

MINISTRE DE L'ENSEIGNEMENT
SUPERIEUR ET DE LA RECHERCHE SCIENTIFIQUE
Université Mustapha Stambouli de Mascara

وزارة التعليم
العالي و البحث العلمي
جامعة مصطفى اسطمبولي معسكر



Faculté de Technologie
Département de Génie Mécanique

THESE

Pour l'obtention du diplôme de

Doctorat en Sciences

Spécialité : Génie Mécanique

Option : Génie Mécanique

Présentée par

NOUIMI MALIKA

Le 16/12/ 2025

Thème

Contribution à L'étude Du Comportement Des Polymères Sous L'effet Des Plusieurs Modes De Chargement

Jury de soutenance :

Président	Merdji Ali	Pr	Université de Mascara
Directeur de thèse	Ould Chikh El Bahri	Pr	Université de Mascara
Co- Directeur de thèse	Bachir Bouiadjera Belabbes	Pr	Université de Sidi Bel Abbes
Examineur	Beltache Abdelghani	Pr	Université de Tiaret
Examineur	Salem Mekadem	Pr	Université de Sidi Bel Abbes
Invité	Zaim Abdelnour	MCA	Université de Mascara

2024 – 2025

Remerciements

Ce travail a été mené au sein du Laboratoire de Mécanique et Structures de l'Université de Technologie de Mascara, sous la direction de Monsieur El Bahri OULD CHIKH, Professeur à l'Université de Technologie de Mascara, et de Monsieur Belabbes BACHIR BOUIADJERA, Professeur à l'Université de Sidi Bel Abbés. Je leur exprime toute ma gratitude et ma profonde reconnaissance pour avoir accepté d'encadrer ma thèse. Leur accompagnement bienveillant, alliant rigueur scientifique et respect de mon autonomie, m'a permis d'avancer sereinement dans mes recherches. Je les remercie également de m'avoir accordé leur confiance en me déléguant la représentation du laboratoire lors d'événements scientifiques. Qu'ils trouvent ici l'expression de mes remerciements les plus sincères.

Je tiens également à remercier Monsieur Mohammed EL MEGUENNI, Docteur en mécanique et expert en simulation des polymères à l'École Polytechnique Universitaire de Lille, pour sa disponibilité constante, son appui indéfectible et la richesse de ses échanges. Je lui suis particulièrement reconnaissant pour le temps qu'il m'a accordé, tant lors de nos échanges virtuels que durant son séjour en Algérie, ainsi que pour sa contribution scientifique précieuse dans la structuration de ce travail et les conseils qu'il m'a prodigués tout au long de ces années.

Mes remerciements vont aussi à Monsieur Abdenour ZAIME, Maître de Conférences à l'Université de Technologie de Mascara, pour sa disponibilité, son soutien et l'exemple qu'il représente pour la communauté scientifique. Qu'il trouve ici le témoignage de ma sincère estime et de ma profonde reconnaissance.

Enfin, j'adresse mes remerciements au Président et aux membres du jury, qui m'honorent par leur participation à l'évaluation de ce travail. Leurs remarques pertinentes et suggestions constructives ont grandement contribué à l'amélioration de ce mémoire. Je leur en suis vivement reconnaissant.

Résumé

Cette étude analyse en profondeur l'influence de différents modes de chargement sur le comportement mécanique du polyéthylène haute densité (PEHD), un polymère semi-cristallin largement utilisé dans de nombreuses applications industrielles. S'appuyant sur une méthodologie expérimentale rigoureuse, elle met en œuvre des échantillons entaillés de géométries variées. L'objectif principal de ce travail de thèse est d'examiner l'impact de la triaxialité des contraintes sur le comportement mécanique du PEHD, en particulier en termes de résistance, de déformation et d'endommagement. Dans ce cadre, des essais de traction/compression uniaxiale, de cisaillement simple et de chargement cyclique ont été réalisés afin d'évaluer la réponse du matériau dans des conditions de sollicitation complexes. Les résultats obtenus révèlent un comportement de durcissement hyperélastique, modulé par la triaxialité ainsi que par les effets entropiques liés à l'arrangement moléculaire. Une triaxialité élevée favorise l'initiation précoce des mécanismes d'endommagement et réduit la capacité de déformation du matériau. Par ailleurs, les essais cycliques ont mis en évidence un phénomène de cavitation transitoire suivi d'une réorganisation moléculaire, conduisant à une récupération partielle du module d'élasticité. Ces observations apportent des éléments essentiels pour le dimensionnement des structures en PEHD soumises à des sollicitations mécaniques variées et contribuent à une meilleure compréhension de ses performances à long terme dans des environnements industriels exigeants.

Mots-clés : Comportement mécanique des polymères ; Triaxialité de contraintes ; Déformation volumique ; Polyéthylène haute densité.

Abstract

This study provides an in-depth analysis of the influence of different loading modes on the mechanical behavior of high-density polyethylene (HDPE), a semi-crystalline polymer widely used in various industrial applications. Based on a rigorous experimental methodology, it employs notched specimens with different geometries. The main objective of this doctoral work is to examine the effect of stress triaxiality on the mechanical behavior of HDPE, particularly in terms of strength, deformation, and damage. To this end, uniaxial tension/compression tests, simple shear tests, and cyclic loading experiments were conducted to assess the response of the material under complex stress conditions. The results reveal a hyperelastic hardening behavior, governed by stress triaxiality as well as entropic effects associated with molecular arrangement. High levels of triaxiality were found to promote the early initiation of damage mechanisms and to reduce the material's deformability.

Moreover, cyclic tests highlighted a transient cavitation phenomenon followed by molecular reorganization, leading to a partial recovery of the elastic modulus. These findings provide essential insights for the design of HDPE structures subjected to various mechanical loadings and contribute to a better understanding of their long-term performance in demanding industrial environments.

Keywords: Polymer mechanical behavior; Stress triaxiality; Volumetric strain; High-density polyethylene (HDPE).

الملخص :

تحلل هذه الدراسة بعمق تأثير أوضاع التحميل المختلفة على السلوك الميكانيكي للبولي إيثيلين عالي الكثافة (HDPE)، وهو بوليمر شبه بلوري يستخدم على نطاق واسع في العديد من التطبيقات الصناعية. بالاعتماد على منهجية تجريبية صارمة، تقوم بتنفيذ عينات محززة من الأشكال الهندسية المتنوعة. الهدف الرئيسي من هذه الأطروحة هو دراسة تأثير ثلاثية المحاور للضغوط على السلوك الميكانيكي لـ HDPE، لا سيما من حيث القوة والتشوه والضرر. وفي هذا السياق، تم إجراء اختبارات الشد/الضغط أحادية المحور والقص البسيط والتحميل الدوري لتقييم استجابة المادة في ظل ظروف الإجهاد المعقدة. تكشف النتائج التي تم الحصول عليها عن سلوك معالجة مفرط المرونة، يتم تعديله بواسطة ثلاثية المحاور وكذلك عن طريق التأثيرات الانتروبية المتعلقة بالترتيب الجزيئي. تعمل ثلاثية المحاور العالية على تعزيز البدء المبكر لآليات الضرر وتقليل قابلية تشوه المادة. علاوة على ذلك، سلطت الاختبارات الدورية الضوء على ظاهرة التجويف العابر تليها إعادة التنظيم الجزيئي، مما يؤدي إلى استعادة جزئية لمعامل المرونة. توفر هذه الملاحظات عناصر أساسية لتحديد حجم هياكل HDPE المعرضة لضغوط ميكانيكية متنوعة وتساهم في فهم أفضل لأدائها على المدى الطويل في البيئات الصناعية الصعبة.

الكلمات المفتاحية: السلوك الميكانيكي للبولىميرات؛ ثلاثية محاور الضغوط؛ تشوه الحجم؛ البولي إيثيلين عالي الكثافة

Sommaire

Remerciements	
Résumé	
Table des matières	
Liste des Figures	
Liste des Tableaux	
Liste des notations	

Chapitre I Etude bibliographique sur les polymères

I.1.Introduction.....	4
I.2. Généralités sur les polymères.....	5
I.3. Différents types de polymérisation	9
I.3.1. Polymérisation en chaîne	9
I.3.2. Polymérisation par addition	10
I.3.3. Polymérisation par condensation :	10
I.4 Classification des polymères	12
I.4.1 Classification suivant l'origine.....	12
I.4.2 Classification en fonction de l'architecture.....	12
I.4.3 Classification selon les propriétés	13
I.5.Structure des polymères.....	14
I.6. Les type de polymères	15
I.6.1. Polymère amorphe.....	16
I.6.1.1 Comportement microscopique de la phase amorphe.....	18
I.6.1.2b Déformation des polymères amorphes :	20
I.6.1.2.1. La striction.....	24
I.6.1.2.2. Bandes de cisaillement	25
I.6.1.2.3 Plasticité.....	26
I.6.1.2.4 Effet de la pression hydrostatique	28
I.6.3 Mécanismes physiques de déformation des polymères amorphes.....	29
I.6.3 .1. Modélisation des polymères amorphes par endommagement.....	30
I.6.3 .2 L'endommagement à l'échelle microscopique.....	31
I.6.2.Polymère cristallin.....	34
I.6.2.I. Comportement microscopique de la phase cristalline.....	34
I.6.3. Polymères semi-cristallins.....	36

Sommaire

I.6.3.1 Déformation et endommagement des polymères semi-cristallins	38
I.6.3.1.1 Micro-mécanismes de déformation	39
I.6.3.1.2. Micro-mécanismes d'endommagement	41
I.7. comportement mécanique en grandes déformations	43
I-8 Conclusion	45
Références Bibliographique Chapitre I	
Chapitre II. Généralité sur le comportement mécanique du polyéthylène haut densité (PEHD)	
II.1.Introduction	47
II.2.Applications industrielles principales du PEHD	48
II.3. Structure et propriétés du polyéthylène	48
II.3.1 Applications industrielles du PE	48
II.3.2 Le polyéthylène	49
II.3.3. Structure cristalline du polyéthylène	52
II.3.4.Propriétés physiques et thermiques de quelques polyéthylènes	52
II.4. Comportement mécanique du PEHD	54
II.4.1 Propriétés mécaniques des polyéthylènes	54
II.4.2.Propriétés mécaniques fondamentales du PEHD	54
II.4.3Influence des conditions environnementales	55
II.4.3.1.Comportement thermique du PEHD	55
II.4.3.2. Influence de la température sur les propriétés mécaniques	57
II.4.3.3. Conductivité thermique et dilatation	57
II.4.3.4. Vieillissement thermique et stabilité	57
II.4.3.5. Modélisation du comportement thermique	58
II.4.4Comportement viscoélastique et viscoplastique du PEHD	58
II.4.5.Comportement en fatigue et rupture du PEHD	61
II.5.Influence des modifications et des renforts sur le PEHD	62
II.6.Modélisation et simulation numérique	63
II.7.Comparaison avec d'autres polymères	64
II.8.Conclusion	66
Références Bibliographique Chapitre II	

Sommaire

CHAPITRE III. Approche Analytique Et Etude Expérimentale

III.1. Introduction	67
III.2. Approche analytique	68
III.3. Etude expérimentale.....	71
III.3.1 Matériau et Éprouvettes	71
III.3.2 Essai de traction uni axiale	72
III.3.3 Essai de compression.....	76
III.3.4 Essai de cisaillement.....	78
III.3.5 Essais de traction cyclique.....	79
III.4 Conclusion.....	80

Références Bibliographique Chapitre III

Chapitre IV Résultat expérimentaux et discussion

IV.1. Introduction.....	82
IV.2.Essai traction uni-axial.....	82
IV.3. Compression uni-axiale.....	90
IV.4. Cisaillement simple.....	92
IV.5. Essais de chargement–déchargement cycliques	94
IV.6 Conclusion	99

Références Bibliographique Chapitre IV

Chapitre V : Modélisation du comportement et de l'endommagement du PEHD par la technique de cellule unitaire

V.1.Introduction	100
V.2Principe de la cellule unitaire	100
V.3 Technique de calcul.....	103
V.4.Résultats et discussion.....	108
V.5.Conclusion.....	112

Références Bibliographique Chapitre V

Conclusion générale et perspectif	113
---	-----

Liste des Figures

FigureN°	Titre	PageN°
CHAPITRE I		
01	Figure I.1 : Quelques exemples de représentations de monomères et de polymères [9].....	06
02	Figure I-2 : Schématisation de la structure des polymères (amorphe) à différentes échelles : (a) constitution d'un segment de chaîne, (b) macromolécule, (c) enchevêtrements macromoléculaires, (d) structure macroscopique homogène et isotrope. [10].....	07
03	Figure I-3 : Schématisation de l'organisation en lamelles cristallines des polymères semi-cristallins [12].....	08
04	Figure I.4 : Grandes étapes de la fabrication des plastiques [15].....	11
05	Figure. I.5: Structure des polymères [13] avec :A) : polymères linéaires (a: homopolymère, b: copolymère statistique, c: copolymère alterné, d: copolymère séquencé).B) : Homopolymère ramifié (a) et copolymère ramifié (b).C) : polymère réticulé avec ponts disulfure reliant deux chaînes.....	15
06	Figure I.6 : les structures des polymères [19]a) : Schématisation de la structure type d'une pelote statistique, b) : Schématisation du repliement des chaînes dans un monocristal.....	16
07	Figure I.7 : polymère amorphe [20].....	17
08	Figure I.8: Mécanismes de déformation de la phase amorphe inter-lamellaire. a) État non déformé, b) glissement inter-lamellaire,	

LISTE DES FIGURES

	c)séparation inter-lamellaire [21].....	19
09	Figure I.9: bandes de cisaillement observées en compression d'un : (a) polystyrène,(b) PMMA [24,26].....	21
10	Figure I.10 : Développement d'une craquelure perpendiculairement à la direction de traction [27].....	22
11	Figure I.11 : craquelures et bandes de cisaillement dans un polycarbonate sollicité En traction à température ambiante [28].....	23
12	Figure I.12: Construction selon«[33, 34]» b) une tangente d'où striction qui s'amorce, c) deux tangentes d'où striction et propagation stable [24].....	25
13	Figure I.13 : Effet de la température sur le comportement du PMMA [36].....	27
14	Figure I.14 : Déformation d'un polymère amorphe [45].....	29
15	Figure I.15 : Mécanismes microscopiques d'endommagement.....	33
16	Figure I.16 : Structure d'un polymère semi-cristallin [5].....	34
17	Figure I.17: Glissement cristallographique. a) dans un cristal à petites molécules (cristal métallique)- b) dans un cristal à grandes molécules (cristaux de polymère) [21].....	35
18	Figure I.18: Glissements cristallographiques dans un cristal moléculaire. a)parallèlement et b) perpendiculairement aux chaînes macromoléculaires [21].....	36
19	Figure I.19 : Empilement des lamelles cristallines avec vue globale du sphérolites [52].....	37
20	Figure I.20 : Croissance de sphérolites [53].....	38
21	Figure I.21 : Mécanismes de déformation de la phase amorphe dans les	

LISTE DES FIGURES

	polymères semi-cristallins [59].....	40
22	Figure I.22 : Evolution d'une morphologie lamellaire en une morphologie micro-fibrillaire [60].....	40
23	Figure I.23: Déformation d'une sphérolite en traction uni-axiale [59].....	41
24	Figure I.24 : microcavités dans un polymère semi-cristallin [63].....	42
25	Figure I.25: formation de défauts microstructuraux par MEB à 130% de déformation [58].....	43
26	Figure I.26 : Influence de : température, vitesse et masse molaire sur le comportement D'un semi-cristallin en traction [65].....	45
CHAPITRE II		
27	Figure II.1. Exemples d'application du <i>PE</i>	49
28	Figure II.2. Processus d'obtention du polyéthylène.....	50
29	Figure II.3 Structure des différents polyéthylènes. a) <i>PEHD</i> ; b) <i>PEBD</i> et c) <i>PEBDL</i> [9-11].....	51
30	Figure II.14 : cutting of rectangular and round profiles.....	50
31	Figure II.4. Structure orthorhombique du polyéthylène [1].....	52
32	Figure II.5. Comparative des propriétés thermiques du <i>PEHD</i> et de quatre autres polymères courants (<i>PP</i> , <i>PVC</i> , <i>PS</i> , <i>PET</i>)	56
33	Figure II.6 comportement en fluage du <i>PEHD</i>	59
34	Figure II.7. comportement en Relaxation du <i>PEHD</i>	59
35	Figure II.8. Comportement en fatigue du <i>PEHD</i> – Courbe S-N.....	61
36	Figure II.9. Comparatif illustrant les performances normalisées des polymères <i>PEHD</i> , <i>PEBD</i> , <i>PP</i> et <i>PVC</i>	65

CHAPITRE III

37	Figure III.1 : Tuyau en PEHD « STPM CHIALI ».....	72
38	Figure III.2 préparations des éprouvettes en PEHD.....	74
39	Figure III.3 (a) essai uni axiale sur machine hydraulique, (b) géométrie des éprouvettes à différents rayons.....	75
40	Figure III.4 : (a) dimension et géométrie de l'éprouvette, (b) machine de test de compression.....	77
41	Figure III.5 : (a) dimension et géométrie de l'éprouvette. (b) Machine de test de cisaillement.....	78
42	Figure III.6 : Machine d'Essais de chargement–déchargement cycliques..	80

CHAPITRE IV

43	Figure IV.1 : Géométrie des éprouvettes cylindriques entaillées de différents rayons de courbure R4, R10 et R80.	83
44	Figure IV.2 : Résultats des essais de traction uniaxiale :a) Contrainte équivalente vs. Déformation diamétrale réelle, b) Réponse de la déformation volumétrique de l'éprouvette de traction en forme de sablier. c) Effet de la triaxialité des contraintes sur la réponse mécanique du PEHD.....	84
45	Figure. IV.3 Courbes de déformation diamétrale réelle vs. Déformation axiale réelle pour différentes triaxialités de contrainte...	86
46	Figure IV.4 : Évolution de la déformation volumique en fonction de la déformation diamétrale vraie pour différents rayons d'entaille :(a) R4, (b) R10 et (c) R80.....	88

LISTE DES FIGURES

47	Figure IV.5: L'évolution du comportement mécanique du PEHD en compression uni-axiale.....	91
48	Figure IV.6: L'évolution du comportement mécanique du PEHD en cisaillement simple.....	93
59	Figure IV.7. Contrainte équivalente en fonction de la déformation équivalente lors de l'essai de chargement /déchargement pour le PEHD : (a) : Éprouvette R4, (b) : Éprouvette R10, Et (c) : Éprouvette R80.....	95
50	Figure IV.8 : Effet de la triaxialité des contraintes sur l'évolution du module de Young du PEHD en fonction de la déformation pour les éprouvettes R4, R10 et R80.....	96
51	Figure IV. 9 : Influence des conditions de chargement (traction uni-axiale, compression et cisaillement) sur le comportement du PEHD.....	97

CHAPITRE V

52	Figure V.1 : Approche micromécanique des cellules unitaires avec approximation bidimensionnelle.	101
53	Figure V.2 Chargement de la cellule unitaire.	105
54	Figure V.3 : type de maillage de VER	108
55	Figure V.4 : (a) l'effet de la triaxialité des contraintes sur le point de coalescence de la cavité Sphérique du PEHD. (b) Iso valeurs des contraintes au moment de la coalescence.	109
56	Figure V.5 : (a) l'effet de la triaxialité des contraintes sur le point de coalescence de la cavité aplater du PEHD. (b) Iso valeurs des contraintes au moment de la coalescence.	110

Liste des tableaux

Table N°	Titre	Page N°
01	Table I.1 : Tableau I-1 : Exemple d'architecture des macromolécules...	09
02	Tableau II.1 Propriétés physiques et thermiques des Polyéthylènes..	54
03	Tableau .II.2 Tableau comparatif des modèles rhéologiques appliqués au PEHD.....	61
04	Tableau .II.3 Tableau de synthèse – Effets des renforts sur les propriétés mécaniques du PEHD.....	64
05	Tableau .II.4 Tableau comparatif – PEHD vs PEBD vs PP vs PVC du PEHD.....	66
06	Tableau III.1 : Caractéristiques physiques du PEHD.....	73

Liste des notations

PEHD	polyéthylène haut densité
PP	le polypropylène
PE	le polyéthylène
PS	le polystyrène
PVC	le polychlorure de vinyle
PMMA	polyméthacrylate de méthyle
T_g	la température de transition
R_{c0}	le rayon de courbure
D_0	le diamètre minimal de l'éprouvette
L_0	la longueur de jauge
W	le diamètre maximal de l'éprouvette
ε_{trans}	Déformation transversale
ε	Déformation
D_o	Diamètre initial
D	Diamètre actuel de l'éprouvette
σ	La contrainte
σ_{eff}	la contrainte uniaxiale
η	le taux de triaxialité des contraintes
Σ_{eq}	la contrainte équivalente
Σ_m	la contrainte moyenne
R	Le rayon de courbure
E	Module d'Young
τ	la contrainte de cisaillement
γ	déformation angulaire
G	le module de cisaillement

Introduction Générale

Introduction Générale

Introduction générale :

Le terme polymère provient du grec *polus* (plusieurs) et *meros* (parties), désignant une structure généralement linéaire (chaîne polymérique) ou tridimensionnelle (réseau), formée par la répétition covalente d'unités chimiques identiques ou similaires appelées motifs unitaires. Ce caractère répétitif distingue les polymères des autres macromolécules. Le concept de macromolécule fut introduit dans les années 1920 par Hermann Staudinger, tandis que, dans la même période, W.H. Carothers, travaillant chez DuPont de Nemours, synthétisa le premier polyamide, ouvrant la voie aux fibres de nylon 6-6 commercialisées dès 1939. À l'origine, les polymères employés étaient exclusivement d'origine naturelle (bois, cuir, laine, tendons, etc.). Le développement des polymères synthétiques s'est accéléré au cours de la Seconde Guerre mondiale, en réponse à la pénurie de caoutchouc naturel. Les polymères sont aujourd'hui largement utilisés grâce à leurs nombreuses propriétés avantageuses : souplesse, légèreté, facilité de mise en forme, isolation thermique et électrique, résistance chimique ou encore propriétés de surface particulières (anti-adhérentes ou très adhérentes). Toutefois, ils présentent aussi certaines limites, telles que leur sensibilité à la température, leur dégradation sous l'effet des agents environnementaux (UV, oxygène, ozone, eau) et leur faible dureté ou résistance mécanique, sauf pour certaines fibres renforcées.

L'usage des polymères remonte au XIX^e siècle avec le caoutchouc naturel, dont la vulcanisation par Goodyear vers 1840 a permis une exploitation industrielle accrue. Cependant, c'est véritablement à la fin du XIX^e siècle, avec l'invention de la bakélite par L.H. Baekeland, que leur développement s'est accéléré, puis amplifié par les deux guerres mondiales. Entre 1930 et 1940, les principaux thermoplastiques modernes (PVC, PS, PE, PA, etc.) furent mis au point, amorçant une croissance continue de la production mondiale de plastiques, estimée à environ 6 % par an.

Le domaine de la plasturgie a depuis connu des avancées majeures, aussi bien dans la conception de nouveaux matériaux que dans leurs procédés de transformation. Grâce à leur polyvalence, les polymères se sont imposés dans de nombreux secteurs tels que l'automobile, le textile, le sport, l'emballage, l'aéronautique, l'électronique ou encore le biomédical. Malgré cette diversité d'applications, la compréhension fine du comportement mécanique des

polymères demeure un champ de recherche actif, en particulier lorsqu'ils sont soumis à des sollicitations multiaxiales ou cycliques.

Un exemple représentatif est le polyéthylène haute densité (PEHD), un polymère semi-cristallin largement utilisé dans les canalisations, réservoirs, emballages et diverses structures sollicitées mécaniquement. Ses principaux atouts résident dans sa légèreté, sa résistance chimique, sa facilité de mise en œuvre et ses bonnes performances mécaniques à température ambiante. Néanmoins, pour garantir la fiabilité des composants en PEHD, il est essentiel de modéliser avec précision son comportement mécanique, notamment sous contraintes triaxiales. Celles-ci, caractérisées par le rapport entre la pression hydrostatique et la contrainte équivalente, influencent fortement la ductilité et les modes de rupture.

Dans cette perspective, cette thèse se concentre sur l'étude du comportement mécanique du PEHD sous différents modes de sollicitation. Une attention particulière est portée à l'effet de la triaxialité des contraintes, étudié à travers une campagne expérimentale rigoureuse combinant des essais de traction/compression uniaxiale, de cisaillement simple et de chargement cyclique. Des éprouvettes entaillées de géométries variées ont été utilisées afin de générer différents niveaux de triaxialité, tandis qu'un dispositif de traction assisté par suivi vidéo a permis d'observer avec précision les mécanismes de déformation et d'endommagement. Les résultats mettent en évidence un comportement de durcissement hyperélastique influencé par la structure cristalline et les effets entropiques associés à l'arrangement moléculaire. Une triaxialité accrue favorise l'initiation précoce des dommages, réduit la ductilité et induit des déformations volumétriques marquées, notamment par cavitation. Ces observations confirment l'importance de considérer les états de contraintes complexes afin de prédire de manière fiable les performances du PEHD en conditions réelles d'utilisation.

L'objectif principal de cette recherche est de caractériser le comportement mécanique du polyéthylène haute densité (PEHD) lorsqu'il est soumis à différents modes de chargement, tels que la traction, la compression, le cisaillement et charge -décharge. L'étude vise à analyser l'influence de ces sollicitations sur les propriétés mécaniques essentielles du matériau, notamment sa rigidité, sa capacité de déformation et ses mécanismes d'endommagement. Elle a également pour ambition de constituer une base de données expérimentale solide, destinée à soutenir le développement futur d'un modèle constitutif

prédictif, capable de représenter fidèlement le comportement réel du PEHD dans ses diverses applications industrielles.

Afin de répondre à ces objectifs, le manuscrit est structuré comme suit :

Le chapitre 1 présente un aperçu général des polymères, de leurs morphologies et procédés de mise en forme, ainsi qu'une revue de littérature sur les polymères semi-cristallins et leurs mécanismes de déformation. Le chapitre 2 est consacré au polyéthylène haute densité (PEHD), matériau au cœur de ce travail, et synthétise les principales études portant sur son comportement mécanique. Le chapitre 3 développe une approche analytique et expérimentale, reliant la triaxialité des contraintes à la géométrie des échantillons à partir des lois de la mécanique des milieux continus, et établit une base de données expérimentale. Le chapitre 4 présente et discute de manière critique les résultats expérimentaux, en mettant en évidence les mécanismes d'endommagement observés et leur corrélation avec les états de contrainte. Le chapitre 5 présente une modélisation numérique basée sur un modèle micromécanique comprenant une cellule unitaire comportant des cavités de géométries différentes, notamment sphérique et aplatie. Cette modélisation permet d'analyser l'influence de la forme de la cavité sur le comportement mécanique du PEHD sous différentes conditions de triaxialité des contraintes.

Chapitre I

Etude Bibliographique sur les polymères

Chapitre I Etude bibliographique sur les polymères

I.1.Introduction

La science des polymères est née dans les grands laboratoires industriels en réponse à la nécessité de concevoir et de comprendre de nouveaux matériaux tels que les plastiques, le caoutchouc, les adhésifs, les fibres et les revêtements. Ce n'est que bien plus tard qu'elle a intégré le milieu universitaire. En raison de ses origines, cette discipline se distingue par son caractère hautement interdisciplinaire, combinant la chimie, le génie chimique, le génie des matériaux et d'autres domaines connexes [1].

Aujourd'hui, les polymères forment une famille de matériaux aux propriétés remarquables, caractérisée par une grande diversité de produits, une évolution constante et une grande flexibilité dans leurs procédés de fabrication. Leur utilisation a permis des réductions significatives en temps de construction et en coût d'installation. Ils constituent une ressource précieuse pour la conception de produits optimisés, répondant aux exigences fonctionnelles définies. Tout ingénieur, quel que soit son domaine, ne peut ignorer l'éventail de performances offert par ces matériaux, capables de remplacer les métaux dans de nombreuses applications [2].

Les origines de la production industrielle de pièces en plastique remontent au milieu du XIX^e siècle, avec la fabrication d'articles de mode à base de cellulose et de caséine. Jusqu'au début des années 1920, plusieurs découvertes importantes ont soutenu l'évolution des matières plastiques, notamment l'invention de la première résine synthétique, la bakélite. Cette résine phénolique, qui durcit sous l'effet de la chaleur et de la pression, a marqué le début de la production en série de pièces en thermodurcissables. À cette époque, ces matériaux étaient principalement valorisés pour leurs applications en électrotechnique.

Un tournant majeur s'est produit en 1926 grâce aux travaux du chimiste allemand Hermann Staudinger, qui démontra que les plastiques étaient constitués de longues chaînes moléculaires, appelées macromolécules. Cette découverte reste aujourd'hui la pierre angulaire de l'étude des polymères.

Un autre élan important pour le secteur des plastiques s'est manifesté à partir des années 1950, lorsque la conversion du carbone en dérivés pétrochimiques a permis la production de nouvelles matières premières. Parmi ces sous-produits, l'éthylène est devenu un composant essentiel dans la production de thermoplastiques. Ces avancées ont conduit à l'émergence de

plastiques tels que le polypropylène (PP), le polyéthylène (PE), le polystyrène (PS) et le polychlorure de vinyle (PVC) [3].

La première section de ce chapitre propose une revue de la littérature concernant les particularités microstructurales des polymères semi-cristallins, en explorant les mécanismes qui régissent leur déformation ainsi que l'importance des différentes phases qui les composent. Ensuite, dans la deuxième partie, en complément et en lien avec la première, un état des connaissances sur le polyéthylène haute densité (PEHD) est exposé. Cette section aborde les concepts essentiels tels que sa structure et sa mise en œuvre, sa structure cristalline, son processus de cristallisation ainsi que ses principales propriétés mécaniques.

I.2. Généralités sur les polymères

Il y a trente ans, l'ampleur et l'importance qu'allaient prendre les matières plastiques dans la vie quotidienne étaient encore insoupçonnées. À cette époque, seules certaines propriétés spécifiques des plastiques étaient connues, ce qui restreignait leur utilisation principalement à la fabrication de films, de fibres, de revêtements et de produits à faible coût. Aujourd'hui, grâce aux progrès réalisés dans la compréhension de la structure et des propriétés des polymères, il est possible d'adapter ces matériaux à une gamme beaucoup plus large d'applications industrielles et technologiques, offrant ainsi des performances accrues et une diversité d'usages avec une grande précision les caractéristiques des plastiques en ajustant le choix des matières premières, le type de liaisons et l'architecture moléculaire. Ainsi, chaque décennie voit émerger de nouveaux matériaux ouvrant la voie à des applications toujours plus innovantes et sophistiquées [4-5].

Les polymères représentent plus de 10 % des besoins industriels et possèdent des propriétés spécifiques telles qu'un faible module d'élasticité, une bonne déformabilité, une excellente résistance à l'usure et à la corrosion, ainsi qu'une légèreté et un coût abordable. Leur présence est essentielle dans de nombreux secteurs. On les retrouve aussi bien dans les objets du quotidien et les appareils électroménagers que dans les matériaux de construction, les revêtements, les peintures, les emballages, les pneus, les fibres textiles, ou encore les dispositifs médicaux et chirurgicaux, les prothèses, les produits d'hygiène, les articles de loisirs, ainsi que les pièces structurelles des véhicules de transport. Ils sont également omniprésents dans les équipements électriques, les circuits électroniques, les matelas en mousse, les colles, et s'invitent même dans l'alimentation, les produits cosmétiques et le ciment [6,7].

Un « polymère » désigne un matériau constitué d'ensembles de macromolécules ayant la même nature chimique. Chaque macromolécule est composée de plusieurs unités répétitives, appelées « monomères », qui sont reliées entre elles par des liaisons primaires.

Le terme « polymère » provient du grec « poly » (plusieurs) et « meros » (parties). Il est souvent utilisé comme synonyme de macromolécule, bien qu'il désigne spécifiquement une chaîne formée de multiples unités de monomères. La synthèse des polymères repose sur un processus appelé polymérisation, au cours duquel des monomères s'assemblent en longues chaînes. En raison du grand nombre d'unités répétées dans un polymère, pouvant aller de quelques centaines à plusieurs milliers, il est impossible de définir précisément sa structure exacte. À la place, on représente généralement le polymère par la formule du monomère mise entre crochets ou parenthèses [8], comme illustré à la figure I.1.

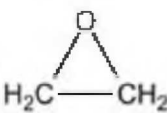
<i>Polymère</i>	<i>Monomère</i>
$\text{H}_2\text{C}=\text{CH}_2$	$\text{-(CH}_2\text{—CH}_2\text{)}_n$
$\text{H}_2\text{C}=\text{CHCl}$	$\text{-(CH(Cl)—CH}_2\text{)}_n$
	$\text{-(O—CH}_2\text{—CH}_2\text{)}_n$

Figure. I.1: Quelques exemples de représentations de monomères et de polymères [9]

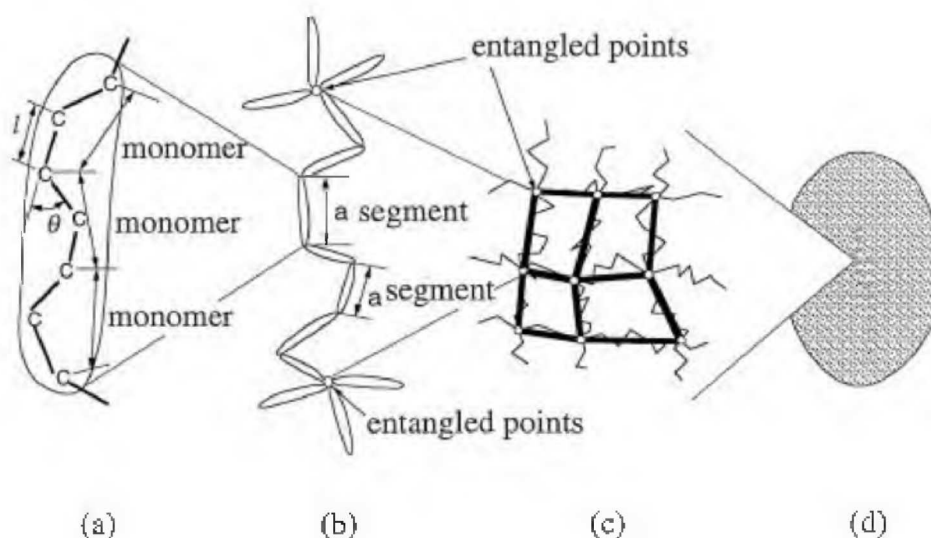


Figure I-2 : Schématisation de la structure des polymères (amorphe) à différentes échelles : (a) constitution d'un segment de chaîne, (b) macromolécule, (c) enchevêtrements macromoléculaires, (d) structure macroscopique homogène et isotrope [10].

La polymérisation est la réaction chimique qui permet de transformer des monomères en polymères, en reliant ces petites unités moléculaires pour former de longues chaînes ou réseaux macromoléculaires. On parle d'homopolymère si le polymère est composé d'un même type de répétition, s'il existe plusieurs natures de monomère, il s'agit donc de copolymères. Les physiciens définissent le monomère qui contient une seule liaison capable de faire une rotation est définie comme un segment élémentaire caractérisé par l'angle entre deux segments voisins et leur longueur Figure I-2 [10]. La structure macromoléculaire fait référence à la disposition des atomes et des liaisons, la composition chimique de l'unité répétitive, ainsi que l'ordre d'enchaînement de ces unités. En général, les polymères sont constitués de neuf éléments chimiques principaux : l'hydrogène, le carbone, l'azote, le phosphore, le fluor, l'oxygène, le silicium, le chlore et le soufre [11].

Les macromolécules peuvent être classées en fonction de la direction des enchaînements covalents, et on distingue ainsi de la structure mono, bi et tridimensionnelle. Les dimensions des macromolécules sont directement liées au nombre de liaisons établies avec les macromolécules voisines. Le Tableau I-1 illustre différents exemples d'architectures de macromolécules ainsi que la structure chimique d'un monomère correspondant [11].

Désignation	Architecture des macromolécules	Exemple	Mère ou unité constitutive
Macromolécule linéaire		Polyéthylène haute densité (HDPE)	$\left(\begin{array}{cc} \text{H} & \text{H} \\ & \\ -\text{C} & - & \text{C}- \\ & \\ \text{H} & \text{H} \end{array} \right)_n$
Homopolymère branché		Polyéthylène basse densité (LDPE)	$\left(\begin{array}{cc} \text{H} & \text{H} \\ & \\ -\text{C} & - & \text{C}- \\ & \\ \text{H} & \text{H} \end{array} \right)_n$
Homopolymère à branches courtes		Polyéthylène linéaire de basse densité (LDPE)	$\left(\begin{array}{cc} \text{H} & \text{H} \\ & \\ -\text{C} & - & \text{C}- \\ & \\ \text{H} & \text{H} \end{array} \right)_n$
Polymère en étoile à quatre branches		Styrène-butadiène bloc copolymère	$\left[\text{CH}_2 = \text{CH} - \text{CH} = \text{CH}_2 \right]_m - \left[\text{CH}_2 - \text{CH}(\text{C}_6\text{H}_5) \right]_n$
Polymère réticulé		Caoutchouc vulcanisé, caoutchouc naturel	CH_3 $-\text{CH}_2 - \text{C} = \text{CH} - \text{CH}_2 -$

Tableau I-1 : Exemple d'architecture des macromolécules

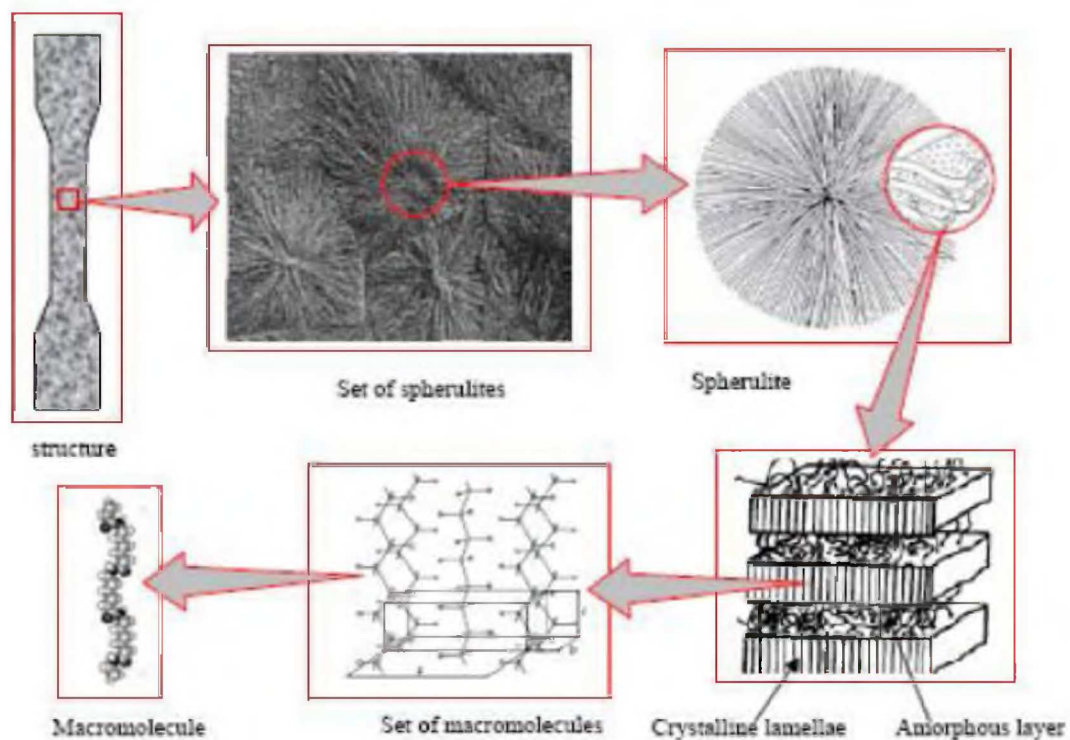


Figure I-3 : Schématisation de l'organisation en lamelles cristallines des polymères semi-cristallins [12].

I.3. Différents types de polymérisation

Les polymères peuvent adopter des architectures très variées, pouvant être linéaires, ramifiées ou réticulées. La plupart du temps, ils sont amorphes, mais ils peuvent aussi être partiellement cristallisés [13, 14]. De manière générale, Le terme « polymérisation » désigne l'ensemble des procédés chimiques permettant de former des chaînes moléculaires, appelées macromolécules, à partir de monomères. Ces processus conduisent à l'enchaînement répétitif de ces petites unités moléculaires pour créer des structures polymériques. La synthèse des macromolécules repose sur des réactions issues de la chimie organique. On distingue trois grands types de réactions de polymérisation [14] :

La polymérisation en chaîne

- La polyaddition,
- La polycondensation.

I.3.1. Polymérisation en chaîne

Dans ce type de polymérisation, les monomères s'assemblent sans libération de sous-produits. Il s'agit du procédé le plus couramment utilisé dans l'industrie. Des polymères tels que le polyéthylène, le polypropylène, le polystyrène, l'alcool polyvinylique et le polytétrafluoroéthylène (Téflon) sont obtenus par ce mécanisme.

Comme toute réaction en chaîne, la polymérisation en chaîne se déroule en plusieurs étapes :

- L'amorçage : formation des centres actifs à partir du monomère.
- La propagation : croissance des chaînes polymères par addition successive des monomères.
- La terminaison : arrêt de la croissance des chaînes par destruction du centre actif.

La polymérisation peut être radicalaire, cationique ou anionique, en fonction de la nature de l'espèce active [9]. La polymérisation radicalaire, la plus courante, est initiée par la chaleur, une irradiation ou des molécules spécifiques. Dans ce cas, les espèces actives sont des radicaux libres. Le polymère obtenu est a-tactique, c'est-à-dire qu'il possède une structure désorganisée et amorphe.

Il existe quatre techniques principales pour réaliser des réactions de polymérisation :

- **La polymérisation en solution** : Cette méthode implique la dissolution des monomères dans un solvant avant de déclencher la réaction de polymérisation.
- **La polymérisation en masse** : Dans cette technique, les monomères sont polymérisés sans solvant, directement dans leur état pur ou dans une faible quantité de liquide.

- **La polymérisation en suspension** : Ici, les monomères sont dispersés dans un liquide, souvent sous forme de petites gouttes, et la polymérisation se déroule à l'intérieur de ces gouttes.
- **La polymérisation en émulsion** : Cette méthode utilise un émulsifiant pour stabiliser une dispersion de monomères dans l'eau, avec la polymérisation se déroulant dans ces petites gouttes d'huile dispersées.

Ces différentes méthodes permettent de contrôler les caractéristiques du polymère produit, telles que la taille des molécules et les propriétés du matériau final.

I.3.2. Polymérisation par addition

Les monomères impliqués dans la polymérisation par addition possèdent une double liaison carbone-carbone, à laquelle d'autres monomères peuvent se fixer.

- L'addition de monomères identiques conduit à la formation d'un homopolymère.
- L'addition de monomères de nature différente donne un copolymère.

La polymérisation par addition permet la formation de macromolécules linéaires, qui peuvent également présenter des ramifications [6, 9].

I.3.3. Polymérisation par condensation :

La polymérisation par condensation est un processus dans lequel des monomères réagissent entre eux pour former des chaînes polymériques, tout en éliminant de petits sous-produits, généralement de l'eau ou de l'alcool. Contrairement à la polymérisation par addition, il s'agit d'une réaction chimique où la formation du polymère s'accompagne d'une réaction secondaire qui produit ces sous-produits. Cela peut parfois rendre le contrôle du processus plus complexe, car il faut gérer l'élimination de ces sous-produits tout au long de la réaction. Ce processus se déroule par étapes : les monomères réagissent pour former une molécule intermédiaire, qui devient l'unité de base répétée dans la macromolécule.

La polymérisation par condensation peut généralement conduire à la formation d'un réseau tridimensionnel. En fonction du mode de polymérisation, la structure des polymères peut se présenter sous différentes formes. Les polymères sont fréquemment classés selon leurs propriétés thermomécaniques, parmi lesquels on distingue :

Les polymères thermoplastiques, qui deviennent malléables lorsqu'ils sont chauffés, facilitant ainsi leur mise en forme.

- Les élastomères, qui peuvent se déformer de manière réversible.

- Les élastomères thermoplastiques (TPE), qui combinent des propriétés d'élasticité et de thermo plasticité.
- Les polymères thermodurcissables, qui durcissent de manière irréversible, souvent sous l'effet de la chaleur et en présence de réactifs.

La compréhension des polymères en tant qu'objets physiques, permettant d'expliquer leurs propriétés, relève de la physique statistique [6, 8, 13].

