

RÉPUBLIQUE ALGÉRIENNE DÉMOCRATIQUE ET POPULAIRE
MINISTÈRE DE L'ENSEIGNEMENT SUPÉRIEUR
ET DE LA RECHERCHE SCIENTIFIQUE

UNIVERSITE ABDERRAHMANE MIRA BEJAIA
FACULTÉ DE TECHNOLOGIE
DÉPARTEMENT DE GÉNIE DES PROCÉDÉS



MEMOIRE

PRÉSENTÉ POUR L'OBTENTION DU DIPLÔME DE

MASTER

FILIÈRE : GÉNIE DES PROCÉDÉS

SPÉCIALITÉ : GÉNIE DES MATÉRIAUX

Présenté par

Ouhnia Rosa

Afar Lydia

Thème

**Modélisation de la plasticité d'un composite polypropylène
et fibre de papier carton**

M. FATMI S.

Président

M. AZZOUG M.

Examineur

M^{me} CHIBANI N.

Encadreur

M. BENSLIMEN A.

Co-encadreur

Promotion: 2020 - 2021

Remerciement

Nous remercions avant tout dieu tout puissant de nous avoir donné le courage, la force et la volonté qui nous ont permis d'accomplir ce travail.

Nous ne puissions conclure ce mémoire sans montrer notre sincère gratitude et nos plus vifs remerciements à nos encadreurs : Mme. CHIBANI. N et Mr. BENSLIMANE. A, pour leur dévouement et leurs conseils constructifs.

Nous remercions aussi tous les enseignants qui ont participé à notre formation.

Nous exprimons notre gratitude à tous ceux qui nous ont aidés ou assistés de près ou de loin à l'élaboration de ce travail.

Nous remercions également les membres du jury d'avoir accepté d'évaluer ce travail, avec certainement beaucoup d'intérêts et de rigueur.

Lydia & Rosa

Dédicaces

Je dédie ce modeste travail tout d'abord et avant tout, à mes très chers parents qui ont toujours été à mes côtés, Vous êtes et vous resterez pour moi ma référence, la lumière qui illumine mon chemin. Puisse dieu, tout puissant vous combler de santé, de bonheur et vous procurer une longue vie.

Je pense plus particulièrement à ma maman qui accorde beaucoup d'importance aux études. Tes sacrifices innombrables et ton dévouement furent pour moi un encouragement, j'espère que tu y trouveras les fruits de ta semence et ainsi te rendre fière de moi.

A ma grande sœur Lila qui a été pour moi un exemple depuis toute petite, qui m'a guidé tout au long de mon parcours universitaire et qui a toujours cru en moi & m'a soutenu.

A mon chère frère Riad.

A tous mes voisins.

Enorme pensée à ma binôme Rosa, qui a été pour moi une source d'encouragement, d'ondes positives et de bienveillance. Je te souhaite beaucoup de réussite et de succès dans ta vie.

Une grande pensée également au reste de ma famille et à toutes les personnes qui m'ont soutenu durant cette période.

Lydia

Je dédie ce modeste travail

A mes très chers parents, qui sont la source de lumière qui m'éclaire depuis ma naissance :

A ma chère mère, qui m'a toujours soutenue dans toutes les étapes de ma vie.

A mon cher père, à qui j'exprime ma sincère et éternelle gratitude pour son attention, son soutien et surtout l'amour qu'il me procure.

A mes très chères sœurs : Naima, Sabrina, Lila, Nabila et Amina.

A mes deux chers frères : Kousseïla et Samir.

Et à toute la famille OUHNIÀ

A ma binôme Lydia

A tous mes amis et particulièrement à ma meilleure amie Katia

Rosa

Liste des abréviations

A, B, C, K, n : paramètres des matériaux.

a : Structure monoclinique.

B : Structure hexagonale.

Y : Structure triclinique.

BorSiC : Bore revêtues de carbone de Silicium.

CMo : Composite à matrice polymère.

F : Force

L : Longueur de l'éprouvette.

L₀ : Longueur initiale de l'éprouvette.

L_u : Longueur de l'éprouvette après la rupture.

PP : Polypropylène.

PPgMA : Polypropylène-greffon anhydride maléique.

T_f : Température de fusion.

T* : Température sous dimension.

R_e : Limite d'élastique.

R_m : Résistance à la traction.

Si C : Carbure de Silicium.

S : Surface.

S₀ : Section initiale de l'éprouvette.

S_u : Section après rupture de l'éprouvette.

S_r : Section à la rupture de l'éprouvette.

ε : Déformation.

ε* : Vitesse de déformation.

σ : Contrainte

Liste des figures

Figure I.1. Modèle schématique de synthèse d'un polymère (7).	4
Figure I.2. Polymères linéaires a. : homopolymère, b. : copolymère statistique, c. : copolymère alterné, d. : copolymère séquencé) (10)	5
Figure I.3. Polymère ramifié (8)	6
Figure I.4. Polymère réticulé avec ponts di-sulfure reliant deux chaînes (10).	6
Figure I.5. Réticulation des polymères thermodurcissable (9).	7
Figure I.6. Schéma de la mise en œuvre des polymères thermoplastiques (11).	8
Figure I.7. Structure amorphe d'un polymère(12)	9
Figure I.8. Structure moléculaire des polymères semi-cristallin (14).	10
Figure II.1. Conformations régulières de la macromolécule de polypropylène isotactique ...	16
Figure II.2. Diagrammes de diffraction des rayons X aux grands angles des différentes formes cristallines du polypropylène isotactique (21).	17
Figure II.3. Projection de la structure monoclinique du polypropylène sur le plan {0 0 1}(21).	17
Figure II.4. Morphologies se développant dans un écoulement	20
Figure II.5. Morphologie en "shish-kebab"	20
Figure II.7. Matériau composite (40).	26
Figure II.8. Organigramme des différents composites renforcés (41).	26
Figure II.9. Courbes schématiques contrainte-déformation des différents constituants d'un composite unidirectionnel sollicité en traction longitudinale.	28
Figure III.1. Courbes contrainte vraie – déformation vraie de divers polymères obtenues à 25°C (47).	33
Figure III.2. Evolutions typiques de la contrainte vraie en fonction de la déformation vraie pour un polymère amorphe 1 et pour un polymère semi-cristallin 2 (47).	34
Figure III.3. Elément endommagée. Schématisation de la réduction de la section effective résistante.	35
Figure III.4. Éprouvette de traction (57).	39
Figure III.5. Diagramme effort-déformation de la traction simple (57).	40
Figure III.6. Caractérisation des essais de traction uniaxiale (58).	42
Figure IV.1. Polypropylène sous forme de granulés	49
Figure IV.2. Microscopie optique des fibres de papier carton.	50
Figure IV.3. Extrudeuse bi-vis.	51
Figure IV.4. Presse d'injection.	52

Liste des figures

Figure IV.5. Eprouvette de traction.	54
Figure IV.6. Photo de la machine de traction ZWICK.	55
Figure IV.7. Schéma de l'acquisition des données mécaniques et des images numériques pour un essai de traction uni-axiale [Caractérisation expérimentale et modélisation de la déformation plastique des tôles métalliques MihaelaTeaca].	55
Figure IV.8. Courbe expérimentale (contrainte vrai-déformation).....	56
Figure V.1. Courbe contrainte-déformation PP vierge.	59
Figure V.2. Courbe contrainte-déformation PP&PC à différent taux de charge.	59
Figure V.3. Courbe contrainte-déformation PC&PPgMA à différent taux de charge.	60
Figure V.4. Courbes contrainte –déformation du polypropylène vierge.	62
Figure V.5. Courbes contrainte-déformation de PP et PC à 10 %.	63
Figure V.6. Courbes contrainte-déformation de PP et PC à 15%.	63
Figure V.7. Courbes contrainte-déformation de PP et PC à 20%.	64
Figure V.8. Courbes contrainte-déformation de PC a10% et PPgMA à 5%.	66
Figure V.9. Courbes contrainte-déformation de PC à 15% et PPgMA à 5%.	66
Figure V.10. Courbes contrainte-déformation de PC à 20% et PPgMA à 5%.	67

Liste des tableaux

Tableau I.1. Exemple des applications des polymères (17).....	13
Tableau II.1. Propriétés du PP (35).	23
Tableau III.1. Différences relations utilisées pour décrire la courbe de référence contrainte.....	46
Tableau IV.1. Caractéristique du polypropylène utilisé.....	50
Tableau V.1. Paramètres du modèle de Voce.	61
Tableau V.2. Paramètres du modèle de Ludwik.	61
Tableau V.3. Paramètres du modèle Voce.	65
Tableau V.4. Paramètres du modèle de Ludwik.	65

INTRODUCTION GENERALE

I	CHAPITRE	2
I.1	Introduction	3
I.2	Généralité sur les polymères.....	3
I.2.1	Historique des polymères	3
I.2.2	Définition d'un polymère	3
I.2.3	Origine des polymères	4
I.3	Classification des différents polymères.....	5
I.3.1	Classification liée à la structure.....	5
I.3.2	Classification selon certaines propriétés	7
I.3.3	Classification liée à la morphologie	9
I.4	Propriétés des polymères	11
I.4.1	Propriétés physiques des polymères.....	11
I.4.2	Propriétés chimiques des polymères :	11
I.4.3	Application des polymères	13
I.5	Conclusion.....	14
II	CHAPITRE	14
II.1	Introduction	15
II.2	Polypropylène	15
II.2.1	Structure moléculaire du polypropylène.....	15
II.2.2	Structures cristallines du polypropylène	16
II.2.3	Morphologie semi cristalline du polypropylène	19
II.3	Propriétés d'usage des polypropylènes	22
II.3.1	Propriétés physiques.....	22
II.3.2	Propriétés mécaniques.....	23
II.3.3	Propriétés chimiques- corrosion	25
II.3.4	Propriétés thermiques	25
II.3.5	Stabilité dimensionnelle.....	25
II.4	Définition des matériaux composites.....	25
II.4.1	Renfort	26
II.4.2	Matrice.....	27
II.5	Classification des matériaux composites.....	28
II.5.1	Classification suivant la forme des constituants.....	28

Table des matières

II.5.2	Classification suivant la nature des constituants.....	29
II.6	Conclusion.....	30
III	CHAPITRE	30
III.1	Introduction	31
III.2	Etude du comportement mécanique des solides amorphes et semi-cristallins	31
III.2.1	Caractéristiques générales	31
III.2.2	Viscoélasticité.....	34
III.3	Endommagement et critère de rupture des matériaux	35
III.3.1	Mesure de l'endommagement.....	35
III.3.2	Définition de la variable d'endommagement.....	35
III.3.3	Définition des critères de rupture	37
III.4	Moyen expérimental de caractérisations du comportement dynamique des matériaux ...	37
III.4.1	Essai de dureté	37
III.4.2	Essai de flexion.....	38
III.4.3	Essai de cisaillement.....	38
III.4.4	Essai de compression	38
III.4.5	Essai de traction	38
III.5	Modélisation	43
III.5.1	Définition	43
III.5.2	Modélisation du comportement des polymères	43
III.5.3	Modélisation du comportement des matériaux composites et assemblages	44
III.6	Détermination des paramètres des lois de comportement	45
III.6.1	Loi de voce	46
III.6.2	Loi Ludwik	47
III.7	Conclusion.....	48
IV	CHAPITRE	48
IV.1	Introduction	49
IV.2	Matériaux et Méthode.....	49
IV.2.1	Matériaux.....	49
IV.3	Formulation et mise en œuvre :.....	51
IV.3.1	Présentations de l'extrudeuse bi-vis utilisé :.....	51
IV.3.2	Composites PP/fibres de papier carton :.....	52
IV.4	ESSAIS DE TRACTION	53
IV.4.1	EPROUVETTE DE TRACTION.....	53

Table des matières

IV.4.2	Dispositif de traction :	54
IV.5	Conclusion.....	56
V	CHAPITRE.....	57
V.1	Introduction	58
V.2	Identification des paramètres à partir d'un essai de traction uni-axial	58
V.3	Modélisation appliquée à l'essai de traction uni-axial	60
V.4	Conclusion.....	67

Introduction générale

Simplifier le réel, pour mieux le comprendre, ce principe, énoncé par Aristote dès l'Antiquité est à l'origine de la notion de modèle. Structurée au sein des mathématiques dès les années 1930, elle prend également chair, de manière plus empirique, au sein de la physique, de l'économie ou des sciences sociales. La modélisation est initialement un outil dédié à la connaissance scientifique. Elle se tourne vers des objectifs plus opérationnels après la Seconde Guerre mondiale (simulation pour le nucléaire militaire ou météorologie) et devient dès lors également un instrument prédictif. John von Neumann (Automate cellulaire) et Alan Turing (*Intelligent machinery*) ouvrent, dès la fin des années 1940, les perspectives les plus larges, évoquant même la perspective de l'« intelligence artificielle »(1).

La modélisation consiste à mettre sous une forme analytique simple (dans la mesure du possible) un phénomène physique ou un ensemble de phénomènes physiques en utilisant des lois physiques. La représentation mathématique étant issue d'une théorie physique rigoureuse, on parle de modèle car il possède, dans ce cas, un sens physique réel (par exemple les lois de Newton pour la gravitation, les équations de Maxwell de l'électromagnétisme, les équations de Navier Stokes de la mécanique des fluides, l'équation de Schrödinger pour la structure électronique de la matière, etc.)(2).

Le polypropylène se présente comme l'un des polymères thermoplastiques les plus utilisés dans l'industrie avec un prix abordable et des propriétés mécaniques intéressantes. Récemment ces thermoplastiques suscitent de plus en plus d'attention, en effet les thermoplastiques renforcés avec des fibre de papier semble être une option très intéressante dans un souci de protection de l'environnement et de santé publique mais aussi de réduction de coût.

L'intérêt de la modélisation dans le cas du polypropylène vierge et composites polypropylène et fibre de papier carton et l'optimisation des propriétés mécanique du matériau pour répondre aux exigences imposées par les différentes applications que peuvent avoir ces matériaux.

Comme nous allons voir si l'ajout d'agents de couplage de type anhydride maléique dans les composites polypropylènes et fibre de papier carton améliore les propriétés mécaniques de ce dernier.

Dans notre étude nous nous sommes intéressés à l'identification des paramètres des deux modèles Voce et Ludwik à partir d'un test de traction. Cette modélisation nous amènera à

Introduction générale

comprendre les matériaux mathématiquement ce qui permettra par la suite de faire toute sorte de simulation.

Afin de mener à bien notre travail nous avons procédé à une recherche méthodique qui se divise en deux parties :

Une partie théorique qui sera consacrée en premier lieu à une étude bibliographique des généralités sur les polymères, les polypropylènes et aussi les composites. Deuxièmement on dressera une vision d'ensemble du comportement mécanique des polymères ainsi qu'une introduction à la modélisation et aux différentes lois de comportement dynamiques.

Une autre partie empirique portera dans un premier temps sur l'élaboration des composites polypropylènes et fibre de papier carton avec et sans ajout d'agent de couplage PPgMA par extrusion ainsi que sur le procédé d'injection des éprouvettes de traction. Dans un deuxième temps on s'intéressera à l'essai de traction dans sa globalité, on procédera ensuite à la caractérisation des propriétés mécaniques des différents matériaux soumis à une sollicitation de traction. Enfin une étude comparative des deux modèles cités ci-dessus sera détaillée.

CHAPITRE I

I.1 Introduction

Les matières plastiques appelés plus communément « polymères », sont indissociables de notre environnement et de notre vie pratique. Ils se sont imposés dans tous les domaines de nos activités : des objets jusqu'à des applications techniques sophistiquées, en passant par leur utilisation dans les produits d'hygiène ou alimentaires.

C'est la nature particulière de leurs molécules en forme de chaîne, ainsi que la variété des modes d'assemblage qu'elles adoptent, qui est à l'origine de cette diversité. Les polymères sont constitués de macromolécules qui sont obtenues par adjonction de petites molécules monomères.

Dans ce chapitre nous allons survoler le monde des polymères, en commençant par la découverte du produit plastique, nous allons donner la définition puis la classification des différents types de polymères, nous terminons le chapitre par les différents domaines d'application des polymères.

I.2 Généralité sur les polymères

I.2.1 Historique des polymères

Ce n'est que dans les années 1920 que la notion de macromolécule a commencé à être largement acceptée par la communauté scientifique. Herman Staudinger, professeur de chimie à l'Ecole polytechnique fédérale de Zurich entre 1912 et 1926, ensuite le professeur à Fribourg-En-Brigsgau et notamment Prix Nobel de chimie en 1953, en a été l'un des principaux artisans (3,4).

Il a démontré que les matières polymères comme la cellulose, la soie et le caoutchouc étaient formées de longues chaînes moléculaires, qualifiées de macromolécules. Cette idée a ouvert la voie à une recherche plus systématique, tant chimique que physique, sur la synthèse, la structure et le comportement des polymères solides (5).

I.2.2 Définition d'un polymère

Un polymère est une macromolécule, organique ou inorganique, constituée de l'enchaînement répété d'un même motif, le monomère (du grec monos : un seul ou une seul, meros : partie) reliés les uns aux autres par des liaisons covalentes.

Généralités sur les polymères

Un monomère est un composé constitué de molécules simples pouvant réagir avec d'autres monomères pour donner un polymère. Contrairement au polymère, un monomère a une faible masse moléculaire. Le terme macromolécule est souvent utilisé à la place de polymère.

