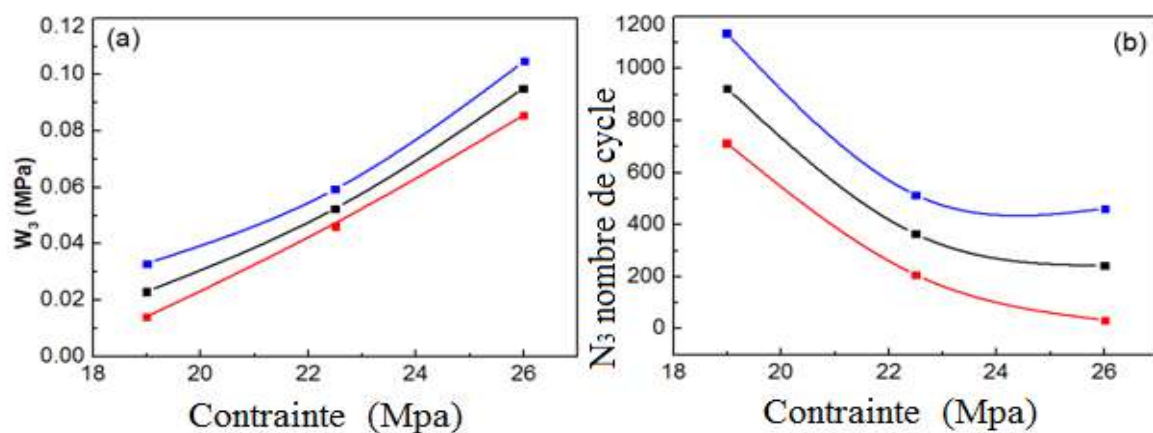


Figures III.12 : Effet de la fréquence sur le troisième stade a) Énergie b) Nombre de cycles

L'analyse de la figure III.12(a) montre que l'augmentation de la fréquence conduit à une diminution de l'énergie dissipée pour atteindre une valeur minimale qui correspond à une fréquence égale à 2 Hz, au-delà de cette fréquence l'énergie augmente. D'autre part, on peut également observer une approche différent sur l'évolution du nombre de cycles N_3 .

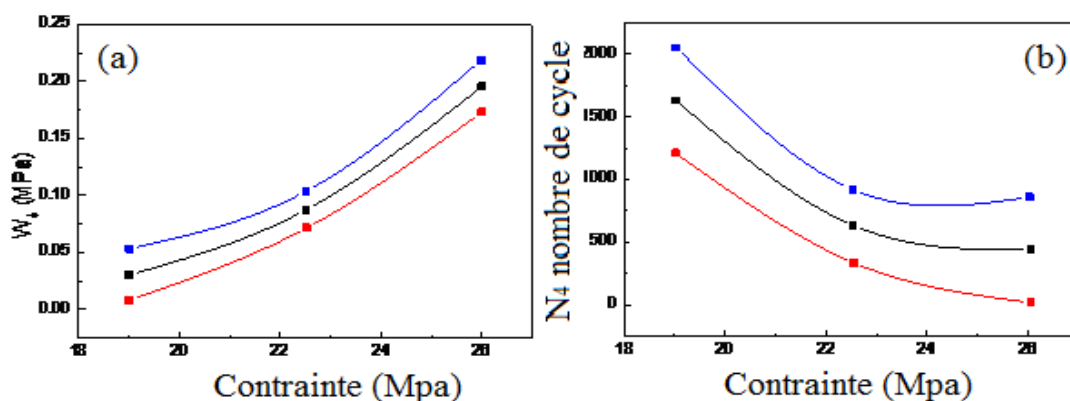
Par conséquent, les résultats obtenus montrent qu'il existe un optimum de la fréquence, au-delà de cette dernière le nombre de cycles diminue. Nos résultats montrent que le nombre de cycles N_3 est maximal pour une fréquence égale à 2 Hz. Par contre, aux plus hautes ou plus basses fréquences, la durée de vie de l'éprouvette diminue fortement, ces résultats sont en accord avec les résultats de Berrehili A [32]. Dans d'autres études [35, 36] mené sur de l'auto-échauffement des polymères renforcés sous sollicitation cyclique, les auteurs observent une ruine purement mécanique à 2Hz.

Dans cette section, nous étudions l'influence de la contrainte appliquée sur l'énergie dissipée et la durée de vie dans le troisième stade, qui représente la majorité de la durée de vie. Les figures III.13 (a) et (b) illustrent l'effet de la contrainte sur l'évolution de l'énergie dissipée W_3 et le nombre de cycles N_3 respectivement. À l'examen de la figure II.13(a), on remarque que la contrainte a une forte influence sur l'énergie dissipée, l'augmentation de W_3 est d'autant plus forte que la contrainte appliquée est plus élevée, et donc ralentie la cinétique de propagation. La figure III.13(b) montre clairement que le nombre de cycles N_3 est inversement proportionnel à la contrainte. De ce fait, l'énergie dissipée augmente avec la contrainte appliquée, ce qui entraîne une diminution du nombre de cycles N_3 .



Figures II.13 : Effet de la contrainte sur le troisième stade a) Énergie et b) Nombre de cycles

Dans cette dernière partie d'études des effets de chargement sur le comportement en fatigue d'un PEHD, on s'intéresse à l'effet de la contrainte ainsi que la fréquence sur l'évolution de la durée de vie et l'énergie dissipée dans chaque cycle. Les figures III.14 (a) et la figure III.14 (b) illustrent l'effet de ces paramètres sur l'évolution de l'énergie W_4 et la durée de vie N_f .



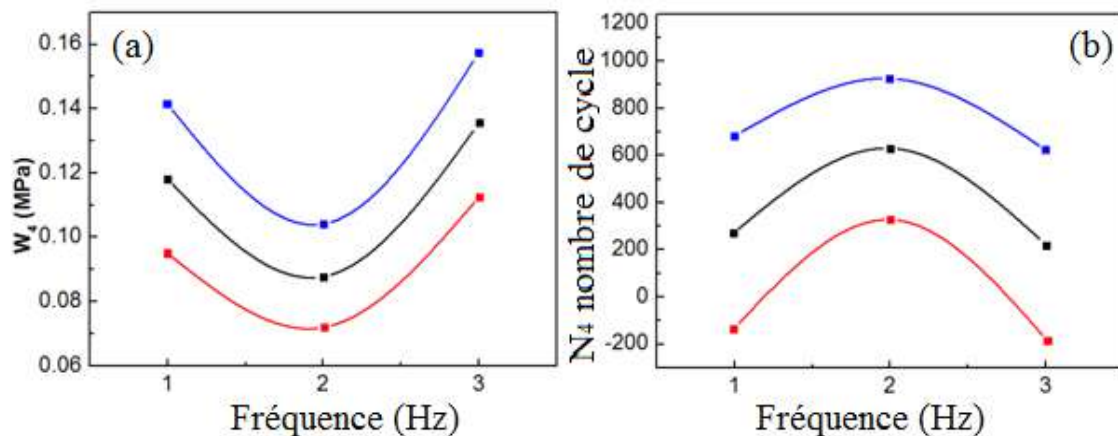
Figures III.14 : Effet de la contrainte sur le dernier stade a) Énergie et b) Nombre de cycle

Ces figures montrent que l'effet de la contrainte sur l'énergie et la durée de vie dans le dernier stade est identique à celui du premier stade. En effet, l'application d'une contrainte supérieure à 22 MPa conduit à une forte augmentation de l'énergie.

Ces résultats sont très proches des résultats de Crawford et Benham [37], qui ont montré, à travers une étude expérimentale, que l'application d'une contrainte d'amplitude 22 MPa conduit à une augmentation de la température jusqu'à la rupture thermique. Cependant, si la contrainte est en dessous de 21.6 MPa, la température monte lentement, puis se stabilise. En effet, une augmentation de la contrainte conduit à l'auto-échauffement qui entraîne un changement d'état physique de la phase amorphe. Cette augmentation conduit à une diminution de la durée de vie [38].

Nous observons aussi qu'un accroissement de la contrainte conduit à une diminution de la durée de vie N_4 . Cet effet est plus marqué pour des contraintes élevées. Nous constatons que l'énergie dissipée évolue inversement avec la contrainte par rapport au nombre de cycles.

Les figures III.15 (a) et la figure III.15 (b) illustrent l'effet de la fréquence sur l'évolution de l'énergie W_4 et la durée de vie N_f



Figures III.15 : Effet de la fréquence sur le dernier stade a) Énergie et b) Nombre de cycle

Les figures III.15(a) et (b) mettent en évidence l'influence de la fréquence de sollicitation f sur deux paramètres fondamentaux dans le comportement en fatigue des polymères : l'énergie dissipée par cycle W_4 et le nombre de cycles à rupture N_4 . Ces grandeurs sont particulièrement sensibles pour des matériaux viscoélastiques tels que le polyéthylène haute densité (PEHD), dont le comportement dépend fortement du taux de déformation et de l'échauffement interne [39-40-41].

La figure II.15 (a) montre que l'énergie dissipée W_4 présente un minimum local autour de 2 Hz, indiquant une fréquence optimale à laquelle la réponse viscoélastique du matériau est stabilisée. Ce minimum suggère que, dans cette zone, les mécanismes internes de dissipation

(comme les mouvements de chaînes moléculaires ou les frottements internes) sont minimisés, conduisant à un comportement plus élastique et donc moins énergivore [42].

Parallèlement, la figure III.15 (b) montre que le nombre de cycles à rupture N_4 atteint un maximum à cette même fréquence, traduisant une durée de vie améliorée dans ces conditions de sollicitation. Aux fréquences extrêmes (1 Hz et 3 Hz), la diminution de N_4 peut être attribuée à deux effets distincts : à basse fréquence, une accumulation lente mais continue de déformation conduisant à une fatigue par fluage ; à haute fréquence, un échauffement interne important dû à une dissipation accrue de l'énergie, qui accélère les mécanismes de dégradation thermique [43-44].

Ces observations corroborent les résultats de Crawford et al. [45], qui ont montré que la forme du signal et la fréquence influencent fortement la durée de vie en fatigue des polymères. De même, Janssen et al. [46] ont mis en évidence un effet non linéaire de la fréquence sur la réponse mécanique du PEHD, avec un comportement optimal dans une zone de fréquence intermédiaire. Ainsi, cette analyse met en évidence l'existence d'une fréquence de sollicitation optimale, ici identifiée autour de 2 Hz, et la durée de vie en fatigue significativement améliorée. Cette fréquence devrait être privilégiée dans les applications industrielles où le PEHD est soumis à des chargements cycliques répétés, notamment dans les domaines du transport ou des infrastructures.

II.3.3 Effets des interactions sur les réponses

Pour mieux comprendre le comportement en fatigue d'un PEHD et pour cadrer les niveaux des fréquences et des contraintes appropriés, afin d'avoir une durée de vie importante et d'éviter l'auto-échauffement de l'éprouvette. Nous élargissons nos commentaires, nous proposons de quantifier les interactions entre la fréquence et la contrainte appliquée. Cette décision nous permet de visualiser la variation de l'énergie dissipée et le nombre de cycles par un graphe en trois (3) dimensions figures (III.16.a) et (III.16.b), cette dernière est une représentation de la variation de W_1 et N_1 respectivement en fonction de ces deux facteurs.