Actuellement, la production de plastiques repose principalement sur des produits pétrochimiques, et le cycle illustré dans la Figure I.4 est fréquemment utilisé pour décrire ce processus.

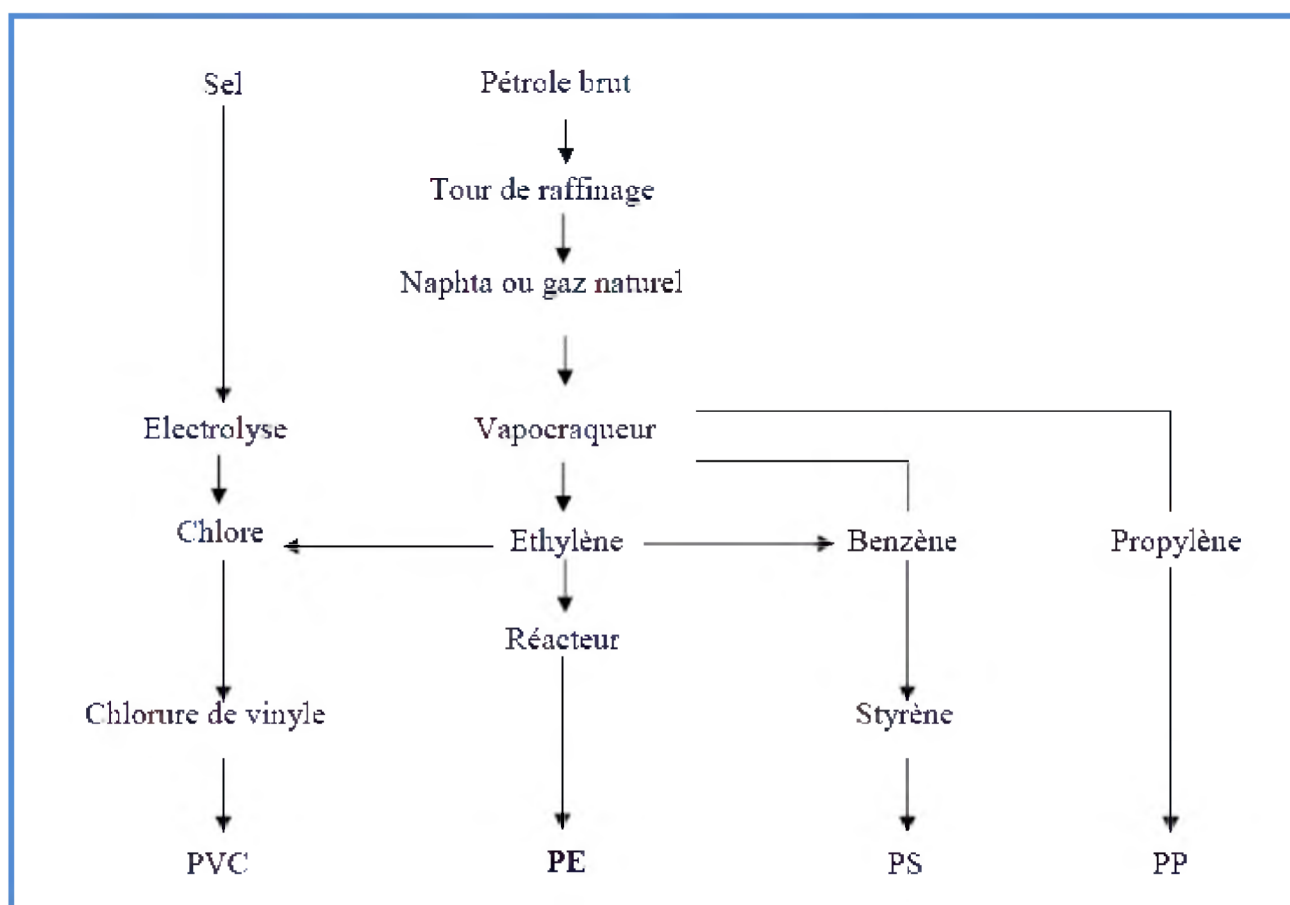


Figure I.4 : Grandes étapes de la fabrication des plastiques [15].

À partir du naphta, le producteur de plastiques prépare, par vapocraquage (ou reformage), les grands intermédiaires de la pétrochimie, dont les monomères. Sous l'effet de pression, de température et de catalyseurs, ces monomères se transforment en polymères (polycondensats), qui constituent les matières plastiques utilisées dans les processus de transformation. Le

passage du monomère au polymère (par combinaisons de monomères) s'effectue par des réactions de synthèse [15], telles que la polymérisation, la polycondensation et la polyaddition

I.4 Classification des polymères

Les polymères peuvent être classés selon différents critères, en adoptant soit un point de vue physique, soit un point de vue chimique. Les principales catégories de classification sont [16];

I.4.1 Classification suivant l'origine

Les polymères peuvent être classés selon leur origine en trois catégories principales : naturelle, artificielle ou synthétique [17].

- **Les polymères naturels** : Ils sont abondants dans la nature et se classent généralement selon leur origine :
 - *Végétale* : Exemples : cellulose, amidon, caoutchouc naturel.
 - *Animale* : Exemples : kératine, collagène, soie.
 - *Minérale* : Exemples : silicones naturels.
- **Les polymères artificiels** : Ils proviennent de matières premières naturelles, mais subissent une modification chimique de leurs fonctions monomériques. Exemples :
 - La rayonne (issue de la cellulose)
 - L'acétate de cellulose
- **Les polymères synthétiques** : Ils sont obtenus par synthèse chimique à partir de monomères qui n'existent pas dans la nature. Bien que leur structure soit souvent inspirée de polymères naturels, ils présentent des propriétés spécifiques. Exemples :
 - Polyéthylène (PE)
 - Polystyrène (PS)
 - Polypropylène (PP)

Cette distinction met en évidence la diversité des polymères et la variété de leurs origines, tout en soulignant les liens entre les matériaux naturels et les innovations issues de la chimie des polymères.

I.4.2 Classification en fonction de l'architecture

Si cette classification est adoptée, trois types de composés peuvent être distingués en fonction de la dimensionnalité de leur structure :

- **Linéaires ou monodimensionnels (1D)** : L'enchaînement des unités monomères se fait dans une seule direction de l'espace, formant des chaînes longues et flexibles. Exemple : polyéthylène (PE), polypropylène (PP).
- **Bidimensionnels (2D)** : Les chaînes linéaires sont organisées en feuillets ou réseaux plats. Ces structures peuvent se former par pontage entre les chaînes, créant des réseaux plans. Exemple : les polymères en feuillets comme le graphène modifié ou certaines structures supramoléculaires.
- **Tridimensionnels (3D)** : Les chaînes sont interconnectées dans les trois dimensions de l'espace, formant un réseau réticulé. Ces polymères sont souvent thermodurcissables, car leurs liaisons covalentes rendent la structure rigide et insoluble. Exemple : les résines époxy, les silicones réticulées.

Cette classification met en évidence les différences structurelles des polymères et leur impact sur les propriétés mécaniques, thermiques et chimiques.

I.4.3 Classification selon les propriétés

Les propriétés physico-chimiques d'un polymère sont étroitement liées à sa structure. On distingue trois grandes catégories de polymères en fonction de leurs comportements sous l'effet de la chaleur et de la déformation : les polymères thermoplastiques, les polymères thermodurcissables et les élastomères.

- Polymères thermoplastiques:

Les thermoplastiques possèdent une structure linéaire ou ramifiée, maintenue par des liaisons secondaires (liaisons dipolaires, forces de Van der Waals). Sous l'effet de la chaleur, l'augmentation de l'agitation thermique rompt ces liaisons secondaires, entraînant une diminution de la viscosité et du module d'élasticité. Une particularité des thermoplastiques est leur capacité à être remodelés plusieurs fois par chauffage et refroidissement, ce qui leur permet de subir des transformations thermomécaniques répétées. Ils peuvent être :

- *Semi-cristallins* : présentant des régions ordonnées alternant avec des zones amorphes (exemples : polyéthylène (PE), polypropylène (PP)).
- *Amorphes* : sans structure ordonnée (exemples : polystyrène (PS), polycarbonate (PC)).

- Polymères thermodurcissables :

Les thermodurcissables sont amorphes et constitués d'un réseau tridimensionnel de macromolécules interconnectées par des liaisons covalentes, formées lors d'une réaction de

réticulation (ou pontage). Cette structure leur confère une rigidité élevée et une grande stabilité thermique. Contrairement aux thermoplastiques, leur transformation est irréversible : une fois durcis, ils ne peuvent pas être refondus ou remodelés. Exemples : résines époxy, phénoliques, et polyuréthanes réticulés.

- **Élastomères:**

Les élastomères sont des polymères amorphes dotés d'une grande capacité d'allongement réversible. Cette élasticité exceptionnelle est due à la flexibilité des chaînes macromoléculaires et à leur grande longueur entre deux points de réticulation. Lorsqu'ils sont étirés, les chaînes se déroulent, et lorsqu'ils sont relâchés, elles reprennent leur configuration initiale. Cette structure est obtenue grâce à un faible taux de réticulation covalente. Exemples de caoutchouc naturel, néoprène, et silicones.

Cette classification met en lumière les différences structurelles des polymères et leur influence directe sur les propriétés mécaniques, thermiques et chimiques des matériaux [18].

I.5. Structure des polymères

Les polymères adoptent des architectures très variées, pouvant être linéaires, ramifiées ou réticulées. Ils sont généralement amorphes, mais peuvent également présenter une cristallisation partielle.

➤ Polymères linéaires

Les polymères linéaires sont composés de longues chaînes de monomères reliés par des liaisons covalentes. Ces macromolécules sont stabilisées par des liaisons secondaires, telles que les liaisons hydrogène ou les forces de Van der Waals. Lorsque ces interactions sont fortes, le matériau devient rigide et présente un comportement solide.

Avec l'élévation de la température, l'agitation moléculaire augmente, entraînant la rupture progressive de ces liaisons secondaires. Le matériau commence alors à s'écouler sous son propre poids, adoptant un comportement de liquide visqueux. La température à laquelle cette transformation se produit est appelée température de transition vitreuse. Ce phénomène correspond à l'apparition de mouvements des segments de chaîne, marquant le passage de l'état vitreux à l'état caoutchoutique. La Figure I.5-A illustre plusieurs exemples de polymères linéaires.

Les propriétés mécaniques des copolymères dépendent du type et de la disposition des monomères. La rotation des chaînes est soit facilitée, soit entravée, en fonction de la nature, de l'agencement et de l'encombrement des monomères qui les composent.

➤ Polymère ramifié

Un polymère ramifié est un polymère qui possède au moins un point de ramification (ou branchement) dans sa structure. Pendant le processus de polymérisation, des chaînes supplémentaires, qu'elles soient homopolymériques (formées du même type de monomère) ou copolymériques (composées de différents types de monomères), peuvent se greffer sur la chaîne principale. Ce type de structure modifie les propriétés du polymère, influençant sa densité, sa cristallinité et son comportement mécanique, par rapport à un polymère linéaire où les chaînes sont continues sans ramification.

Lorsque la chaîne ramifiée possède une composition différente de celle de la chaîne principale, elle est appelée greffon.

➤ Polymère réticulé

Un polymère réticulé est un polymère dans lequel les molécules sont fortement liées entre elles par des liaisons chimiques. Cette réticulation rend le matériau difficile à séparer et lui confère une grande stabilité structurelle.

Un exemple emblématique est le caoutchouc vulcanisé, découvert par Charles Goodyear. Lorsqu'il est chauffé, ses molécules ne peuvent pas s'écouler les unes sur les autres, empêchant ainsi le matériau de fondre. De plus, contrairement aux thermoplastiques, un polymère réticulé ne devient pas cassant lorsqu'il refroidit.

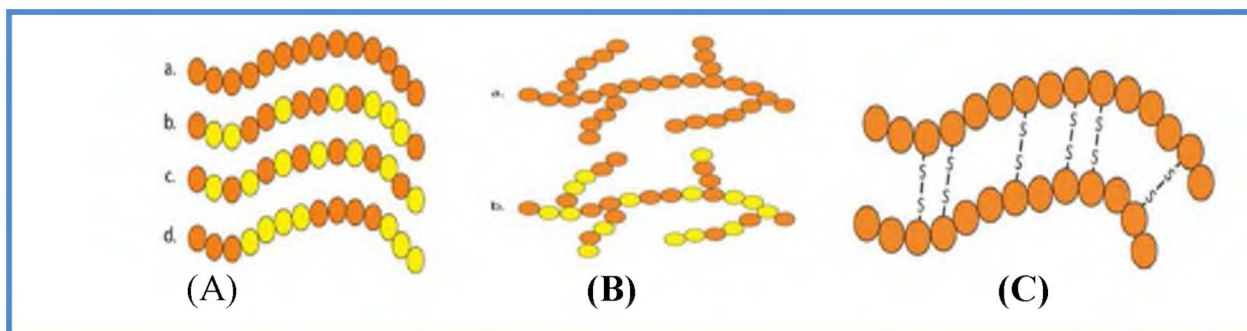


Figure. I.5: Structure des polymères [13] avec : (A) : polymères linéaires (a: homopolymère, b: copolymère statistique, c: copolymère alterné, d: copolymère séquencé). (B) : Homopolymère ramifié (a) et copolymère ramifié (b). (C) : polymère réticulé avec ponts disulfure reliant deux chaînes.

I.6. Les type de polymères

À l'échelle macromoléculaire, les polymères adoptent principalement deux structures distinctes :

- **L'état amorphe**

Cet état est caractérisé par une structure en pelote statistique (Figure I.6.a). Il n'y a aucun ordre organisé à grande échelle, et les chaînes polymériques sont disposées de manière aléatoire et entrelacée. Ce désordre rend le polymère plus flexible et plus facile à déformer, mais aussi plus sensible aux variations de température. Les polymères amorphes sont souvent transparents et présentent une faible densité cristalline. Exemple : polystyrène (PS), polyméthacrylate de méthyle (PMMA).

- **L'état cristallin**

À l'inverse, dans l'état cristallin (Figure I.6.b), les chaînes polymériques s'organisent de manière régulière et s'alignent sur de longues distances, formant une structure cristalline ordonnée. Cette organisation confère au polymère une meilleure résistance mécanique, une plus grande stabilité thermique et une densité plus élevée. Les polymères cristallins ou semi-cristallins sont généralement plus rigides et plus résistants aux produits chimiques et à l'usure. Exemple : polyéthylène (PE), polypropylène (PP).

La différence entre ces deux états influence de manière significative les propriétés physiques du polymère, telles que sa flexibilité, sa résistance, sa transparence et sa capacité à résister à la chaleur

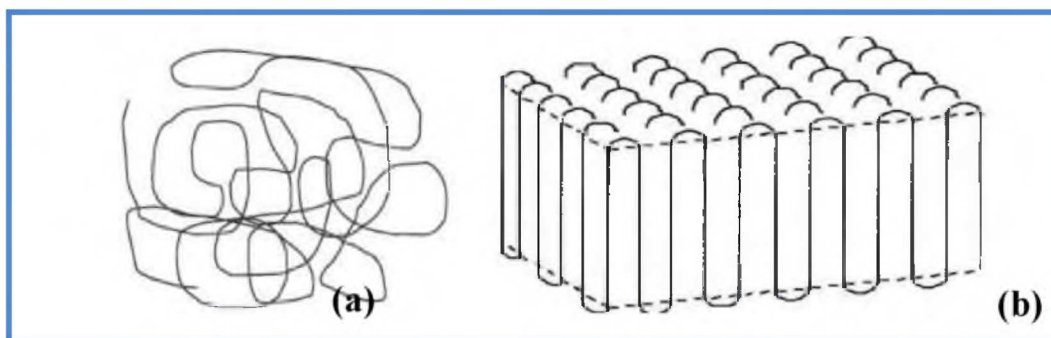


Figure I.6 : les structures des polymères [19] a) : Schématisation de la structure type d'une pelote statistique, b) : Schématisation du repliement des chaînes dans un monocristal

I.6.1. Polymère amorphe

Les zones "amorphes" dans un polymère correspondent à une structure qui ressemble à celle des liquides, caractérisée par l'absence d'ordre à grande échelle. Cela signifie qu'il n'y a pas de

distance constante entre les macromolécules et aucune régularité dans leur arrangement ou leur orientation à l'échelle submicronique. Les chaînes macromoléculaires sont donc disposées de manière aléatoire, sans structure ordonnée.

À une certaine longueur des chaînes, des enchevêtrements physiques peuvent se produire. Ces enchevêtrements sont inévitables et se forment généralement dans les polymères commerciaux lorsque les chaînes deviennent suffisamment longues. La longueur des segments entre ces enchevêtrements est généralement suffisante pour que chaque segment se comporte comme une chaîne individuelle, avec sa propre dynamique.

Les segments de chaînes possèdent une certaine mobilité moléculaire si des espaces libres sont régulièrement répartis dans tout le matériau. Ces espaces libres permettent aux macromolécules de changer de conformation et influencent directement les propriétés de fluidité et de déformation du polymère. Ce volume libre détermine la mobilité des macromolécules, ce qui affecte des propriétés telles que la flexibilité et la facilité avec laquelle le polymère peut se déformer ou se réorienter sous des contraintes externes.

Caractéristiques des polymères amorphes :

- Absence d'ordre structuré : les macromolécules sont imbriquées de manière complexe.
- Forces intermoléculaires variables : les distances entre les unités constitutives ne sont pas homogènes.
- Dépendance à la température : leur comportement mécanique change significativement avec la température, notamment lors de la transition vitreuse.

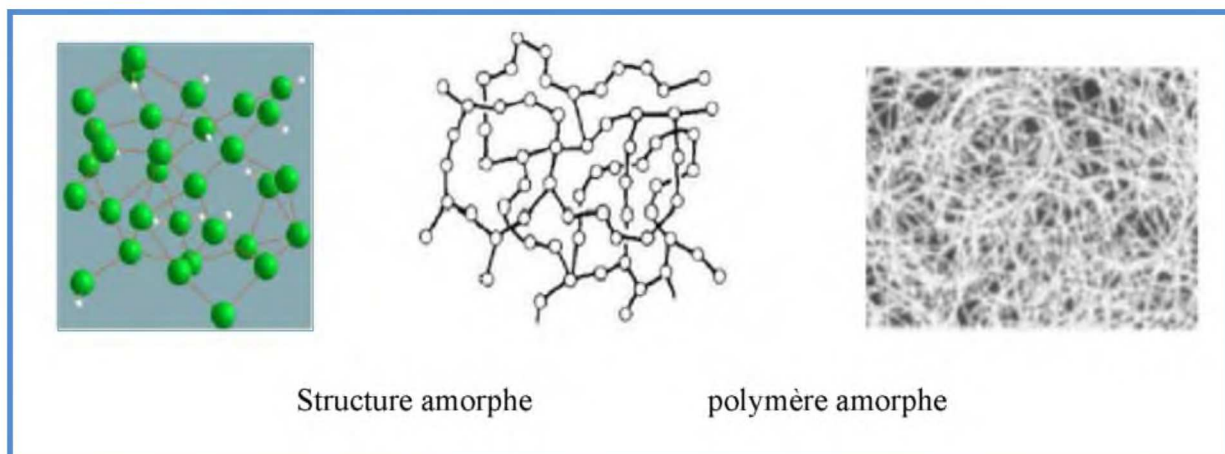


Figure I.7 : polymère amorphe [20].

I.6.1.1 Comportement microscopique de la phase amorphe

La phase amorphe d'un polymère se caractérise par des macromolécules organisées sous forme de pelotes statistiques, avec des enchevêtrements et des points de réticulation physiques. Certaines de ces macromolécules jouent un rôle clé en connectant les lamelles cristallines voisines et sont appelées « molécules de lien ». Ces molécules de lien servent de ponts qui transmettent la contrainte mécanique des zones amorphes aux lamelles cristallines lors de la sollicitation du matériau [21]. Ces connexions entre les lamelles agissent comme des points de réticulation physiques, conférant à la phase amorphe une certaine résistance mécanique et une capacité à se déformer tout en maintenant l'intégrité du matériau.

Il existe deux modes de déformation principaux de la phase amorphe, impliquant à la fois les molécules de lien et les empilements de lamelles :

Le glissement inter-lamellaire : Ce mécanisme fait référence au cisaillement parallèle de deux lamelles cristallines sous l'effet d'une contrainte de cisaillement figure I.8.b. Le glissement inter-lamellaire n'est possible qu'au-delà de la température de transition vitreuse, lorsque la phase amorphe devient suffisamment caoutchouteuse pour permettre aux chaînes de glisser les unes sur les autres. Ce phénomène contribue à la déformation du matériau. Par exemple, dans le cas du polyéthylène (PE), une partie de la déformation élastique du matériau est régulée par ce mécanisme de glissement entre les lamelles.

La séparation inter-lamellaire : Ce mode de déformation implique la séparation des lamelles cristallines sous une contrainte appliquée, ce qui peut entraîner un décollement partiel des lamelles entre elles.

Ces mécanismes de déformation jouent un rôle crucial dans la ductilité et la résilience du polymère semi-cristallin, notamment en permettant une certaine mobilité au sein de la phase amorphe tout en maintenant l'ordre cristallin au niveau des lamelles [22].

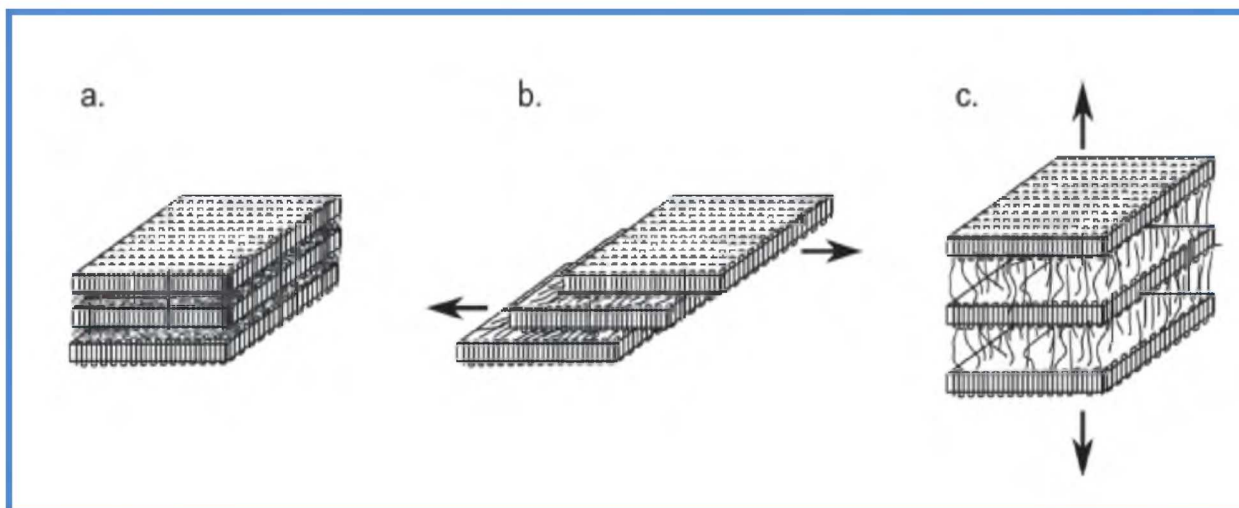


Figure I.8: Mécanismes de déformation de la phase amorphe inter-lamellaire. a) État non déformé, b) glissement inter-lamellaire, c) séparation inter-lamellaire [21].

La séparation inter-lamellaire se produit lorsque la distance entre deux lamelles cristallines s'élargit sous l'effet d'une contrainte appliquée perpendiculairement aux grandes faces des lamelles Figure I.8.c. Ce processus nécessite des contraintes élevées car la couche amorphe inter-lamellaire, qui sépare les lamelles, est généralement très fine comparée à l'épaisseur des lamelles elles-mêmes. Lors de cette séparation, la densité de la phase amorphe diminue, ce qui entraîne la formation de microcavités dans le matériau. Dans le cas du polyéthylène (PE), cette séparation inter-lamellaire conduit à une diminution de la distance moyenne entre les chaînes amorphes. Ces chaînes amorphes se rapprochent par un processus d'orientation lors de la déformation, ce qui peut accroître la résistance du matériau à certains types de déformation [23].

Dans des structures comme les lamelles torsadées, les deux mécanismes de déformation, à savoir le glissement inter-lamellaire et la séparation inter-lamellaire, peuvent coexister. L'extension des macromolécules liées dans la structure génère une force de rappel, qui tend à ramener la microstructure à son état non déformé après l'application de la contrainte. Cela confère une certaine réversibilité à la déformation, d'autant plus importante que les macromolécules de liaison sont nombreuses et de taille importante. Ces macromolécules servent à maintenir l'intégrité de la structure, permettant un retour à la configuration initiale lorsque la contrainte est relâchée. La réversibilité de la déformation dépend fortement de la quantité et de la taille des molécules de lien entre les lamelles [21]. ce qui joue un rôle crucial dans les propriétés mécaniques du polymère, notamment en termes de résilience et de capacité à récupérer après déformation

I.6.1.2b Déformation des polymères amorphes :

Lors d'une sollicitation mécanique, les polymères amorphes peuvent adopter deux comportements de rupture distincts :

1. Comportement fragile :

Dans ce cas, la rupture se produit principalement par craquelage, c'est-à-dire la propagation de fissures ou de microfissures dans la structure du matériau. Ce comportement est généralement observé lorsque le matériau est soumis à des contraintes élevées à température basse ou lorsqu'il est trop rigide pour se déformer de manière significative.

2. Comportement ductile :

Dans ce cas, la rupture est précédée par une déformation plastique, qui se manifeste sous forme de bandes de cisaillement. Cela se produit lorsque le matériau subit un adoucissement intrinsèque, c'est-à-dire une réduction de la résistance du matériau à la déformation au-delà d'un certain seuil de contrainte. Ce seuil marque le début de la plastification, et le polymère commence à se déformer de manière plus fluide et homogène [24]. L'adoucissement intrinsèque se manifeste au-delà d'un seuil de contrainte figure I.9, ce qui conduit à une instabilité plastique. Cette instabilité est caractérisée par la formation de bandes de cisaillement, qui sont des zones locales où la déformation se concentre. Ce phénomène est lié à la capacité du polymère à se déformer de manière significative et à dissiper l'énergie sous forme de déformation plastique, permettant au matériau de mieux résister aux contraintes appliquées avant de se rompre. Donc, le comportement mécanique des polymères amorphes dépend de la capacité du matériau à se déformer plastiquement ou à se casser de manière fragile, et cette capacité est fortement influencée par les conditions de sollicitation et la température [25].

Des études [24, 26] ont observé la formation de bandes de cisaillement lors de la compression du polystyrène. Lorsque ce matériau est soumis à une compression, une concentration des contraintes en surface se produit, entraînant la création de microbandes parallèles. Ces bandes se propagent ensuite le long de l'échantillon à un angle de 40° à 45° par rapport à la direction de compression. Ce phénomène est un indicateur du mécanisme de déformation plastique dans les polymères amorphes, où les contraintes se concentrent et provoquent une rupture locale par cisaillement. D'autres travaux ont confirmé que des bandes de cisaillement peuvent également se former dans d'autres polymères comme le PVC, l'époxy ou le PMMA, mais cette

fois sous une sollicitation en traction. Dans ces matériaux, les bandes se développent selon des mécanismes similaires, mais dans une direction opposée à celle de la compression.

La Figure 1.9 illustre l'apparition de ces microbandes dans des échantillons de polystyrène et de PMMA déformés sous compression. Ces bandes de cisaillement sont un phénomène clé dans la compréhension de la plasticité et du comportement mécanique des polymères amorphes, car elles montrent comment ces matériaux se déforment sous des contraintes et se stabilisent avant la rupture.

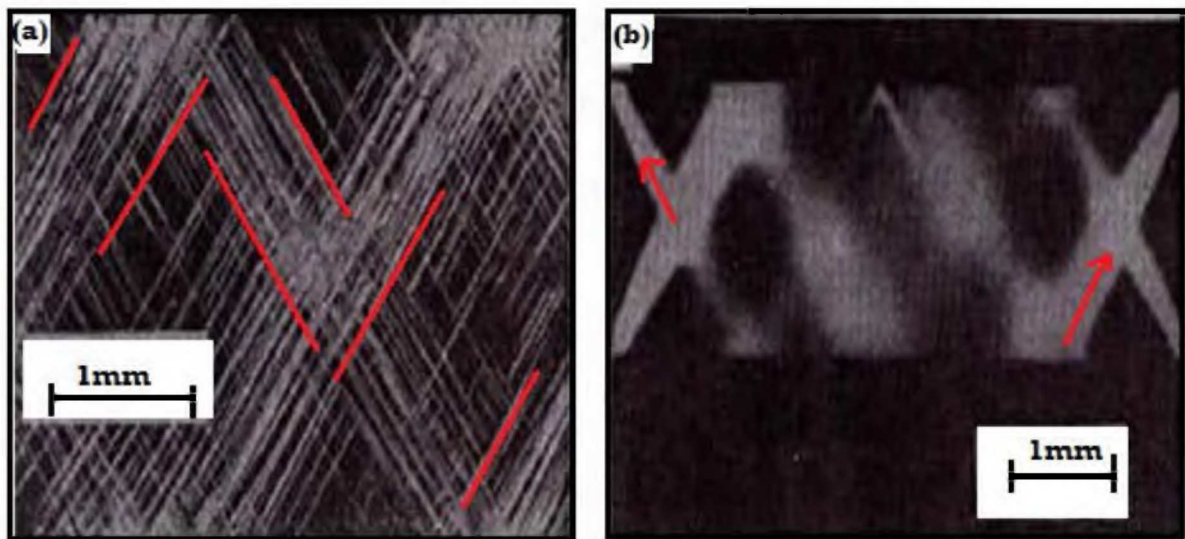


Figure I.9: bandes de cisaillement observées en compression d'un : (a) polystyrène,(b) PMMA [24,26].

En revanche, une craquelure se forme de manière géométriquement similaire à une fissure, Le craquelage se caractérise par la formation de microfissures, pontées par des fibrilles de matière, qui empêchent immédiatement la propagation de la rupture. Ce mécanisme implique une déformation plastique se produisant à une échelle plus fine que celle des bandes de cisaillement, et il traduit une réponse locale du matériau face à la sollicitation mécanique. Bien que ces deux phénomènes, craquelage et bandes de cisaillement, soient tous deux des manifestations de la viscoplasticité, ils diffèrent par leur échelle et leur mode d'apparition. Toutefois, ils peuvent se produire simultanément, mais uniquement sous des conditions spécifiques :

- Température adaptée, généralement proche de la transition vitreuse, où la phase amorphe devient plus mobile.
- Vitesse de déformation contrôlée, influençant la dissipation de l'énergie mécanique.

Cette coexistence de mécanismes reflète la complexité du comportement mécanique des polymères, où la réponse du matériau dépend étroitement de son état structural et des paramètres de sollicitation. Le craquelage est principalement contrôlé par la plus grande contrainte principale (contrainte normale maximale). Ce mécanisme de rupture induit la formation de vides dans la structure polymère, résultant de la séparation locale des chaînes macromoléculaires, comme illustré dans la figure I.10. Ce processus se manifeste souvent sous forme de microfissures, marquant une déformation plastique à une échelle fine. En revanche, les bandes de cisaillement sont contrôlées par la contrainte de cisaillement, c'est-à-dire une sollicitation provoquant le glissement des plans moléculaires les uns par rapport aux autres. Contrairement au craquelage, ce mécanisme se produit sans formation de vides, car les chaînes macromoléculaires se réarrangent par glissement, tout en maintenant une continuité matérielle. Ces différences illustrent la manière dont l'état de contrainte influence les mécanismes de déformation plastique des polymères amorphes, mettant en évidence la sensibilité de ces matériaux à la nature et à l'orientation des charges appliquées. C'est pourquoi la variation volumique associée au cisaillement est toujours nulle.

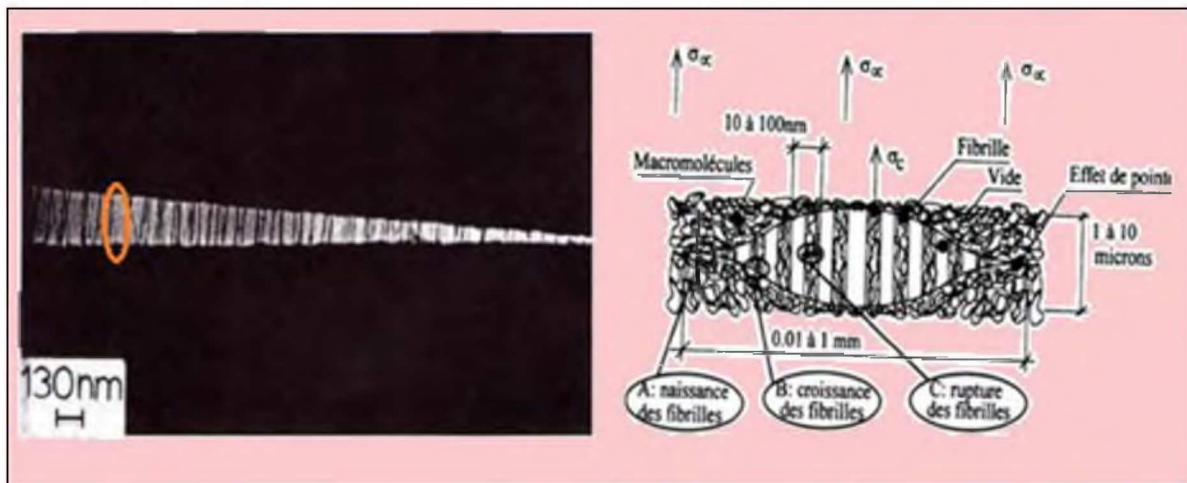


Figure I.10 : Développement d'une craquelure perpendiculairement à la direction de traction [27].

L'observation des mécanismes de déformation dépend de plusieurs paramètres, notamment du type de matériau, de la température et du mode de sollicitation [27]. De manière générale, on distingue les comportements suivants :

- En compression, seules les bandes de cisaillement apparaissent, car la sollicitation favorise le glissement inter-lamellaire plutôt que la séparation locale des chaînes.
- En traction, le mécanisme de déformation varie en fonction de la température par rapport à la température de transition vitreuse (T_g) :

À une température inférieure à T_g : Le craquelage domine, traduisant une réponse fragile du matériau, comme observé dans le cas du PMMA.

À une température supérieure à T_g : Les craquelages et les bandes de cisaillement peuvent coexister, la phase amorphe devenant plus ductile.

Sur une éprouvette lisse, les bandes de cisaillement apparaissent plus nettement, car elles se propagent facilement sur une surface uniforme. En revanche, le craquelage est favorisé par des géométries particulières, telles qu'une pré-fissure ou un état de déformation plane, où les contraintes principales se concentrent, facilitant l'initiation des microfissures. Cette distinction souligne l'influence combinée de la structure du matériau, de la température et de la géométrie de l'échantillon sur les mécanismes de rupture des polymères amorphes. La figure I.11 illustre la cohabitation des deux mécanismes de déformation sur un échantillon de polycarbonate soumis à une traction à température ambiante :

- Les bandes de cisaillement, visibles sous forme de traits inclinés, témoignent de la déformation plastique localisée induite par les contraintes de cisaillement.
- Les craquelures, représentées par des traits horizontaux, résultent de la rupture fragile sous l'effet de la contrainte principale, conduisant à la formation de vides dans la matrice polymère.

Cette représentation met en évidence la possibilité de voir ces deux mécanismes coexister, particulièrement dans des conditions où la température se situe à proximité de la température de transition vitreuse (T_g). Elle illustre également la nature complexe du comportement mécanique des polymères amorphes, où la réponse du matériau dépend étroitement de sa structure microscopique et des conditions de sollicitation.

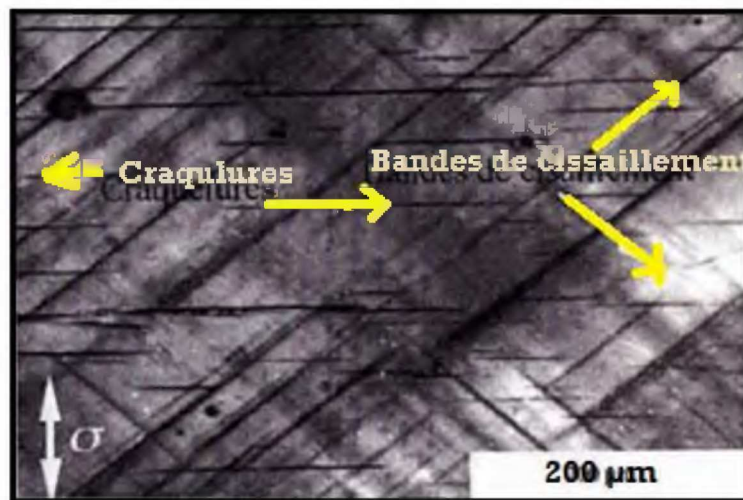


Figure I.11 : craquelures et bandes de cisaillement dans un polycarbonate sollicité

En traction à température ambiante [28]

L'évolution de la contrainte vraie en fonction de la déformation vraie lors d'une traction uniaxiale montre l'existence d'un maximum de la contrainte, appelé la contrainte d'écoulement. Ce maximum est suivi par un adoucissement, puis par un durcissement aux grandes déformations. Cette courbe permet ainsi de distinguer trois régions distinctes :

Région-I: le matériau manifeste un comportement viscoélastique non linéaire dépendant de l'intensité de la contrainte appliquée. Quinson [28], a constaté un développement de la déformation anélastique au début de l'essai et l'absence de la déformation viscoplastique.

Région-II: phase d'adoucissement du matériau ; dont la contrainte diminue jusqu'à la contrainte de saturation, caractéristique de l'écoulement plastique.

Région-III: comportement viscoplastique où le matériau durcit progressivement suite à l'orientation des macromolécules le long de la direction de déformation.

Ces trois régions permettent de caractériser le comportement mécanique d'un polymère sous sollicitation uniaxiale et de mieux comprendre son évolution en fonction de la déformation.

I.6.1.2.1. La striction

Le phénomène de striction, observé dans certains polymères, se manifeste lorsque la déformation devient instable. Il résulte souvent de la formation de bandes de cisaillement localisées, généralement déclenchées par un défaut géométrique. Ce phénomène s'accompagne d'une réduction locale de la section transversale de l'échantillon, entraînant une triaxialité des contraintes [29]. Cette dernière peut être évaluée à l'aide du facteur de Bridgman [30,31], une méthode qui permet de prédire l'apparition de la striction ainsi que sa vitesse de propagation, qu'elle soit lente et stable ou rapide [31,32].

Certains auteurs [33, 34] considèrent que la striction correspond à un maximum de la force, comme illustré dans la figure I.12. Ce phénomène marque une transition critique dans le comportement du matériau, où la déformation se concentre fortement dans une zone localisée, réduisant ainsi la capacité du matériau à supporter des charges supplémentaires de manière uniforme.

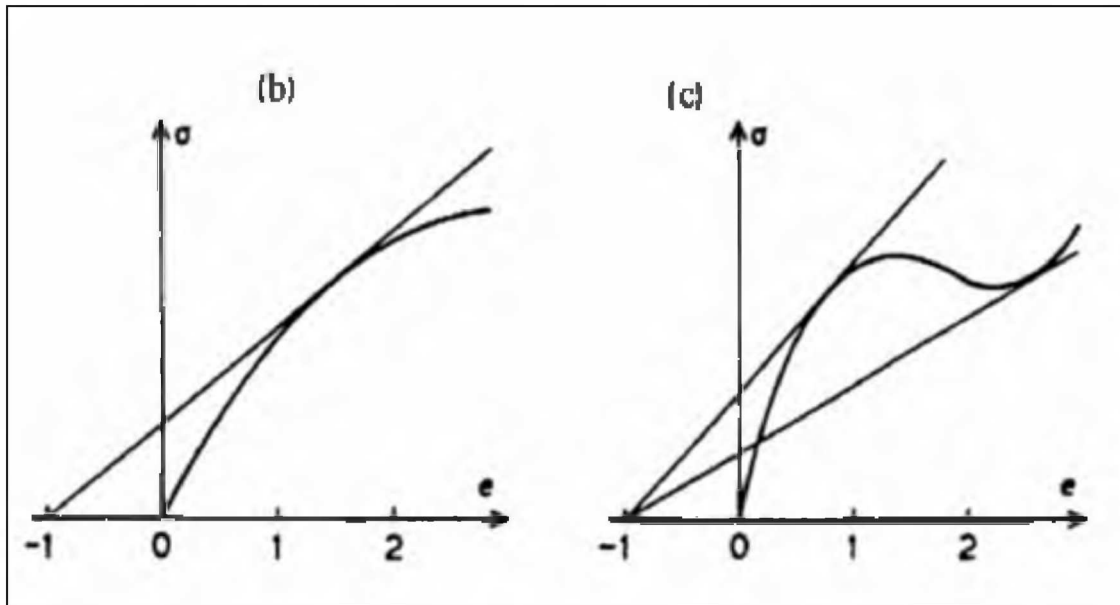


Figure I.12:Construction selon«[33, 34]» b) une tangente d'origine striction qui s'amorce, c) deux tangentes d'origine striction et propagation stable [24].

I.6.1.2.2. Bandes de cisaillement

La naissance des bandes de cisaillement se localise dans des zones où les contraintes sont fortement concentrées [35]. Leur apparition est souvent associée au développement de la plasticité dans le matériau. Cependant, selon Argon [36], ces bandes de cisaillement apparaissent en réalité avant l'initiation de la plasticité. Leur existence a été observée lors d'essais de compression, où le développement de craquelures est peu probable. Ces bandes de cisaillement se caractérisent par une inclinaison d'environ 45° par rapport à la contrainte extérieure appliquée. Il existe deux types distincts de bandes de cisaillement :

1. **Les bandes fines** : Qualifiées de diffuses, ces bandes couvrent un domaine relativement large, impliquant une déformation répartie sur une zone étendue.
2. **Les bandes plus larges** : Celles-ci se développent de manière plus individualisée, étant plus étroites et localisées, avec une déformation plastique plus concentrée à l'intérieur de la bande.

Ces deux types de bandes de cisaillement influencent le comportement du matériau sous contrainte, modifiant la façon dont la déformation se distribue et évolue dans le temps.

I.6.1.2.3 Plasticité

Les bandes de cisaillement sont l'une des manifestations visibles des micro-mécanismes de déformation associés à la plasticité. Leur propagation et multiplication sont donc directement contrôlées par la déformation plastique du polymère [37]. Lorsqu'elles s'étendent à une fraction significative du matériau, elles entraînent le développement d'une plasticité macroscopique. Selon la théorie d'Eyring [38], l'écoulement plastique est un phénomène thermiquement activé. Dans un état non sollicité mécaniquement, la plasticité correspond au franchissement par les molécules d'une barrière d'énergie très élevée. L'application d'une contrainte modifie la hauteur de cette barrière, facilitant ainsi le passage vers un état de moindre énergie. La vitesse de déformation et la température sont deux paramètres clés qui influencent cette déformation plastique des polymères. De nombreuses études expérimentales ont observé la variation de la contrainte d'écoulement en fonction de la vitesse de déformation. J. Koplik et al. [39] ont montré que la sensibilité à la vitesse de déformation peut être caractérisée par l'un des coefficients β et m , définis par l'équation suivante :

$$\beta = \left(\frac{\partial \sigma_y}{\partial \log(\dot{\epsilon})} \right)$$

$$m = \left(\frac{\partial \log \sigma_y}{\partial \log(\dot{\epsilon})} \right)$$

$$\beta = m\sigma$$

Où m est le coefficient de sensibilité logarithmique à la vitesse de déformation. Le coefficient(m) varie de 0,03 à l'état vitreux jusqu'à pratiquement zéro à l'état caoutchouteux, en passant lorsqu'on approche de la température de transition vitreuse T_g le comportement du polymère devient de plus en plus sensible à la vitesse de déformation. En effet, le crochet de traction présente un maximum vers T_g et cette sensibilité diminue progressivement à mesure que la vitesse de déformation devient faible, jusqu'à disparaître complètement à faibles vitesses. Cela témoigne de la nature transitoire du stade d'adoucissement [40].

Les études réalisées par Richeton et al. [41] ont analysé l'effet de la vitesse de déformation sur deux polymères amorphes par des essais de compression uniaxiale effectués à température constante (25°C) et à différentes vitesses de déformation. Les résultats ont montré que la

contrainte d'écoulement augmente avec la vitesse de déformation, particulièrement pour les vitesses les plus élevées. Cependant, pour les faibles vitesses de déformation, la réponse mécanique des deux polymères est similaire, indiquant que la vitesse de déformation a moins d'impact à basse vitesse.