La polymérisation est la réaction qui, à partir des monomères, forme en les liants des composés de masse moléculaire plus élevée, les polymères ou macromolécules. Les noyaux des monomères sont le plus souvent constitués d'un atome de carbone (molécules organiques) ou d'un atome de silicium (polymères siliconés).

Un homopolymère est un polymère qui comporte des motifs monomères tous identiques. Un copolymère est un polymère qui comporte des motifs monomères de deux ou plusieurs sortes différentes.

Les polymères peuvent être d'origine naturelle (animale ou végétale) ou d'origine synthétique. Les macromolécules naturelles sont les caoutchoucs, les polysaccharides, le glycogène, l'ADN, les protéines... Les macromolécules synthétiques sont représentées par exemple par le polyéthylène, le polypropylène, le polystyrène, le PVC, le PTFE, les polyesters, les polycarbonates, les polysiloxanes, les polyamides... (6) Comme le montre la figure I.1

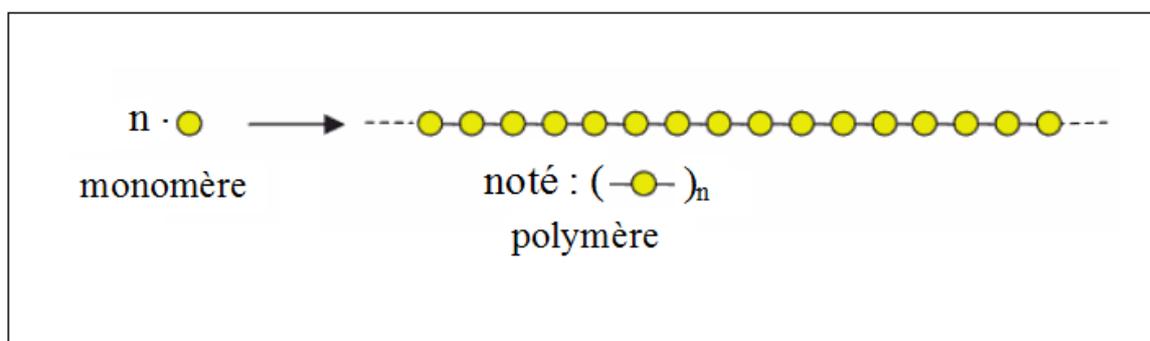


Figure I.1. Modèle schématique de synthèse d'un polymère (7).

I.2.3 Origine des polymères

Les polymères classés selon l'origine peuvent être :

- Des polymères naturels : ce sont des composés organiques formant la matière vivante, comme les protéines, les acides nucléiques, la cellulose, la chitine...
- Des polymères obtenus par modification chimique d'un polymère naturel, exemple : méthylcellulose.

Généralités sur les polymères

- Des polymères synthétiques : ce sont les matières plastiques, les élastomères, les fibres, les adhésifs (7).

I.3 Classification des différents polymères

I.3.1 Classification liée à la structure

I.3.1.1 Structure primaire

Les molécules des polymères linéaires sont formées de longues chaînes de monomères reliés les uns aux autres par des liaisons chimiques. Dans certains cas, les monomères sont en outre organisés régulièrement dans l'espace, et le composé obtenu est partiellement cristallisé : on dit qu'il est semi-cristallin.

Dans le cas où la macromolécule est composée de la répétition d'un seul motif, ce qui résulte le plus souvent de la polymérisation d'un seul type de monomère, on parle d'homopolymère. Quand plusieurs motifs différents sont répétés, on parle de copolymère.

On distingue ensuite plusieurs types de copolymères suivant l'organisation entre les différents monomères (figure I.2). Dans le cas le plus fréquent, on a un copolymère statistique ou les différents monomères se mélangent en fonction de la réactivité et de la concentration de ceux-ci. Les propriétés mécaniques sont alors dans la moyenne, en revanche, dans un copolymère séquencé (anglicisme copolymère à blocs est parfois utilisé) ou copolymère alterné, il peut y avoir combinaison des propriétés mécaniques (8,9).

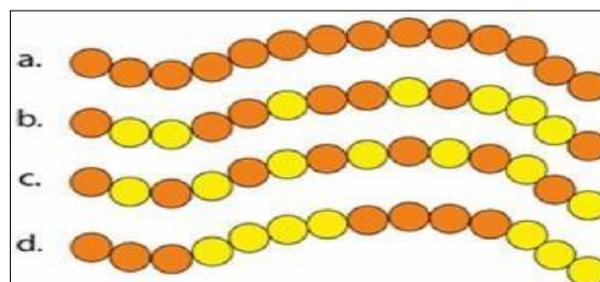


Figure I.2. Polymères linéaires a. : homopolymère, b. : copolymère statistique, c. : copolymère alterné, d. : copolymère séquencé) (10)

I.3.1.2 Structure bi dimensionnelle ou polymères ramifiés

Les polymères ramifiés se caractérisent par la présence de chaînes latérales qui sont raccordées aux chaînes principales faisant partie intégrante de la chaîne principale. Les ramifications résultent des réactions latérales qui surviennent lors de la synthèse du polymère.

Généralités sur les polymères

Les ramifications latérales amoindrissent le potentiel de compaction d'une chaîne et, par conséquent, la masse volumique du polymère (6,7). Comme le montre la figure (I.3).

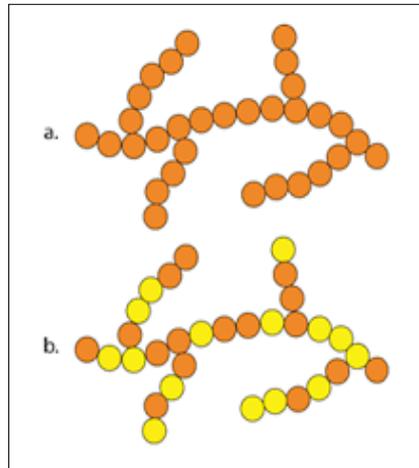


Figure I.3. Polymère ramifié (8)

I.3.1.3 Structure tri dimensionnelle

Les monomères trifonctionnels, à trois liaisons covalentes actives, forment des réseaux tridimensionnels appelés polymères réticulés. Par ailleurs, les polymères comportant de nombreuses liaisons transversales sont aussi des polymères réticulés. De tels matériaux possèdent des propriétés mécaniques et thermiques distinctives : les époxydes et les phénols formaldéhydes appartiennent à ce groupe (8,9). Comme le montre la figure (I.4)

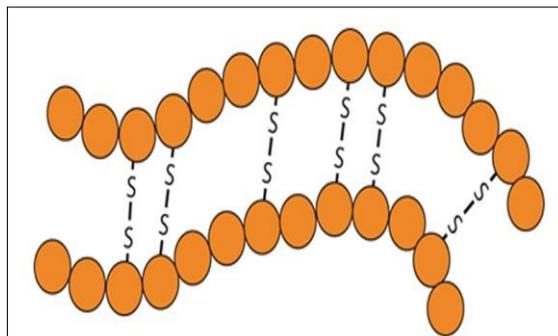


Figure I.4. Polymère réticulé avec ponts di-sulfure reliant deux chaînes (10).

I.3.2 Classification selon certaines propriétés

Une autre classification peut se présenter, selon leur comportement thermomécanique, et on distingue trois grandes classes :

I.3.2.1 Polymères thermodurcissables

Les thermodurcissables sont en général peu sensibles aux solvants parce qu'ils sont réticulés, qu'ils gonflent peu ou pas et sont utilisés sous leur température de transition vitreuse.

Lors de la mise en œuvre ils sont fluides, du moins au début du chauffage et l'outillage utilisé peut-être peu onéreux. Certaines matières comme les formophénoliques ont un faible coût.

Les périodes du cycle incluent une partie au moins du temps de cuisson, elles sont donc assez longues. Les thermodurcissables sont en général fragiles. Le recyclage de ces produits est difficile car ils ne peuvent guère être ajoutés à la matière qu'après un broyage, puisqu'ils sont devenus infusible (11). Comme le montre la figure (I.5).

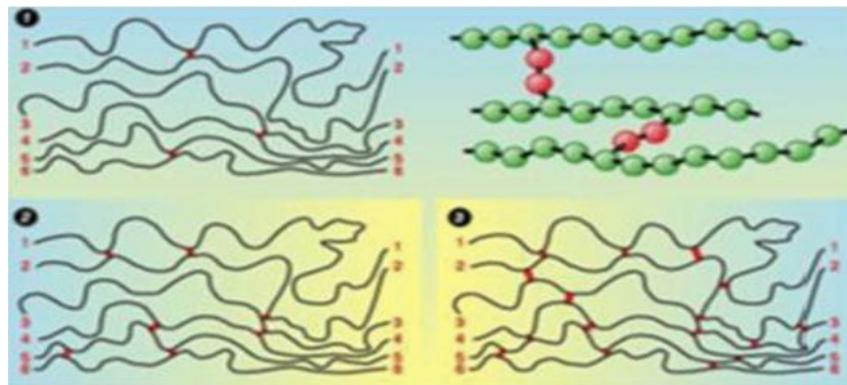


Figure I.5.Réticulation des polymères thermodurcissable (9).

I.3.2.2 Polymères thermoplastiques

La mise en œuvre des polymères thermoplastiques s'effectue selon le schéma général indiqué à la figure (I.6). Le polymère est mélangé à différents produits (stabilisants, lubrifiants, plastifiants, charges...) pour élaborer une formulation qui se présente le plus souvent sous forme de poudre ou granulés. Cette formulation est ensuite fondue (cas des polymères semi-cristallins), ou plastifiée (cas des polymères amorphes), à la fois par conduction thermique depuis les parois de l'outillage de mise en forme et par dissipation d'énergie mécanique. Cette matière liquide très visqueuse est ensuite forcée dans un outillage qui va donner une première forme au produit : tub, jonc, film, pièce injectée...

Généralités sur les polymères

Cette matière thermoplastique mise en forme est alors refroidie, dans certains cas étirée ou biétirée, pour obtenir le produit final. De ce processus de mise en forme, des paramètres d'étirage et de refroidissement, vont dépendre de la structure cristalline du polymère et de l'orientation de la phase amorphe... (11).

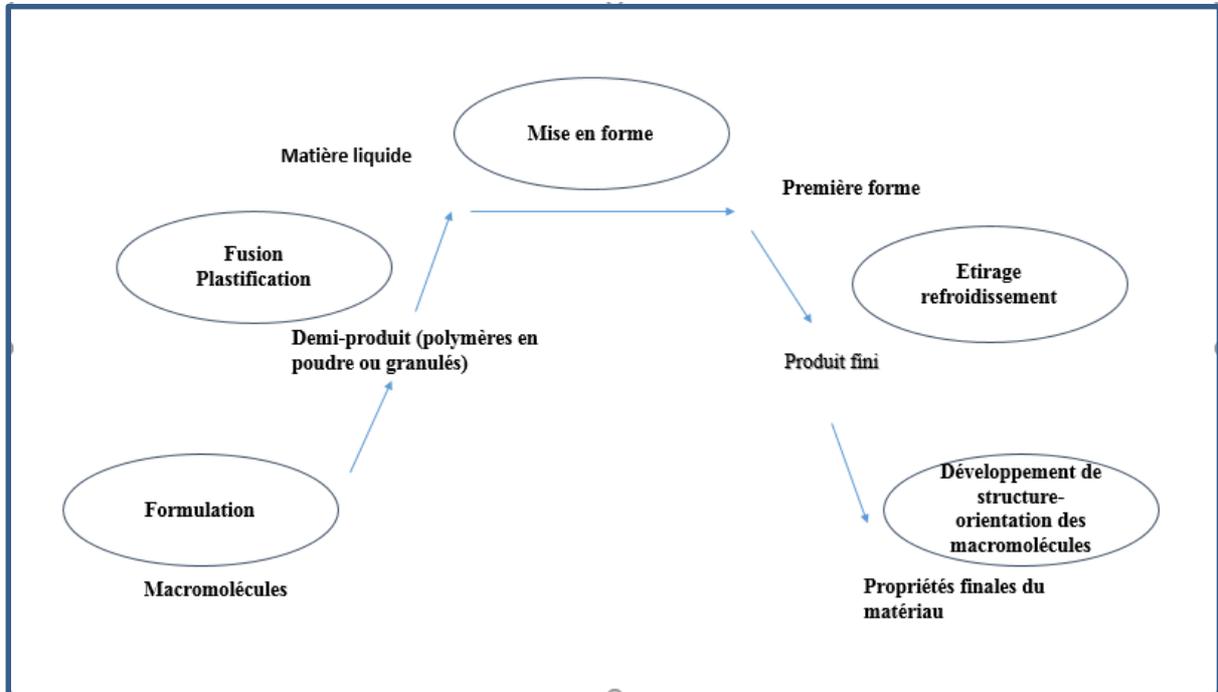


Figure I.6. Schéma de la mise en œuvre des polymères thermoplastiques (11).

I.3.2.3 Elastomères

Les élastomères sont de trois types :

- **Vulcanisats élastomères**

Il s'agit des élastomères pour lesquels la réticulation est obtenue par l'addition de soufre ou d'autres substances qui réagissent pour lier les chaînes macromoléculaires au cours de la mise en forme de l'objet (11).

- **Thermodurcissable**

Les thermodurcissables sont les produits obtenus par réaction des fonctions chimiques présentes sur les monomères, comme dans le cas des polyuréthanes. Ils n'ont pas toujours la stabilité chimique des élastomères vulcanisés à chaîne purement carbonée. On n'a jamais réussi à faire des pneumatiques dignes de ce nom en polyuréthane pour l'automobile à cause de leur mauvais comportement sur un sol mouillé.

Généralités sur les polymères

Les élastomères silicones appartiennent à cette classe, bien que certains produits aient des propriétés qui les rapprochent des vulcanisats (11).

▪ Elastomères thermoplastiques

Les élastomères thermoplastiques présentent l'avantage d'une mise en œuvre et d'un recyclage aisé. Ils n'ont pas toutes les propriétés mécaniques et chimiques des élastomères vulcanisés. Ils sont de fabrication économique mais leurs utilisations dépendent de leurs propriétés chimiques liées à leurs formules. Ils ne peuvent prétendre au même retour élastique à grande déformation que les vulcanisats classiques, car les liaisons entre parties dures et parties élastomères sont des liaisons physiques et non des nœuds chimiques (11).

I.3.3 Classification liée à la morphologie

I.3.3.1 Polymère amorphe

Les polymères amorphes sont utilisés au-dessous de leur transition vitreuse, ils ont en général une masse molaire élevée et une forte viscosité qui permet de les former aisément à chaud. L'enthalpie est relativement faible, comparée à celle des semi-cristallins d'où des cadences de moulage plus favorables.

Les polymères amorphes étant au-dessous de T_g , sont rigides mais parfois fragiles. On les renforce par alliage avec un autre polymère.

Les amorphes, sont plus sensibles aux solvants que les semi-cristallins sans pour cela être plus particulièrement sensibles à la fissuration sous-tension. Chaque polymère à ses spécificités dans ce domaine(11). Comme le montre la figure (I.7) suivante :

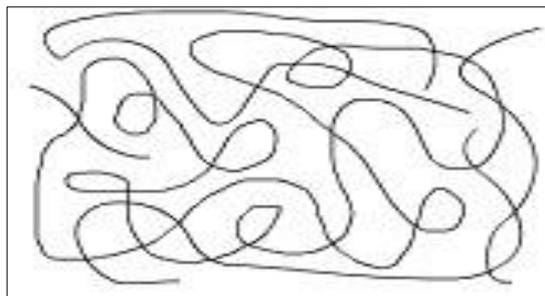


Figure I.7. Structure amorphe d'un polymère(12)

I.3.3.2 Polymère cristallin

La structure cristalline est caractérisée par une distribution périodique régulière de particules constituant le matériau (ordre à longue distance, réseau cristallin).

L'ensemble des matériaux métalliques et un grand nombre de céramiques ont une structure cristalline (nylon, verre, polypropylène isotactique, polycétones et polystyrène syndiotactique) (13).

I.3.3.3 Polymère semi- cristallin

Les semi- cristallins, surtout s'ils sont chargés, présentent une bonne rigidité jusqu'au voisinage de la fusion : le fluage sous une charge permanente sera cependant inévitable au-dessus de la transition vitreuse. Le phénomène est d'autant moins marqué que le taux de cristallinité est élevé et le recuit après fabrication est favorable.

Les polymères les plus cristallins résistent mieux aux solvants, car ceux-ci ne pénètrent guère que par les petites amorphes, principalement au-dessus de la transition vitreuse.

Les polymères semi-cristallins sont susceptibles de s'orienter par étirage, ce qui augmente le module d'Young dans cette direction. La partie amorphe s'oriente aussi mais la partie cristalline bloque cette orientation au-dessus de la transition vitreuse. La résistance à l'impact est en général bonne dans la même zone de température (11). Comme le montre la figure I.8.