Dans les équations des modèles proposés, si les coefficients suivants : σ^2, f^2 et $\sigma \cdot f$ sont faibles par rapport aux autres et seront donc négligés par la suite. Cela implique qu'il y a très peu d'effets non-linéaires pour les paramètres σ et f , et donc la surface de réponse à une forme relativement plane (Figure III.16.a). Par ailleurs, si tous les coefficients, sont du même ordre de grandeur, hormis celui de σ^2 . La réponse est donc dans ce cas fortement non-linéaire comme le montre la surface de réponse (Figure III.16.b).

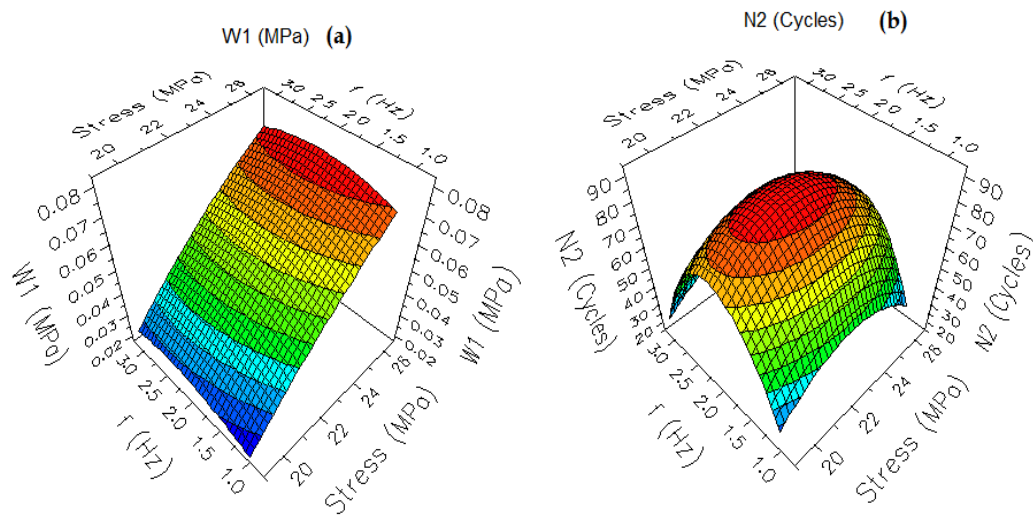


Figure III.16 : Représentation de la variation a) énergie et b) nombre de cycle

Les figures (III.17) et (III.18), appelée habituellement ‘Iso courbes’ et qui sont la projection des surfaces (III.16.a) et (III.16.b) sur le plan.

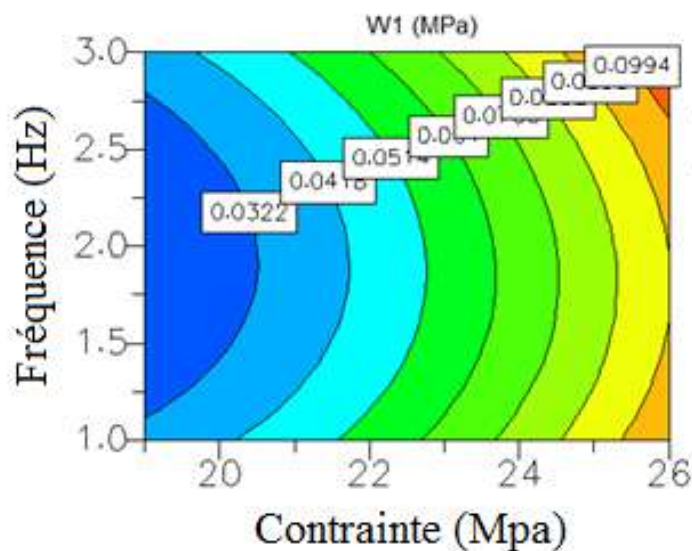


Figure III.17 : Variation de l’Energie W_1 en fonction de la contrainte et la fréquence

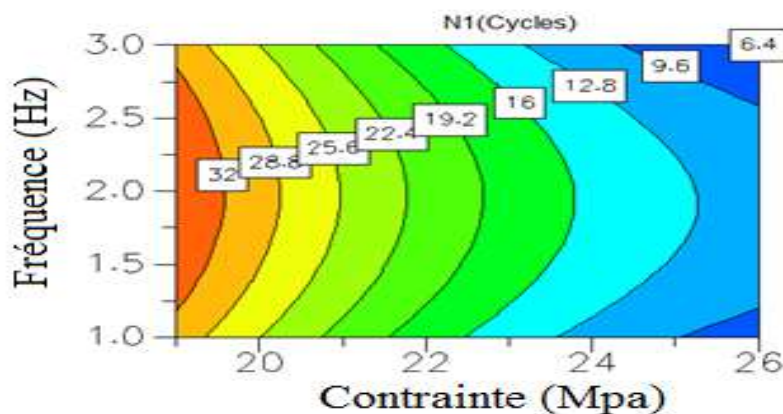


Figure III.18 : Variation du nombre de cycle N_1 en fonction de la contrainte et la fréquence. La figure III.17 présente la réponse prédite (W_1) en fonction des deux facteurs. Dans ce premier stade, nous remarquons les faibles énergies sont enregistrées pour des fréquences comprise entre 0.5 et 2.5 Hz. Elles sont maximales aux plus hautes ou plus basses fréquences. D'autre part, on peut également observer que l'énergie dissipée augmente et diminue respectivement avec l'augmentation et la diminution de la contrainte appliquée, et ceci quelle que soit la valeur de la fréquence.

Nous constatons donc, que la fréquence a un effet marginal sur l'évolution de W_1 dans ce stade. par contre l'effet de la contrainte est plus important sur W_1 .

La figure III.18 illustre la variation de N_1 en fonction des deux facteurs, contrairement à l'évolution de l'énergie dissipée, on remarque que le nombre de cycles N_1 est important pour des contraintes inférieure à 20 MPa, ceci est valable pour une fréquence comprise entre 0.5 et 2.5 Hz. On peut aussi constater que N_1 est faible pour des fortes valeurs de contrainte et de fréquence ou des fortes valeurs de contrainte et basses valeurs de fréquence.

il est moins important pour des faibles valeurs de contrainte et fréquence ou des faibles valeurs de contrainte mais à fortes valeurs de fréquences.

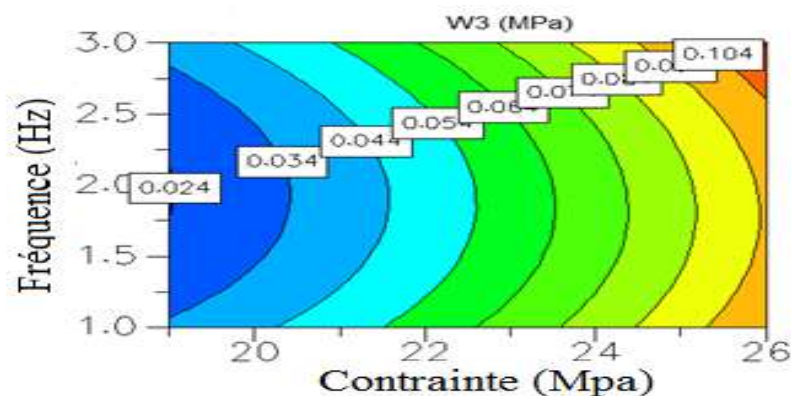


Figure III.19 : Variation de l'Énergie W_3 en fonction de la contrainte et la fréquence

Ce qui concerne le troisième stade, qui représente la majorité de la durée de vie en fatigue. Nous avons étudié la variation de W_3 et N_3 en fonction de la contrainte et la fréquence, cette variation est illustrée respectivement dans les figures (III.19) et (III.20). Ces figures montrent que l'effet de la fréquence et la contrainte sur l'énergie et la durée de vie dans le troisième stade est identique à celui des autres stades. De plus, on peut noter que l'énergie augmente avec l'augmentation de la contrainte, et ceci quelle que soit la valeur de la fréquence, par contre le nombre de cycles est proportionnellement inversé par rapport à la contrainte.

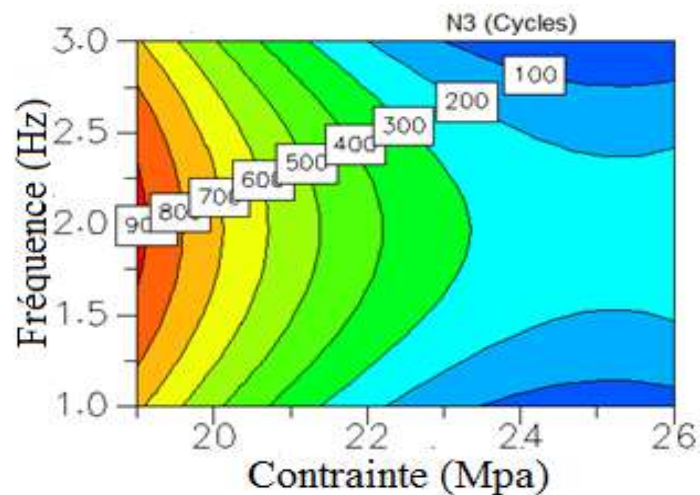


Figure III.20 : Variation du nombre de cycle N_3 en fonction de la contrainte et la fréquence
L'analyse de ces figures ont permis d'observer deux points :

Premièrement, nous remarquons qu'il existe un régime caractérisé par une grande résistance à la fatigue sous un faible niveau de contrainte et une fréquence comprise entre 0.5 et 2.5 Hz, nous enregistrons dans cet intervalle une faible dissipation d'énergie. Nous constatons que le nombre de cycles augmente lorsque l'énergie dissipée diminue. Ces résultats sont en accord avec les résultats de Kulin et al (*Bernasconi, 2009*), qui ont étudié l'effet de l'auto-échauffement des polymères renforcés sous sollicitation cyclique. Ces auteurs pensent qu'il existe un lien de linéarité entre l'auto-échauffement mesuré en surface des éprouvettes, et l'énergie dissipée par unité de temps pour un régime stabilisé (on excluant les premiers cycles et la fin de vie).

Deuxièmement, on remarque que pour des fortes contraintes et des fréquences comprises entre 2.5 et 3 Hz ou des fréquences inférieures à 0.5 Hz le nombre de cycles diminue considérablement. On constate immédiatement que, pour des vitesses de sollicitations (fréquences d'essais) faibles ou élevées, le PEHD s'échauffe de plus en plus au cours de l'essai de fatigue, ce qui nous montre l'importance des phénomènes d'auto-échauffement dans ce matériau. Cette augmentation de température a pour effet d'assouplir, de diminuer la performance en fatigue du matériau. Cette constatation confirme les conclusions de [Rittel 2000] et [Billon 2003].

Dans cette dernière étude d'interaction, nous étudions la variation de l'énergie dissipée et le nombre de cycles qui représente la durée de vie total du matériau en fonction des deux facteurs.

