

الجمهورية الجزائرية الديمقراطية الشعبية

REPUBLIQUE ALGERIENNE DEMOCRATIQUE ET POPULAIRE

MINISTERE DE L'ENSEIGNEMENT SUPERIEUR

ET DE LA RECHERCHE SCIENTIFIQUE



UNIVERSITE MOHAMED SEDDIK BENYAHIA JIJEL

Faculté des sciences et de la technologie

Département de Génie Mécanique

N° :...../2023

MEMOIRE DE MASTER

DOMAINE: Sciences et Technologie

FILIERE: Génie Mécanique

SPECIALITE: Construction Mécanique

Thème

Identification inverse des propriétés rhéologiques des polymères

**Présenté Par : BOUFAMA Ahmed
ZABAT Abdenacer**

Encadré Par : SAADALLAH Younès

Date de soutenance : 25/06/2023

Jury de Soutenance

Président : BOUNIB Hamou

Grade : MCB

Université de Jijel

Encadrant : SAADALLAH Younès

Grade : MCA

Université de Jijel

Examineur : DELIOU Adel

Grade : MCA

Université de Jijel

Promotion : 2022 /2023

REMERCIEMENTS

Tout d'abord, nous tenons à remercier Allah, le plus puissant de nous avoir donné la force et

Le courage de mener à bien ce modeste travail.

Travail présenté dans ce mémoire a été effectué dans le cadre du mémoire de Master en Génie

Mécanique, option "Construction Mécanique" au sein de la faculté des sciences et de la

technologie de l'université de Jijel.

Au terme de ce projet, nous tenons à exprimer notre profonde gratitude et notre respect à :

Monsieur **Younes SAADALLAH**, maître de conférences de la faculté des sciences et de

la technologie, pour son soutien et sa contribution durant la réalisation de ce travail. Nous

tenons à lui exprimer notre profonde gratitude pour ses conseils constructifs, ses instructions

qui nous ont beaucoup aidés, sa disponibilité, son sens de responsabilité, sa rigueur

scientifique.

Nos remerciements s'adressent aussi aux membres de jury pour leur évaluation de ce travail et

les conseils qui enrichiront, certainement, nos connaissances.

Nous désirons aussi remercier tous les enseignants de l'université de Mohamed Seddik Ben

Yahia, Jijel, et plus précisément ceux du département de Génie Mécanique, de nous avoir

fourni tous les outils nécessaires et le soutien pour la réussite dans notre formation.

Dédicaces

Louange à Allah qui m'a donné la force, la patience et le courage pour achever ce travail.

Dédié à mon père décédé

O Allah, pardonne à mon père autant que les gouttes de sueur qui ont été versées de lui, pardonne-lui et aie pitié de lui et fais de lui parmi les justes et élève ses rangs dans l'au-delà.

Dédié à ma mère

Cette grande femme qui a élevé et enseigné, dont les yeux j'ai toujours cherché à puiser ma force pour achever ma carrière scientifique, mes mots sont impuissants à te remercier, ma bien-aimée, à ma tendre et chère mère.

À mes frères

Pour l'amour, le respect, la patience et l'encouragement. Votre joie me fait toujours plaisir et dans tous les cas vous êtes mes plus proches amis.

À mes collègues

Pour l'encouragement, la disponibilité et l'assistance, je vous remercie pour tous les moments que nous avons passés et je vous souhaite la réussite dans votre vie.

À tous mes amis sans exception

Beufama Ahmed

Louange à Allah qui m'a donné la force, la patience et le courage pour achever ce travail.

À mes parents

Pour les conseils et l'encouragement qu'ils n'ont jamais arrêté de me partager, depuis mon enfance jusqu'à ce jour, la solidarité est toujours présente.

À mes frères et sœurs

Pour l'amour, le respect, la patience et l'encouragement. Votre joie me fait toujours plaisir et dans tous les cas vous êtes mes plus proches amis.

À mes collègues

Pour l'encouragement, la disponibilité et l'assistance, je vous remercie pour tous les moments que nous avons passés et je vous souhaite la réussite dans votre vie.

À tous mes amis sans exception

Zabat Abdenacer

Résumé

Le présent travail porte sur l'identification des paramètres rhéologiques des polymères par la méthode d'analyse inverse. Le comportement en compression d'un PEHD en fluage, en relaxation et à différentes vitesses de déformation est considéré. Les modèles de Kelvin-Voigt et de Burger sont adoptés et leurs paramètres sont évalués par deux techniques différentes : les algorithmes génétiques et la minimisation non linéaire. Les résultats obtenus montrent que le modèle de Burger décrit pertinemment le comportement rhéologique du matériau en fluage. En relaxation, le modèle de Kelvin-Voigt à élasticité instantanée suffit pour reproduire le comportement du PEHD. En outre, nous avons constaté que les résultats du modèle de Kelvin-Voigt à différentes vitesses de déformation sont satisfaisants dans le domaine linéaire de la relation contraintes-déformations. Enfin, nous avons conclu que la méthode d'identification par algorithmes génétiques présente la meilleure représentation du comportement.

Mots clés : Polymères, Identification des paramètres, Algorithmes génétiques, Analyse inverse, Fluage, Relaxation, Modèle de Burger, Modèle de Kelvin Voigt,

Abstract

The present work focuses on the identification of rheological parameters of polymers using the inverse analysis method. The compressive behavior of HDPE under creep, relaxation and different strain rates is considered. The Kelvin-Voigt and Burger models are adopted, and their parameters are evaluated using two different techniques: genetic algorithms and nonlinear minimization. The results obtained show that the Burger model accurately describes the rheological behavior of the material in creep. In relaxation, the Kelvin-Voigt model with instantaneous elasticity is sufficient to reproduce the behavior of HDPE. In addition, we found that the results of the Kelvin-Voigt model at different strain rates are satisfactory in the linear stress-strain domain. Finally, we conclude that the genetic algorithm identification method offers the best representation of the behavior.

Key words : Polymers, Parameter identification, Genetic algorithms, Inverse analysis, Creep, Relaxation, Burger model, Kelvin Voigt model,

ملخص

يتناول هذا العمل تحديد المعلمات الريولوجية للبوليمرات بطريقة التحليل العكسي. يؤخذ في الاعتبار سلوك الضغط للبولي إيثيلين عالي الكثافة في الزحف والاسترخاء وبمعدلات إجهاد مختلفة. تم اعتماد نماذج كلفن فويغت و برغر ويتم تقييم معلمتهما من خلال تقنيتين مختلفتين: الخوارزميات الجينية والتقليل غير الخطي. أظهرت النتائج التي تم الحصول عليها أن نموذج برغر يصف بدقة السلوك الريولوجي للمادة في الزحف. في حالة الاسترخاء ، يكون نموذج كلفن فويغت ذو المرونة اللحظية كافيًا لإعادة إنتاج سلوك البولي إيثيلين عالي الكثافة. علاوة على ذلك ، وجدنا أن نتائج نموذج كلفن فويغت بمعدلات إجهاد مختلفة مرضية في المجال الخطي لعلاقة الإجهاد والانفعال. أخيرًا ، خلصنا إلى أن طريقة التحديد بواسطة الخوارزميات الجينية تقدم أفضل تمثيل للسلوك.

الكلمات المفتاحية : البوليمرات ، تحديد المعلمات ، الخوارزميات الجينية ، التحليل العكسي ، الزحف ، الاسترخاء ، نموذج برغر ، نموذج كلفن فويغت ،

Table des matières

Resumé	
Table des matieres	
Listes des figures	
Liste des tableaux	
Introduction générale	1
Chapitre I - Recherche bibliographique sur les polymères.....	2
I.1. Introduction	3
I.2. Définition des polymères	3
I.3. Types des polymères	3
I.3.1. Les polymères thermoplastiques	3
I.3.2. Les élastomères.....	3
I.3.3. Les polymères thermodurcissables	4
I.4. Microstructure des polymères	4
I.4.1. Les polymères amorphes :	4
I.4.2. Les polymères semi-cristallins	4
I.5. Polymères thermoplastiques.....	5
I.5.1. Définition.....	5
I.5.2. Microstructure	6
I.5.3. Cristallinité	6
I.5.4. Taux de cristallinité	7
I.6. Thermoplastiques courants.....	8
I.6.1. Le Polyéthylène (PE).....	8
I.6.1.1. Types de Polyéthylène.....	8
I.6.1.2. Applications, avantages et inconvénients du PEBD.....	8

I.6.1.3. Applications, avantages et inconvénients du PEHD.....	9
I.6.1.4. Propriétés du PE	9
I.6.2. Le Polypropylène (PP).....	10
I.6.2.1. Structure cristalline du PP	10
I.6.2.2. Propriétés générale des polypropylènes.....	11
I.6.3. Le Poly chlorure de vinyle (PVC)	12
I.6.3.1. Structure chimique du PVC	12
I.6.3.2. Les propriétés physiques et mécaniques du PVC	13
I.6.3.3. Domaines d'utilisation du PVC	13
I.6.3.4. Avantages et inconvénients de PVC.....	14
I.7. Propriétés mécaniques des polymères	14
I.7.1. Rigidité des polymères	14
I.7.1.1. Module d'Young.....	14
I.7.1.2. Evolution du module d'Young avec la température	16
I.7.2. Limite élastique	17
I.7.3. Influence du taux de réticulation	18
I.7.4. Effet de la vitesse de déformation	20
I.7.5. Effet de la température.....	21
I.8. Conclusion	23
Chapitre II - Modélisation rhéologique des thermoplastique	24
II.1. Introduction	25
II.2. Caractérisation mécanique des polymères.....	25
II.2.1. Essais mécaniques	25
II.2.2. Essais indépendants du temps	26
II.2.3. Essais dépendants du temps	28
II.3. Modèles rhéologiques	31
II.3.1. Comportement viscoélastique	31
II.3.2. Modèles viscoélastiques élémentaires	32

II.3.2.1. Modèle de Maxwell.....	32
II.3.2.2. Modèle de Kelvin-Voigt.....	33
II. 3.3. Modèles viscoélastiques composés	34
II.3.3.1. Modèle de Kelvin-Voigt à élasticité instantanée.....	34
II.3.3.2. Modèle de Zener.....	35
II.3.3.3. Modèle de Burger.....	36
II.3.4. Modèles viscoélastiques généralisés	36
II.3.4.1. Modèle de Maxwell généralisé	37
II.3.4.2. Modèle de Kelvin-Voigt généralisé	37
II.4. Conclusion	38
Chapitre III : Identifications des paramètres par analyse inverse	39
III.1. Introduction	40
III.2. Méthodes d'identification.....	40
III.2.1. Méthodes d'évaluations successives de la fonction objectif	40
III.2.2. Méthodes de type gradient.....	41
III.2.2.1. Méthode de la plus grande pente.....	41
III.2.2.2. Algorithme du gradient conjugué.....	42
III.2.3. Algorithmes d'ordre deux : méthode de Newton.....	42
III.2.4. Méthodes spécifiques aux formulations de type « moindres carrés »	43
III.2.5. Méthodes métaheuristiques	43
III.2.5.1. Algorithmes génétiques (AG)	44
III.2.5.2. Représentation des algorithmes génétiques (AG).....	44
III.3. Application de la méthode inverse	45
III.3.1. Formulation du problème inverse.....	45
III.4. Analyse et discussion des résultats.....	46
III.4.1. Paramètres en fluage.....	46
III.4.2. Paramètres en relaxation.....	50
III.4.3. Paramètres à différentes vitesses de déformations	52
III.4.4. Comparaison des techniques de résolution.....	54

III.5. Conclusion.....	57
Conclusion générale	59

Table des figures

Figure I - 1: Structure amorphe d'un thermoplastique. [4]	4
Figure I - 2: Cristallisation du polyéthylène. [4]	5
Figure I - 3: Structure d'un thermoplastique linéaire (PE).....	6
Figure I - 4: Forces des liaisons dans un thermoplastique. [6].....	6
Figure I - 5 : structure d'un polymère thermoplastique a) amorphe ; b) semi cristallin. [6].....	7
Figure I - 6 : Représentation de la structure cristalline de polymère : (a) lamelles ; (b) détail de lamelles montrant le repliement des chaînes. [6]	7
Figure I - 9 : La configuration atactique (app). [9]	10
Figure I - 10 : La configuration isotactique (ipp). [9]	11
Figure I - 11 : La formule chimique de PVC. [10].....	12
Figure I - 12 : Courbe contrainte-déformation d'un thermoplastique	15
Figure I - 13 : Evolution du module d'Young avec la température a) polymère amorphe ; b) polymère semi-cristallin. [16]	17
Figure I - 14 : Comportements typiques des polymères [15].....	18
Figure I - 15 : Influence du taux de réticulation sur les propriétés mécaniques. [16].....	19
Figure I - 16 : Influence du taux de cristallinité. [16]	19
Figure I - 17 : Déduire l'état de chacun de ces polymères à une Température d'utilisation de 50 C. [16]	19
Figure I - 18 : Courbes contraintes déformations d'un polymère semi cristallin à différentes vitesses de déformation. [19].....	21
Figure I - 20 : Courbes simulées des contraintes déformations d'une fonte à graphite sphéroïdal à différentes températures. [19]	22
Figure II - 1 : Un exemple d'essais mécaniques [1].....	26
Figure II - 2. a) Schéma d'une éprouvette de traction ; b) Schéma d'une machine d'essai de traction [3]	26

Figure II - 3 : Comparaison des contraintes axiales en traction et compression pour un polycarbonate [4].....	27
Figure II - 4: Essai de fluage. [2].....	29
Figure II - 5: Essais de fluage-recouvrance et relaxation-effacement. [5]	30
Figure II - 6: Courbes contrainte déformation à différentes vitesses de déformation.....	31
Figure II - 7 : Modèle de Maxwell : a) modèle rhéologique ; b) en fluage ; c) en relaxation.	33
Figure II - 8 : Modèle de Kelvin-Voigt : a) en fluage ; b) modèle rhéologique ; c) en relaxation	34
Figure II - 9 : Modèle de Kelvin-Voigt à élasticité instantané.....	34
Figure II - 10 : Modèle de Zener	35
Figure II - 11 : Modèle de Burger	36
Figure II - 12 : Modèle de Maxwell généralisé.....	37
Figure II - 13 : Modèle de Kelvin Voigt généralisé	38
Figure III- 1: Organigramme des algorithmes génétiques [3].....	45
Figure III- 2: Courbe contraintes –déformations test-modèle Kelvin du fluage du PEHD en en compression sous différentes contraintes	48
Figure III- 3: Courbe contraintes –déformations test-modèle Burger du fluage du PEHD en en compression sous différentes contraintes.....	50
Figure III- 4: Courbes de relaxation test-modèle Kelvin en compression du PEHD sous différentes déformations imposées	51
Figure III- 5: Courbes contraintes-déformations expérimentales du PEHD à différents vitesses de déformation [6].....	52
Figure III- 6 : Confrontation test-modèles des courbes contraintes déformation en compression d'un PEHD à différentes vitesses de déformation.....	54
Figure III- 7: Courbes contraintes – déformations test-modèle Burger du fluage du PEHD en compression sous une contraintes $\sigma_0 = 10$ MPa.....	56
Figure III- 8 : Courbes contraintes – déformations test-modèle Kelvin Voigt du PEHD en compression sous une contraintes $\sigma_0 = 10$ MPa.....	57

Liste des Tableaux

Tableau I - 1 : Taux de cristallinité (%) de quelques thermoplastiques Semi- cristallins. (D'après B. Wenderlich 1973, [5]).....	8
Tableau I - 2 : Principales propriétés des différents types de PE.....	9
Tableau I - 3 : Propriétés générale des polypropylènes [7].....	11
Tableau I - 4 : Avantages et Inconvénients du polypropylène PP	12
Tableau I - 5 : Principales propriétés des différents types de PVC [6].	13
Tableau I - 6 : Module de Young des polymères par rapport à d'autres matériaux [4].	16
Tableau I - 7 : Module de Young et paramètres du seuil de plasticité à différentes vitesses de déformation. [11].....	29
Tableau III- 1: Résultats des paramètres modèle Kelvin Voigt obtenus à partir d'AG	47
Tableau III- 2 : Résultats des paramètres modèle Burger obtenus à partir d'AG	49
Tableau III- 3: Résultats des paramètres modèle Kelvin Voigt obtenus à partir d'AG	52
Tableau III- 4 : l'évolution du module young modèle de Kelvin-Voigt à différents vitesses de déformation.	54
Tableau III- 5 : Comparaison en fluage des résultats des paramètres obtenus modèle Burger à partir d'AG et la minimisation non linéaire	55
Tableau III- 6 : Comparaison en fluage des résultats des paramètres obtenus modèle Kelvin Voigt à partir d'AG et la minimisation non linéaire.....	55
Tableau III- 7 : Comparaison en relaxation des résultats des paramètres obtenus modèle Kelvin Voigt à partir d'AG et la minimisation non linéaire	55

Introduction générale

Les polymères sont des matériaux complexes qui présentent un comportement viscoélastique, ce qui signifie qu'ils ont à la fois des propriétés élastiques et visqueuses. La connaissance précise de leurs paramètres rhéologiques est importante pour prédire et comprendre leur comportement lors de divers processus de fabrication et d'utilisation.

La méthode d'analyse inverse est l'une des approches utilisées pour déterminer les paramètres rhéologiques des polymères. Contrairement aux méthodes traditionnelles qui mesurent directement les propriétés rhéologiques expérimentales du polymère, l'analyse inverse repose sur l'ajustement des données expérimentales à un modèle mathématique.

Ainsi, le présent mémoire intitulé « identification des paramètres rhéologiques des polymères par méthode d'analyse inverse » s'organise en trois chapitres :

Le premier chapitre est une recherche bibliographique sur les polymères. Commencant par une définition du polymère et leurs types, nous nous intéressons ensuite aux propriétés mécaniques. Enfin certains polymères thermoplastiques usuels sont présentés.

Le deuxième chapitre représente la caractérisation des thermoplastiques et la modélisation de leur comportement rhéologique. Deux types d'essais sont distingués : les essais indépendants de temps et les essais dépendants de temps tels que le fluage et la relaxation. La modélisation rhéologique des polymères est formulée sur la base des modèles analogiques tels que les modèles de Maxwell et de Kelvin-Voigt. Les modèles composés et généralisés sont aussi présentés.

Le troisième chapitre est dédié au développement de l'analyse inverse et son application pour identifier les paramètres en fluage et en relaxation d'un polyéthylène. Les techniques des algorithmes génétiques et la minimisation non linéaire sont adoptées dans ce travail. Ces techniques minimisent l'écart entre les valeurs prédites par le modèle et les valeurs réelles mesurées expérimentalement. Enfin, on représente la phase de l'analyse et la discussion des résultats obtenus.

Ce mémoire est enfin clôturé par une conclusion générale.

Chapitre I - Recherche bibliographique sur les polymères

I.1. Introduction

Ce chapitre présente une recherche bibliographique sur les polymères. Il s'agit de donner des généralités sur les matériaux polymères et également. D'abord les polymères sont définis et leurs types, en fonction des propriétés sont présentés. Ensuite l'accent est mis sur la cristallinité et les propriétés des matériaux polymères. Enfin les méthodes de caractérisation mécanique des matières plastiques sont passées en revue.

I.2. Définition des polymères

Le premier polymère entièrement synthétique, la Bakélite, a été synthétisé la première fois en 1909 par L. Baekeland. Il faut attendre 1922 pour que H. Staudinger découvre que les polymères étaient des macromolécules composées d'unités monomériques liées entre elles par des liaisons covalentes. [1]

Un polymère est un matériau constitué de longues chaînes de molécules élémentaires assemblées, caractérisées par la répétition d'un ou plusieurs atomes ou groupes d'atomes (unités constitutives ou monomères), liés les uns aux autres en nombre suffisant pour entraîner une série de propriétés qui ne varient pas d'une façon significative par addition ou suppression d'une ou de plusieurs unités constitutives [2]. Ces unités sont des atomes de carbone auxquels se relie d'autres éléments, comme l'hydrogène, le chlore, de l'azote ou le fluor.

I.3. Types des polymères

En fonction des propriétés et de la microstructure. On distingue trois types de polymères synthétiques.

I.3.1. Les polymères thermoplastiques

Ce sont des polymères recyclables. Ils sont constitués de macromolécules linéaires ou ramifiées. La liaison carbone-carbone est une liaison covalente tandis que la cohésion entre les chaînes moléculaires est assurée par des liaisons secondaires de Van der Waals. Certains de ces polymères sont semi-cristallins, ils contiennent alors des zones amorphes et des régions cristallines ordonnées.

I.3.2. Les élastomères

Ce sont des matériaux amorphes. Ils sont constitués de macromolécules linéaires reliées entre elles par quelques pontages entre leurs chaînes. Le déplacement de leurs chaînes les unes par rapport aux autres n'est limité que par une légère réticulation, ainsi on peut obtenir de grandes

déformations élastiques totalement réversibles (en traction, les déformations élastiques peuvent atteindre 1000%). Toutefois ce comportement élastique n'est pas linéaire. En effet, les chaînes tendent à s'aligner au cours de la déformation et la rigidité du matériau se voit augmenter.

I.3.3. Les polymères thermodurcissables

Ce sont des polymères amorphes et formés par un réseau tridimensionnel de macromolécules. Toutes les liaisons atomiques sont de forte intensité et, contrairement aux au cas des thermoplastiques, il ne peut y a voir aucun déplacement des chaînes les unes par rapport aux autres. Quand la température augmente, le polymère ne devient pas visqueux mais il conserve sa rigidité jusqu'au moment où il se dégrade par oxydation ou par combustion. On appelle ces plastiques des polymères thermodurcissables parce qu'une élévation de la température favorise la réaction de polymérisation et le degré de réticulation, donc la rigidité.