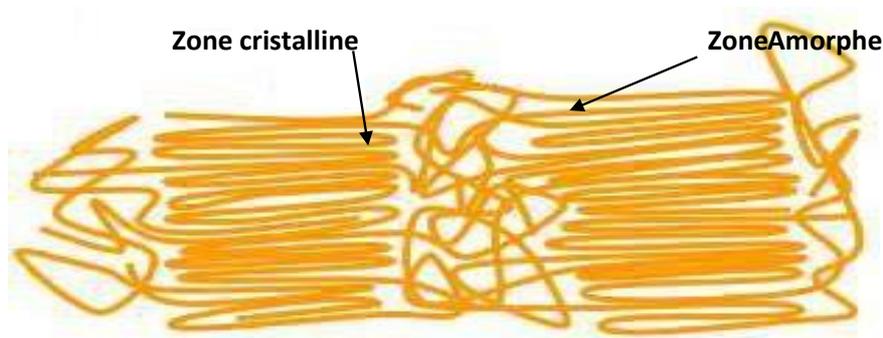


Figure I.8. Structure moléculaire des polymères semi-cristallin (14)

Les inconvénients à signaler pour l'usage des polymères semi-cristallins sont corrélatifs de leurs avantages : ils présentent du retrait au moulage à cause du changement de volume qui accompagne la cristallisation et si le retrait est inhomogène à cause d'orientations au moulage, les objets ont tendance à se déformer par gauchissement. L'enthalpie de fusion étant importante,

Généralités sur les polymères

la quantité de chaleur à évacuer au moulage et la faible conductivité des polymères organiques augmentent le cycle(11).

I.4 Propriétés des polymères

Les propriétés des matériaux polymères sont beaucoup plus sensibles que celles des métaux aux influences extérieures telles que la température, dureté, l'intensité de la contrainte appliquée, les radiations UV et les agents chimiques.

I.4.1 Propriétés physiques des polymères

Les propriétés physiques des matériaux polymères sont une moyenne de celles des composants quand il s'agit de la masse volumique ou de la reprise d'humidité. Pour le reste, ces matériaux sont souvent inhomogènes et il n'y a pas de règle d'addition pour prévoir les propriétés à partir de celles des composites(11).

- **Masse volumique**

La masse volumique des matières plastiques est peu élevée. La légèreté des polymères est sans aucun doute une des qualités qui a le plus souvent contribué à leur diffusion.

En ce qui concerne le rapport (résistance à la traction / masse volumique), certains polymères sont en fait supérieurs aux matériaux métalliques.

La faible masse volumique des plastiques est due au faible poids atomique des principaux atomes de leurs chaînes (principalement l'hydrogène et le carbone) (15).

I.4.2 Propriétés chimiques des polymères :

Le comportement chimique du matériau dépend en grande partie de la nature chimique du polymère mais aussi de son accessibilité aux agents extérieurs. Il faut donc garder en mémoire tout ce qui a été dit sur les propriétés physiques. On traitera dans ce qui suit de l'action des produits chimiques sur le matériau solide, puis du comportement au feu qui est une attaque chimique à température élevée par l'air. On notera que la distinction entre la mise en solution et l'attaque chimique est théoriquement clair, une solution devant laisser intacte la structure chimique du produit. Cependant des réactifs utilisés comme solvants peuvent être des agents de l'attaque chimique (11).

I.4.2.1 Propriétés mécaniques :

Les propriétés mécaniques des matériaux polymères dépendent de la position de la température expérimentale par rapport aux températures caractéristiques qui sont les températures de fusion, de transition vitreuse et de transition secondaire. On traite en général

Généralités sur les polymères

ensemble les propriétés dites mécaniques, sous-entendu à l'ambiante, et les propriétés thermomécaniques. Bien que les températures caractéristiques relèvent du domaine physique on traitera ici de leur mesure (11).

Les mesures effectuées en traction et en flexion établissent la valeur des modules dans la zone élastique, dans la zone élastique non linéaire, au-delà de la zone de déformation recouvrable et à la rupture.

La mesure de la résistance à l'usure, de la dureté, emprunte aux techniques des métallurgistes.

La déformation au cours du temps sous une charge donnée est une mesure du fluage, elle est liée à la viscoélasticité et à l'équivalence temps- température ; le niveau de la transition vitreuse, en particulier pour les polymères semi-cristallin, est essentiel. Le positionnement de la première transition sous-vireuse est également important.

A la limite des essais en fluage et de l'influence de la température on trouve les essais de déformation au cours d'un chauffage, qui donnent une bonne idée de la résistance du matériau à temps court mais à température élevée.

Il existe des essais standard qui indiquent des températures acceptables en continu pour des usages mécaniques ou électrique, avec et sans choc (11).

I.4.2.2 Propriétés optiques

Les matériaux polymères, à quelques rares exceptions, sont des milieux transparents dans le domaine visible (16). Ceci s'explique par :

- Ces matériaux ne possèdent pas d'électrons libres (à l'exception des polymères conjugués et dopés).
- La contribution de la polarisation ionique est négligeable.
- La principale contribution provient de la polarisation d'électronique.

De plus ces matériaux sont isotropes à l'échelle de la longueur d'onde, si bien qu'ils se comportent comme des matériaux non biréfringents. Pour un matériau homogène et isotrope, (Ex. un polymère amorphe non orienté) l'origine de l'absorption de rayonnement dans le domaine visible provient d'une part d'un phénomène de diffusion élastique provoqué par les fluctuations spatiales de densité (donc d'indice de réfraction) existant dans les structures non cristallines et d'autre part des modes propres de vibrations moléculaires (16).

Généralités sur les polymères

I.4.3 Application des polymères

Les polymères constituent les principales révolutions techniques du XX^{ème} siècle ceux-ci sont utilisés pour un nombre extraordinaire d'applications à tous les échelons de la vie(17). Voir tableau suivant :

Tableau I.1.Exemple des applications des polymères (17).

Domaine	Exemples
Le secteur de la construction	Les portes, conduites d'eau et l'assainissement, peinture des murs, revêtement du sol.
Industrie de l'emballage	Bouteilles, pots de yaourt, boites aux lettres, gainage films vidéo.
Médecine et santé	Poches de sang, gants, lentilles, verres de lunettes, les organes artificiels, Seringues, industrie dentaire, prothèses, outils de chirurgie.
Articles ménagers	Poubelles, seaux, vaisselle.
Matériel électrique, électronique et les communications	Tension d'isolement, isolation, laveuses, ordinateurs et les caméras, radio et télévision, téléphone.
Industrie automobile	Système vitre clair, tapie, carrosserie, optiques, planches de bord, habillage intérieur, façades de téléviseurs, gainage de câble.
Industrie textile	Vêtement, fibre textiles naturelles et synthétique, sacs, skaï, similibuir, non tissé.
Dans le domaine agricole	Colles, vernis, mousses.
Sports-loisirs	Certaines parties des bâtiments, des avions et des bateaux, DVD, bandes magnétiques, Files de pêche et les cardons utilisés, piscines.
Industrie chimique	Tuyauterie, cuves, revêtement.

Généralités sur les polymères

Le domaine alimentaire	Procédés de fabrication d'aliments, emballages (bouteilles, pots de yaourt, briques de lait, boites à œufs) ou industriel (flacons de détergent, sachets et sacs, casiers) ...
Le matériel de maison	Meuble, vaisselle, accessoires... : Utilisés en industrie pour maintenir le matériel d'une violente collision.

I.5 Conclusion

Dans ce chapitre, nous nous sommes intéressées aux polymères de manière générale. Nous avons fait une synthèse bibliographique associée aux généralités sur les polymères.

CHAPITRE II

II.1 Introduction

Le polypropylène provient de la polymérisation du monomère propylène. Sous ce nom se cache en réalité tout un ensemble de matériaux. On peut au moins distinguer les homopolymères, les copolymères et les compounds. Un homopolymère est préparé en liant chimiquement des unités toutes identiques, le propylène en l'occurrence. Un copolymère est un assemblage de plusieurs monomères, en général propylène et éthylène, suivant des proportions et des modes variables. Les compounds sont des mélanges plus ou moins complexes. A l'instar de tout polymère, les propriétés d'emploi d'un polypropylène dépendent fortement de la nature chimique de sa formulation et des conditions de sa mise en forme.

II.2 Polypropylène

On produit le polypropylène ($-\text{CH}_2\text{CHCH}_3-$) par polymérisation du propylène. Les tentatives pour polymériser le propylène par un mécanisme de radicaux libres conduisent seulement à des oligomères à faible poids moléculaire, dans la mesure où le monomère agit comme un puissant agent de transfert de chaînes. La polymérisation du polypropylène peut être obtenue par polymérisation *Ziegler-Natta*. Le polypropylène du commerce est hautement stéréorégulier et très majoritairement de type isotactique jusqu'à 90-95%. Son poids moléculaire est de 40 000 à 60 000 avec une polydispersité (indice de la distribution des poids moléculaires) de 6 à 12.

Différents types d'agrégats, ou sphérulites, de cristaux sont formés à la cristallisation. Par exemple, la structure cristalline normale a peut-être transformé en structure α par simple réarrangement latéral de la structure caractéristique en 3_1 hélices. Il est possible de réaliser une telle transformation par apport d'énergie (18).

II.2.1 Structure moléculaire du polypropylène

Le polypropylène (PP) est une polyoléfine linéaire obtenue par catalyse stéréospécifique du propène. Ce type de catalyse autorise la synthèse de polypropylène isotactique (plus récemment syndiotactique) qui, seul, présente les propriétés requises à un usage structural. Lors de la synthèse, l'encombrement stérique du groupe méthyle favorise l'enchaînement tête-queue, ce qui donne une grande régularité chimique à la chaîne de polypropylène. Ainsi le polypropylène isotactique peut adopter quatre conformations hélicoïdales stables d'égale énergie (Fig. II-1) dites de type 3_1 ou

Polypropylène

encore $2 \times 3/1$ (trois motifs monomères de deux atomes de carbone par pas d'hélice). La position des groupes méthyle par rapport à l'axe de la macromolécule permet de distinguer des hélices isoclines ou anticlines suivant le sens "montant" ou "descendant" des hélices.

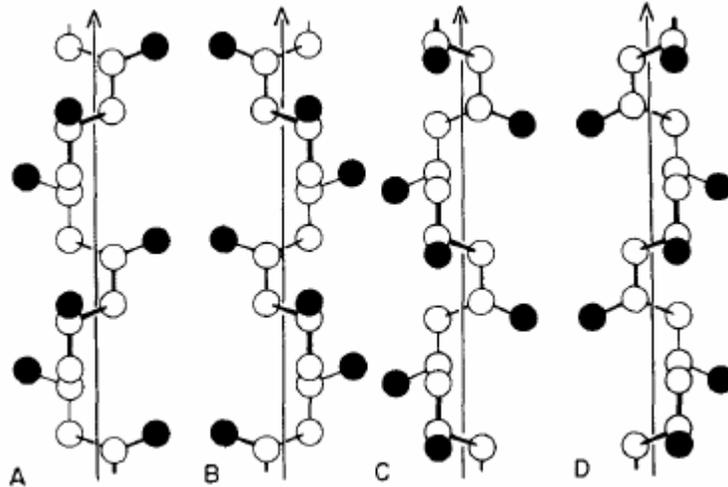


Figure II.1. Conformations régulières de la macromolécule de polypropylène isotactique (19). A : Hélice droite isocline. B : Hélice gauche isocline. C : Hélice gauche anticline. D : Hélice droite anticline.

II.2.2 Structures cristallines du polypropylène

La régularité de la chaîne du polypropylène permet à ce matériau d'être semi cristallin à l'état solide. Il présente toutefois un polymorphisme cristallin. Aujourd'hui, quatre structures cristallines sont identifiées (20) : α monoclinique, β hexagonale, γ triclinique et smectique. Une cinquième phase cristalline δ existe dans le polypropylène à grande proportion de phase amorphe et serait liée à la phase non isotactique du PP (21). Ces formes étudiées par diffraction des rayons X présentent des diffractogrammes très différents et peuvent être discernées (Fig. II-2).

Le polymorphisme du polypropylène isotactique est étroitement lié aux conditions de température et de pression au cours de la cristallisation mais est également affecté par les défauts introduits le long de la chaîne. Les formes α , et dans une moindre mesure β , sont largement prédominantes dans les polymères industriels. Varga (22) a montré que l'apparition de la structure β est inhibée par des conditions de cristallisation isotherme et de vitesse de refroidissement importante. Par contre, des vitesses de refroidissement très lentes et la présence de contraintes internes (23) favorisent la formation de structures β .

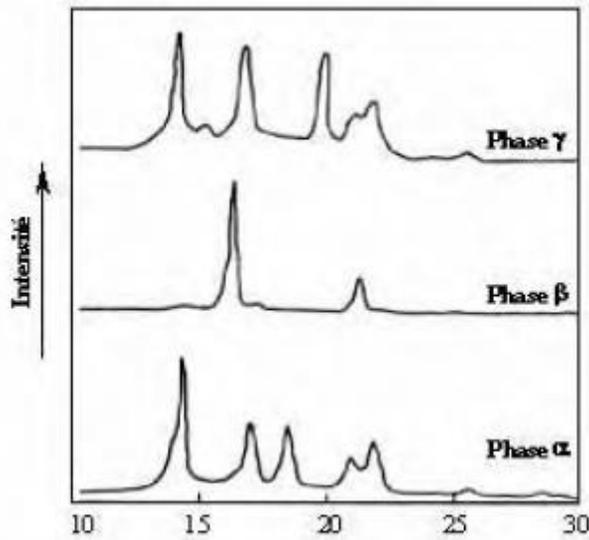


Figure II.2. Diagrammes de diffraction des rayons X aux grands angles des différentes formes cristallines du polypropylène isotactique (21).

La structure monoclinique est la plus courante (Fig. II-3). Les paramètres de maille sont donnés d'après Turner-Jones et al. Dans Cheng et al. (19)

$a = 6,66 \text{ \AA}$; $b = 20,78 \text{ \AA}$; $c = 6,495 \text{ \AA}$; $\beta = 99,62^\circ$; $\alpha = \gamma = 90^\circ$

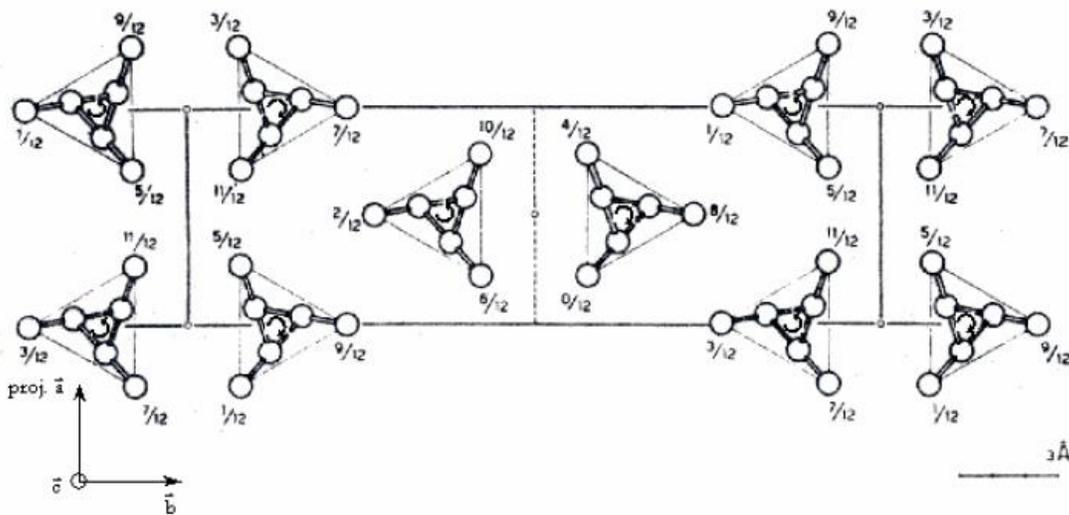


Figure II.3. Projection de la structure monoclinique du polypropylène sur le plan {0 0 1} (21).

La masse volumique du cristal α est de 0,946 g/cm³. Chaque chaîne est en contact avec trois hélices énantiomorphes et deux hélices isomorphes (Fig. I-3). L'ordre cristallographique peut être

Polypropylène

altéré par l'introduction d'hélices isoclines et anticlines réparties aléatoirement. Par diffraction des rayons X et par calorimétrie différentielle, plusieurs auteurs(21) ont montré que la phase α pouvait être recristallisée en une forme α_1 moins ordonnée, constituée d'hélices isoclines et anticlines distribuées aléatoirement, et une forme α_2 plus ordonnée où les hélices isoclines et anticlines sont disposées de façon régulière. La différence d'énergie de cohésion du cristal entre ces deux formes α_1 et α_2 est de quelques dixièmes de kJoules/mole.

Dans la condition standard de cristallisation, la phase β est moins stable que la phase α . Des auteurs (24) rapportent la préparation de polypropylène isotactique très riche en phase β par des techniques de trempe, solidification par zonage, cristallisation dans un gradient de température ou par l'utilisation d'agents de germination spécifiques. Dans les pièces injectées, la phase β peut apparaître dans les zones de cisaillement.

Sa structure est un sujet de controverse. Les premiers travaux étaient basés sur des analyses par diffraction des rayons X aux grands angles. Deux pics de diffraction principaux apparaissent alors, correspondant à des familles de plans réticulaires de distance égale à 5.53°A et 4.17°A (Fig. II-2). Keith et al. (25) ont attribué ces deux réflexions aux plans $\{2\ 0\ 0\}$ et $\{2\ 0\ 1\}$ d'une maille hexagonale dont les paramètres sont :

$a=12.74^\circ \text{A}$; $c=6.35^\circ \text{A}$; $\gamma = 120^\circ \text{A}$ et $\alpha=\beta=90^\circ \text{A}$. D'autres travaux (21) attribuent ces pics à des familles de plans correspondant à des paramètres de maille légèrement différents. L'agencement des chaînes dans la phase β se ferait par groupe de chaînes parallèles et isomorphes. Ceci a été confirmé par Gomez et al. (26) par des mesures de RMN.