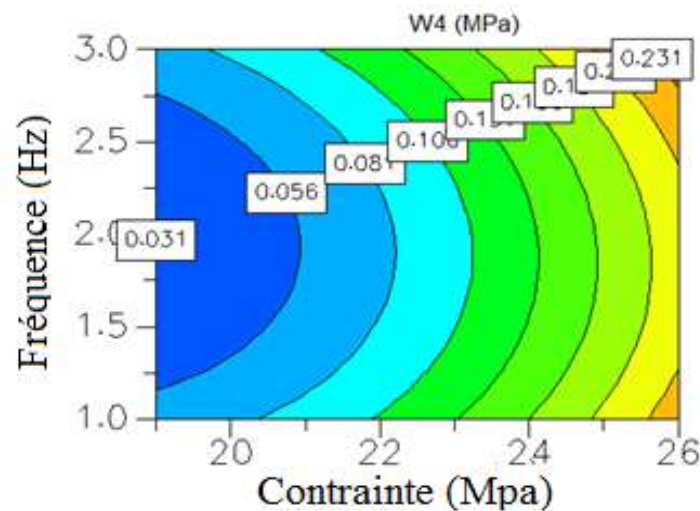


Figure III.21 : Variation de l'Énergie W_4 en fonction de la contrainte et la fréquence

Les figures (III.21) et (III.22) illustrent cette variation, on observe une approche identique au celui des études précédentes, on voit clairement que l'énergie dissipée garde ces niveaux bas lorsque les contraintes sont fortes et la fréquence prend des valeurs maximales ou minimales, elle garde ces niveaux hauts lorsque les contraintes sont faibles et une fréquence comprise entre 0.5 et 2.5 Hz. On remarquera dans un second temps, que la durée de vie est importante lorsque les contraintes sont faibles et une fréquence comprise entre 1.75 et 2.25 Hz. On conclut que pour augmenter la durée de vie il faut avoir une fréquence entre 1,5 et 2, sous une contrainte inférieure à 23 MPa.

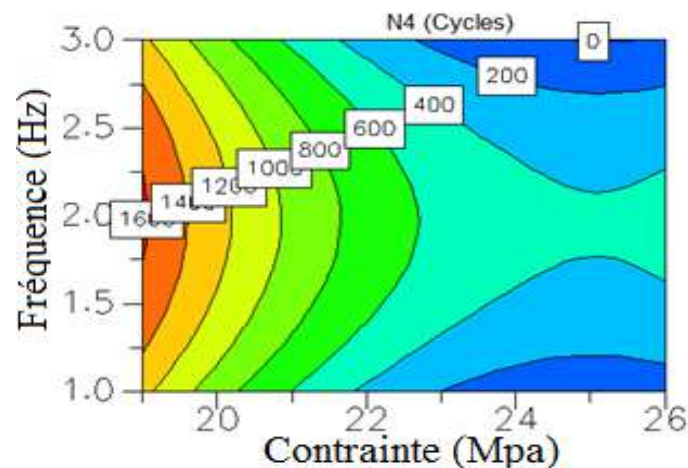


Figure III.22 : Variation du nombre de cycle N_4 en fonction de la contrainte et la fréquence

III.3.4 Effets des facteurs et leur interaction sur les réponses

Dans cette étude, on présente uniquement les histogrammes dans les figures III.23, III.24, III.25 et III.26 qui montrent l'effet des différents facteurs dans le troisième et quatrième stade respectivement.

Les figures III.23 et III.24 présentent respectivement, les effets de tous les termes des facteurs (linéaires, croisés et quadratiques) sur l'évolution du nombre de cycles N_3 et de l'énergie dissipée dans le troisième stade.

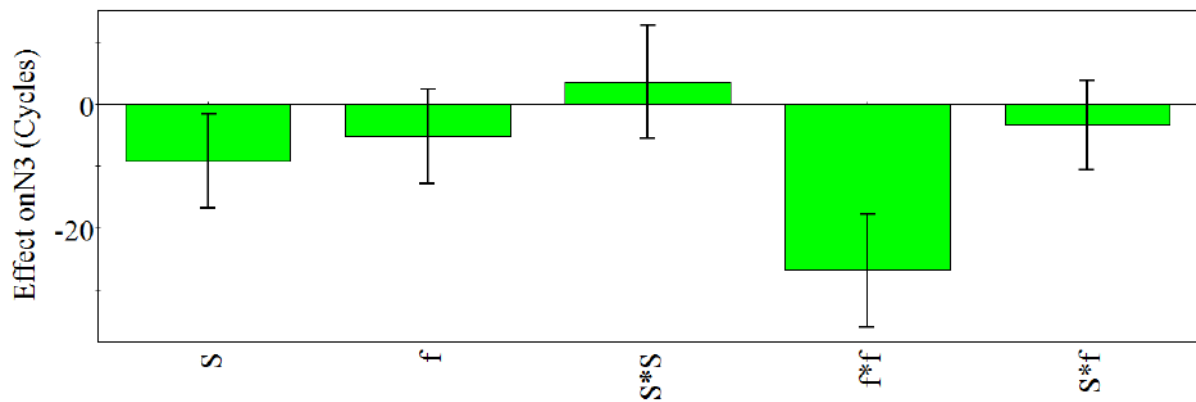


Figure III.23 : Effets des facteurs sur le nombre de cycles N_3 au troisième stade

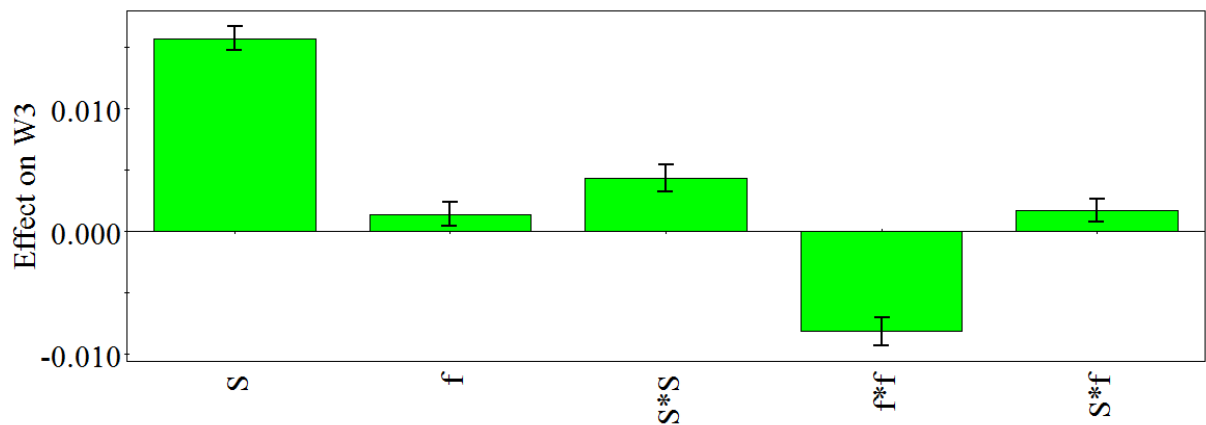


Figure III.24 : Effets des facteurs sur l'énergie dissipée W_3 au troisième stade

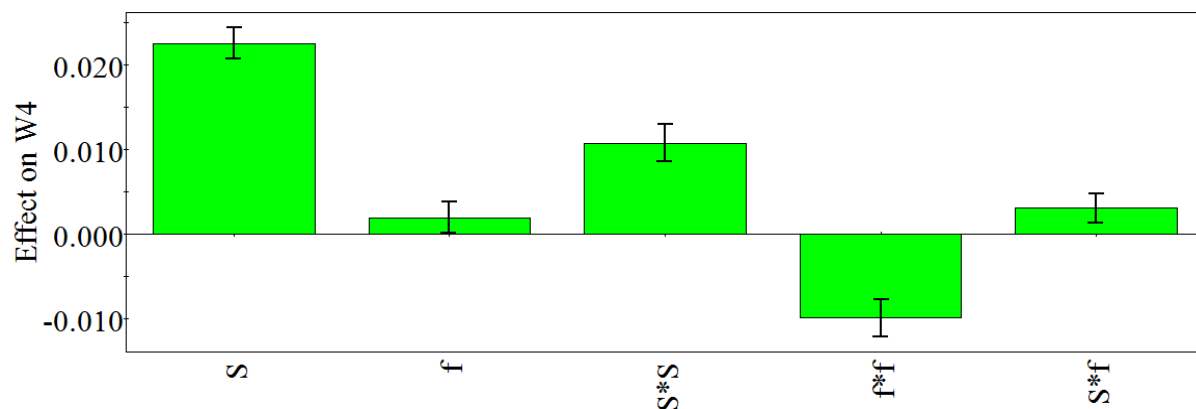


Figure III.25 : Effets des facteurs sur l'énergie dissipée W_4 au troisième stade

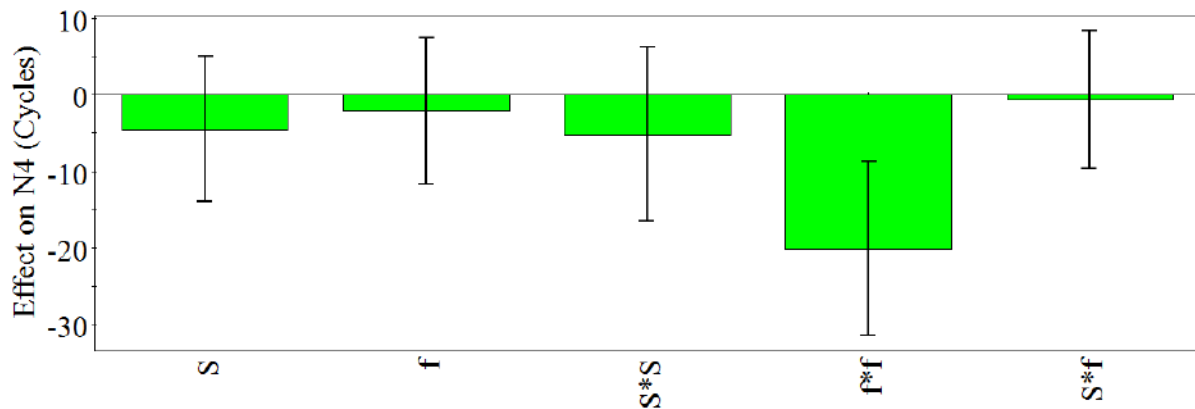


Figure III.26 : Effets des facteurs sur le nombre de cycles N_4 au quatrième stade

L'analyse de la figure 12 révèle que l'évolution de l'énergie dissipée dans le troisième stade est principalement influencée par la contrainte maximale appliquée, suivie par la fréquence de sollicitation. L'impact de la contrainte est nettement plus marqué, tandis que la fréquence exerce un effet marginal. Cette hiérarchie est en accord avec les résultats obtenus par Chabert et al [47] sur les polymères semi-cristallins, qui ont démontré que la contrainte constitue le principal facteur déclencheur des mécanismes d'endommagement microscopiques, tels que la cavitation ou le fluage localisé.

En ce qui concerne le nombre de cycles N_3 , les résultats confirment une tendance similaire : la contrainte reste prépondérante, réduisant significativement la durée du troisième stade à mesure qu'elle augmente. La fréquence, bien que présente, n'affecte la réponse qu'à des niveaux élevés. Ces observations concordent avec les travaux de Lemaitre et Doghri [48] qui ont mis en évidence, dans les polymères viscoélastiques, une sensibilité modérée à la fréquence dans les régimes dominés par la mécanique de l'endommagement.

L'étude du quatrième stade, représentée par les figures III.25 et III.26, montre une continuité dans la tendance : la contrainte reste le facteur majeur régissant à la fois l'énergie dissipée W_4 et la durée de vie résiduelle N_4 . Ces résultats confirment les conclusions de Fatemi [49], qui souligne que, dans les dernières phases de fatigue des polymères, les phénomènes localisés de plasticité et d'accumulation de chaleur sont fortement gouvernés par l'intensité du chargement.