I.4. Microstructure des polymères

Les matières plastiques sont réparties, selon leur microstructure, en deux catégories principales : les polymères amorphes et les polymères semi-cristallins.

I.4.1. Les polymères amorphes :

Les matières thermoplastiques amorphes ont une structure moléculaire disposée aléatoirement, et n'ayant pas de point de fusion précis (Figure I-1). Elles se ramollissent progressivement à mesure que la température augmente. Ces matières changent de viscosité lorsqu'elles sont chauffées, mais ont rarement un flux aussi aisé que les matières semi-cristallines. [3]

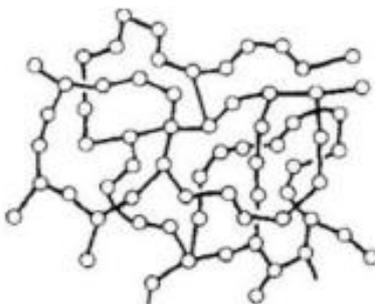


Figure I - 1: Structure amorphe d'un thermoplastique. [4]

I.4.2. Les polymères semi-cristallins

La structure cristalline est largement présente dans les polymères thermoplastiques, mais elle se révèle sous des aspects spécifiques aux polymères à cause de leurs longues molécules: les cristallites et les sphérolites. Le polyéthylène en est un bon exemple. Dans une cristallite de polyéthylène, les chaînes macromoléculaires linéaires non ramifiées sont repliées en accordéon.

Les parties rectilignes des repliements s'ajustent les unes contre les autres en empilements réguliers (Figure I - 2). C'est la définition même d'un cristal. Sa particularité est qu'une direction d'empilement (ici celle qui est représentée verticalement) est concrétisée par la chaîne elle-même. [4]

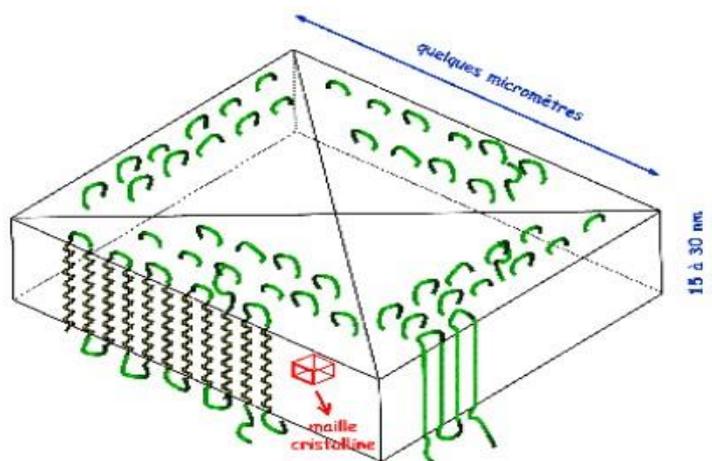


Figure I - 2: Cristallisation du polyéthylène. [4]

I.5. Polymères thermoplastiques

Les thermoplastiques représentent 80 % de la production mondiale de matières plastiques. Ce sont des matériaux constitués de longues chaînes moléculaires qui perdent leur rigidité sous l'effet de la chaleur. Ce processus est réversible et permet d'envisager plusieurs cycles successifs sans dégradation de la matière. Le PVC, le polyéthylène, le polypropylène, le polystyrène, le polyamide, le polycarbonate sont des thermoplastiques. [5]

I.5.1. Définition

Les thermoplastiques sont le résultat de la répétition massive de monomères linéaires ou légèrement ramifiés qui forment le motif de base d'une chaîne macromoléculaire. Sous l'action de la chaleur, le thermoplastique se ramollit conduisant à l'apparition de mouvements à longue portée dans les chaînes moléculaires. Le thermoplastique peut alors être solidifié par refroidissement en prenant la forme souhaitée. Ce processus de ramollissement par excitation thermique et de durcissement par refroidissement peut être répété indéfiniment d'où la recyclabilité des thermoplastiques.

I.5.2. Microstructure

Les thermoplastiques sont généralement des polymères linéaires. Il y en a environ dix familles : Acryliques, Cellulosiques, Polyfluoéthènes, Polyamides, Polyesters thermoplastiques, Polyoléfines, Styreniques, Polycarbonates, Sulfoniques, Polyvinyliques, Polyacétal. [6]. Le polyéthylène en est un exemple (Figure I-3).

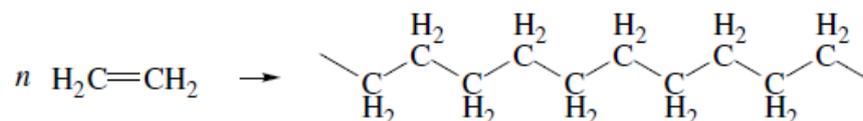


Figure I - 3: Structure d'un thermoplastique linéaire (PE)

A température ambiante, il est à l'état solide et par élévation de la température au-dessus de sa température de fusion, il passe à l'état fondu pour être mis en forme. La fusion de ce matériau polymère se produit à une température relativement basse (110-130 °C) parce que les liaisons secondaires qui solidarisent les chaînes entre elles sont très faibles (Figure I-4). Lors de la fusion, les liaisons secondaires sont rompues mais la structure en chaîne linéaire est maintenue par la force des liaisons covalentes carbone-carbone.

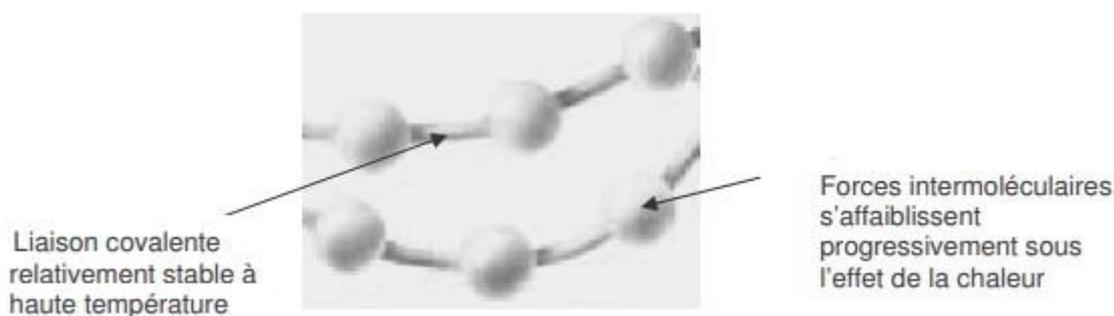


Figure I - 4: Forces des liaisons dans un thermoplastique. [6]

I.5.3. Cristallinité

Les thermoplastiques montrent une structure amorphe (Figure I-5.a) ou semi-cristalline (Figure 5.b). L'état cristallin est caractérisé par l'existence d'un ordre à grande échelle. Les chaînes s'agencent en ordre régulier, définissant une maille cristalline qui se répète périodiquement dans l'espace. Des microstructures organisées apparaissent [5]. L'état amorphe se caractérise par la configuration de ses chaînes, enchevêtrées sous forme de pelotes statistiques dans lesquelles on ne peut distinguer d'ordre à grande échelle Cette structure confère au polymère un aspect de liquide figé.

Les thermoplastiques semi cristallins contiennent toujours des zones amorphes, dans lesquelles les macromolécules sont désordonnés (Figure I-5.b).

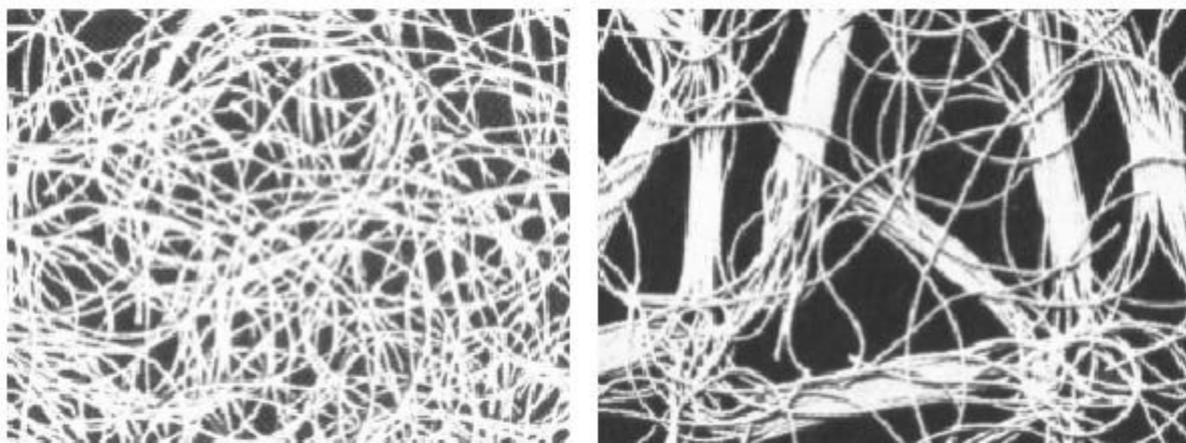


Figure I - 5 : structure d'un polymère thermoplastique a) amorphe ; b) semi cristallin. [6]

On peut simplifier la figure précédente (Figure I - 5) par le schéma suivant (Figure I - 6) :

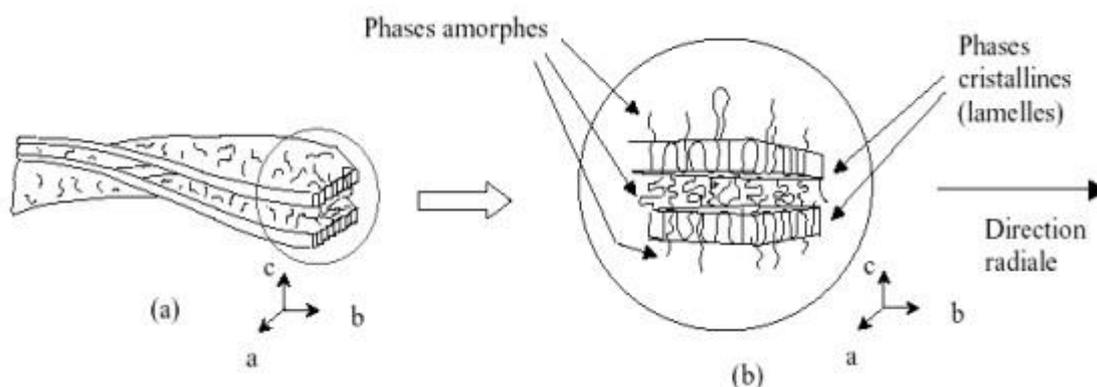


Figure I - 6 : Représentation de la structure cristalline de polymère : (a) lamelles ; (b) détail de lamelles montrant le repliement des chaînes. [6]

I.5.4. Taux de cristallinité

Le taux de cristallinité (encore appelé cristallinité relative), noté α , est défini comme le rapport de la fraction volumique cristallisée (ou simplement cristallinité absolue) X_c sur la fraction volumique cristallisable X_∞ : [5]

$$\alpha = \frac{X_c}{X_\infty} \quad (\text{I-1})$$

Le tableau I-1 représente l'intervalle du taux de cristallinité de quelques polymères semi-cristallin

Tableau I - 1: Taux de cristallinité (%) de quelques thermoplastiques Semi- cristallins. (D'après B. Wenderlich 1973). [7]

Polymère	X(%)
Polyamide (PA66)	35-40
Polyamide (PA6)	35-40
Poly (oxyméthylène) (POM)	70-80
Poly (téréphtalate d'éthylène) (PET)	30-40
Poly (téréphtalate de butylène) (PBT)	40-50
Poly (tétrafluoréthylène) (PTFE)	60-80
Polyéthylène haute densité (PEHD)	70-80
Polyéthylène basse densité (PEHD)	45-55

I.6. Thermoplastiques courants

I.6.1. Le Polyéthylène (PE)

Le polyéthylène est représenté sur la (Figure I - 7) est un matériau thermoplastique obtenu par polymérisation de l'éthylène (C₂H₄) menant à des macromolécules composées par la répétition du motif – (CH₂). [10]

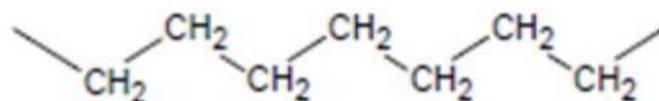


Figure I - 7 : Représentation semi-développée de la macromolécule du polyéthylène. [10]

I.6.1.1. Types de Polyéthylène

Il existe de nombreux types de polyéthylène et principalement trois grandes familles qui se définissent en fonction de leur masse volumique : polyéthylène basse densité ou PEBD, polyéthylène haute densité ou PEHD, polyéthylène moyenne densité ou PEMD, polyéthylène à masse molaire élevée ou PE-UHPM, polyéthylène réticulé ou PE-R, polyéthylène réticulé à haute densité ou PE-RHD, polyéthylène à très basse densité ou PE-TBD. [10]

I.6.1.2. Applications, avantages et inconvénients du PEBD

Le polyéthylène à basse densité PEBD est utilisé dans différentes applications dont : l'emballage industriel, alimentaire, et de produits hygiéniques ; l'isolation, les câbles d'énergie

et de télécommunications, le gainage des câbles téléphoniques, les articles ménagers, les bouchons/couvercles, les poignées, les sacs, le transport de l'eau, le revêtement de pipe-line.

Le PEBD présente beaucoup d'avantages. On en cite : la résistance aux chocs et à l'abrasion, l'inerte chimique, la non toxicité pour usage alimentaire, la résistance à la corrosion et à l'oxydation, l'adaptabilité et la sécurité.

Ses inconvénients se résument en la sensibilité au feu et à la température et la rapidité de la propagation des fissures. [10]

I.6.1.3. Applications, avantages et inconvénients du PEHD

Le polyéthylène à basse densité PEHD est utilisé dans les récipients à l'image des bouteilles de lait, des bidons d'huile, des flacons détergents solides et liquides, des bidons de produits sanitaires et chimiques, des réservoirs à essence, ... etc.

Le PEHD présente beaucoup d'avantages dont : une mise en œuvre aisée par injection ou par extrusion, d'excellentes propriétés d'isolation électrique, une grande inertie chimique, une bonne résistance aux chocs.

Il présente des inconvénients tels que la sensibilité en présence d'oxygène, la sensibilité à la fissuration sous contrainte et la mauvaise tenue à la chaleur. [10]

I.6.1.4. Propriétés du PE

Le PE est semi-cristallin à température ambiante, c'est-à-dire que deux phases coexistent : une phase amorphe et une phase cristalline (rigide). Les principales propriétés de ces trois types de PE sont données au (Tableau I – 2) :

Tableau I - 2 : Principales propriétés des différents types de PE. [10]

Propriétés	Unités	PEbd	PEmd	PEhd
Masse volumique	g.cm ⁻³	0,915 à 0.935	0.93 à 0.945	0.945 à 0.970
Cristallinité	%	< 40	40 à 60	60 à 80
Température de fusion	°C	105 à 115	-	118 à 146
Température de transition vitreuse	°C	-133 à -103	-	-120
Contrainte à la rupture	MPa	8 à 15	18 à 28	26 à 40
Allongement rupture	%	150 à 1000	200 à 1200	20 à 1000

I.6.2. Le Polypropylène (PP)

Les polypropylènes (PP) sont des matériaux thermoplastiques semi -cristallins obtenus par la polymérisation du propylène avec, éventuellement en quantité mineure, un ou plusieurs comonomères du type éthylène, butène ou hexane [9].

I.6.2.1. Structure cristalline du PP

Les polypropylènes existent sous les trois formes sont représentent sur les (figures I - 8, I – 9 et I - 10) qui dépendent du mode d'organisation des groupes méthyle par rapport au plan contenant la chaîne carbonée principale.

- **Polypropylène syndiotactique (SPP)**

Les groupes CH₃ sont organisés régulièrement des deux côtés de la chaîne principale. La cristallinité est moyenne.

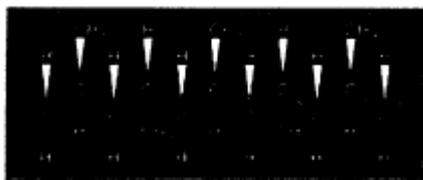


Figure I - 8 : La configuration syndiotactique (sPP). [9]

- **Polypropylène atactique (APP)**

Les groupes CH₃ par rapport à la chaîne principale ne suivent aucune règle.

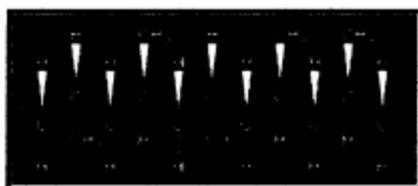


Figure I - 9 : La configuration atactique (app). [9]

- **Polypropylène isotactique (IPP)**

Les groupes CH₃ se situent tous sur un seul côté de la chaîne principale. C'est la femme de Natta qui proposa le terme « isotactique » pour décrire de tels polymères. La cristallinité est élevée.

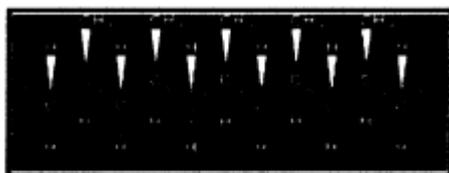


Figure I - 10 : La configuration isotactique (ipp). [9]

I.6.2.2. Propriétés générales des polypropylènes

Le polypropylène n'est intéressant, comme beaucoup de thermoplastique semi-cristallins à transition vitreuse basse, que si la fraction volumique de la phase cristalline est assez importante, entre 40% et 90% [9]. Le (Tableau I-3) résume certaines propriétés des trois formes du polypropylène.

Tableau I - 3 : Propriétés générales des polypropylènes. [9]

Grade	Atactique (app)	Syndiotactique (sPP)	Isotactique (iPP)
Date de 1 ^{re} fabrication		1992	1954
Polymérisation		Catalyse avec un Métallocène	Catalyse ziegler-Natta
Cristallinité	Amorphe	Cristallinité moyenne (20-30)	Cristallinité élevée (50-70 %)
Densité	0,85 à 0,90	0,89 à 0,91	0,92 à 0,94
Point de fusion (F)	Aucun	130 °C (pour une Cristallinité de 30 %) A 150 °C	171 °C pour un PP Parfaitement Isotactique 160 à 166 °C pour grades commerciaux
Température de Transition_vitreuse (Tg)	-13 à -7 °C	-8 °C	-8 à -1 °C
Intérêt	Affichent une Faible résistance mécanique et présentent peu D'intérêt industriel	Peu nombreux	Courants

La sélection du polypropylène comme matériau de choix dépend de ces nombreux avantages dont le coût et l'inertie chimique ; mais aussi de ses inconvénients comme la fragilité et les difficultés de collage. Le (tableau I- 4) présente certains avantages et inconvénients du PP.

Tableau I - 5 : Avantages et Inconvénients du polypropylène PP. [9]

Avantages	Inconvénients
Cout faible ,indéchirable ,très résistant à la fatigue flexion ,très peu dense ,inodore ,non toxique , stérilisale , recyclable ,chimiquement inerte, très bon isolant électrique.	Fragile à basse température ,sensible aux UV, moins résistant à l'oxydation que le polyéthylène (PE) et difficile à coller.

I.6.3. Le Poly chlorure de vinyle (PVC)

Le poly (chlorure de vinyle) dont le symbole international PVC découle de l'appellation anglaise (PVC), est une poudre blanche, inodore, insoluble et inflammable. Le PVC est une matière thermoplastique de synthèse obtenue par polymérisation du chlorure de vinyle monomère (CVM) ou monochloréthylène composée de carbone, d'hydrogène et de chlore. Le carbone et l'hydrogène proviennent du pétrole (43 %) tandis que le chlore est originaire du sel (57 %). [10]

Comme tous les polymères, le PVC est une longue chaîne composée d'éléments identiques ou monomères. Pour le PVC, il s'agit du chlorure de vinyle monomère (CH₂=CH-Cl). Une molécule de PVC contient 750 à 1 500 unités de monomères. [10]

I.6.3.1. Structure chimique du PVC

La structure chimique de PVC (figure I-11) est une chaîne hydrocarbonée avec un atome de chlore liée alternativement à un atome de carbone sur deux. Le PVC n'est pas totalement amorphe, vu qu'il présente des zones microcristallines basées sur la configuration syndiotactique, dont le taux dépend de la température de polymérisation qui peut atteindre jusqu'à 20% de l'ensemble structural.

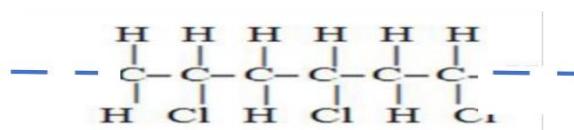


Figure I - 11 : La formule chimique de PVC. [10]

I.6.3.2. Les propriétés physiques et mécaniques du PVC

On distingue habituellement deux types de PVC : le PVC non plastifié, appelé «PVC rigide», et le PVC plastifié contenant une grande quantité de plastifiant et appelé «PVC souple» [8].

Ces deux matériaux présentent des propriétés physiques et mécaniques différentes. Elles se présentent dans le (tableau I – 5).

Tableau I - 6 : Principales propriétés des différents types de PVC. [8]

Propriété	Unité	PVC rigide	PVC souple
Masse volumique	g.m^{-3}	1,4	1,2 à 1,3
Cristallinité	%	7 à 15	< 7
Température de fusion	$^{\circ}\text{C}$	160 à 170	140 à 170
Température de transition vitreuse	$^{\circ}\text{C}$	75 à 105	- 40
Contrainte de rupture	MPa	50	10 à 20
Allongement à la rupture	%	10 à 50	200 à 500

Le PVC est un polymère à caractère essentiellement amorphe, mais il arrive que, localement, sur de courts segments de chaîne, il soit syndiotactique et puisse s'organiser en phase cristalline, sans que le taux de cristallinité ne dépasse les 15%. La masse volumique du PVC est de $1,38 \text{ g/cm}^3$. Le PVC amorphe est transparent et relativement perméable à la vapeur d'eau [11].