De plus, selon Arruda et al. [36], le comportement des polymères amorphes est également fortement influencé par la température. À chaque fois que la température augmente, on observe une diminution de la limite élastique, du module de Young, ainsi qu'une réduction du durcissement du matériau, comme illustré dans la figure I.13. Cela signifie qu'un polymère amorphe devient plus flexible et moins résistant à la déformation à des températures proches de T_g ce qui affecte son comportement mécanique global.

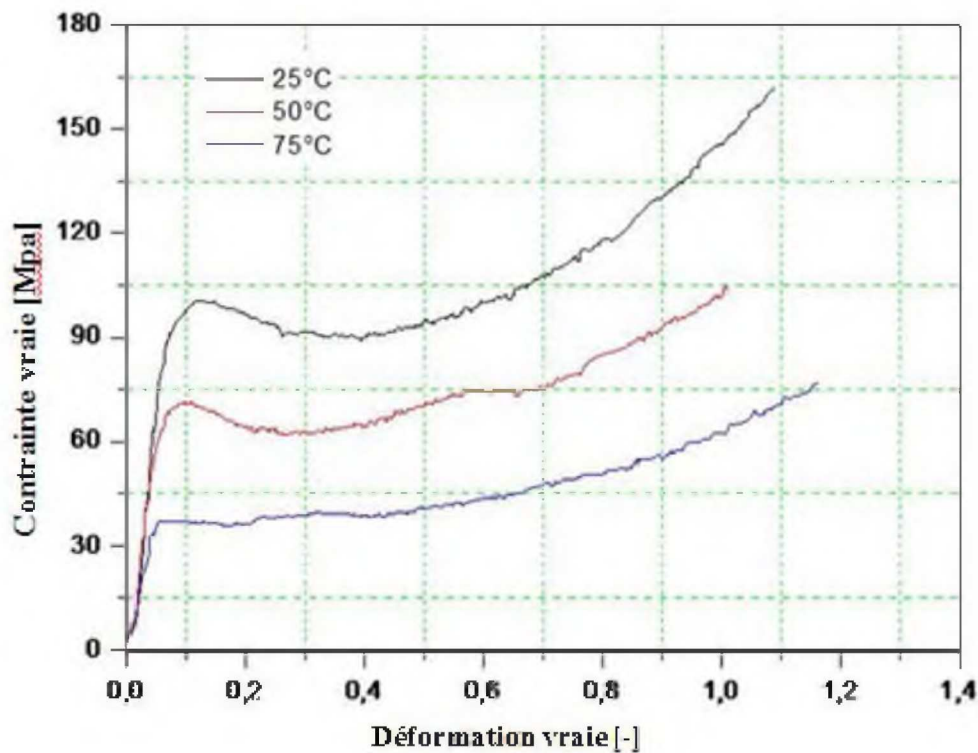


Figure I.13 : Effet de la température sur le comportement du PMMA [36].

G'Sell et Haudin [35] ont étudié l'influence de la température sur le comportement plastique de deux polymères amorphes : le polyéthylène (PE) et le polycarbonate (PC). Ils ont observé plusieurs tendances :

- La limite élastique et le durcissement diminuent progressivement avec l'augmentation de la température d'essai.

- La contrainte d'écoulement diminue à mesure que la température approche de la transition vitreuse T_g
- À 150°C, l'amplitude du crochet et le durcissement plastique sont réduits, aboutissant à une courbe de réponse mécanique proche de celle d'un matériau hyper-élastique.
- Lors du passage de la transition vitreuse, le comportement mécanique d'un polymère semi-cristallin tend progressivement vers celui d'un polymère amorphe caoutchouteux. Cela suggère que le durcissement plastique des polymères vitreux est fortement lié à l'orientation des macromolécules.

De plus, Richeton et al. [41] ont analysé l'influence de la température sur le comportement mécanique de deux polymères amorphes (PC, PMMA) en fonction de différentes vitesses de déformation. Leurs résultats montrent que plus la température se rapproche de T_g plus le taux d'écrouissage diminue. Pour des températures supérieures à de T_g cet écrouissage peut même disparaître complètement. Ces observations mettent en évidence le rôle central de la température dans le comportement plastique des polymères, notamment dans la transition entre un état vitreux et un état caoutchouteux.

I.6.1.2.4 Effet de la pression hydrostatique

Rabinowitz et al. [42] ont étudié l'effet de la pression sur le comportement mécanique du PMMA et ont constaté que l'augmentation de la pression appliquée entraîne :

- Une élévation du niveau de contrainte et de la déformation au seuil,
- Une augmentation du module élastique.

De leur côté, Spitzig et Richmond [43] ont confirmé que l'augmentation de la pression a un effet similaire à une réduction de la température ou à une augmentation de la vitesse de déformation, ce qui entraîne une élévation de la limite élastique.

Par ailleurs, Rabinowitz et Breadmore [44] ont mis en évidence une différence entre les essais de traction et de compression : la limite élastique en traction est inférieure à celle obtenue en compression. Ils en ont conclu que l'écoulement plastique sous traction nécessite une contrainte plus importante que sous compression.

Ces résultats soulignent l'influence des conditions de sollicitation (pression, température, vitesse de déformation) sur le comportement mécanique des polymères amorphes.

I.6.3 Mécanismes physiques de déformation des polymères amorphes

La figure I.14 présente un essai typique de traction effectué sur un polymère thermoplastique amorphe à une température proche de sa température de transition vitreuse (T_g). Dans ce graphique, la courbe est tracée en fonction de la contrainte nominale contre la déformation nominale. En général, pour un polymère thermoplastique amorphe à température proche de T_g , la courbe de traction montre les caractéristiques suivantes :

1. **Phase initiale élastique** : Le matériau suit une relation linéaire entre la contrainte et la déformation, où la pente représente le module de Young.
2. **Point de transition vers la plasticité** : Après la phase élastique, la courbe se dévie, indiquant que le matériau commence à se déformer de manière plastique. Ce changement est souvent associé à une réduction du module de Young et peut correspondre à l'apparition de microfissures ou de bandes de cisaillement.
3. **Point de rupture** : Si la déformation continue, le matériau finit par se rompre, généralement après un important allongement, typique des polymères à haute ductilité à T_g .

La courbe d'un polymère amorphe près de T_g peut afficher un crochet de traction marqué, qui indique une phase d'adoucissement plastique avant l'apparition d'une rupture brutale ou ductile selon les conditions de sollicitation.

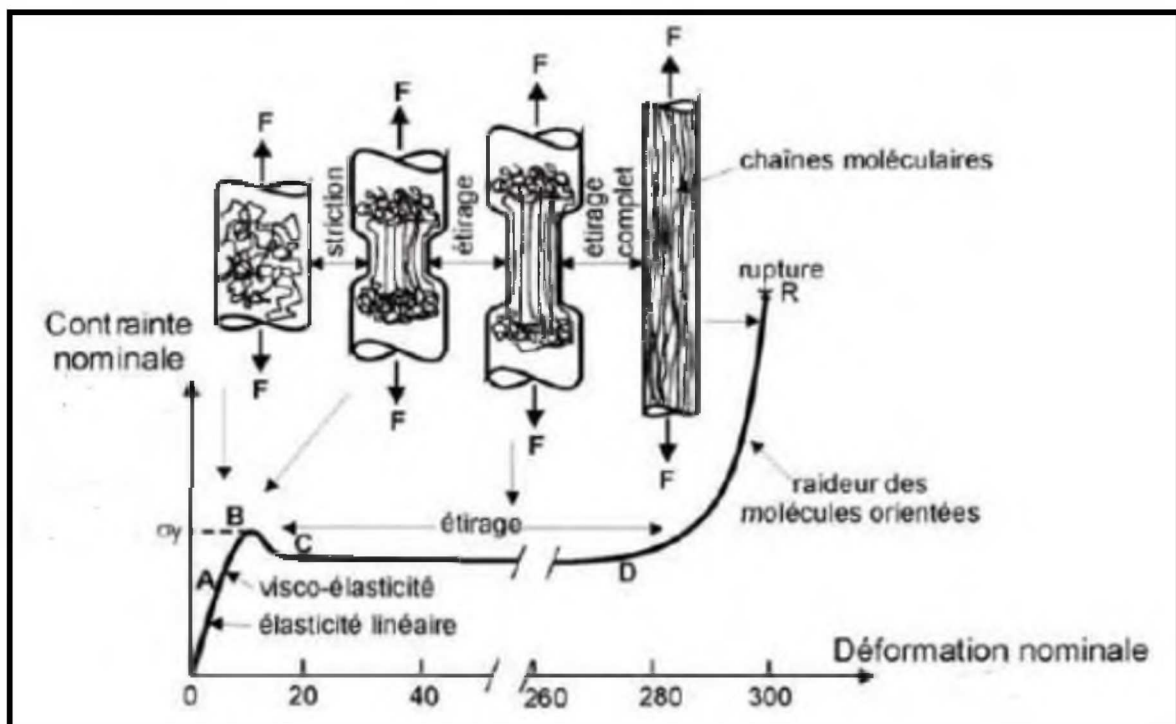


Figure I.14 : Déformation d'un polymère amorphe [45].

I.6.3 .1. Modélisation des polymères amorphes par endommagement

L'endommagement est le processus par lequel un matériau subit une dégradation progressive de ses propriétés physiques et mécaniques lorsqu'il est soumis à une sollicitation monotone ou cyclique, ce qui peut entraîner la rupture. Cette dégradation se manifeste par la formation de micro-défauts tels que des microcavités et des microfissures, qui se développent soit dans le volume, soit à la surface du matériau. Ces défauts se propagent ensuite et finissent par se coalescer, ce qui conduit à la rupture finale du matériau [46].

L'endommagement est généralement décrit comme un processus en trois étapes distinctes :

1. **La nucléation des défauts (germination)** : Il s'agit de la création de micro-défauts autour de discontinuités locales ou dans des zones soumises à de fortes concentrations de contraintes, souvent associées à une triaxialité des contraintes. Ces zones sont particulièrement sensibles à la formation de défauts.
2. **La croissance des cavités** : Une fois que les micro-défauts sont formés, ils commencent à se développer et à croître sous l'effet de la sollicitation appliquée, augmentant ainsi leur taille et leur nombre.
3. **La coalescence des cavités** : Enfin, ces cavités se rejoignent pour former une zone de rupture macro mécanique, aboutissant à la fracture du matériau.

Dans la littérature, plusieurs modèles ont été proposés pour décrire l'évolution de l'endommagement et son impact sur le comportement mécanique des matériaux. Ces modèles peuvent être classés en deux grandes catégories :

- **Les modèles micromécaniques** : Ces modèles, qu'ils soient couplés ou non couplés, cherchent à décrire l'évolution des défauts et l'endommagement à l'échelle microscopique, en prenant en compte les interactions entre les différentes cavités ou fissures.
- **Les modèles phénoménologiques** : Ces modèles sont plus orientés vers la description empirique du comportement du matériau à travers des relations globales, sans entrer dans les détails des mécanismes microscopiques, mais en se basant sur des observations expérimentales.

Ces modèles aident à comprendre et à prédire l'évolution de l'endommagement et de la rupture dans différents matériaux sous diverses conditions de sollicitation.

I.6.3 .2 L'endommagement à l'échelle microscopique

I.6.3.2.I. Endommagement par cavitation

Plusieurs auteurs ont étudié le processus de cavitation tant d'un point de vue expérimental que théorique. Ils ont observé que les cavités apparaissent et croissent sous l'action d'une forte triaxialité des contraintes, particulièrement lors de chargements élevés et purement hydrostatiques. La cavitation est un micro-mécanisme d'endommagement fréquemment observé lors de la déformation de polymères semi-cristallins, comme le polyéthylène [47]. Ce phénomène se rencontre également dans les polymères renforcés par une seconde phase, où il se manifeste soit au cœur des particules, soit à l'interface matrice-particule.

La cavitation suit généralement trois mécanismes d'endommagement à l'échelle microscopique :

I.6.3.2.I.1.La germination des cavités

Ce mécanisme dépend de la nature, de la forme et de la taille des inclusions présentes dans le matériau. Selon Delmotte [48], les inclusions de plus grande taille semblent être les plus susceptibles d'initier la formation de cavités. La germination des cavités peut résulter du décohésion de l'interface matrice-particule ou de la rupture de la particule elle-même, comme illustré par la figure I.15a.

I.6.3.2.I.1.Lb La croissance des cavités

Une fois formées, les microcavités croissent, notamment sous l'effet de la tension hydrostatique, qui est un facteur prédominant dans cette phase. La croissance des cavités peut prendre différentes formes, telles que sphériques, ellipsoïdales ou même sous forme de fissures. Cette phase est généralement associée à un adoucissement du comportement mécanique du matériau, comme représenté par la figure I.15b.

I.6.3.2.I.1.Lc La coalescence des cavités

Cette phase survient lorsque les cavités interagissent entre elles, et le taux de porosité atteint un seuil critique supérieur à 10%. La coalescence des cavités mène à l'amorçage d'une fissure macroscopique, marquant la fin du processus de déformation plastique et conduisant de manière irréversible à la rupture du matériau, comme indiqué dans la figure I.15c.

Ainsi, le processus de cavitation contribue de manière significative à l'endommagement des polymères sous des conditions de sollicitation spécifiques, entraînant une dégradation progressive de leur comportement mécanique jusqu'à la rupture finale.

De nombreux auteurs ont proposé différentes approches pour modéliser le comportement des polymères ductiles, en s'appuyant sur des concepts issus de la mécanique des matériaux. Parmi ces approches, on distingue plusieurs modèles qui intègrent le processus d'endommagement par nucléation, croissance et coalescence des cavités. Voici quelques-unes des approches les plus marquantes :

1. **Modèle de Rice et Tracey (1969)** : Ce modèle a été initialement proposé pour les matériaux métalliques et adapté pour les polymères ductiles en prenant en compte un taux de porosité initiale. Ce modèle permet de décrire l'évolution de l'endommagement dans les matériaux en prenant en compte la formation et la propagation des cavités sous sollicitation mécanique.
2. **Modèle de Gurson (1978)** : Ce modèle propose un cadre théorique pour décrire l'endommagement dans une matrice rigide, où les cavités sphériques sont considérées comme des éléments microscopiques d'endommagement. La matrice est supposée être parfaitement plastique. Ce modèle est l'un des plus utilisés pour les matériaux ductiles et permet de modéliser le comportement global du matériau en tenant compte de la croissance et de la coalescence des cavités.

La plupart des modèles micromécaniques reposent sur l'étude de l'évolution de l'endommagement à travers la morphologie des cavités (ellipsoïdales, sphériques, cylindriques, etc.). Selon les modèles, ces cavités peuvent se développer de manière indépendante ou être couplées à la loi de comportement thermomécanique du matériau.

- Les **modèles non couplés** se contentent de décrire l'évolution des cavités sans tenir compte des effets thermomécaniques.
- Les **modèles couplés** intègrent un couplage entre l'endommagement et le comportement mécanique. Ce couplage se fait généralement par l'intermédiaire d'un potentiel plastique, qui fait intervenir la fraction volumique de micro-vides. Ce type de modèle permet de simuler de manière plus réaliste la dégradation progressive des propriétés mécaniques du polymère en tenant compte des interactions entre la déformation plastique et la croissance des cavités.

Ces modèles permettent de prédire l'endommagement des polymères ductiles sous diverses conditions de sollicitation, en mettant l'accent sur les mécanismes microscopiques d'évolution de la porosité et de la rupture.

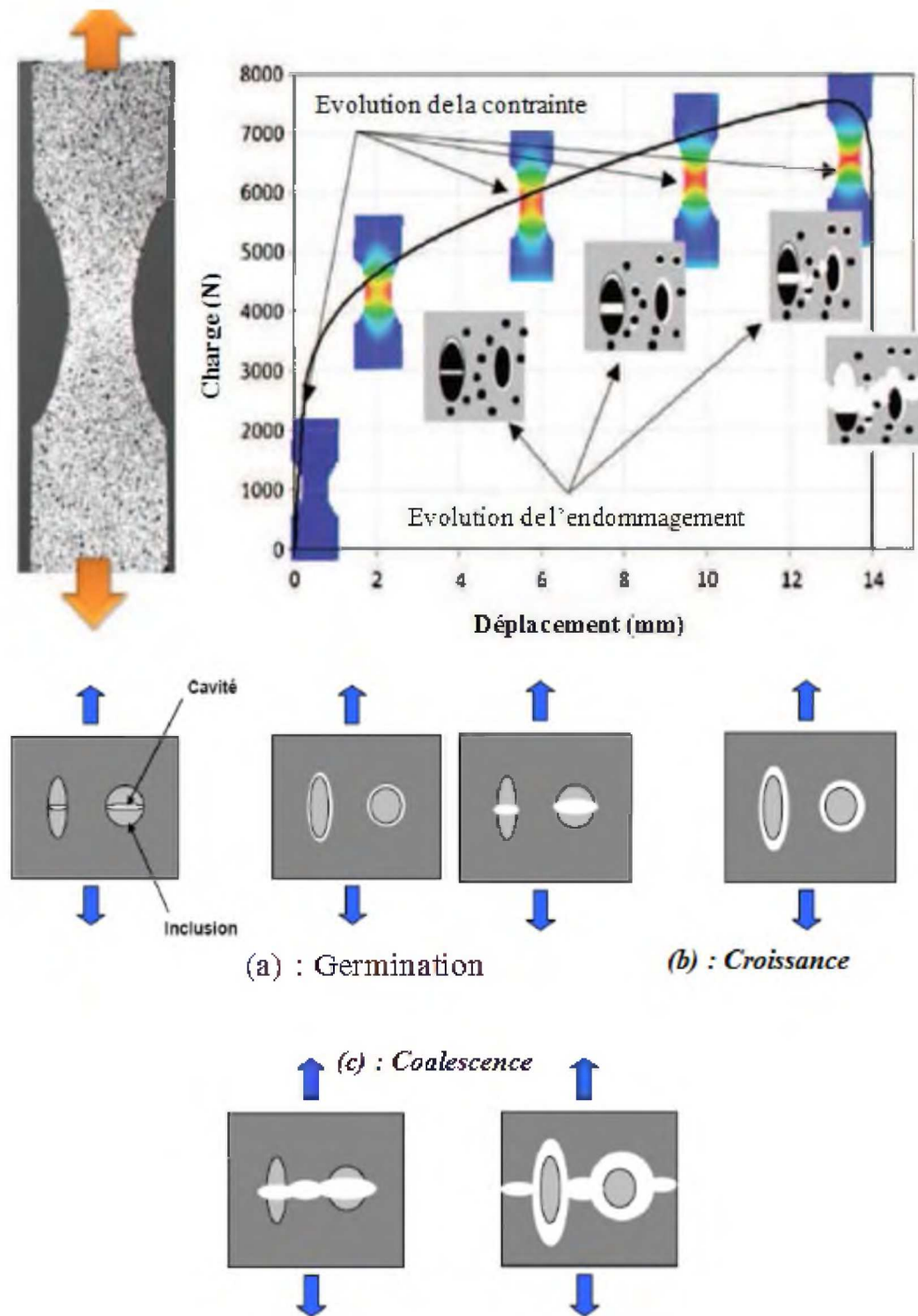


Figure I.15 : Mécanismes microscopiques d'endommagement

I.6.2. Polymère cristallin

Les polymères ne sont jamais totalement cristallins ; ils sont en réalité des mélanges de phase cristalline et de phase amorphe, ce qui leur vaut l'appellation classique de polymères semi-cristallins. Pour qu'un polymère forme des cristaux, ses chaînes macromoléculaires doivent présenter une régularité structurale rigoureuse. Toutefois, cette régularité moléculaire, bien qu'essentielle, ne suffit pas à garantir la cristallisation. En effet, la cinétique de cristallisation joue un rôle déterminant : si elle est trop lente, la cristallisation risque d'être incomplète ou entravée [20].

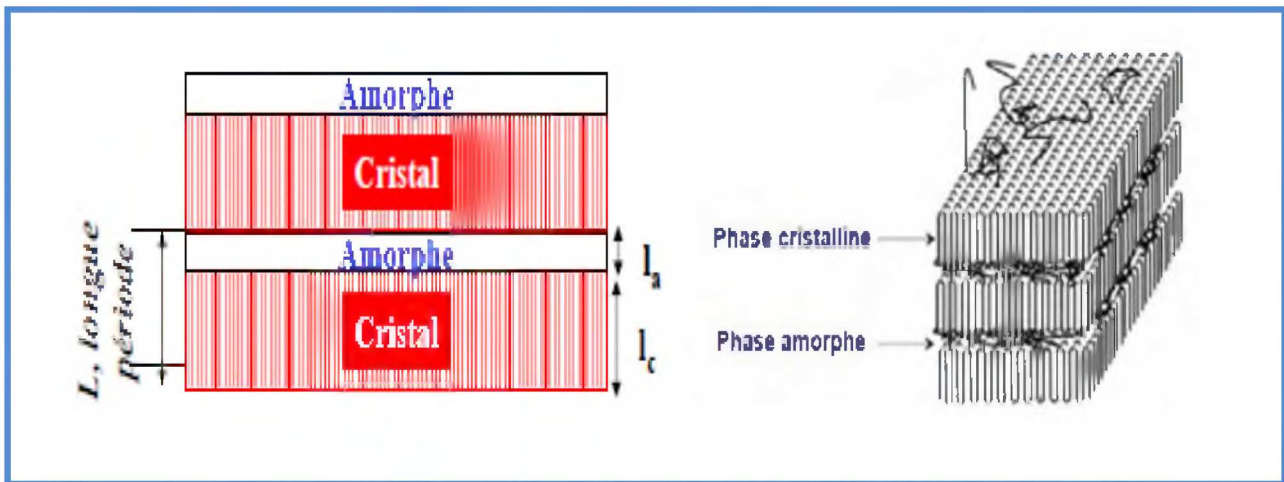


Figure I.16: Structure d'un polymère semi-cristallin [5].

Statistiquement, il est impossible d'avoir un ordre sur toute la longueur de la chaîne (environ 1 micron), les phases cristallisées ne sont donc pas étendues. Pour pouvoir avoir de la cristallinité, le polymère doit avoir une configuration régulière et une conformation régulière.

χ Pourcentage de cristallinité. Plus il est grand, plus le matériau est semi-cristallin. Il est égal à 0 pour les chaînes linéaires et les réseaux; ce sont des polymères amorphes. Mais s'il est proche de 90% comme par exemple pour le poly-acétylène, on est alors en présence d'un polymère poly-cristallin [5].

I.6.2.I. Comportement microscopique de la phase cristalline

Pour mieux comprendre la déformation de la phase cristalline des polymères semi-cristallins, on peut établir une analogie avec celle des cristaux métalliques. En métallurgie physique, il a été démontré que, dans un monocristal métallique composé d'atomes modélisés comme des sphères dures, la déformation est accommodée à l'échelle microscopique par le glissement d'une rangée d'atomes par rapport à une autre, figure I.17.a. Ce glissement cristallographique se produit selon des systèmes de glissement spécifiques à chaque maille cristalline et

s'accompagne de la formation et de la propagation de dislocations. Ces dislocations sont activées lorsque la contrainte appliquée dépasse un seuil critique, généralement désigné sous le nom de cission critique résolue [21].

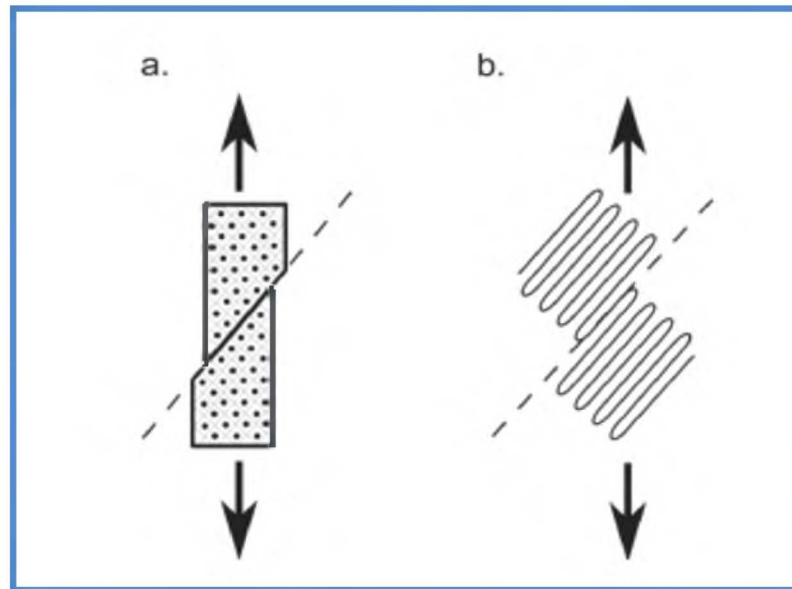


Figure I.17: Glissement cristallographique. a) dans un cristal à petites molécules (cristal métallique)- b) dans un cristal à grandes molécules (cristaux de polymère) [21].

De manière similaire aux cristaux métalliques, les cristallites des polymères se déforment par un mécanisme de glissement, illustré par le schéma de la figure I.18.b. Les lamelles cristallines sont constituées de liaisons covalentes intramoléculaires, responsables de la rigidité des chaînes macromoléculaires, et de liaisons de Van der Waals intermoléculaires, qui assurent la cohésion entre les chaînes adjacentes. En raison de la forte énergie de cohésion des liaisons covalentes, le glissement ne peut avoir lieu que dans les plans contenant l'axe principal des chaînes macromoléculaires.

Les cissions critiques résolues dans les cristaux de polymères [50] sont principalement influencées par la force des liaisons de Van der Waals. Deux directions de glissement peuvent être envisagées : l'une parallèle aux chaînes macromoléculaires et l'autre perpendiculaire, correspondant au glissement transversal (transverse slip) (Figure I.18).

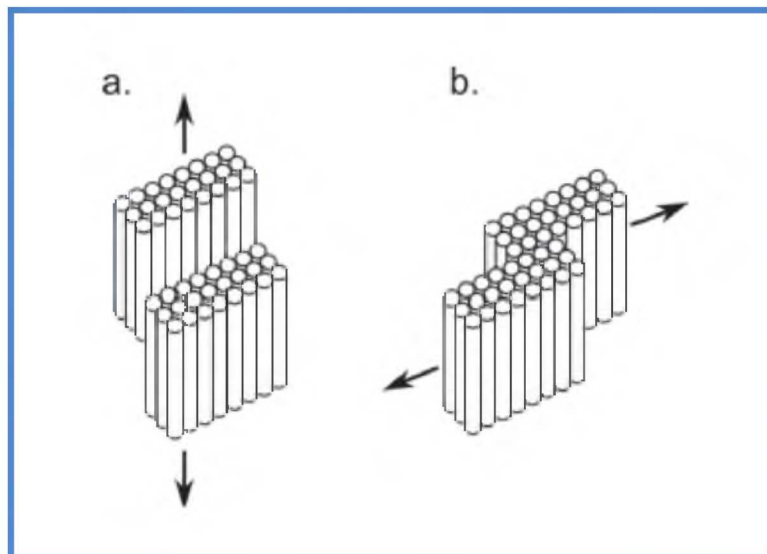


Figure I.18: Glissements cristallographiques dans un cristal moléculaire.

a) parallèlement et b) perpendiculairement aux chaînes macromoléculaires [21].

I.6.3. Polymères semi-cristallins

L'hétérogénéité de la structure des polymères semi-cristallins complique l'analyse des mécanismes de déformation et d'endommagement. Cependant, ces polymères présentent souvent une ténacité élevée, ce qui les rend adaptés à des applications nécessitant une résistance à des conditions d'utilisation sévères. Pour bien comprendre le comportement mécanique de ces matériaux, il est essentiel de définir leur microstructure et leur morphologie. Un polymère est formé à partir d'un fondu, composé de chaînes macromoléculaires organiques polymérisées, qui s'organisent de manière plus ou moins aléatoire pendant la fabrication. Pour qu'un polymère puisse cristalliser, les chaînes macromoléculaires doivent afficher une régularité élevée, et la cinétique de cristallisation ne doit pas être trop lente. Les polymères cristallisables adoptent généralement une configuration régulière (iso-tactique ou syndio-tactique) et une conformation globale ordonnée (zig-zag planaire ou hélicoïdale pour les polymères thermoplastiques).

Cependant, les chaînes macromoléculaires comportent toujours des irrégularités dans l'enchaînement des motifs monomères qui composent la chaîne. Par exemple, la présence de ramification perturbe et limite la cristallisation en introduisant des défauts dans l'organisation des chaînes.

C'est pourquoi les polymères qui cristallisent partiellement sont appelés polymères semi-cristallins, car ils ne sont jamais totalement cristallisés. Dans ces matériaux, il existe une coexistence de zones cristallisées et amorphes [51].

Les lamelles cristallines, d'une épaisseur d'environ 10 nanomètres, ont tendance à s'empiler pour former des fibrilles lors de la cristallisation. Cette organisation donne naissance à une structure complexe où les zones cristallisées et amorphes interagissent, ce qui influence directement les propriétés mécaniques et thermiques du polymère. Une seule chaîne de polymère peut participer à plusieurs lamelles, ce qui renforce la cohésion au sein de la structure. Les sphérolites, quant à eux, se forment par un arrangement radial des fibrilles autour d'un centre de nucléation, comme illustré dans la figure I.19

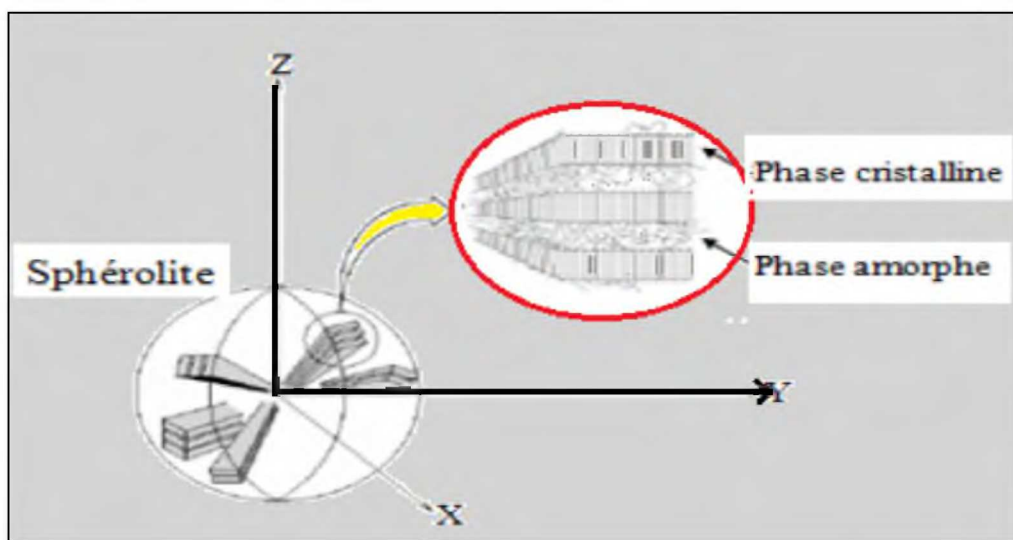


Figure I.19 : Empilement des lamelles cristallines avec vue globale du sphérolites [52].

L'organisation des lamelles (ou fibrilles) peut conduire à la formation de sphérolites. Ces derniers sont généralement sphériques, et leur taille varie en fonction du type de polymère et du processus thermique utilisé. Les dimensions des sphérolites peuvent aller de quelques micromètres à plusieurs millimètres [53]. La croissance des lamelles commence à partir d'un centre, puis se développe pour occuper tout l'espace environnant. Au fur et à mesure de cette croissance, l'enveloppe sphérique des sphérolites change lorsque les sphérolites se touchent, et leur contour devient polygonal (voir Figure I.20). La direction de croissance des sphérolites suit une orientation cristallographique spécifique. Cette organisation, combinée à l'anisotropie marquée des cristaux polymères, leur confère des propriétés optiques intéressantes.

L'histoire thermique et les agents de nucléation jouent un rôle déterminant dans l'organisation des lamelles cristallines [54]. Les conditions de refroidissement local lors des procédés de mise en forme peuvent conduire à des morphologies variées au sein du produit. Par exemple, dans les zones de refroidissement rapide, la microstructure sphérolitique sera constituée de sphérolites très petits, voire quasi inexistant, avec un faible taux de cristallinité. En revanche, lors d'un refroidissement lent, la microstructure inclura des sphérolites de plus grande taille, souvent associés à des vides, et le taux de cristallinité sera plus élevé [55].

À une échelle plus fine, d'autres organisations locales se produisent au niveau atomique, caractérisées par un ordre à longue portée, connu sous le nom de maille cristalline. Les paramètres structuraux de cette organisation sont bien plus petits que l'épaisseur des lamelles cristallines. La Figure I.20 illustre ces différents niveaux d'organisation hiérarchique, allant de la structure sphérolitique à la maille cristalline.

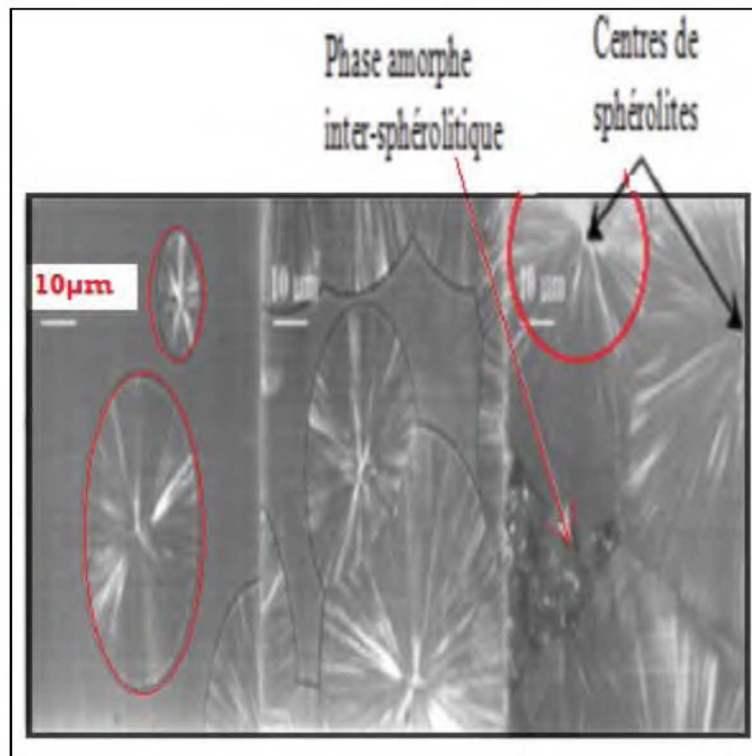


Figure I.20 : Croissance de sphérolites [53].

I.6.3.1 Déformation et endommagement des polymères semi-cristallins

L'analyse du comportement et des propriétés mécaniques des polymères semi-cristallins nécessite une compréhension approfondie des mécanismes de déformation et d'endommagement. Lorsqu'ils sont soumis à une sollicitation mécanique, la morphologie de ces matériaux entraîne des mécanismes de déformation spécifiques, qui dépendent des deux

phases présentes : amorphe et cristalline. À température ambiante, la phase amorphe peut être soit vitreuse, soit caoutchouteuse. Il est important de noter que la phase amorphe inter-lamellaire des polymères semi-cristallins peut présenter des caractéristiques distinctes de celles du polymère amorphe pur, en particulier lors de la transition vitreuse [53]. Dans ces matériaux, la phase amorphe se trouve dispersée et allongée entre les phases cristallines, ce qui entraîne une déformation par glissement cristallographique lors d'une sollicitation. Des recherches récentes suggèrent également qu'un mécanisme de dé-tricotage de la phase cristalline peut être initié par la phase amorphe [56].

Au niveau de la morphologie sphérolitique, il est essentiel de considérer la distribution des cristallites au sein des sphérolites, ainsi que la présence de cristallites imparfaites aux frontières des sphérolites. Ces éléments influencent également les mécanismes de déformation.

I.6.3.1.1 Micro-mécanismes de déformation

Lors d'une sollicitation uni-axiale, les mécanismes de déformation se produisent d'abord au sein de la phase amorphe, notamment dans les zones inter-lamellaires amorphes. Plusieurs études ont utilisé un modèle à deux phases pour décrire la déformation des polymères semi-cristallins [57], comme illustré dans la figure I.21. La faible épaisseur de la couche amorphe et l'activation du mécanisme de séparation nécessitent une contrainte relativement élevée. En traction, ce phénomène peut entraîner la formation de cavités inter-lamellaires [58,59], tandis que les mécanismes cristallographiques se mettent en place, orientant progressivement les chaînes dans la direction de l'étirement.

La fragmentation des lamelles en blocs cristallins plus petits, reliés par des chaînes étirées, engendre la formation d'une structure micro-fibrillaire, comme l'a démontré Peterlin en 1971 [60]. La figure I.21 illustre clairement l'évolution d'une morphologie lamellaire vers une morphologie micro-fibrillaire sous sollicitation.

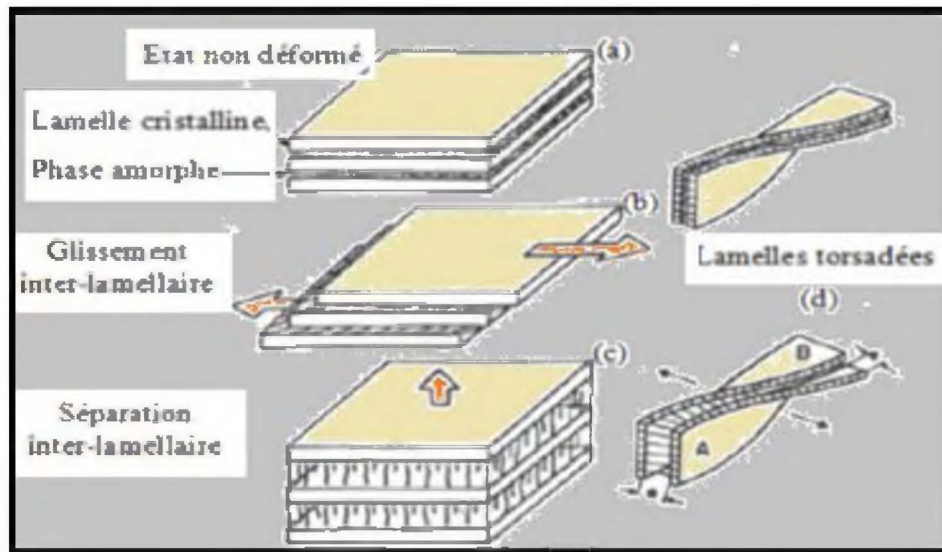


Figure I.21 : Mécanismes de déformation de la phase amorphe dans les polymères semi-cristallins [59]

Les déformations à l'échelle des sphérolites sont complexes en raison de l'agencement spatial des lamelles cristallines qui les composent. En effet, les zones amorphes et les lamelles cristallines se déforment sous l'effet de la traction, du cisaillement ou de la compression, en fonction de leur orientation dans les sphérolites par rapport à l'axe de sollicitation [58].

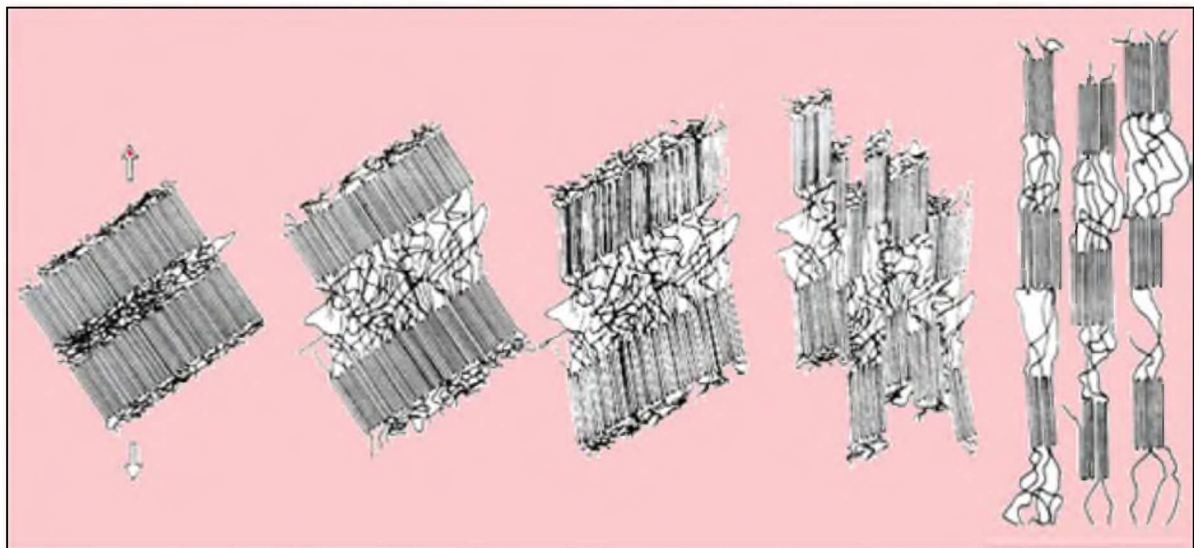


Figure I.22 : Evolution d'une morphologie lamellaire en une morphologie micro-fibrillaire [60].

En traction uni-axiale, deux niveaux de déformation et trois zones sont généralement distingués, comme illustré dans la figure I.22. Au début de la déformation, ce sont principalement les régions amorphes inter-sphérolites qui sont sollicitées, ce qui permet une déformation homogène et réversible. Toutefois, au fur et à mesure de l'augmentation de la

sollicitation, la déformation devient non uniforme, en raison de l'orientation changeante des lamelles cristallines autour de l'axe de sollicitation et de la localisation de la déformation dans certaines zones spécifiques [57, 58,61]. Selon Addiego [58], la déformation débute au centre du sphérolite, avant de se propager vers ses zones périphériques. Les lamelles étant orientées perpendiculairement à la direction de traction (figure I.23), le mécanisme dominant est la séparation inter-lamellaire. Lors de grandes déformations, ce mécanisme peut entraîner une extension significative des molécules de liaison dans la phase amorphe, ce qui conduit à la formation de cavités et à la fragmentation des lamelles en petits blocs. Dans les zones diagonales (a), les lamelles subissent simultanément un glissement et une séparation inter-lamellaire.

Les cristallites s'orientent progressivement vers l'axe de traction, ce qui entraîne la fragmentation des cristaux. En conséquence, le sphérolite perd sa forme sphérique initiale pour adopter une forme plus ellipsoïdale. Les zones polaires, où les lamelles sont orientées parallèlement à l'axe de sollicitation, présentent une plus grande résistance à la déformation. Cela est dû à la combinaison de la séparation et du cisaillement inter-lamellaire qui se produit dans ces zones, retardant ainsi l'apparition de la déformation par rapport aux autres régions. Cependant, une fois la déformation initiée, elle résulte de la fragmentation des lamelles cristallines, causée par la compression latérale due à la déformation des zones diagonales.

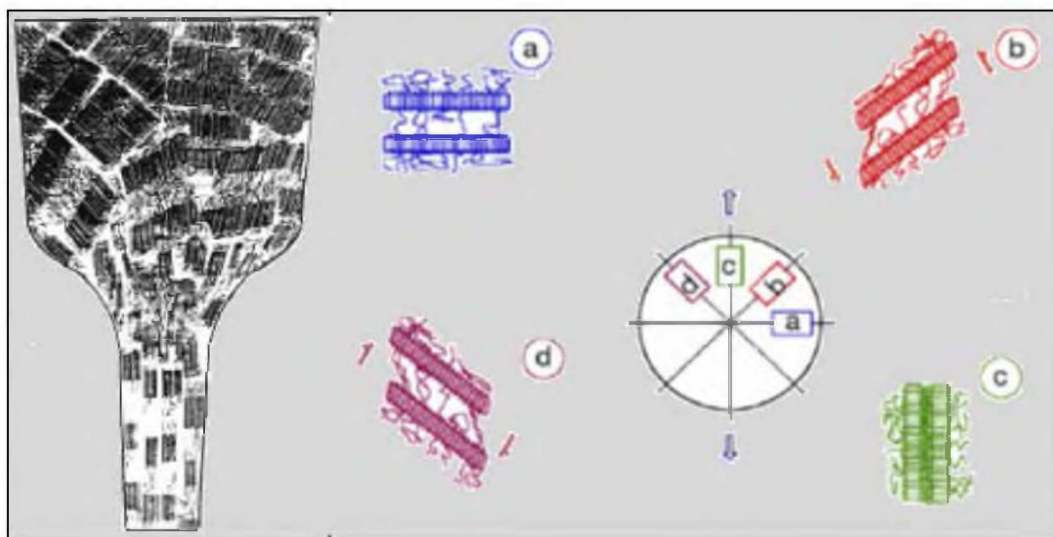


Figure I.23: Déformation d'une sphérolite en traction uni-axiale [59].