Cette analyse globale met en évidence l'importance d'une stratégie d'optimisation basée sur une réduction de la contrainte appliquée tout en maîtrisant la fréquence. L'objectif est double : minimiser l'énergie dissipée, indicatrice des processus d'endommagement, et maximiser le nombre de cycles avant la rupture.

III.3.5 Validation et optimisation des modèles

Après avoir étudié l'influence de deux paramètres sur l'évolution de l'énergie et le nombre de cycles, un stade d'optimisation de ces paramètres devient plus intéressant. Il consiste à déterminer les valeurs optimales de la fréquence et la contrainte.

En effet, ces deux facteurs contribuent à minimiser l'énergie afin de prolonger la durée de vie. Le procédé consiste à minimiser l'énergie et maximiser le nombre de cycles.

D'après l'analyse effectuée par le logiciel « modde5.0 », on trouve que la vérification de point optimale est simple, selon la figure III.25, on remarque que la minimisation de l'énergie et la maximisation du nombre de cycles peuvent être réalisées par l'expérience qui comprend les valeurs de la contrainte égale à 19 MPa et une fréquence qui est égale à 1.9798 Hz.

Stress (MPa)	Frequency (Hz)	W1 (MPa)	W2 (MPa)	W3 (MPa)	W4 (MPa)	N1	N2	N3	N4
19	1.4	0.0254	0.0244	0.0277	0.0473	33.5481	106.377	840.106	1468.39
19.0001	1.9798	0.0199	0.0196	0.022	0.0342	35.4237	112.478	897.416	1569.28
19	1.969	0.0199	0.0196	0.022	0.0342	35.4216	112.467	897.32	1569.1
19.0002	1.9946	0.0199	0.0196	0.022	0.0343	35.4244	112.486	897.484	1569.4
19	1.9758	0.0199	0.0196	0.022	0.0342	35.4234	112.476	897.399	1569.25
19	1.4	0.0254	0.0244	0.0277	0.0473	33.5481	106.377	840.106	1468.39
19	1.969	0.0199	0.0196	0.022	0.0342	35.4216	112.467	897.32	1569.1
19	2	0.0199	0.0196	0.022	0.0343	35.4252	112.491	897.534	1569.49

Tableau III.27 : Valeurs optimales de contrainte résiduelle et de fréquence

Avant d'accepter les modèles postulés, nous devons vérifier les résultats expérimentaux avec les résultats des modèles proposés. Dans un premier temps, une comparaison entre les résultats prédits par les modèles proposés avec des résultats expérimentaux, il serait préférable de tester une combinaison de paramètres qui n'a pas été exploitée auparavant. Il s'agit, des résultats des essais de (20 MPa, 1Hz) et (21 MPa, 2Hz).

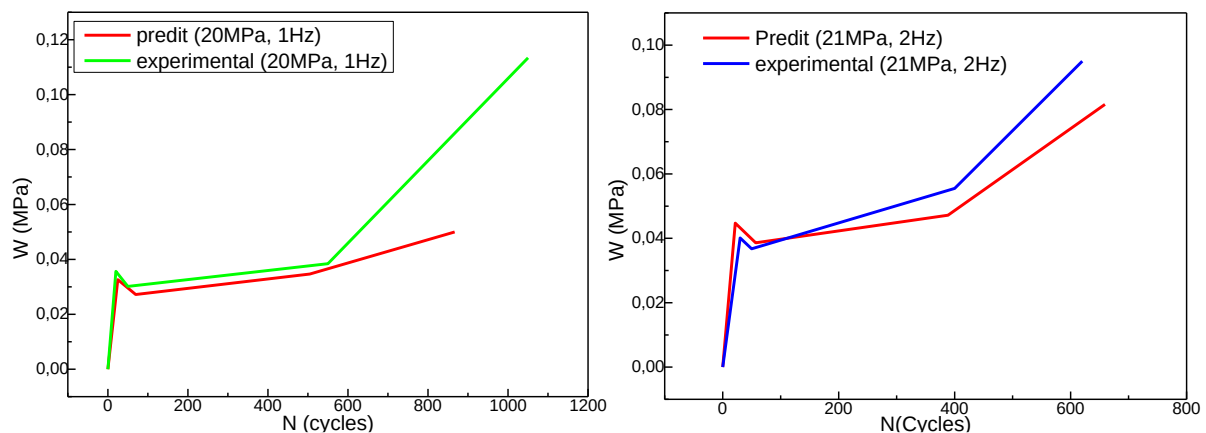


Figure III.28 : Comparaison entre les résultats expérimentaux et prédits

La figure III.28 illustre la comparaison entre les valeurs expérimentales et prédites des énergies dissipées W_1 et W_2 , associées respectivement à la fin du premier et deuxième stades

du comportement en fatigue du polyéthylène haute densité (PEHD). Ces deux stades traduisent des mécanismes physico-mécaniques bien distincts dans la structure du matériau.

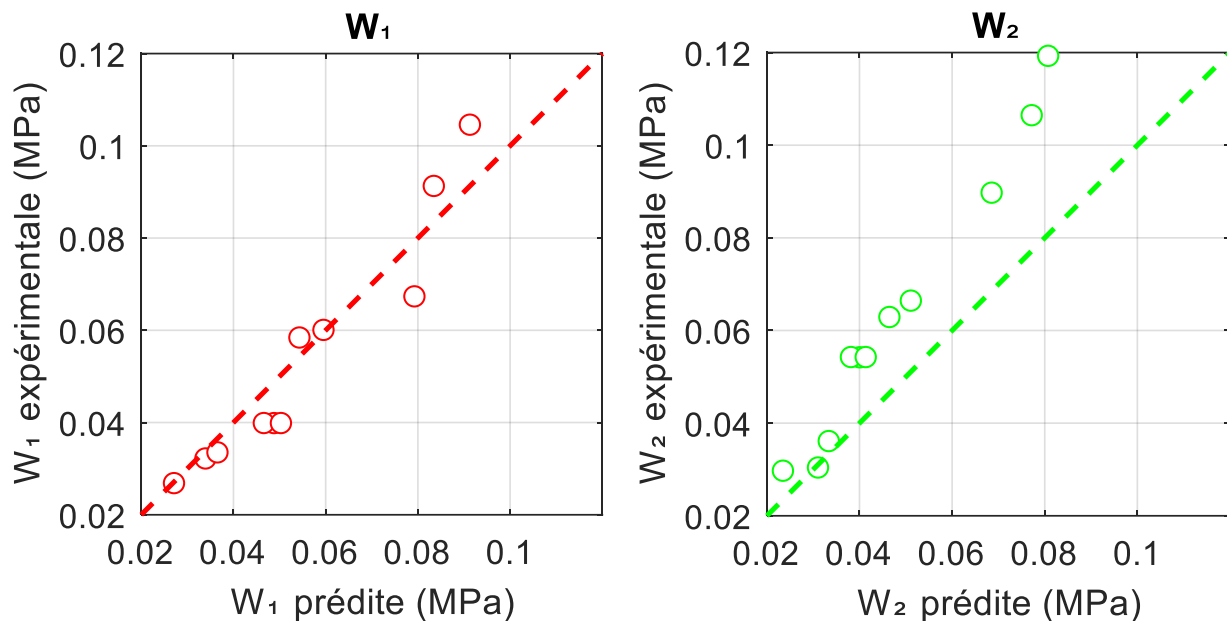


Figure III.29 : Comparaison entre les résultats expérimentaux et prédits de W_1 et W_2

Dans le cas de W_1 , correspondant à la fin du premier stade, phase de stabilisation microstructurale, la concordance entre les données expérimentales et les prédictions du modèle est excellente. Les points sont alignés de manière étroite autour de la diagonale $y = x$, montrant que le modèle est capable de capturer avec précision cette phase initiale, caractérisée par une faible dissipation d'énergie et l'absence d'endommagement significatif. Cette précision traduit une bonne compréhension du comportement du matériau dans sa zone d'adaptation, dominée par des réarrangements moléculaires réversibles.

Pour W_2 , représentant l'énergie dissipée à la fin du deuxième stade, phase d'endommagement progressif, la dispersion des points est légèrement plus marquée. Bien que l'alignement global avec la diagonale reste satisfaisant, certaines valeurs montrent une tendance à la sous-estimation pour les charges élevées. Cela peut être attribué à une variabilité plus grande des mécanismes de détérioration, tels que l'amorçage et la coalescence de microfissures, moins facilement modélisables que les phénomènes réversibles du premier stade. Cette légère perte de précision est donc cohérente avec la complexité croissante des phénomènes en jeu à mesure que l'endommagement progresse. Dans l'ensemble, les résultats obtenus confirment la robustesse du modèle proposé pour prédire la dissipation d'énergie dans les deux premières phases du comportement en fatigue du PEHD. La qualité de prédiction de W_1 met en évidence une bonne maîtrise des mécanismes d'initiation, tandis que les performances

obtenues pour W_2 témoignent de la capacité du modèle à reproduire de manière fiable les grandes tendances de l'endommagement progressif.

La figure III.30 présente une comparaison entre les valeurs prédites et expérimentales des énergies dissipées W_3 et W_4 , associées respectivement aux troisième et quatrième phases du comportement en fatigue. Ces deux grandeurs interviennent dans des stades avancés du processus de dégradation, où les mécanismes d'endommagement sont devenus plus marqués et non-linéaires.

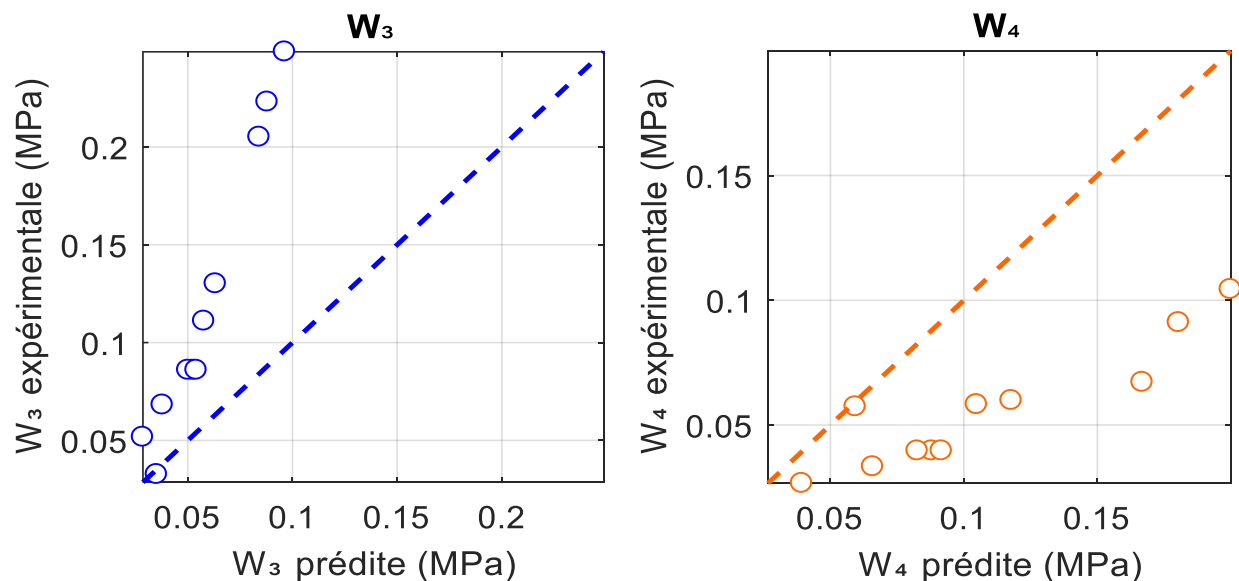


Figure III.30 : Comparaison entre les résultats expérimentaux et prédits de W_3 et W_4

Dans le cas de W_3 , une dispersion importante des points est observée par rapport à la diagonale de référence $y = x$. Les prédictions ont tendance à sous-estimer systématiquement les valeurs expérimentales, en particulier lorsque l'énergie dissipée est élevée. Cette tendance suggère que le modèle a des difficultés à capturer correctement l'évolution de l'énergie dissipée durant la phase terminale de la fatigue, où les phénomènes deviennent fortement non linéaires et localisés, notamment la croissance rapide des fissures et la perte d'intégrité structurale.