Il offre une excellente rigidité jusqu' au voisinage de sa température de transition vitreuse et une excellente résistance à l'abrasion. Le PVC est également fragile à basses températures. Cependant, l'addition de plastifiants diminue la température de transition vitreuse, ce qui permet d'améliorer sa ductilité à température ambiante. [11]

I.6.3.3. Domaines d'utilisation du PVC

Les premiers développements industriels du polychlorure de vinyle (PVC) ont été réalisés en Allemagne vers 1930. Il s'agit un plastique très présent dans notre vie quotidienne car

l'ensemble de ses propriétés mécaniques et physiques et son aptitude modifiables selon les besoins en font un matériau adapté à de multiples usages. Le PVC est, en effet, appliqué dans tous les secteurs économiques : bâtiment, emballage, électricité, électronique, santé, transports.

Les principales utilisations du PVC dans le secteur du bâtiment concernent : les canalisations, la menuiserie, le revêtement. [11]

I.6.3.4. Avantages et inconvénients de PVC

Le PVC est un matériau qui offre de multiples avantages : On en cite : l'étanchéité aux gaz et aux liquides, la légèreté, la malléabilité, la possibilité de coloration, le faible coût, la facilité de mise en œuvre et la recyclabilité.

La viscosité élevée du PVC rigide peut engendrer une surchauffe locale suivie par une dégradation et d'un dégagement de vapeurs acides.

En plus de la faible résistance à la chaleur, ce matériau est également connu pour sa grande fragilité, ce qui limite son utilisation dans de nombreuses applications. Pour y remédier à ces problèmes, l'ajout des charges minérales ou organiques est une solution. [13]

I.7. Propriétés mécaniques des polymères

Les polymères présentent une grande classe des matériaux avec des propriétés bien différentes à celles des deux autres classes qui sont les métaux et les céramiques. Nous présentons dans ce qui suit certaines de leurs propriétés mécaniques.

I.7.1. Rigidité des polymères

I.7.1.1. Module d'Young

Les propriétés mécaniques des matériaux sont identifiées à partir des essais de caractérisation mécanique. La déformation d'un polymère est produite sous l'action d'une contrainte générée par des efforts externes. Cette déformation peut être élastique (réversible) ou plastique (permanente).

La déformation est dite élastique si le matériau retrouve sa forme initiale quand la contrainte appliquée s'annule, alors que la déformation est plastique lorsque reste déformé après l'annulation de la contrainte.

Ainsi en soumettant une éprouvette d'un polymère thermoplastique en traction simple à une déformation à vitesse constante, on observe le comportement illustré sur la (figure I - 12) où

deux domaines apparaissent : un domaine élastique et un domaine plastique.

Le domaine élastique est caractérisé par la linéarité (réponse proportionnelle à la contrainte appliquée). La déformation est élastique réversible. En situation unidimensionnelle, en soumettant une éprouvette en traction, par exemple, la contrainte σ est le résultat d'une force F par unité de surface S . [16]

$$\sigma = \frac{F}{S} \quad (\text{I-2})$$

La déformation élastique est évaluée à partir de la relation suivante :

$$\varepsilon = \frac{l-l_0}{l_0} \quad (\text{I-3})$$

Dans le domaine linéaire, le module d'Young correspondant à la pente du domaine linéaire et caractérisant la rigidité du matériau thermoplastique soumis à une traction simple est donné, d'après la loi de Hooke, par :

$$E = \frac{\sigma}{\varepsilon} \quad (\text{I-4})$$

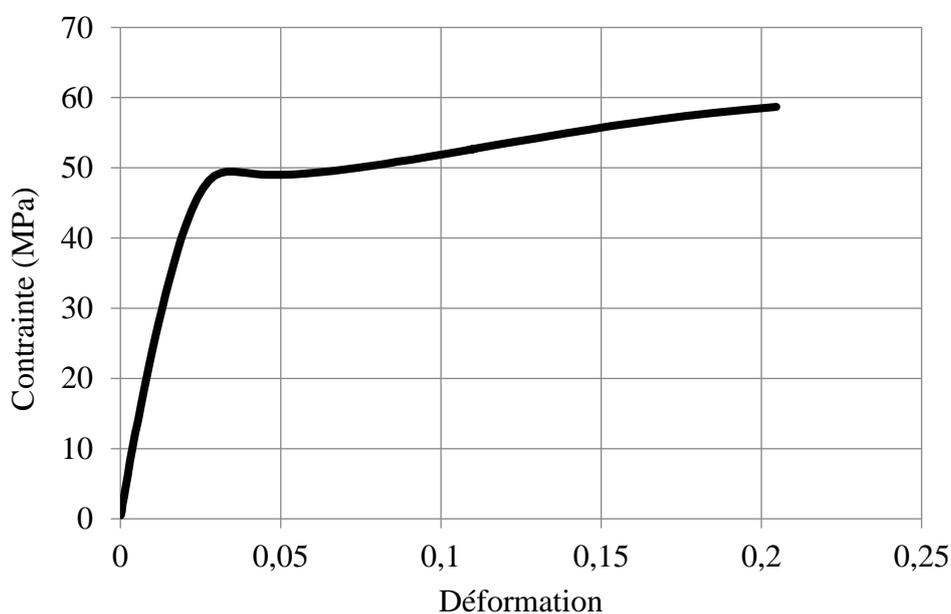


Figure I - 13 : Courbe contrainte-déformation d'un thermoplastique

Plus la pente du diagramme $\sigma = E\varepsilon$ est élevée, plus le module d'Young E est élevé, et plus le matériau est rigide. En effet, le module de Young des polymères est largement plus faible que ceux des céramiques et des métaux. Le (tableau I-7) présente à titre illustratif le module de Young de certains matériaux de classes différentes.

Tableau I - 8 : Module de Young des polymères par rapport à d'autres matériaux [14].

Matériau	E (MPa)	σ_y (MPa)
Diamant	1 000 000	50 000
Carbure de silicium	450 000	10 000
Alumine	390 000	5 000
Alliages de cuivre	190 000 – 207 000	240 – 2 000
Alliages de titane	120 000 – 150 000	220 – 1 030
Alliages d'aluminium	80 000 – 130 000	180 – 1 320
Verre de silice	69 000 – 79 000	100 – 627
Béton	69 000 – 94 000	3 600 – 7 200
Bois // fibres	45 000 – 50 000	0 (T) – 30 (C)
Bois	9 000 – 16 000	35 – 55
Bois \perp fibre	600 – 1 000	4 – 10
Polystyrène PS	3 200	34 – 70
Poly (chlorure de vinyle) PVC	3 000	55
Polycarbonate PC	2 600	60
Poly(méthyle méthacrylate) PMMA	2 000	40
Poly(éthylène téréphtalate) PET	1 900	48
Polyamides PA	1 500	50 – 90
Polyéthylène PE	800	25
Polypropylène PP	900	19 – 36
Caoutchouc	1 – 100	30
Mousses	1 - 10	1

I.7.1.2. Evolution du module d'Young avec la température

La température joue un rôle important sur le comportement mécanique des polymères. La Figure (I-13-a) présente l'évolution du module d'élasticité en fonction de la température aux alentours de la température de transition vitreuse. Trois zones sont distinguées :

- Dans la zone vitreuse, les polymères sont rigides, avec des modules d'élasticité très importants, pouvant dépasser 1 GPa. Cette rigidité peut rendre les polymères susceptibles de se fissurer et présenter des ruptures fragiles, à des niveaux de déformation. Dans les zones à plus haute température, les polymères présentent un comportement proche de l'élastoplasticité endommageable.
- Dans la zone de transition vitreuse, les molécules présentent une faible mobilité. Les comportements viscoélastique, viscoplastique, puis hyper-élastique deviennent progressivement prépondérants dans cette zone de transition. La chute rapide du module met en évidence ce passage d'un comportement vitreux à un comportement caoutchoutique. La température de transition vitreuse correspond à cet état transitoire, entre vitreux et caoutchoutique.
- Dans la zone caoutchoutique, le module de Young est plus faible, et les déformations à rupture sont plus grandes. Le comportement est très fortement empreint d'hyperélasticité. [17]

La Figure (I- 14-b) illustre l'effet de la température sur le module de Young pour un polymère amorphe et un polymère semi-cristallin.

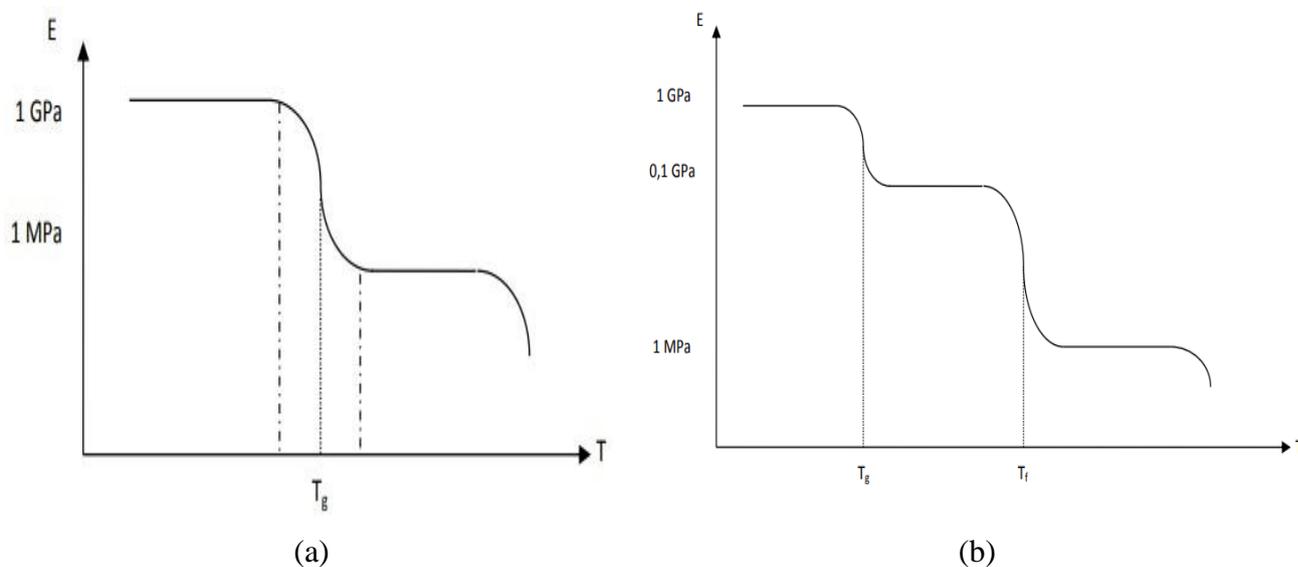


Figure I - 15 : Evolution du module d'Young avec la température a) polymère amorphe ; b) polymère semi-cristallin. [16]

I.7.2. Limite élastique

La limite élastique représente un seuil de contrainte ou de déformation à partir duquel les déformations ne sont plus réversibles. Certains polymères ne présentent pas de limite élastique

évidente. C'est le cas des polymères fragiles pour lesquels l'échantillon rompt au cours du stade viscoélastique, ou bien des élastomères, caractérisés par leur comportement hyperélastique.

Lorsqu'une limite élastique se produit, en général pour une déformation de l'ordre de quelques pour cent, elle se manifeste :

- soit sous la forme d'un maximum local de la courbe représentant l'évolution de la contrainte vraie en fonction de la déformation vraie ;
- soit sous la forme d'un brusque changement de sa pente. [15]

La (Figure I – 14) illustre la limite élastique pour des polymères de différents comportements.

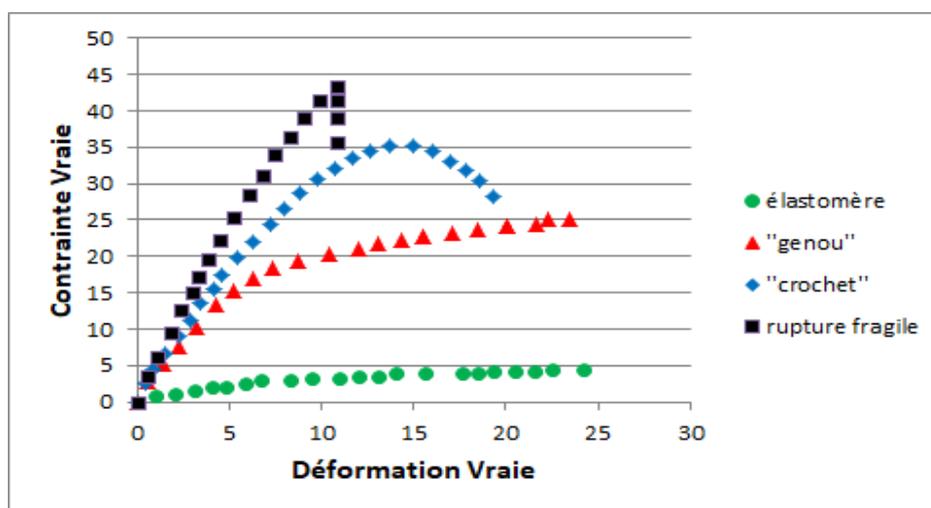


Figure I - 16 : Comportements typiques des polymères [15].

I.7.3. Influence du taux de réticulation

La réticulation, est la réaction conduisant à la formation de ponts covalents entre les segments de chaînes voisines. Elle se traduit par une diminution de la mobilité moléculaire. Dans le cas des polymères linéaires de taux de réticulation modérés, la réticulation se traduit par l'apparition de chaînes plus ramifiées et de masse moléculaire plus élevée que ce qui existe dans les chaînes initiales. Dans le cas des polymères tridimensionnels, la réticulation se traduit par une augmentation de la concentration en nœuds de réseau. Elle peut être suivie par une diminution du taux de gonflement, et par une augmentation de la température de transition vitreuse T_v et du module d'élasticité. [18]

Au plan des propriétés mécaniques, la réticulation conduit à une augmentation du module d'élasticité, de la contrainte à la rupture et de la température de ramollissement. Dans le cas des polymères initialement linéaires, une réticulation modérée peut également conduire à une augmentation de l'allongement à la rupture. Dans le cas réel de vieillissement, le PE peut subir

simultanément des coupures de chaînes et une réticulation. Ses propriétés évoluent alors en fonction de la part prise par chacun des processus. [18]

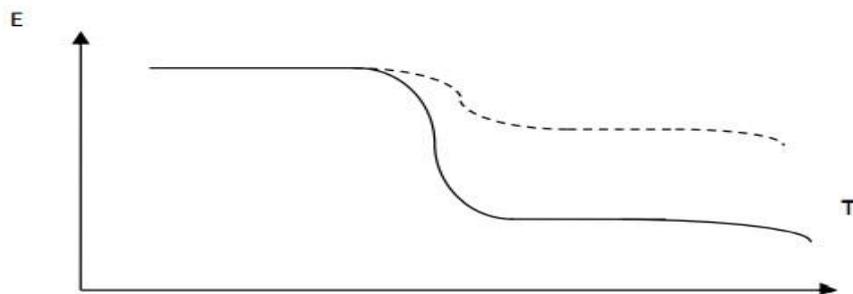


Figure I - 17 : Influence du taux de réticulation sur les propriétés mécaniques. [16]

b) Influence du taux de cristallinité

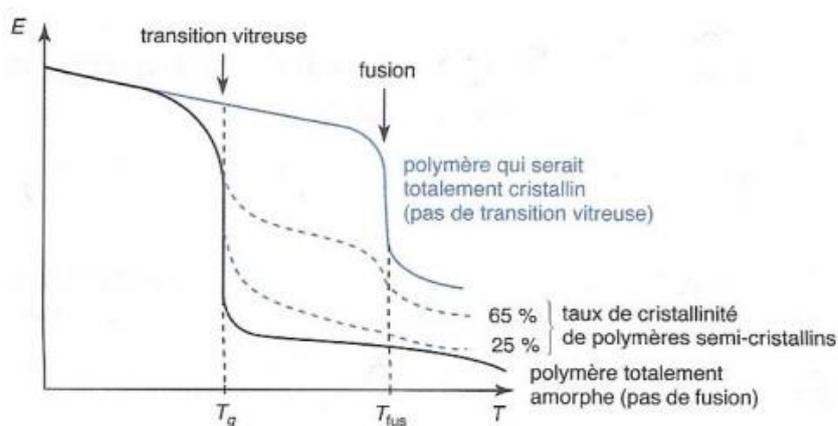


Figure I - 18 : Influence du taux de cristallinité. [16]

Application :

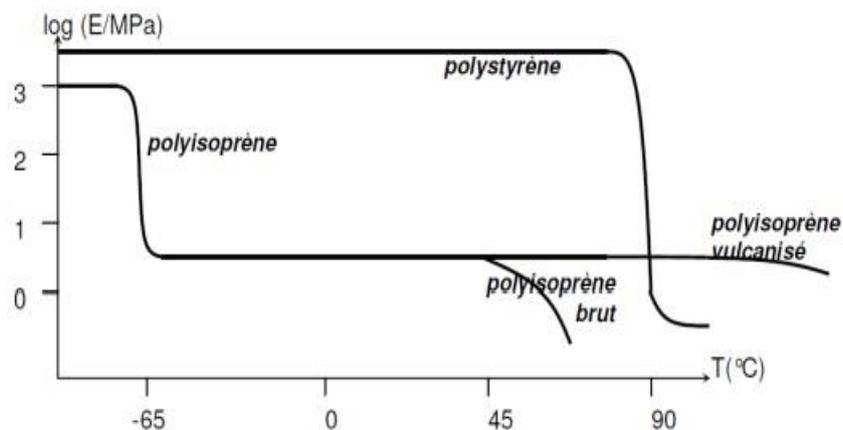


Figure I - 19 : Déduire l'état de chacun de ces polymères à une Température d'utilisation de 50 C. [16]

I.7.4. Effet de la vitesse de déformation

Il est évident que la vitesse de déformation a un grand effet sur le comportement mécanique des matériaux. Ce phénomène est prépondérant dans les comportements marqués par la prépondérance de la viscosité comme les polymères.

La (Figure I - 18) en illustre le phénomène ; les courbes ne sont pas identiques avec le changement de la vitesse de déformation sur le plan quantitatif. En outre, la loi de comportement étant une fonction mathématique pilotée par des paramètres propres aux matériaux ; ces paramètres dépendent aussi de la vitesse de déformation. La dépendance des paramètres de la vitesse de déformation a été étudiée dans plusieurs travaux dont on cite la référence [19].

Il est constaté que le module de Young et la limite élastique augmentent avec l'augmentation de la vitesse de déformation. Cependant peu de travaux se sont intéressés à l'étude de la sensibilité des paramètres viscoélastiques et viscoplastiques qui se relie généralement à la vitesse de déformation par des fonctions pouvant être linéaires ou non linéaires. [19]

Le (Tableau I-7) représente, à titre illustratif, la dépendance du module de Young, de la limite élastique et du seuil de plasticité correspondant en termes de déformation. Dans une plage de vitesse de déformation variant entre 2 (*mm/min*) et 2000(*mm/min*), il est constaté une augmentation de 29 % du module de Young et de 22 % de la limite élastique. Ceci signifie que l'influence de la vitesse de déformation sur ces paramètres est très importante. Par ailleurs, la déformation correspondant à la limite élastique reste insensible à la vitesse de déformation.