I.6.3.1.2. Micro-mécanismes d'endommagement

L'hétérogénéité de la structure des polymères semi-cristallins complique l'étude de leur endommagement. Selon les recherches, plusieurs mécanismes peuvent être responsables de

l'endommagement, notamment la cavitation, la formation de craquelures et la décohésion aux interfaces (dans les matériaux renforcés par des charges, par exemple). Comme l'endommagement est causé par la formation de micro-vides dans le matériau, il s'accompagne généralement d'une variation de volume. Les micro-mécanismes impliqués sont souvent liés à la fragmentation et à la réorientation des lamelles cristallines sous l'effet de la sollicitation [60]. Ce processus se manifeste notamment lors de la transition d'une structure sphérolitique à une structure fibrillaire. On distingue généralement deux types de cavitation qui peuvent se produire dans les polymères semi-cristallins :

- cavités formées au moment de la cristallisation,
- cavités formées au cours de la sollicitation

Selon Galeski [62] et Pawlak [63], la cavitation dans le cas d'un PEHD soumis à une sollicitation uni-axiale se manifeste par un blanchiment du matériau proche de la limite d'élasticité. Ce phénomène résulte de la formation de multiples cavités qui, sous l'effet de l'augmentation de la sollicitation mécanique, vont croître et fragmenter les lamelles cristallines en petites sections, comme illustré à la figure I.24

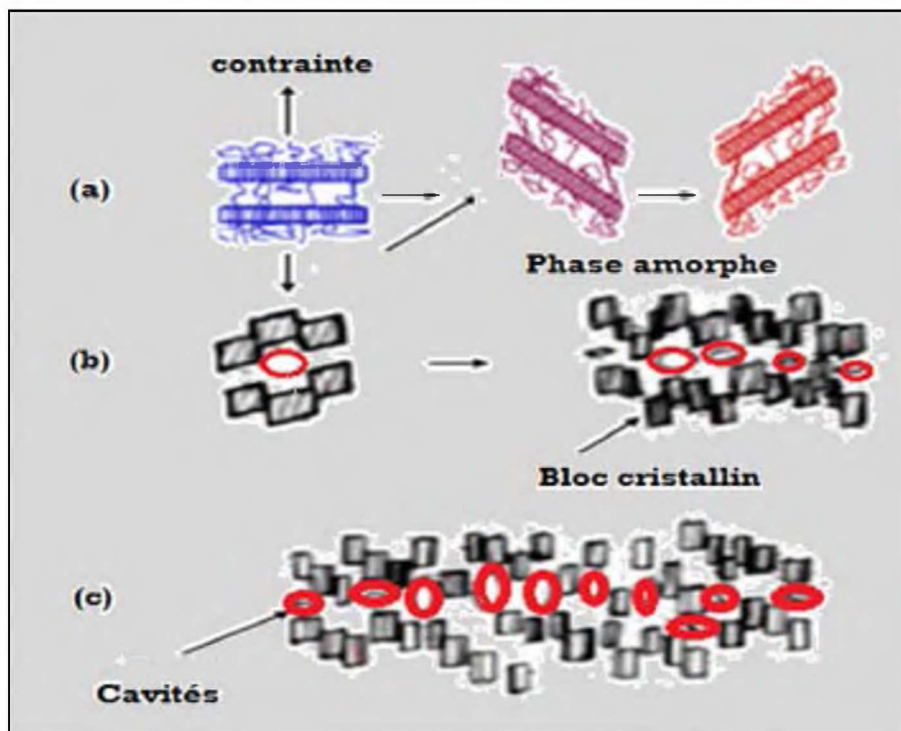


Figure I.24 : microcavités dans un polymère semi-cristallin [63].

Selon Pawlak [61], les micro-vides apparaissent d'abord dans les régions périphériques des sphérolites lors de faibles déformations. Cependant, à mesure que la déformation devient plus sévère, ces craquelures deviennent de plus en plus visibles. À environ 70% de déformation,

des ruptures suivent le contour des sphérolites, ce qui indique un début de modification de la morphologie. À partir de 93% de déformation, cette structure sphérolitique commence à disparaître complètement. D'autre part, selon Addiego [58], à environ 130% de déformation, les polymères semi-cristallins se transforment en une structure micro-fibrillaire, avec des cavités orientées selon l'axe de sollicitation, comme le montre la figure I.25.

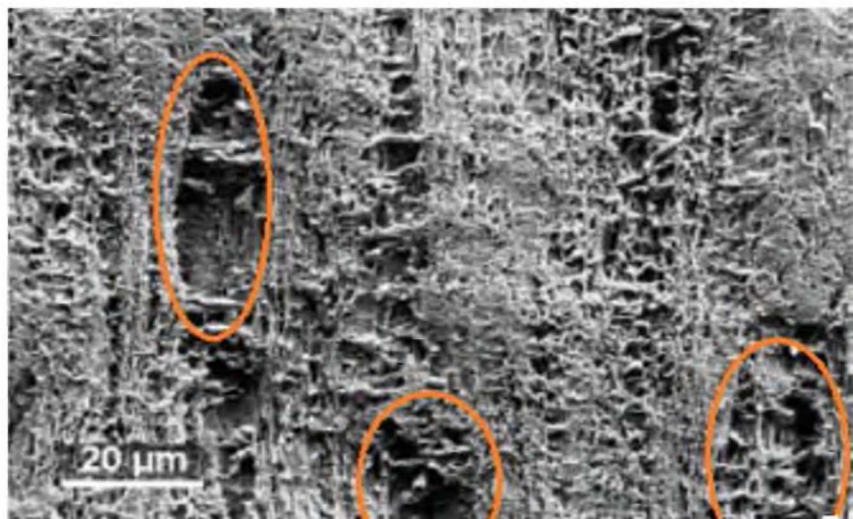
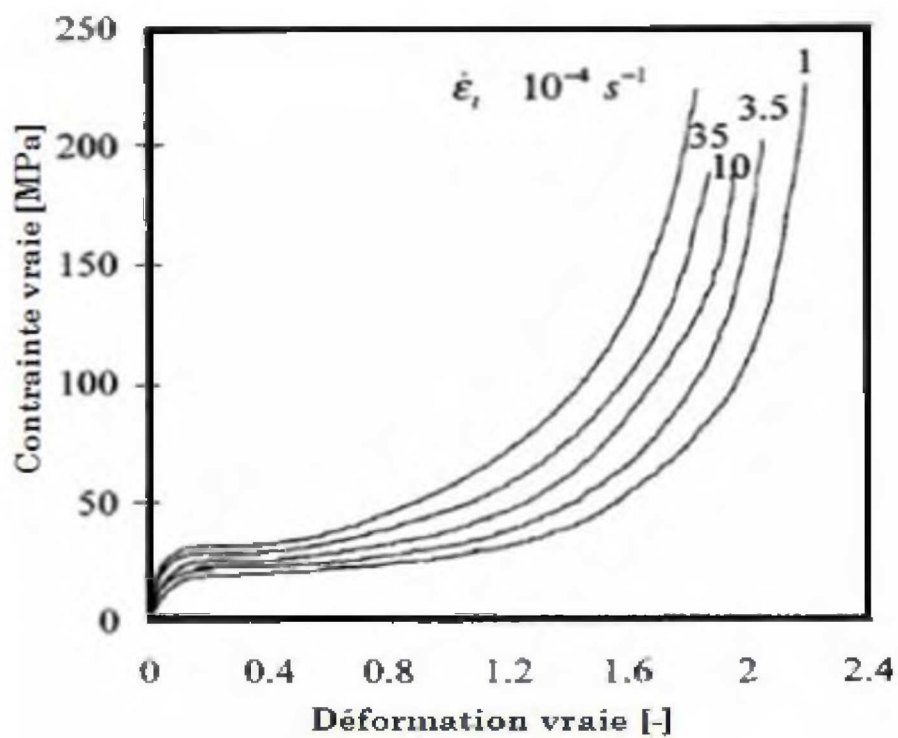
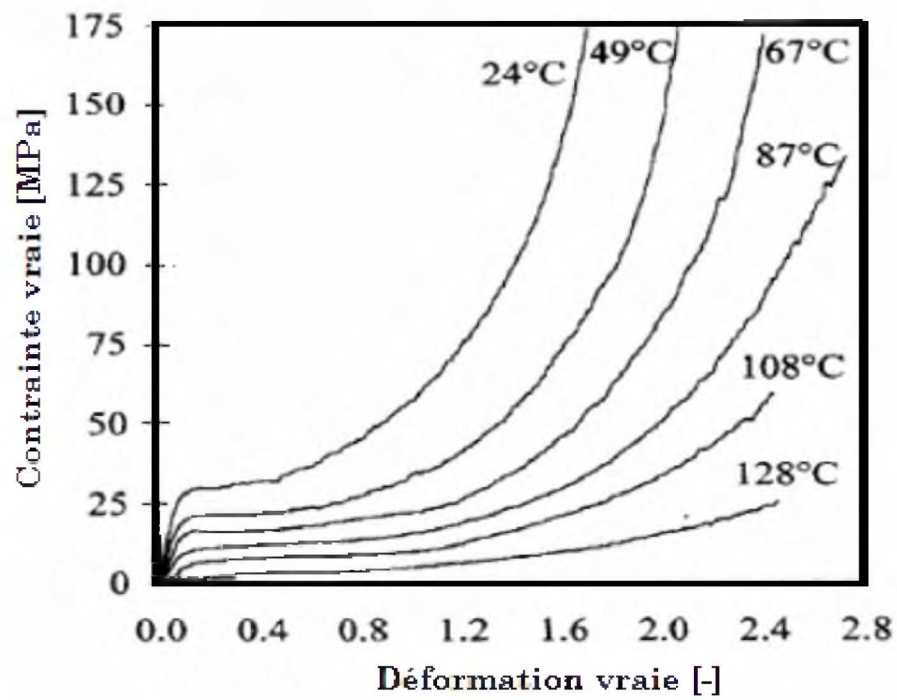


Figure I.25: formation de défauts microstructuraux par MEB à 130% de déformation [58].

I.7. comportement mécanique en grandes déformations

De nombreux paramètres influencent le comportement des polymères, tels que les conditions de mise en œuvre, les types de sollicitations et les facteurs environnementaux (milieu, température, pression). Les effets macroscopiques des mécanismes de déformation à l'échelle moléculaire des polymères semi-cristallins sont complexes à quantifier. À faibles niveaux de déformation, le polymère présente un comportement élastique linéaire sous sollicitation statique (traction uni-axiale) et un comportement viscoélastique linéaire mesuré par la spectroscopie mécanique en balayage (DMA). En revanche, pour de grandes déformations, il adopte un comportement viscoélastique non linéaire jusqu'au seuil d'élasticité, suivi par un comportement plastique ou viscoplastique [64]. Il est possible d'observer différents domaines de comportement en soumettant un polymère semi-cristallin à une sollicitation de traction uni-axiale, comme illustré dans la figure I.26. Ces domaines se distinguent par la perte de linéarité du comportement du matériau et par sa capacité de recouvrance, c'est-à-dire sa capacité à retrouver son état initial après déformation.



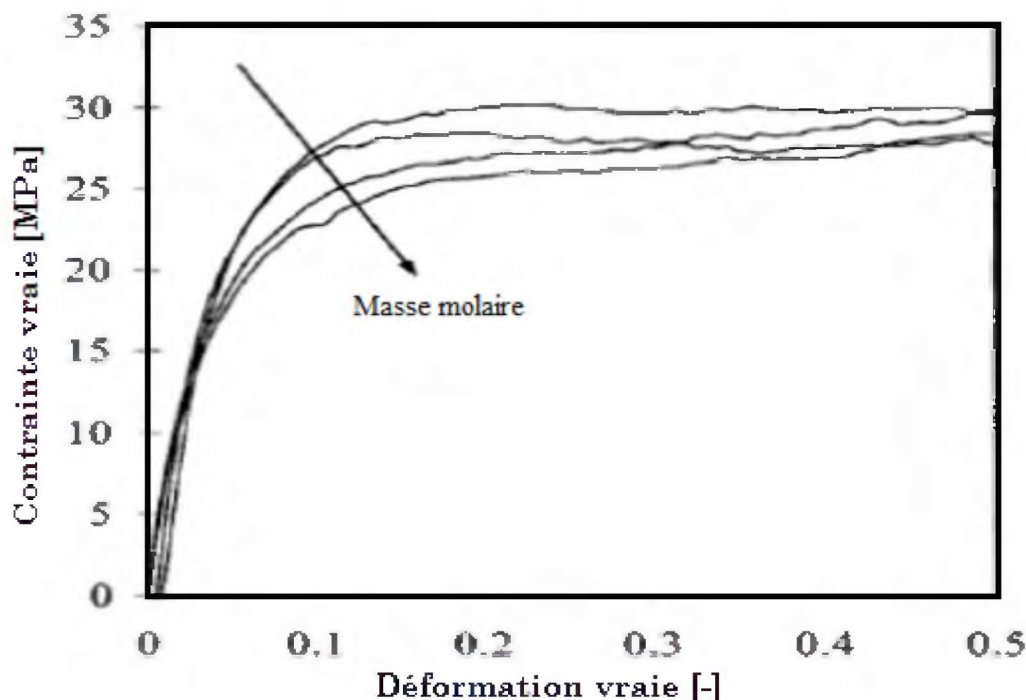


Figure I.26 : Influence de : température, vitesse et masse molaire sur le comportement
D'un semi-cristallin en traction [65].

Le comportement des polymères semi-cristallins est étroitement lié à la manière dont leurs macromolécules réagissent à l'application d'une sollicitation. En effet, les chaînes moléculaires constitutives ne répondent pas instantanément ; elles se réarrangent progressivement pour répartir les contraintes imposées et atteindre une configuration d'équilibre. Comme pour tous les polymères, le comportement des polymères semi-cristallins est fortement influencé par des paramètres d'essai tels que la vitesse de déformation et la température. Plusieurs études [58], [65] ont mis en évidence cette sensibilité, montrant que lorsque la vitesse de déformation diminue ou que la température augmente, la limite d'élasticité diminue également, et le phénomène de durcissement plastique perd en intensité. Il convient également de noter que les paramètres moléculaires comme la masse molaire, la cristallinité et l'architecture des chaînes jouent un rôle crucial dans le comportement mécanique macroscopique des polymères semi-cristallins, comme l'ont montré plusieurs chercheurs Olasz et Gudmundson [66], Hillmansen et al. [65].

I-8 Conclusion

Les polymères semi-cristallins présentent une structure complexe qui comporte des hétérogénéités à plusieurs niveaux d'échelle. En raison de cette complexité, il est souvent difficile de quantifier de manière précise l'influence des différents paramètres structuraux sur

le comportement mécanique. Cette difficulté provient du fait que les paramètres sont interdépendants, rendant l'évaluation expérimentale particulièrement complexe. Néanmoins, des approches théoriques peuvent mettre en lumière certains aspects du comportement des polymères semi-cristallins, comme l'influence du facteur de forme sur le module de Young. Les mécanismes de déformation ont été identifiés à plusieurs niveaux d'échelle, mais des questions demeurent :

Transformation fibrillaire : Il est bien établi que la transformation fibrillaire joue un rôle important dans la déformation des polymères semi-cristallins, mais les mécanismes précis qui en sont à l'origine ne sont pas encore entièrement compris. Une interrogation subsiste sur les mécanismes exacts qui déclenchent cette transformation et sur le moment où elle se produit lors d'un essai de traction.

Quantification de l'influence : Il est encore difficile de quantifier avec précision l'influence de ces mécanismes sur le comportement mécanique global du matériau. En particulier, la transformation fibrillaire et la formation de fibrilles sont des phénomènes qui se produisent à l'échelle microstructurale, et il reste difficile de les relier directement aux propriétés macroscopiques du matériau.

Endommagement et cavitation : Le phénomène de cavitation a été largement étudié et quantifié à travers diverses méthodes expérimentales. La cavitation, qui se manifeste par l'apparition et la croissance de microcavités sous sollicitation mécanique, a un impact majeur sur la résistance et la ductilité des polymères semi-cristallins. Cependant, la relation entre le taux de porosité (indiqué par la formation de microcavités) et la variation du module élastique dans ces matériaux n'a pas encore été complètement établie. Une des grandes questions qui demeure est de savoir si la cavitation est la seule cause de l'endommagement ou si d'autres mécanismes, comme la formation de microfissures ou l'évolution de la structure cristalline, jouent également un rôle important dans la dégradation du matériau.

Il semble donc que, bien que des progrès aient été réalisés dans la compréhension des mécanismes de déformation et d'endommagement des polymères semi-cristallins, de nombreuses incertitudes persistent, notamment en ce qui concerne l'interaction entre les mécanismes microscopiques et le comportement macroscopique du matériau. La quantification de ces effets à travers des modèles théoriques ou expérimentaux constitue un défi majeur dans le domaine

Références Bibliographiques Chapitre I

- [1] L.H. Sperling, Introduction to Physical Polymer Science, VCH, WEINHEIM, 1997.
- [2] 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, Thèse pour obtenir le grade de Docteur, Université Blaise Pascal- Clermont II, 2007.
- [3] G. Ehrenstein, F. Montagne. Matériaux polymères : Structure, propriétés et applications. Hermes science publications, 2000.
- [4] L. Alimi, Comportement mécanique et rupture du PEHD sous environnements contrôlés, Thèse de Magister, Université d'Annaba, 2007.
- [5] DJ. Bouha, Influence de la géométrie de l'outil sur le soudage par friction malaxage(FSW) d'un PEHD : Étude expérimentale, Mémoire pour l'obtention du diplôme de Magister en Génie Mécanique, Université de Mascara, 2013.
- [6] G.W. Ehrenstein et F. Montagne, Matériaux polymères structure, propriétés et applications, édition HERMES science, Publication paris 2000.
- [7] N. Susperregui, Étude théorique de la polymérisation d'esters par voie organométallique et organique, Thèse En vue de l'obtention du Doctorat de l'Université de TOULOUSE, 2010.
- [8] F. Vivier, Les Polymères – Comportement Mécanique & Synthèse, T-P, IUT Créteil-Vitry Mesures Physiques, Janvier 2006.
- [9] P. Wiess, La Chimie Des Polymères, Société Francophone de Biomatériaux Dentaires, 2010.
- [10] Y. Tomita. Constitutive modelling of deformation behavior of glassy polymers and applications. Int. J. Mech. Sci., vol. 42, no 8, p. 1455-1469, août 2000.
- [11] H.H. Kausch, N. Heymans, Christopher J.G. Plummer, P. Decroly. Matériaux Polymères: Propriétés Mécaniques et Physiques. PPUR - Collection : Traité des Matériaux, 2001.
- [12] C. Oudet, Polymères structure et propriétés, Introduction, édition Masson Milan Barcelone paris, 1994.
- [13] J. Cazenave, le compromis rigidité/durabilité du Polyéthylène Haute Densité

en relation avec la structure de chaîne, la microstructure et la topologie moléculaire issues de la cristallisation, Thèse pour obtenir le grade de docteur de l'Université Paris-Est, 2005.

[14] M. Reyne, Technologie des plastiques, HERMES, Paris, 1998.

[15] R. Dekioui, Étude et relation de l'influence de la vitesse de déformation sur la dimension fractale et sur la ténacité dans le cas d'un Polycarbonate, Thèse de Doctorat, Université de Metz, France, 1997.

[16] C. Oudet. Polymères, structure et propriétés. Issy-les-Moulineaux (Hauts-de-Seine) : Masson, 1993.

[17] C. G'sell, J.-M. Haudin, B. Sillion, et R. Billardon. Introduction à la mécanique des polymères. 1995.

[18] A. Blaise. Caractérisation microstructurale d'un PEHD semi-cristallin déformé, par tomographie X et diffusion de lumière polarisée. Henri Poincaré-Nancy I, 2011.

[19] M. Belhamiani, Approche globale de la mécanique de la rupture appliquée aux polymères PVC, Thèse Pour l'obtention du diplôme de Doctorat en Sciences, Université de Sidi Bel Abbes 2012.

[20] A. Derardja, Propriétés Physico-chimiques et Mécaniques Des Polymères, Cours destiné aux étudiants de Master 1 Génie des matériaux, Chapitre I, Université Batna, 2019 – 2020.

[21] J. Martin, Étude par spectroscopie Raman du polypropylène isotactique au cours de sa déformation uni-axiale, Thèse pour l'obtention du grade de Docteur de l'Université Paul-Verlaine de Metz, 2009.

[22] L. Treloar, the Physics of Rubber Elasticity, Clarendon, 3rd Edition, Oxford, 1975.

[23] F. Addiego, Caractérisation de la variation volumique du polyéthylène au cours de la déformation plastique en traction et en fluage, Thèse de Doctorat, Institut National Polytechnique de Lorraine, 2006.

[24] P. Weiss, Toughened plastics, C. B. Bucknall, Applied Science Publishers, Ltd., London, 1977, 359pp., \$36.00., J. Polym. Sci. Polym. Lett. Ed. 16 (1978) 376. doi:10.1002/pol.1978.130160714.

- [25] H.G.H. van Melick, L.E. Govaert, H.E.H. Meijer, Localisation phenomena in glassy polymers: influence of thermal and mechanical history, *Polymer (Guildf)*. 44 (2003) 3579–3591. doi:10.1016/s0032-3861(03)00089-2.
- [26] P.B. Bowden, J.A. Jukes, The plastic flow of isotropic polymers, *J. Mater. Sci.* 7 (1972) 52–63. doi:10.1007/bf00549550.
- [27] R. Quinson, J. Perez, M. Rink, A. Pavan, Components of non-elastic deformation in amorphous glassy polymers, *J. Mater. Sci.* 31 (1996) 4387–4394. doi:10.1007/bf00356465.
- [28] H. Eyring, Viscosity, Plasticity, and Diffusion as Examples of Absolute Reaction Rates, *J. Chem. Phys.* 4 (1936) 283. doi:10.1063/1.1749836.
- [29] R.E. Robertson, Theory for the Plasticity of Glassy Polymers, *J. Chem. Phys.* 44 (1966) 3950. doi:10.1063/1.1726558.
- [30] A.S. Argon, A theory for the low-temperature plastic deformation of glassy polymers, *Philos. Mag.* 28 (1973) 839–865. doi:10.1080/14786437308220987.
- [31] C. G'Sell, J.J. Jonas, Yield and transient effects during the plastic deformation of solid polymers, *J. Mater. Sci.* 16 (1981) 1956–1974. doi:10.1007/bf00540644.
- [32] E.M. Arruda, M.C. Boyce, A three-dimensional constitutive model for the large stretch behavior of rubber elastic materials, *J. Mech. Phys. Solids*. 41 (1993) 389–412.
- [33] E.M. Arruda, M.C. Boyce, A three-dimensional constitutive model for the large stretch behavior of rubber elastic materials, *J. Mech. Phys. Solids*. 41 (1993) 389–412. doi:10.1016/0022-5096(93)90013-6.
- [34] M.C. Boyce, O. Yeh, S. Socrate, K. Kear, K. Shaw, Micromechanics of cyclic softening in thermoplastic vulcanizates, *J. Mech. Phys. Solids*. 49 (2001) 1343–1360. doi:10.1016/s0022-5096(00)00077-6.
- [35] J.M.H. C. G'Sell, *Lois de comportement mécanique des polymères solides*, 1995.
- [36] E.M. Arruda, M.C. Boyce, R. Jayachandran, Effects of strain rate, temperature and thermomechanical coupling on the finite strain deformation of

- glassy polymers, *Mech. Mater.* 19 (1995) 193–212. doi:10.1016/0167-6636(94)00034-e.
- [37] A.A. Silano, K.D. Pae, J.A. Sauer, Effects of hydrostatic pressure on shear deformation of polymers, *J. Appl. Phys.* 48 (1977) 4076. doi:10.1063/1.323433.
- [38] R.N. Haward, B.M. Murphy, E.F.T. White, Relationship between compressive yield and tensile behavior in glassy thermoplastics, *J. Polym. Sci. A-2 Polym. Phys.* 9 (1971) 801–814. doi:10.1002/pol.1971.160090503.
- [39] J. Koplik, A. Needleman, Void growth and coalescence in porous plastic solids, *Int. J. Solids Struct.* 24 (1988) 835–853. doi:10.1016/0020-7683(88)90051-0.
- [40] N. Ouali, M.B.M. Mangion, J. Perez, Experimental and theoretical analysis of both the small- and the large-stress mechanical response of poly(methyl methacrylate), *Philos. Mag. A.* 67 (1993) 827–848. doi:10.1080/01418619308213962.
- [41] J. Richeton, S. Ahzi, K.S. Vecchio, F.C. Jiang, R.R. Adharapurapu, Influence of temperature and strain rate on the mechanical behavior of three amorphous polymers: Characterization and modeling of the compressive yield stress, *Int. J. Solids Struct.* (2006) 2318–2335. doi:10.1016/j.ijsolstr.2005.06.040.
- [42] S. Rabinowitz, I.M. Ward, J.S.C. Parry, The effect of hydrostatic pressure on the shear yield behaviour of polymers, *J Mater Sci.* 5 (1970) 29–39. doi:10.1007/bf00553440.
- [43] W.A. Spitzig, O. Richmond, Effect of hydrostatic pressure on the deformation behavior of polyethylene and polycarbonate in tension and in compression, *Polym. Eng. Sci.* 19 (1979) 1129–1139. doi:10.1002/pen.760191602.
- [44] S. Rabinowitz, P. Beardmore, Cyclic deformation and fracture of polymers, *J. Mater. Sci.* 9 (1974) 81–99. doi:10.1007/bf00554758.
- [45] J. Delmotte, Modélisation numérique de la déchirure ductile en milieu bidimensionnel à l'aide d'une approche locale, Université de Technologie de Compiègne, 1992

- [46] P. Combette, I. Ernoult. Physique des polymères – Tome II : Propriétés mécaniques, Edition Hermann, 2005.
- [47] A. Pawlak, Cavitation during tensile deformation of high-density polyethylene, *Polymer (Guildf)*. 48 (2007) 1397–1409. doi:10.1016/j.polymer.2006.12.054.
- [48] [53] J.R. Rice, D.M. Tracey, On the ductile enlargement of voids in triaxial stress fields*, *J. Mech. Phys. Solids*. 17 (1969) 201–217. doi:10.1016/0022-5096(69)90033-7.
- [49] A. Derardja, Propriétés Physico-chimiques et Mécaniques Des Polymères, Cours destiné aux étudiants de Master 1 Génie des matériaux, Chapitre I, Université Batna, 2019 – 2020.
- [50] L. Lin, A.S. Argon, Structure and plastic deformation of polyethylene, *Journal of Materials Science*, 29, 294-323, 1994.
- [51] J.M. Haudin., Structure morphologiques des polymères semi-cristallins in: Introduction à la mécanique des polymères, Inst. Natl. Polytech. Lorraine. 97-115 (1995).
- [52] K.H. Storks, An Electron Diffraction Examination of Some Linear High Polymers, *J. Am. Chem. Soc.* 60 (1938) 1753–1761. doi:10.1021/ja01275a013.
- [53] J. Varga, Supermolecular structure of isotactic polypropylene, *J. Mater. Sci.* 27 (1992) 2557–2579. doi:10.1007/bf00540671.
- [54] L. Cangemi, Une approche méso-macro continue pour la modélisation du comportement des polymères semi-cristallins à usage structural A mesoscopic continuum modelling for the behaviour of semicrystalline polymers for structural applications, *Mécanique Ind.* 3 (2002) 557–570. doi:10.1016/s1296-2139(02)01201-0.
- [55] H.B.H. Hamouda, Endommagement et fissuration en fluage de Polyéthylène extrudé: approche globale -approche locale, Thèse, ENSMP. (2000).
- [56] B. Monasse, S. Queyroy, O. Lhost, Molecular Dynamics prediction of elastic and plastic deformation of semi-crystalline polyethylene, *Int. J. Mater. Form.* 1 (2008) 1111–1114. doi:10.1007/s12289-008-0174-1.

- [57] S. Castagnet, S. Girault, J.L. Gacougnolle, P. Dang, Cavitation in strained polyvinylidene fluoride: mechanical and X-ray experimental studies, *Polymer (Guildf)*. 41 (2000) 7523–7530. doi:10.1016/s0032-3861(00)00077-x.
- [58] F. Addiego, Caractérisation de la variation volumique du polyéthylène au cours de la déformation plastique en traction et en fluage, INPL, 2006.
- [59] C. G'sell, A. Dahoun, Evolution of microstructure in semi-crystalline polymers under large plastic deformation, *Mater. Sci. Eng. A*. 175 (1994) 183–199. doi:10.1016/0921-5093(94)91058-8.
- [60] A. Peterlin, Molecular model of drawing polyethylene and polypropylene, *J. Mater. Sci.* 6 (1971) 490–508. doi:10.1007/bf00550305.
- [61] A. Pawlak, Cavitation during tensile deformation of high-density polyethylene, *Polymer (Guildf)*. 48 (2007) 1397–1409. doi:10.1016/j.polymer.2006.12.054.
- [62] A. Galeski, Strength and toughness of crystalline polymer systems, *Prog. Polym. Sci.* 28 (2003) 1643–1699. doi:10.1016/j.progpolymsci.2003.09.003.
- [63] S. Castagnet, Comportement mécanique du PVDF: compétition entre cavitation et écoulement visqueux, Université de Poitiers, 1998.
- [64] L. Belec, Mise en évidence de la contribution des phases amorphe et cristalline du polyamide 12 autour de la transition vitreuse, Université de Poitiers, 1995.
- [65] S. Hillmansen, S. Hobeika, R.N. Haward, P.S. Leever, The effect of strain rate, temperature, and molecular mass on the tensile deformation of polyethylene, *Polym. Eng. Sci.* 40 (2000) 481–489. doi:10.1002/pen.11180.

Chapitre II

Généralité sur le comportement mécanique du Polyéthylène haut densité (PEHD)

Chapitre II. Généralité sur le comportement mécanique du polyéthylène haut densité (PEHD)

II.1.Introduction

Les polymères solides occupent aujourd'hui une place essentielle dans de nombreux secteurs industriels (automobile, emballage, biomédical, aéronautique, etc.), grâce à leur légèreté, leurs propriétés mécaniques particulières et leur faible coût de production. Toutefois, leur réponse mécanique demeure particulièrement complexe, surtout lorsqu'ils sont exposés à des sollicitations multiples combinant différents types de chargement (traction, compression, cisaillement, torsion, etc.). Contrairement aux matériaux métalliques ou céramiques, les polymères affichent un comportement fortement non linéaire, associant viscoélasticité, viscoplasticité, ainsi que divers phénomènes couplés comme le fluage, l'endommagement thermique et le vieillissement [1].

Lorsque les sollicitations deviennent multiaxiales ou non proportionnelles, plusieurs mécanismes micromécaniques peuvent intervenir simultanément. Parmi eux figurent l'orientation des chaînes macromoléculaires, le glissement interlamellaire, la cavitation, la propagation de fissures ou encore la réorganisation des réseaux d'entrelacs — en particulier dans les polymères semi-cristallins ou réticulés. Cette richesse de comportements impose le recours à des méthodes expérimentales et numériques sophistiquées pour comprendre et prédire leur réponse en conditions réelles d'utilisation [1,2].

Pour décrire ces mécanismes complexes, de nombreux modèles constitutifs ont été développés. Ils intègrent les effets viscoélastiques à court terme, les déformations plastiques irréversibles ainsi que l'évolution progressive de l'endommagement sous sollicitations multiples. Ces modèles sont essentiels pour optimiser la conception des pièces en polymère et en garantir la fiabilité, même dans des environnements mécaniquement contraignants.

L'objectif principal de cet état de l'art est de recenser, analyser et structurer les connaissances scientifiques et techniques relatives au comportement mécanique du polyéthylène haute densité (PEHD). Ce matériau thermoplastique, largement utilisé dans les domaines du transport des fluides, de l'emballage, et des structures légères, présente un comportement complexe influencé par sa structure semi-cristalline et ses conditions d'usage. L'étude vise ainsi à identifier les propriétés fondamentales du PEHD (traction, fluage, fatigue, rupture), à comprendre les mécanismes de déformation associés (viscoélasticité, viscoplasticité), et à évaluer l'influence des facteurs environnementaux tels que la température, l'humidité ou les rayonnements. Elle cherche également à mettre en évidence les limites actuelles de la

compréhension du matériau, les méthodes expérimentales et les modèles utilisés pour le caractériser, ainsi que les perspectives d'amélioration ou de renforcement. En somme, cette synthèse constitue une base de référence pour orienter les choix de conception, de simulation ou d'optimisation dans les applications industrielles intégrant le PEHD.

II.2.Applications industrielles principales du PEHD

Le polyéthylène haute densité (PEHD) est l'un des polymères thermoplastiques les plus utilisés dans l'industrie, en raison de son excellent compromis entre résistance mécanique, légèreté, résistance chimique et coût de production réduit. Sa principale application se trouve dans la fabrication de canalisations et de systèmes de distribution d'eau et de gaz, où sa grande ténacité, sa résistance au fluage et sa durabilité face aux agressions chimiques en font un matériau de choix. Le PEHD est également très présent dans le secteur de l'emballage rigide, notamment pour la production de bouteilles, bidons, conteneurs et films industriels. Dans le domaine de la construction, il est utilisé pour les gaines électriques, les membranes d'étanchéité, et les revêtements de câbles ou de sols. En agriculture, il sert à la confection de tuyaux d'irrigation et de géomembranes pour les bassins de rétention. Enfin, l'industrie automobile et les équipements de sport exploitent ses propriétés de résistance aux chocs et aux intempéries, notamment dans les pièces internes, réservoirs, coffres de rangement ou garnitures. Grâce à sa bonne recyclabilité, le PEHD trouve également sa place dans une économie circulaire émergente, renforçant son rôle stratégique dans les secteurs industriels modernes [3-7].

II.3. Structure et propriétés du polyéthylène

II.3.1 Applications industrielles du PE

Avant d'aborder les propriétés mécaniques du polyéthylène (PE), il convient de rappeler que ce matériau est connu depuis les années 1940. Le polyéthylène s'est rapidement imposé comme un matériau de choix pour la fabrication de conduites utilisées dans les réseaux de transport et de distribution de fluides, en raison de ses caractéristiques physico-chimiques avantageuses.

Les polyéthylènes actuels, spécialement développés pour les applications dans les réseaux de canalisations, offrent des durées de vie en service pouvant atteindre environ 50 ans. Les fabricants de résines et de conduites ont ainsi mis au point différents grades de PE, chacun adapté à des exigences spécifiques. Ces matériaux présentent notamment une transition ductile-fragile, paramètre clé dans l'évaluation de la durée de vie des tubes.

Parmi les nombreuses qualités du polyéthylène, on peut citer sa souplesse, sa résistance aux chocs et à la pression, son insensibilité à la corrosion, ses propriétés organoleptiques, son inertie chimique et électrique, la possibilité de le produire en grandes longueurs, sa facilité de mise en œuvre et sa grande durabilité.

Les domaines d'application des réseaux en polyéthylène sont particulièrement variés. Les conduites en PE sont largement utilisées dans les réseaux de transport de fluides sous pression, tels que l'eau potable, le gaz naturel, les systèmes d'irrigation agricole, ainsi que dans le secteur pétrochimique. Le PE est également présent dans les installations de câblage électrique et dans la fabrication de conduites étanches et résistantes au feu.



Figure II.1. Exemples d'application du *PE*.

II.3.2 Le polyéthylène

Le polyéthylène est le polymère de synthèse présentant la structure chimique la plus élémentaire. Il fait partie de la vaste famille des polyoléfines. Ce matériau thermoplastique est issu de la polymérisation de l'éthylène (C_2H_4), aboutissant à la formation de macromolécules constituées par la répétition du motif monomère $-CH_2-CH_2-$ [8,9] (Figure II.2).

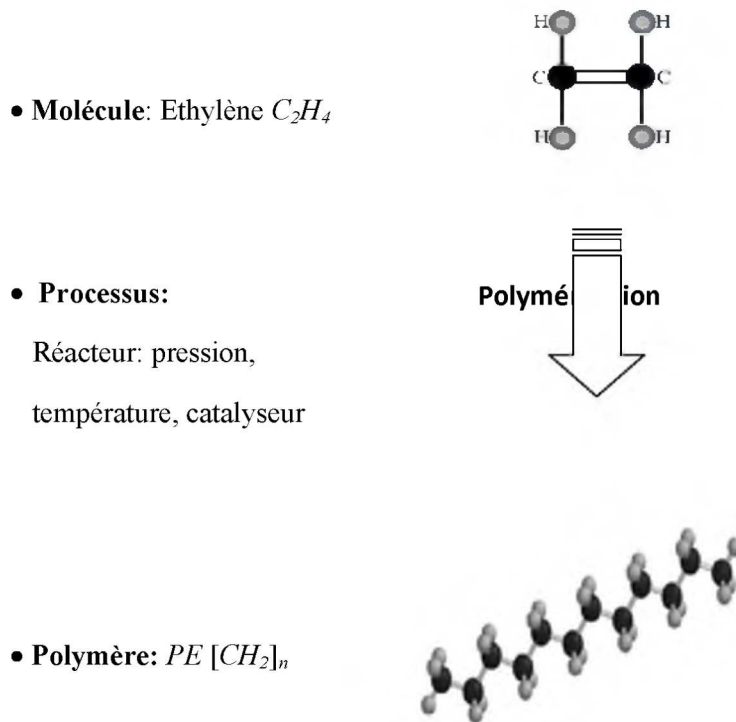


Figure II.2. Processus d'obtention du polyéthylène.

Le polyéthylène se décline en trois principales variantes, en fonction du procédé de synthèse utilisé :

- **Le polyéthylène haute densité (PEHD)** : Il est obtenu à basse pression par polymérisation catalytique selon le procédé Ziegler, reposant sur une catalyse organométallique à base de titane. Il se caractérise par une structure macromoléculaire linéaire et régulière, bien que quelques irrégularités subsistent (environ 1‰ de carbone), sous forme de courtes ramifications. Il présente la densité la plus élevée parmi les polyéthylènes, comprise entre **0,935 et 0,970 g/cm³** (voir figure II.3.a).
- **Le polyéthylène basse densité (PEBD)** : Issu d'une polymérisation radicalaire réalisée à haute pression, le PEBD diffère du PEHD par un taux élevé de ramifications longues (environ 601‰ de carbone), ce qui entraîne une structure moins compacte et donc une densité plus faible, située entre **0,915 et 0,935 g/cm³** (voir figure II.3.b).
- **Le polyéthylène basse densité linéaire (PEBDL)** : Il est synthétisé par copolymérisation d' α -oléfines à haute pression, à l'aide de catalyseurs Ziegler ou métallocène. La densité et la structure de ses ramifications latérales peuvent être

précisément ajustées en modifiant la nature et la concentration des monomères introduits avant la réaction (voir figure II.3.c).

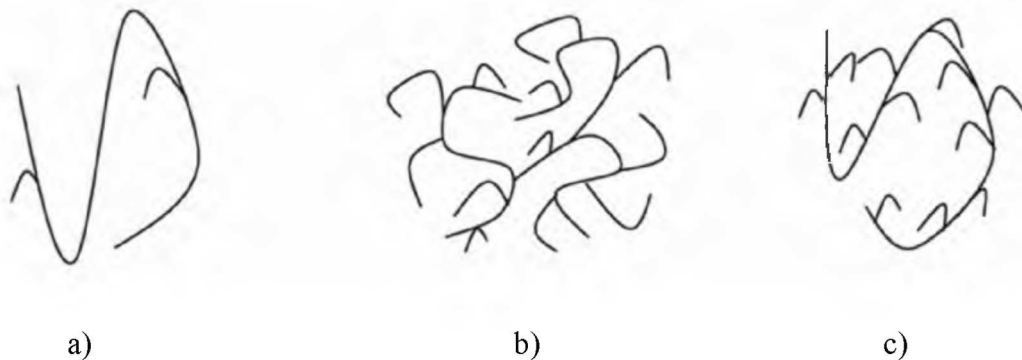


Figure II.3 Structure des différents polyéthylènes. a) *PEHD* ; b) *PEBD* et c) *PEBDL* [9-11]

Les différents grades de polyéthylène (PE) peuvent être mis en œuvre à l'aide des techniques de transformation thermoplastique classiques. L'extrusion est la méthode privilégiée pour la fabrication de produits de grande longueur. Elle consiste à transporter, fondre puis refouler sous pression une formulation spécifique à travers une filière. En fonction de la géométrie souhaitée, divers procédés de post-extrusion sont utilisés : l'extrusion de profilés (pour la production de plaques, joncs, tubes ou fils), l'extrusion-gonflage (destinée à la fabrication de films), et l'extrusion-soufflage (pour les corps creux).

Outre l'extrusion, le polyéthylène peut également être transformé par injection, pour la réalisation de pièces moulées, ou par moulage par compression, notamment pour la fabrication de plaques [12,13].

L'aptitude rhéologique à la mise en œuvre constitue le principal critère de sélection d'un grade de polyéthylène pour une technique de transformation donnée. Le contrôle le plus couramment utilisé dans l'industrie est la mesure de l'indice de fluidité (IF). Cet indice correspond à la masse, exprimée en grammes, de polymère extrudée à travers un capillaire normé, à une température de 190 °C, sous une charge de 2,16 kg, pendant 10 minutes. L'IF est directement influencé par la longueur des chaînes macromoléculaires et par leur taux de ramification : plus les chaînes sont courtes et compactes, plus l'indice de fluidité est élevé.

En complément de ce test, un autre paramètre est généralement évalué : la courbe de viscosité, exprimée en pascals-seconde (Pa·s), qui traduit le rapport entre la contrainte appliquée et la vitesse de déformation (ou taux de cisaillement) : $\eta = \frac{\tau}{\dot{\gamma}}$

Cette courbe met en évidence deux régimes distincts :

i) le comportement Newtonien, observé à faibles taux de cisaillement, où la viscosité reste

constante, et

ii) le comportement non Newtonien, observé à taux de cisaillement élevés, où la viscosité diminue avec l'augmentation de la déformation (phénomène de fluidification).

L'indice de fluidité et la viscosité en régime non Newtonien sont des paramètres essentiels qui conditionnent, par exemple, les réglages et les performances d'une extrudeuse lors de la transformation du PE.

II.3.3. Structure cristalline du polyéthylène

La structure cristalline des polymères résulte de l'arrangement périodique de chaînes macromoléculaires adoptant une conformation régulière. Ces chaînes sont maintenues entre elles par des interactions secondaires, telles que les liaisons de van der Waals ou les liaisons hydrogène. La figure II.4 illustre la structure cristalline du polyéthylène, identifiée dès 1939. Deux types de chaînes y sont représentés, différant par l'orientation du plan en zigzag.

La maille cristalline adopte une structure orthorhombique avec les paramètres suivants :

$a = 0,74 \text{ nm}$, $b = 0,493 \text{ nm}$, $c = 0,2534 \text{ nm}$. Le motif cristallin est constitué de deux segments de chaînes : l'un positionné à un sommet de la maille, l'autre au centre [1]. Grâce à la périodicité interne des chaînes, la taille de la maille reste bien inférieure à la longueur totale des macromolécules. Ainsi, le motif cristallin correspond à des fragments de chaînes, et non à des chaînes entières.

Il convient de souligner que, du fait de leur structure moléculaire, les cristaux polymères présentent un comportement fortement anisotrope, leurs propriétés variant selon les directions cristallographiques.

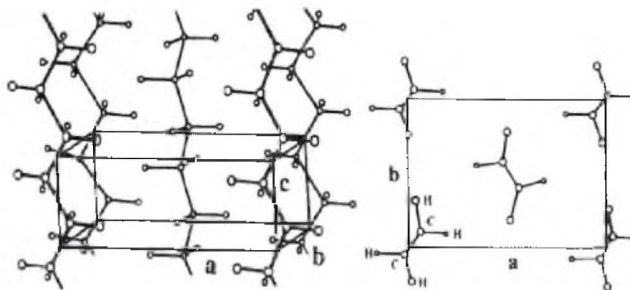


Figure II.4. Structure orthorhombique du polyéthylène [1].

II.3.4. Propriétés physiques et thermiques de quelques polyéthylènes

Quelques propriétés physiques et thermiques sont présentées dans le tableau II.1 :

<i>PROPRIETES</i>	<i>PEHD</i>	<i>PEBD</i>
Masse volumique (g/cm ³)	0.955 – 0.970	0.915 – 0.935
Transition vitreuse (°C)	-110	-110
Température de fusion à l'équilibre thermodynamique (°C)	128 – 135	110 – 120

Tableau II.1 Propriétés physiques et thermiques des Polyéthylènes.