La comparaison pour W_4 montre également un écart significatif entre les valeurs expérimentales et prédites. Toutefois, à l'inverse de W_3 , le modèle a tendance ici à surestimer les valeurs mesurées pour la majorité des points. Ce comportement inverse pourrait refléter une saturation du modèle, qui anticipe une montée plus rapide de l'énergie que ce qui est réellement observé, ou une sensibilité accrue aux paramètres d'entrée dans les dernières phases de vie du matériau.

Globalement, ces deux figures mettent en évidence une perte de précision du modèle dans les stades les plus avancés de l'endommagement. Cette limite peut s'expliquer par la complexité accrue des mécanismes impliqués (instabilité de la fissure, rupture brutale, effets tridimensionnels non modélisés), qui échappent partiellement aux hypothèses simplificatrices du modèle utilisé. Elles soulignent également l'importance de coupler la modélisation à des approches expérimentales robustes pour fiabiliser les prévisions de rupture dans le cadre d'une analyse de durée de vie.

La figure III.31 présente une comparaison directe entre les valeurs expérimentales et les valeurs prédites des nombres de cycles caractéristiques N_1 , N_2 , N_3 et N_4 , correspondant aux transitions entre les différents stades de l'endommagement du PEHD soumis à des sollicitations de fatigue. L'objectif est d'évaluer la capacité du modèle à anticiper avec précision les instants clés du comportement cyclique du matériau.

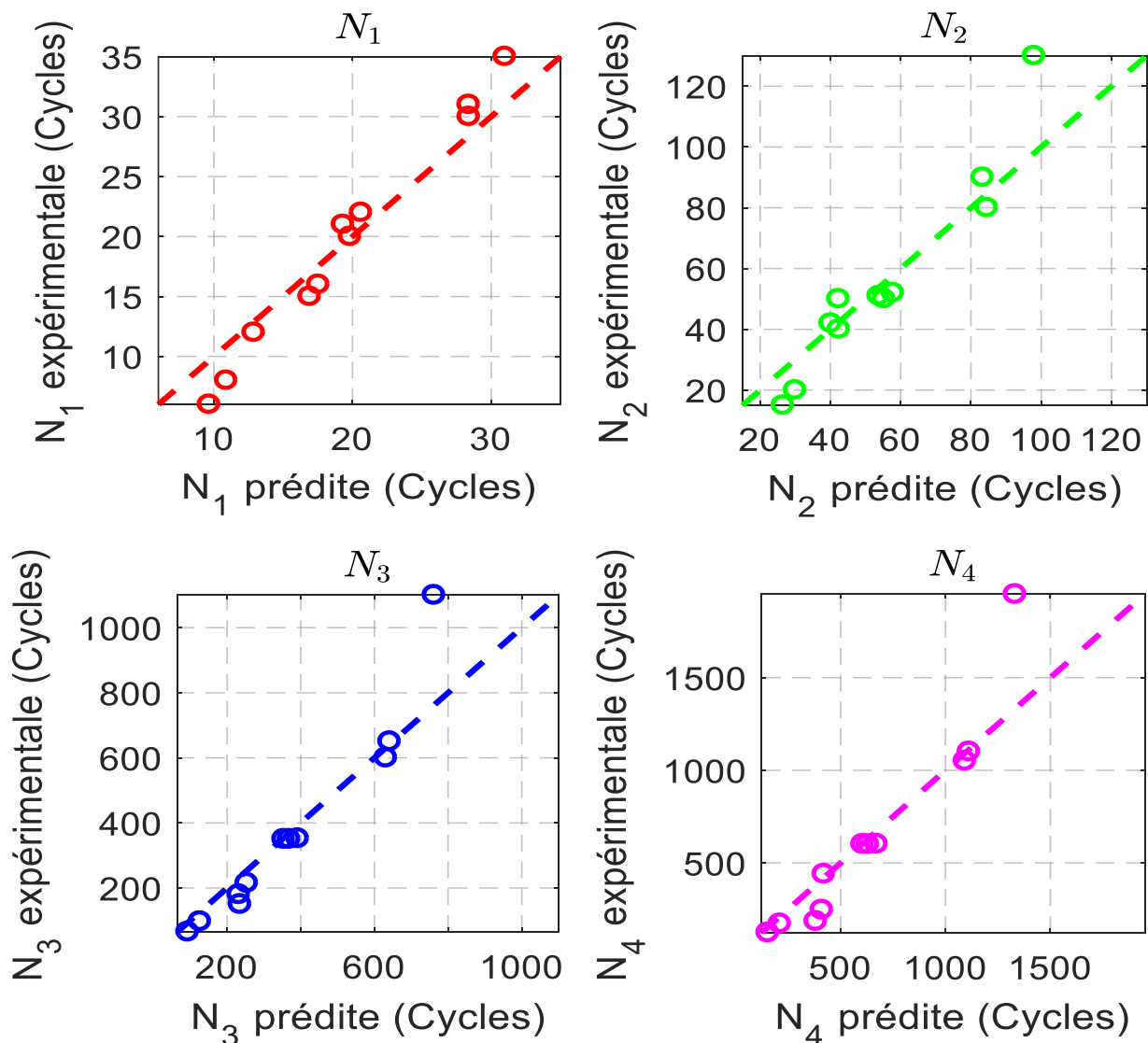


Figure III.31 : Comparaison entre les résultats expérimentaux et prédits de N_1 , N_2 , N_3 et N_4

Concernant N_1 et N_2 , qui délimitent respectivement la fin du premier stade (phase de stabilisation microstructurale) et du second stade (phase d'endommagement progressif), la corrélation entre données expérimentales et prédictions est globalement bonne. Les points sont proches de la diagonale idéale, indiquant que le modèle saisit correctement les dynamiques d'entrée en endommagement et de transition vers l'instabilité. Cela témoigne d'une bonne maîtrise des phénomènes microstructuraux réversibles et de l'apparition des premières microfissures.

En revanche, pour N_3 et N_4 , qui se situent dans les phases plus avancées de l'endommagement, la dispersion est plus marquée. Les prédictions présentent davantage d'écart vis-à-vis des mesures expérimentales, traduisant une perte progressive de précision du modèle à mesure que les mécanismes deviennent plus complexes et localisés. Ces différences peuvent s'expliquer par la non-linéarité accrue des phénomènes intervenant dans les stades avancés, tels que la croissance instable des fissures, la plasticité localisée ou encore les effets tridimensionnels non pris en compte dans les hypothèses du modèle.

Malgré cela, la tendance générale reste bien capturée, et les écarts, bien que présents, demeurent contenus, ce qui confère au modèle une capacité prédictive satisfaisante sur l'ensemble du cycle de vie en fatigue. Ces résultats confirment l'intérêt du cadre proposé pour identifier les transitions clés dans le comportement en fatigue du PEHD, tout en mettant en lumière les zones d'amélioration à explorer dans la modélisation des phases ultimes d'endommagement.

Afin d'évaluer la précision du modèle prédictif développé pour les paramètres caractéristiques de la fatigue (énergies dissipées $W1$ à $W4$ et durées de vie partielle $N1$ à $N4$), une analyse quantitative des écarts entre les valeurs expérimentales et celles prédites a été réalisée à l'aide des métriques RMSE (minimise l'erreur quadratique moyenne) et R^2 (coefficient de détermination). La racine de l'erreur quadratique moyenne (RMSE) et le coefficient de détermination R^2 , sont définies par :

$$RMSE = \sqrt{\frac{1}{n} \sum_{i=1}^n (W_{max_i} - \hat{W}_{max_i})^2} \quad (III-2)$$

$$R^2 = 1 - \frac{\sum (W_{max_i} - \hat{W}_{max_i})^2}{\sum (W_{max_i} - \bar{W}_{max_i})^2} \quad (III-3)$$

Paramètre	RMSE (MPa)	R ²
W1	0.00189	0.991
W2	0.00224	0.989
W3	0.00544	0.984
W4	0.00901	0.973

Tableau III.5: Comparaison des performances des modèles de prédiction de l'énergie W

Paramètre	RMSE (Cycles)	R ²
N1	2.29	0.992
N2	5.09	0.997
N3	11.26	0.998
N4	17.0	0.999

Tableau III.6: Comparaison des performances des modèles de prédiction du nombre de cycles N

Les tableaux III.5 et III.6 présentent les résultats obtenus. L'ensemble des coefficients de détermination R² dépassent 0.97, attestant d'un excellent ajustement entre le modèle et les observations expérimentales.

Les erreurs quadratiques moyennes RMSE sont également très faibles, confirmant la précision du modèle aussi bien sur les énergies dissipées que sur les cycles associés aux stades de la fatigue.

Ces résultats démontrent que le modèle proposé est capable de prédire fidèlement l'évolution énergétique du matériau ainsi que ses seuils de transition (stades I, II et III), avec un excellent accord entre données expérimentales et prédictions.

Afin d'évaluer la validité d'un critère énergétique de rupture, l'évolution de l'énergie cumulée dissipée

$$\sum W = W_1 + W_2 + W_3 + W_4 \quad (\text{III-4})$$

L'équation II-4 a été représentée en fonction du nombre total de cycles à la rupture N_f (Figure III.32).

L'objectif de cette analyse est de vérifier si la quantité totale d'énergie dissipée reste constante à la rupture, comme le postule le critère énergétique classique.