Tableau I - 9 : Module de Young et paramètres du seuil de plasticité à différentes vitesses de déformation. [19]

Vitesse de déplacement (mm/min)	Limite élastique (MPa)	Module de Yong (MPa)	Seuil de plasticité (mm/mm)
2	29.6	855	0.064
20	30.3	962	0.065
200	32.4	1012	0.063
2000	36.2	1106	0.064

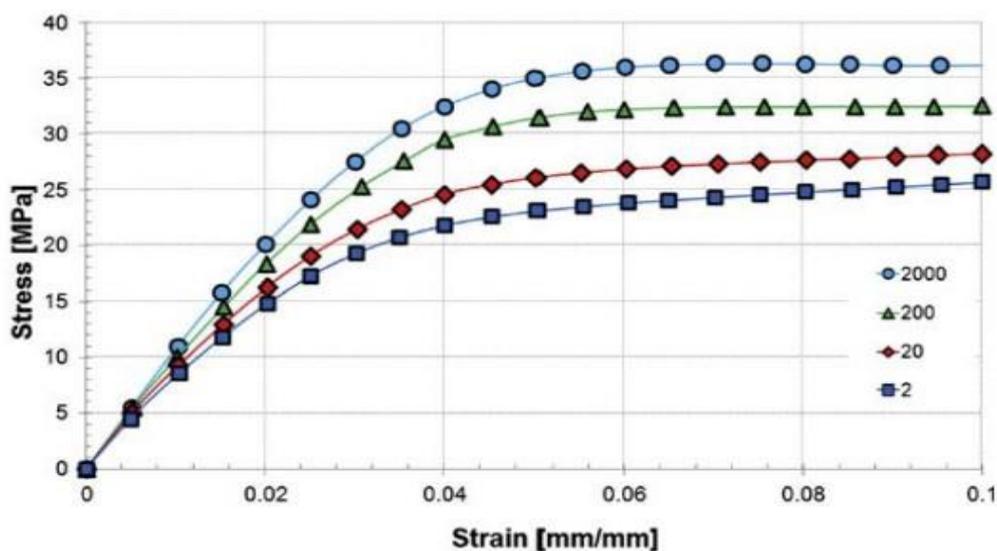


Figure I - 20 : Courbes contraintes déformations d'un polymère semi cristallin à différentes vitesses de déformation. [19]

I.7.5. Effet de la température

Jusqu'ici, les concepts et les modélisations évoqués dans les sections précédentes sont développés à des conditions isothermes, cependant la température joue un rôle majeur dans le processus de déformation. Le comportement des matériaux, par-dessus tous les polymères, est aussi bien dépendant du temps que de la température. Ainsi à des températures élevées, on assiste à de grandes déformations et de grandes vitesses de déformation. La connaissance de l'effet de la température sur le comportement mécanique des matériaux voit son importance et sa nécessité dans les procédés de mise en forme et dans la mise en service des matériaux dans des milieux à des températures élevées. [19]

Si les polymères ont généralement un comportement viscoélastique viscoplastique, donc dépendant du temps, à température ambiante, il n'en est pas de même pour d'autres classes de matériaux dont les métaux et les alliages. Ceux-ci ne se voient se comporter remarquablement en fonction de temps qu'à des températures modérées ou élevées. Il s'ensuit que l'effet de la température ne se limite pas seulement à l'augmentation de la déformation et sa vitesse mais aussi à la modification du comportement tout entier. Ainsi pour certains matériaux, plus la température est élevée plus on passe d'un comportement instantané à un comportement différé réversible ou permanent. La (Figure I-19) et la (Figure I-20) illustrent respectivement l'influence de la température sur les comportements mécanique d'un polymère et d'un métal à vitesse de déformation constante. [19]

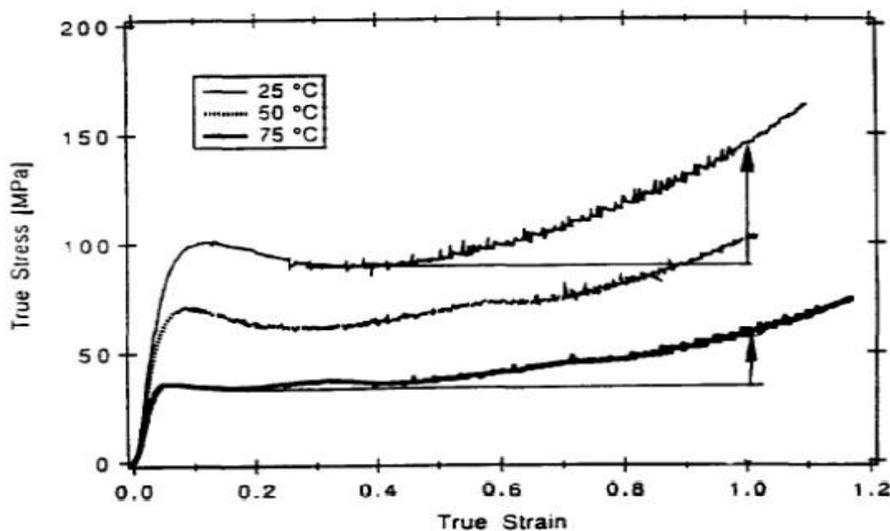


Figure I - 19 : Courbe d'un essai de compression uniaxial de PMMA à une vitesse de déformation de $-0.001s^{-1}$ et à différentes températures. [19]

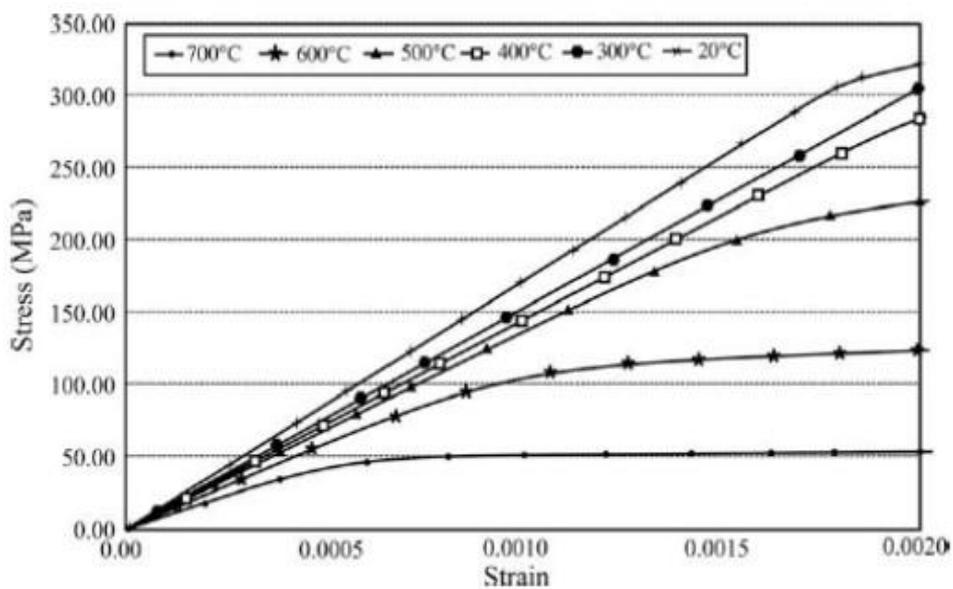


Figure I - 21 : Courbes simulées des contraintes déformations d'une fonte à graphite sphéroïdal à différentes températures. [19]

La réponse mécanique étant sensible à la température, il est naturel que les paramètres de la loi de comportement qui la régit le soient également. Différents auteurs se sont penchés sur l'étude

de l'effet de la température sur les paramètres rhéologiques des lois de comportement. On en cite à titre d'exemple la référence. [19]

Le module d'élasticité et la limite élastique sont fortement sensibles à la température. Ces derniers diminuent avec l'augmentation de la température tandis que les paramètres de viscosité deviennent prépondérants.

I.8. Conclusion

Dans ce chapitre nous brièvement présenté la définition des polymères, leur microstructure et leur classification. Puis, Les propriétés physiques et mécaniques des polymères. L'influence du temps, de la température et de la vitesse de déformation sur le comportement mécanique des polymères. Enfin, nous nous sommes intéressés aux essais propres aux polymères et permettant d'identifier le comportement viscoélastique, Il s'agissait des essais de fluage et de relaxation.

Chapitre II - Modélisation rhéologique des thermoplastique

II.1. Introduction

Le présent chapitre s'intéresse particulièrement à la caractérisation des matériaux et la modélisation de leur comportement rhéologique. En premier lieu, les différents essais de caractérisations sont exposés. Deux types d'essais sont distingués : les essais indépendants de temps et les essais dépendants de temps tels que le fluage et la relaxation. En second lieu, les modèles rhéologiques viscoélastiques sont passés en revue. Il s'agit des modèles analogiques élémentaires et généralisés composés par des combinaisons en parallèle et en série des ressorts et des amortisseurs. Les équations de ces modèles sont formulées à partir de la solution des équations différentielles.

II.2. Caractérisation mécanique des polymères

II.2.1. Essais mécaniques

Les essais mécaniques jouent un rôle prépondérant dans la détermination des lois de comportement des matériaux. Que ce soit pour effectuer un dimensionnement plus juste ou pour prédire le comportement d'un matériau, les propriétés mécaniques des matériaux, comme le module d'Young, le coefficient de Poisson, la limite d'élasticité ou encore la déformation à la rupture, ne sont actuellement plus suffisantes. C'est pourquoi dans certains cas, les essais maîtrisés les plus classiques, de type traction ou compression uniaxiale, cisaillement ou torsion par exemple (Figure II-1), ne sont pas suffisants. Il s'avère donc nécessaire de développer de nouveaux types d'essais permettant d'analyser l'effet d'autres paramètres externes sur le comportement mécanique tels que la vitesse de déformation, la température et l'humidité [12].

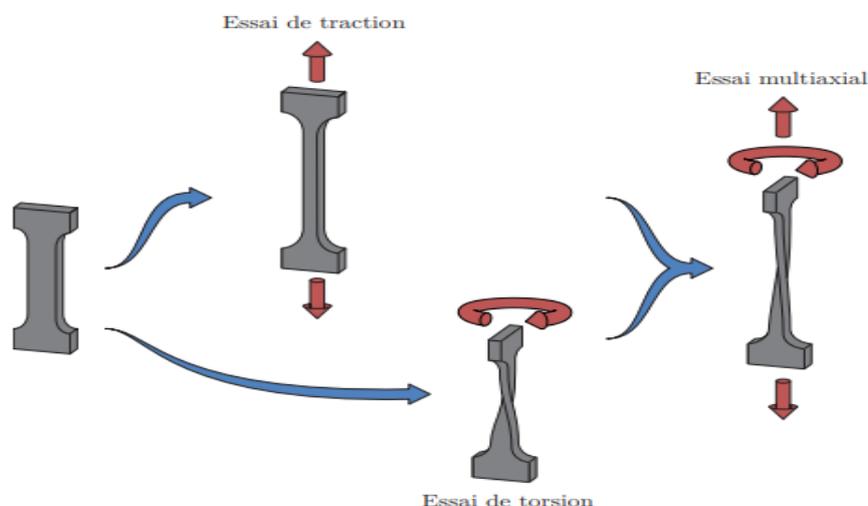


Figure II - 1 : Un exemple d'essais mécaniques [12]

II.2.2. Essais indépendants du temps

II.2.2.1. Essai de traction

L'essai de traction uniaxiale est un essai simple à réaliser. En raison de son dépouillement simple, il permet d'établir des lois de comportement fiables. En plus, il offre une reproductibilité remarquable [15]. Une machine d'essai de traction typique comprend un châssis rigide, un dispositif de fixation d'éprouvette, un dispositif de mesure de force (ou cellules de charge), un dispositif de mesure d'allongement (extensomètre) et un dispositif d'enregistrement de données. La (Figure II-2) illustre des schémas de la machine d'essai de traction et l'éprouvette normalisée/Pour obtenir une description plus fondamentale des propriétés des matériaux, il est essentiel de normaliser l'essai. Pour ce faire, la charge et l'allongement sont respectivement convertis en contrainte et déformation.

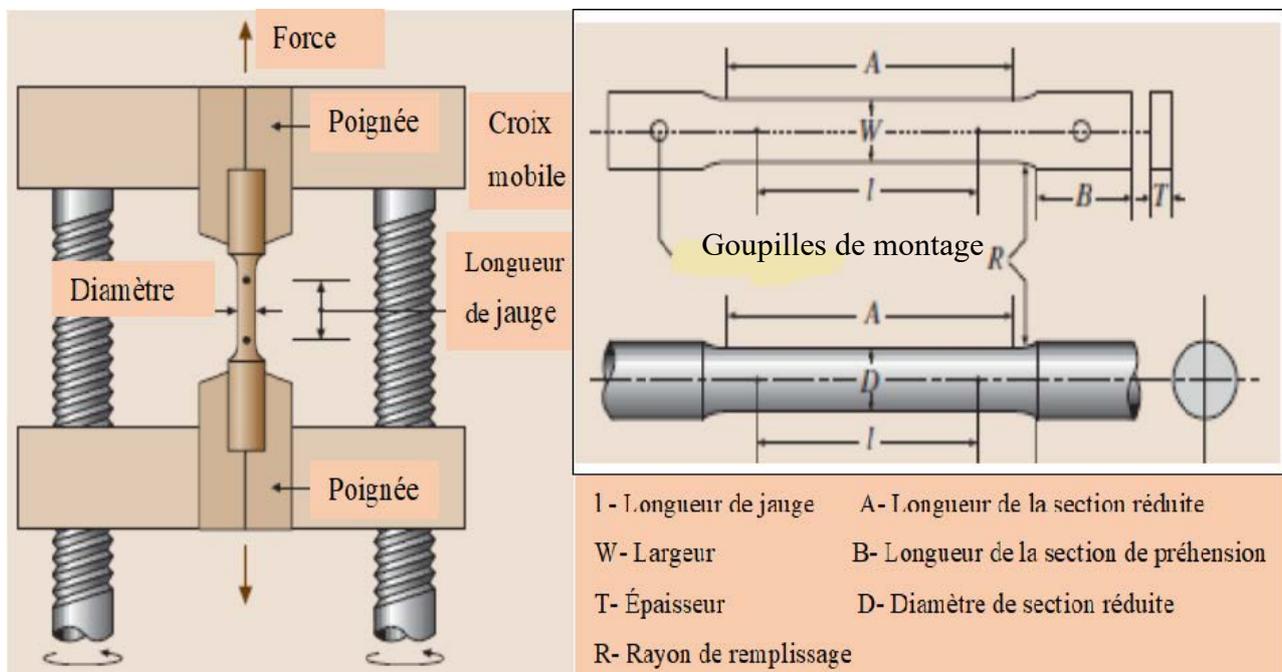


Figure II - 2. a) Schéma d'une machine d'essai de traction; b) Schéma d'une éprouvette de traction [20]

L'essai de traction permet de déterminer, à partir des courbes contraintes-déformations, plusieurs propriétés mécaniques dont le module d'élasticité, la limite élastique, la résistance maximale et la déformation à la rupture.

II.2.2.2. Essai de compression

Les propriétés mécaniques susmentionnées peuvent également être déterminées à partir d'essais de compression. Des éprouvettes cylindriques ou prismatiques peuvent être utilisées. La planéité de surface et le parallélisme sont des considérations importantes lors de la

préparation des éprouvettes. Après avoir marqué la longueur de la jauge et mesuré les dimensions de l'éprouvette, celle-ci est placée dans le dispositif d'essai et doit être soigneusement alignée pour assurer un chargement concentrique [20]. L'éprouvette est alors soumise à une charge de compression axiale croissante ; la charge et la déformation peuvent être surveillées en continu ou par incréments finis. Les propriétés mécaniques pertinentes peuvent également être déterminées à partir des courbes de contraintes-déformations. Les essais de compression sont généralement plus faciles à réaliser que les essais de traction et sont plus couramment utilisés à température élevée dans les études de plasticité ou à température ambiante pour la caractérisation des polymères.

La (Figure II - 3) montre des courbes contraintes déformations d'un polymère polycarbonate en traction et en compression uni-axiales. On y remarque que les allures sont similaires tandis que certains paramètres sont différents tels que la limite élastique, la résistance maximale et la déformation à la rupture.

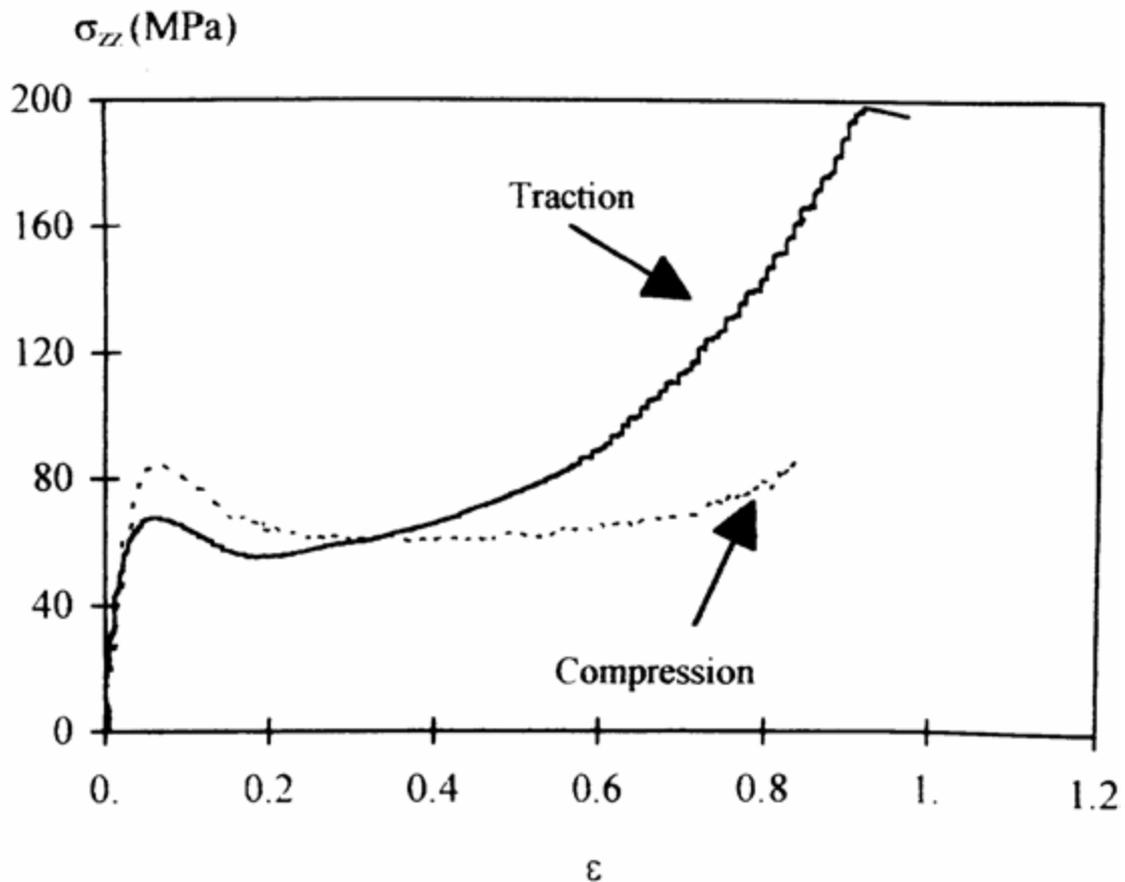


Figure II - 3 : Comparaison des contraintes axiales en traction et compression pour un polycarbonate [21]

II.2.3. Essais dépendants du temps

Il est devenu évident que les polymères montrent un comportement viscoélastique et/ou viscoplastique même à température ambiante. Pour étudier ce comportement, il est nécessaire de prévoir des essais dépendants du temps. La dépendance du temps s'exprime par l'évolution de la vitesse de déformation ou la vitesse de chargement. Dans ce qui suit, nous présenterons certains essais dépendants du temps.

II.2.3.1. Essai du fluage

Le fluage est l'une des caractéristiques essentielles des matières plastiques. Il peut être corrélé par un essai de traction ou de compression par exemple. Sous l'effet d'une contrainte constante σ_0 appliquée instantanément au matériau au temps t_0 et puis maintenue constante durant l'essai, le fluage se traduit par une déformation instantanée ε_0 puis une augmentation de la déformation ε_t au cours du temps. Ainsi on écrit [19]:

$$\sigma(t) = \sigma_0 \mathcal{H}(t - t_0) = \sigma_0 \mathcal{H}_{t_0} \quad (\text{II} - 1)$$

$$\text{Ou } \mathcal{H}_{t_0} \text{ est la fonction de heaviside. } \mathcal{H}_{t_0} = \begin{cases} 0 & \text{si } t < t_0 \\ 1 & \text{si } t \geq t_0 \end{cases}$$

La réponse viscoélastique, en termes de déformation évoluant en fonction du temps s'exprime alors par la formule suivante :

$$\varepsilon(t) = J(t_0, t) \sigma_0 \quad (\text{II} - 2)$$

Où $J(t_0, t)$ représente la fonction du fluage.

La (Figure II-4) présente une courbe typique du fluage. On y observe trois stades différents. Le fluage primaire, le fluage secondaire et le fluage tertiaire après lequel survient la rupture du matériau.

- Fluage primaire (ou phase de déformation instantanée) : Au début de l'application de la charge, il y a une déformation instantanée élastique où le matériau se déforme proportionnellement à la charge appliquée. Cette phase est généralement très courte et se caractérise par une pente initiale presque verticale de la courbe de fluage.
- Fluage secondaire (ou phase de fluage proprement dit) : Après la phase primaire, le matériau commence à se déformer de manière non proportionnelle à la charge appliquée. Cette déformation continue progressivement avec le temps, même si la charge reste constante. Le matériau subit un fluage plastique, ce qui signifie qu'il subit une

déformation permanente. La courbe de fluage présente une pente moins raide dans cette phase, indiquant que le taux de déformation diminue progressivement.

- Fluage tertiaire (ou phase de rupture) : À mesure que le temps s'écoule, la déformation continue à s'accumuler dans le matériau, et la courbe de fluage devient de plus en plus raide. Finalement, le matériau atteint un point où sa résistance structurale diminue considérablement, et il peut se rompre ou échouer. Cette phase est généralement caractérisée par une diminution rapide de la résistance du matériau et une augmentation de la déformation.

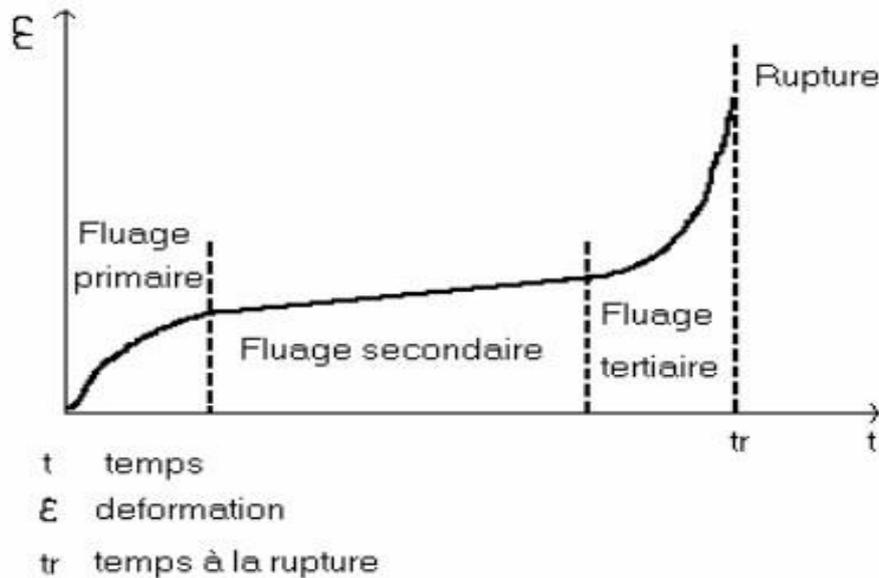


Figure II - 4: Essai de fluage. [15]

II.2.3.2. Essai de relaxation

Dans un essai de relaxation, une déformation d'amplitude ϵ_0 est instantanément imposée à l'instant t_0 et maintenue constante au cours de l'essai. La contrainte $\sigma(t)$, qui est la réponse observée, diminue en fonction du temps. Ainsi on écrit [19]:

$$\epsilon(t) = \epsilon_0 \mathcal{H}(t - t_0) = \epsilon_0 \mathcal{H}_{t_0} \quad (\text{II} - 3)$$

La réponse correspondante, en termes de contrainte, est alors :

$$\sigma(t) = D(t, t_0) \epsilon_0 \quad (\text{II} - 4)$$

Où $D(t, t_0)$ représente la fonction de relaxation.