Depuis quelques années, un jeu de paramètres de la maille de la phase β semble être admis ($a=11^\circ \text{A}$; $c=6.5^\circ \text{A}$; $\gamma = 120^\circ \text{A}$ et $\alpha=\beta=90^\circ \text{A}$). La maille aurait également des plans de symétrie formés par des hélices isochirales. La divergence d'opinions qui subsiste concerne les modèles de désordre liés à la rotation des chaînes et aux jonctions(27–29). Ces approches, en admettant un grand degré de désordre dans la phase cristalline, justifient certains faits expérimentaux :

- La vitesse de croissance élevée incompatible avec l'existence de cristaux contenant uniquement des hélices isomorphes ;
- La possibilité de transformer la phase β en phase α par un processus de fusion - recristallisation(24) implique que la structure des deux phases soit très différente ;

Polypropylène

- La différence de température de fusion entre les deux polymorphes ($T_f \in [170-200^\circ\text{C}]$ pour la phase β contre $[185-208^\circ\text{C}]^*$ pour la phase α) malgré des densités du cristal proches.

Labour et al. (30) ont montré que la mobilité moléculaire est plus importante dans les cristaux de la phase β par rapport à la phase α . Cette mobilité accrue est susceptible d'être la conséquence d'une densité du cristal plus petite et d'interactions limitées des chaînes. Trodjeman et al (31) montrent que le travail essentiel à la rupture et l'allongement à rupture augmentent avec le pourcentage de phase β dans un polypropylène alors que le module d'Young et la contrainte au seuil de plasticité diminuent. Les observations précédentes sont quelquefois mises en avant pour expliquer la plus grande ductilité du polypropylène en présence de phase β . Cette ductilité serait également favorisée par la maille cristalline hexagonale qui offre trois plans de symétrie équivalents. Ainsi, si l'on admet que la plasticité des polymères semi cristallins est liée aux dislocations et glissements au sein du cristal(32,33), la probabilité que la maille de la phase β soit bien orientée pour le glissement est plus importante.

En outre, un plus grand degré de désordre dans la phase β induirait une distribution de la contrainte plus uniforme. Nous ne parlerons pas ici des phases tricliniques et smectique plus rarement observées bien qu'elles soient largement décrites dans la littérature (34,35). Retenons ici qu'un polypropylène peut voir sa phase cristalline exister sous plusieurs formes en fonction des conditions de transformation et que ces phases ne sont pas équivalentes d'un point de vue mécanique.

II.2.3 Morphologie semi cristalline du polypropylène

II.2.3.1 Structure des pièces injectées

Un polypropylène semi cristallin possède localement un arrangement périodique dont l'unité de base est une lamelle cristalline d'épaisseur environ 100Å . La phase amorphe est constituée de parties mobiles des extrémités de chaînes, de boucles de repliement et de molécules indépendantes. Au cours de la cristallisation, les lamelles cristallines s'organisent selon un arrangement radial pour former des sphérolites dont la taille varie de quelques microns à quelques centaines de microns de diamètre. Les sphérolites de la phase α et β ne sont pas topologiquement identiques (36).

II.2.3.2 Conditions mécaniques

Lors d'un écoulement, les chaînes macromoléculaires s'orientent entraînant la formation de morphologies particulières. Le premier effet de l'orientation moléculaire sera d'augmenter le nombre de germes, voire de les aligner. Il résulte de l'augmentation de leur nombre, une diminution de la taille moyenne de sphérolites. Dans la phase de croissance et selon la nature et l'intensité de l'écoulement, la cristallisation du polymère fait apparaître une morphologie de sphérolites (en particulier à cœur), sphérolites aplatis en ellipsoïdes, disques en gerbe ou cylindrites (Fig. II-4). Une morphologie fibrillaire et lamellaire est également observée et est connue sous l'appellation "shish-kebab"(34) (Fig. II-5).

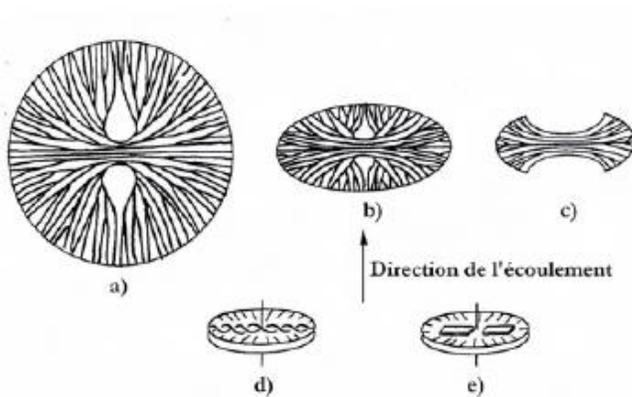


Figure II.4. Morphologies se développant dans un écoulement



Figure II.5. Morphologie en "shish-kebab"

II.2.3.3 Conditions thermiques

Les conditions de refroidissement (plus ou moins rapides) contrôlent en partie le nombre de germes et le taux de cristallinité. De plus, un fort gradient thermique peut modifier la géométrie de croissance du fait des variations de vitesse. Les sphérolites dégénèrent vers une forme parabolique ou "comètes". Proche de la surface, les effets conjugués de la température et de la germination, due à la paroi du moule, contribuent quelquefois à l'apparition de zones transcristallines (croissance préférentielle des entités cristallines perpendiculairement à la paroi des outillages de mise en forme).

Polypropylène

De par la nature même du procédé d'injection, la morphologie des pièces mises en forme peut faire intervenir tout ou une partie de ces microstructures dans une organisation globalement multicouche. Les strates sont parallèles à la direction de l'écoulement. Si le refroidissement est symétrique, les strates sont symétriques par rapport au plan médian de la pièce. Le nombre de ces couches entre la surface et le centre varie dans la littérature entre trois et cinq. Dans tous les cas, on distingue :

- **zone de peau**

La peau est constituée du polymère qui aurait cristallisé au cours de l'écoulement. Dans cette zone, le polymère est fortement orienté dans le sens de l'écoulement (ayant subi l'effet "fontaine") et est également sollicité en cisaillement en amont du front de remplissage. La densité et donc la cristallinité en peau serait plus faible qu'à cœur et diminuerait en s'éloignant de la buse d'injection. Du point de vue morphologique, la zone de surface d'un polypropylène injecté peut être divisée en sous-zones : une zone de trempe sans morphologie apparente et une zone de cisaillement et de gradient thermique de "comètes" de faibles dimensions alignées en rangs parallèles à la direction de l'écoulement.

- **zone de cœur**

Le cœur est isolé du refroidissement brutal subi par la couche solidifiée au contact du moule. Le polymère cristallise donc dans des conditions de plus faibles écoulement et vitesse de refroidissement, mais de plus forte pression (compactage) que le reste de la pièce. La cristallisation a donc lieu sans orientation moléculaire privilégiée. Elle conduit à la formation de sphérolites plus grossiers que dans les autres strates de la pièce injectée.

- **zone intermédiaire**

Les zones de surface et de cœur peuvent être éventuellement séparées par une zone médiane. La morphologie des entités cristallines dans cette zone est très sensible à la nature du polymère et aux conditions d'injection. Le polymère aurait cristallisé subissant un écoulement de cisaillement, ce qui induit la formation de strates alignées formées de sphérolites dont la taille augmenterait en s'approchant du cœur.

L'influence du gradient thermique est perceptible et induirait la formation de morphologies en "comètes". Il est bien souvent difficile de délimiter ces trois zones étant donné l'évolution des morphologies à l'intérieur de chacune d'entre elles. La nature du polymère, la géométrie de la pièce ainsi que les conditions d'injection peuvent profondément perturber la morphologie

Polypropylène

cristalline des pièces. Ainsi certaines de ces zones peuvent ne pas se former et les morphologies peuvent ne pas être discernables par microscopie optique. La structure multicouche des pièces injectées est un facteur incontournable pour la compréhension du comportement sous sollicitation du polypropylène. Viana et al. soulèvent la compétition entre deux phénomènes antagonistes au cours de la déformation d'un copolymère polypropylène/éthylène selon les conditions de sa mise en forme par injection : l'amplification de la ductilité avec la taille des sphérolites à cœur (favorisée par un taux de refroidissement faible) et son atténuation si l'orientation de la peau est notable (favorisée par un taux de refroidissement important). Ainsi dans la première configuration, le comportement du cœur prédomine et au contraire le comportement des peaux devient décisif si celles-ci sont fortement orientées. Plusieurs auteurs dont Aurrkoetxea et al. relèvent également la différence du comportement à la rupture de la peau et du cœur des pièces injectées. En effet, la peau peut se comporter d'une manière plus ductile ou plus fragile que le cœur selon les conditions de mise forme et la géométrie du moule (34).

II.3 Propriétés d'usage des polypropylènes

Les propriétés des polypropylènes sont étroitement liées à leur structure. Les paramètres caractéristiques sont le degré de cristallinité ou l'indice d'isotacticité et leur composition chimique : homopolymère, copolymère statistique ou séquencé, leur masse moléculaire et leur distribution en masse moléculaire

II.3.1 Propriétés physiques

Le polypropylène, abrégé PP, avec un grade d'injection, est très facilement recyclable, alors que le PP « film » est au contraire beaucoup plus délicat à recycler surtout s'il est imprimé. Le PP film imprimé est sûrement l'un des plastics usuels les plus difficiles à recycler.

Le polypropylène est dur, rigide et résistant à l'abrasion. Pour augmenter ses propriétés physiques, il est courant qu'il soit chargé en fibre de verre, à hauteur de 10 à 30% en général.

Le polypropylène expansé, abrégé EPP (sigle anglais), est une mousse blanche ressemblant au polystyrène expansé, mais avec une mémoire de forme lui permettant de se déformer sans casser et de conserver sa structure (35).

Tableau II.1. Propriétés du PP (35).

Type des propriétés	Méthode	Valeur	Unité
Physique			
Densité	IOS 1183	0.9	g/cm^3
Débit de fusion (MFR)(230°C/2.16Kg)	IOS 1133	20	g/10min
Débit volumique a l'état fondu(230°C/2.16Kg)	IOS 1133	27	$cm^3/10min$
Mécanique			
Module de traction	IOS 572-1,-2	2300	MPa
La contrainte de traction a la limite élastique	IOS 572-1,-2	41	MPa
La déformation de traction a la rupture	IOS 572-1,-2	12	%
La déformation de traction a la limite élastique	IOS 572-1,-2	6	%
Impact			
Résistance au choc Charpy sans entaille (23°C, Type1.de coté) (0°C, Type1.de coté)	IOS 179	65	KJ/m^2
		25	KJ/m^2
Charpy résistance aux chocs (23°C, Type1.de coté, entailler A)	IOS 179	2	KJ/m^2
Dureté			
Dureté a la bille (H358/30)	IOS 2039-1	95	MPa
Thermique			
Température de déformation a la chaleur B (0.45 MPa)	IOS 75B-1,-2	110	°C
Température de ramollissement Vicat A/50	IOS 306	158	°C
Température de ramollissement Vicat B/50	IOS 306	104	°C
Optique			
Brume (1 mm)	ASTM D 1003	40	%
Brillant (60°)	ASTM D 2457	95	%

II.3.2 Propriétés mécaniques

- **Elasticité**

Le polypropylène (PP) est un matériau complexe de par sa nature semi-cristalline. Comme tout système polyphasé, son comportement mécanique dépend d'une part du comportement de chacune des phases et d'autre part de l'arrangement de leur couplage. Mais le comportement mécanique des semi-cristallins ne résulte pas seulement de leur aspect composite (souvent traité comme une matrice amorphe renforcée par des cristallites de module élevé) mais aussi de la modification de la phase amorphe qui apparaît plus ou moins réticulée par les lamelles cristallines (37). Il est admis que le diamètre sphérolitique influe peu sur le module d'élasticité, sauf dans le

Polypropylène

cas de très gros sphérolites : des chaînes défectueuses ségrégent aux frontières inter-sphérolitiques, ce qui a pour effet d'abaisser le module.

▪ **Rigidité**

Les polypropylènes homopolymères présentent une rigidité élevée à la température ambiante. La rigidité du polypropylène homopolymère à 100 °C est comparable à celle d'un polyéthylène basse densité à température ambiante. Par conséquent, les objets en polypropylène peuvent être stérilisés à la vapeur de manière répétée.

▪ **Résistance au choc**

Le comportement au choc du polypropylène dépend de sa composition, de sa masse moléculaire, de l'orientation moléculaire et du degré de cristallinité. La résistance au choc d'un polypropylène augmente avec sa masse moléculaire et varie dans le même sens que la température. La tendance à la fragilité apparaît d'autant plus vite que la masse moléculaire est faible. Dans le cas d'application à basse température, il y a lieu d'utiliser des copolymères séquencés qui conservent de bonnes propriétés à des températures inférieures à 0 °C.

▪ **Caractéristiques en traction et en flexion répétées**

La cristallinité élevée du polypropylène lui confère de bonnes propriétés en traction. Le comportement du polypropylène est fortement influencé par la vitesse d'étirage, de la façon suivante :

— Si elle est faible, après la déformation élastique, l'étirement a lieu jusqu'à la rupture après un allongement de 800 à 1200 %. Pendant cette deuxième étape, la résistance augmente du fait de l'orientation parallèle des chaînes.

— Si elle est élevée ou moyennement élevée, la rupture a lieu dans la zone de déformation élastique ou après la déformation élastique dans une zone de striction.

Le polypropylène a d'excellentes propriétés en flexion répétée, d'où son utilisation pour la réalisation de charnières intégrées à la pièce injectée.

▪ **Dureté- abrasion**

La dureté du polypropylène homopolymère est supérieure à celle du polyéthylène haute densité. La résistance à l'abrasion est bonne, voisine de celle des polyamides. Les articles ont une surface brillante et une résistance à la rayure excellente.

Polypropylène

II.3.3 Propriétés chimiques- corrosion

Les polypropylènes possèdent une très grande stabilité chimique ; à des températures inférieures à 60 °C, ils sont pratiquement insolubles. Ils ne sont attaqués ni par les acides, ni par les bases, ni par les solutions de sels. Ils sont insolubles dans l'eau et sont reconnus utilisables pour des applications alimentaires.

- Les polypropylènes présentent une excellente résistance à la fissuration sous contrainte en présence des savons, détergents et alcools.
- La bonne résistance à l'état naturel est réduite au contact du cuivre et de ses alliages.
- Les polypropylènes à l'état naturel sont sensibles à la dégradation par les rayons ultraviolets.

II.3.4 Propriétés thermiques

La température de fusion d'un polypropylène homopolymère 100 % isotactique est de 176 °C. En pratique, les fractions inévitables de polypropylène atactique ramènent cette température à 165-170 °C et sa température de transition vitreuse de la phase amorphe est proche de 0°C (38) pour les polypropylènes homopolymères et copolymères séquencés commerciaux. Dans le cas du comonomère, il se traduit par une température de fusion encore plus faible, de l'ordre de 140 °C.

En l'absence de contrainte, le polypropylène homopolymère peut supporter une température de 140 °C (stérilisation répétée). Cette température décroît sous charge.

II.3.5 Stabilité dimensionnelle

La stabilité dimensionnelle est indépendante de la reprise d'humidité très faible qui est de l'ordre de 0,03% en 24h à 23°C. Ces polymères cristallins présentent un retrait important dont il faut tenir compte au moulage.

II.4 Définition des matériaux composites

Un matériau composite (figure. II.7) se définit généralement par l'assemblage de deux phases : le renfort (sous forme de fibres le plus souvent) et la matrice. Cette dernière conserve la disposition géométrique des fibres et assure, par les interfaces, le transfert de charge entre elles. La matrice (le liant en d'autres termes) peut appartenir à la famille des polymères, des métaux ou des céramiques.

Sous les mots « fibres naturelles » se trouvent des fibres organiques, d'origine végétale (cellulosique) et animale (protéinique), et des fibres minérales telles que l'amiant (39).

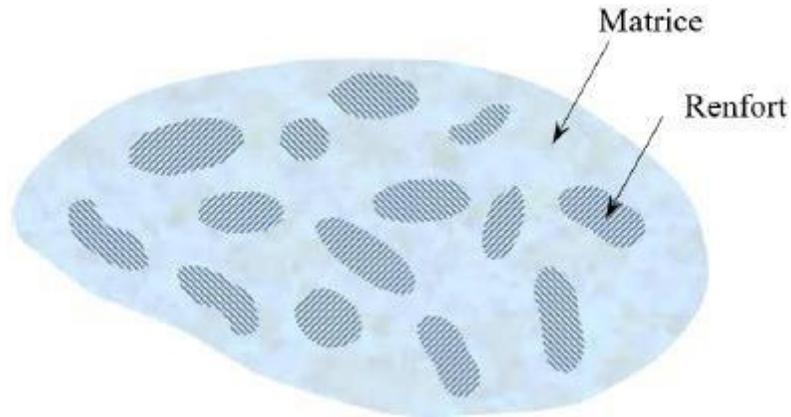


Figure II.6. Matériau composite (40).

II.4.1 Renfort

Les composites sont souvent désignés selon le type de renfort. Ainsi, il existe des composites à particules, des composites sandwichs, des composites à phases dispersées ou encore des composites fibreux (figure. II.8) (41).