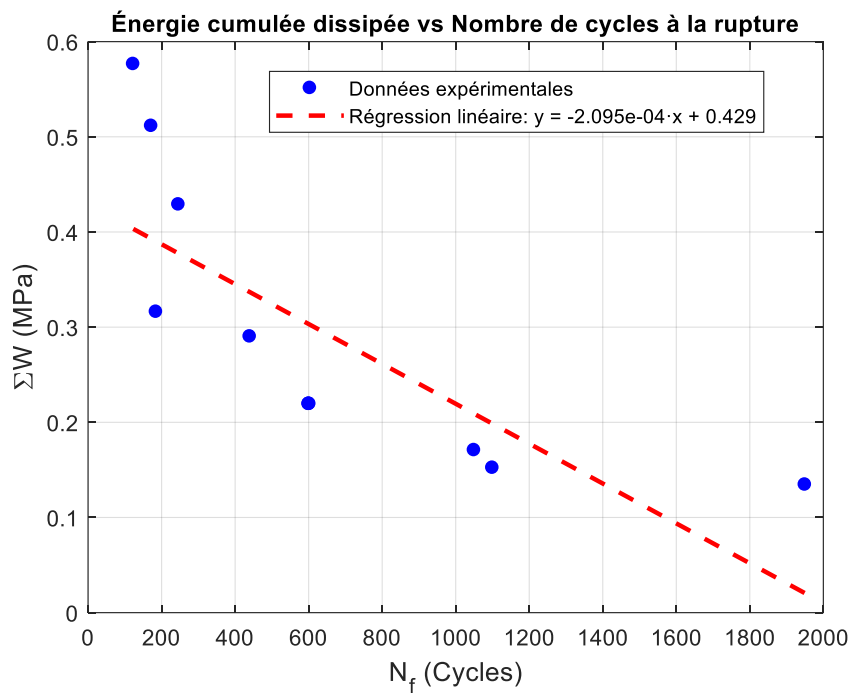


Figure III.32 : Evolution du cumule d'énergie dissipée en fonction N_f

Les résultats montrent une tendance décroissante de ΣW avec l'augmentation de N_f indiquée par la régression linéaire négative ($y = -2.095 \times 10^{-4} \cdot x + 0.429$).

Ce comportement suggère que le matériau ne suit pas strictement un critère énergétique invariant. Au contraire, les éprouvettes ayant une durée de vie plus courte tendent à dissiper davantage d'énergie avant la rupture, tandis que celles avec un N_f plus élevé présentent une énergie dissipée plus faible.

Ce résultat indique que la rupture ne se produit pas pour une énergie critique constante, mais dépend de la cinétique d'endommagement : un endommagement brutal à court terme entraîne une forte dissipation énergétique, tandis qu'un processus lent et progressif mène à une rupture avec une énergie moindre.

Cette observation est cohérente avec un comportement de type ductile du PEHD, où les mécanismes d'endommagement peuvent varier significativement selon les conditions de chargement et la microstructure locale.

III.4 Conclusion

Ce travail expérimental a permis d'étudier de manière approfondie l'influence conjointe de la fréquence de sollicitation et de la contrainte appliquée sur le comportement en fatigue du polyéthylène haute densité (PEHD), un polymère semi-cristallin largement utilisé dans les structures industrielles. À travers des essais de traction et de fatigue cyclique, couplés à une modélisation basée sur la méthode des plans d'expériences, plusieurs résultats significatifs ont été dégagés.

L'analyse des boucles d'hystérésis a révélé une évolution typique en trois stades, correspondant à des phases distinctes d'endommagement microstructural : stabilisation, dégradation progressive, et rupture. L'énergie dissipée par cycle, utilisée comme indicateur de l'évolution du dommage, s'est révélée particulièrement sensible à la fréquence et à la contrainte, permettant d'identifier une fréquence optimale autour de 2 Hz, à laquelle la dissipation est minimisée et la durée de vie est prolongée.

Les modèles prédictifs établis pour l'énergie dissipée et le nombre de cycles à différents stades ont montré un excellent accord avec les résultats expérimentaux ($R^2 > 0,97$), validant la pertinence de l'approche statistique adoptée. Toutefois, une perte de précision a été observée dans les phases terminales, en raison de la complexité croissante des mécanismes d'endommagement, notamment la propagation instable des fissures et l'auto-échauffement du matériau.

Enfin, l'étude des interactions entre les paramètres a mis en évidence que la contrainte appliquée est le facteur prédominant dans la réduction de la durée de vie, suivi par la fréquence. L'existence d'une zone optimale de fonctionnement (contrainte < 23 MPa, fréquence entre 1,5 et 2 Hz) a été identifiée comme le meilleur compromis pour maximiser la durabilité du PEHD tout en limitant les effets thermomécaniques.

Ces résultats ouvrent la voie à plusieurs prolongements. Tout d'abord, une analyse thermique couplée permettrait d'explorer plus finement les effets d'auto-échauffement et leur corrélation avec l'endommagement interne. Ensuite, l'extension de la méthode à des conditions multiaxiales ou à d'autres polymères semi-cristallins renforcerait la généralité des modèles proposés. Enfin, l'intégration de ces modèles dans un cadre de prédiction numérique intelligent, par exemple via les réseaux de neurones, pourrait offrir un outil robuste pour le dimensionnement en fatigue de structures polymères complexes.

III.5 Liste des Références

- [1] Ouari, M. A. Abdelkader Djebli, Abdelkader (2022) effect of stress-frequency interaction on the fatigue behaviour of HDPE material. *Structural integrity and life* vol. 22, no 2 pp. 151–158
- [2] Khan, Z. (2012). Analyse des surfaces de rupture dans un matériau de tuyauterie en PEHD soumis à la fatigue à différentes températures et fréquences de chargement, *Journal of Materials Engineering and Performance*, 21, pp. 1468–1473.
DOI : 10.1007/s11665-011-0024-z
- [3] Gohn, G. R. (1963). Fatigue des métaux – Le mécanisme de la fatigue, *Materials Research and Standards*, pp. 3-106.
- [4] Hardrath, H. F. (1963). Fatigue des métaux – Propagation de fissures et rupture finale, *Materials Research and Standards*, 3, pp. 116-121. DOI : NASA Technical Report
- [5] Lesser, A. J. (1995). Évolution du comportement mécanique pendant la fatigue des thermoplastiques semi-cristallins, *Journal of Applied Polymer Science*, 58, pp. 869–879.
DOI : 10.1002/app.1995.070580504
- [6] Riddel, M. N., Koo, G. P., O’Toole, J. L. (1966). Mécanismes de fatigue des thermoplastiques, *Polymer Engineering and Science*, 6, pp. 363–368. DOI : 10.1002/pen.760060414
- [7] Constable, I., Williams, J. G., Burns, D. J. (1970). Fatigue et ramollissement thermique cyclique des thermoplastiques, *Journal of Mechanical Engineering Science*, 12, pp. 20–29.
DOI : 10.1243/JMES_JOUR_1970_012_006_02
- [8] Crawford, R. J., Benham, P. P. (1974). Fatigue et rupture par fluage d’un copolymère d’acétal, *Journal of Mechanical Engineering Science*, 16, pp. 178–191. DOI : 10.1243/JMES_JOUR_1974_016_032_02
- [9] Sauer, J. A., Foden, E., Morrow, D. R. (1977). Influence de la masse molaire sur le comportement à la fatigue du polyéthylène et du polystyrène, *Polymer Engineering and Science*, 17, pp. 246–250. DOI : 10.1002/pen.760170407
- [10] Rittel, D. (2000). Étude de la chaleur générée lors d’un chargement cyclique de deux polymères vitreux. Partie I : Expérimentation, *Mechanics of Materials*, 32, pp. 131–147. DOI : 10.1016/S0167-6636(99)00051-4
- [11] Tauchert, T. R. (1967). Température générée lors des oscillations en torsion de tiges en polyéthylène, *International Journal of Engineering Science*, 5, pp. 353–365. DOI : 10.1016/0020-7225(67)90043-2

- [12] Tauchert, T. R., Afzal, S. M. (1967). Chaleur générée lors des oscillations en torsion de tubes en polyméthacrylate de méthyle (PMMA), *Journal of Applied Physics*, 38, pp. 4568–4572. DOI : 10.1063/1.1709186
- [13] Justice, L. A., Schultz, J. M. (1980). Amélioration de la durée de vie en fatigue du PMMA par pré-craquelure (crazing), *Journal of Materials Science Letters*, 15, pp. 1584–1585. DOI : 10.1007/BF00752142
- [14] Takahara, A., Yamada, K., Kajiyama, T., Takayanagi, M. (1980). Évaluation de la durée de vie en fatigue et élucidation du mécanisme de fatigue dans le polychlorure de vinyle plastifié à l'aide de la viscoélasticité dynamique, *Journal of Applied Polymer Science*, 25, pp. 597–614. DOI : 10.1002/app.1980.070250407
- [15] Takahara, A., Yamada, K., Kajiyama, T., Takayanagi, M. (1981). Analyse du comportement en fatigue du polyéthylène haute densité basée sur des mesures viscoélastiques dynamiques pendant le processus de fatigue, *Journal of Applied Polymer Science*, 26, pp. 1085–1104. DOI : 10.1002/app.1981.070260403
- [16] Jones, N. A., Lesser, A. J. (1998). Étude morphologique des dommages induits par la fatigue dans le polypropylène isotactique, *Journal of Polymer Science*, 36(15), pp. 2751–2760. DOI : 10.1002/(SICI)1099-0488(19981115)36:15<2751::AID-POLB9>3.0.CO;2-6
- [17] Beardmore, P., Rabinowitz, S. (1975). Déformation en fatigue des polymères, *Traité de Science et Technologie des Matériaux*, 6, pp. 267–331. DOI : 10.1016/B978-0-12-341806-7.50012-X
- [18] Bretz, P. E., Hertzberg, R. W., Manson, J. A. (1981). Mécanismes de dégradation par fatigue et de rupture dans les polymères semi-cristallins, *Polymer*, 22(9), pp. 1272–1278. DOI : 10.1016/0032-3861(81)90145-2
- [19] Sauer, J. A., Richardson, G. C. (1980). Fatigue des polymères, *International Journal of Fracture*, 16, pp. 499–532. DOI : 10.1007/BF02265215
- [20] Gotham, K. V. (1986). Fatigue et résistance à long terme des thermoplastiques, *Développements en Technologie des Plastiques*, 16, pp. 155–201. DOI : 10.1007/978-94-009-4183-0_5
- [21] Lesser, A. J. (2002). Comportement en fatigue des polymères, *Encyclopédie des Sciences et Technologies des Polymères*, 6, pp. 197–251. DOI : 10.1002/0471440264.pst127
- [22] Rabinowitz, S., Beardmore, P. (1974). Déformation cyclique et rupture des polymères, *Journal of Materials Science*, 9, pp. 81–99. DOI : 10.1007/BF00554758
- [23] Beardmore, P., Rabinowitz, S. (1975). Formation et croissance de cavités (craze) dans les polymères anisotropes, *Journal of Materials Science*, 10, pp. 1763–1770.

DOI : 10.1007/BF00554938

[24] Djebli, A., Bendouba, M., Aid, A., Talha, A., Benseddiq, N., Benguediab, M. (2016). Analyse expérimentale et modélisation des dommages du polyéthylène haute densité sous chargement en fatigue, *Acta Mechanica Solida Sinica*, 29(2), pp. 133–144.

DOI : 10.1016/S0894-9166(16)30102-1

[25] Mohamed, S. A. N., Zainudin, E. S. (2020). Évaluation du comportement énergétique d'un composite polymère renforcé par des fibres de balle de riz, *Journal of Materials Research and Technology*, 9(1), pp. 383–393. DOI : 10.1016/j.jmrt.2019.10.067

[26] Danhui, D., Limin, S. (2015). Étude des propriétés mécaniques de la gaine en PEHD des haubans soumise à la fatigue dans des environnements dynamiques de ponts, *Polymers*, 7, pp. 1564–1576. DOI : 10.3390/polym7081470

[27] Xu, D., Schmauder, S. (1999). Dissipation de l'énergie plastique dans les composites à matrice métallique lors de chargements cycliques, *Computational Materials Science*, 15(1), pp. 96–100. DOI : 10.1016/S0927-0256(99)00012-9

[28] Rabinowitz, S., Krause, A. R., Beardmore, P. (1973). Rupture du polystyrène sous déformation en traction et en cyclage, *Journal of Materials Science*, 8, pp. 11–22.