L'analyse comparative des propriétés du polyéthylène haute densité (PEHD) et du polyéthylène basse densité (PEBD) met en évidence des différences significatives qui influencent directement leurs domaines d'application industriels.

La masse volumique, plus élevée pour le PEHD (0,955 – 0,970 g/cm³) par rapport au PEBD (0,915 – 0,935 g/cm³), traduit un taux de cristallinité plus important. Cette densité accrue confère au PEHD une rigidité mécanique supérieure, une meilleure résistance à la pression et à la traction, le rendant particulièrement adapté à des applications structurelles telles que la fabrication de tuyaux sous pression, de contenants rigides, ou encore de pièces injectées techniques utilisées dans les secteurs de l'eau, du gaz et de l'industrie chimique.

En revanche, la structure plus ramifiée du PEBD se traduit par une densité plus faible, mais offre une grande souplesse, une résilience accrue aux chocs et une aptitude au thermoformage. Ces caractéristiques le rendent particulièrement approprié pour la production de films d'emballage, de sacs plastiques, de gânes isolantes ou de revêtements flexibles, notamment dans les secteurs de l'agroalimentaire, de l'électronique ou de l'irrigation agricole.

La température de fusion à l'équilibre thermodynamique, plus élevée pour le PEHD (128 – 135 °C) que pour le PEBD (110 – 120 °C), reflète une résistance thermique supérieure. Le PEHD peut ainsi être utilisé dans des environnements soumis à des températures plus élevées, sans perte significative de ses propriétés mécaniques. À l'inverse, la température de fusion plus basse du PEBD facilite sa transformation à des températures moindres, ce qui est un avantage économique pour les procédés à grande vitesse, comme l'extrusion-gonflage ou le moulage par soufflage.

Enfin, la transition vitreuse identique pour les deux types de PE (-110 °C) indique que, quelle que soit leur densité, les deux matériaux conservent leur flexibilité à très basse température. Cette propriété est essentielle pour des applications en conditions climatiques extrêmes, telles que les conduites extérieures ou les gaines isolantes.

II.4. Comportement mécanique du PEHD

II.4.1 Propriétés mécaniques des polyéthylènes

À température ambiante, le polyéthylène se présente comme un matériau biphasique, composé d'une phase amorphe et d'une phase cristalline, cette dernière étant formée de cristallites rigides. Les propriétés mécaniques du polyéthylène à l'état solide dépendent de plusieurs facteurs déterminants :

- la proportion relative des deux phases,
- le degré de perfection des cristallites,
- la ténacité de la phase amorphe,
- la cohésion entre les phases ainsi qu'entre les cristallites, assurée par les chaînes macromoléculaires interconnectées.

Ces caractéristiques sont elles-mêmes influencées par la structure moléculaire du polymère, notamment : la longueur des chaînes, leur répartition moléculaire, le nombre, la nature, la longueur et la distribution des ramifications.

Le taux de cristallinité est fortement corrélé au taux de ramification des chaînes : plus les chaînes présentent de ramifications longues et nombreuses, plus la cristallinité diminue, ces ramifications entravant la réorganisation ordonnée des chaînes et limitant la formation de structures cristallines bien définies.

II.4.2. Propriétés mécaniques fondamentales du PEHD

Le polyéthylène haute densité (PEHD) présente un ensemble de propriétés mécaniques qui justifient son utilisation dans de nombreuses applications industrielles. Son module d'élasticité se situe généralement entre 700 et 1500 MPa, en fonction de la densité, du taux de cristallinité et des conditions de traitement thermique, ce qui lui confère une rigidité modérée comparée à d'autres polymères techniques [03]. Sa résistance à la traction varie entre 20 et 37 MPa, tandis que la résistance à la compression est souvent légèrement supérieure, ce qui rend le PEHD adapté aux efforts internes dans les structures creuses comme les canalisations [14]. L'allongement à la rupture est particulièrement élevé, atteignant souvent 500 % à 800 %, traduisant un comportement très ductile, notamment en régime lent ou à température ambiante [4]. En termes de résilience, le PEHD montre une bonne capacité d'absorption des chocs sans rupture, surtout à basse température, ce qui est essentiel pour les applications extérieures. Sa dureté Shore D se situe typiquement autour de 60–70, témoignant d'un bon équilibre entre souplesse et rigidité [15]. Ces caractéristiques, influencées par la structure semi-cristalline du

matériau, peuvent être ajustées par ajout de charges, de renforts ou par réticulations pour répondre aux exigences spécifiques des domaines d'application.

II.4.3 Influence des conditions environnementales

Le comportement mécanique du PEHD est fortement tributaire des conditions environnementales auxquelles il est exposé, notamment la température, l'humidité, les agents oxydants, et le mode de sollicitation. La température joue un rôle crucial dans la transition entre un comportement ductile et fragile. À basse température, le PEHD tend à devenir plus rigide et cassant, avec un allongement à la rupture nettement réduit. En revanche, à des températures proches de sa température de fusion ($\approx 130^\circ\text{C}$), il se ramollit, perd en rigidité et devient fortement viscoélastique, favorisant les phénomènes de fluage [16]. L'humidité et le vieillissement environnemental, notamment l'exposition aux rayons UV et à l'oxygène, peuvent induire des mécanismes de dégradation chimique, comme l'oxydation et la photo-oxydation, entraînant une fragilisation progressive du matériau par rupture des chaînes polymères, développement de microfissures, et perte de ductilité [17]. Le vieillissement thermique en atmosphère oxydante provoque également une perte de masse molaire, altérant les performances mécaniques à long terme. Enfin, la vitesse de déformation (taux de chargement) influence fortement le mode de rupture : à vitesse faible, le PEHD montre un comportement ductile avec forte déformation plastique, tandis qu'à vitesse élevée, la rupture devient plus fragile et brutale. Ce comportement dépend aussi du degré de cristallinité et de la morphologie du matériau [18]. L'ensemble de ces facteurs doit être pris en compte dans le dimensionnement et la prédiction de la durabilité des pièces en PEHD.

II.4.3.1. Comportement thermique du PEHD

Le comportement thermique du polyéthylène haute densité (PEHD) est étroitement lié à sa structure semi-cristalline, qui lui confère des propriétés thermiques spécifiques. Le PEHD présente une température de transition vitreuse très basse, autour de -100°C , ce qui lui permet de conserver une certaine souplesse même à des températures négatives. Sa température de fusion se situe généralement entre 130°C et 135°C , correspondant à la fusion des régions cristallines. En dessous de ce seuil, le matériau conserve ses propriétés mécaniques, mais il ramollit progressivement à partir de $80\text{--}90^\circ\text{C}$, ce qui limite son usage structurel à des températures inférieures. De plus, le PEHD possède une faible conductivité thermique (environ $0,4\text{--}0,5\text{ W/m}\cdot\text{K}$) et un coefficient de dilatation thermique linéaire élevé, ce qui peut poser problème dans les applications soumises à des variations thermiques

importantes. À haute température et en présence d'oxygène, il est également sensible à la dégradation thermique par oxydation, pouvant entraîner une perte de masse moléculaire et une fragilisation du matériau. Pour pallier ce vieillissement, des stabilisants thermiques (antioxydants) sont souvent incorporés dans la formulation. En résumé, bien que le PEHD soit thermiquement stable dans des plages modérées, ses performances diminuent significativement sous l'effet de la chaleur prolongée, ce qui nécessite des précautions d'usage selon l'application visée [19-22].

- **Transition vitreuse très basse ($T_g \approx -100\text{ }^{\circ}\text{C}$)** : Le PEHD reste souple à très basses températures, ce qui en fait un bon matériau pour des environnements froids.
- **Fusion vers $130\text{--}135\text{ }^{\circ}\text{C}$** : Il ne doit pas être utilisé en contact prolongé avec des fluides ou gaz chauds au-delà de cette température, sauf s'il est modifié.
- **Pas de transition nette comme les polymères amorphes** : Le PEHD étant semi-cristallin, il ne présente pas un comportement de ramollissement progressif, mais plutôt une fusion relativement franche.
- **Température de fusion (T_m)** : environ $130\text{--}135\text{ }^{\circ}\text{C}$: Cela correspond à la fusion des cristallites dans la phase semi-cristalline.
- **Température de transition vitreuse (T_g)** : environ $-100\text{ }^{\circ}\text{C}$: Très basse en raison de la grande flexibilité de la chaîne polymère.
- **Dégradation thermique** : commence vers $300\text{--}350\text{ }^{\circ}\text{C}$: Au-delà de cette température, des réactions de dépolymérisation ou de dégradation oxydative se produisent.

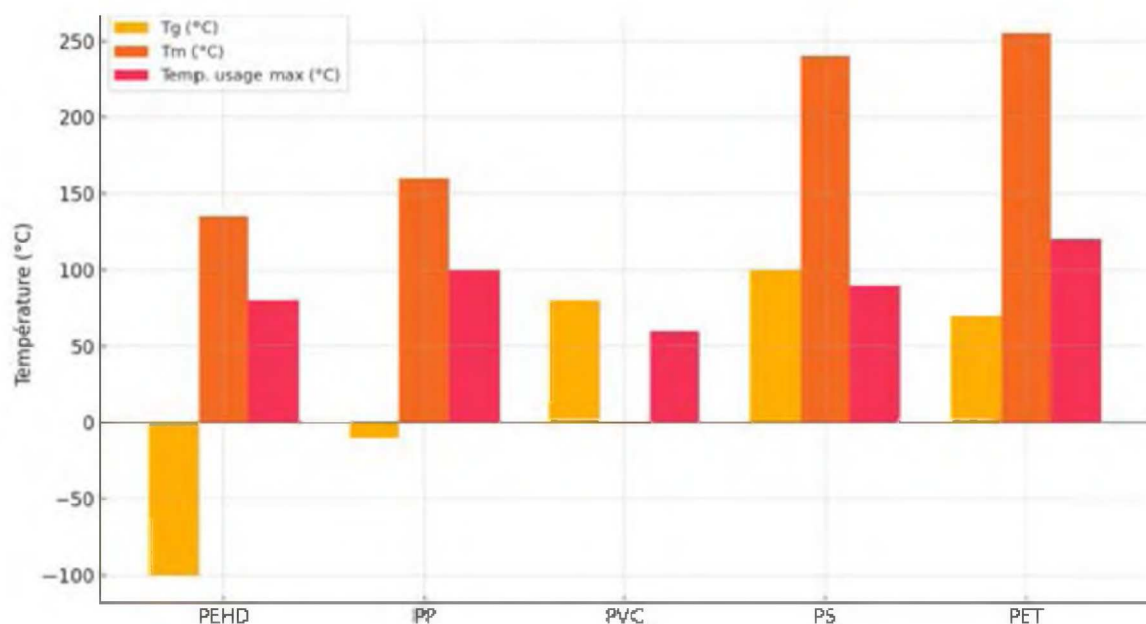


Figure II.5. Comparative des propriétés thermiques du PEHD et de quatre autres polymères courants (PP, PVC, PS, PET)

Voici une courbe comparative des propriétés thermiques du PEHD et de quatre autres polymères courants (PP, PVC, PS, PET) :

- **Tg (température de transition vitreuse)** : indique le seuil en dessous duquel le polymère devient rigide.
- **Tm (température de fusion)** : marque la fusion de la phase cristalline ($-1\text{ }^{\circ}\text{C}$ indique un polymère amorphe, comme le PVC).
- **Température maximale d'usage** : limite au-delà de laquelle les propriétés mécaniques commencent à se dégrader.
- Cette visualisation montre **que** le PEHD a un Tg très bas, une Tm modérée, et une température d'usage inférieure à celle du PP ou du PET, mais supérieure à celle du PVC.

II.4.3.2. Influence de la température sur les propriétés mécaniques

- **En dessous de $0\text{ }^{\circ}\text{C}$** :
 - Le PEHD devient plus rigide et fragile.
 - Baisse de la ténacité et augmentation du module d'élasticité.
- **Entre $20\text{ }^{\circ}\text{C}$ et $80\text{ }^{\circ}\text{C}$ (plage d'usage courant)** :
 - Bon compromis entre flexibilité et résistance mécanique.
 - Fluage lent sous charge constante.
- **Au-dessus de $80\text{--}90\text{ }^{\circ}\text{C}$** :
 - Début de la baisse notable du module élastique.
 - Allongement important sous contrainte.
 - Tendance au fluage et à la déformation permanente.

II.4.3.3. Conductivité thermique et dilatation

- **Conductivité thermique faible** : environ $0,4\text{--}0,5\text{ W/m}\cdot\text{K}$
 - Le PEHD est un **isolant thermique**, ce qui limite la dissipation de chaleur.
- **Coefficient de dilatation thermique linéaire** :
 - Entre $1,5 \times 10^{-4}$ et $2 \times 10^{-4} /^{\circ}\text{C}$
 - Cela peut poser des problèmes dans des assemblages mécaniques (dilatation importante par rapport aux métaux).

II.4.3.4. Vieillissement thermique et stabilité

- Le PEHD est sensible à l'oxydation thermique :
 - À haute température, surtout en présence d'oxygène, il subit un vieillissement : changement de couleur, fissuration, perte de propriétés mécaniques.

- Utilisation d'antioxydants pour stabiliser le polymère à haute température.
- Vieillissement accéléré par rayonnement UV combiné à la chaleur.

II.4.3.5. Modélisation du comportement thermique

- Utilisation de modèles de **viscoélasticité dépendants de la température** :
 - Modèles de type Arrhenius ou Williams–Landel–Ferry (WLF)
- Couplage thermomécanique en simulation (éléments finis) pour prévoir le comportement sous charge et température.

II.4.4 Comportement viscoélastique et viscoplastique du PEHD

Le polyéthylène haute densité (PEHD) présente un comportement viscoélastique non linéaire caractéristique des matériaux polymères semi-cristallins. Lorsqu'il est soumis à une charge constante dans le temps, le PEHD manifeste un fluage (creep), c'est-à-dire une déformation lente et progressive, particulièrement accentuée à des températures élevées ou proches de la température d'usage maximal. À l'inverse, lorsqu'une déformation constante est imposée, on observe un phénomène de relaxation de contrainte, où le niveau de stress diminue avec le temps. Ce comportement est dû à la mobilité partielle des chaînes dans la phase amorphe et à la résistance mécanique des zones cristallines, agissant comme des points d'ancrage internes [23]. Pour modéliser ces phénomènes, plusieurs représentations rhéologiques ont été proposées, parmi lesquelles les modèles linéaires de Maxwell, Kelvin-Voigt, ou encore le modèle de Burgers, qui combinent des ressorts (comportement élastique) et des dashpots (comportement visqueux). Ces modèles permettent de prédire la réponse temporelle du matériau à différentes sollicitations, utiles notamment pour le dimensionnement à long terme des composants en PEHD dans les applications structurelles, telles que les canalisations sous pression ou les réservoirs soumis à des charges constantes [24]. À plus long terme ou sous charges plus intenses, une composante viscoplastique devient dominante, traduisant une déformation irréversible cumulative. La maîtrise de ces comportements est essentielle pour garantir la durabilité et la fiabilité des pièces en PEHD, particulièrement dans les environnements thermomécaniques sévères.

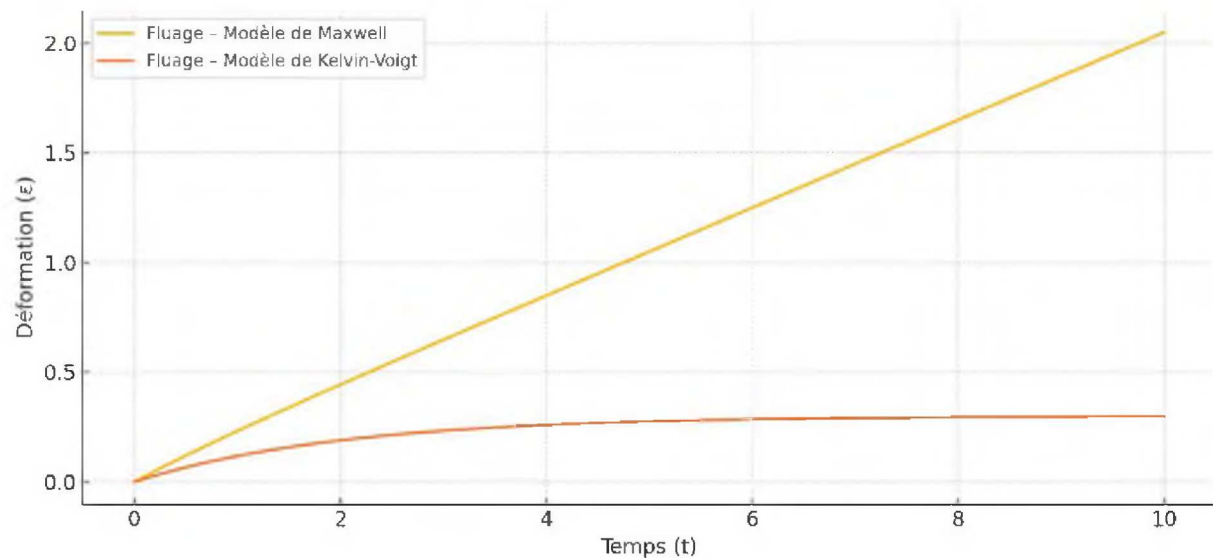


Figure II.6comportement en fluage du PEHD

La Figure II.6 illustrant les modèles rhéologiques appliqués au PEHD :

Comportement en fluage (creep) :

- Le modèle de Maxwell montre une déformation continue dans le temps (comportement visqueux).
- Le **modèle de Kelvin-Voigt** approche une déformation limite asymptotique (comportement viscoélastique retardé).

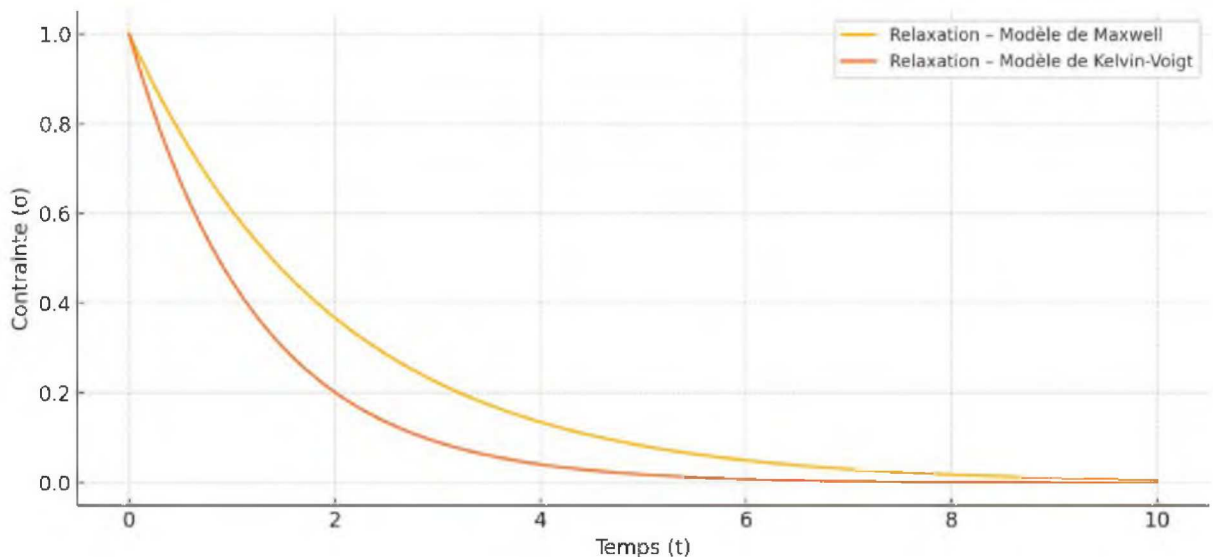


Figure II.7.comportement en Relaxation du PEHD

La figure II.7 illustrant les modèles rhéologiques appliqués au PEHD

Comportement en relaxation de contrainte : Les deux modèles montrent une diminution de la contrainte dans le temps, plus rapide pour Kelvin-Voigt.

Tableau comparatif des modèles rhéologiques appliqués au PEHD

Modèle	Schéma mécanique	Formule principale	Caractéristiques	Domaines d'application
Maxwell	Ressort + dashpot en série	$\varepsilon(t) = \sigma_0/E + \sigma_0 t/\eta$	Représente bien la relaxation de contrainte. Mauvais pour le fluage à long terme.	Relaxation rapide, comportement à court terme
Kelvin-Voigt	Ressort + dashpot en parallèle	$\varepsilon(t) = \sigma_0/E \cdot (1 - e^{(-Et/\eta)})$	Bon pour le fluage asymptotique. Ne modélise pas la relaxation.	Fluage retardé (tuyaux PEHD, membranes)
Burgers	Maxwell + Kelvin-Voigt combinés	$\varepsilon(t) = \sigma_0/E_1 + \sigma_0/E_2 \cdot (1 - e^{(-E_2 t/\eta_2)}) + \sigma_0 t/\eta_1$	Combine fluage instantané + retardé + permanent. Modèle complet pour PEHD.	Tuyauteries sous pression, stockage à long terme
Standard Linéaire Solide (Zener)	Ressort + [ressort + dashpot]	$\sigma(t) + \tau_1(d\sigma/dt) = E_1\varepsilon(t) + \tau_2(d\varepsilon/dt)$	Intermédiaire entre Maxwell et Kelvin-Voigt. Bonne modélisation fluage et relaxation.	Simulation numérique, structures sous cyclage.
Modèle viscoplastique (non linéaire)	Élément plastique + visqueux	$d\varepsilon/dt = A \cdot \sigma^n$ (Perzyna, Norton-Hoff)	Déformation irréversible. Utilisé pour le PEHD sous charge prolongée.	Fluage plastique, rupture lente, conduites enterrées.

Tableau .II.2 Tableau comparatif des modèles rhéologiques appliqués au PEHD

- **E** : module d'élasticité (Pa)
- **η** : viscosité (Pa·s)
- **σ_0** : contrainte appliquée
- Les modèles linéaires sont valides pour des sollicitations modérées. Pour les cas industriels complexes, on utilise des versions non linéaires calibrées expérimentalement.

II.4.5.Comportement en fatigue et rupture du PEHD

Le polyéthylène haute densité (PEHD) présente un comportement en fatigue et en rupture qui dépend fortement de sa structure semi-cristalline, des conditions de chargement et de l'environnement. Lorsqu'il est soumis à des sollicitations cycliques, même à des niveaux de contrainte relativement faibles, le PEHD peut subir une fatigue mécanique menant à la fissuration progressive du matériau. Ce processus est généralement divisé en trois phases : l'initiation de microfissures, la propagation stable de ces fissures, puis la rupture brutale. Le seuil de fatigue du PEHD est relativement bas comparé à celui des métaux, en raison de sa sensibilité à la microstructuration interne (cristallinité, défauts, interfaces). De plus, la température et la fréquence des cycles influencent fortement la durabilité : une température élevée ou une fréquence rapide accentue l'échauffement interne, accélérant la dégradation. En ce qui concerne la rupture, le PEHD peut présenter un comportement ductile ou fragile selon les conditions de sollicitation. À basse température ou sous vitesses de déformation élevées, il tend à se rompre de manière fragile, tandis qu'à température ambiante avec une vitesse modérée, il subit généralement une rupture ductile précédée d'un fort allongement. La présence de défauts, de rayures ou d'entailles peut également favoriser la rupture prématurée par concentration des contraintes. Afin de mieux comprendre et prédire ces phénomènes, des essais de fatigue à long terme, ainsi que l'analyse de la mécanique de la rupture (tenacité, facteur d'intensité de contrainte), sont souvent menés sur des échantillons représentatifs.

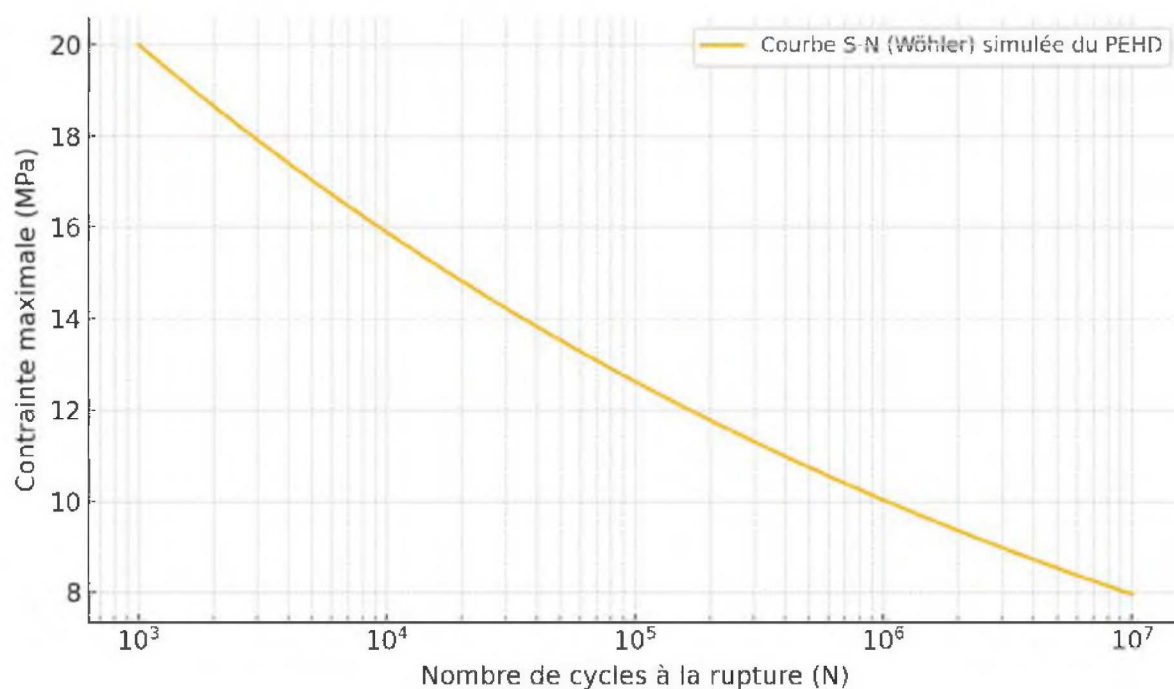


Figure II.8.Comportement en fatigue du PEHD – Courbe S-N

La figure II.8 illustrant la relation typique entre :

- Le **nombre de cycles à la rupture (N)** (en échelle logarithmique)
- Et la **contrainte maximale supportée (MPa)**

On observe que plus le nombre de cycles augmente, plus la contrainte admissible diminue, ce qui est caractéristique d'un comportement en fatigue.

II.5. Influence des modifications et des renforts sur le PEHD

Le polyéthylène haute densité (PEHD) peut être modifié par divers procédés afin d'améliorer ses performances mécaniques et d'élargir ses domaines d'application. Parmi les principales formes de modification chimique, on retrouve le PEHD réticulé (PE-X), obtenu par irradiation ou agents peroxydes, qui présente une résistance accrue à la température, une tenue améliorée au fluage et une meilleure stabilité dimensionnelle. D'autre part, l'incorporation de copolymères (comme l'éthylène-acétate de vinyle ou les polyoléfinés élastomères) permet d'augmenter la flexibilité, d'améliorer la résistance à l'impact, mais peut légèrement diminuer la rigidité globale du matériau [25]. En ce qui concerne les PEHD chargés, l'ajout de fibres courtes (verre, carbone) ou de nanoparticules (argiles, silice, graphène) permet d'améliorer le module d'élasticité, la résistance à la traction et la résistance thermique, tout en limitant la déformation sous charge [26]. Toutefois, l'efficacité du renforcement dépend fortement de la dispersion des charges et de leur adhésion interfaciale à la matrice polymère. Des techniques telles que le traitement de surface ou l'utilisation de compatibilisants (ex. : PE-g-MA) sont souvent nécessaires pour garantir une bonne cohésion. Ces modifications permettent de concevoir des composites à matrice PEHD adaptés aux exigences mécaniques élevées dans les secteurs du transport, du bâtiment ou de l'énergie.

Tableau de synthèse – Effets des renforts sur les propriétés mécaniques du PEHD

Type de renfort	Effet sur la rigidité (module E)	Effet sur l'allongement à la rupture	Effet sur la résistance thermique	Observations
Fibres de verre	↑↑	↓↓	↑	Améliore fortement la rigidité, mais rend le matériau plus fragile.
Fibres de carbone	↑↑↑	↓↓↓	↑↑	Très haute performance, mais coûteux ; bonne stabilité dimensionnelle.

Nanoparticules d'argile	↑	→/↓	↑	Bonne dispersion requise pour efficacité ; améliore les propriétés barrières.
Nanotubes de carbone	↑↑	↓	↑↑	Propriétés exceptionnelles mais difficulté de dispersion.
PEHD réticulé (PE-X)	→	↓	↑↑	Stabilité thermique améliorée, pas de gain significatif en rigidité.
Copolymères élastomères	↓	↑↑	↓	Apporte de la flexibilité et de la résistance aux chocs.

Tableau .II.3 Tableau de synthèse – Effets des renforts sur les propriétés mécaniques du PEHD

II.6.Modélisation et simulation numérique

La modélisation numérique du comportement mécanique du PEHD repose sur l'utilisation de modèles constitutifs adaptés à son nature polymère semi-cristallin et à ses réponses complexes sous sollicitation. Selon les objectifs de la simulation, on peut recourir à des lois de comportement élastoplastiques, viscoélastiques, voire viscoplastiques avec endommagement progressif. Les modèles viscoélastiques linéaires ou non linéaires sont couramment utilisés pour simuler le fluage et la relaxation de contrainte, tandis que les modèles élastoplastiques à écrouissage conviennent aux sollicitations à court terme ou aux chargements cycliques. Pour représenter la dégradation progressive des propriétés (fissuration lente, fatigue, rupture différée), des modèles d'endommagement continu ou de mécanique de la rupture peuvent être intégrés [24]. La méthode des éléments finis (MEF) constitue l'outil numérique principal pour la simulation du comportement du PEHD, notamment dans les logiciels tels qu'ABAQUS, ANSYS, ou COMSOL Multiphysics. Elle permet de résoudre les équations de comportement dans des géométries complexes, en tenant compte des conditions aux limites, du chargement, du temps, et parfois du couplage thermomécanique. Plusieurs études de cas ont montré l'efficacité de la MEF dans la simulation de structures en PEHD, comme les tuyauteries enterrées, les réservoirs sous pression, ou les composants soumis à fluage à long terme, permettant de prédire les zones critiques de déformation ou de rupture [27,28]. Ces approches prédictives sont aujourd'hui essentielles pour le dimensionnement durable des pièces industrielles en PEHD.

II.7.Comparaison avec d'autres polymères

Le polyéthylène haute densité (PEHD) se distingue de nombreux autres polymères d'usage courant par sa structure semi-cristalline dense, qui lui confère une meilleure rigidité, une résistance chimique élevée, et une faible perméabilité aux gaz et à l'humidité. Comparé au polyéthylène basse densité (PEBD), le PEHD présente un module d'élasticité supérieur (≈ 1000 MPa contre 200–300 MPa), une meilleure résistance à la traction, mais une moindre flexibilité, ce qui limite son usage dans les applications souples comme les films [27]. Par rapport au polypropylène (PP), le PEHD offre une meilleure résistance à l'impact à basse température, mais il possède un point de ramollissement légèrement inférieur. Le chlorure de polyvinyle (PVC), quant à lui, se distingue par une rigidité et une résistance au feu supérieures, mais au prix d'une plus grande sensibilité à l'environnement (dégradation thermique, relargage de chlore), ce qui rend le PEHD plus stable en conditions chimiques sévères. Toutefois, le PEHD souffre d'un fluage plus prononcé à long terme et d'une résistance thermique modérée (limite d'usage ≈ 80 °C), ce qui peut restreindre son emploi dans des environnements fortement thermiques sans modification ou renfort [27]. Son principal atout reste son excellent rapport performance/coût, ainsi que sa facilité de transformation par extrusion et moulage, ce qui le rend compétitif dans de nombreux domaines industriels tels que les canalisations, les contenants, ou les géomembranes.

Tableau comparatif – PEHD vs PEBD vs PP vs PVC

Propriété	PEHD	PEBD	PP	PVC	Unité	Commentaires
Temp. de transition vitreuse (T _g)	-100	-120	-10	80	°C	Température à partir de laquelle le matériau devient rigide
Temp. de fusion (T _m)	130–135	105–115	160–170	Amorphe	°C	Pas de T _m pour le PVC (polymère amorphe)
Module d'élasticité	800–1500	200–300	1300–1800	2000–3500	MPa	Indique la rigidité du matériau
Résistance à la traction	20–37	8–15	30–40	40–55	MPa	Plus élevée pour le PVC
Allongement à la rupture	500–800	>600	200–600	20–50	%	Très élevé pour PEHD et PEBD
Température maximale d'usage	80–100	60–80	100–120	60–80	°C	Limite avant ramollissement significatif

Résistance chimique	Excellente	Très bonne	Bonne	Très bonne	/	Tous bons, PEHD plus stable à long terme
Coût moyen (indicatif)	Bas	Bas	Modéré	Modéré	€/kg	PEHD et PEBD plus économiques

Tableau .II.4 Tableau comparatif – PEHD vs PEBD vs PP vs PVC du PEHD

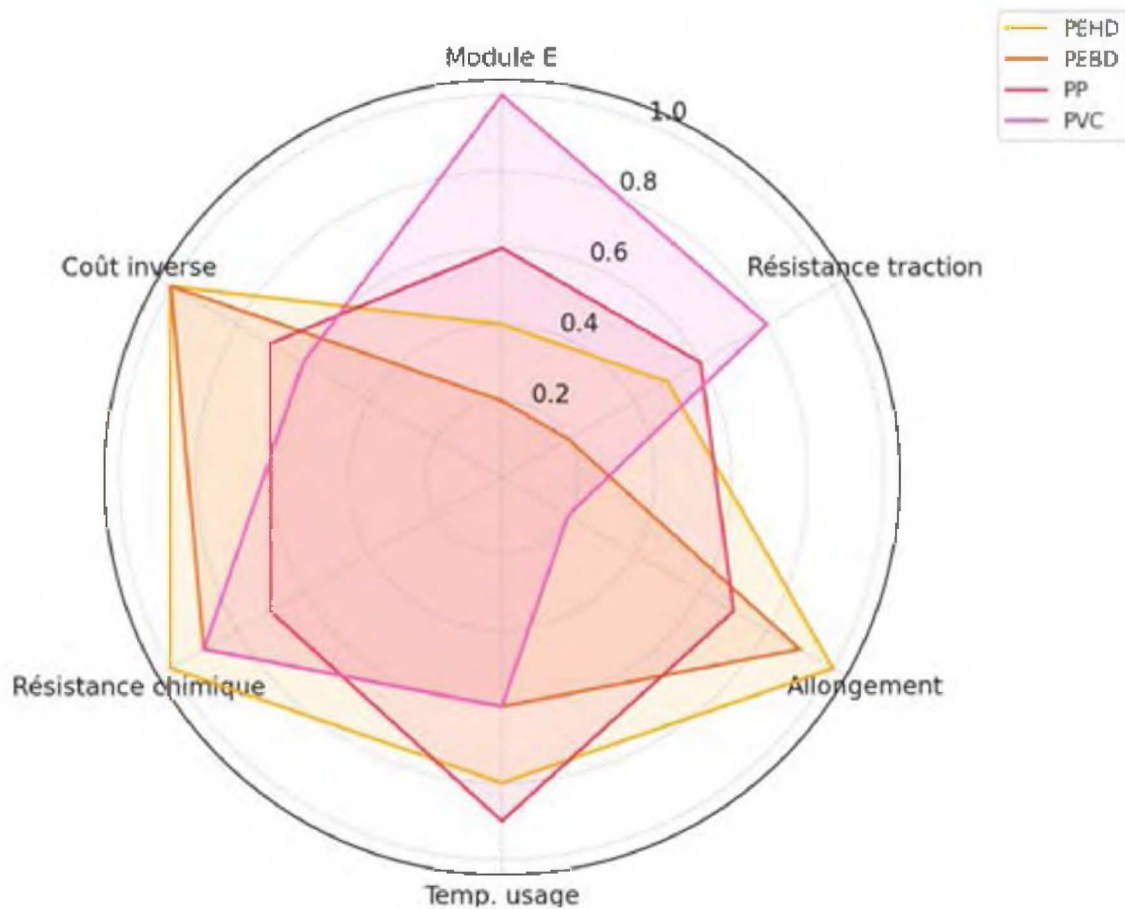


Figure II.9. Comparatif illustrant les performances normalisées des polymères PEHD, PEBD, PP et PVC

Voici un **diagramme radar comparatif** illustrant les performances normalisées des polymères **PEHD, PEBD, PP et PVC** selon six critères clés :

- Module d'élasticité (rigidité)
- Résistance à la traction
- Allongement à la rupture
- Température maximale d'usage
- Résistance chimique

- Coût inverse (plus la valeur est haute, plus le matériau est économique)

Le PEHD se distingue par son excellent allongement, sa résistance chimique et son faible coût, tandis que le PVC est plus rigide mais moins ductile.

II.8. Conclusion

L'analyse de la littérature sur le comportement mécanique du polyéthylène haute densité (PEHD) met en évidence un matériau largement étudié et exploité en raison de ses qualités techniques, telles que sa bonne résistance à la traction, sa flexibilité remarquable, et sa forte stabilité chimique. Les différentes études ont permis de caractériser ses comportements viscoélastique, viscoplastique, ainsi que ses réponses en fatigue, fluage et rupture, tout en soulignant l'impact significatif des conditions environnementales (température, humidité, rayonnement UV) sur ses performances à long terme. Les recherches récentes ont également démontré que l'intégration de modifications chimiques (réticulation, copolymérisation) et de renforts (fibres, nanoparticules) améliore sensiblement les propriétés mécaniques du PEHD pour des applications plus exigeantes. Cependant, l'état de l'art révèle certaines limites persistantes, notamment en ce qui concerne la prédiction précise du comportement différé (fluage viscoplastique) sous sollicitations complexes, la modélisation non linéaire couplée (thermo-mécanique, endommagement progressif), et le comportement à l'échelle microscopique des interfaces dans les composites PEHD. De plus, les données issues des essais accélérés ne reproduisent pas toujours fidèlement les conditions réelles d'exploitation, notamment pour les applications de longue durée (tuyauteries, réservoirs). Ainsi, il est recommandé que les travaux futurs s'orientent vers le développement de modèles constitutifs multiphysiques, intégrant les effets de l'environnement et du vieillissement, ainsi que vers l'expérimentation à échelle réelle sur des systèmes complexes. L'exploration de nanocomposites plus homogènes, de matériaux recyclés renforcés, et de solutions éco-conçues constitue également un axe prometteur pour renforcer la durabilité et la performance du PEHD dans une perspective d'économie circulaire.

Références Bibliographique Chapitre II

- [1] **G'Sell C., Haudin J.M.** (1995). *Introduction à la mécanique des polymères*. INPL MECAMAT-GFP-APPLOR-FIRTECH
- [2] **Arruda E.M., Boyce M.C.** (1993). "A three-dimensional constitutive model for the large stretch behavior of rubber elastic materials." *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 41(2), 389–412
- [3] **Brydson, J. A.** (1999). *Plastics Materials* (7th ed.). Butterworth-Heinemann. Chapitre sur le polyéthylène : structure, transformation, applications industrielles.
- [4] **Wiles, D. M., & Scott, G.** (2006). Polyolefins: Overview of high-density polyethylene applications and performance. *Polymer Degradation and Stability*, 91(7), 1581–1593. <https://doi.org/10.1016/j.polymdegradstab.2005.10.019>
- [5] **Awaja, F., & Pavel, D.** (2005). Recycling of PET and HDPE plastics waste in the context of materials and energy recovery. *European Polymer Journal*, 41(7), 1453–1477. <https://doi.org/10.1016/j.eurpolymj.2005.02.005>
- [6] **Peters, E. N.** (2013). *Polyethylene: End-Use Market Survey*. Smithers Rapra. Étude de marché sur les domaines d'application du PEHD (eau, gaz, emballage, construction).
- [7] **Ebnesajjad, S.** (2011). *Handbook of Biopolymers and Biodegradable Plastics: Properties, Processing and Applications*. William Andrew Publishing. Chapitre comparatif des applications industrielles des thermoplastiques, incluant le PEHD.
- [8] **F. Addiego.** Caractérisation de la variation volumique du polyéthylène au cours de la déformation plastique en traction et en fluage. *Thèse*, INPL, 2006.
- [09] **D. Li, H. Garmestani, S.R. Kalidindi, R. Alamo.** Crystallographic texture evolution in high density polyethylene during uniaxial tension. *Polym.*, 42, 4903-4913, 2001.
- [10] **F. Addiego, A. Dahoun, C. G'sell, J.M. Hiver.** Characterization of volume strain at large deformation under uniaxial tension in high-density polyethylene. *Polym.*, 47, 4387-4399, 2006.

Références Bibliographiques Chapitre II

- [11] **J. Rault**. Les polymères solides - Amorphes, élastomères, semi-cristallins. 1^{ère} édition, Cépaduès, 2002.
- [12] **J.P. Trotignon, J. Verdu, A. Dobracginsky, M. Piperaud**. Précis de matières plastiques. Edition Nathan, Paris, France, 1996.
- [13] **M. Carrega, J.F. Agassant, M. Biron, C. Clozza, C. Duval, J.M. Haudin, C. Houdret, J.P. Machon, J.P. Queslel, R. Seguela, G. Villoutreix, R. Wirth**. Matériaux industriels– Matériaux polymères, Dunod, Paris, France, 2000.
- [14] **Callister, W. D., & Rethwisch, D. G.** (2020). *Materials Science and Engineering: An Introduction* (10th ed.). Wiley. Tableau comparatif des polymères thermoplastiques incluant PEHD, PP, PVC, etc..
- [15] **Wypych, G.** (2012). *Handbook of Polymers*. ChemTec Publishing. Données précises sur la température de transition vitreuse, de fusion et les plages d'utilisation.
- [16] **Fayolle, B., Audouin, L., & Verdu, J.** (2002). Degradation of polyethylene under irradiation and thermal ageing. *Nuclear Instruments and Methods in Physics Research Section B: Beam Interactions with Materials and Atoms*, 191(1–4), 653–658. [https://doi.org/10.1016/S0168-583X\(02\)00545-6](https://doi.org/10.1016/S0168-583X(02)00545-6)
- [17] **Rabello, M. S., & White, J. R.** (1997). The role of physical structure on the photodegradation of high-density polyethylene. *Polymer*, 38(26), 6379–6387. [https://doi.org/10.1016/S0032-3861\(97\)00133-6](https://doi.org/10.1016/S0032-3861(97)00133-6)
- [18] **Grellmann, W., & Seidler, S.** (2007). *Deformation and Fracture Behaviour of Polymers*. Springer. ➤ Chapitres sur la modélisation viscoélastique et la rupture du PEHD.
- [19] **Fried, J. R.** (2014). *Polymer Science and Technology* (3rd ed.). Pearson Education. Chapitres sur les propriétés thermiques : Tg, Tm, et comportement thermique des polymères semi-cristallins.
- [20] **Callister, W. D., & Rethwisch, D. G.** (2020). *Materials Science and Engineering: An Introduction* (10th ed.). Wiley.