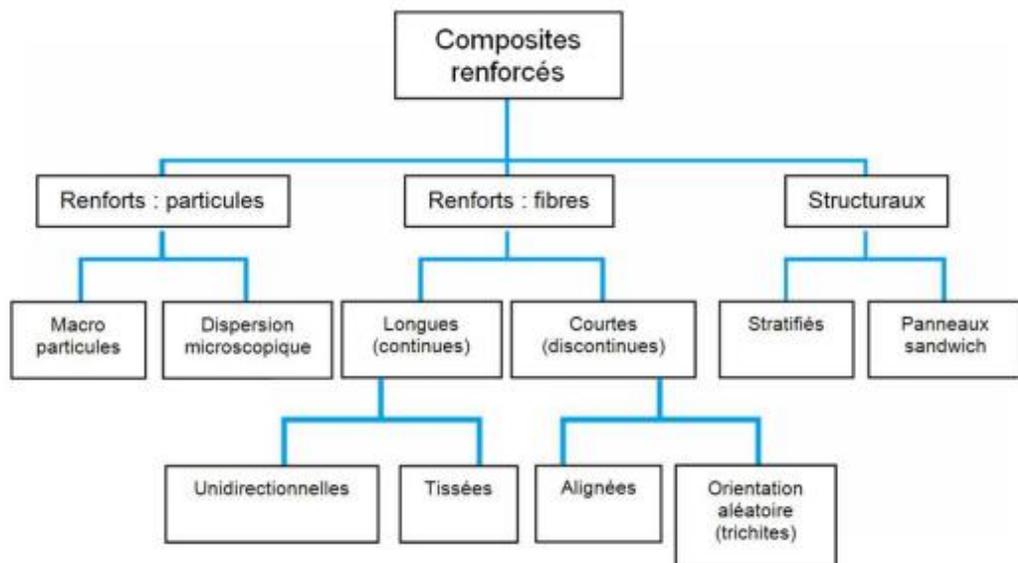


Figure II.7. Organigramme des différents composites renforcés (41).

Dans notre cas nous avons utilisé un renfort composé de fibre de papier cartons

- **Fibres cellulosiques et papiers**

Polypropylène

Une feuille de papier est un enchevêtrement de fibres cellulosiques, objets cylindriques creux et courbés de quelques millimètres de longueur et d'environ 30 à 50 micromètres d'épaisseur. Dans le papier sec, les fibres sont disposées à plat en couches superposées, liées entre elles aux points de contact par des liaisons hydrogène entre les fonctions alcool des polysaccharides (constituants majeurs de la paroi fibreuse) et forment un réseau. La cohésion du papier est bonne à l'état sec, mais relativement mauvaise à l'état humide du fait du relâchement des liaisons hydrogène interfibres. Les propriétés mécaniques du papier sont liées, d'une part, à la morphologie du réseau (longueur des fibres, épaisseur, fracturation ou fibrillation des parois, densité du réseau, nombre de points de contact, orientation du réseau...) et, d'autre part, aux propriétés des macropolymères (chaînes de cellulose et d'hémicelluloses, lignine) constitutifs de la paroi des fibres, organisée en faisceaux filamentaires et microfibrillaires (42).

II.4.2 Matrice

Dans un matériau composite, le terme matrice désigne la matière solide qui entoure les renforts pour former une masse compacte (dans notre étude la matrice représente le polypropylène). Le premier rôle de la matrice est de maintenir les renforts dans une forme compacte et de donner la forme voulue au produit final. Elle sert également à protéger les fibres contre l'abrasion et un environnement agressif, contrôler le fini de surface et assurer le transfert de charges entre les fibres. Le solide formant la matrice peut être d'origine métallique, céramique ou polymère. A partir de la nature de la matrice les matériaux composites sont classés en trois catégories :

- Les composites à matrice polymère ou organique (CMO)
- Les composites à matrice métallique
- Les composites à matrice céramique

Pour les composites que nous allons étudier (CMO) les propriétés mécaniques de la matrice sont généralement très faibles devant celles des renforts (cas plus rare), et la performance générale du composite (matrice/renfort) est très dépendante du choix de la matrice (figure. II.9). En effet, dans le cas où la déformation à la rupture de la matrice est inférieure à celle des fibres, pour une sollicitation en déplacement imposé, la matrice ne permet pas de bénéficier totalement du renfort des fibres. D'autre part pour une tenue à long terme (fatigue, fluage), le rôle de la matrice devient alors très important (41).

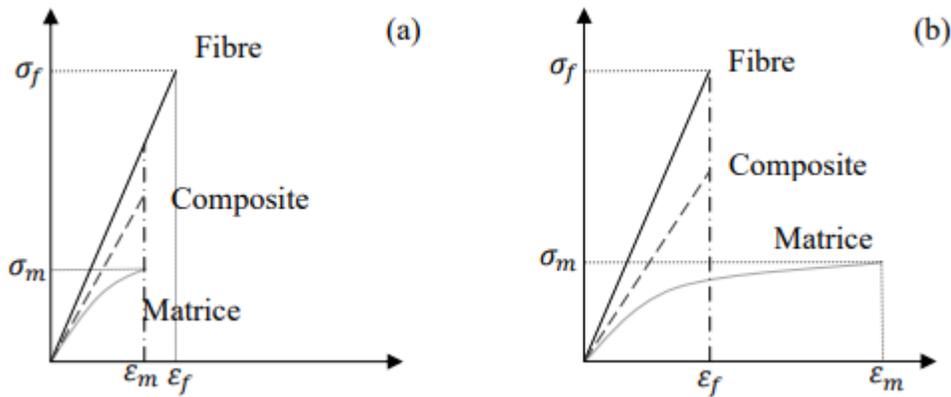


Figure II.8. Courbes schématisques contrainte-déformation des différents constituants d'un composite unidirectionnel sollicité en traction longitudinale : (a) $\epsilon_f > \epsilon_m$ - (b) $\epsilon_f < \epsilon_m$ (41).

II.5 Classification des matériaux composites

Les composites peuvent être classés suivant la forme des composants, suivant la nature des composants et le type du matériau composite (43–46).

II.5.1 Classification suivant la forme des constituants

En fonction de la forme des constituants, les composites sont classés en deux grandes classes : les matériaux composites à particules et les matériaux composites à fibres.

II.5.1.1 Composites à fibres

Un matériau composite est un composite à fibre si le renfort se trouve sous forme de fibre. Les fibres utilisées se présentent soit sous forme de fibres continues, soit sous forme de fibres discontinues : fibres coupées, fibres courtes, etc. L'arrangement des fibres, leur orientation permettent de moduler à la carte les propriétés des matériaux composites pour obtenir des matériaux allant de matériaux fortement anisotropes à des matériaux isotropes dans un plan. Le concepteur possède donc là un type de matériau dont il peut modifier et moduler à volonté les comportements mécaniques et physiques en jouant sur la nature des constituants, la proportion des constituants et l'orientation des fibres suivant le cahier de charges imposées.

L'importance des matériaux composites à fibres justifié une étude exhaustive de leurs comportements mécaniques. Notre travail pratique sera essentiellement consacré à l'étude de ce type de matériau.

II.5.1.2 Composites à particules

Un matériau composite est un composite à particules lorsque le renfort se trouve sous forme de particules. Une particule, par opposition aux fibres ne possède pas de dimensions privilégiées. Les particules sont généralement utilisées pour améliorer certaines propriétés des matériaux ou des matrices, comme la rigidité, la tenue à la température, la résistance à l'abrasion, la diminution du retrait, etc. Dans de nombreux cas, les particules sont simplement utilisées comme charge pour réduire le coût du matériau, sans diminuer les caractéristiques. Le choix de l'association matrice particules dépend des propriétés souhaitées. Les cermets sont des exemples de composites métal-céramique à particules, adaptés à des utilisations à température élevées. Par exemple, les cermets à base d'oxydes sont utilisés pour les outils de coupe à vitesse élevée, et pour les protections à haute température. Également, des particules d'élastomères peuvent être incorporées dans des matrices polymères fragile, de manière à améliorer leurs propriétés à la rupture et au choc, par diminution de la sensibilité à la fissuration.

II.5.2 Classification suivant la nature des constituants

Selon la nature de la matrice, les matériaux composites sont classés suivant des composites à matrice organique, à matrice métallique ou à matrice minérale. Divers renforts sont associés à ces matrices. Seuls certains couples d'associations ont actuellement un usage industriel, d'autre faisant l'objet d'un développement dans les laboratoires de recherche. Parmi ces composites, nous pouvant citer :

II.5.2.1 Composites à matrice organique

Résine et charge, avec :

- Des fibres minérales : verre, carbone, etc.
- Des fibres organiques : Kevlar, polyamides, etc.
- Des fibres métalliques : bore, aluminium, etc.

II.5.2.2 Composites à matrice métallique

Alliages légers et ultralégers d'aluminium, de magnésium, de titane, avec

- Des fibres minérales : carbone, carbure de silicium (SiC),
- Des fibres métalliques : bore,
- Des fibres métal-minérales : fibres de bore revêtues de carbure de silicium (BorSiC).

II.5.2.3 Composites à matrice minérale

Matrice céramique, avec :

Polypropylène

- Des fibres métalliques : bore,
- Des particules métalliques : cermets,
- Des particules minérales : nitrures, carbures, etc.

Les matériaux composites à matrice organique ne peuvent être utilisés que dans le domaine des températures ne dépassant pas 200 à 300°C, alors que les matériaux à matrice métallique ou minérale sont utilisés au-delà : jusqu'à 600°C pour une matrice métallique, jusqu'à 1000°C pour une matrice minérale.

II.6 Conclusion

La première partie de ce chapitre porte sur le polypropylène, nous nous sommes intéressées à sa morphologie complexe d'où la variété est étroitement liée à la position du groupement méthyle sur la macro chaîne du polymère et à ses différentes propriétés.

Dans la seconde partie de ce chapitre nous avons traité des composites, nous nous sommes intéressées à leur classification suivant la matrice et le renfort.

CHAPITRE III

III.1 Introduction

L'objet de ce chapitre consiste à cerner le comportement mécanique des polymères comme nous nous intéresserons aussi à la modélisation d'essai dynamique.

Le but du premier volet est de rappeler les différentes caractéristiques mécaniques et structurelles des polymères et d'acquérir quelques notions de dégradation des polymères sous sollicitation dynamique.

La seconde partie de ce chapitre est consacrée à l'essai de traction au quel nous nous sommes intéressées lors de notre étude ainsi qu'à la modélisation et aux différentes lois de comportement dynamique.

III.2 Etude du comportement mécanique des solides amorphes et semi-cristallins

III.2.1 Caractéristiques générales

Dans un grand nombre de polymères, l'arrangement spatial des macromolécules ne présente aucun ordre à grande distance, ou dans certains cas une microcristallinité extrêmement imparfaite. Ces polymères sont considérés en première approximation comme ayant une structure amorphe. Seules les distances entre atomes voisins présentent une certaine régularité (ordre à courte distance). Afin d'augmenter l'entropie de conformation, les chaînes tendent à former des pelotes irrégulières. Les différentes macromolécules sont intimement enchevêtrées les unes dans les autres. Les matériaux qui ont cette structure présentent différents types de comportement en fonction de la température :

- à basse température, le polymère est vitreux, rigide, parfois fragile, avec un module d'Young de l'ordre de 1000 MPa;
- au-dessus de la température de transition vitreuse T_g , le comportement mécanique devient viscoélastique puis caoutchoutique avec un module de l'ordre de 1 MPa, le matériau pouvant subir des allongements hyperélastiques considérables;
- à des températures encore plus élevées, l'agitation thermique est telle que la diffusion des chaînes devient très aisée. Le comportement est alors celui d'un fluide visqueux ou viscoélastique.

Les polymères dont les chaînes macromoléculaires sont les plus régulières adoptent une structure semi-cristalline. Afin de minimiser l'énergie de conformation, les chaînes se replient sur

Principes de base de la modélisation

elles-mêmes pour former des segments réguliers qui s'empilent selon un réseau cristallin de plus forte densité que le polymère amorphe. Cette structure se forme au cours du refroidissement à partir de l'état liquide. En raison de la viscosité du polymère fondu et des nombreux défauts des macromolécules, la cristallisation ne peut être ni totale ni parfaite. La structure présente en fin de refroidissement une juxtaposition de cristallites et de zones amorphes résiduelles. Le comportement mécanique de cette classe de matériau présente donc deux températures caractéristiques : la température de transition vitreuse de la phase amorphe T_g et la température de fusion T_f de la phase cristallisée.

On a donc :

- en dessous de T_g le polymère est rigide et a un module d'Young voisin de celui des polymères amorphes vitreux ;
- entre T_g et T_f le matériau est plus souple (module de l'ordre de 700 MPa) à cause de la phase amorphe caoutchoutique, mais avec une bonne résistance grâce à la présence des cristallites ;
- au-dessus de T_f , le matériau se comporte comme un fluide visqueux ou viscoélastique.

Les courbes de la Figure (III.1), obtenues en traction avec la méthode vidéo métrique, montrent le comportement aux grandes déformations pour divers polymères amorphes et semi-cristallins (PEEK, PA6, PC, PVC, PP, PE, PTFE) à la température ambiante.(47)

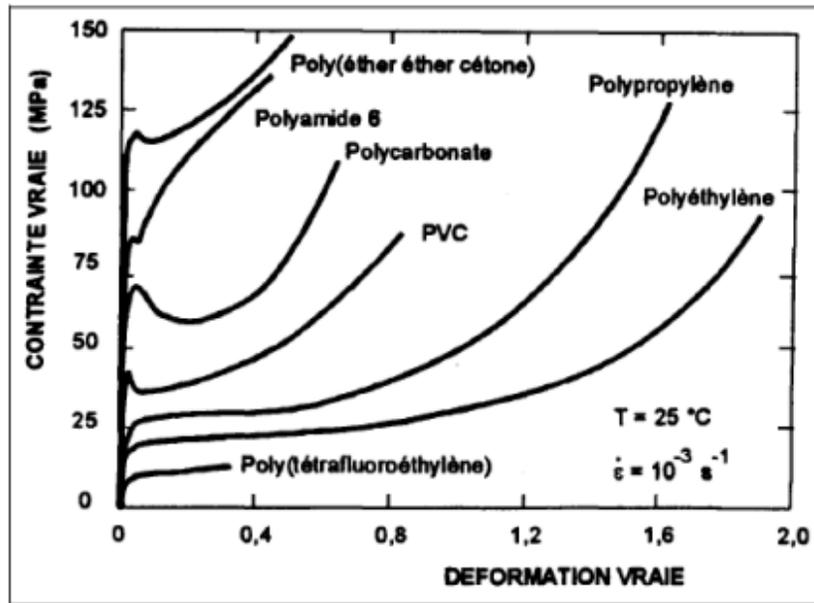


Figure III.1. Courbes contrainte vraie – déformation vraie de divers polymères obtenues à 25°C (47).

Les courbes 1 et 2 de la Figure (III.2), qui illustrent respectivement le comportement fréquent à température ambiante et sous sollicitation uni-axiale lente d'un polymère amorphe et celui d'un polymère semi-cristallin, font apparaître trois étapes principales :

- **Etape I** : Le début de la courbe présente une pente élevée quasi-linéaire à l'origine. Cette partie est appelée réponse viscoélastique. Dans le cas de certains polymères amorphes (courbe 1), un crochet de traction se produit fréquemment à la fin du stade viscoélastique. Cet adoucissement est généralement absent chez les polymères semi-cristallins (courbe 2), pour lesquels la limite élastique présente une transition arrondie progressive.
- **Etape II** : La déformation devient irréversible. La striction se développe. Cette étape est associée en partie au déroulement des macromolécules sous l'effet de la déformation appliquée. La striction se stabilise et le diamètre minimal de l'éprouvette ne diminue quasiment plus. Les épaules de striction se propagent alors vers les extrémités de l'éprouvette. Cette propagation se traduit par une faible variation de la force alors que l'allongement relatif peut atteindre 1000 %.
- **Etape III** : Ce stade, qualifié de durcissement structural est vraisemblablement lié à l'orientation des chaînes selon la direction principale de déformation. Lorsque la striction s'est entièrement propagée, la déformation redevient homogène jusqu'à la rupture de l'éprouvette (47).

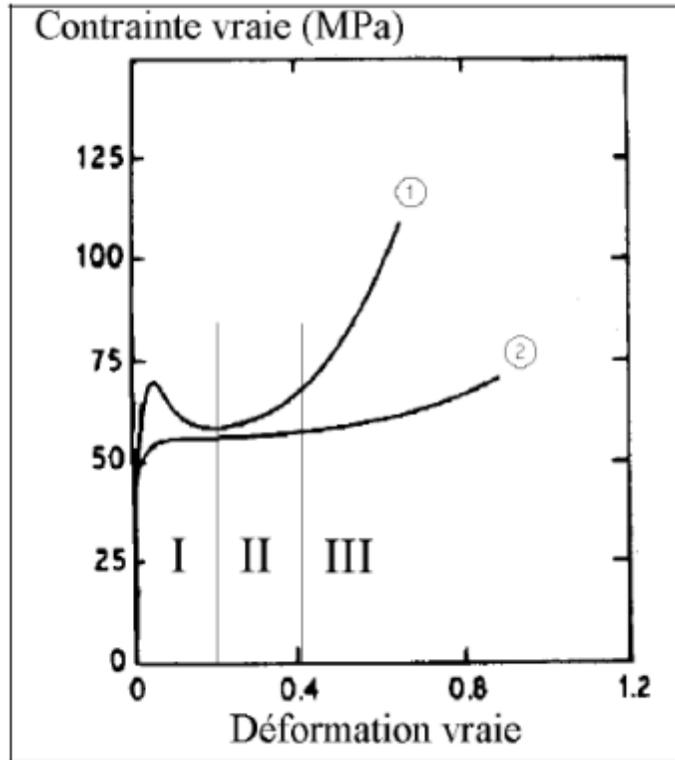


Figure III.2. Evolutions typiques de la contrainte vraie en fonction de la déformation vraie pour un polymère amorphe 1 et pour un polymère semi-cristallin 2 (47).