DOI : 10.1007/BF00755578

[29] Meneghetti, G., Ricotta, M. (2014). Synthèse du comportement en fatigue axiale totalement inversée de différents composites de polypropylène basée sur l'énergie d'hystérésis, *Composites Part B: Engineering*, 65, pp. 17–25.

DOI : 10.1016/j.compositesb.2014.01.027

[30] Janssen, R. P. M., Govaert, L. E., Meijer, H. E. H. (2008). Méthode analytique pour prédire la durée de vie en fatigue des thermoplastiques sous chargement uniaxial : sensibilité au type d'onde, à la fréquence et à l'amplitude de contrainte, *Macromolecules*, 41, pp. 2531–2540. DOI : 10.1021/ma071274a

[31] Marco, G., Raul, M., Jeanette, G. (2011). Analyse de la fatigue d'un tuyau en PE-100 sous chargement axial, *Actes de la conférence de l'ASME sur les réservoirs sous pression et les tuyauteries (PVP2011)*, Baltimore, Maryland, États-Unis, 17-21 juillet.

DOI : 10.1115/PVP2011-57631

[32] Berrehili, A., Castagnet, S., Nadot, Y. (2010). Critère de fatigue multiaxiale pour un thermoplastique en polyéthylène haute densité, *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, 33(6), pp. 345–357. DOI : 10.1111/j.1460-2695.2010.01446.x

- [33] Djebli, A., Aid, A., Bendouba, M., Talha, A., Benseddiq, N., Benguediab, M., Zengah, S. (2014). Fatigue uniaxiale d'un tuyau en PEHD-100 – Analyse expérimentale, *Engineering, Technology & Applied Science Research*, 4(2), pp. 600–604.
DOI : <http://etasr.com/index.php/ETASR/article/view/422>
- [34] MODDE 5.0, Modélisation et Conception, Umetrics AB, Umeå, Suède, 1999.
- [35] Herman, W. A., Hertzberg, R. W., & Manson, J. A. (1990). Influence de l'historique de chargement sur la fatigue des plastiques techniques. *Journal of Materials Science*, 25, 434–440. <https://doi.org/10.1007/BF00714052>
- [36] Bellenger, V., Tcharkhtchi, A., & Castaing, P. (2006). Fatigue thermique et mécanique d'un matériau composite PA66/fibres de verre. *International Journal of Fatigue*, 28(10), 1348–1352. <https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2006.02.031>
- [37] Crawford, R. J., & Benham, P. P. (1975). Quelques caractéristiques de fatigue des thermoplastiques. *Polymer*, 16(12), 908–914.
- [38] Baradiat Esmaïllou, B. (2011). Approche cinétique du comportement en fatigue du Polyamide 66 renforcé par 30 % de fibres de verre (Thèse de doctorat, Arts et Métiers ParisTech). En français.
- [39] McCrum, N. H., Buckley, C. P., & Bucknall, C. B. (1997). *Principes de l'ingénierie des polymères*. Oxford University Press.
- [40] Timoshenko, S., & Goodier, J. N. (1970). *Théorie de l'élasticité*. McGraw-Hill.
- [41] Ferry, J. D. (1980). *Propriétés viscoélastiques des polymères*. Wiley.
- [42] Ziabicki, A. (1976). *Les fondamentaux de la formation des fibres*. Wiley.
- [43] Dealy, J. M., & Larson, R. G. (2006). *Structure et rhéologie des polymères fondus*. Hanser.
- [44] Owen, M. J. (1984). Fatigue thermique des polymères. *Journal of Applied Polymer Science*.
- [45] Crawford, R. J., et al. (1991). Effet de la forme d'onde de chargement sur la durée de vie en fatigue des polymères. *Polymer Engineering & Science*.
- [46] Janssen, R., et al. (1995). Effets de la fréquence dans la fatigue des thermoplastiques. *International Journal of Fatigue*.
- [47] Chabert, B., Monasse, B., & G'Sell, C. (2001). Influence de la structure sur la dissipation d'énergie en fatigue cyclique dans les polymères semi-cristallins. *Revue de Physique Appliquée*, 36(6), 459–470.

[48] Lemaitre, J., & Doghri, I. (1994). Modélisation de l'endommagement des matériaux ductiles incluant la microfissuration et la viscoplasticité. *International Journal of Solids and Structures*, 31(8), 1229–1253.

[49] Amjadi, M., & Fatemi, A. (2020). Comportements au fluage et à la fatigue du polyéthylène haute densité (HDPE) : effets de la température, de la contrainte moyenne, de la fréquence et de la technique de mise en forme. *International Journal of Fatigue*, 141, 105871. <https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2020.105871>

Conclusion et perspective

Conclusion et perspective

Ce travail s'est inscrit dans le cadre de l'étude du comportement en fatigue du polyéthylène haute densité (PEHD), un polymère thermoplastique largement utilisé dans l'industrie pour ses excellentes propriétés mécaniques, sa résistance chimique et sa capacité à retrouver sa forme après déformation. Elle a été structurée en trois parties complémentaires : une revue bibliographique, une analyse expérimentale et une phase de modélisation prédictive.

La première partie a permis de poser les bases théoriques de l'étude en explorant la structure et la caractérisation chimique ainsi la classification des polymères (thermoplastiques, thermodurcissables et élastomères) et en positionnant le PEHD dans ce contexte. ce dernier, plus dur, offre une meilleure résistance à l'usure, tandis que le PEHD présente une plus grande flexibilité et une meilleure capacité d'absorption des chocs. Ces différences justifient l'intérêt d'une étude ciblée sur le PEHD, notamment pour des applications impliquant des sollicitations répétées comme l'étude bibliographique a également mis en lumière les principaux mécanismes de fatigue auxquels le PEHD est soumis lorsqu'il est exposé à des cycles de chargement répétés.

La deuxième partie basé sur la rupture du PEHD par fatigue qui se produit toujours de manière brutale ; elle est généralement précédée par une phase de déformation viscoélastique, d'endommagement diffus, de formation de microfissures, et les lois , d'endommagement

La troisième partie a été consacrée à une analyse expérimentale approfondie, visant à évaluer les effets de la contrainte appliquée et de la fréquence d'essai sur le comportement en fatigue du PEHD. L'étude a montré que la fatigue du matériau est fortement influencée par ces deux paramètres. Plus la contrainte est élevée, plus l'endommagement est rapide, et la fréquence influe sur la dissipation d'énergie : à basse fréquence, les phénomènes de fluage dominant, tandis qu'à haute fréquence, l'échauffement interne devient critique. Une fréquence optimale a pu être identifiée, minimisant la dissipation énergétique et prolongeant la durée de vie du matériau, comme nous avons entamé de formaliser les résultats expérimentaux à travers une modélisation statistique robuste, en nous appuyant sur la méthodologie des plans d'expériences et, plus précisément, sur la méthode des surfaces de réponse.

La troisième partie a porté une approche qui permis de construire des modèles mathématiques fiables pour prédire le nombre de cycles à rupture ainsi que l'évolution de

l'énergie dissipée, en fonction des paramètres de sollicitation. Ces modèles se sont révélés efficaces dans les plages testées, offrant un outil utile pour l'optimisation des conditions d'essai et la prévision de la durée de vie en service.

La pertinence de cette recherche dépasse le cadre académique, car elle touche à des problématiques concrètes liées à la durabilité des infrastructures, en particulier, la capacité à prédire de manière fiable la durée de vie du PEHD est un enjeu stratégique pour les secteurs de l'eau potable, de l'assainissement, des gazoducs, ou encore de l'emballage

À ce titre, plusieurs perspectives s'ouvrent à la suite de ce travail :

1-Élargissement du champ des paramètres étudiés : inclure d'autres facteurs tels que la température, l'humidité, les additifs chimiques, ou l'état de surface permettrait d'affiner les modèles prédictifs.

2-Intégration de la simulation numérique : la mise en œuvre de modèles par éléments finis, incorporant les lois de comportement viscoélastiques et viscoplastiques, permettrait de simuler des scénarios complexes et d'extrapoler les résultats expérimentaux à des conditions réelles.

3-Développement de matériaux composites à base de PEHD, intégrant des fibres ou des charges renforçantes, pour améliorer la tenue en fatigue tout en conservant la flexibilité du matériau.

4-Suivi en temps réel de l'endommagement à l'aide de capteurs embarqués ou de techniques de surveillance non destructive (ultrasons, thermographie infrarouge), dans une logique de maintenance prédictive.

En conclusion, cette thèse a permis de lancer les bases d'une meilleure compréhension de la fatigue du PEHD, en combinant les apports de la littérature scientifique, les résultats expérimentaux novateurs, et la puissance des méthodes de modélisation. Le polyéthylène haute densité, grâce à sa combinaison unique de flexibilité, de résistance chimique et de capacité à supporter les sollicitations cycliques, s'impose comme un matériau stratégique pour de nombreuses applications.

Cependant, l'évolution des exigences industrielles, la complexification des environnements d'usage, et la recherche de solutions plus durables imposent une maîtrise toujours plus fine **de ses performances** à long terme. La compréhension des phénomènes d'endommagement progressif, la quantification de l'énergie dissipée, et la prédiction fiable de la durée de vie deviennent des leviers incontournables pour assurer la fiabilité des structures en PEHD.

Conclusion et perspective

Ce travail contribue à cette ambition, en fournissant des outils méthodologiques et des pistes concrètes pour améliorer la conception, le suivi et la maintenance des composants à base de PEHD, dans une perspective à la fois scientifique, technologique et durable.

Résumé

Résumé

Le développement récent de l'industrie mondiale des matériaux plastiques, et plus particulièrement des polymères, motive cette étude centrée sur l'aspect énergétique du comportement du polyéthylène haute densité (PEHD). L'objectif est d'analyser l'influence conjointe d'essai et de l'amplitude de contrainte sur l'évolution de l'énergie dissipée et sur la durée de vie exprimée en nombre de cycles, afin d'optimiser ces paramètres pour réduire les pertes énergétiques tout en augmentant la cadence d'essais. la contrainte appliquée ont été définies comme variables d'entrée, tandis que le nombre de cycles et l'énergie dissipée ont été considérés comme variables de sortie. Des boucles charge-décharge ont été analysées pour extraire les valeurs d'énergie dissipée associées à chaque condition expérimentale. À partir des jeux de données obtenus pour différentes amplitudes, des modèles mathématiques ont été développés pour estimer simultanément l'énergie dissipée et le nombre de cycles correspondants. Les résultats montrent que l'amplitude de contrainte exerce l'effet le plus significatif sur le comportement cyclique du PEHD, suivie de la fréquence. L'étude des interactions entre ces facteurs a permis d'identifier des combinaisons optimales conduisant à un nombre de cycles cible, offrant ainsi des pistes pour améliorer la tenue en fatigue et optimiser les protocoles d'essai. Ces résultats ouvrent la voie à des recommandations pratiques pour la conception, le dimensionnement et la maintenance des structures en PEHD.