II.2.3.3. Recouvrance et effacement

Les essais de fluage et de relaxation sont souvent complétés par d'autres essais qui sont respectivement la recouvrance et l'effacement.

La recouvrance est obtenue après annulation de la contrainte appliquée en fluage. Elle se traduit par un retour élastique instantané suivi d'une recouvrance en fonction du temps. L'effacement est, en revanche, observé lors du relâchement de la déformation appliquée en relaxation. Il se traduit par une chute brusque de la contrainte suivie d'une augmentation au cours du temps. La (Figure II-5) illustre les essais de fluage et de relaxation complétés par la recouvrance et l'effacement.

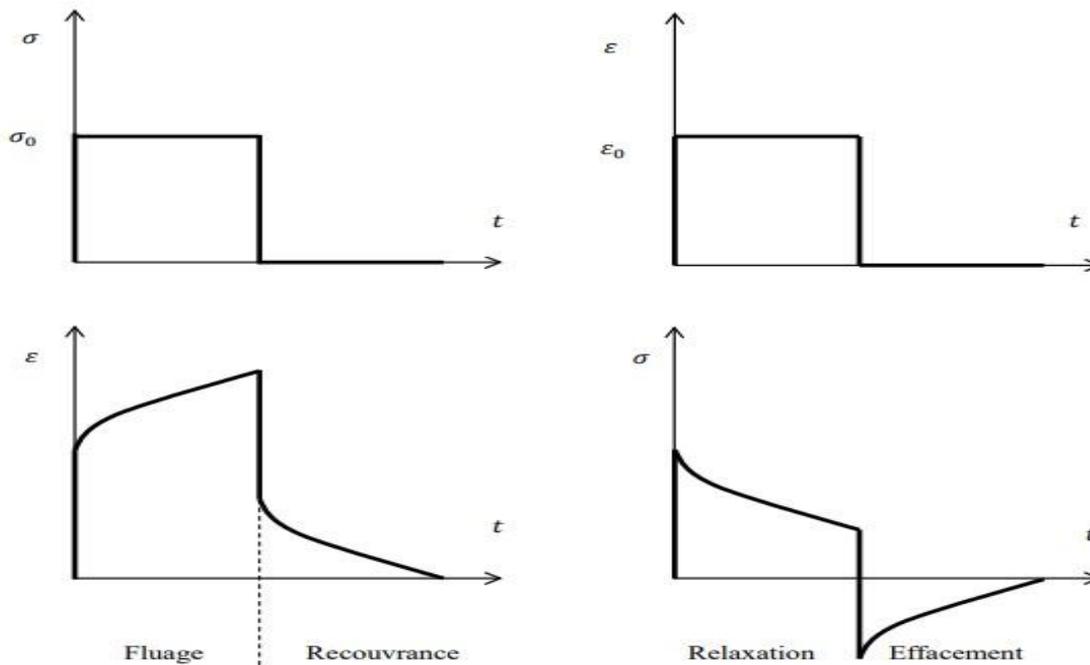


Figure II - 5: Essais de fluage-recouvrance et relaxation-effacement. [19]

II.2.3.4. Essais à différentes vitesses de déformation

Pour analyser l'effet de la vitesse de sollicitation sur les matériaux polymères, des essais à différentes vitesses de sollicitation (en contrainte ou en déformation) sont préconisés. Il est devenu évident qu'une augmentation de la vitesse de sollicitation augmente le module et la limite d'élasticité et diminue la déformation à la rupture ce qui se traduit par une augmentation de la résistance mécanique et une diminution de la ductilité. La (figure II-6) illustre l'effet de la vitesse de déformation sur le comportement du polymère.

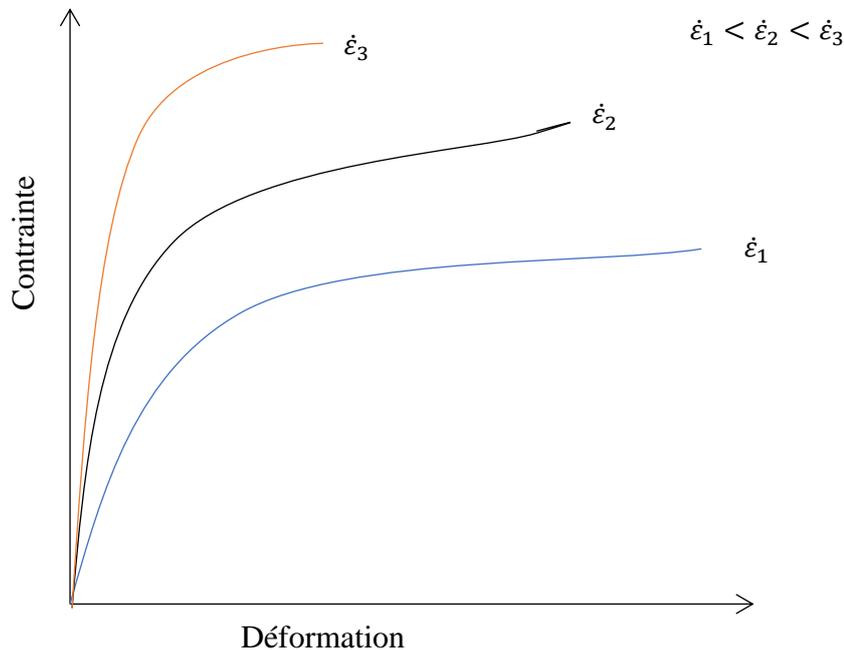


Figure II - 6: Courbes contrainte déformation à différentes vitesses de déformation

En effet, l'influence de la vitesse de déformation s'explique par un phénomène moléculaire. La vitesse de déformation influe sur le temps de réarrangement des macromolécules. Si celles-ci ont le temps de retrouver un état d'équilibre, le polymère se comportera de manière ductile. Sinon, le comportement sera de type fragile.

II.3. Modèles rhéologiques

II.3.1. Comportement viscoélastique

La viscoélasticité, qui s'exprime par une élasticité dépendante du temps, s'applique à tous les matériaux présentés mais avec des ordres de grandeurs différentes. Cependant le phénomène de viscoélasticité est prépondérant dans les polymères qui ont généralement un comportement viscoélastique linéaire à température ambiante. La non linéarité viscoélastique apparaît avec des déformations modérées alors la viscoplasticité apparaît lorsque les déformations sont grandes.

II.3.2. Modèles viscoélastiques élémentaires

Le ressort et l'amortisseur constituent les éléments principaux des modèles rhéologiques utilisés en viscoélasticité linéaire. Le ressort représente le comportement élastique instantané alors que l'amortisseur décrit le comportement visqueux. Une combinaison en série et/ou en parallèle de ces deux éléments permet de produire un grand nombre de modèles rhéologiques. Les modèles les plus simples sont les modèles de Maxwell et Kelvin-Voigt.

II.3.2.1. Modèle de Maxwell

Le modèle de Maxwell est une combinaison en série d'un ressort et d'un amortisseur (Figure II - 7). Il se formule par les équations suivantes [19]:

$$\dot{\varepsilon}(t) = \frac{\dot{\sigma}(t)}{E} + \frac{\sigma(t)}{\mu} \quad (II - 5)$$

$\dot{\varepsilon}$ et $\dot{\sigma}$ sont respectivement les dérivées temporelles de la déformation et de la contrainte. σ représente la contrainte ; t , le temps ; E et μ les paramètres du modèle.

En tenant compte que la contrainte est la variable contrôlée, l'équation ci-dessus s'écrit :

$$\varepsilon(t) = \frac{\sigma(t)}{E} + \frac{\sigma(t)}{\mu} \int_0^t \sigma(\tau) d\tau \quad (II - 6)$$

La fonction du fluage $(t - \tau)$ dans le modèle de Maxwell s'exprime alors par :

$$J(t - \tau) = \frac{1}{E} + \frac{t - \tau}{\mu} \quad (II - 7)$$

En supposant maintenant que l'histoire de déformation est connue, et en utilisant la solution des équations différentielles de premier ordre, on obtient :

$$\sigma(t - \tau) = \int_0^t E e^{\left(-\frac{t-\tau}{Tr}\right)} \dot{\varepsilon}(t) \quad (II - 8)$$

Avec $Tr = \mu/E$ est appelé temps de relaxation. Ceci nous permet de déduire la fonction de relaxation $(t - \tau)$ du modèle de Maxwell.

$$D(t - \tau) = E e^{\left(-\frac{t-\tau}{Tr}\right)} \quad (II - 9)$$

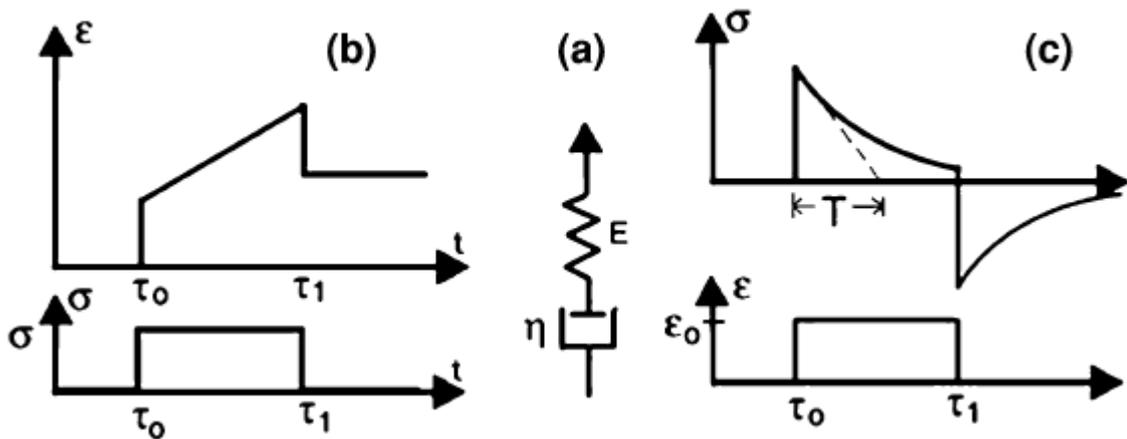


Figure II - 7 : Modèle de Maxwell : a) modèle rhéologique ; b) en fluage ; c) en relaxation [22]

II.3.2.2. Modèle de Kelvin-Voigt

Ce modèle combine un ressort et un amortisseur montés en parallèles (Figure II-8). Il est piloté par les équations suivantes[19] :

$$\sigma = E\varepsilon + \mu\dot{\varepsilon} \quad (II - 10)$$

En fluage, le modèle de Kelvin-Voigt s'écrit comme suit :

$$\varepsilon(t - \tau) = \int_0^t \frac{1}{E} \left(1 - e^{-\frac{t-\tau}{T_f}} \right) \dot{\sigma}(\tau) d\tau \quad (II - 11)$$

T_f étant homogène au temps de relaxation du modèle de maxwell, il vaut (μ/E) . Il s'ensuit que la fonction de fluage du modèle de Kelvin-Voigt $(t - \tau)$ est donnée par :

$$J(t - \tau) = \frac{1}{E} \left(1 - e^{-\frac{t-\tau}{T_f}} \right) \quad (II - 12)$$

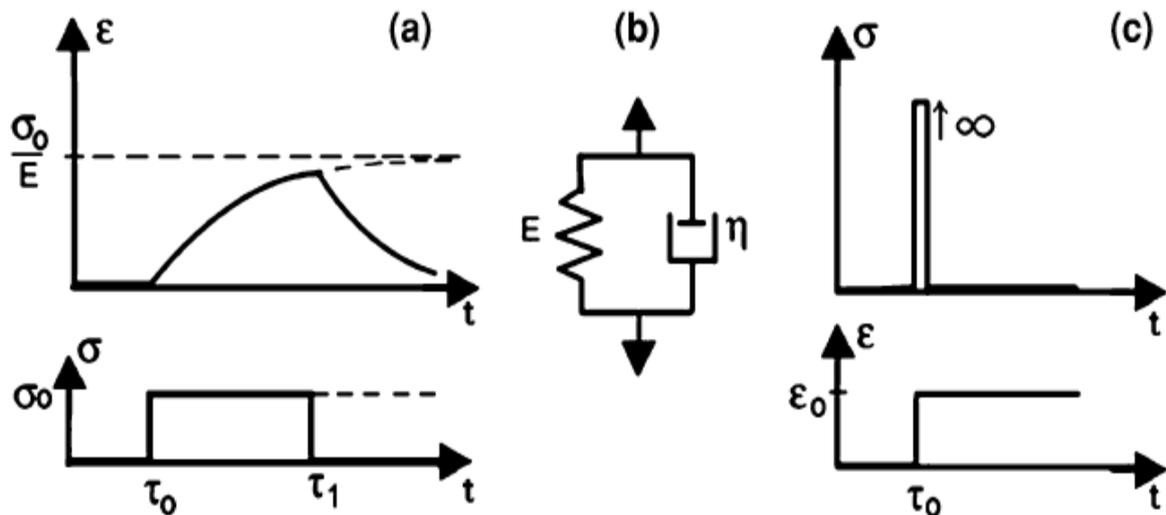


Figure II - 8 : Modèle de Kelvin-Voigt : a) en fluage ; b) modèle rhéologique ; c) en relaxation[22]

II. 3.3. Modèles viscoélastiques composés

Les modèles élémentaires de Maxwell et de Kelvin-Voigt sont généralement utilisés pour des fonctions pédagogiques car ils permettent de comprendre les phénomènes de viscoélasticité, de fluage et de relaxation. En effet, pour modéliser le comportement réel des polymères, on fait souvent appel à des modèles composés ou généralisés. Nous exposons dans ce qui suit certains de ces modèles[22].

II.3.3.1. Modèle de Kelvin-Voigt à élasticité instantanée

Le modèle de Kelvin-Voigt à élasticité instantanée est schématisé sur la (Figure II - 9). Ce modèle est composé d'un ressort et d'un élément de Kelvin-Voigt montés en série.

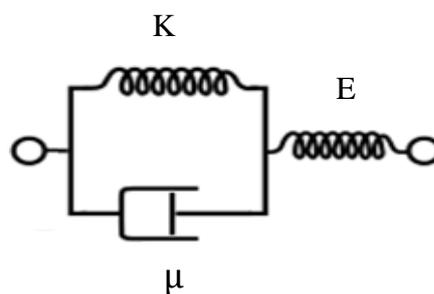


Figure II - 9 : Modèle de Kelvin-Voigt à élasticité instantané.

La contrainte générée dans le ressort σ_e et celle du mécanisme en parallèle ressort-amortisseur σ_{ve} sont identiques. Par ailleurs, la déformation totale est la somme d'une déformation élastique instantanée et une déformation viscoélastique.

$$\sigma = \sigma_e = \sigma_{ve} \quad (\text{II} - 13)$$

$$\varepsilon = \varepsilon_e + \varepsilon_{ve} \quad (\text{II} - 14)$$

En fluage sous une contrainte σ_0 , en posant $\tau_f = \mu_1/K$, et en relaxation pour une déformation ε_0 , en posant $\tau_t = \mu_1/(K + E)$

$$\varepsilon(t) = \sigma_0 \left(\frac{1}{E} + \frac{1}{K} (1 - \exp[-t/\tau_f]) \right) \quad (\text{II} - 16)$$

$$\sigma(t) = E_0 \varepsilon_0 \left(\frac{K}{K + E} + \frac{E_0}{K + E} \exp[-t/\tau_r] \right) \quad (\text{II} - 17)$$

Le temps caractéristique en relaxation τ_r , est plus court que le temps correspondant en fluage τ_f . Le matériau évolue donc plus vite vers son état asymptotique en relaxation qu'en fluage.

II.3.3.2. Modèle de Zener

Le modèle est représenté sur la (Figure II-10). Il est constitué d'un ressort et d'un élément de Maxwell montés en parallèle [15].

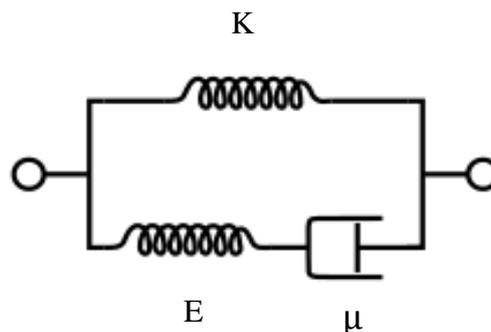


Figure II - 10 : Modèle de Zener

La fonction de relaxation de ce modèle s'écrit :

$$\varepsilon(t) = \sigma_0 (K + E \exp[-t/\tau]) \quad (\text{II} - 18)$$

$$\text{Où} \quad \tau = \mu/E \quad (\text{II} - 19)$$

II.3.3.3. Modèle de Burger

Le modèle de Burger est représenté sur la (Figure II-11), qui est une combinaison en série du modèle de Maxwell et celui de Kelvin-Voigt, s'avère plus adapté pour décrire aussi bien le fluage que la relaxation du matériau. Ainsi la réponse vaut la somme des réponses des deux modèles élémentaires. [21]

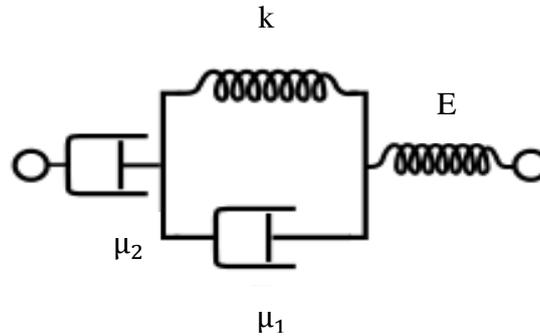


Figure II - 11 : Modèle de Burger

En fluage, la réponse sous une contrainte constante σ_0 est donnée par :

$$\varepsilon(t) = \sigma_0 \left(\frac{1}{E} + \frac{t}{\mu_2} \right) + \frac{1}{K} \left(1 - e^{\left(\frac{-tK}{\mu_1} \right)} \right) \quad (\text{II} - 20)$$

En désignant par $T_f = \frac{\mu_1}{K}$, la fonction du fluage est la somme des fonctions du fluage des deux modèles élémentaires. Elle s'exprime alors par :

$$J(t - \tau) = \left(\frac{1}{E} + \frac{t}{\mu_2} \right) + \frac{1}{K} \left(1 - e^{\left(\frac{-t}{T_f} \right)} \right) \quad (\text{II} - 21)$$

Il convient de mentionner que nous pouvons prévoir autant de modèles analogiques en ajoutant en série ou en parallèles des ressorts ou des amortisseurs à des modèles existants.

II.3.4. Modèles viscoélastiques généralisés

Les modèles élémentaires de Maxwell et de Kelvin-Voigt étant adoptés pour l'analyse qualitative du comportement viscoélastique. Ces modèles, d'après ce qui avait été déjà mentionné, sont généralement insuffisants pour la représentation quantitative du comportement réel des matériaux. Il est donc nécessaire d'augmenter le nombre de paramètres en combinant de nombreux ressorts et d'amortisseurs tels que les modèles composés. Plus

encore, pour une représentation plus pertinente du comportement viscoélastique des polymères, on construit les modèles généralisés de Maxwell et de Kelvin-Voigt [19].

II.3.4.1. Modèle de Maxwell généralisé

Le modèle de Maxwell généralisé est représenté sur la (Figure II-12), il est composé de plusieurs modèles de Maxwell montés en parallèles avec un ressort qui assure que la recouvrance est totale. En désignant par $T_{ri} = \mu_i/E_i$, les temps de relaxation, et par N le nombre de modèles élémentaires de Maxwell [19], la fonction de relaxation s'exprime par :

$$D(t - \tau) = E_{\infty} + \sum_{i=1}^N E_i e^{\left(\frac{t-\tau}{T_{ri}}\right)} \quad (II - 22)$$

Où E_{∞} représente le paramètre du ressort sans amortisseur.

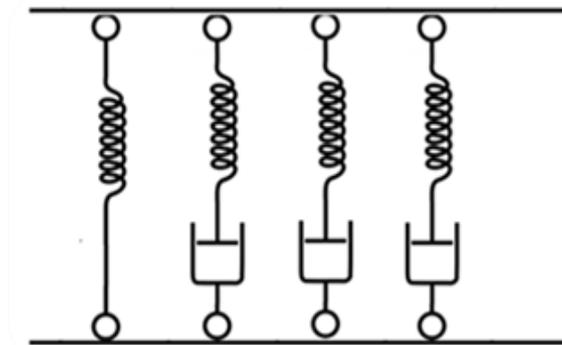


Figure II - 12 : Modèle de Maxwell généralisé

II.3.4.2. Modèle de Kelvin-Voigt généralisé

Le modèle de Kelvin-Voigt généralisé est représenté sur la (Figure II-13), il est composé de plusieurs modèles de Kelvin-Voigt montés en série avec un ressort qui représente l'élasticité instantanée. Ainsi en mettant $T_{fi} = \mu_i/E_i$, et e , désignant par N le nombre de modèles élémentaire de Kelvin-Voigt, la fonction de fluage pour ce modèle généralisé est donnée par [19] :

$$J(t - \tau) = \frac{1}{E_0} + \sum_{i=1}^N \frac{1}{E_i} \left(1 - e^{\left(\frac{t-\tau}{T_{fi}}\right)}\right) \quad (II - 23)$$

Où E_0 représente le paramètre du ressort monté en série avec la série des mécanismes de Kelvin-Voigt.