III.2.2 Viscoélasticité

Les matériaux polymères présentent, sur une large gamme de températures, un comportement communément désigné par viscoélastique. On entend par là que leur comportement est intermédiaire entre celui d'un solide élastique qui, soumis à une contrainte, adopte instantanément une configuration déformée stable et un fluide qui, soumis à la même contrainte, s'écoule indéfiniment. Le comportement viscoélastique se traduit par une réponse réversible mais en fonction du temps ou de la fréquence de sollicitation ou encore de la vitesse de sollicitation. Il peut être subdivisé en un régime linéaire aux faibles contraintes, souvent assimilé en première approximation à de l'élasticité (48), suivi d'un second régime non-linéaire. Ce comportement viscoélastique, essentiellement assuré par la phase amorphe dans les polymères semi-cristallins, semble posséder une contribution élastique instantanée liée à la distorsion des liaisons de Van-der-Waals et une composante retardée due à la relaxation de certaines conformations à haute énergie sous l'effet de réarrangements diffusionnels à courte distance (49). Le cadre le plus large des études

Principes de base de la modélisation

est restreint au domaine de la viscoélasticité linéaire, même si en pratique, cette condition de linéarité n'est satisfaite que dans le cas de très faibles déformations (typiquement $< 1\%$). Au-delà, même pour des déformations encore faibles, on note une non-linéarité significative, ainsi qu'un phénomène d'hystérésis si la contrainte est relâchée (50).

III.3 Endommagement et critère de rupture des matériaux

III.3.1 Mesure de l'endommagement

La notion de variable d'endommagement est couramment utilisée pour traduire la dégradation des propriétés mécaniques des matériaux suite à des processus cavitationnels que ce soit pour des matériaux métalliques, des polymères ou des composites à matrice céramique. Les mesures mécaniques globales d'élasticité peuvent être interprétées en termes de variable d'endommagement grâce à la notion de contrainte effective introduite par Rabotnov (1963) et formalisée dans le cadre de la thermodynamique des processus irréversibles par Lemaître et Chaboche (1978) (36).

III.3.2 Définition de la variable d'endommagement

La variable d'endommagement représente une densité surfacique de cavités. Soit S l'aire d'une section de l'élément de volume repérée par sa normale \vec{n} (figure. III.3). L'endommagement crée des cavités et des fissures de formes diverses. Soit S_d l'aire totale de l'ensemble des traces des défauts corrigée des effets de concentration des contraintes et des interactions. L'aire résistante effective \tilde{S} est plus faible que S du fait de la réduction géométrique de la surface résultant de la présence des cavités, mais aussi des concentrations de contraintes au voisinage de celles-ci, alors $\tilde{S} = S - S_d$

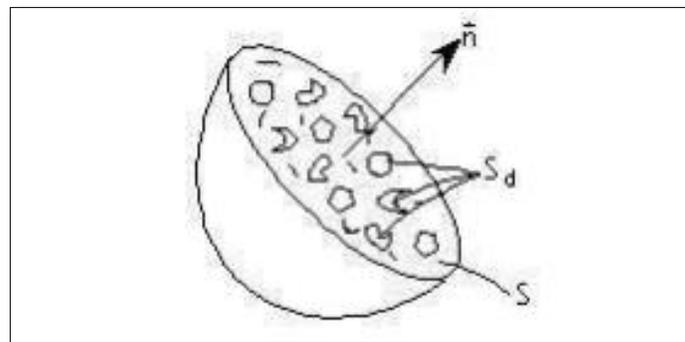


Figure III.3. Élément endommagé. Schématisation de la réduction de la section effective résistante.

Principes de base de la modélisation

A l'échelle microscopique, la mesure mécanique de l'endommagement local relativement à la direction \vec{n} , D_n , est l'aire relative des cavités et fissures coupées par le plan normal à la direction \vec{n} , S_d / S . Elle est donc comprise entre 0 à l'état vierge et 1 au moment de la rupture selon un plan normal à \vec{n} .

Le mode de chargement et la microstructure peuvent induire des directions privilégiées d'endommagement. Si l'anisotropie liée au chargement peut être étudiée au prix de campagnes d'essais multiples, il paraît difficile d'identifier la loi d'anisotropie microstructurale dans toutes les configurations. Pour cette raison, les auteurs ont souvent recours à des distributions particulières et théoriques des défauts. Quant à nous, faute de description précise de l'endommagement, nous envisageons en première approche le cas isotrope constitué de cavités et de fissures dont l'orientation est aléatoire et la distribution uniforme.

On suppose que le matériau endommagé se déforme macroscopiquement comme un matériau vierge équivalent qui serait le siège d'une contrainte $\tilde{\sigma}$, dite contrainte effective. En présence d'un endommagement isotrope de mesure scalaire D , la section résistante effective pour toute normale \vec{n} est donnée par l'équation [III-1].

$$\tilde{S} = S - S_d = (S - D)$$

[III-1]

$\tilde{\sigma}$ prend l'expression donnée à l'équation [III-2].

$$\tilde{\sigma} = \frac{F}{\tilde{S}} = \frac{\delta}{(1 - D)}$$

[III-2]

où σ est la contrainte macroscopique apparente dans le matériau réel (contrainte usuelle).

Les lois de comportement du matériau endommagé sont celles qui décrivent le comportement du matériau vierge et dans lesquelles on remplace la contrainte usuelle par la contrainte effective C_e

Principes de base de la modélisation

principe d'équivalence en déformation s'applique en particulier à l'élasticité linéaire ce qui pour une sollicitation uni-axiale s'écrit (équation [III-3]) :

$$\varepsilon_e = \frac{\tilde{\sigma}}{E_0} = \frac{\delta}{(1-D) \times E_0}$$

[III-3]

ε_e et E_0 étant respectivement la déformation élastique et le module élastique du matériau sain. La grandeur $(1 - D) \times E_0$ peut être interprétée comme le module élastique instantané du matériau endommagé que nous noterons \tilde{E} . Ainsi, toute mesure du module élastique permet d'atteindre le paramètre d'endommagement D défini par l'équation [III-4] (36).

$$D = 1 - \frac{\tilde{E}}{E_0}$$

[III-4]

III.3.3 Définition des critères de rupture

Lorsque le matériau est suffisamment sollicité, il rompt. Un critère de rupture peut alors être défini. Ces critères sont souvent indépendants de l'endommagement du matériau (51). La rupture est la conséquence de l'atteinte par la déformation plastique équivalente ε^{-P} d'une valeur critique (52). L'intégrale suivante traduit ce phénomène :

$$\int_0^{\varepsilon^{-P} \text{ final}} f(\sigma, \varepsilon) d\varepsilon^{-P} = C$$

(III-5)

Lorsque cette intégrale de la fonction de pondération $f(\sigma, \varepsilon)$, qui traduit bien l'accumulation d'un phénomène, atteint la valeur critique C , le matériau est rompu. (53–55).

III.4 Moyen expérimental de caractérisations du comportement dynamique des matériaux

III.4.1 Essai de dureté

La résistance d'un matériau se mesure par sa résistance à la pénétration par un autre matériau plus dur. Elle permet d'avoir accès aux propriétés du matériau en ce qui concerne le marquage par empreintes, rayures, sa résistance à l'usure et à l'érosion.

Principes de base de la modélisation

Elle peut être évaluée en mesurant la taille d'une empreinte laissée en surface par un poinçon agissant sous l'action d'une force connue (essais Brinell, Vickers et Rockwell) mais par une hauteur rebondissant d'un objet très dur sur la surface à tester (essai Shore pour élastomère et plastique) (56).

III.4.2 Essai de flexion

L'essai de flexion permet de mesurer la résistance à la rupture d'un matériau barrette. Le matériau à tester est placée sur deux appuis et l'on applique au centre de la barrette une force croissante jusqu'à rupture (56).

III.4.3 Essai de cisaillement

Ce type d'essai implique que toutes les sollicitations soient tangentielles à la surface d'application et qu'elle soit parfaitement égales en tous points de cette surface. Cet essai a pour objet de mesurer les caractéristiques de rupture d'un échantillon.

III.4.4 Essai de compression

Consiste à mesurer la résistance à la compression d'un matériau qui se fait par exemple avec une éprouvette de forme cylindrique dans une machine ou entre deux plateaux d'une presse cet essai exige une force axiale opposée.

III.4.5 Essai de traction

L'essai de traction est certainement l'essai le plus fondamental. Il sert à déterminer les principales caractéristiques mécaniques telles que le module d'élasticité, le coefficient de Poisson, la limite d'élasticité, la résistance à la rupture et le coefficient de striction. Son exécution est facile et les résultats obtenus servent à dimensionner toutes sortes de pièces allant d'un pignon microscopique jusqu'à la structure métallique d'un grand hall. Dans la recherche et l'application pour caractériser de nouveaux matériaux et dans l'industrie pour les contrôles périodiques servant à surveiller la qualité des alliages, des polymères et des céramiques.

La traction offre l'avantage de proposer un système de contrainte. Cependant dans la plupart des conditions, l'éprouvette testée présente une instabilité géométrique qui conduit à une striction après la limite élastique σ_e .

III.4.5.1 Principe

Il consiste à soumettre une éprouvette de forme de dimensions déterminées à une force de traction suivant son axe jusqu'à rupture de l'éprouvette.

Principes de base de la modélisation

III.4.5.2 Eprouvette

En physique des matériaux, une éprouvette (figure. III.4) est une pièce de fabrication et de dimension normalisées destinée à être soumise à un essai thermomécanique, conçue pour connaître le comportement d'un matériau quand il est soumis à une contrainte telle que la traction.

La section doit être constante sur une longueur suffisante pour obtenir un état de contrainte homogène pendant l'essai. Aux deux extrémités sont usinées des têtes d'amarrage avec des rayons de courbure suffisamment grand pour éviter des concentrations de contrainte excessives.

Dans le cas de l'éprouvette plate, le centrage de l'éprouvette peut devenir problématique si des trous calibrés ne sont pas percés dans la tête.

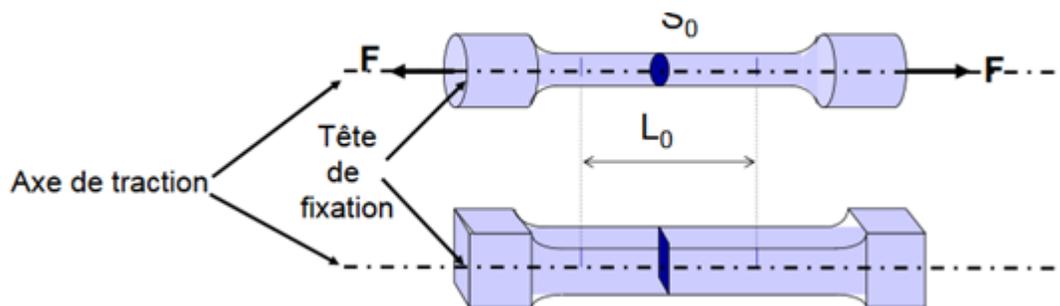


Figure III.4.Éprouvette de traction (57).

III.4.5.3 Exploitation de l'essai :

Un exemple d'une réponse mécanique d'un matériau en traction est donné dans la figure (III.5)

- **Interprétation :**

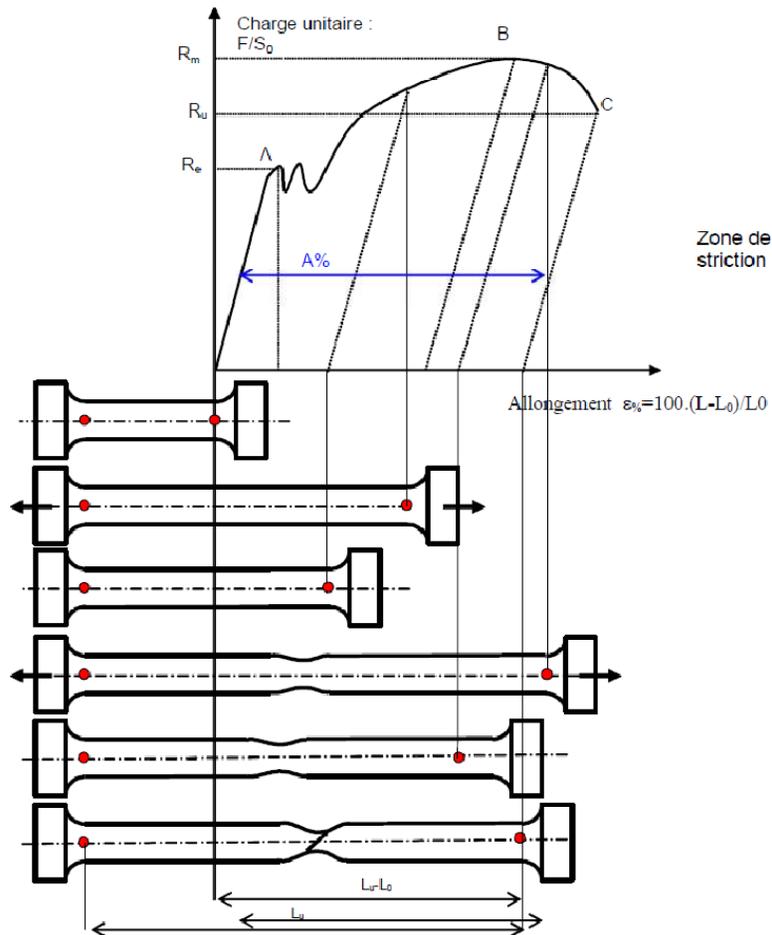


Figure III.5. Diagramme effort-déformation de la traction simple (57).

Sur un diagramme effort-déformation, on observe pour les matériaux par exemple les phases successives suivantes :

Zone OA : domaine des déformations élastiques ou réversibles (zone parfois linéaire) si on élimine la charge, l'éprouvette retrouve ses dimensions initiales.

Zone AB : La déformation n'est plus complètement réversible. La déformation est plastique (ou permanente) homogène, appelée aussi déformation plastique répartie. Les allongements croissent plus vite que les charges. L'allongement a lieu avec une diminution régulière de section tout au long de l'éprouvette.

Zone BC : la déformation plastique se localise dans une petite portion de l'éprouvette et n'est plus homogène, c'est la striction (on aboutit à la rupture en C). Les allongements croissent avec une diminution de la charge(57).

Principes de base de la modélisation

- **Définition des paramètres :**

Sur le diagramme charge allongement peut être enregistré ou tracé par pointe, on utilise les coordonnées suivantes :

En abscisse l'allongement relatif L/L_0 de l'éprouvette ou plutôt d'une certaine base de mesure L_0 (L_0 est la longueur initiale de l'éprouvette) :

$$\varepsilon\% = 100 \cdot \frac{L-L_0}{L_0}$$

[III.6]

En ordonnée : la charge, définie à tout instant de l'essai, c'est le quotient de la charge par la section initiale de l'éprouvette S_0 .

$$\sigma = \frac{F}{S_0}$$

[III.7]

Le point A est la limite d'élasticité (ou résistance élastique à la traction) :

$$[III.8] \quad R_e = \frac{F_e}{S_0}$$

Le point B correspond à la charge maximale : il est appelé résistance à la traction ou résistance à la rupture (bien qu'il n'y ait pas encore rupture) :

$$R_m = \frac{F_r}{S_0}$$

[III.9]

Principes de base de la modélisation

C'est la charge maximale atteinte durant l'essai de traction. A partir de ce point, la déformation commence à se localiser sous forme de striction. Ce qui explique la décroissance de l'effort nécessaire aux déformations au-delà du point B.

Un processus de mise en forme qui conduirait à franchir ce point se traduirait par des risques de rupture difficiles à contrôler ou non-conformité géométrique. Le point C correspondant, lui à la charge ultime.

Après rupture de l'éprouvette et reconstitution de celle-ci on mesure L_u et S_u respectivement longueur entre repères et section minimale ultimes.

L'allongement relatif total ou $A\%$ de l'éprouvette est l'allongement de rupture :

$$A\% = 100 \cdot \frac{L_u - L_0}{L_0}$$

[III.10]

Où L_u est la longueur de l'éprouvette après rupture. Il caractérise la ductilité du matériau. Cet allongement est somme de l'allongement réparti A_r jusqu'au maximum de la charge et de l'allongement localisé de striction A_z .

La striction est la réduction de section maximale de l'éprouvette rompue c'est-à-dire dans la section de rupture. Le coefficient de striction traduit l'aptitude à déformation à froid (57).

$$Z\% = \frac{S_0 - S_u}{S_0} \cdot 100$$

[III.11]

Avec S_0 : section initiale et S_u : section après rupture. Les différents paramètres sont représentés par la figure (III.6).

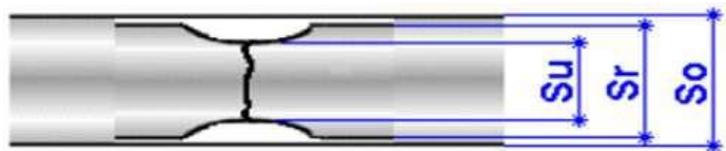


Figure III.6. Caractérisation des essais de traction uniaxiale (58).

III.5 Modélisation

III.5.1 Définition

La modélisation des procédés de mise en forme des polymères permet de nos jours d'optimiser la forme des filières et des moules, ainsi que les paramètres du procédé. Dans le futur, la modélisation aura pour objectif de prévoir la structure des produits fabriqués et leurs propriétés. Cela requiert une bonne maîtrise de rhéologie des polymère, conditions aux limites cinématique et thermiques mais aussi une bonne description des phénomènes physique. Le choix entre différentes méthodes de résolution numérique abordé, plusieurs exemples d'application sont proposés : filières d'extrusion, moules d'injection, soufflage de corps creux.