Mots clé :

Polymères, PEHD, l'énergie dissipée, contrainte, Endommagement, fatigue, la durée de vie

Abstract

Abstract

The recent development of the global plastics industry, particularly polymer materials, has motivated this study focused on the energetic aspect of the behavior of High-Density Polyethylene (HDPE). The objective is to analyze the combined influence of testing conditions and stress amplitude on the evolution of dissipated energy and fatigue life expressed in the number of cycles, in order to optimize these parameters, reduce energy losses, and increase testing efficiency.

The testing frequency and the applied stress amplitude were defined as input variables, while the number of cycles and dissipated energy were considered output variables. Loading–unloading loops were analyzed to extract the dissipated energy values associated with each experimental condition. Based on the datasets obtained for different amplitudes, mathematical models were developed to simultaneously estimate dissipated energy and the corresponding number of cycles.

The results show that stress amplitude has the most significant effect on the cyclic behavior of HDPE, followed by testing frequency. The study of interactions between these factors made it possible to identify optimal combinations leading to a target number of cycles, thus providing opportunities to improve fatigue resistance and optimize testing protocols. These findings pave the way for practical recommendations regarding the design, sizing, and maintenance of HDPE structures.

Keywords:

Polymers, HDPE, dissipated energy, stress, damage, fatigue, fatigue life.

المخلص

الملخص

إن التطور الحديث لصناعة المواد البلاستيكية عالميًا، وخاصة المواد البوليمرية، قد حفّز هذه الدراسة التي تركز على وتهدف الدراسة إلى تحليل التأثير المشترك لظروف (PEHD) الجانب الطاقوي لسلوك البولي إيثيلين عالي الكثافة الاختبار وسعة الإجهاد على تطور الطاقة المبددة والعمر التعب المعبر عنه بعدد الدورات، وذلك من أجل تحسين هذه المعلمات وتقليل الفوائد الطاقوية وزيادة كفاءة الاختبارات.

تم اعتماد تردد الاختبار وسعة الإجهاد المطبق كمتغيرات إدخال، في حين اعتُبر عدد الدورات والطاقة المبددة متغيرات إخراج. وقد تم تحليل حلقات التحميل والتفريغ لاستخراج قيم الطاقة المبددة المرتبطة بكل حالة تجريبية. وانطلاقًا من مجموعات البيانات المتحصل عليها عند ساعات إجهاد مختلفة، تم تطوير نماذج رياضية تسمح بالتنبؤ المتزامن بالطاقة المبددة وعدد الدورات الموافق لها.

أظهرت النتائج أن سعة الإجهاد هي العامل الأكثر تأثيرًا على السلوك الدوري للبولي إيثيلين عالي الكثافة، تليها ترددات الاختبار. كما مكّنت دراسة التفاعلات بين هذه العوامل من تحديد توليفات مثلى تؤدي إلى تحقيق عدد مستهدف من الدورات، مما يوفر آفاقًا لتحسين مقاومة التعب وتطوير بروتوكولات الاختبار. وتفتح هذه النتائج المجال لتقديم توصيات عملية تتعلق بتصميم وهندسة وصيانة المنشآت المصنوعة من البولي إيثيلين عالي الكثافة.

الكلمات المفتاحية

. الطاقة المبددة، الإجهاد، التضرر، التعب، العمر التعب (PEHD) البوليمرات، البولي إيثيلين عالي الكثافة

Liste des figures

Liste des figures

Liste des figures

Chapitre I

Figure I.1 : modèle schématique de la synthèse d'un polymère.....	3
Figure I.2 : Représentation schématique d'un polymère thermoplastique.....	8
Figure I.3 : Structure d'un Thermodurcissable.....	8
Figure I.4 : Structure d'un élastomère.....	9
Figure I.5 : les polymères synthétique.....	11
Figure I.6 : Les homopolymères linéaires.....	13
Figure I.7 : Les homopolymères branchés.....	13
Figure I.8 : Les homopolymères étoilé.....	13
Figure I.9 : Le mode statistique de copolymère.....	14
Figure I.10 : Le mode alternée de copolymère.....	14
Figure I.11 : Le mode greffé de Copolymère.....	14
Figure I.12 : Représentation de la chaîne d'un polymère linéaire fibres textiles, élasthane.....	16
Figure I.13 : Représentation schématique d'un polymère bidimensionnel (carbone, graphite).....	16
Figure I.14 : Représentation schématique d'un polymère tridimensionnel.....	17
Figure 1.15 : Structure Amorphe.....	18
Figure 1.16 : Structure Cristalline.....	19
Figure 1.17 : Structure Semicristalline.....	20

Chapitre II

Figure II.1 : Paramètres d'un essai de fatigue	28
Figure II.2 : Allure de la courbe S-N.....	29
Figure II.3 : Rupture en fatigue d'un bouchon en polymère.....	30

Liste des figures

Figure II.4: Bandes de cisaillement dans du PS à 20°C sollicité en compression.....	32
Figure II 5: Fissures et craquelures présentes dans un polymère.....	33
Figure II.6: Mécanismes de déformation des polymères semi-cristallins.....	34
Figure II.7 : Courbes de Wöhler pour divers polymères.....	35
Figure II.8 : Structure semi-cristalline du PEHD et localisation des fissures.....	37
Figure II. 9 : Eprouvette de pipe avec ($w=0,2m$).....	39
Figure II.10. a) Longueur de fissure (a) en fonction du nombre de cycles (N), b) Evolution de la pression en fonction du nombre cycles.....	40
Figure II.11: Evolution de rapport (SDR) en fonction du nombre de cycles.....	41
Figure II.12 : Evolution a) de variation de rapport (a/c), b) du rayon (R) en fonction du nombre de cycles.....	42
Figure II.13 : Décomposition de l'énergie dans un cycle de fatigue d'un polymère.....	43
Figure II.14 : Boucle hystérésis et énergie dissipée par cycle dans PEHD.....	45
Figure II.15 : Modélisation de la propagation de fissures dans le PEHD.....	47

Chapitre III

Figure III.1 : Section de tuyau en PEHD et géométrie de l'échantillon.....	54
Figure III.2 : Mesure des déformations sur l'échantillon lors d'un essai de traction.....	54
Figure III.3 : Vue d'ensemble de l'éprouvette sur la machine de fatigue.....	54
Figure III.4 : Résultats des essais de traction à différentes vitesses de déformation.....	55
Figure III.5 : Schéma d'une boucle d'hystérésis et méthode de calcul de l'énergie visqueuse dissipée avec courbe de wholer S-N.....	56
Figure III.6 : Boucles d'hystérésis pour différents cycles sous $\sigma = 19$ MPa et différentes fréquences.....	57
Figure III.7 : Énergie dissipée en fonction du nombre de cycles et profil typique de l'énergie.....	58
Figures III.8 : Effet de la contrainte sur le premier stade a) Énergie b) Nombre de cycles...	61
Figures III.9 : Effet de la fréquence sur le second stade a) Énergie b) Nombre de cycles...	62
Figures III.10 : Effet de la contrainte sur le second stade a) Énergie b) Nombre de cycles..	62
Figures III.11 : Effet de la fréquence sur le second stade a) Énergie b) Nombre de cycles..	63

Liste des figures

Figures III.12 : Effet de la fréquence sur le troisième stade a) Énergie b) Nombre de cycles.....	64
Figures II.13 : Effet de la contrainte sur le troisième stade a) Énergie et b) Nombre de cycles.....	65
Figures III.14 : Effet de la contrainte sur le dernier stade a) Énergie et b) Nombre de cycle..	65
Figures III.15 : Effet de la fréquence sur le dernier stade a) Énergie et b) Nombre de cycle..	66
FigureIII.16 : Représentation de la variation a) énergie et b) nombre de cycle.....	68
FigureIII.17 : Variation de l'Énergie W_1 en fonction de la contrainte et la fréquence.....	68
Figure III.18 : Variation du nombre de cycle N_1 en fonction de la contrainte et la fréquence.....	68
FigureIII.19 : Variation de l'Énergie W_3 en fonction de la contrainte et la fréquence.....	69
Figure III.20 : Variation du nombre de cycle N_3 en fonction de la contrainte et la fréquence L'analyses de ces figures ont permis d'observer deux points.....	70
Figure III.21 : Variation de l'Énergie W_4 en fonction de la contrainte et la fréquence.....	71
FigureIII.22 : Variation du nombre de cycle N_4 en fonction de la contrainte et la fréquence.....	71
Figure III.23 : Effets des facteurs sur le nombre de cycles N_3 au troisième stade.....	72
Figure III.24 : Effets des facteurs sur l'énergie dissipée W_3 au troisième stade.....	72
Figure III.25 : Effets des facteurs sur l'énergie dissipée W_4 au troisième stade.....	72
Figure III.26 : Effets des facteurs sur le nombre de cycles N_4 au quatrième stade.....	73
Figure III.27 : Comparaison entre les résultats expérimentaux et prédits.....	74
Figure III.28 : Comparaison entre les résultats expérimentaux et prédits de W_1 et W_2	75
Figure III.29 : Comparaison entre les résultats expérimentaux et prédits de W_3 et W_4	76
Figure III.30 : Comparaison entre les résultats expérimentaux et prédits de N_1 , N_2 , N_3 et N_4	77
Figure III.31 : Evolution du cumule d'énergie dissipée en fonction N_f	80

Liste des Tableaux

Liste des Tableaux

Liste des Tableaux

Chapitre I

Tableau I.1 : Exemple d'utilisation des polymères.....	12
Tableau I.2 Propriétés mécanique des polymères.....	21

Chapitre II

Tableau 1. Caractéristique mécanique PE100	39
---	----

Chapitre III

Tableau III.1 : Quasi-static mechanical properties of HDPE-100.....	52
Tableau III.2 :Paramètres de sortie du modèle.....	57
Tableau III.3 : Résultats du plan d'expérience.....	58
Tableau III.4 : Coefficients des modèles.....	59
Tableau III.5 : Outputs results simulations.....	56
Tableau III.6 :.....	66
Tableau III.7 :.....	69

Notations

Notations

Notations

PS : les perles de polystyrène

Ar : l'allongement à rupture

σ_r : résistance à rupture

DP : Le degré de polymérisation

PMMA : polyméthacrylate de méthyle **Acrylite**

Ipp : polypropylène isotactique

PC : polymère cristalline

σ_y : contrainte viscoélastique dominé par le module d'Young

η : module de la viscosité

σ_a : l'amplitude de contrainte cyclique

D: endommagement.

N_{Ri} : nombre de cycles à la rupture.

σ_m : contrainte moyenne.

$\bar{S}$: la section et le module d'élasticité du matériau avant endommagement

ε_{cr} : déformation au moment où la contrainte maximale

Fo : concentration de micro-défauts nécessaire pour initier une fissuration

ω : fréquence d'essai

a_0 : longueur initiale de la fissure

r_c : longueur critique de fissuration à la rupture

Kc : ténacité à la rupture

K0 : facteur d'intensité de contrainte initial

Wei : l'énergie stockée et l'accumulation de l'endommagement

E_{cyc1} : le module sécant de la boucle d'hystérésis

E_0 : module sécant évalué à partir de la courbe de traction

σ_a : amplitude de contrainte.

σ_D : limite d'endurance instantanée.

R_m : contrainte maximale de traction.

σ_u : contrainte ultime de traction.

σ_{-1} : Limite d'endurance en traction alternée symétrique.

Notations

R_m : Résistance maximale à la traction.

R : rapport de charge.

n_f : nombre de cycles à rupture

ε : déformation

ε_a^e : déformation élastique.

ε_a^p : déformation plastique.