Références Bibliographiques Chapitre II

- [21] **Wypych, G.** (2012). *Handbook of Polymers*. ChemTec Publishing. Données précises sur la température de transition vitreuse, de fusion et les plages d'utilisation.
- [22] **Ebnesajjad, S.** (2013). *Handbook of Biopolymers and Biodegradable Plastics: Properties, Processing and Applications*. William Andrew. Comparaison technique des propriétés thermiques de divers polymères.
- [23] **Gibson, R. F.** (2016). *Principles of Composite Material Mechanics* (4th ed.). CRC Press. Utilisé pour l'interprétation des effets thermomécaniques dans les polymères renforcés.
- [24] **Ward, I. M., & Sweeney, J.** (2013). **An Introduction to the Mechanical Properties of Solid Polymers** (2nd ed.). Wiley. Chapitres sur les modèles rhéologiques (Maxwell, Voigt, Burgers) appliqués aux polymères.
- [25] **Grellmann, W., & Seidler, S.** (2007). **Deformation and Fracture Behaviour of Polymers**. Springer. ➤ Études de cas sur le fluage, la relaxation et le comportement différé du PEHD.
- [26] **Bazoune, A., Assas, M., & Benseddiq, N.** (2014). Finite element simulation of HDPE pipe behavior under internal pressure and soil loads. *Mechanics & Industry*, 15(6), 519–528. <https://doi.org/10.1051/meca/2014076>
- [27] **Miller, K., & Chin, C. Y.** (2009). Time-dependent mechanical behaviour of polyethylene pipe materials. **Polymer Testing**, 28(3), 258–264. <https://doi.org/10.1016/j.polymertesting.2008.12.002>
- [28] **Kumar, A. P., Depan, D., Singh, R. P., & Tomer, N. S.** (2018). Nanoscale particles for polymer reinforcement: A review. *Journal of Materials Science*, 53(1), 1–23. <https://doi.org/10.1007/s10853-017-1547-6>

Chapitre III

Approche analytique et expérimental

CHAPITRE III. Approche Analytique Et Etude Expérimentale

III.1. Introduction

La compréhension du comportement mécanique des matériaux polymères est essentielle pour garantir leur performance dans des applications industrielles variées. Parmi ces matériaux, le polyéthylène haute densité (PEHD) suscite un intérêt croissant en raison de ses excellentes propriétés mécaniques, chimiques et thermiques. Toutefois, sa réponse mécanique peut varier de manière significative en fonction des conditions de sollicitation, notamment en présence d'états de contrainte complexes. Dans cette optique, la présente étude vise à analyser en profondeur l'influence des modes de chargement sur le comportement mécanique du PEHD. Pour ce faire, différents essais mécaniques ont été réalisés, incluant des tests de traction/compression uniaxiale, de cisaillement simple, de chargement cyclique, ainsi que des essais sur des éprouvettes entaillées à rayon de courbure variable, permettant d'imposer différents niveaux de triaxialité des contraintes. Le présent chapitre vise à analyser ce comportement en s'appuyant sur une double approche : analytique et expérimentale. L'approche analytique permet de développer des modèles théoriques fondés sur les lois de la mécanique des milieux continus, tandis que l'approche expérimentale fournit les données nécessaires à la validation de ces modèles à travers des essais normalisés. L'étude expérimentale porte notamment sur la caractérisation du matériau à l'aide d'éprouvettes soumises à différents types d'essais mécaniques : traction uniaxiale, compression, cisaillement et traction cyclique. Ces essais permettent de déterminer les propriétés mécaniques essentielles du matériau, telles que sa limite d'élasticité, sa résistance à la rupture ou encore son comportement en fatigue. Cette approche expérimentale diversifiée permet d'examiner les mécanismes de déformation et d'endommagement sous diverses configurations de contrainte, et d'évaluer l'impact de la triaxialité sur la réponse en contrainte, l'amorçage de la striction, la variation des propriétés élastiques et plastiques, ainsi que l'évolution des déformations volumiques. Les résultats obtenus apportent une contribution précieuse à la compréhension du comportement du PEHD soumis à des sollicitations complexes, avec des implications directes pour sa modélisation et son utilisation dans les domaines de l'ingénierie et de la conception industrielle. Ainsi, ce chapitre constitue une étape fondamentale dans l'analyse globale du matériau étudié, en combinant les aspects théoriques et expérimentaux en vue d'une meilleure compréhension de ses performances mécaniques.

III.2. Approche analytique

La mesure des déformations locales est effectuée sans contact, et simplement à partir de la morphologie générale de l'éprouvette ; soit par le changement du diamètre de la striction dans le cas d'un éprouvette sablier, ou par le changement de largeur minimale en fond d'entaille dans le cas d'une éprouvette plate

Le principe de mesure repose sur une hypothèse de déformation homogène et isochore. A l'aide de ce système d'analyse d'image, on détermine avec précision le changement de la largeur minimale en fond d'entaille et on mesure les distances orientées selon la direction transversale. Les images prises au cours d'un essai sont traitées. Pour cela, on considère que la déformation vraie se produit uniquement dans la partie entaillée de l'éprouvette avec une résolution très nette.

Pour étudier l'instabilité plastique, des éprouvettes axisymétriques ont été soumises à des essais de traction uniaxiale. Ce type d'essai permet de simuler des conditions de sollicitation proches de celles rencontrées dans les applications industrielles, notamment dans les structures soumises à des charges axiales. Ainsi, la véritable déformation locale au niveau de la striction est donnée par la relation de l'équation(III.1) :

$$\varepsilon = \ln \left(\frac{D_0}{D} \right)^2 \quad (\text{III.1})$$

Où, (D_0) et (D) représentent respectivement le diamètre initial et le diamètre actuel de l'éprouvette. Cette équation permet de quantifier la localisation de la déformation dans la zone de striction de l'éprouvette entaillée, caractéristique de l'instabilité plastique.

La déformation totale (ε) est la combinaison de trois composantes : élastique, viscoélastique et plastique. La composante élastique est généralement réversible, tandis que la composante viscoélastique dépend du temps et de la vitesse de déformation. La composante plastique, quant à elle, traduit une déformation permanente résultant du glissement des dislocations dans le matériau. La contrainte locale réelle est déterminée par la relation de l'équation(III.2) :

$$\sigma = \frac{4F}{\pi D^2} \quad (\text{III.2})$$

Cette équation tient compte de la variation de la section transversale et permet d'évaluer précisément l'intensité des efforts internes développés dans la zone de striction. Selon

Bridgman [1], la contrainte uniaxiale effective dans le cas d'une faible triaxialité est exprimée par l'équation (III.3) :

$$\sigma_{eff} = \frac{\sigma}{\left(1 + \frac{2R_c}{R}\right) \ln \left(1 + \frac{R}{2R_c}\right)} \quad (III.3)$$

Selon Bridgman, la relation de la contrainte effective permet de prendre en considération les effets de la triaxialité des contraintes qui apparaissent dans la zone de striction, influençant ainsi la valeur réelle de la contrainte. Elle est particulièrement importante pour interpréter correctement les résultats expérimentaux dans les phases avancées de la déformation plastique.

L'essai de traction sur des éprouvettes axisymétriques nécessite également une vitesse de déformation constante tout au long du chargement, de sorte que le diamètre diminue selon l'équation (III.4) :

$$D = D_0 \exp \left(-\varepsilon \cdot \frac{t}{2} \right) \quad (III.4)$$

Le contrôle précis de la vitesse de déformation est essentiel pour garantir la reproductibilité des résultats et pour analyser le comportement du matériau sous des conditions quasi-statiques. Cette condition permet également de mieux isoler les effets mécaniques inhérents au matériau, sans interférence due à des variations de vitesse de chargement.

La déformation plastique confinée augmente le niveau général de contrainte ainsi que le taux de triaxialité des contraintes (η), définis par la relation (III.5) :

$$\eta = \frac{\Sigma_m}{\Sigma_{eq}} \quad (III.5)$$

Où Σ_{eq} est la contrainte équivalente de Von Mises calculée à partir de l'équation (III.6) :

$$\Sigma_{eq} = \sqrt{1/2 \left[(\Sigma_1 - \Sigma_2)^2 + (\Sigma_2 - \Sigma_3)^2 + (\Sigma_3 - \Sigma_1)^2 \right]} \quad (III.6)$$

Et, (Σ_m) est la contrainte moyenne exprimée par l'équation (III.7) :

$$\Sigma_m = \frac{1}{3}(\Sigma_1 + \Sigma_2 + \Sigma_3) \quad (\text{III.7})$$

L'augmentation du confinement limite la possibilité de déformation latérale, ce qui conduit à une concentration accrue des contraintes dans la zone soumise à la charge. Cela influence fortement l'endommagement du matériau, notamment dans les phases avancées de la déformation où la fissuration devient plus probable. Le taux de triaxialité (η), rapport entre la contrainte moyenne et la contrainte équivalente, est un paramètre déterminant dans l'analyse de la ductilité et de la rupture. Un taux de triaxialité élevé favorise l'apparition de cavités microscopiques, accélérant ainsi le processus de rupture par endommagement ductile. Ainsi, l'évaluation précise de ces grandeurs permet non seulement de mieux comprendre le comportement du matériau sous contraintes, mais aussi de prédire les conditions critiques menant à la rupture.

Les équations d'équilibre et le critère de plasticité permettent d'écrire la relation (III.8) :

$$\frac{d\Sigma_{rr}}{dr} = \frac{\Sigma_{eq}}{\rho_{iso}} \quad (\text{III.8})$$

Où, (ρ_{iso}) représente le rayon de courbure des lignes isostatiques. Ces lignes, correspondant aux directions principales de transmission des contraintes, jouent un rôle clé dans la distribution des efforts internes lors de la déformation plastique. Bridgman [1] a supposé que les lignes isostatiques puissent être assimilées à des cercles qui coupent perpendiculairement la surface de l'entaille, laquelle est torique. Cette hypothèse géométrique simplifie considérablement l'analyse tout en fournissant une estimation réaliste du champ de contraintes localisé autour de la striction. Le rayon de courbure (R) est alors donné par la relation (III.9) :

$$\rho_{iso} = \frac{a^2 + 2aR - r^2}{2r} \quad (\text{III.9})$$

Ce paramètre géométrique est essentiel pour relier la forme de l'éprouvette à la distribution des contraintes axiales et radiales dans la zone déformée. Il est ensuite possible de déterminer la contrainte axiale moyenne à partir de l'équation (III.10) :

$$\Sigma_{yy} = \Sigma_{eq} \left(1 + \frac{2R}{a} \right) \ln \left(1 + \frac{a}{2R} \right) \quad (\text{III.10})$$

Cette contrainte représente une valeur moyenne pondérée sur la section transversale réduite, tenant compte de l'inhomogénéité induite par la géométrie de l'éprouvette et le processus de striction. En connaissant le rayon de la section minimale et les rayons de l'entaille, il est possible de calculer le taux de triaxialité maximal sur l'axe ($r = 0$) de l'éprouvette à partir de l'équation (III.11) :

$$\eta = \frac{\Sigma_m}{\Sigma_{eq}} = \frac{1}{3} + \ln \left(1 + \frac{a}{2R} \right) \quad (\text{III.11})$$

Ce taux maximal est particulièrement critique puisqu'il correspond à la zone la plus sollicitée, où les risques d'amorçage de fissures ou de rupture sont les plus élevés. La prise en compte de cette triaxialité maximale permet une meilleure prédiction du comportement en rupture, notamment dans les matériaux ductiles soumis à des chargements complexes.

III.3. Etude expérimentale

III.3.1 Matériau et Éprouvettes

Le polyéthylène haute densité étudié est un thermoplastique semi-cristallin largement utilisé dans les applications techniques telles que les pipelines et les réservoirs sous pression. Sa structure cristalline lui confère une résistance élevée à la traction, à l'abrasion et aux produits chimiques, ce qui le rend particulièrement adapté pour ces usages. Ces tubes en plastique ont été fabriqués par une entreprise locale en Algérie, 'STPM CHIALI', certifiée selon la norme ISO 9001–2000. Comme le montre la figure III.1. Cette certification garantit que les produits fabriqués par l'entreprise respectent des critères stricts de qualité et de gestion de la production. Le matériau utilisé pour la fabrication est du PEHD approuvé par les réglementations européennes en matière de sécurité alimentaire. Cela implique que le polyéthylène haute densité utilisé est conforme aux normes de sécurité rigoureuses concernant les interactions avec des produits alimentaires, ce qui assure sa non-toxicité et son inertie dans des environnements sensibles. Le tube en PE est fabriqué par un procédé appelé extrusion, avec des conditions précises pour garantir un comportement homogène.



Figure III.1 : Tuyau en PEHD « STPM CHIALI »

Les spécifications techniques et physiques du matériau sont listées dans le Tableau III.1. Ces spécifications sont essentielles pour comprendre le comportement mécanique du matériau sous diverses conditions de charge et de température, et permettent de valider son adéquation pour les applications industrielles prévues.

Tableau III.1 : Caractéristiques physiques du PEHD.

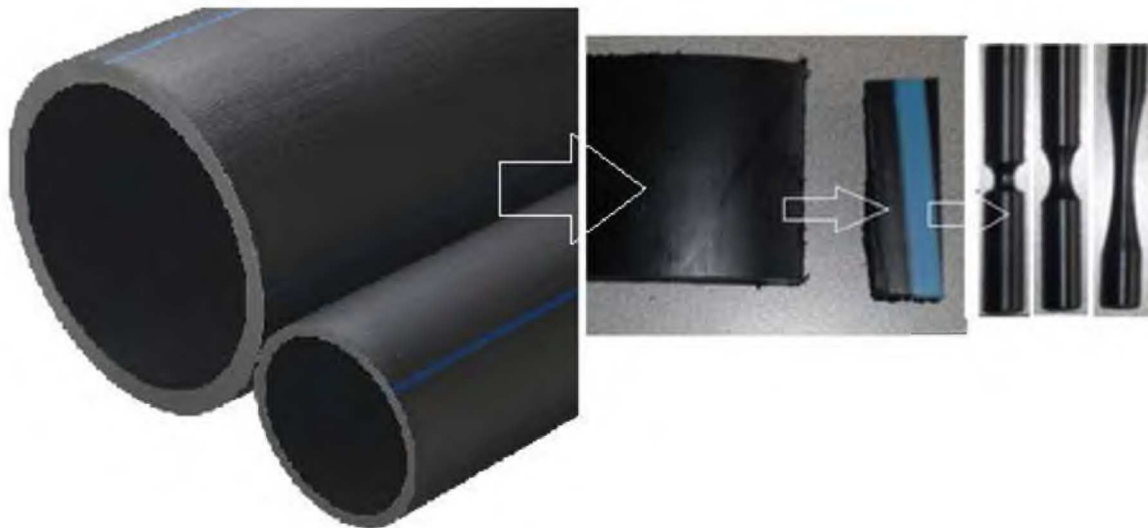
Caractéristiques	Valeurs
Température de fusion (T_m)	130 °C
Taux de cristallinité (X_c)	66%
Masse molaire moyenne (M_w)	310,000 (g/mol)
Densité	930 (Kg/m^3)
Indice de fusion	0.2–1.4 g/10 (min)
Densité des branches de chaînes latérales (par 100 C)	2.5

III.3.2 Essai de traction uni axiale

L'essai de traction uni axiale est un essai « simple » à mettre en œuvre. Il consiste à soumettre une éprouvette du matériau à étudier à une traction et à mesurer l'allongement correspondant à une force F appliquée. En raison de son dépouillement simple, il permet d'établir des lois de comportement fiables et par conséquent permet d'accéder aux caractéristiques du matériau telles que le module d'Young, la contrainte au seuil d'écoulement et la contrainte à la rupture. En outre, il présente une reproductibilité remarquable [2].

L'objectif principal des essais de traction uni axiale sur les polymères, tels que le polyéthylène haute densité (PEHD), est d'évaluer l'influence des mécanismes de déformation sur leurs propriétés mécaniques, y compris des phénomènes comme la striction. Ces essais permettent d'examiner les différentes phases de déformation du matériau, d'identifier les seuils critiques de comportement non linéaire, et de quantifier la résistance à la rupture dans des conditions de charge contrôlée.

Toutes les éprouvettes utilisées pour cette étude ont été extraits du même tuyau parallèlement à la direction de l'extrusion, comme montré dans la Figure III.2. Cela garantit que toutes les éprouvettes présentent des propriétés mécaniques similaires liées à un processus de fabrication uniforme. Compte tenu des différences potentielles de cristallisation entre la peau et le cœur du tuyau, les éprouvettes ont été prises de la région centrale, où la microstructure peut être considérée comme homogène. Cela permet d'éviter les variations dues aux effets de surface, qui peuvent être plus prononcées près de la périphérie du tuyau, où le taux de cristallisation est différent.



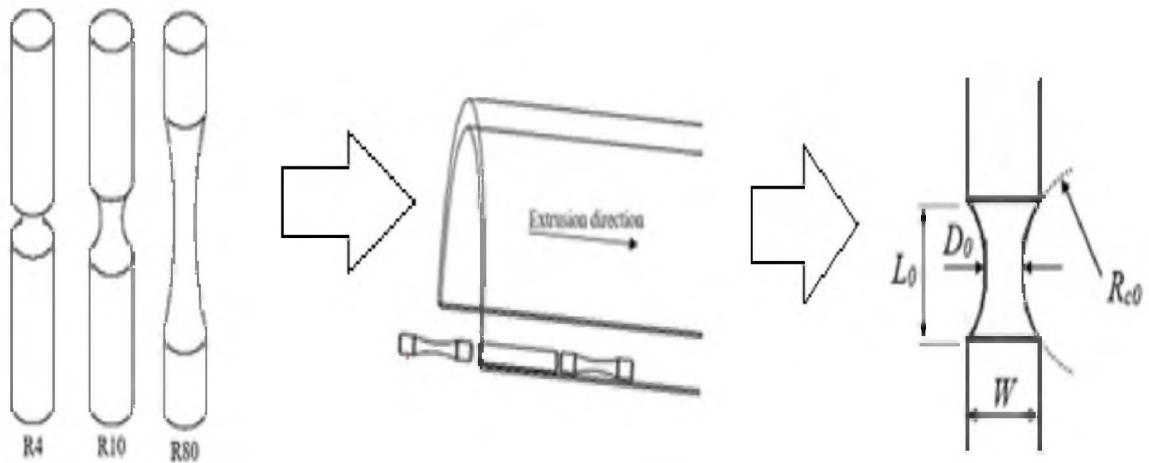


Figure III.2 préparations des éprouvettes en PEHD

Pour les essais de traction uni axiale figure III.3 a, les éprouvettes cylindriques en forme de sablier avec trois rayons de courbure différents (R4, R10 et R80 mm), montrées sur la figure III.3 b ont été extraits du tuyau en PEHD. Les formes de sablier sont choisies pour introduire une contrainte localisée et mieux simuler les conditions réelles de sollicitation du matériau sous des charges concentrées. Les échantillons ont été désignés sous le nom de (Rx), où (x) est la valeur du rayon de courbure. Cette désignation permet de différencier les échantillons en fonction de leur géométrie, ce qui est essentiel pour l'analyse des résultats expérimentaux.

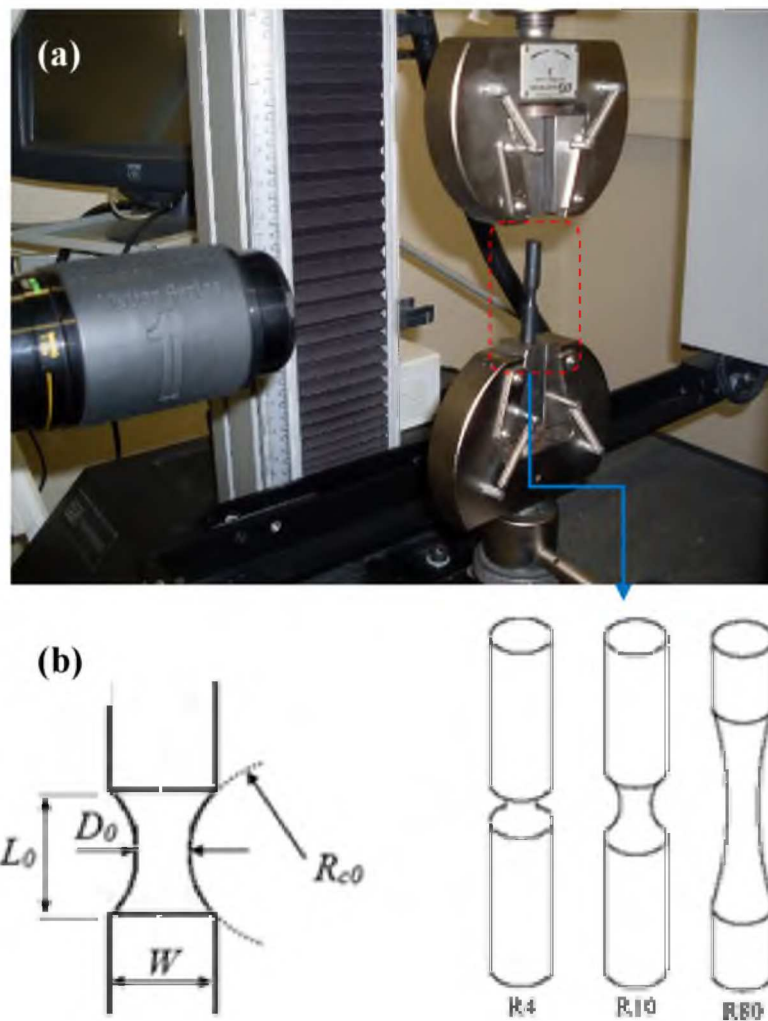


Figure III.3 (a) essai uni axiale sur machine hydraulique, (b) géométrie des éprouvettes à différents rayons

Les dimensions initiales sont définies par : le rayon de courbure (R_{c0}), le diamètre minimal (D_0), la longueur de jauge (L_0) et le diamètre maximal (W). La longueur de jauge (L_0) est la section de l'éprouvette sur laquelle la déformation est mesurée, permettant de quantifier les variations dimensionnelles pendant les essais. Tous les échantillons ont le même diamètre minimal (D_0) et la même valeur de (W). Cela assure que les différences observées dans les résultats de traction sont principalement dues à la variation du rayon de courbure, et non à des divergences dans la géométrie initiale des échantillons. L'analyse de l'évolution des différentes composantes de la véritable déformation axiale peut être liée aux mécanismes de déformation. Cette analyse permet de mieux comprendre les phénomènes sous-jacents qui gouvernent la réponse du matériau lorsqu'il est soumis à des sollicitations mécaniques, notamment la déformation élastique, plastique et viscoélastique. Selon Heikens et al. [3], les différentes variations volumiques due à l'élasticité et au phénomène de la cavitation sont

considérées comme étant linéairement additives et couplées à la déformation due au cisaillement. Cela signifie que les contributions des différents mécanismes de déformation s'ajoutent de manière linéaire, ce qui simplifie les calculs et l'interprétation des résultats expérimentaux. Par conséquent, la décomposition de la déformation selon le formalisme est donnée par l'équation (III.12) :

$$\boldsymbol{\varepsilon} = \boldsymbol{\varepsilon}_{v.el} + \boldsymbol{\varepsilon}_{v.void} + \boldsymbol{\varepsilon}_{shear} \quad (III.12)$$

Cette décomposition permet de séparer les effets de la déformation élastique, viscoélastique et plastique, offrant ainsi une vision détaillée des contributions respectives de chaque mécanisme. Cela permet également d'analyser de manière plus précise les conditions sous lesquelles certains mécanismes deviennent dominants, en fonction du type de matériau et des conditions de chargement. Les différentes composantes sont données par l'équation (III.13)

$$\begin{cases} \varepsilon_{v.el} = \varepsilon_{el} (1 - 2\nu) \\ \varepsilon_{v.void} = \varepsilon_v - \varepsilon_{v.el} \\ \varepsilon_{shear} = \varepsilon - \varepsilon_{v.void} - \varepsilon_{v.el} \end{cases} \quad (III.13)$$

III.3.3 Essai de compression

La compression uniaxiale est un essai mécanique dans lequel une force est appliquée axialement sur une éprouvette (généralement cylindrique ou prismatique), de façon à réduire sa longueur selon une direction unique. Les essais de compression uni axiale ont été effectués sur le matériau PEHD à l'aide de l'éprouvette représentée dans la Figure.III.4 (a, b). Les essais de compression sont essentiels pour évaluer le comportement du matériau sous une sollicitation opposée à celle de la traction, ce qui permet de mieux comprendre les propriétés mécaniques dans des conditions variées.

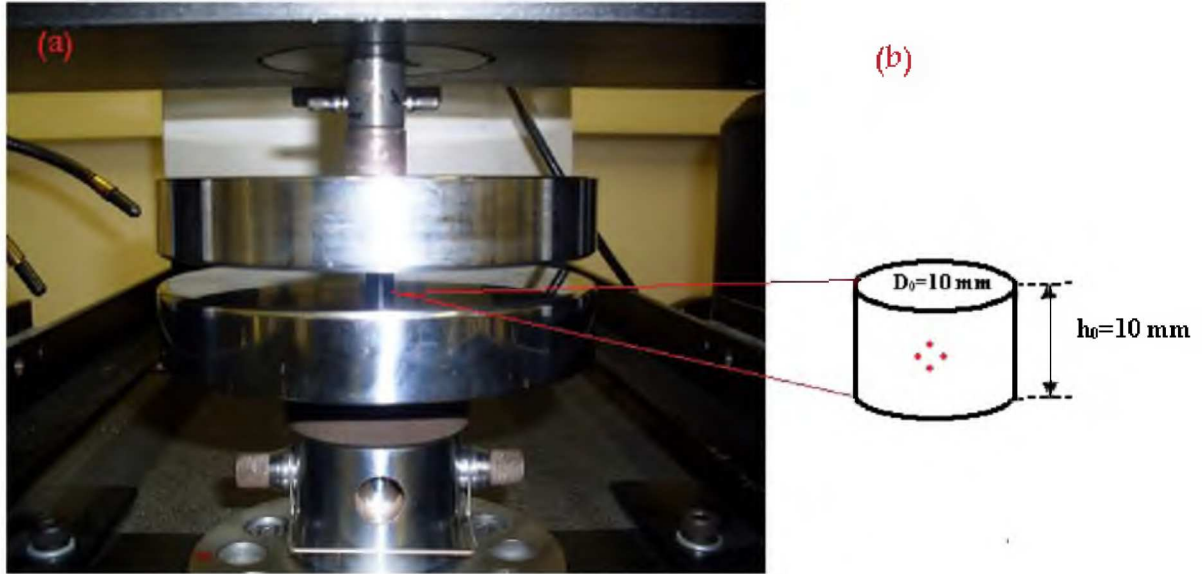


Figure III.4 :(a) dimension et géométrie de l'éprouvette, (b) machine de test de compression.

L'objectif de ces essais est d'évaluer l'impact de ce mode de chargement sur le comportement mécanique, en particulier sur les défauts préexistants dans la microstructure du PEHD, tels que les microcavités et les fissures, pendant les essais de compression. Ce mode de chargement induit des contraintes différentes de celles des essais de traction, ce qui peut favoriser la propagation de défauts internes, souvent invisibles au début de l'essai, mais qui peuvent avoir un impact majeur sur la rupture du matériau. Les déformations locales sont mesurées à l'aide de repères imprimés sur l'éprouvette avant l'essai, Ces repères agissent comme des points de référence qui permettent de suivre avec précision les variations dimensionnelles et d'analyser les mécanismes de déformation locaux. Le système d'analyse d'images détermine ensuite avec précision la déformation en utilisant l'équation (III.14) :

$$\varepsilon_{eq} = \ln \left(\frac{L}{L_0} \right) \quad (\text{III.14})$$

et la contrainte axiale réelle en utilisant l'équations suivante (III.15) :

$$\Sigma_{eq} = \frac{4F}{\pi D_0 \exp(2\varepsilon_{trans.})} \quad (\text{III.15})$$

Où,

- L_0 : distance initiale entre les deux repères verticaux.
- L : distance actuelle.
- $\varepsilon_{\text{trans}}$: Déformation transversale.

Cette approche permet de collecter des données de manière non intrusive et très précise, facilitant l'analyse détaillée des déformations, notamment dans les zones à fort taux de déformation.

III.3.4 Essai de cisaillement

Le cisaillement simple est un type de sollicitation mécanique où deux forces opposées sont appliquées dans des plans parallèles, provoquant un glissement relatif entre les couches du matériau sans changement de volume global.

L'éprouvette de géométrie parallélépipédique avec des dimensions ($5 \times 5 \times 20 \text{ mm}^3$), montrée dans la figure III.5 (a, b), est sollicitée dans la zone de cisaillement de la section ($5 \times 5 \text{ mm}^2$) à une vitesse constante.

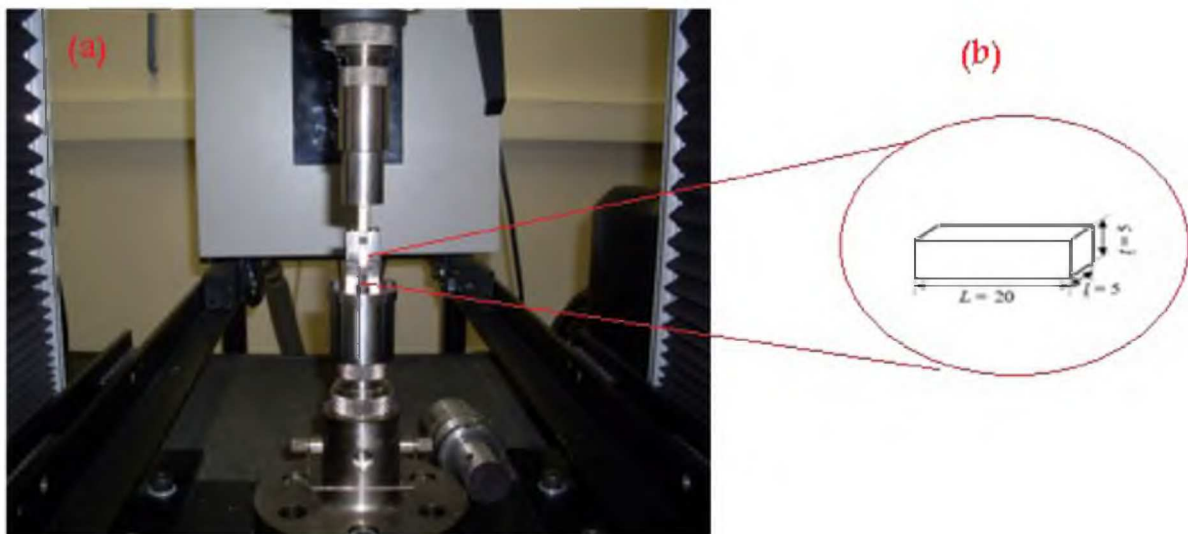


Figure III.5 : (a) dimension et géométrie de l'éprouvette. (b) Machine de test de cisaillement

Cette configuration permet de concentrer l'effort sur une petite section transversale, augmentant ainsi l'intensité de la déformation locale dans la zone de cisaillement. Le cisaillement simple est caractérisé par un déplacement $u=u(t)$ et un angle $\theta=\theta(t)$ par rapport à l'horizontale. Le déplacement et l'angle varient dans le temps sous l'effet de la force appliquée, créant ainsi un régime de déformation non uniforme dans la zone de contact. La

contrainte équivalente de Von Mises et la contrainte de cisaillement sont données en fonction de la déformation angulaire et de la contrainte de cisaillement par l'équation (III.16) :

$$\left\{ \begin{array}{l} \gamma_{xy} = \frac{u(t)}{2b} = \frac{1}{2} \tan(\theta) \\ \tau_{xy} = \frac{F}{2A} \\ \varepsilon_{eq} = \frac{\gamma_{xy}}{\sqrt{3}} \\ \sigma_{eq} = \sqrt{3} \tau_{xy} \end{array} \right. \quad (III.16)$$

La contrainte de Von Mises est une mesure globale de l'intensité des contraintes, tandis que la contrainte de cisaillement évalue spécifiquement les efforts qui tendent à déformer le matériau par glissement. La relation entre ces contraintes et la déformation angulaire permet de quantifier l'effet du cisaillement sur le matériau, en particulier dans les zones où la déformation est maximale.

III.3.5 Essais de traction cyclique

Les essais de chargement-déchargement cycliques sont des essais mécaniques consistant à appliquer plusieurs cycles successifs de chargement (montée en contrainte ou en déformation) et de déchargement (relâchement partiel ou total) à un matériau ou une structure, dans le but d'étudier son comportement sous sollicitations répétées. L'objectif principal des essais chargement-déchargement cycliques sont d'observer la réversibilité ou non du comportement mécanique, détecter l'apparition de déformations plastiques permanentes, analyser la dissipation d'énergie (aire de la boucle d'hystérésis), étudier l'évolution des modules (rigidité) au fil des cycles et identifier les lois de comportement non linéaires (ex : matériaux polymères, métaux, composites).

Des éprouvettes asymétriques, chacune avec un rayon de courbure spécifique, ont été soumises à des essais de traction cyclique à une vitesse de déformation de 10^3 s^{-1} . Ce type d'essai permet de reproduire les conditions dynamiques que le matériau peut rencontrer en service, notamment dans des applications soumises à des sollicitations répétées ou à haute vitesse. Les procédures de contrôle expérimental suivies durant cet essai sont les suivantes : un chargement initial pour atteindre une déformation maximale, suivi d'un déchargement à la même vitesse de déformation jusqu'à atteindre une contrainte nulle, puis un second

chargement pour atteindre une nouvelle déformation maximale, supérieure à la précédente. Cette séquence vise à évaluer l'évolution du comportement mécanique au fil des cycles, en mettant en évidence les effets d'endommagement progressif ou durcissement. L'essai cyclique répété consiste à augmenter progressivement la déformation maximale tout en maintenant la même vitesse de déformation jusqu'à la rupture. Cette approche permet d'observer les phénomènes de fatigue plastique et de traînée ainsi que les modifications du module élastique à chaque cycle.

Elle est également utile pour caractériser la résistance à l'accumulation de dommages internes, tels que la microfissuration ou la cavitation. L'évolution du module de Young est caractérisée durant les séquences de chargement-déchargement, en commençant par le déchargement instantané. Cette phase est critique pour détecter une éventuelle perte de rigidité du matériau, souvent précurseur d'une défaillance mécanique.



Figure III.6 : Machine de chargement–déchargement cycliques

III.4 Conclusion

À l'issue de ce chapitre, il apparaît clairement que l'approche combinée, analytique et expérimentale, constitue une méthode rigoureuse et complémentaire pour l'étude du comportement mécanique des matériaux. L'approche analytique a permis de poser les bases théoriques nécessaires à la compréhension des mécanismes de déformation et de rupture, tandis que l'approche expérimentale a offert un cadre concret pour la validation des

hypothèses formulées. Les différents essais mécaniques réalisés, traction uniaxiale, compression, cisaillement et chargement cyclique, ont permis de caractériser les propriétés essentielles du matériau étudié et de mettre en évidence son comportement sous divers régimes de sollicitation. Ces résultats constituent une base précieuse pour la modélisation avancée du matériau, l'optimisation de ses performances et son intégration dans des structures soumises à des conditions réelles de service.

Référence Bibliographique Chapitre III

- [1] P.W. Bridgman, The stress distribution at the neck of a tension specimen. Paper 122–168, 3565–3587 (1943). <https://doi.org/10.4159/harvard.9780674287839.c22>.
- [2] C.G'Sell, H.E.B., J. Perez, J. Y. Cavaille, G. P. Johari, Effect of plastic deformation on the microstructure and properties of amorphous polycarbonate. Materials Science and Engineering: A, 1989. 110: p. 223-229.
- [3] D. Heikens, S.D. Sjoerdsma, W.J. Coumans, A mathematical relation between volume strain, elongational strain, and stress in homogeneous deformation. J. Mater. Sci. 16, 429–432 (1981). <https://doi.org/10.1007/bf00738633>.

Chapitre IV

Résultat expérimentaux et discussion

Chapitre IV Résultat expérimentaux et discussion

IV.1. Introduction

Ce chapitre est consacré à la présentation et à l'analyse critique des résultats expérimentaux obtenus lors des différents essais mécaniques réalisés sur le matériau étudié. Il vise à confronter les données mesurées aux hypothèses formulées ainsi qu'aux modèles théoriques décrits précédemment. Les essais menés, traction uniaxiale, compression, cisaillement simple et chargement-déchargement cyclique, permettent de mettre en évidence les principales caractéristiques mécaniques du matériau, telles que sa rigidité, sa ductilité, sa résistance à la rupture, ainsi que son comportement sous sollicitations répétées. L'exploitation des courbes contraintes-déformations issues de ces essais permet d'identifier les mécanismes de déformation en jeu et de dégager des tendances significatives. Au-delà de la simple présentation des résultats, ce chapitre propose une discussion approfondie visant à interpréter les comportements observés à la lumière des concepts théoriques abordés dans les chapitres précédents. Cette démarche permet non seulement de valider ou de nuancer certains modèles analytiques, mais également de proposer des pistes d'amélioration ou des perspectives pour des études futures.

IV.2.Essai traction uni-axial

Dans cette étude, les essais ont été réalisés sur des éprouvettes axisymétriques présentant différentes triaxialités des contraintes, correspondant à des rayons de courbure de R4, R10 et R80 représentées dans la Figure IV.1. Ces géométries permettent de faire varier localement l'état de contrainte afin de mieux comprendre son impact sur les mécanismes de plasticité.

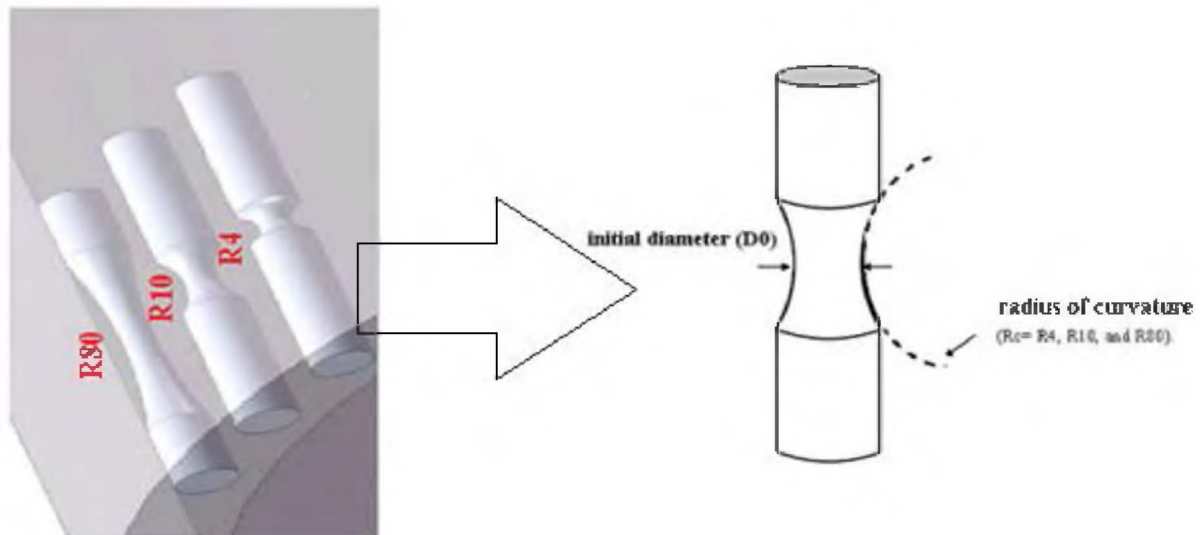
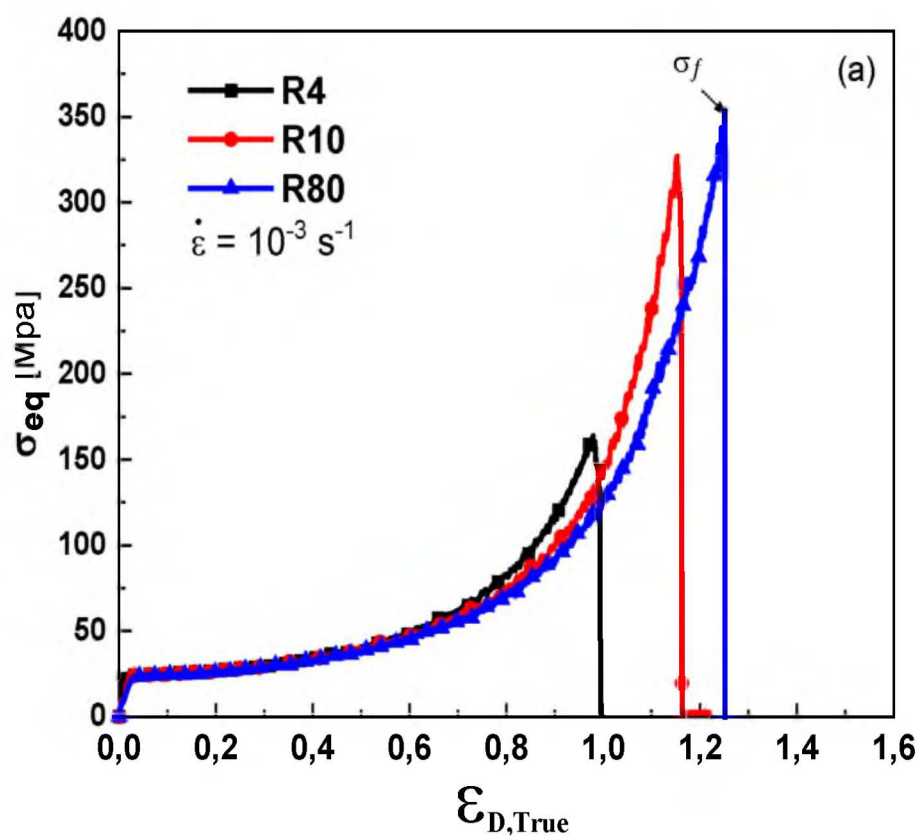


Figure IV.1 : Géométrie des éprouvettes cylindriques entaillées de différents rayons de courbure R4, R10 et R80.



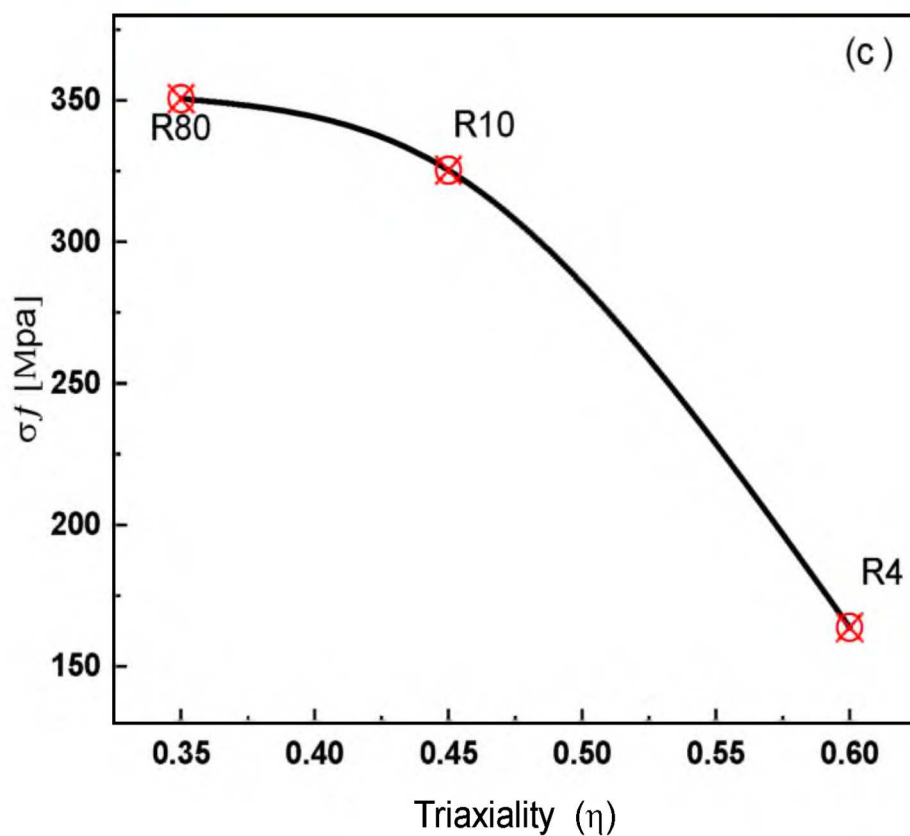
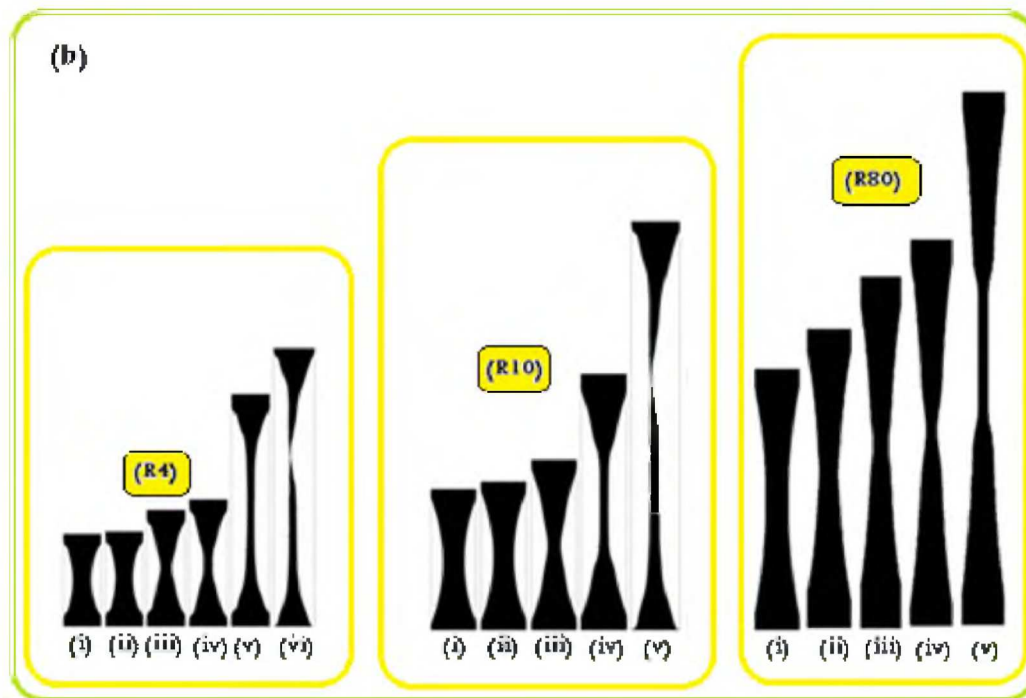


Figure IV.2 : Résultats des essais de traction uniaxiale : a) Contrainte équivalente vs. Déformation diamétrale réelle, b) Réponse de la déformation volumétrique de l'éprouvette de traction en forme de sablier. c) Effet de la triaxialité des contraintes sur la réponse mécanique du PEHD

La figure IV.2 illustre les courbes contraintes réelle – déformation réelle du PEHD en traction uni-axiale, obtenues sous contrôle de la réduction de diamètre à une vitesse de déformation locale réelle constante de 10^{-3} s^{-1} . Le contrôle de la réduction de section permet de maintenir une vitesse de déformation homogène dans la zone critique, assurant ainsi une meilleure reproductibilité des résultats. La figure (IV.2.a) met en évidence un comportement de durcissement hyperélastique associé à la propagation de la striction, qui débute à la section la plus réduite des éprouvettes. Ce durcissement plastique est attribué à une combinaison de mécanismes, incluant la consolidation de la plasticité cristalline, les effets entropiques dus à la réorganisation des chaînes macromoléculaires dans la phase amorphe, et la fragmentation des cristallites. Ces phénomènes traduisent une répartition complexe des contraintes internes, qui modifient profondément la microstructure du matériau au cours de la déformation. Ces transformations induisent une texture fibreuse fortement anisotrope, orientée selon la direction du chargement. Cette orientation structurale confère au matériau une rigidité directionnelle accrue, mais peut aussi introduire une vulnérabilité transversale selon les conditions de sollicitation. La figure (IV.2.b) montre que le PEHD présente systématiquement une ductilité élevée, caractérisée par quatre étapes principales :

- (i) une réponse élastique initiale,
- (ii) un point d'écoulement marqué,
- (iii) un durcissement plastique progressif,
- (iv) un durcissement plastique important à de très grandes déformations avant la rupture finale.