La modélisation numérique, utilisée essentiellement dans le domaine de la conception des moules d'injection il y a une vingtaine d'année, pénètre aujourd'hui les différents secteurs de la plasturgie. Mais cela n'a un sens que dans la mesure où les modèles numériques développés sont basés sur une analyse physique pertinente des phénomènes rencontrés dans une machine ou un outillage de mise en œuvre. Les règles qui permettent d'adapter le modèle aux contraintes du procédé de mise œuvre (59).

III.5.2 Modélisation du comportement des polymères

La modélisation du comportement des polymères est globalement moins avancée que celle des matériaux cristallins, même dans le domaine quasi-statique. Ces matériaux ont en effet un comportement très complexe, et sont sensibles à de nombreux paramètres, tels que la température, la vitesse de sollicitation, l'état des contraintes (et en particulier la pression). En outre, ils sont sujets au vieillissement physique et/ou physico-chimique, et sont sensibles à l'humidité. Étant donné qu'ils sont souvent hors d'équilibre thermodynamique, les outils de modélisation adéquats sont moins solidement établis que pour les matériaux cristallins. De ce fait, les modèles foisonnent, mais aucun consensus ne se dessine nettement à l'heure actuelle, même si des efforts considérables ont été consentis depuis plusieurs années, notamment par les communautés américaine et allemande.

Les polymères souples (amorphes au-dessus de leur transition vitreuse et élastomères) relèvent d'un comportement (thermo)viscoélastique non linéaire. Ils possèdent une gamme extrêmement large de temps de relaxation caractéristiques, qui dépendent eux-mêmes de nombreux paramètres, température et pression notamment. Même si quelques outils permettent

Principes de base de la modélisation

d'en simplifier la description (en particulier le principe d'équivalence temps température-pressure valable pour d'assez nombreux matériaux), leur modélisation reste complexe, invoque de nombreux paramètres d'identification coûteuse, et leur simulation numérique est très consommatrice de place mémoire et de temps de calcul.

De gros progrès ont été accomplis ces dernières années en direction d'une certaine unification, qui reste malgré tout lointaine. On notera que la largeur de la gamme de temps de relaxation permet l'emploi de tels modèles dans le domaine dynamique sans adaptation particulière, à condition de les identifier correctement, et de prendre en compte les couplages thermomécaniques. Les polymères rigides (au-dessous de la transition vitreuse pour les polymères amorphes, semi-cristallins) ont un comportement un peu moins complexe qui peut être appréhendé par des modèles (thermo)élasto-viscoplastiques empiriques. Ces modèles, relativement simples, peuvent convenir à des applications d'ingénierie, à condition de les considérer comme une première approximation, et de ne pas les employer en dehors de leur domaine d'identification. Des modèles à bases physiques existent, et ont été employés avec succès dans le domaine dynamique. Ils sont plus complexes que les précédents, et ne conviennent pas à une utilisation industrielle, sauf cas particuliers ; ils sont toutefois beaucoup plus fiables et plus extrapolables.

La modélisation de l'endommagement et de la rupture des polymères est un thème relativement peu avancé, étant donnée la diversité phénoménologique constatée pour ces phénomènes. De ce point de vue, les matériaux les mieux décrits sont peut-être les élastomères chargés, dont la sécurité d'emploi a imposé l'étude intensive. Les modèles correspondants sont généralement viscoélastiques endommageables ; très complexes, ils ne sont employés que pour des applications spécifiques, en quasi-statique aussi bien qu'en dynamique. Les matériaux amortissants (élastomères, mousses), bien que d'un emploi très courant (dans l'industrie automobile par exemple), ne sont qu'assez peu étudiés hors des domaines précités, dans la mesure où leur contribution mécanique (raideur principalement) est négligeable. La structure alvéolaire ou poreuse des mousses induit une échelle caractéristique qui, selon la vitesse de sollicitation, permet de les considérer comme homogènes, ou impose au contraire de les analyser comme des structures hétérogènes(60).

III.5.3 Modélisation du comportement des matériaux composites et assemblages

Enfin, nous analysons la classe des matériaux composites. La modélisation du comportement mécanique particulier lié à l'architecture de ces matériaux n'est que très peu abordée. En effet, la

Principes de base de la modélisation

présence simultanée de plusieurs échelles géométriques liées à la microstructure particulière (matériaux stratifiés, tissés, etc.) rend l'étude de ces matériaux particulièrement difficile, pour les mêmes raisons que celles déjà évoquées plus haut pour les mousses. Enfin les modèles (anisotropes) de rupture ne sont que peu étudiés actuellement et les propriétés résiduelles (analyse pour les matériaux fragiles) après sollicitations dynamiques sont à explorer de manière plus marquée dans le futur (dans le domaine spatial notamment). L'étude d'un matériau seul n'est pas suffisante. En effet, de nombreuses applications utilisent plusieurs matériaux :

- assemblages de matériaux (points ou cordons de soudure, rivetage, collage) ;
- concepts bicouches de blindages (association de céramiques et d'aciers à blindage, de céramiques et de composites,) ou verrière d'engins civils ou militaires (plusieurs couches de matériaux transparents).

Comme pour les matériaux composites, les interactions entre les différents matériaux soumis à des sollicitations dynamiques doivent être prises en compte et maîtrisées si l'on veut garantir la tenue d'une structure complexe.

L'approche expérimentale repose sur les mêmes moyens que ceux utilisés pour caractériser les matériaux, hormis leurs dimensions souvent plus importantes pour solliciter une structure (ex, puits de chute, arbalète, barres de Hopkinson de grand diamètre, machine électrohydraulique rapide). La réponse de la structure étant généralement inhomogène, les mesures (souvent globales) sont plus délicates à interpréter et le recours à la simulation numérique devient nécessaire, d'autant plus que les considérations économiques font souvent hésiter à instrumenter localement.

Cet aspect numérique de l'interaction entre matériaux fait apparaître certaines difficultés, notamment liées aux contacts ou à la gestion simultanée par un code unique de plusieurs lois de comportement très différentes sur un plan algorithmique (60).

III.6 Détermination des paramètres des lois de comportement

Les méthodes de détermination des paramètres sont différentes selon le type de loi de comportement. La loi de comportement repose sur la détermination du diagramme rationnel issu de l'essai expérimental.

Les mécaniciens ont cherché une présentation analytique du domaine plastique des courbes obtenues par traction.

Principes de base de la modélisation

A titre d'exemple, nous décrivons plusieurs modèles pouvant être utilisés pour identifier les paramètres des lois de comportement. (Tableau. III.1)

Tableau III.1. Différentes relations utilisées pour décrire la courbe de référence contrainte

Auteur	Loi
Hollomon	$\sigma = K\varepsilon^n$
Ludwik	$\sigma = \sigma_0 + K\varepsilon^n$
Swift	$\sigma = K(\varepsilon_0 + \varepsilon)^n$
Ramberg Osgood	$\varepsilon = \frac{\sigma}{E} + K\left(\frac{\sigma}{E}\right)^n$
Legoff Saada	$\sigma = A + \ln(\varepsilon + \varepsilon_0)$
Voce	$\sigma = \sigma_0 + (\sigma_{\max} - \sigma_0)(1 - \exp(-b\varepsilon))$
Johnson cook	$\sigma = (A + B\varepsilon^n)(1 + C \ln \dot{\varepsilon}^*)(1 - T^{*m})$

Les deux modèles appropriés aux matériaux utilisés lors de notre l'étude présentée son identifiés à partir de l'essai traction d'après les lois suivantes :

III.6.1 Loi de voce

Le modèle d'érouissage utilisé est le modèle isotrope de voce 1995. Ce modèle a été choisi après observation de la réponse du matériau lors des essais de traction uni-axiale, l'intérêt de ce

Principes de base de la modélisation

modèle est de pouvoir représenter le changement de régime entre la partie linéaire élastique et la courbe d'écrouissage de manière continue grâce à l'utilisation d'une exponentielle. Cette loi s'intéresse qu'aux faibles déformations plastiques qui sont plus adaptée aux différentes études (62).

S'écrit sous la forme suivante :

$$\sigma = \sigma_0 + (\sigma_{\max} - \sigma_0) (1 - \exp(-b\varepsilon))$$

[III.12]

b : Paramètre de matériau.

σ_0 : Domaine d'élastique initiale, unité [MPa].

σ_{\max} : Contrainte équivalente de saturation, unité [MPa].

ε : Déformation plastique équivalente courante.

III.6.2 Loi Ludwik

Le modèle d'écrouissage Ludwik permet de définir les relations entre contrainte et déformation. Cette loi repose sur la notion de puissance avec prise en compte de la limite d'élasticité. Cette loi est bien adaptée pour la modélisation des comportements mécaniques des matériaux.

S'écrit sous la forme suivante :

$$\sigma = \sigma_0 + K\varepsilon^n$$

[III.13]

K et n sont les paramètres du matériau, unité de K [MPa]

σ_0 : Domaine d'élasticité initiale, unité [MPa].

ε : Déformation plastique équivalente courante.

III.7 Conclusion

On conclut que l'étude phénoménologique du comportement mécanique et dynamique induit par des essais de traction, nous permet de mieux appréhender l'apparition de fissures à partir de l'évolution de la courbe de comportement mécanique du matériau. L'exploitation de ses essais permet de déterminer les propriétés mécaniques du matériau à étudier ainsi que les différents paramètres d'un modèle choisi.

CHAPITRE IV

IV.1 Introduction

Ce chapitre est consacré à d'écrire le protocole expérimental que nous avons suivi au cours de notre travail.

Tout d'abord nous allons présenter les matériaux utilisés dans la préparation de formation des composites (polypropylène est mélangé avec les fibres de papier carton).

Ensuite nous détaillerons le procédé de mise en œuvre, nous évaluerons ensuite à partir d'un essai de traction le comportement mécanique des matériaux et enfin nous donnerons un aperçu sur les différents modèles utilisés.

IV.2 Matériaux et Méthode

IV.2.1 Matériaux

IV.2.1.1 Polypropylène

Le polypropylène (PP) est un polypropylène isotactique fourni par la société ALLPLAST (Algérie) sous forme de granulés (figure. IV.1), c'est un polymère thermoplastique semi-cristallin de grande consommation exemple (bouteille, mobilier...)



Figure IV.1. Polypropylène sous forme de granulés

Méthodes expérimentales

Le tableau (IV.1) qui suit détaille les différentes caractéristiques du polypropylène utilisé.

Tableau IV.1. Caractéristique du polypropylène utilisé.

Polymère Polypropylène	Indice de Fluidité	Masse Volumique	Température de fusion	Température de Transition vitreuse
22.10^4 g /mol	4 g /min	950 kg /m ³	163 C°	10C°

IV.2.1.2 Fibres Papier carton :

Notre choix s'est porté sur le papier carton, l'introduction des fibres de papier carton dans le polypropylène s'est fait à différent taux de charge. La figure (IV.2) suivante représente des fibres de papier carton observé au microscope optique

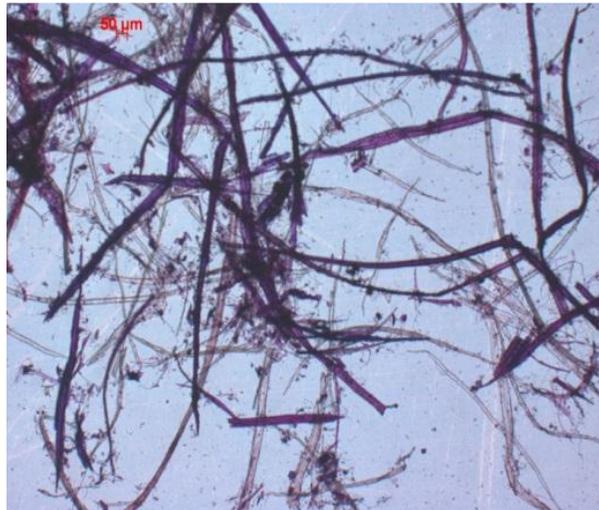


Figure IV.2. Microscopie optique des fibres de papier carton.

IV.3 Formulation et mise en œuvre :

IV.3.1 Présentations de l'extrudeuse bi-vis utilisé :

Une extrudeuse d'une marque « DSM Micro 15cc Twin Serew compounder ». Extrudeuse bi-vis est une machine composée de deux vis parallèles tournent de façon co-rotative (matière en granulé) où contrarotative (matière poudre) à l'intérieure d'un fourreau, elle contient trois zones :

- La première zone d'alimentation (trémie) : la température du polymère ou du composite est ambiante et celui-ci reste à l'état solide.
- La deuxième zone (fourreau) : la température de fusion est atteinte la matière est mélangée à l'aide de deux vis tournant de façon co-rotative.
- La troisième zone : le polymère ou le composite a l'état visqueux se retrouve dans la filière.

Cette extrudeuse à une capacité de 15gramme.



Figure IV.3.Extrudeuse bi-vis.

Dans le procédé d'extrusion bi-vis (figure. IV.3), les matières premières peuvent être à l'état solide (poudres, granulé...), liquide (polymères fondus, pâtes) et éventuellement gazeux. Les

Méthodes expérimentales

produits extrudés peuvent être des matériaux plastiques, des matériaux composites, des polymères chimiquement modifiés, des produits alimentaires texturés, des ingrédients fonctionnels, des pâtes à papier, etc.



Figure IV.4. Presse d'injection.

La figure (IV.4) représente une presse à injection. Le moulage par injection permet d'obtenir rapidement des pièces très précises.

Le procédé de moulage par injection permet une production discontinue automatique en série de pièce en matière thermoplastique, thermodurcissable et élastomères, avec une grande précision.

IV.3.2 Composites PP/fibres de papier carton :

Le polypropylène est mélangé avec les fibres de carton à 180°C dans une extrudeuse baxis (DSM Micro 15cc Twin Serew compouder). La vitesse de mélangeage et le temps de mélange sont respectivement 100 rpm (tour par minute) et 8 min. Après cela, la matière fondue du fourreau est récupérée dans un piston d'injection ajusté à la température de fusion du matériau (180°C dans notre cas).

Cette dernière est ensuite compactée, maintenue sous pression de 5 bars. Ensuite, la mise en forme des éprouvettes par injection moulage à l'aide d'une presse à injection, munie d'un moule régulé par canaux de refroidissement et d'une presse à injection, munie d'un moule régulé par des

Méthodes expérimentales

canaux de refroidissement et d'un système de mouvement translatore guidé par un vérin alimenté hydrauliquement, la pièce éjectée manuellement. Le moule utilisé est à empreinte sous forme d'haltère.

IV.4 ESSAIS DE TRACTION

Les essais sont menés sur la machine Zwick Universal Testing avec une cellule de charge de 50kN. Des mesures ont été effectuées à 25 °C à une vitesse de traverse de 3mm/min.

Les propriétés que nous avons étudiées est la rigidité via le module de Young, la résistance via la résistance à la traction et l'allongement à la rupture, que nous allons définir dans ce qui suit :

- **Module d'élasticité** : Le module élastique d'un objet est défini par la pente de sa courbe contrainte-déformation dans la région de déformation élastique.
- **Contrainte à la rupture** : C'est la charge de traction supportée par l'éprouvette à l'instant de sa rupture par unité de surface
- **Allongement à la rupture** : Allongement relatif d'une éprouvette après rupture au cours de l'essai de traction.

IV.4.1 EPROUVETTE DE TRACTION

Les éprouvettes sont normalisés sous formes d'haltères de longueur initiale 50 mm, de largeur 2 mm et d'épaisseur 2 mm pour les composites. La distance initiale entre les mors est de 10 mm.

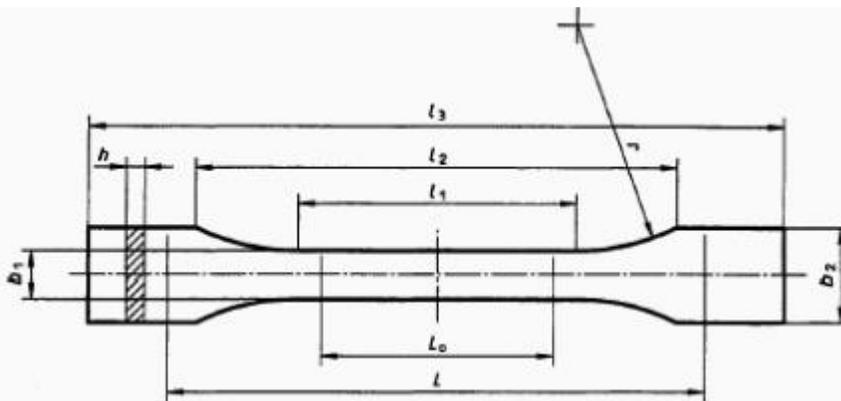


Figure IV.5.Eprouvette de traction.

IV.4.2 Dispositif de traction :

IV.4.2.1 Définition

La méthode d'un essai de traction est une procédure d'essai destructive utilisée dans les essais de matériaux. Le facteur décisif pour la mesure est l'allongement de l'éprouvette, qui est défini par le changement d'origine et de longueur.