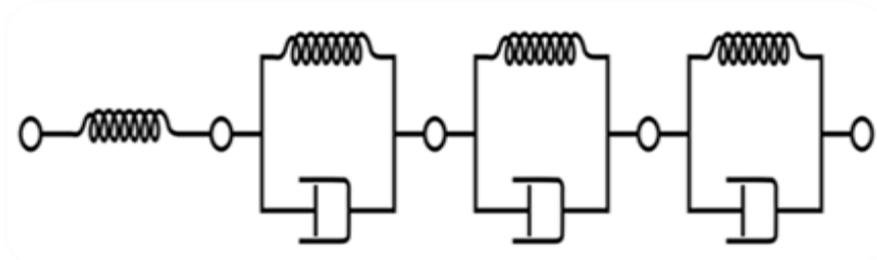


Figure II - 13 : Modèle de Kelvin Voigt généralisé

II.4. Conclusion

Dans ce chapitre nous nous sommes intéressés particulièrement à la caractérisation et la modélisation du comportement viscoélastique des polymères. Les essais de caractérisation, qu'elle soit dépendante ou indépendante du temps, ont été présentés. Ensuite, les modèles rhéologiques susceptibles de représenter leurs comportements sont analysés. Différents modèles viscoélastiques simples et généralisés sont présentés. Les équations qui les gouvernent en fluage et en relaxation sont enfin formulées.

Chapitre III : Identifications des paramètres par analyse inverse

III.1. Introduction

Le présent chapitre est dédié à l'application de la l'analyse inverse pour l'identification des paramètres viscoélastiques. D'abord, nous mettons en évidence les différentes méthodes d'identification tout en mettant l'accent sur les méthodes inverses. Ensuite, nous nous intéressons à l'identification des paramètres des modèles de de Kelvin-Voigt et de Burger en fluage et en relaxation à l'aide de la technique des algorithmes génétique. Enfin, nous discutons les résultats obtenus.

III.2. Méthodes d'identification

Il existe de nombreuses méthodes d'identification des paramètres qui s'appliquent dans différents domaines. Le choix d'une méthode ou d'une autre se fait par l'expérience et surtout en fonction du type de modèle direct de calcul [23], du degré de complexité lié à la résolution et des caractéristiques de la fonction objectif: convexité, existence de plusieurs minima locaux ou présence de paliers.

III.2.1. Méthodes d'évaluations successives de la fonction objectif

Avec ces méthodes, les différents jeux de paramètres sont choisis selon des critères de recherche linéaire, génétique ou statistique. [15] Cela peut se faire par :

- Exploration systématique de l'espace modèle E: cette méthode n'est applicable que si la dimension de l'espace E est petite car elle consiste à définir une grille suffisamment dense sur cet espace, puis à calculer $F(P)$ en chaque point pour tenter d'approcher le minimum de $F(P)$.
- Estimations successives : cette méthode qui présente la même limitation que la précédente consiste à donner une estimation initiale aux paramètres du modèle puis à les corriger en se basant sur des considérations physiques et sur l'intuition jusqu'à l'obtention d'une fonction $F(P)$ suffisamment faible.
- Relaxation : à partir d'un point P_0 , on détermine le point suivant P_1 en fixant l'une de ses composantes (un paramètre) et en évaluant les autres de telles sortes que $F(P)$ soit minimum. Toutes les composantes de P sont choisies successivement jusqu'à ce que les mises-à-jour soient sans effet sur $F(P)$. La convergence de cette méthode est généralement très lente.
- Les méthodes Monte-Carlo : Utiles pour des problèmes « non-linéaires », ces méthodes regroupent toute méthode utilisant un générateur aléatoire de nombres. On commence par

fixer un seuil F seuil. Tout vecteur paramétrique P pour lequel $F(P)$ est inférieur à ce seuil est dit « modèle acceptable ». Des points aléatoires sont générés sur l'espace E jusqu'à ce qu'un nombre suffisant de modèles acceptables soit obtenu pour être représentatif d'un domaine acceptable de l'espace modèle.

III.2.2. Méthodes de type gradient

Ces méthodes nécessitent le calcul de paramètres de descente (direction et amplitude) à partir desquels sont réalisées des approximations successives des paramètres. Cette méthode impose, comme son nom l'indique, d'évaluer simultanément la fonction objectif et son gradient. [15] Les critères de choix d'une méthode parmi celles proposées ci-dessus sont généralement :

- la méthode de calcul utilisée dans le modèle direct ;
- le degré de complexité lié à la résolution ;
- les caractéristiques de la fonction objectif : convexité, existence de plusieurs minima locaux, présence de paliers ...

Les méthodes de type gradient sont des méthodes itératives dont chaque itération peut être décomposée de manière générale en deux étapes :

- une étape pendant laquelle l'algorithme recherche une direction de « descente » ΔP_1 dans l'espace des paramètres d'optimisation, c'est-à-dire le sens de variation de P qui assure la décroissance de F .
- une autre au cours de laquelle l'algorithme calcule la longueur du « pas » α_1 à effectuer, afin de minimiser la fonction coût F dans la direction ΔP_1

Les valeurs des paramètres pour l'itération suivante sont ensuite calculées avec la formule :

$$P_{1+1} = P_1 + \alpha_1 \Delta P_1 \quad (\text{III- 1})$$

III.2.2.1. Méthode de la plus grande pente

Il s'agit de l'algorithme le plus simple de type gradient. [15] La direction qui provoque la plus grande décroissance de la fonction coût dans un petit voisinage de P est opposée au gradient de la fonction :

$$\Delta P = - \frac{\nabla F}{\|\nabla F\|} \quad (\text{III- 2})$$

Où ∇F est le gradient de F par rapport au vecteur paramétrique P .

Cette méthode présente la particularité de n'utiliser aucune information sur la courbure de la fonction F . En conséquence, sa convergence peut être très lente si la matrice des dérivées d'ordre deux de F est mal conditionnée. Ainsi, dans le cas d'isovaleurs de la fonction objectif elliptiques et «allongées», la progression ne pourra se faire qu'à l'aide de pas très petits et la convergence s'en trouvera ralentie.

III.2.2.2. Algorithme du gradient conjugué

Une alternative pour éviter cela est d'utiliser la matrice H (ou Hessien) des dérivées d'ordre deux de la fonction objectif par rapport aux paramètres d'optimisation, de façon à générer une série de directions conjuguées, et à minimiser F suivant ces directions. [15] L'algorithme du gradient conjugué est initialisé par une itération de type gradient simple. Ensuite, les directions de descente sont calculées à l'aide de la formule suivante :

$$\Delta P_1 = -\nabla F_1 + \frac{\|\nabla F\|}{\|\nabla F_{1-1}\|} \Delta P_{1-1} \quad (\text{III- 3})$$

∇F_1 et ∇F_{1-1} étant respectivement le gradient de la fonction coût à l'itération en cours i et à l'itération précédente ($i-1$). Pour des fonctions quadratiques, ces directions sont « H-conjuguées », c'est-à-dire que l'on a :

$$(\Delta P_k)^T H \Delta P_k = 0, \forall k \neq 1 \quad (\text{III- 4})$$

Dans ce cas, l'algorithme converge en un nombre d'itérations inférieur ou égal au nombre de paramètres. Cette propriété n'est plus vérifiée pour des fonctions non quadratiques. De plus, cet algorithme présente l'inconvénient de cumuler les erreurs d'arrondi. Il s'avère donc nécessaire de « redémarrer » l'algorithme en cas de stagnation, ou encore de le préconditionner.

III.2.3. Algorithmes d'ordre deux : méthode de Newton

Le principe de cette méthode réside dans la résolution itérative de l'équation :

$$\Delta F = 0 \quad (\text{III- 5})$$

Cette condition étant remplie au minimum de Q . A Chaque itération, on résout l'équation linéarisée :

$$H\Delta P = -\nabla F \quad (\text{III- 6})$$

Soit :

$$\Delta P = -H^{-1}\nabla F \quad (\text{III- 7})$$

Où H correspond au Hessien de la fonction objectif.

Cet algorithme permet d'accéder directement à la valeur de P à l'incrément suivant et ne nécessite a priori aucune recherche linéaire supplémentaire. S'il converge en une seule itération dans le cas d'une fonction coût quadratique, il présente, dans le cas de fonctions quelconques, une vitesse de convergence quadratique au voisinage de la solution, contrairement à l'algorithme du gradient simple qui, lui, présente une vitesse de convergence linéaire.

Si l'inconvénient majeur de la méthode réside dans le calcul du Hessien de la fonction coût, il est parfois possible sous certaines conditions d'alléger le calcul en négligeant les termes d'ordre deux ; c'est notamment le cas si la fonction coût est exprimée sous la forme de moindres carrés.

D'autres méthodes s'avèrent optimales lorsque la fonction coût s'exprime justement sous la forme d'une somme de carrés de fonction [15].

III.2.4. Méthodes spécifiques aux formulations de type « moindres carrés »

Dans ce cas précis, différentes méthodes ont été proposées pour résoudre le problème de minimisation :

- La méthode de Gauss-Newton, basée sur celle de Newton, introduit une linéarisation sur l'expression non-linéaire des termes représentant les observables calculées.
- Lorsque le problème est mal posé, il est courant d'utiliser des méthodes de régularisation qui permettent de limiter la zone de recherche des paramètres. La méthode de Levenberg-Marquardt en est un exemple ;
- Ce ne sont là que quelques exemples des nombreuses méthodes spécifiques utilisées dans les formulations de type « moindres carrés ». Le choix de la méthode dépend du problème spécifique à résoudre et des caractéristiques des données observées [15].

III.2.5. Méthodes métaheuristiques

Les métaheuristiques sont des algorithmes itératifs, ayant une composante aléatoire et parcourant l'espace de recherche par différentes techniques de génération de solutions. Ces algorithmes sont souvent inspirés par des systèmes physiques, biologiques ou éthologiques. On en cite les algorithmes génétiques, les algorithmes par colonie de fourmi et les algorithmes par essaim particulaire [15]. Nous nous limitons dans ce mémoire à présenter les algorithmes génétiques.

III.2.5.1. Algorithmes génétiques (AG)

D'une manière générale, un algorithme génétique manipule les solutions potentielles d'un problème donné afin d'atteindre la solution optimale ou une solution jugée satisfaisante. (La III -1) représente l'algorithme génétique le plus simple introduit par Holland.

III.2.5.2. Représentation des algorithmes génétiques (AG)

Tout AG est défini par :

- Individu/chromosome/séquence : une solution potentielle du problème.
- Population : un ensemble de chromosomes ou de points de l'espace de recherche.
- Environnement : l'espace de recherche.
- Fonction d'évaluation : la fonction que nous cherchons à optimiser. (on l'appelle aussi fitness).

Les algorithmes génétiques sont basés sur les étapes suivantes :

- Initialisation : une population initiale de N chromosomes est tirée aléatoirement.
- Evaluation : chaque chromosome est décodé puis évalué.
- Sélection : création d'une nouvelle population par l'utilisation d'une méthode de sélection appropriée.
- Reproduction : possibilité de croisement et mutation au sein de la nouvelle population.
- Retour : à la phase d'évaluation jusqu'à l'arrêt de l'algorithme. [25]

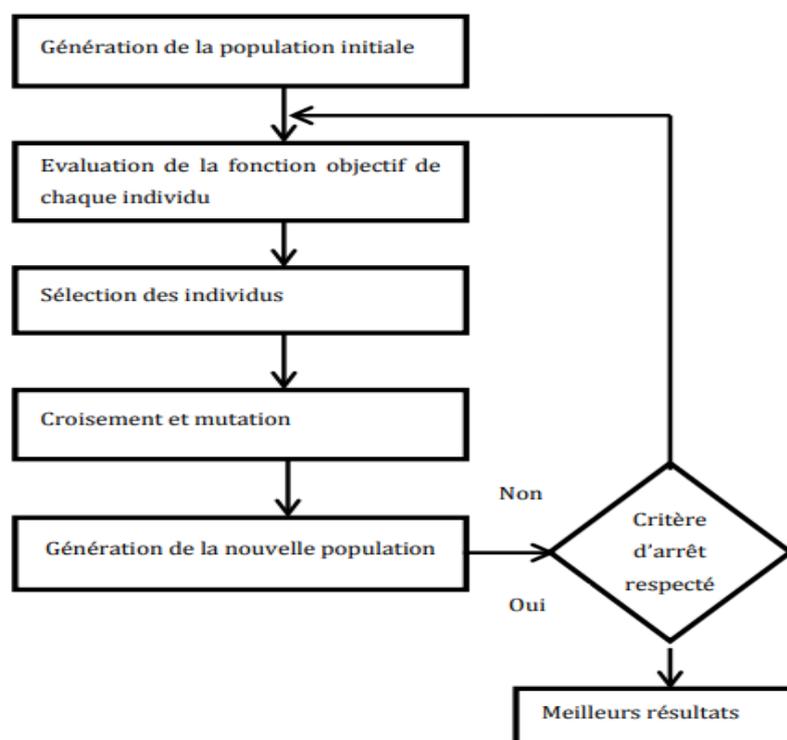


Figure III- 1: Organigramme des algorithmes génétiques [24].

III.3. Application de la méthode inverse

Le travail de ce mémoire consiste en l'application des méthodes inverse pour la détermination des paramètres de modèles rhéologiques. Le problème inverse consiste en la minimisation d'une fonction objectif à différents paramètres. Ainsi, la formulation mathématique du problème s'écrit comme suit :

Trouver P_i Pour que $F(P_i)$ soit minimale

Où P_i sont les paramètres recherchés ; F est la fonction objectif.

Pour résoudre ce problème d'optimisation, nous avons privilégié deux méthodes :

- La technique des algorithmes génétiques
- La méthode de minimisation non-linéaire sous contraintes

La technique des algorithmes génétiques a été implémentée sous forme d'un script sous Matlab, tandis que la méthode de minimisation non linéaire est exploitée à partir de la toolbox d'optimisation de l'environnement Matlab.

III.3.1. Formulation du problème inverse

Le problème d'optimisation s'écrit comme suit :

Trouver les paramètres (E, K, μ) Pour que F soit minimale

(E, K, μ) représentent les paramètres des modèles appliqués. F est une fonction objectif qui établit l'écart entre les résultats expérimentaux et les résultats du modèle.

En fluage, la fonction objectif établit l'écart entre la déformation expérimentale ε_{exp} et la déformation du modèle ε_{mod} :

$$F = \left(\varepsilon_{\text{exp}} - \varepsilon_{\text{mod}}(E, K, \mu_1, \mu_2) \right)^2 \quad (\text{III- 8})$$

La déformation en fluage sous une contrainte σ_0 pour le Modèle de Burger est donnée par :

$$\varepsilon_{\text{mod}}(t) = \sigma_0 \left(\frac{1}{E} + \frac{t}{\mu_1} + \frac{1}{K} \left(1 - e^{\left(\frac{-Kt}{\mu_2} \right)} \right) \right) \quad (\text{III- 9})$$

La déformation en fluage sous une contrainte σ_0 pour le Modèle de Kelvin Voigt à élasticité instantanée est donnée par :

$$\varepsilon_{\text{mod}}(t) = \sigma_0 \left(\frac{1}{E} + \frac{1}{K} \left(1 - e^{\left(\frac{-Kt}{\mu_1} \right)} \right) \right) \quad (\text{III- 10})$$

En relaxation, la fonction objectif établit l'écart entre la contrainte expérimentale σ_{exp} et la contrainte du modèle σ_{mod} :

$$F = \left(\sigma_{exp} - \sigma_{mod}(E, K, \mu_1, \mu_2) \right)^2 \quad (\text{III- 11})$$

La contrainte en relaxation pour le modèle de Kelvin Voigt à élasticité instantanée est donnée par :

$$\sigma_{mod}(t) = \varepsilon_0 \left(\frac{EK}{E+K} + \left(E - \frac{EK}{E+K} \right) \exp\left(-\frac{(E+K)}{\mu} t\right) \right) \quad (\text{III- 12})$$

A différentes vitesses de déformation, la fonction objectif établit l'écart entre la contrainte expérimentale σ_{exp} et la contrainte du modèle σ_{mod} :

$$F = \left(\sigma_{exp} - \sigma_{mod}(E, K, \mu_1) \right)^2 \quad (\text{III- 13})$$

La relation contrainte-déformation à différentes vitesses de déformation pour le Modèle Kelvin Voigt à élasticité instantanée est donnée par :

$$\sigma(t) = \frac{E}{E+K} (K \varepsilon(t) + \mu \dot{\varepsilon}) \quad (\text{III- 14})$$

Pour les résultats expérimentaux, nous avons exploité les résultats des expériences de la référence [26]

III.4. Analyse et discussion des résultats

III.4.1. Paramètres en fluage

Les résultats obtenus montrent une allure typique du fluage (Figures III-2). Trois niveaux de contraintes sont imposées (3 MPa, 5 MPa et 10 MPa) en compression sur une éprouvette en PEHD.

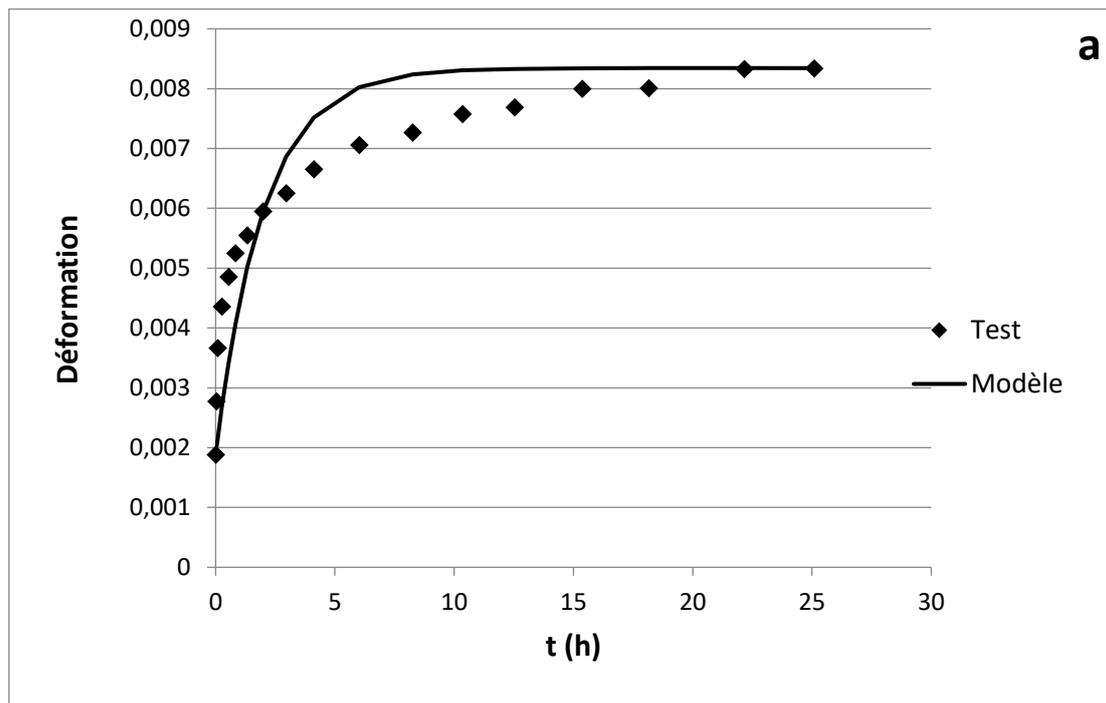
- Phase I : une première déformation par fluage est la réponse initiale, caractérisée par une vitesse de déformation rapide où le matériau subit une importante déformation élastique instantanée.
- Phase II : une déformation par fluage plus longue dans laquelle le HDPE subit un comportement viscoélastique transitoire.
- Phase III : un comportement linéaire du fluage en compression observé avec une vitesse de déformation presque nulle.

Les paramètres identifiés sont représentés dans le (Tableau III-1) basée sur la technique des algorithmes génétiques pour le modèle de Kelvin Voigt à élasticité instantanée.

Tableau III- 1: Résultats des paramètres modèle Kelvin Voigt obtenus à partir d'AG

σ_0 (MPa)	E (MPa)	K (MPa)	μ (MPa.h)
3	1594	464.339	929.276
5	1594	306.869	299.36
10	1793	384.532	347.974

Les (Figures III-2-a, b et c) représentent une confrontation des courbes expérimentales et celles obtenues par le modèle de Kelvin-Voigt à élasticité instantanée. Nous y remarquons la même allure des courbes avec une coïncidence des points du début et de la fin des courbes. Cependant, l'écart entre les résultats expérimentaux et ceux du modèle est relativement important.