Ces étapes traduisent une capacité remarquable du matériau à absorber de l'énergie, ce qui est favorable pour les applications exigeant une grande résistance à l'endommagement. Un léger adoucissement de la déformation est observé juste après l'écoulement, au niveau de la triaxialité de contrainte la plus élevée (0,8). Ce comportement peut être interprété comme le début de la localisation de la déformation, précédant la formation de cavités ou la coalescence de défauts internes. De plus, la figure (IV.2.c) montre l'évolution de la contrainte au point de rupture en fonction des rayons de courbure, mettant en évidence l'influence de la triaxialité de contrainte sur les propriétés mécaniques du PEHD. Cette dépendance indique que la contrainte hydrostatique joue un rôle majeur dans la résistance ultime du matériau, en modifiant les conditions de rupture à l'échelle microscopique.

La figure IV.3 illustre l'évolution de la déformation réelle diamétrale en fonction de la déformation réelle axiale, mettant en évidence les résultats obtenus lors des essais uniaxiaux réalisés avec trois rayons de courbure différents (R4, R10 et R80). Cette représentation permet

de visualiser l'effet de la triaxialité de contrainte sur l'évolution volumique du matériau au cours de la déformation. Le concept de déformation réelle diamétrale, assimilable à l'endommagement résultant de la cavitation, devient particulièrement pertinent lorsqu'on examine son comportement dans des conditions de forte triaxialité. En effet, la cavitation, caractérisée par l'apparition de microcavités dans la phase amorphe, conduit à une dilatation locale détectable par la variation diamétrale, indicatrice de l'endommagement interne. Ce paramètre constitue donc un indicateur sensible de la dégradation structurale précédant la rupture macroscopique.

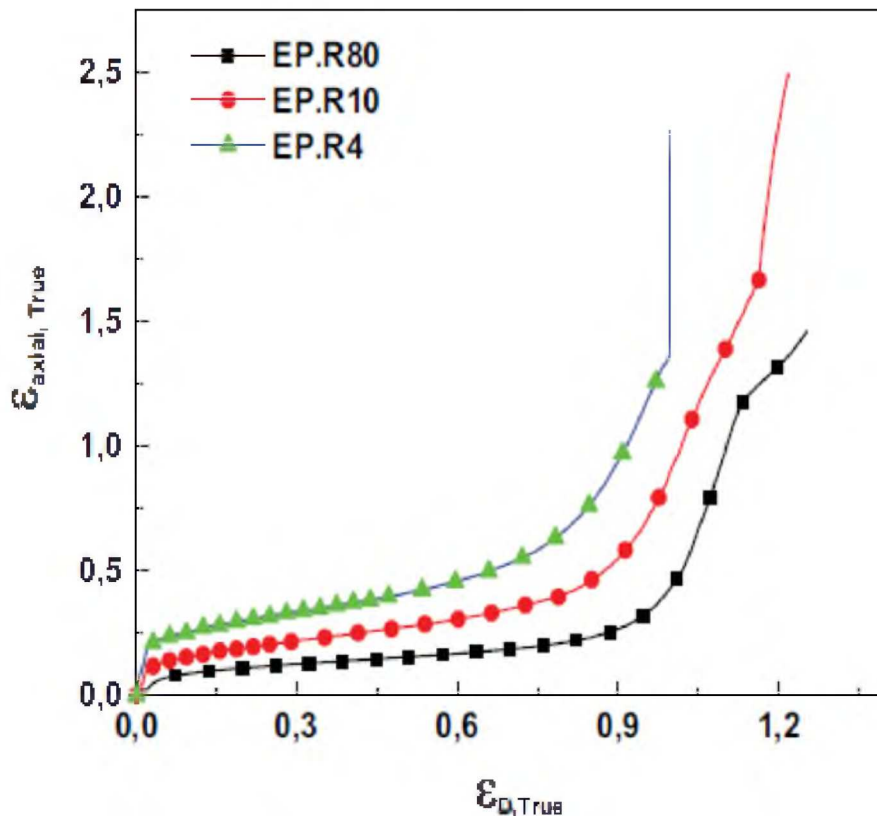
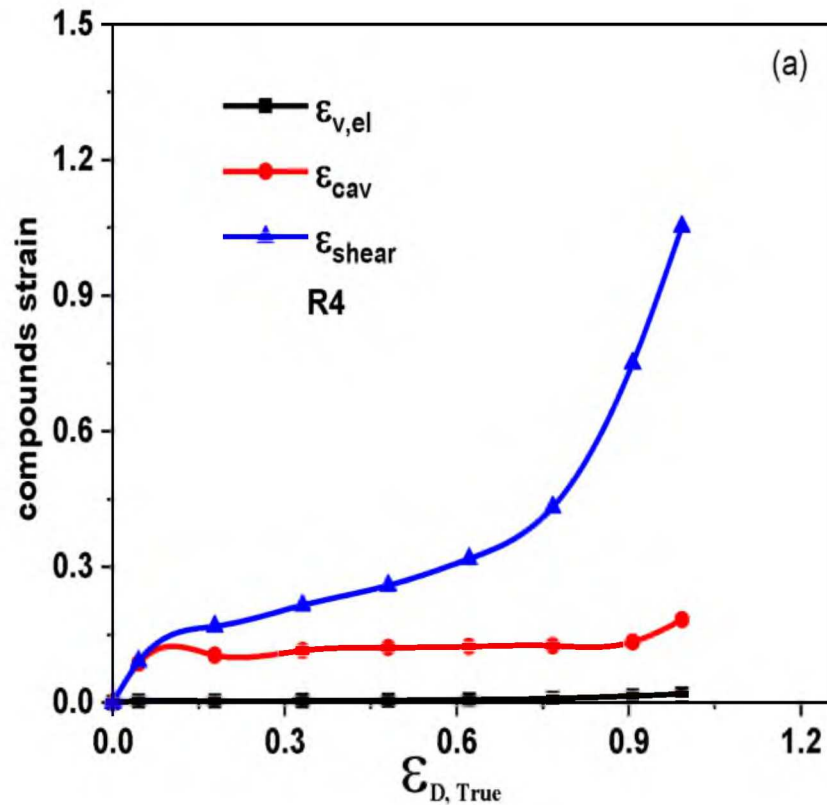


Figure. IV.3 Courbes de déformation diamétrale réelle vs. Déformation axiale réelle pour différentes triaxialités de contrainte

La figure IV.3 montre également que le phénomène de striction apparaît assez tôt au cours de l'essai de traction uni-axiale du polyéthylène haute densité (PEHD). Cette localisation précoce de la déformation résulte d'un affaiblissement local dû à l'accumulation de plasticité, conduisant à une concentration des contraintes axiales. Le taux de triaxialité des contraintes influence fortement la valeur maximale de la déformation réelle diamétrale. Plus la triaxialité est élevée, plus l'amplitude de la dilatation diamétrale augmente, traduisant une intensification du mécanisme de cavitation. De plus, la réduction de la déformation diamétrale réelle à la rupture devient plus marquée à mesure que la triaxialité augmente. Cela suggère que, sous

fortes contraintes hydrostatiques, le matériau perd plus rapidement sa capacité à maintenir une déformation volumique, accélérant le processus de rupture. Par ailleurs, en raison de la propagation de la striction, la réduction du diamètre de l'éprouvette R80 semble tendre vers une valeur asymptotique. Cette tendance asymptotique peut être interprétée comme un seuil de stabilité géométrique, au-delà duquel la striction ne progresse plus de manière significative malgré l'augmentation continue de la déformation axiale.



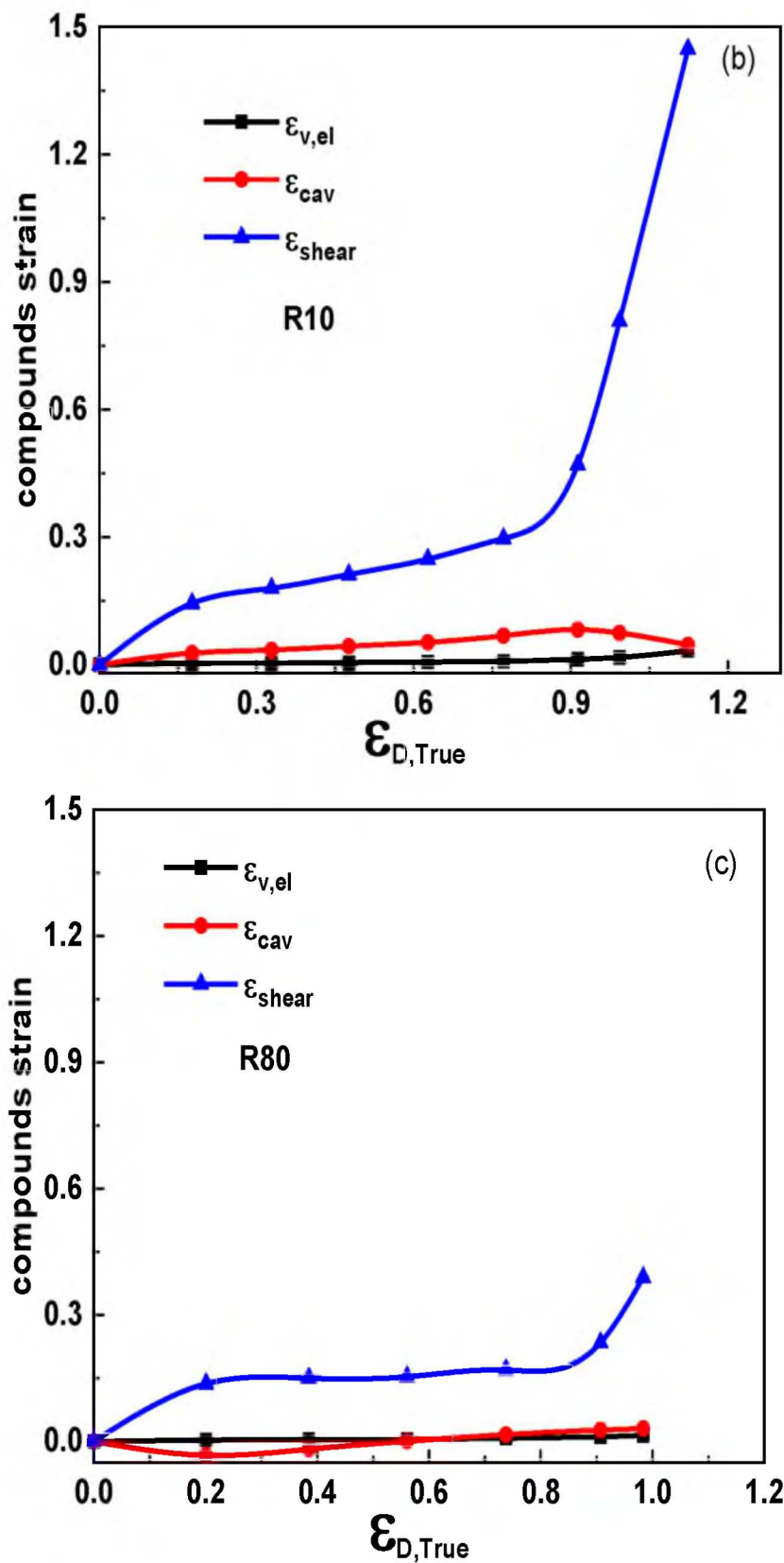


Figure IV.4 : Évolution de la déformation volumique en fonction de la déformation diamétrale vraie pour différents rayons d'entaille : (a) R4, (b) R10 et (c) R80.

Les figures (IV.4 a,b,c) illustrent les réponses obtenues sur l'évolution des trois composants du volume variant selon la décomposition de Heikens et al. [1] pour les trois rayons de courbure (R4, R10 et R80). Ces courbes fournissent une vision détaillée de l'influence des différents états de contrainte sur la déformation volumique du PEHD, en tenant compte des contributions spécifiques de la déformation élastique, plastique et de cavitation. En première observation, il est important de souligner l'impact de la triaxialité des contraintes sur l'évolution globale des courbes obtenues, notamment en ce qui concerne le composant de déformation volumétrique induit par la cavitation. La triaxialité de contrainte, en augmentant, amplifie la contrainte hydrostatique, ce qui favorise le développement de microcavités dans la phase amorphe du PEHD. Cela conduit à une déformation volumique accrue, particulièrement visible dans les courbes associées aux rayons de courbure les plus faibles (R4 et R10). Les trois composants de la variation de volume obtenus pour le PEHD en fonction de la déformation diamétrale réelle fournissent un aperçu des mécanismes de déformation et de l'endommagement du matériau. Ces résultats montrent une interaction complexe entre les différents mécanismes de déformation, où la cavitation joue un rôle central sous de fortes triaxialités. La déformation volumétrique élastique, influencée par le coefficient de Poisson, reste relativement faible pour les trois rayons de courbure, même en prenant en compte les déformations importantes survenant avant la rupture. Cette constance de la déformation élastique traduit la faible influence des changements volumétriques liés à la réorganisation atomique dans la phase cristalline du matériau. Avec l'augmentation de la triaxialité des contraintes, l'effet de la déformation volumétrique plastique illustre effectivement l'initiation de l'endommagement du matériau et sa cinétique, constituant une part importante de la déformation totale. Ce phénomène est particulièrement marqué dans les essais réalisés avec un rayon de courbure faible (R4), où la concentration de contraintes engendre un endommagement plus rapide, avec une déformation plastique volumique plus significative. L'accumulation de la cavitation sous haute triaxialité conduit à une perte d'intégrité structurelle, dont l'ampleur devient plus évidente à mesure que la déformation progresse. Enfin, la déformation résultant du composant de cisaillement ne provoque aucune variation de volume. Ce comportement est dû au fait que la déformation par cisaillement affecte principalement l'orientation des chaînes macromoléculaires sans entraîner de changements significatifs dans la configuration volumique du matériau. Ces résultats sur le comportement mécanique du PEHD sont en accord avec les recherches de Friedrich [2]. Les observations expérimentales corroborent la compréhension selon laquelle le cisaillement affecte essentiellement les déformations plastiques locales sans générer de cavitation volumique.

Nous pouvons analyser l'évolution microstructurale induite dans la déformation plastique du polyéthylène haute densité (PEHD) par les mécanismes microstructuraux impliqués durant la déformation, entre l'étape élastique et la phase de durcissement structural à travers la déformation plastique. Cette évolution microstructurale reflète les interactions complexes entre les cristaux et la phase amorphe sous l'effet des contraintes appliquées. La déformation des éprouvettes est d'abord accommodée par la phase amorphe. La phase amorphe joue un rôle primordial en absorbant une grande partie de la déformation initiale par reconfiguration de ses chaînes moléculaires. Ensuite, les cristallites changent progressivement d'orientation à mesure que la charge appliquée augmente, ce qui provoque la fragmentation des lamelles, à partir desquelles des micro-voids (microcavités) sont générés. La fragmentation des lamelles cristallines sous l'effet de la déformation entraîne la formation de microcavités, phénomène qui est amplifié sous de fortes triaxialités de contrainte. Dans les mécanismes de cavitation microscopique, la présence de vides préexistants et l'orientation de la phase inter-lamellaire à 45° par rapport à la direction de traction créent localement une concentration de contraintes qui entraîne les lamelles voisines dans le processus d'endommagement. L'alignement des lamelles cristallines sous la direction de la traction entraîne une concentration accrue des contraintes, facilitant la nucléation et la croissance des micro-voids. De plus, l'alignement des blocs cristallins dans la direction des contraintes et la formation de fibrilles stabilisent le volume des micro-voids. Les fibrilles formées dans la phase cristalline servent de structure de support, limitant la propagation de la cavitation et stabilisant ainsi les micro-voids dans les zones plastifiées. Dans ce cas, la coalescence de ces cavités sera donc latérale, comme cela a été précédemment mentionné par Plummer et Kausch dans leurs travaux [3]. Ce phénomène de coalescence latérale des microcavités est souvent observé dans les matériaux cristallins sous forte déformation, où les cavités se rejoignent pour former des zones de rupture plus larges, conduisant à la fracture finale du matériau.

IV.3. Compression uni-axiale

La compression uni-axiale est un essai mécanique dans lequel une force est appliquée axialement sur une éprouvette (généralement cylindrique ou prismatique), de façon à réduire sa longueur selon une direction unique. L'objectif principal des essais de compression uni-axiale c'est d'étudier le comportement sous écrasement (élasticité, plasticité, flambement). Les paramètres mesurés dans ce cas sont la contrainte de compression, module de Young, fluage, etc...

Dans cette section, nous présentons les effets du chargement mécanique sur le PEHD à savoir la compression uni-axiale.

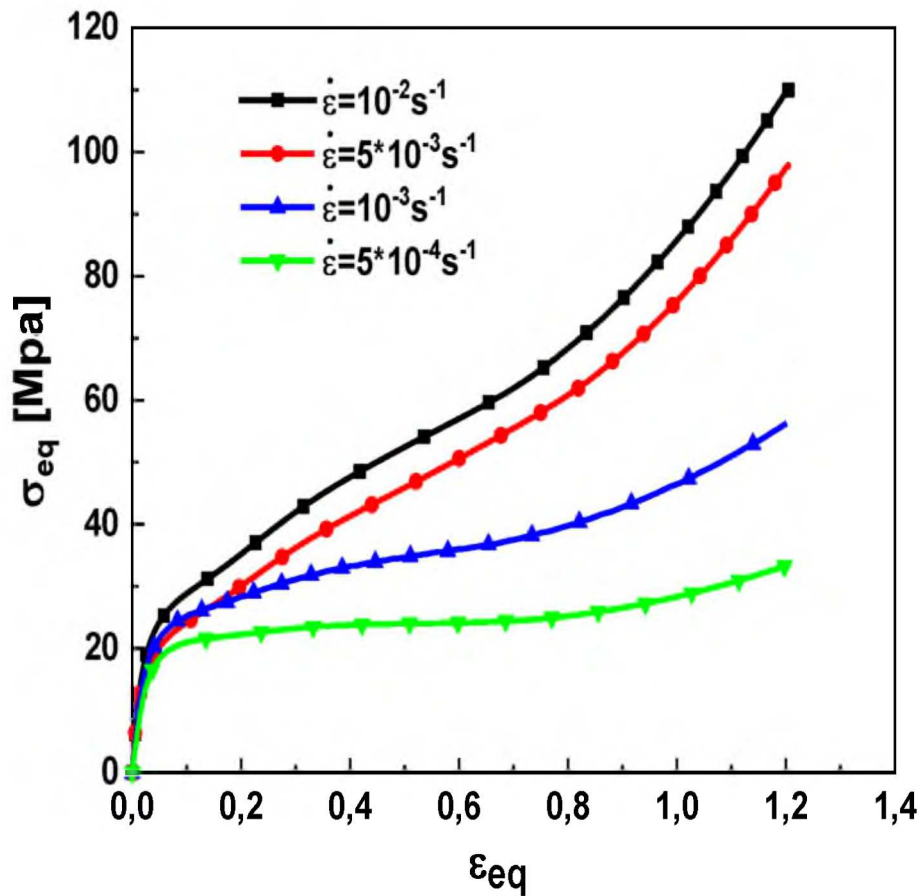


Figure IV.5: L'évolution du comportement mécanique du PEHD en compression uni-axiale

La figure (IV.5) montre l'évolution du comportement mécanique du PEHD en compression uni-axiale à différentes vitesses de déformation et en cisaillement simple à une vitesse de déformation constante de $10^{-3} s^{-1}$. Les courbes obtenues illustrent l'impact de ces modes de chargement sur les propriétés mécaniques du matériau, mettant en évidence les différences fondamentales entre les réponses en compression et en cisaillement. Les résultats obtenus montrent comment les propriétés mécaniques du polyéthylène haute densité (PEHD) sont fortement influencées par la compression uni-axiale, avec une sensibilité notable aux conditions d'essai, en particulier la vitesse de déformation. Une augmentation de la vitesse de déformation dans les essais de compression entraîne une réduction de l'hystérésis et un durcissement plus marqué, ce qui suggère une réponse plus rapide du matériau face aux sollicitations. Dans ce cas, une diminution de la vitesse de déformation conduit à une

réduction de la limite élastique du matériau. Cela indique que le PEHD devient plus souple à faibles vitesses de déformation, une caractéristique importante à prendre en compte dans les applications industrielles nécessitant des comportements prévisibles sous différentes conditions de chargement. D'autre part, à une vitesse de déformation élevée, le durcissement plastique en compression uni-axiale augmente suite au ralentissement des bandes de cisaillement. Ce ralentissement des bandes de cisaillement en compression uni-axiale est probablement dû à un effet de compensation, où la déformation plastique est plus concentrée dans les zones déjà plastifiées, ce qui renforce la résistance globale du matériau sous ces conditions.

IV.4. Cisaillement simple

Le cisaillement simple est un type de sollicitation mécanique où deux forces opposées sont appliquées dans des plans parallèles, provoquant un glissement relatif entre les couches du matériau sans changement de volume global. L'objectif principal des essais de cisaillement simple c'est d'étudier la résistance au glissement des plans internes. Les paramètres mesurés sont la contrainte de cisaillement (τ), déformation angulaire (γ) et le module de cisaillement (G).

Dans cette section, nous présentons les effets du chargement mécanique sur le PEHD à savoir le cisaillement simple.

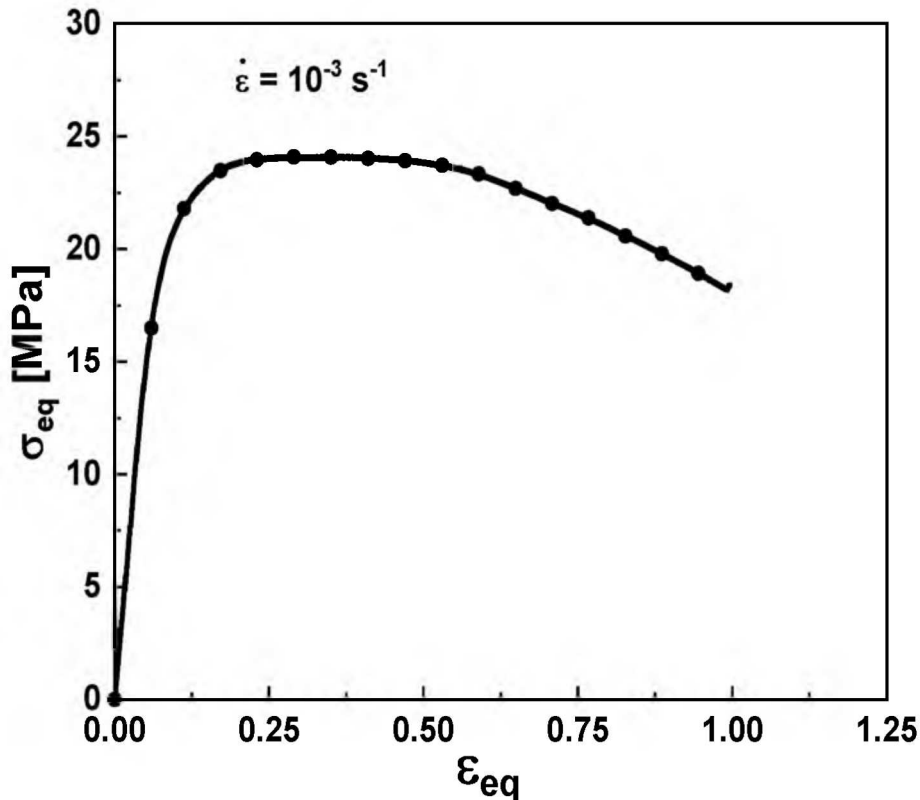


Figure IV.6: L'évolution du comportement mécanique du PEHD en cisaillement simple.

En cisaillement simple, la figure (IV.6) montre un comportement mécanique avec un faible durcissement à la déformation et une chute progressive des contraintes lors de grandes déformations. Cette réponse est typique des matériaux ductiles soumis à des déformations importantes, où le durcissement plastique est limité par la formation et l'évolution des bandes de cisaillement. Cela est dû au développement faible des bandes de cisaillement mésoscopiques. Ces bandes, bien que critiques dans l'initiation de l'endommagement, ne se développent que partiellement, ce qui limite le durcissement plastique global du matériau. Le cisaillement dans la bande se stabilise rapidement, et la déformation de l'éprouvette continue par un épaississement des bandes initiales et la formation de bandes secondaires. La propagation des bandes secondaires peut être attribuée à une redistribution des contraintes locales, favorisant un écoulement plus homogène dans les zones déjà plastifiées.

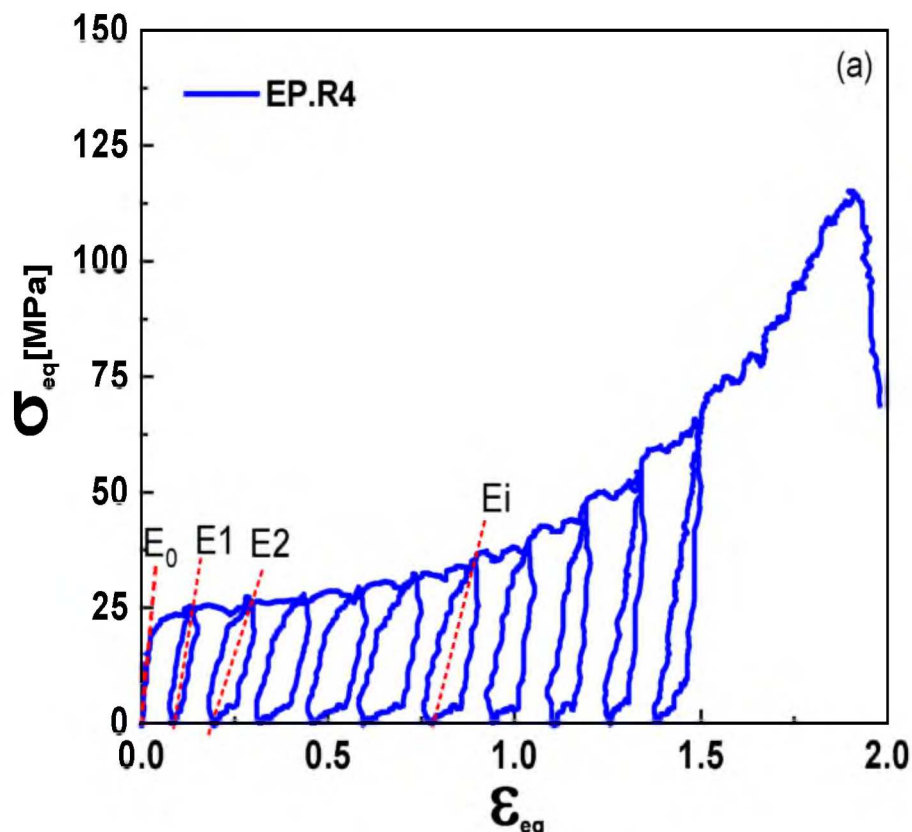
Pour ces deux types de chargement à savoir la compression uniaxiale et le cisaillement simple, aucun changement discernable dans le module d'élasticité n'est observé. Cela indique que, malgré l'évolution des modes de déformation et d'endommagement, le comportement élastique du PEHD reste relativement constant, suggérant une stabilité de la phase cristalline dans la plage de déformation étudiée. Cela explique la faible rigidité observée lors des essais

de traction uniaxiale sur le PEHD, qui est liée à la progression de l'endommagement. L'augmentation de l'endommagement sous déformation provoque une diminution de la résistance du matériau, contribuant ainsi à une rigidité effective réduite dans les essais de traction.

IV.5. Essais de chargement–déchargement cycliques

On utilise les essais chargement–déchargement cycliques dans le cas des polymères pour analyser le fluage, le démêlage de chaînes, ou la viscoélasticité non linéaire. Pour le cas des métaux, ces essais servent à étudier le durcissement cyclique, la fatigue, ou l'anisotropie induite et pour les biomatériaux, ces essais servent à simuler des sollicitations physiologiques répétées (ex : tissus mous, os, etc...).

Les courbes de traction cyclique pour le PEHD analysé sont illustrées dans la figure IV.7. Il est notable qu'une augmentation progressive de la contrainte à la limite d'élasticité est observée au fur et à mesure que les cycles de traction et de décompression sont répétés. À mesure que la déformation augmente, le phénomène de durcissement par déformation devient de plus en plus significatif. Ce durcissement est lié à la progression des mécanismes internes de déformation, incluant l'alignement des chaînes macromoléculaires et l'initiation de l'endommagement local sous forme de micro-voids, phénomène renforcé par l'augmentation des cycles de déformation.



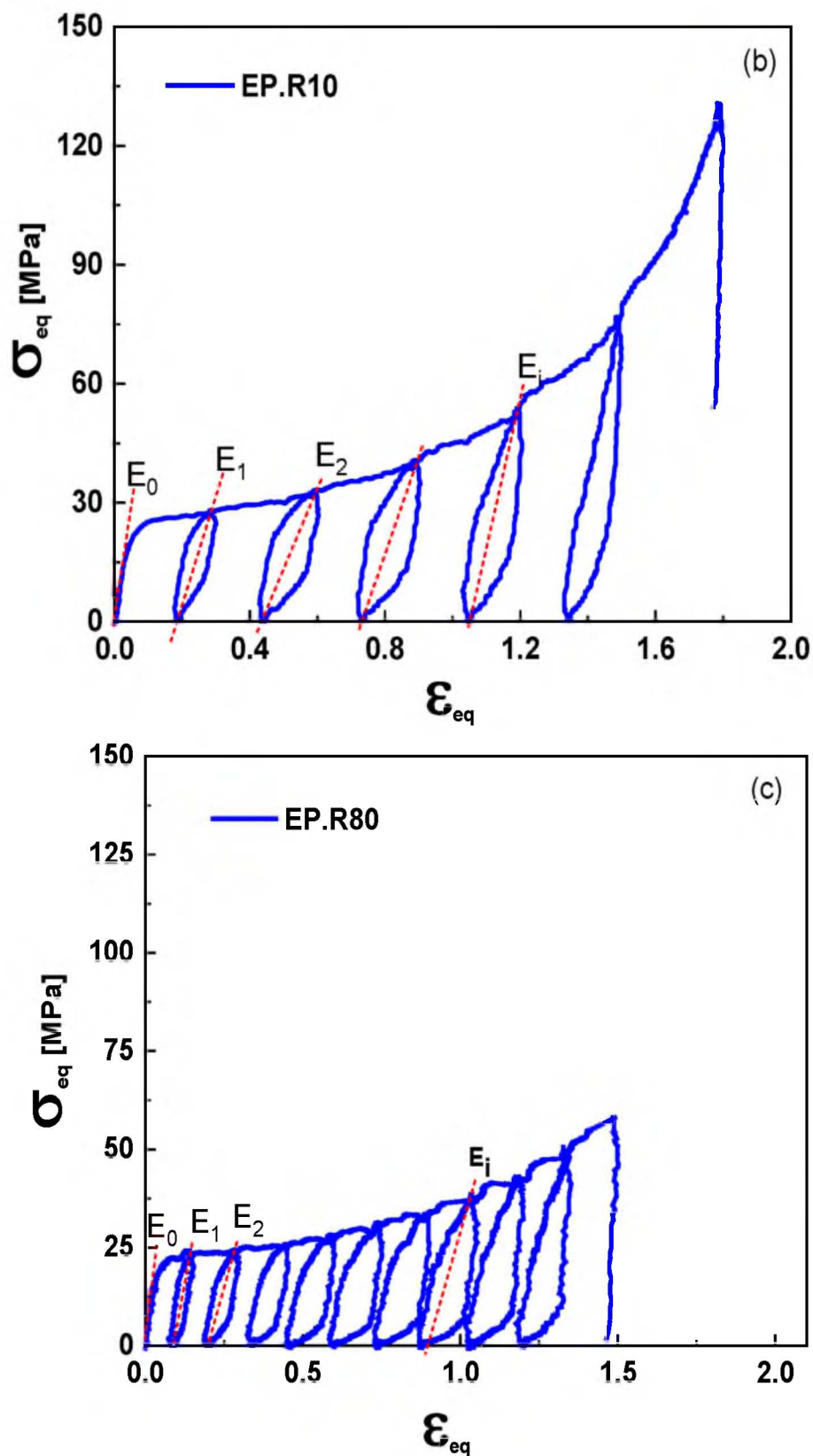


Figure IV.7. Contrainte équivalente en fonction de la déformation équivalente lors de l'essai de chargement /déchargement pour le PEHD : (a) : Éprouvette R4, (b) : Éprouvette R10, et (c) : Éprouvette R80.

La figure IV.8 montre une variation du module de Young en fonction des rayons de courbure (R4, R10 et R80), mettant en évidence une dépendance distincte à la triaxialité des contraintes. Cela suggère que la triaxialité de contrainte influence non seulement le durcissement plastique mais aussi la réponse élastique du matériau.

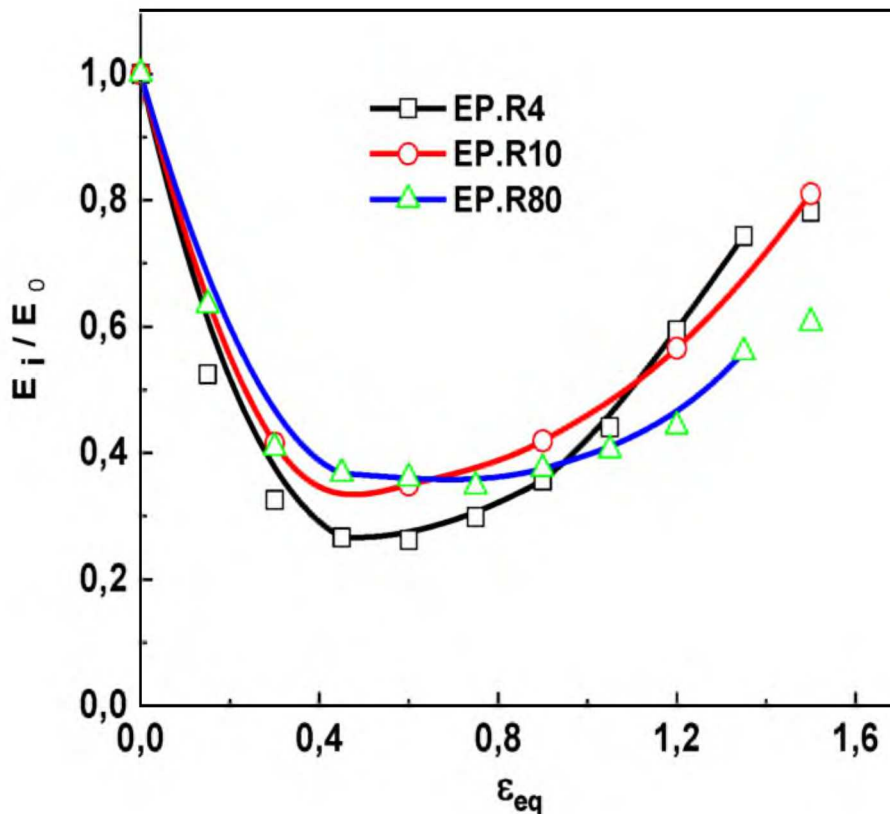


Figure IV.8 : Effet de la triaxialité des contraintes sur l'évolution du module de Young du PEHD en fonction de la déformation pour les éprouvettes R4, R10 et R80.

La détérioration des propriétés mécaniques du PEHD semble exhiber une magnitude similaire à travers les différents rayons de courbure, ce qui indique que, malgré les différences de triaxialité, le matériau subit des mécanismes de déformation similaires sous des conditions extrêmes de contrainte. Le module élastique diminue initialement jusqu'à un certain niveau de déformation, se stabilise ensuite, puis montre une augmentation lors de déformations importantes. Ce phénomène pourrait être associé à la réorganisation locale des cristallites, ainsi qu'à la formation de réseaux de fibrilles cristallines stabilisant la structure au fur et à mesure que les micro-voids se coalescent. Ce phénomène peut être attribué aux dommages par cavitation dans les polymères semi-cristallins, un processus qui devient particulièrement significatif à des niveaux de déformation plus élevés, où la redistribution de l'énergie de déformation favorise l'initiation de la cavitation au sein de la phase amorphe du PEHD.

Tandis que la fluctuation de la rigidité peut être attribuée à l'écoulement plastique apparent résultant de l'orientation moléculaire de la microstructure du PEHD. Cette orientation moléculaire contribue à la formation de bandes de déformation qui modifient la rigidité du matériau de manière non linéaire au cours du chargement cyclique.

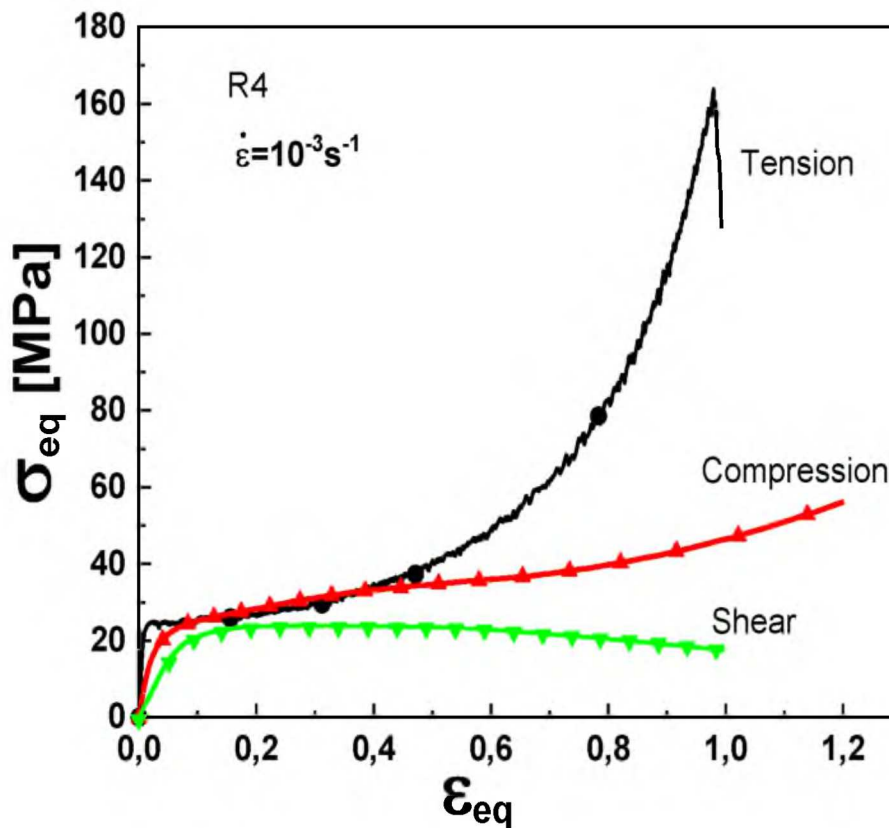


Figure IV. 9 : Influence des conditions de chargement (traction uni-axiale, compression et cisaillement) sur le comportement du PEHD.

La figure IV.9 montre les courbes du comportement mécanique du PEHD sous différentes conditions de chargement, mettant en évidence la réduction de la rigidité en cisaillement et en compression par rapport à la traction. Il est notable que les essais de compression et de cisaillement induisent une réduction de la rigidité élastique et plastique du PEHD, ce qui est un indicateur clé du rôle des mécanismes de déformation sous ces types de chargement. Lorsqu'on soumet le polyéthylène haut densité (PEHD) à des essais de compression ou de cisaillement, contrairement à la traction uni-axiale, une réduction notable de la rigidité est généralement observée. Cette diminution est particulièrement significative en raison des effets combinés de l'orientation moléculaire des chaînes polymères et de la réorganisation de la microstructure sous les contraintes appliquées. Cette diminution de la rigidité peut être attribuée en partie à la manière dont les chaînes polymères au sein de la structure du PEHD

réagissent aux contraintes appliquées. En compression, les chaînes polymères ont tendance à se comprimer plus facilement, ce qui réduit la capacité du matériau à résister aux déformations sous pression. Ce phénomène est dû à la nature du PEHD, qui étant semi-cristallin, subit une contraction volumétrique localisée lors de l'application de contraintes de compression, entraînant ainsi une réponse mécanique distinctive par rapport à la traction. De même, en cisaillement, les chaînes polymères glissent les unes par rapport aux autres, ce qui facilite la déformation sous contrainte de cisaillement et réduit la rigidité globale du matériau. Cela conduit à un comportement plus déformable sous ces conditions, par rapport à la traction où les chaînes polymères s'étirent dans une direction plus uniforme. De plus, une autre observation importante concerne la réduction de la résistance à la traction du PEHD lorsqu'il est soumis à des charges de compression ou de cisaillement, comparé au chargement en traction. Cela implique que le matériau commence à présenter une déformation permanente à des niveaux de contraintes plus faibles en compression et en cisaillement, ce qui peut être lié à la micro-structuration du PEHD et à la façon dont les défauts internes (tels que les micro-voids et les fissures) se développent sous ces contraintes. Cette diminution de la résistance à la traction est attribuée aux différences dans la manière dont les liaisons intermoléculaires du PEHD sont sollicitées sous différentes conditions de chargement, en particulier la rupture des interactions intermoléculaires dans la phase amorphe sous cisaillement et compression. Un aspect intéressant à considérer est que l'impact du cisaillement sur le comportement mécanique du PEHD est généralement plus prononcé que les effets du chargement en traction ou en compression. Cela suggère que le matériau est plus sensible aux charges de cisaillement et peut subir des dommages plus importants sous de telles conditions de chargement. Cette sensibilité accrue au cisaillement est souvent liée à la façon dont les chaînes polymères au sein du PEHD glissent et se déforment lorsqu'elles sont exposées à des forces de cisaillement. Ce phénomène est associé à la propagation rapide des microfissures et des zones de cavitation qui se forment plus facilement sous des forces de cisaillement, provoquant une dégradation plus rapide des propriétés mécaniques du matériau. D'autres observations concernant l'effet du chargement sur le PEHD incluent un changement dans le comportement de durcissement (plus prononcé en traction) et une déformation importante observée en compression, ce qui reflète la plus grande capacité du PEHD à se déformer plastiquement sous compression avant que des mécanismes d'endommagement significatifs n'apparaissent. Comme montré dans la figure IV.8, ces observations soulignent l'importance de la triaxialité des contraintes et de la vitesse de déformation dans la détermination des réponses mécaniques du PEHD, particulièrement en ce qui concerne l'endommagement interne du matériau.