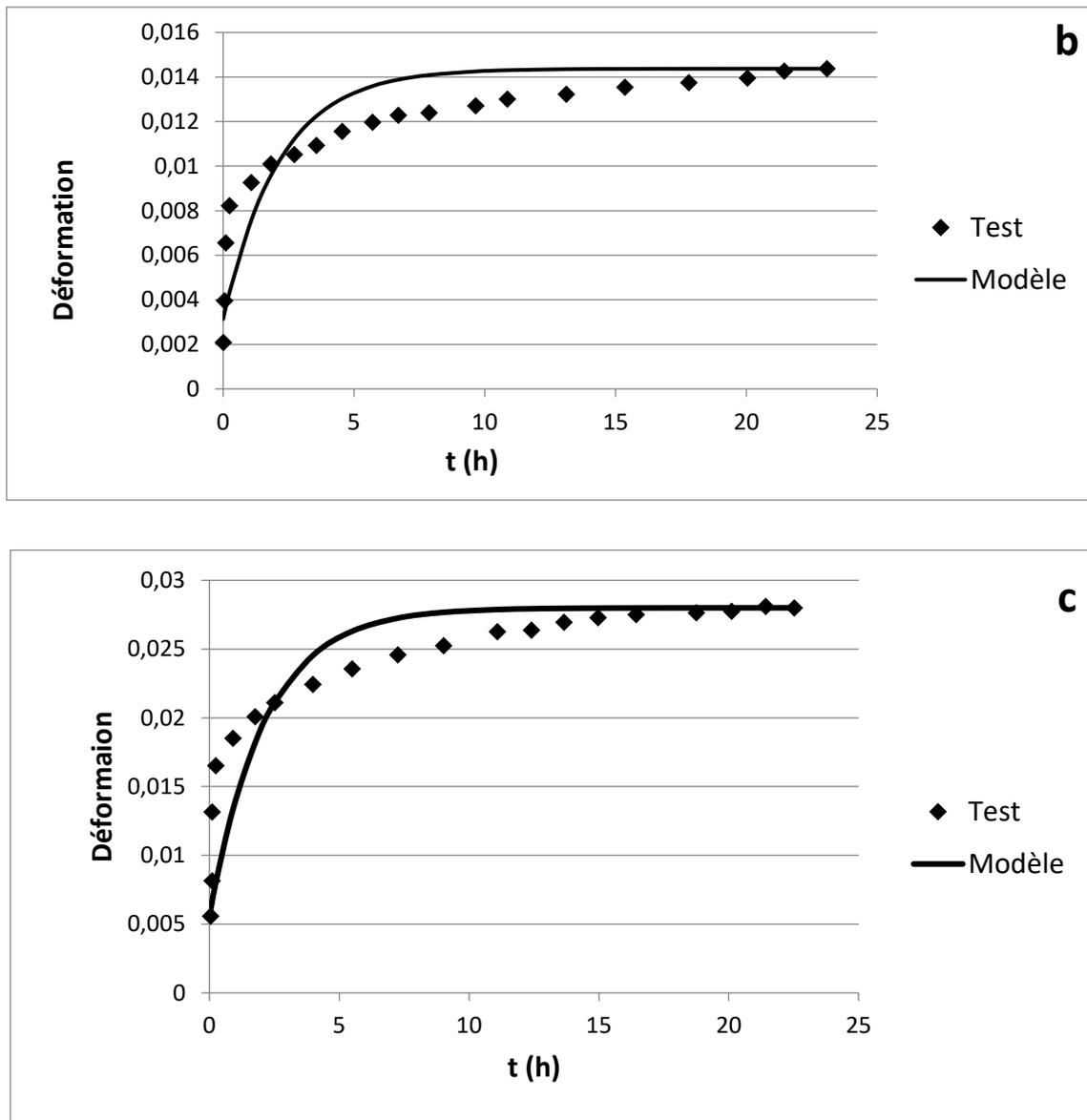


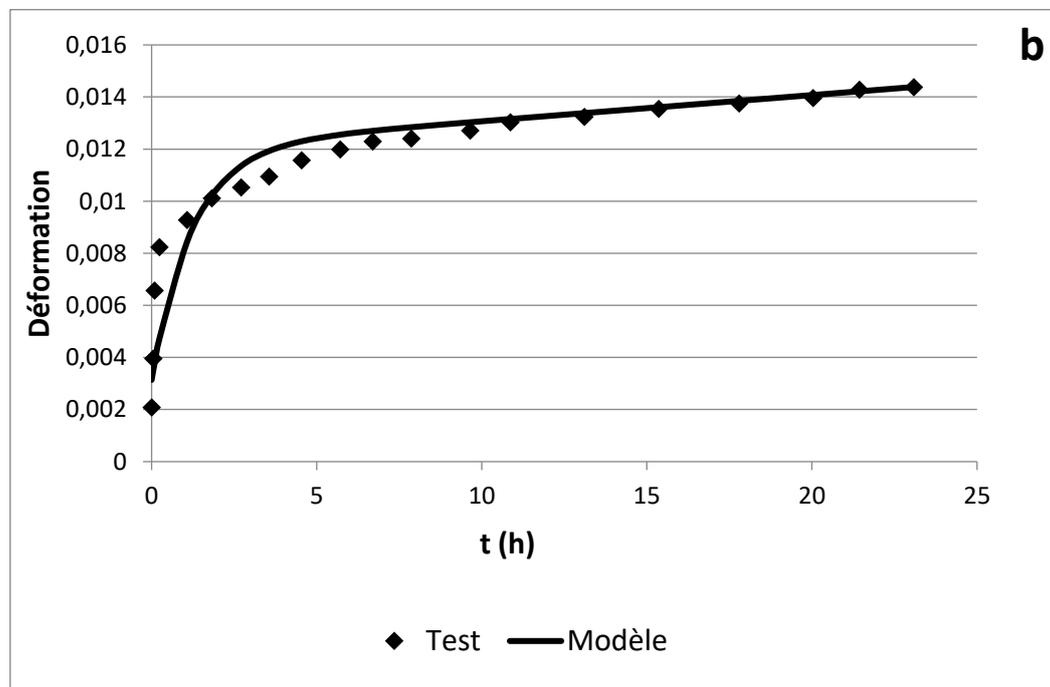
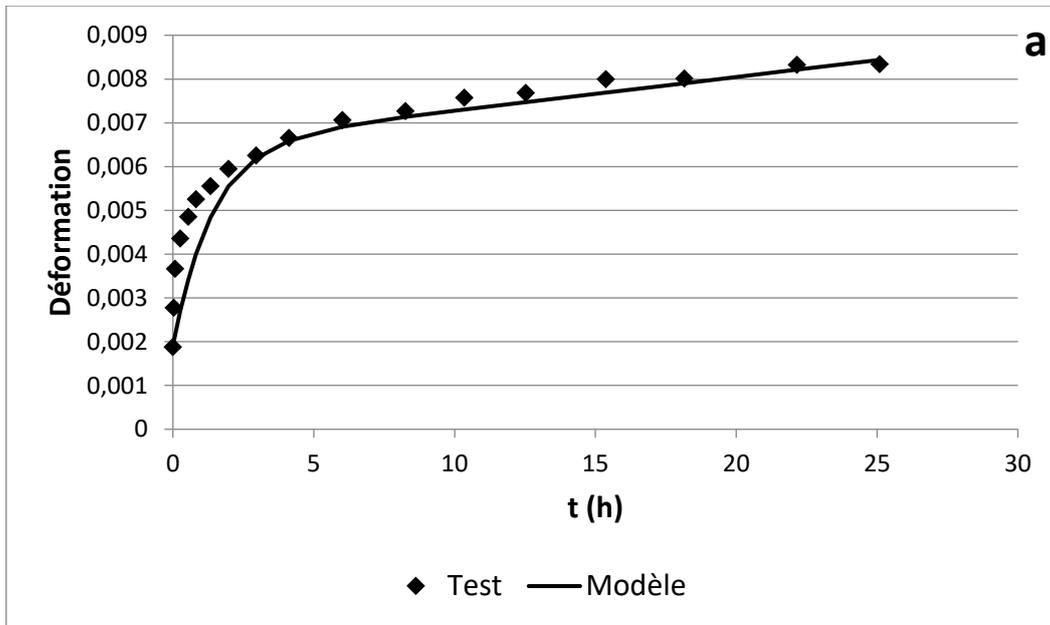
Figure III- 2: Courbe contraintes –déformations test-modèle Kelvin du fluage du PEHD en compression sous différentes contraintes a) $\sigma_0 = 3$ MPa ; b) $\sigma_0 = 5$ MPa ; c) $\sigma_0 = 10$ MPa

En ce qui concerne le modèle de Burger, les résultats sont plus pertinents. On remarque sur la (Figure III - 3) une bonne cohérence entre les courbes test-modèle. Ceci peut s'expliquer par l'augmentation des paramètres. En effet plus les paramètres sont nombreux, plus les résultats sont pertinents. Il convient de mentionner, à partir de cette constatation, que les modèles généralisés peuvent des résultats encore plus pertinents mais avec un grand nombre de paramètres.

Les paramètres identifiés à partir de l'analyse inverse basée sur la techniques des algorithmes génétiques sont résumés dans le (Tableau III-2).

Tableau III- 2 : Résultats des paramètres modèle Burger obtenus à partir d'AG

σ_0 (MPa)	E (MPa)	μ_1 (MPa.h)	K (MPa)	μ_2 (MPa.h)
3	1594	39100	648	901
5	1594	498	560	690
10	1793	48377	563	979



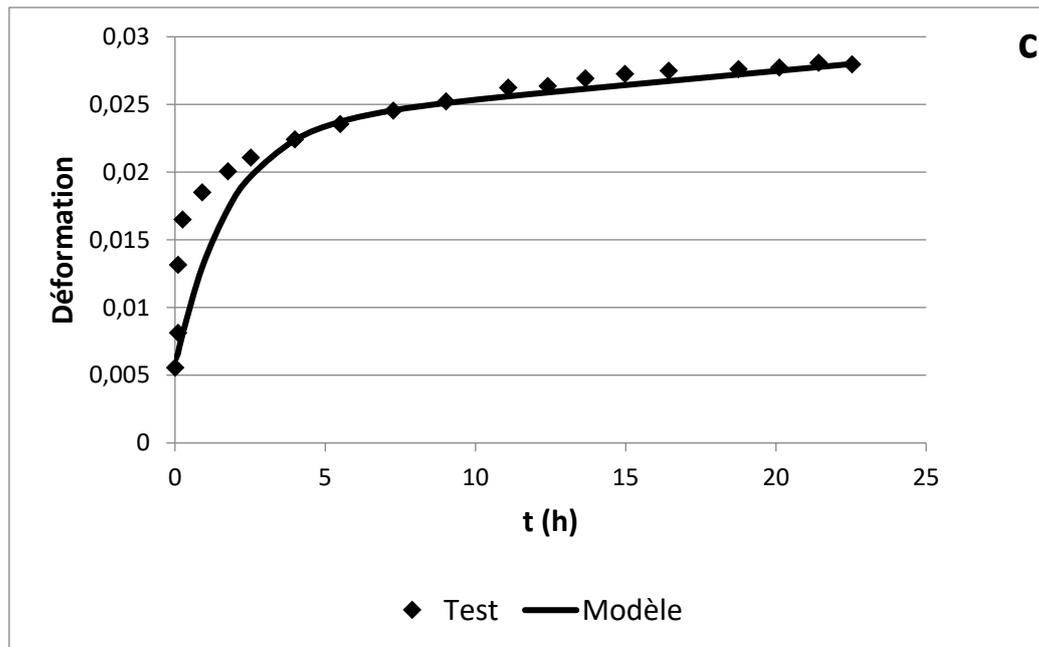


Figure III- 3: Courbe contraintes –déformations test-modèle Burger du fluage du PEHD en compression sous différentes contraintes a) $\sigma_0 = 3$ MPa ; b) $\sigma_0 = 5$ MPa ; c) $\sigma_0 = 10$ MPa

III.4.2. Paramètres en relaxation

La présente les courbes de relaxation du PEHD en compression sous différentes déformations imposées. La relaxation décrit le comportement d'un matériau viscoélastique lorsqu'il est soumis à une déformation constante. Ainsi, les courbes correspondent à une contrainte maximale enregistrée au début de chargement qui diminue, d'abord, rapidement puis progressivement au cours du temps jusqu'à atteindre un état d'équilibre avec des valeurs très faibles.

La courbe de relaxation se rapproche d'une asymptote horizontale, représentant l'état d'équilibre où la contrainte atteint une valeur constante. À cet état, le matériau ne se déforme plus et la contrainte résiduelle est maintenue.

On remarque sur la (Figure III-4) que le modèle de Kelvin-Voigt décrit bien le comportement du PEHD en relaxation sur plan qualitatif ; mais avec moins de pertinence sur le plan quantitatif car un écart remarquable est repéré dans la confrontation des courbes test-modèle. Il serait judicieux de prévoir des modèle avec un grand nombre de paramètres pour s'approcher plus du comportement réel du matériau.

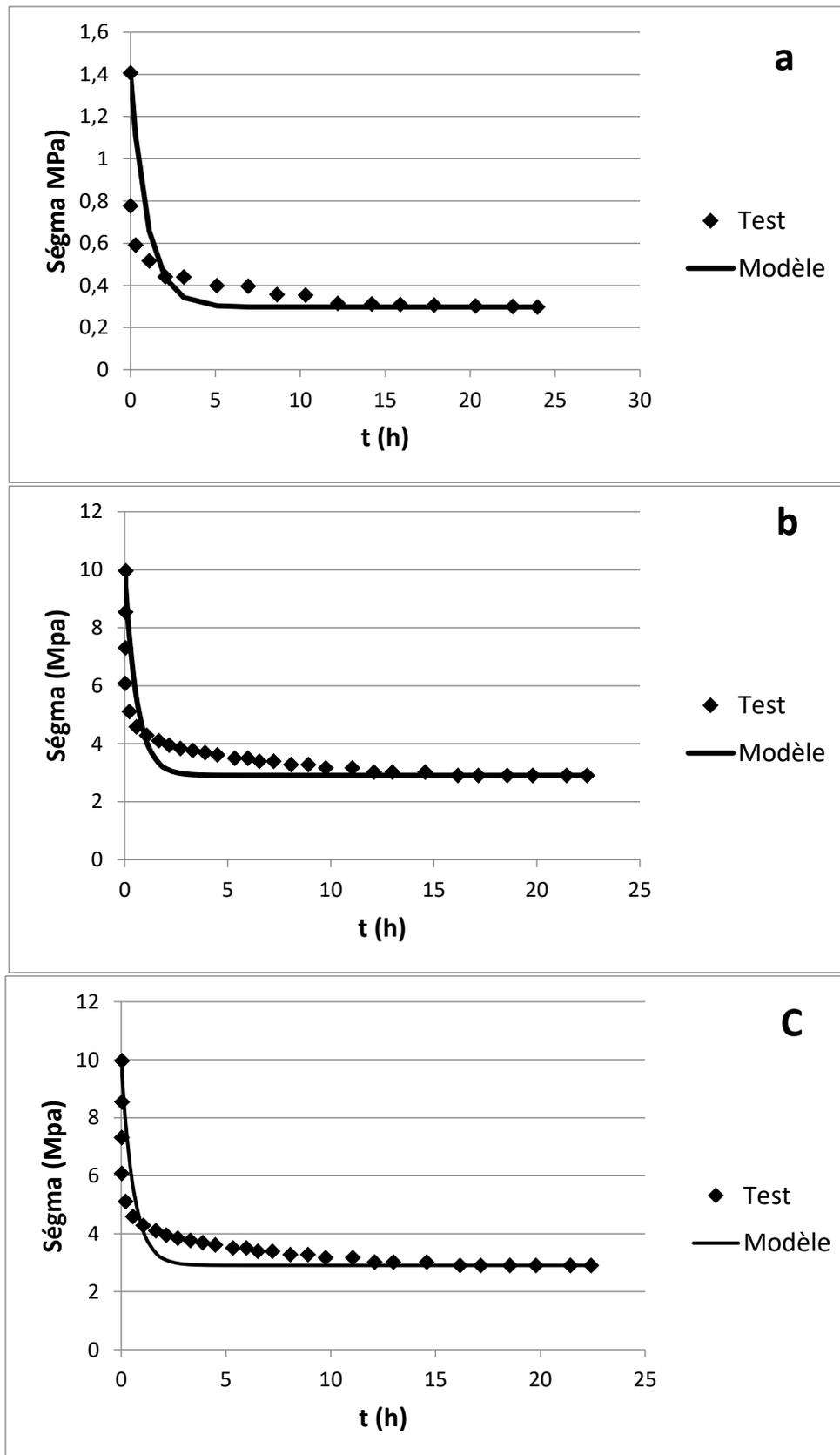


Figure III- 4: Courbes de relaxation test-modèle Kelvin en compression du PEHD sous différentes déformations imposées : a) $\epsilon_0 = 0.25\%$; b) $\epsilon_0 = 0.41\%$; c) $\epsilon_0 = 0.83\%$

Le (Tableau III- 3) représente les paramètres du modèle de Kelvin-Voigt à élasticité instantanée évalués avec la technique des algorithmes génétiques. Nous y remarquons que le module de Young E augmente avec l'augmentation de la déformation imposée en relaxation.

Tableau III- 3: Résultats des paramètres modèle Kelvin Voigt obtenus à partir d'AG

ϵ_0	E (MPa)	K (MPa)	μ (MPa.h)
0.0025	562	492.037	434.77
0.0041	964	539.305	156.531
0.0083	1200	495.404	113.822

III.4.3. Paramètres à différentes vitesses de déformations

La (Figure III- 5) représente les courbes contraintes déformations en compression d'un PEHD à différentes vitesses de déformation. Ces courbes présentent deux domaines distincts :

Un domaine initial linéaire suivi d'un domaine non linéaire. Le domaine initial linéaire correspond à la région élastique où la contrainte augmente proportionnellement à la déformation. Dans le domaine non linéaire, le matériau subit une déformation plastique permanente, ce qui entraîne une augmentation non proportionnelle de la contrainte.

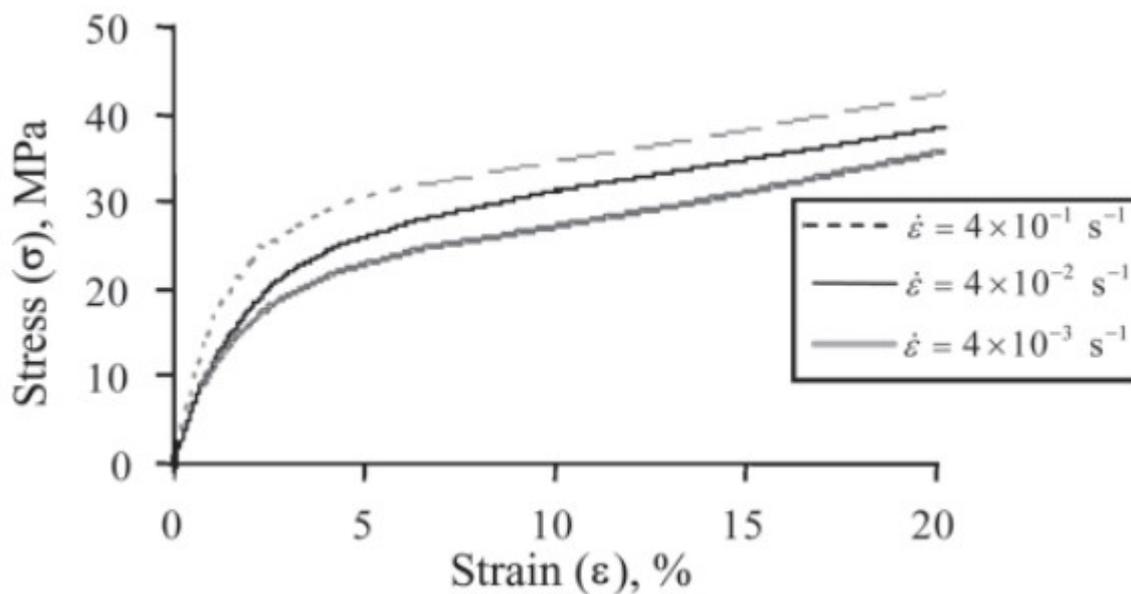
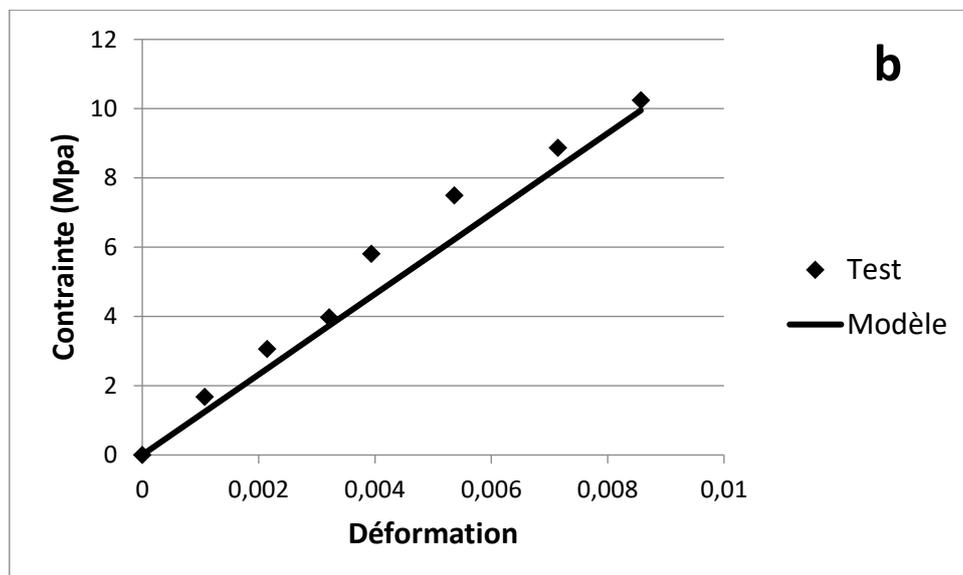
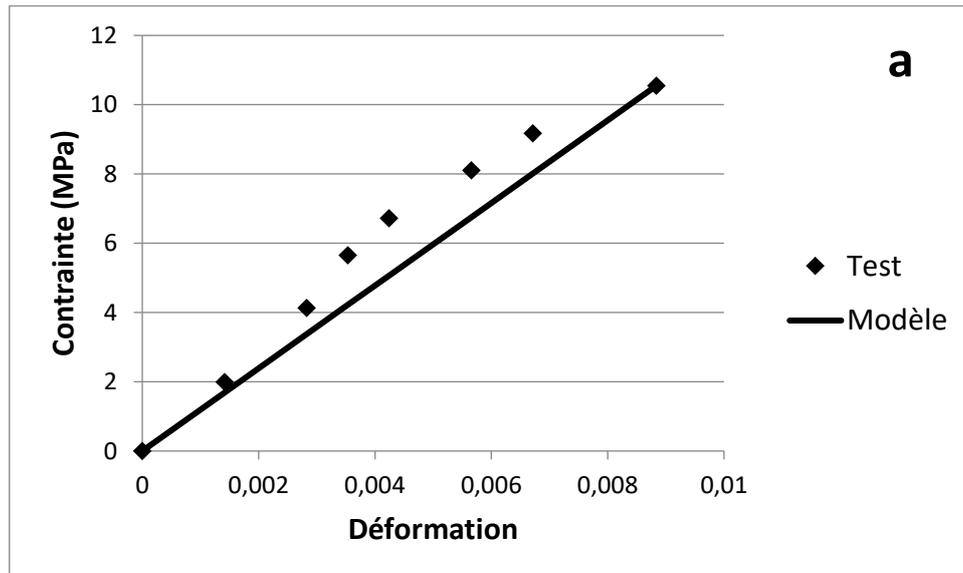


Figure III- 5: Courbes contraintes-déformations expérimentales du PEHD à différentes vitesses de déformation [26]

Nous nous sommes intéressés uniquement au domaine linéaire qui correspond au comportement viscoélastique du matériau. La (Figure III- 6) illustre une confrontation test-modèle des courbes contraintes déformations à différentes vitesses de déformation. Suivant le modèle de Kelvin-Voigt à élasticité instantanée, on remarque que le modèle de Kelvin-Voigt décrit bien le comportement du PEHD en compression à différents vitesses de déformation. En effet le comportement linéaire est généralement facile à modéliser, c'est pourquoi le modèle à trois paramètres suffit largement pour la représentation.