IV.6 Conclusion

Les résultats expérimentaux présentés dans ce chapitre ont permis de mettre en évidence les comportements mécaniques caractéristiques du matériau étudié sous différentes sollicitations. Les essais de traction uniaxiale, de compression, de cisaillement simple ainsi que les cycles de chargement-déchargement ont fourni des informations précieuses sur sa réponse en termes de rigidité, de résistance, de plasticité et de comportement en fatigue. L'analyse des courbes contraintes-déformations a révélé des tendances significatives, confirmant pour certaines les prédictions théoriques, et mettant en lumière, pour d'autres, des écarts nécessitant une interprétation approfondie. La comparaison des différents types de sollicitations a également permis d'identifier les limites du matériau ainsi que sa sensibilité aux conditions de chargement. Cette étude expérimentale constitue donc une étape essentielle dans la compréhension globale du comportement mécanique du matériau. Elle ouvre la voie à des modélisations plus fines et à des optimisations futures, notamment en vue d'applications industrielles exigeantes où la fiabilité structurelle est primordiale.

Références Bibliographique Chapitre IV

- [1] D. Heikens, S.D. Sjoerdsma, W.J. Coumans, A mathematical relation between volume strain, elongational strain, and stress in homogeneous deformation. *J. Mater. Sci.* 16, 429–432 (1981). [https:// doi. org/ 10. 1007/ bf007 38633](https://doi.org/10.1007/bf00738633).
- [2] K. Friedrich, Crazes and shear bands in semi-crystalline thermoplastics, in *Crazing in Polymers*. (Springer, 2005), pp.225–274. [https:// doi. org/ 10. 1007/ bfb00 24059](https://doi.org/10.1007/bfb0024059).
- [3] H.H. Kausch, C.J.G. Plummer, Semicrystalline polymers: Fracture properties. *Encycl. Mater. Sci. Technol.* (2001). [https:// doi. org/ 10.1016/ b0- 08- 043152- 6/ 01505-9](https://doi.org/10.1016/b0-08-043152-6/01505-9).

Chapitre V

Modélisation du

comportement et de

l'endommagement du PEHD

par la technique de cellule

unitaire

Chapitre V : Modélisation du comportement et de l'endommagement du PEHD par la technique de cellule unitaire

V.1.Introduction

Le polyéthylène haute densité (PEHD) est un matériau couramment utilisé dans des applications industrielles variées, notamment en raison de ses propriétés mécaniques et de sa résistance à la déformation. Cependant, l'introduction de porosités dans sa structure modifie profondément son comportement sous contrainte. L'étude du comportement des matériaux poreux, en particulier ceux à base de PEHD, nécessite une compréhension fine des effets des vides internes sur leurs propriétés mécaniques. La présence de cavités influence directement la résistance, la rigidité et la ductilité du matériau, ce qui peut avoir des répercussions importantes sur la performance et la durabilité des structures réalisées à partir de ces matériaux. Ce chapitre s'intéresse à l'analyse de la réponse mécanique d'une cellule poreuse en PEHD sous différentes conditions de chargement. En particulier, nous nous focalisons sur l'impact de la forme et de la fraction volumique des cavités, ainsi que sur l'influence de la triaxialité des contraintes sur la déformation et la rupture du matériau. Deux géométries de porosités sont étudiées : sphérique et aplatie. Ces géométries sont examinées sous des triaxialités différentes ($T = 1.8$ et $T = 3$), afin de mettre en évidence les variations dans le comportement mécanique du matériau en fonction de la forme des cavités et des conditions de charge. La cellule poreuse est modélisée par l'introduction d'une cavité unique au centre, et l'étude est conduite à l'aide de simulations numériques, où la fraction volumique des vides joue un rôle clé dans la détermination de la réponse mécanique. Le maillage correspondant à ces simulations est illustré dans la figure V.4. Les résultats obtenus permettront de mieux comprendre les mécanismes sous-jacents à la déformation des matériaux poreux et d'évaluer l'impact des cavités sur la performance du PEHD sous différentes conditions de contrainte.

V.2Principe de la cellule unitaire

La cellule unitaire, modélisée sous la forme d'un cylindre à base hexagonale, constitue le modèle de référence pour la modélisation micromécanique du matériau. Celui-ci est considéré comme un assemblage périodique de telles entités élémentaires. Cette cellule joue un rôle essentiel dans la compréhension du comportement global du matériau, car elle permet d'analyser les interactions se produisant à l'échelle microscopique. Afin de simplifier l'analyse, une approximation géométrique peut être introduite en remplaçant la base hexagonale par une base circulaire. Cette simplification, couramment adoptée dans les modèles de simulation, permet de réduire considérablement la

complexité du problème tout en conservant une représentation fidèle du comportement global du matériau. Cette transformation géométrique ramène le problème tridimensionnel initial à une formulation bidimensionnelle axisymétrique, plus aisée à traiter sur les plans mathématique et numérique. La symétrie axiale ainsi obtenue facilite l'utilisation de méthodes analytiques et numériques plus simples, telles que l'analyse par éléments finis en 2D. Cela se traduit par une réduction significative du temps de calcul, tout en maintenant une bonne précision des résultats. La figure V.1 illustre la représentation schématique de cette cellule unitaire simplifiée.

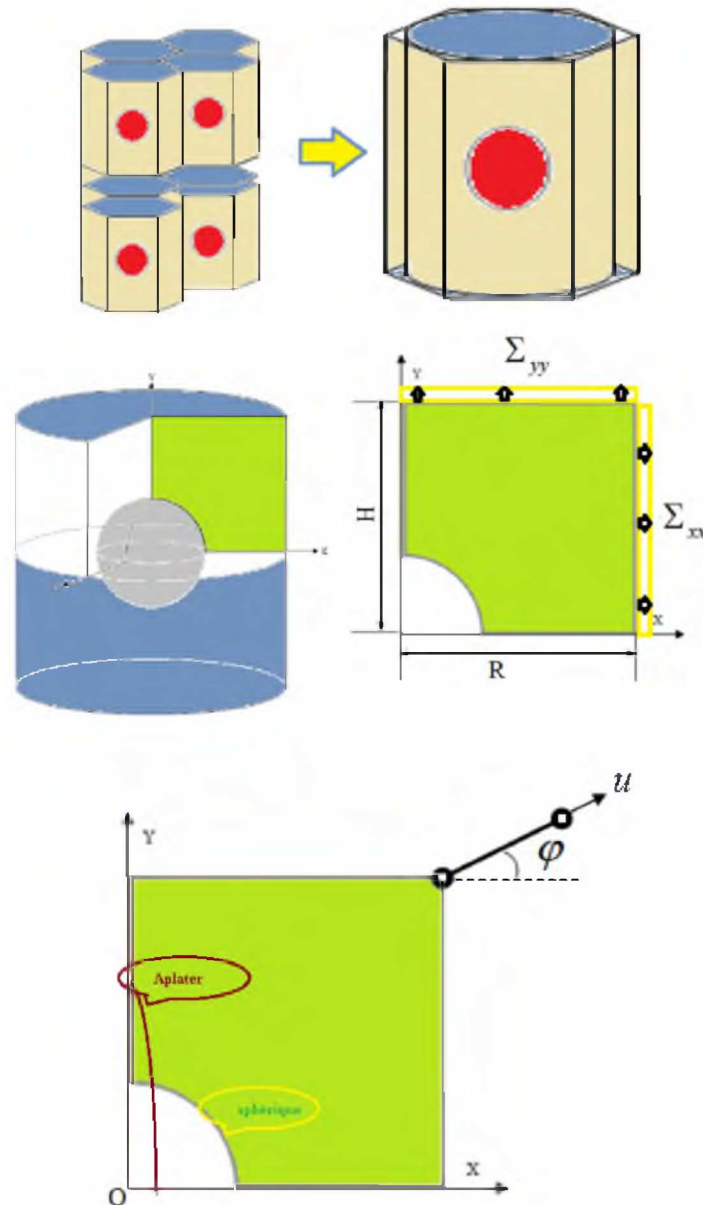


Figure V.1 : Approche micromécanique des cellules unitaires avec approximation bidimensionnelle.

La cellule ainsi définie peut-être considérée comme un volume élémentaire représentatif (VER) d'un matériau périodique. Ce concept occupe une place centrale en micromécanique, car il permet de

modéliser le comportement global d'un matériau à partir d'un échantillon de taille réduite, mais représentatif de sa microstructure. Le VER reproduit fidèlement les caractéristiques essentielles du matériau réel tout en simplifiant son analyse numérique ou théorique. Les grandeurs calculées en chaque point de la cellule sont dites microscopiques, car elles décrivent le comportement local du matériau. Elles fournissent des informations détaillées sur la distribution des contraintes, des déformations et des propriétés mécaniques à une échelle fine. En revanche, les grandeurs macroscopiques résultent d'un processus de moyennage sur l'ensemble du volume élémentaire. Ce passage à l'échelle supérieure permet d'obtenir une représentation globale et homogénéisée du comportement du matériau, en lissant les hétérogénéités locales.

Compte tenu des symétries géométriques et des conditions de chargement, l'étude peut être limitée au quart de la cellule unitaire. Cette simplification repose sur les principes de symétrie, qui autorisent l'analyse d'une portion représentative tout en conservant la validité du modèle complet. Cette réduction de domaine permet de diminuer le coût de calcul sans compromettre la précision ni la représentativité des résultats. Un chargement mécanique est ensuite appliqué sur les faces extérieures du modèle réduit. L'étude de la réaction de la cellule à ce chargement permet d'analyser la transmission des contraintes depuis l'échelle microscopique vers l'échelle macroscopique. Ainsi, les contraintes macroscopiques axiale et radiale peuvent être exprimées de la manière suivante :

$$\begin{cases} \Sigma_{xx} = \frac{F_x}{4\pi HR} \\ \Sigma_{yy} = \frac{F_y}{\pi R^2} \end{cases} \quad (V.1)$$

où F_x et F_y sont respectivement les réactions au niveau de la face latérale et de la base du VER, H et R sont respectivement la demi hauteur et le rayon de la cellule unitaire (figure V.1). Il s'ensuit que les contraintes macroscopiques moyennes « Σ_m » et équivalente « Σ_{eq} » sont données dans le cas axisymétrique par les relations suivantes:

$$\begin{cases} \Sigma_m = \frac{1}{3}(2\Sigma_{xx} + \Sigma_{yy}) \\ \Sigma_{eq} = |\Sigma_{yy} - \Sigma_{xx}| \end{cases} \quad (V.2)$$

Les déformations macroscopiques axiale « E_{yy} », radiale « E_{xx} » et équivalente « E_{eq} » sont définies par les expressions suivantes :

$$\begin{cases} E_{xx} = \ln\left(\frac{R+u_{xx}}{R}\right) \\ E_{yy} = \ln\left(\frac{H+u_{yy}}{H}\right) \\ E_{eq} = \frac{2}{3}|E_{yy} - E_{xx}| \end{cases} \quad (V.3)$$

Où, u_{xx} et u_{yy} sont les composantes du déplacement dans la direction x et y . La fraction volumique de vides peut être déterminée par l'équation suivante :

$$f = V_{vides} / 2\pi HR^2 \quad (V.4)$$

Une des difficultés de l'étude numérique d'un *VER* en utilisant le modèle de la cellule élémentaire est le maintien de la triaxialité **des contraintes** ($T = \Sigma_m / \Sigma_{eq}$) à une valeur constante au cours du chargement. Pour un calcul implicite, la méthode de *RIKS* dans Abaqus peut être avantageusement exploitée pour satisfaire cette condition.

V.3 Technique de calcul

Nous présentons ci-après une méthode explicite de calcul de cellule permettant de maintenir une triaxialité constante au cours de la déformation. Cette approche est essentielle dans les simulations micromécaniques, car elle garantit un état de déformation uniforme et contrôlé au sein de la cellule unitaire. Elle permet ainsi d'obtenir des résultats plus fiables et représentatifs du comportement mécanique du matériau soumis à différentes conditions de chargement. La condition de triaxialité constante est atteinte après plusieurs itérations numériques, au cours desquelles les conditions de chargement et de déformation sont ajustées jusqu'à stabilisation du rapport de triaxialité. Cette étape assure la cohérence du modèle et la validité des résultats obtenus. Le chargement est appliqué par l'intermédiaire d'un déplacement imposé sur le coin supérieur de la cellule, comme illustré à la figure V.2, ce qui permet d'introduire une condition aux limites contrôlée. Cette condition est cruciale pour reproduire correctement les interactions mécaniques à l'échelle microscopique du matériau.

Dans l'ensemble des simulations réalisées, la cellule unitaire est soumise à un chargement axisymétrique comprenant :

- Une traction axiale dominante (le long de l'axe des x) ;
- Une triaxialité constante.

La triaxialité est un paramètre qui mesure la proportion des contraintes appliquées dans les trois directions principales. Elle permet de caractériser la répartition des déformations dans la cellule et de mieux comprendre la réponse du matériau sous des chargements complexes. Les valeurs retenues pour cette étude sont $T = 1.8$ et 3 chacune correspondant à un niveau de contrainte différent, traduisant des états de déformation plus ou moins contraints.

Pour maintenir une triaxialité constante durant le chargement, plusieurs techniques numériques peuvent être employées. Parmi elles, les algorithmes de contrôle de contraintes permettent de réguler les conditions de charge afin d'éviter toute variation non souhaitée du rapport de triaxialité. L'algorithme de Riks [1] est notamment reconnu pour sa simplicité d'utilisation et son efficacité dans la résolution de problèmes non linéaires. Il est particulièrement adapté aux cas où les déformations sont importantes et où la réponse du matériau devient hautement non linéaire.

Cependant, l'algorithme de Riks ne peut pas être associé à une approche d'intégration explicite en raison de la présence du paramètre temps dans sa formulation. De ce fait, il n'est pas adapté aux simulations nécessitant des pas de temps très faibles, limitant ainsi son champ d'application. En revanche, le code Abaqus/Explicit offre une alternative performante pour ce type d'analyse. Ce logiciel, basé sur une formulation dynamique explicite, est particulièrement efficace pour simuler les variations rapides de déformation tout en maintenant la stabilité numérique sous des conditions de chargement complexes. Il a donc été retenu pour l'étude du volume élémentaire poreux présentée dans la section précédente. Ainsi, Abaqus/Explicit a été choisi pour cette modélisation en raison de sa robustesse, de sa fiabilité et de sa capacité à gérer les aspects dynamiques du problème, garantissant une analyse précise de la réponse mécanique du matériau sous différents régimes de chargement.

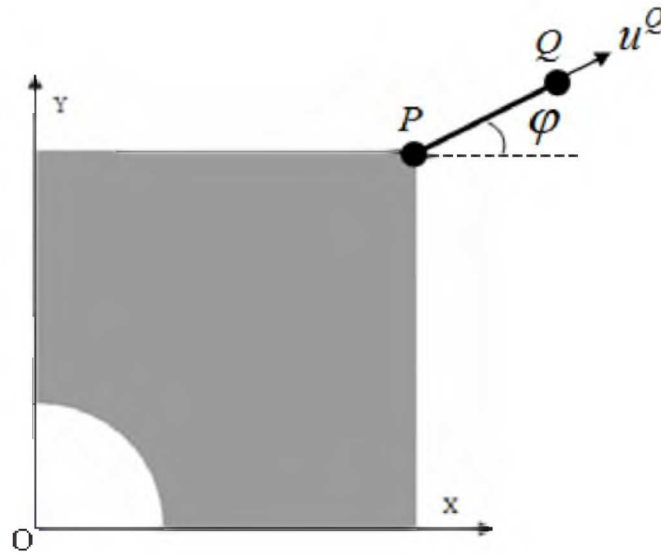


Figure V.2 Chargement de la cellule unitaire.

La figure V.2 illustre schématiquement le dispositif de chargement de la cellule, conçu pour ajuster progressivement les conditions de calcul de manière à atteindre une situation où la triaxialité demeure constante tout au long de la déformation. Ce dispositif est essentiel pour assurer une déformation contrôlée, stable et reproductible de la cellule, condition indispensable à l'étude rigoureuse des propriétés mécaniques du matériau sous différents régimes de chargement.

Le système repose sur une barre élastique de longueur initiale L_0 , de section constante A , et inclinée d'un angle initial φ_0 par rapport à l'horizontale. Cette barre est fixée au coin supérieur droit de la cellule et joue un rôle central dans la transmission du chargement. Sa déformation, induite par les forces appliquées, est utilisée pour contrôler les contraintes internes et maintenir la triaxialité constante au sein de la cellule.

Le chargement de la cellule s'effectue donc par l'intermédiaire de cette barre, dont la position de l'extrémité Q dans le plan (x, y) est imposée de manière précise afin de garantir la valeur souhaitée de la triaxialité. La position de Q est continuellement ajustée au cours du calcul, ce qui permet de corriger la déformation en temps réel et de stabiliser la triaxialité pendant toute la simulation. Ainsi, un déplacement contrôlé est imposé à l'extrémité Q . Ce déplacement est déterminé numériquement de façon à équilibrer les contraintes dans la cellule à chaque étape du calcul, assurant la constance de la triaxialité tout au long de l'évolution du chargement.

On note en fin u^P , u^Q les déplacements des extrémités A et B de la barre, dont les composantes selon les directions x et y s'écrivent :

$$\begin{cases} u^P = u_x^P e_x + u_y^P e_y \\ u^Q = u_x^Q e_x + u_y^Q e_y \end{cases} \quad (V.5)$$

La position de l'extrémité Q est alors donnée par :

$$\begin{cases} X^Q = R_0 + u_x^P + L \cos \varphi \\ Y^Q = H_0 + u_y^P + L \sin \varphi \end{cases} \quad (V.6)$$

où L est la longueur actuelle de la barre et l'angle φ est tel que :

$$\begin{cases} \cos \varphi = \cos \varphi_0 - \frac{u_x^Q - u_x^P}{L_0} \\ \sin \varphi = \sin \varphi_0 - \frac{u_y^Q - u_y^P}{L_0} \end{cases} \quad (V.7)$$

Avec, φ_0 la valeur de l'angle φ correspondant à ($u^P = u^Q = 0$). La valeur courante de φ peut aussi être calculée par :

$$\tan \varphi = \frac{Y^Q - Y^P}{X^Q - X^P} = \frac{L_0 \sin \varphi_0 + u_y^Q - u_y^P}{L_0 \cos \varphi_0 + u_x^Q - u_x^P} \quad (V.8)$$

On désigne par Σ_r la contrainte axiale sollicitant la barre PQ . Les contraintes principales et équivalentes macroscopiques agissant sur la cellule sont données par :

$$\begin{cases} \Sigma_{xx} = \frac{\Sigma_r S_r \cos \varphi}{2\pi (R_0 + u_x^P) (H_0 + u_y^P)} \\ \Sigma_{yy} = \frac{\Sigma_r S_r \sin \varphi}{\pi (R_0 + u_x^P)^2} \\ \Sigma_{eq} = |\Sigma_{yy} - \Sigma_{xx}| \end{cases} \quad (V.9)$$

Moyennant une première approximation déduite de l'hypothèse d'invariance du volume global de la cellule au cours du chargement, il est possible d'établir une relation entre la triaxialité T , l'angle φ et le déplacement vertical u_y^P du point P . En effet, par définition :

$$T = \frac{\Sigma_m}{\Sigma_{eq}} = \frac{1}{3} \left(\frac{\Sigma_{yy} + 2\Sigma_{xx}}{|\Sigma_{yy} - \Sigma_{xx}|} \right) = \frac{1}{3} \left(\frac{1 + 2\alpha}{|1 - \alpha|} \right) \quad (V.10)$$

Avec $\alpha = \Sigma_{xx} / \Sigma_{yy}$.

La substitution de l'équation (IV.9) dans l'expression de α conduit à :

$$\alpha = \frac{1}{2} \frac{1}{\tan \varphi} \frac{(R_0 + u_x^P)}{(H_0 + u_y^P)} = \frac{1}{2} \frac{L_0 \cos \varphi_0 + u_x^Q - u_x^P}{L_0 \sin \varphi_0 + u_y^Q - u_y^P} \frac{(R_0 + u_x^P)}{(H_0 + u_y^P)} \quad (V.11)$$

Par ailleurs, en absence de porosité, Koplik et Needleman [2] ont stipulé que, à l'effet du Poisson près, le volume global de celle-ci demeure constant tout au long du processus de chargement. Admettons, en première approximation, la validité de cette hypothèse pour une matrice poreuse au moins au début du chargement de la cellule. Dans cette circonstance, les composantes u_x^P et u_y^P vérifient la relation :

$$R_0^2 H_0 = (R_0 + u_x^P)^2 (H_0 + u_y^P) \quad (V.12)$$

Qui permet d'exprimer explicitement u_x^P en fonction de u_y^P puisque nous avons :

$$u_x^P = u_x^P(u_y^P) = R_0 \left[\left(\frac{H_0}{H_0 + u_y^P} \right)^{1/2} - 1 \right] \quad (V.13)$$

Le report de l'équation (V.12) dans l'équation (V.6) conduit à :

$$\begin{cases} X^Q = \frac{R_0 \sqrt{H_0}}{(H_0 + u_y^P)^{1/2}} + L \cos \varphi \\ Y^Q = (H_0 + u_y^P) + L \sin \varphi \end{cases} \quad (V.14)$$

Et par conséquent :

$$\begin{cases} u_x^Q = R_0 \sqrt{\frac{H_0}{H_0 + u_y^P}} + L \cos \varphi - (R_0 + L_0 \cos \varphi_0) \\ u_y^Q = (H_0 + u_y^P) + L \sin \varphi - (H_0 + L_0 \sin \varphi_0) \end{cases} \quad (V.15)$$

Au cours du chargement de la cellule, les composantes du déplacement du point P , la triaxialité T à travers le paramètre α et l'angle φ , sont liés par la relation :

$$\tan \varphi = \frac{1}{2\alpha} \left(\frac{R_0 + u_x^p}{H_0 + u_y^p} \right) = \frac{1}{2\alpha} \left(\frac{R_0 \sqrt{H_0}}{(H_0 + u_y^p)^{3/2}} \right) \quad (\text{V.16})$$

Ainsi la valeur initiale φ_0 est fixée par triaxialité escomptée (paramètre α) et la géométrie du contour extérieur de la cellule (H_0 et R_0) à travers la relation :

$$\tan \varphi_0 = \frac{1}{2\alpha} \left(\frac{R_0}{H_0} \right) \quad (\text{V.17})$$

La fraction volumique de vides initiale permet d'estimer le rayon initial de la cavité dans la cellule unitaire. Afin d'analyser l'influence de la triaxialité des contraintes T et de la fraction volumique de vides f , des cellules avec des porosités initiales $f_0 = 10\%$ ont été considérées et sollicitées sous différentes triaxialités. Le maillage utilisé pour les calculs éléments finis est présenté dans la figure (V.3)

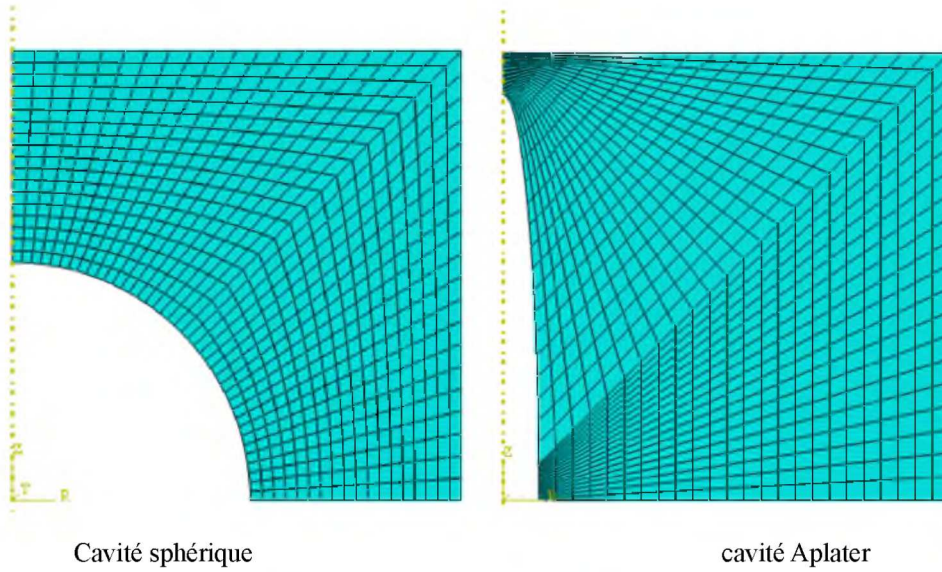


Figure V.3 : type de maillage de VER

V.4. Résultats et discussion

L'analyse des résultats (Figures V.4 et Figure V.5) met en évidence l'influence conjointe de la porosité initiale et de la géométrie des cavités sur la réponse mécanique des cellules unitaires de PEHD.

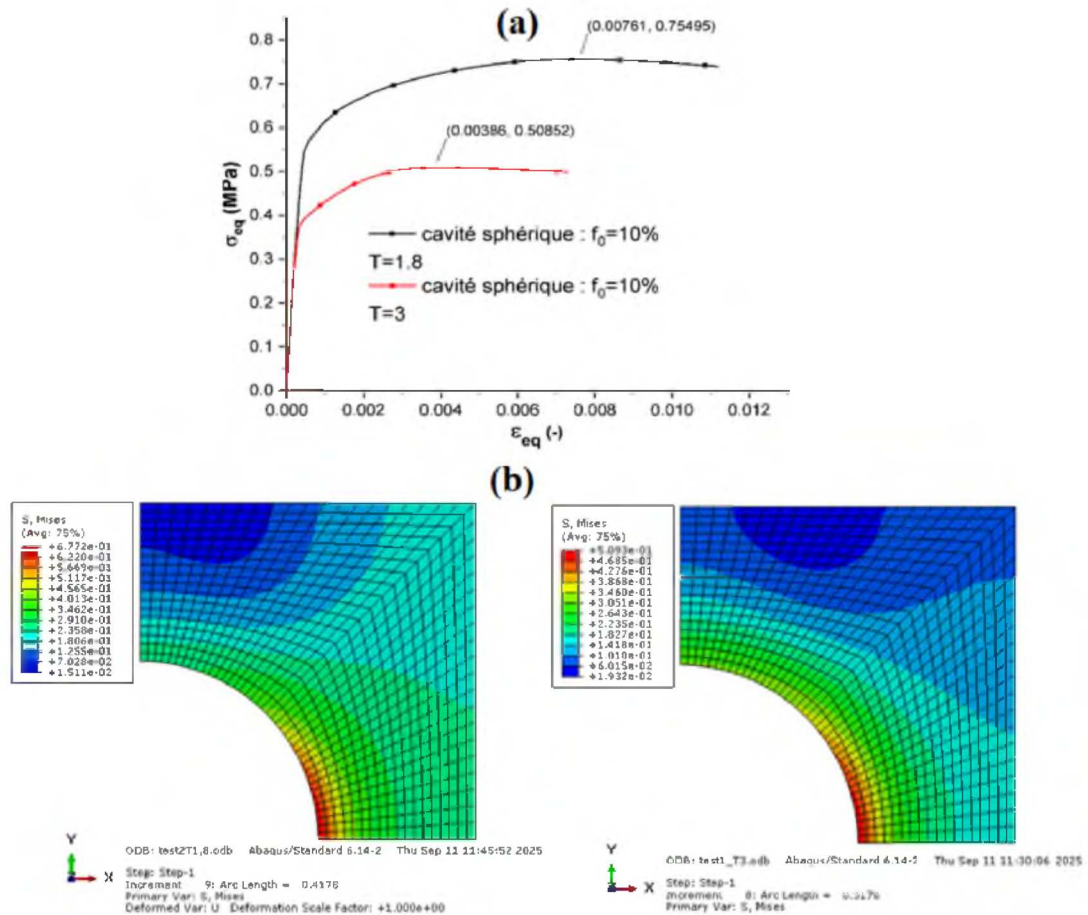


Figure V.4 : (a) l'effet de la triaxialité des contraintes sur le point de coalescence de la cavité Sphérique du PEHD. (b) Iso valeurs des contraintes au moment de la coalescence.

Dans la Figure V.4 on observe que l'augmentation de la fraction volumique initiale de vides entraîne une réduction notable de la limite d'écoulement plastique et du durcissement structural. Cela indique qu'une plus grande quantité de vides dans le matériau favorise une déformation plastique plus précoce et plus importante, ce qui réduit sa capacité à supporter les charges avant de se déformer de manière irréversible. Par exemple, pour une triaxialité constante de $T = 1.8$, la contrainte maximale diminue lorsque la porosité initiale est faible. Cela signifie que même si la porosité initiale est faible, l'augmentation de la fraction de vides modifie considérablement la capacité du matériau à supporter des contraintes. Cette diminution s'accompagne d'une perte de rigidité, traduisant un affaiblissement de la matrice semi-cristalline du PEHD sous l'effet des cavités. L'impact des vides sur la matrice semi-cristalline du PEHD est direct : les cavités agissent comme des zones de faiblesse, réduisant ainsi la résistance mécanique et la rigidité du matériau. L'instabilité plastique en fin de courbe, marquée par une chute brutale de la contrainte, est attribuable à la coalescence des vides par striction du ligament de matrice. Cette instabilité plastique est un phénomène critique où les vides fusionnent sous l'effet de la déformation, formant des zones de rupture qui précipitent la défaillance du matériau.

La rapidité de cette chute augmente clairement avec le taux de vides initial imposé. Un taux de vides initial plus élevé provoque une coalescence plus rapide des vides, entraînant une rupture plus soudaine et une chute plus marquée de la contrainte, ce qui est indicatif d'une défaillance prématurée du matériau sous chargement.

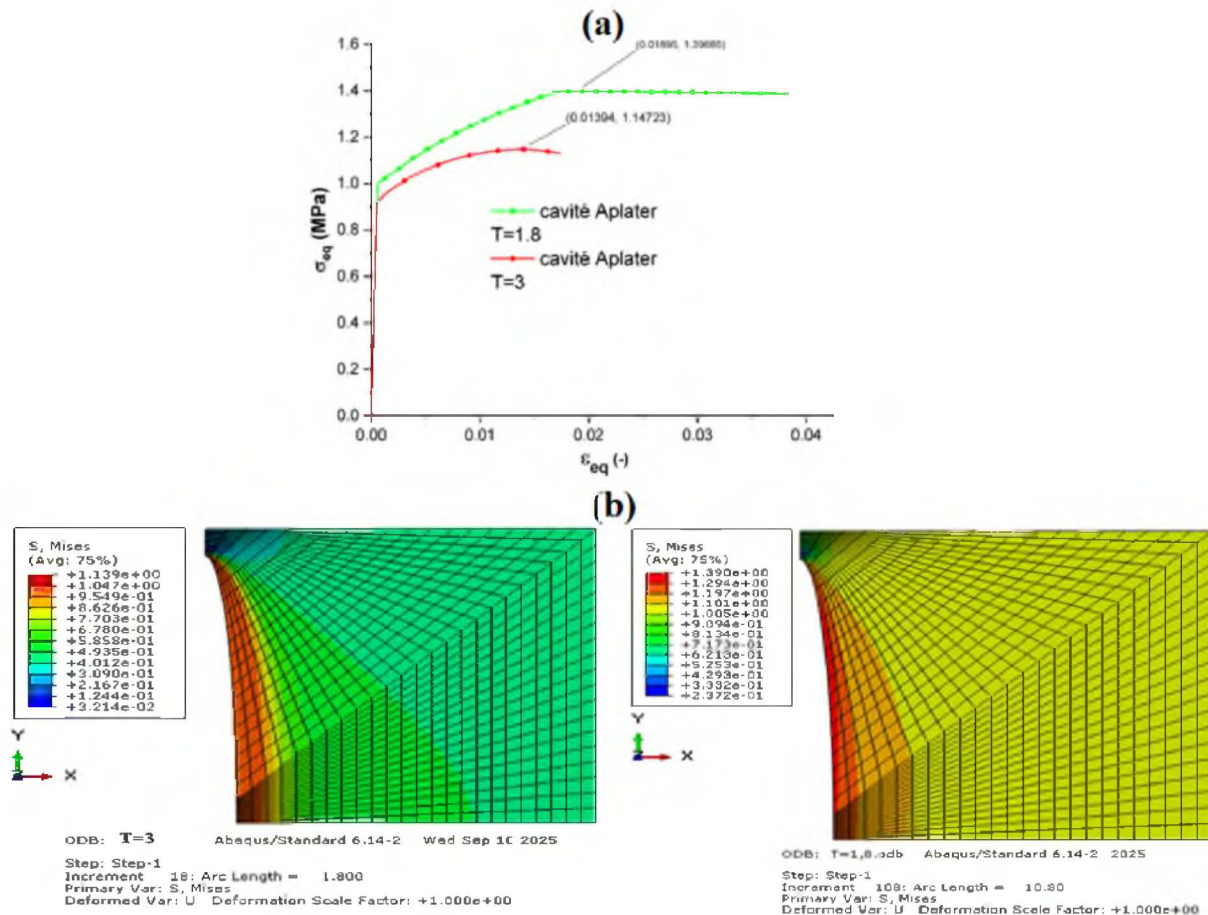


Figure V.5 : (a) l'effet de la triaxialité des contraintes sur le point de coalescence de la cavité aplater du PEHD. (b) Iso valeurs des contraintes au moment de la coalescence.

La Figure V.5 illustre l'influence de la forme de la cavité. Les résultats montrent une différence marquée entre les cavités de forme aplatie et sphérique, ce qui souligne l'importance de la géométrie des vides dans la réponse mécanique du matériau. Les cavités aplaties présentent une résistance nettement plus élevée : la contrainte équivalente atteint environ 1,4 MPa pour $T = 1.8$, contre seulement 0,75 MPa pour une cavité sphérique avec la même triaxialité. Cette différence s'explique par le fait que les cavités aplaties favorisent une meilleure répartition des contraintes dans la matrice, ce qui permet au matériau de mieux supporter les charges avant de se déformer plastiquement. De plus, la cavité aplatie présente une déformation plus importante avant l'instabilité, ce qui traduit un comportement plus ductile. La ductilité accrue est un indicateur de la capacité du matériau à subir des

déformations plastiques importantes sans rupture, ce qui peut être bénéfique pour certains matériaux dans des applications où la résistance à la déformation est cruciale. À l'inverse, la cavité sphérique se caractérise par une résistance plus faible et une forte sensibilité à la triaxialité : pour $T = 3$, la contrainte maximale chute à près de 0,5 MPa, confirmant un comportement beaucoup plus fragile. Les cavités sphériques, bien qu'elles présentent une résistance initiale moindre, montrent une tendance à se déformer rapidement sous des charges élevées, surtout lorsque la triaxialité augmente, ce qui conduit à une perte rapide de la résistance et à une défaillance du matériau.

Ces résultats peuvent être interprétés à la lumière de la microstructure du PEHD. Le polyéthylène haute densité (PEHD) est un matériau semi-cristallin, où des zones cristallines et amorphes coexistent, ce qui lui confère des propriétés mécaniques complexes. La présence de lamelles cristallines dispersées dans une matrice amorphe confère au matériau un comportement fortement anisotrope. Cela signifie que les propriétés mécaniques du PEHD varient selon la direction, en raison de la structure cristalline orientée et de l'organisation des chaînes polymères dans la matrice amorphe. Les cavités aplaties permettent une redistribution des contraintes plus favorable dans le réseau semi-cristallin, retardant la décohésion locale et conférant au matériau une meilleure ductilité. Les cavités aplaties, étant plus longues dans une direction, permettent une meilleure interaction avec la matrice cristalline et distribuent les contraintes de manière plus homogène, ce qui retarde l'initiation de la défaillance. Cela offre au matériau une plus grande capacité de déformation plastique avant rupture. En revanche, les cavités sphériques provoquent une concentration isotrope des contraintes, favorisant la cavitation et une rupture précoce. Les cavités sphériques, en étant symétriques dans toutes les directions, créent une zone de concentration des contraintes autour de chaque vide, ce qui accélère la croissance des cavités et leur coalescence, entraînant ainsi une rupture rapide du matériau sous chargement.

En conclusion, les figures (V.4 et V.5) montrent que la fraction volumique de porosité et la morphologie des cavités sont des paramètres déterminants pour la réponse mécanique du PEHD. Ces deux facteurs influencent considérablement la façon dont le matériau se comporte sous différentes conditions de chargement, en particulier en ce qui concerne la résistance et la ductilité. Les cavités aplaties maintiennent une résistance mécanique et une ductilité élevée (contrainte maximale $\approx 1,4$ MPa à $T = 1.8$), ce qui indique que ces cavités permettent une meilleure gestion des contraintes au sein du matériau, retardant ainsi la déformation plastique et permettant une plus grande capacité à absorber les charges avant rupture. Tandis que les cavités sphériques entraînent une perte rapide de la résistance et une chute de la limite plastique ($\approx 0,5$ MPa à $T = 3$), en raison de la concentration isotrope des contraintes autour des vides, ce qui accélère le processus de cavitation et de rupture, en particulier sous forte triaxialité. L'effet de la triaxialité est significatif car il amplifie les effets négatifs

des cavités sphériques, entraînant une défaillance prématurée du matériau, tandis que les cavités aplaties sont moins sensibles à cet effet et conservent mieux leurs propriétés mécaniques sous des conditions de déformation plus sévères.

V.5.Conclusion

L'étude menée a permis de mettre en évidence l'effet conjugué de la triaxialité des contraintes et de la morphologie des cavités sur le comportement mécanique du polyéthylène haute densité (PEHD). Cette analyse a montré que ces deux facteurs jouent un rôle crucial dans la définition des propriétés mécaniques du matériau et de sa réponse sous différents types de chargement. Les résultats montrent que la triaxialité influence fortement l'évolution de la contrainte équivalente et de la déformation volumique, mais que cette influence dépend étroitement de la forme de la cavité. La triaxialité agit comme un amplificateur des effets de la porosité, et son impact est accentué ou atténué en fonction de la géométrie des cavités, ce qui rend le comportement du matériau complexe à prédire sans une prise en compte détaillée de ces facteurs. En particulier, les cavités aplaties présentent une résistance et une ductilité supérieures, avec des contraintes maximales atteignant presque le double de celles observées pour les cavités sphériques. Les cavités aplaties permettent une répartition plus uniforme des contraintes dans le matériau, favorisant ainsi une meilleure capacité de déformation plastique avant rupture et augmentant la résistance du matériau. Ces dernières, au contraire, se révèlent beaucoup plus sensibles à l'augmentation de la triaxialité, traduisant une fragilité accrue et une chute rapide de la résistance. Les cavités sphériques, en raison de leur forme symétrique, entraînent une concentration des contraintes autour des vides, ce qui favorise une rupture plus rapide du matériau, particulièrement sous des conditions de triaxialité élevée. Ainsi, la géométrie interne du matériau apparaît comme un facteur déterminant dans la réponse mécanique globale. Cette conclusion souligne l'importance de la microstructure interne du matériau, en particulier la forme et l'orientation des vides, qui peuvent significativement affecter sa performance mécanique. La présence de cavités aplaties favorise une redistribution plus homogène des contraintes et retarde l'instabilité, tandis que les cavités sphériques concentrent les contraintes et accélèrent l'endommagement. En résumé, la forme des cavités joue un rôle fondamental dans la manière dont le matériau réagit aux contraintes, et cette connaissance peut être utilisée pour optimiser la conception de matériaux poreux à base de PEHD, améliorant ainsi leur durabilité et leur résistance à long terme. Cette conclusion met en avant l'importance de considérer non seulement la fraction volumique des vides, mais également leur forme et leur orientation, afin de prédire avec précision le comportement et la durée de vie des structures polymères poreuses. Ainsi, pour des applications industrielles ou de conception, ces paramètres doivent être pris en compte pour anticiper la performance des matériaux polymères dans des environnements soumis à des charges variées.

Références Bibliographique Chapitre V

- [01] Sun et Honig – 1996 D.Z. Sun, A. Honig. Micromechanics of coalescence in ductile fracture. *Int. J. Plast.*, 99, 2-15, 1996.
- [02] Koplik et Needleman – 1988 J. Koplik, A. Needleman. Void growth and coalescence in porous plastic solids. *Int. J. Solids Struct.*, 24, 835-853, 1988.

Conclusion Générale et perspectif

Conclusion générale et perspectif

En conclusion, l'étude approfondie du comportement mécanique du polyéthylène haute densité (PEHD) à travers les essais uni-axial de traction et de compression, de cisaillement et les essais cycliques (charge/ décharge) a révélé des informations significatives sur sa réponse à la contrainte. Le PEHD présente un durcissement hyperélastique, avec des mécanismes de durcissement plastique attribués à la consolidation de la plasticité cristalline et aux effets entropiques résultant de la conformation des chaînes macromoléculaires dans la phase amorphe et des cristallites elles-mêmes. Ce durcissement est particulièrement influencé par la triaxialité des contraintes, avec des résultats indiquant qu'une triaxialité plus élevée conduit à des dommages plus prononcés et à un durcissement réduit. Cela montre que le PEHD est plus susceptible à l'endommagement lorsque soumis à des conditions de triaxialité de contrainte élevée. La striction précoce observée lors des essais de traction uni-axiale démontre que la triaxialité des contraintes influence directement la déformation diamétrale, avec une réduction marquée au point de rupture. Cela met en évidence la relation complexe entre la déformation axiale et la déformation diamétrale, particulièrement dans des conditions de haute triaxialité, où la cavitation et l'initiation de fissures contribuent activement à la déformation et à l'endommagement du matériau. Les variations de la déformation volumétrique ont également éclairé les mécanismes de déformation et de dommage. La déformation volumétrique plastique, en particulier, illustre l'initiation des dommages et leur cinétique, et montre la prédominance des effets de la cavitation dans les matériaux semi-cristallins comme le PEHD. En revanche, la composante de cisaillement n'affecte pas de manière significative la déformation volumétrique, ce qui suggère que la cavitation et les dommages associés sont plus sensibles à la triaxialité des contraintes qu'au cisaillement pur. En cisaillement simple, le PEHD présente un faible durcissement et une chute progressive des contraintes à grandes déformations, ce qui est dû à la limitation du développement des bandes de cisaillement mésoscopiques. Cependant, à des taux de déformation élevés, le durcissement plastique en compression uniaxiale augmente en raison du ralentissement des bandes de cisaillement. Cela souligne la complexité du comportement du PEHD sous différents modes de déformation et met en évidence l'importance de la vitesse de déformation dans la réponse mécanique du matériau. Enfin, les tests de chargement-déchargement révèlent une diminution temporaire du module élastique, suivie d'une faible stabilisation, puis d'une augmentation. Cette variation est associée au phénomène de dommages par cavitation dans les polymères semi-cristallins, ainsi qu'à l'écoulement plastique apparent résultant de l'orientation moléculaire de la microstructure

du PEHD. Ces résultats montrent la dépendance du module élastique à la déformation et à l'endommagement du matériau, offrant ainsi des informations essentielles pour prédire et modéliser le comportement mécanique du PEHD. Ces résultats soulignent la complexité du comportement mécanique du PEHD et offrent des informations précieuses pour comprendre et modéliser ce matériau important dans diverses applications industrielles, telles que les tuyaux, les films plastiques et les composants soumis à des contraintes variées. Les résultats obtenus dans cette étude sont essentiels pour l'optimisation de l'utilisation du PEHD dans des environnements où les conditions de triaxialité de contrainte peuvent influencer significativement sa performance.

Le comportement mécanique du PEHD poreux résulte du couplage entre la triaxialité des contraintes et la morphologie des cavités. Les cavités aplaties favorisent une redistribution plus homogène des contraintes, améliorant résistance et ductilité, tandis que les cavités sphériques concentrent les contraintes et accélèrent l'endommagement, surtout à triaxialité élevée. Ainsi, au-delà de la fraction volumique, la forme et l'orientation des vides deviennent déterminantes. Intégrer ces paramètres dès la conception permet d'optimiser la durabilité et la fiabilité des structures polymères.

Dans le cadre de cette contribution à l'étude du comportement du PEHD sous l'effet de plusieurs modes de chargement, les perspectives de recherche s'avèrent particulièrement riches. Un axe prometteur consiste à développer des modèles constitutifs avancés capables de prendre en compte l'anisotropie induite par les procédés de fabrication, les effets viscoélastiques et l'endommagement progressif en conditions multiaxiales. Il serait également intéressant d'étendre les investigations à des composites à matrice PEHD renforcée, afin d'évaluer l'impact des charges (fibres, nanoparticules) sur la tenue mécanique et la durabilité. Par ailleurs, l'intégration de simulations numériques multi-échelles et la validation par des essais expérimentaux en fatigue, fluage et impact constitueront un complément essentiel pour prédire le comportement à long terme du matériau. Ces travaux futurs visent à optimiser l'utilisation du PEHD dans des applications structurales ou de transports soumis à des sollicitations mécaniques variées.