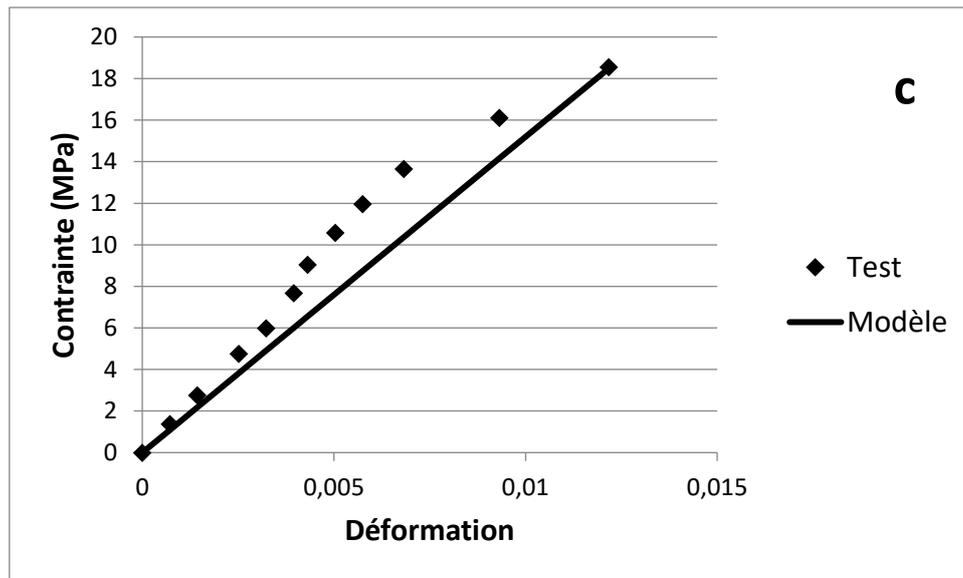


Figure III- 6 : Confrontation test-modèles des courbes contraintes déformation en compression d'un PEHD à différentes vitesses de déformation. a) $\dot{\epsilon} = 0.004$; b) $\dot{\epsilon} = 0.04$; c) $\dot{\epsilon} = 0.4$

Le (Tableau III- 4) représente l'évolution du module de Young modèle de Kelvin-Voigt à élasticité instantanée à différents vitesses de déformation. On remarque que le module de Young, qui caractérise la rigidité du matériau, augmente avec l'augmentation de la vitesse de déformation.

Tableau III- 4 : l'évolution du module de Young modèle de Kelvin-Voigt à différents vitesses de déformation.

$\dot{\epsilon}$ (s ⁻¹)	E (MPa)	K (MPa)	μ (MPa.h)
0.004	1366	9452.853	1262.616
0.04	1316	9854.867	643.316
0.4	2016	6160.359	701.873

III.4.4. Comparaison des techniques de résolution

Pour s'assurer de la pertinence de la méthode des algorithmes génétiques, une autre méthode a été appliquée : la minimisation non linéaire sous contrainte. Les tableaux ci-dessous établissent une confrontation des paramètres établis selon les deux méthodes. Il convient de

mentionner que la méthode de minimisation non linéaire sous contraintes est pilotée sur la toolbox par la fonction « fmincon ».

Tableau III- 5 : Comparaison en fluage des résultats des paramètres obtenus modèle Burger à partir d'AG et la minimisation non linéaire

σ_0 (MPa)	Technique	E (MPa)	μ_1 (MPa.h)	K (MPa)	μ_2 (MPa.h)
3	fmincon	1594	10218.173	323.988	319.863
	AG	1594	39100	648	901
5	fmincon	1594	10329.182	448.046	431.713
	AG	1594	498	560	690
10	fmincon	1793	10461.621	653.877	565.024
	AG	1793	48377	563	979

Tableau III- 6 : Comparaison en fluage des résultats des paramètres obtenus modèle Kelvin Voigt à partir d'AG et la minimisation non linéaire

σ_0 (MPa)	Technique	E (MPa)	K (MPa)	μ (MPa.h)
3	fmincon	1594	238.302	236.383
	AG	1594	464.339	929.276
5	fmincon	1594	444	953.84
	AG	1594	306.869	299.36
10	fmincon	1793	446	951
	AG	1793	384.532	347.974

Tableau III- 7 : Comparaison en relaxation des résultats des paramètres obtenus modèle Kelvin Voigt à partir d'AG et la minimisation non linéaire

ϵ_0	Technique	E (MPa)	K (MPa)	μ (MPa.h)
0.0025	fmincon	562	151	697
	AG	562	492.037	434.77
0.0041	fmincon	964	539	787
	AG	964	539.305	156.531
0.0083	fmincon	1200	495	999
	AG	1200	495.404	113.822

La (Figure III – 7) et la (Figure III – 8) établit une confrontation entre les courbes du fluage obtenus à partir des paramètres identifiés par techniques des algorithmes génétiques et par la méthode de minimisation non linéaire sous contraintes. Pour le paramètre E qui représente le module de Young, il est identique en fluage selon les deux techniques parce qu'il est

déterminé directement en mettant $t = 0$. Quant aux autres paramètres, ils diffèrent selon les deux méthodes.

Les (Figures III-7 et III-8) présentent deux exemples illustratifs de confrontation des résultats expérimentaux et ceux obtenus à partir des deux méthodes d'identification. Nous remarquons clairement que la méthode d'identification par algorithmes génétiques présente la meilleure représentation du comportement en fluage.

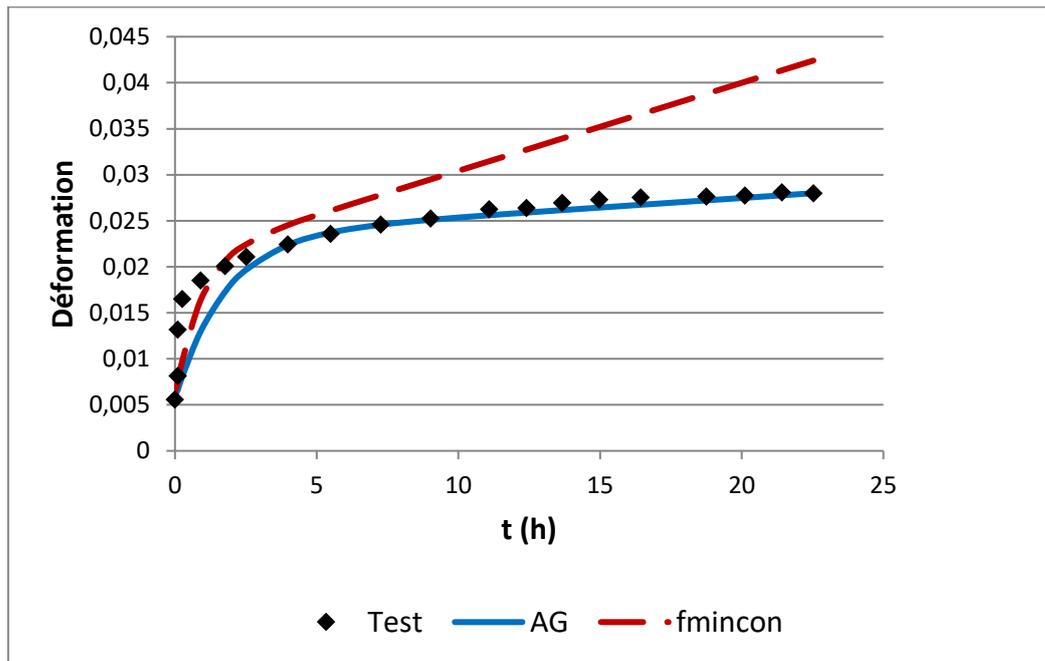


Figure III- 7: Courbes contraintes – déformations test-modèle Burger du fluage du PEHD en compression sous une contraintes $\sigma_0 = 10$ MPa

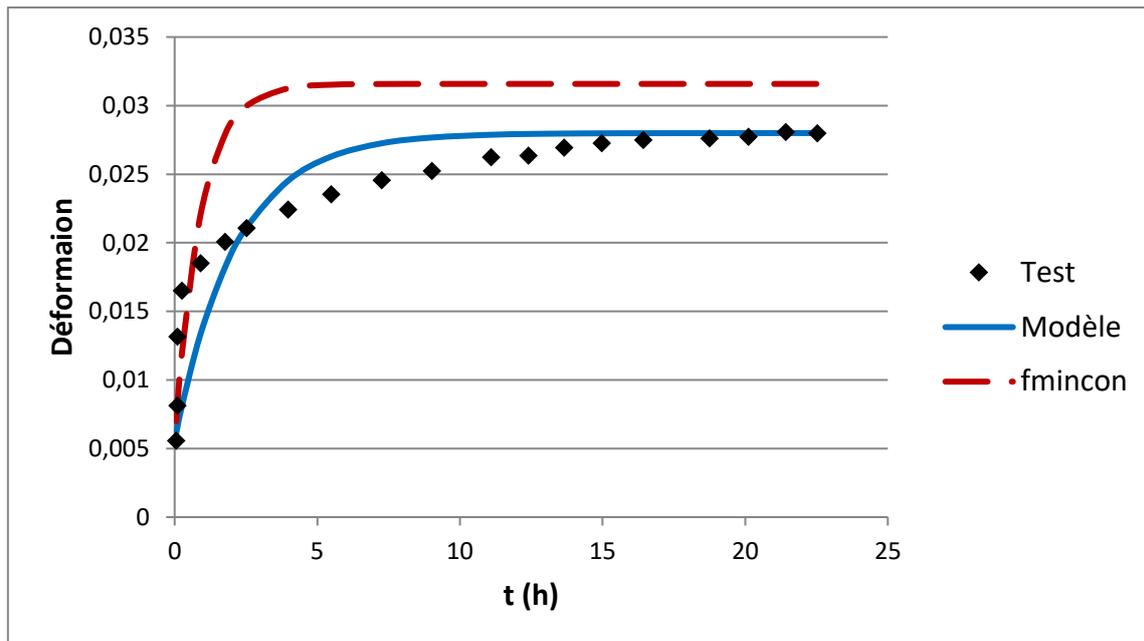


Figure III- 8 : Courbes contraintes – déformations test-modèle Kelvin Voigt du PEHD en compression sous une contraintes $\sigma_0 = 10$ MPa

La comparaison des résultats obtenus entre les courbes de fluage obtenues à partir de l'identification des paramètres par des techniques d'algorithmes génétiques et par la méthode de minimisation non linéaire sous contraintes dépendra des spécificités de chaque méthode, de la qualité des données utilisées et de la nature du problème d'identification lui-même. [27]

Il est également important de noter que la performance des différentes méthodes peut varier en fonction de la nature spécifique du problème d'identification des paramètres et des caractéristiques des données expérimentales disponibles. Certaines méthodes peuvent être plus adaptées à certains types de problèmes ou de données. Il est donc recommandé d'effectuer des tests et des analyses comparatives spécifiques pour chaque cas d'étude afin de déterminer la méthode d'identification des paramètres la plus appropriée.

III.5. Conclusion

Ce chapitre a fait l'objet de notre contribution effective. Il s'agissait, après une présentation des méthodes d'identification par analyse inverse, de formuler le problème mathématique qui consiste en la minimisation d'une fonction établissant l'écart entre les résultats expérimentaux et ceux du modèle. La résolution de ce problème a été faite par deux techniques d'identification inverse implémentées sous Matlab : les algorithmes génétiques et la minimisation non linéaire sous contrainte. La méthode des algorithmes génétique s'est avérée plus pertinent notamment avec le modèle de Burger.

Conclusion générale

Nous avons présentés dans cette étude une méthode d'identification des paramètres rhéologiques des polymères par d'analyse inverse. La méthode d'analyse inverse commence par l'obtention de données expérimentales, telles que des courbes de contrainte-déformation obtenues à partir d'essais rhéologiques dépendant et indépendant du temps. Ces données sont ensuite utilisées pour identifier les propriétés mécaniques de ces matériaux. Les paramètres rhéologiques identifiés dans ce travail sont s'appliquent en fluage, en relaxation et à différentes vitesses de déformation en compression.

Les résultats obtenus montrent ce qui suit :

Dans l'essai de fluage du modèle de Kelvin-Voigt à élasticité instantanée, nous remarquons la même allure des courbes avec une coïncidence des points du début et de la fin des courbes. Cependant, l'écart entre les résultats expérimentaux et ceux du modèle est relativement important. En ce qui concerne le modèle de Burger, les résultats sont plus pertinents. Nous avons trouvé une bonne cohérence entre les courbes test-modèle. Ceci peut s'expliquer par l'augmentation des paramètres. En effet plus les paramètres sont nombreux, plus les résultats sont pertinents.

En relaxation, on remarque sur la que le modèle de Kelvin-Voigt décrit bien le comportement du PEHD sur plan qualitatif ; mais avec moins de cohérence sur le plan quantitatif car un écart remarquable est repéré dans la confrontation des courbes test-modèle. Il serait souhaitable de prévoir des modèle avec un grand nombre de paramètres pour s'approcher plus du comportement réel du matériau.

En outre, nous avons constaté que le modèle de Kelvin-Voigt décrit bien le comportement du PEHD en compression à différents vitesses de déformation sur la partie linière. Les paramètres obtenus en fonction de la vitesse de déformation sont plus proches. Les courbes dépendent alors de la vitesse de déformation qui augmente la rigidité du matériau.

La comparaison des résultats entre les courbes de fluage obtenues à partir de l'identification des paramètres par des techniques d'algorithmes génétiques et par la méthode de minimisation non linéaire sous contraintes montre que la méthode d'identification par algorithmes génétiques présente la meilleure représentation du comportement en fluage.

Références bibliographiques

- [1] MOHAMMED ETTAYIB, MEGUIRECHE. Influence Du Vieillissement Electrique Sur Les Propriétés D'un Polymère Isolant Utilisé Dans Le Transport D'énergie Electrique. 2016. Thèse de doctorat. UNIVERSITE DE MOHAMED BOUDIAF M'SILA FACULTE DE TECHNOLOGIE.
- [2] DERARDJA, Pr Akila. PROPRIETES PHYSICO-CHIMIQUES ET MECANQUES DES POLYMERES.
- [3] TOUKA, Nassim et BOUDINE, B. Elaboration et caractérisation de matrices amorphes dopées par le semi-conducteur GaAs. 2017.
- [4] SEBAIS, M. et HARIECHE, Barkahoum. Etude des propriétés optiques des nanocristaux au semi-co
- [5] ZINET, Matthieu. Modélisation de la cristallisation des polymères dans les procédés de plasturgie: quantification des effets thermiques et rhéologiques. 2010. Thèse de doctorat. INSA de Lyon. nducteur CdS dispersés dans des films minces du polymère polystyrène et de la silice SiO₂. 2017.
- [6] AUTE, POLY ETH Y. LENE AH, LENE, DITEPEHD, ITE, AH AUTE DENS, et al. MATERIAUX AVANCES. 2007.
- [7] SADOON, Sofiane. EFFET DE LA TEMPERATURE, DE LA VITESSE DE DEFORMATION ET DE VIEILLISSEMENT SUR LA STRUCTURE DU PEHD. 2018.
- [8] MKACHER, Inès. Vieillissement thermique des gaines PE et PVC de câbles électriques. 2012. Thèse de doctorat. Arts et Métiers ParisTech.
- [9] BOULGHOBRA, Hafsa et BOUNIB, Hammou Encadreur. Conception et dimensionnement d'une chaise en plastique. 2014. Thèse de doctorat. Université de Jijel.
- [10] GOUASMIA, Layachi, BOUGUERRA, Brahim, et al. Dégradation thermique des polymères thermoplastique. 2021. Thèse de doctorat. university of M'sila.
- [11] REZGUI ROKIA, Rezgui Djamila. Influence des fibres naturelles sur les propriétés mécaniques et dynamiques des composites à base de PVC (cas DPLF-noix d'olives).
- [12] CLÉMENT, Phillipe. Détermination des propriétés mécaniques de céramiques poreuses par essais de microindentation instrumentée sphérique. 2013. Thèse de doctorat. INSA de Lyon.

- [13] MALLEM, Oum Keltoum. Effets des nanocharges sur l'amélioration des propriétés du PVC: élaboration et caractérisation des nanocomposites PVC/Nanocharges (Talc et kaolin). 2022. Thèse de doctorat.
- [14] G SELL, Christian. Plasticité et endommagement des polymères structuraux. *Actualite Chimique*, 2002, no 3, p. 40-43.
- [15] TILLIER, Yannick. Identification par analyse inverse du comportement mécanique des polymères solides: applications aux sollicitations multiaxiales et rapides. École Nationale Supérieure des Mines de Paris, 1998.
- [16] BERTHELOT, Marcellin et JUNGFLAISCH, Émile. *Traité élémentaire de chimie organique*. H. Dunod et E. Pinat, 1908.
- [17] BAQUET, Erwan. Modélisation thermomécanique visco-hyperélastique du comportement d'un polymère semi-cristallin: application au cas d'une matrice polyamide 6.6. 2011. Thèse de doctorat. École Nationale Supérieure des Mines de Paris.
- [18] YUCEF, Oussaid et MOHAMED, Ait Moussa. Effet de la contrainte thermique sur les propriétés du polyéthylène réticulé chimiquement. 2016. Thèse de doctorat. Université Mouloud Mammeri.
- [19] SAADALLAH Younès. Modélisation du comportement élasto-viscoplastique d'un matériau composite sollicité en flexion par une technique d'homogénéisation. Doctorat en sciences en : Génie mécanique.[Construction mécanique].Université Mohamed Khider – Biskra,2018.
- [20] GROTE, Karl-Heinrich et HEFAZI, Hamid (ed.). *Springer handbook of engineering*. Springer Nature, 2020.
- [21] M. L. BISILLIAT, « *Comportement mécanique d'un polycarbonate à grande vitesse de sollicitation -Etude expérimentale et simulation* », Thèse Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris, (1997)
- [22] PIRNIA, Faranak. *Experimental Analyses on XLPE under Tension and Compression*. 2014. Thèse de doctorat. Master thesis, Blekinge Institute of Technology.
- [23] GAVRUS, Adinel. Identification automatique des paramètres rhéologiques par analyse inverse. 1996. Thèse de doctorat. École Nationale Supérieure des Mines de Paris.
- [24] GHOURAF, Djamel Eddine et NACERI, Abdellatif. Commande robuste H [infinity] optimisée par l'algorithme génétique appliquée à la régulation automatique d'excitation des générateurs synchrones puissants (Application sous GUI/MATLAB). *Nature & Technology*, 2016, no 14, p. 2.

- [25] BELHASSANI, Saliha. Optimisation multiobjectif par des Techniques évolutives. 2012. Thèse de doctorat. UMMTO.
- [26] ELLEUCH, Riadh et TAKTAK, Wafa. Viscoelastic behavior of HDPE polymer using tensile and compressive loading. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 2006, vol. 15, p. 111-116.
- [27] ARMAND DECKER, Stéphanie. Développement d'une méthode d'optimisation multiobjectif pour la construction bois: prise en compte du confort des usagers, de l'impact environnemental et de la sécurité de l'ouvrage. 2015. Thèse de doctorat. Bordeaux.