L'essai de traction charge une pièce avec une section définie. Cette charge modifie la forme du corps, Pour de très petites déformations, la courbe contrainte-déformation est linéaire, avec une pente E , où E est le module d'Young. Si l'on décharge l'éprouvette, sa déformation revient à zéro, le comportement est élastique. Puis la courbe tend à devenir non-linéaire, et lorsqu'on décharge l'éprouvette, il reste une déformation permanente, le comportement est élasto-plastique.

IV.4.2.2 Description des machines de traction zwickroelluni-axiale

Les équipements utilisés pour la réalisation des essais de traction uni-axiale sont : la machine de traction-compression commandée par ordinateur et le dispositif d'acquisition d'images, incluant une caméra numérique, l'ordinateur pour acquisition - traitement des données.

Les essais ont été filmés à l'aide de la caméra positionnée face à l'éprouvette.

Les figure (IV.6 et IV.7) schématise l'ensemble des éléments qui interviennent dans la réalisation des essais de traction uni-axiale

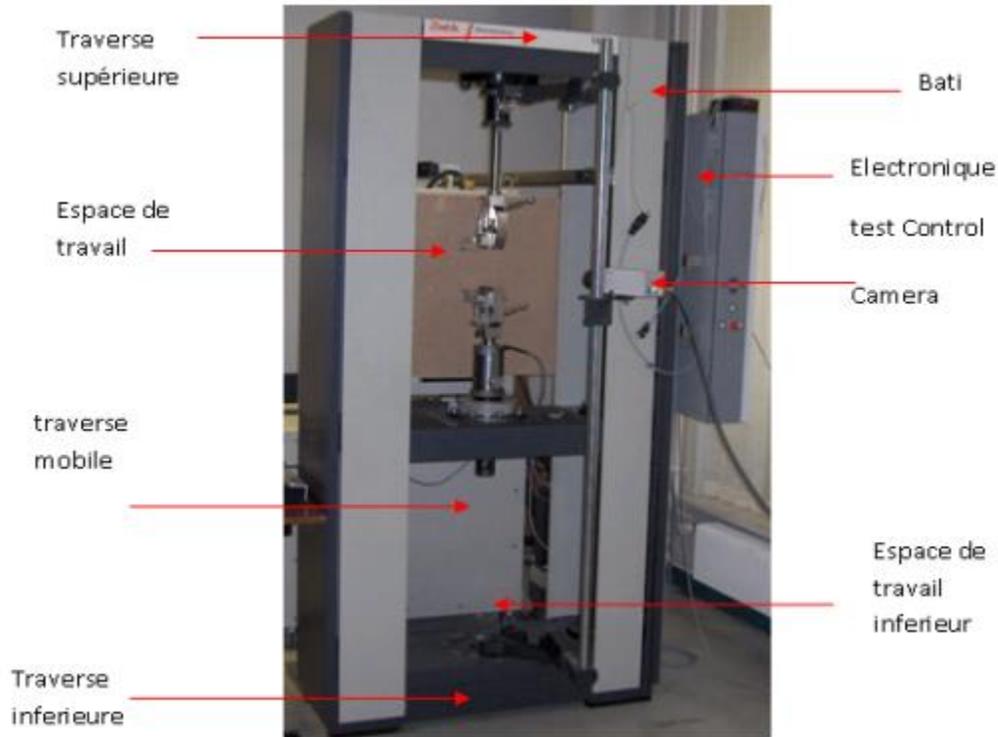


Figure IV.6.Photo de la machine de traction ZWICK.

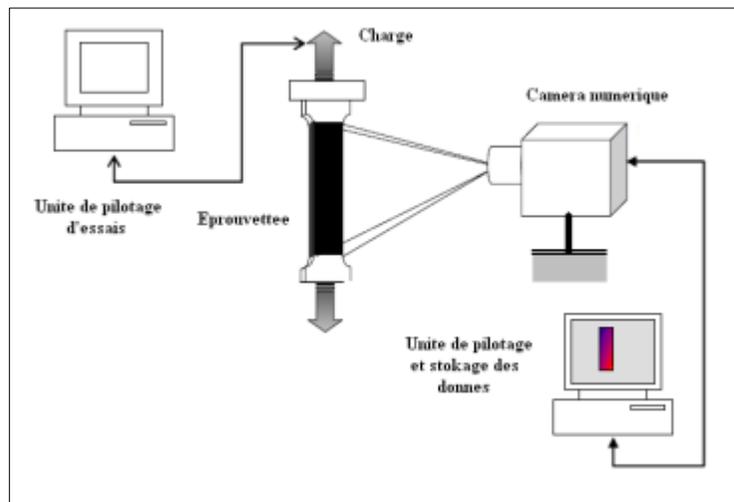


Figure IV.7.Schéma de l'acquisition des données mécaniques et des images numériques pour un essai de traction uni-axiale [Caractérisation expérimentale et modélisation de la déformation plastique des tôles métalliques MihaelaTeaca].

IV.4.2.3 Analyse de la courbe de contrainte déformation obtenue expérimentalement

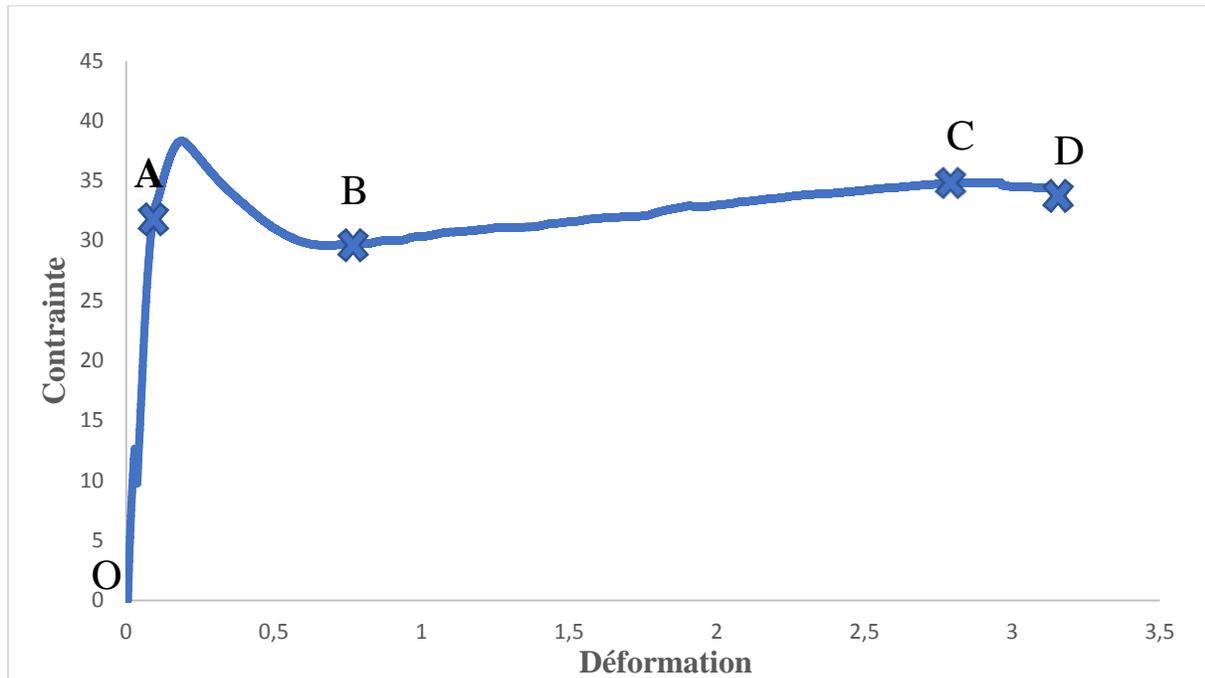


Figure IV.8. Courbe expérimentale (contrainte vrai-déformation)

Cette courbe contient diverses régions :

Zone OA : La déformation est élastique ou réversible.

Zone AB : Nous entrons dans le domaine de la déformation plastique irréversible. Aucune augmentation réelle de la contrainte appliquée. Le matériau continue à se déformer.

Zone BC : La contrainte appliquée participe à augmenter la déformation plastique jusqu'à une valeur maximale dite contrainte maximale avant la rupture.

Zone CD : La déformation conduit progressivement à la rupture pour un allongement maximum en D. On parle de contrainte à la rupture.

IV.5 Conclusion

Au cours de ce chapitre, nous avons exposé et détaillé les deux procédés d'extrusion et d'injection du polypropylène et des composites PP et fibre de papier carton (avec ou sans agent de couplage

Méthodes expérimentales

PPgMA). Conjointement nous avons traité l'essai de traction uni-axial dans le but de définir les différentes phases du comportement mécanique des matériaux.

CHAPITRE V

V.1 Introduction

Ce chapitre porte en première partie sur la caractérisation des propriétés mécaniques des matériaux étudiés par essais de traction. Cette caractérisation nous a permis de définir les différents domaines de comportements élastique et plastique et ainsi d'identifier la limite d'élasticité, la contrainte initiale et la contrainte de saturation, à partir des courbes de contrainte-déformation.

En deuxième partie nous procéderons à la modélisation du comportement des matériaux et des phénomènes d'endommagement causés par la déformation plastique dans les matériaux étudiés soumis à des sollicitations de traction grâce à l'introduction de deux modèles Voce et Ludwik.

V.2 Identification des paramètres à partir d'un essai de traction uni-axial

La machine de traction, nous donne des résultats de la Force (N) en fonction de l'allongement ΔL (mm), nous allons transformer ces résultats de la machine, en divisant la Force sur la surface initiale (S_0) pour obtenir de la contrainte σ (MPa) et en divisant l'allongement (ΔL) par la longueur initiale (L_0) pour avoir la déformation (ϵ).

Pour obtenir aussi les paramètres de Voce et Ludwik en utilisant des lois adoptées, toutes les opérations sont effectuées à l'aide de Microsoft Excel 2016. On déduit à partir de la courbe contrainte-déformation.

➤ Limite d'élasticité (σ_e)

Correspond à la contrainte à partir de laquelle le matériau commence à se déformer plastiquement. C'est le rapport de la force appliquée au début de la striction par la section initiale.

➤ Contrainte de saturation (σ_s)

La contrainte est dite saturée dans le sens où le point peut ne pas être modifié selon la direction donnée par cette contrainte.

➤ L'allongement à la rupture

Elle définit la capacité d'un matériau à s'allonger avant de rompre lorsqu'il est sollicité en traction.

Résultats et interprétations

A partir des contraintes vraies on a tracé les courbes (contraintes d'ingénieur-déformation), nous avons appliqué la loi suivante :

$$\sigma = \sigma_{\text{exp}} *(1+ \varepsilon) \quad [\text{V-1}]$$

σ_{exp} : contrainte expérimentale (des résultats donnés par la machine de traction)

ε : déformation plastique

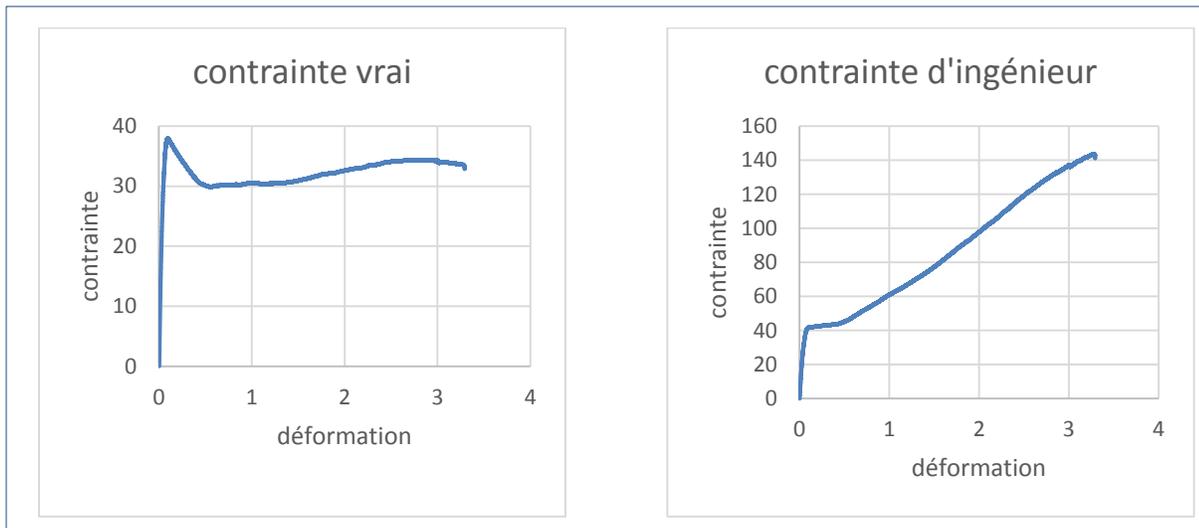


Figure V.1.Courbe contrainte-déformation PP vierge.

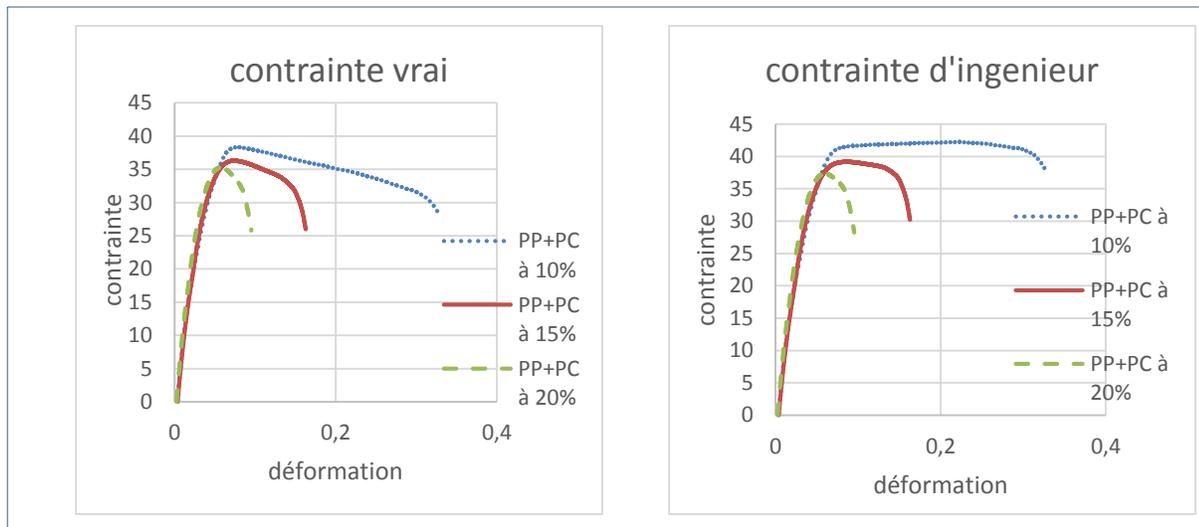


Figure V.2.Courbe contrainte-déformation PP&PC à différent taux de charge.

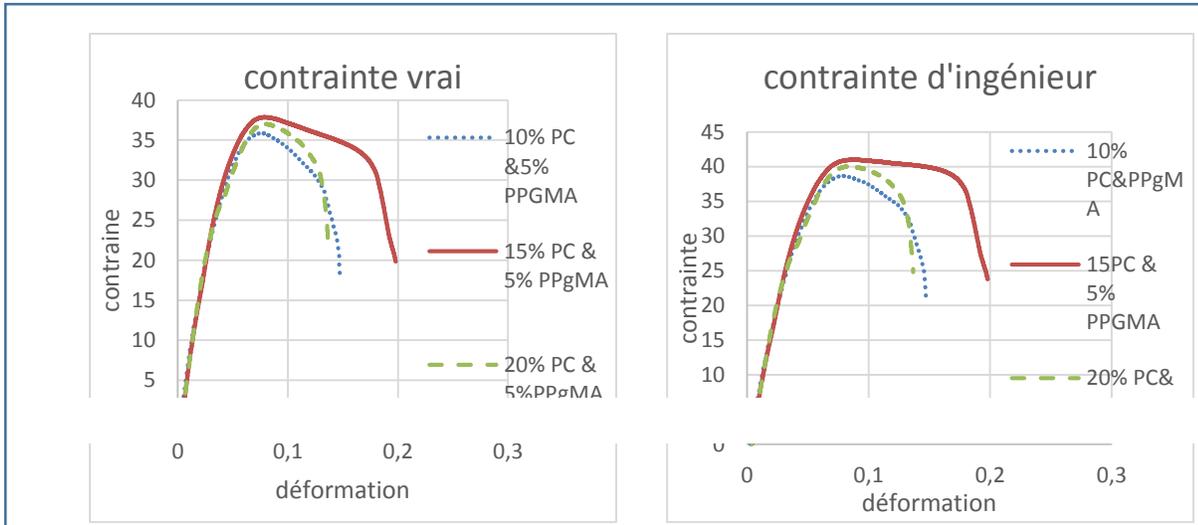


Figure V.3. Courbe contrainte-déformation PC&PPgMA à différent taux de charge.

Les figures (1,2,3), représentent l'évolution des différentes contraintes vrai et contraintes d'ingénieur en fonction des déformations pour le polypropylène vierge et les composites PP et PC a différent taux de charge (avec ou sans agents de couplage).

L'introduction des fibres de papier carton se traduit, par l'augmentation du module élastique. D'après les courbes on constate que la rigidité du composite PP et PC est moins importante que celle du polypropylène vierge. Comme on peut voir que l'agent de couplage PP-g-MA n'a entraîné aucune amélioration de l'allongement à la rupture des composites renforcés avec des fibres de papier carton.

V.3 Modélisation appliquée à l'essai de traction uni-axial

- Introduction des deux lois de comportement Voce et Ludwik dans le cas du pp vierge et du composite pp et fibres de papier carton à différents taux de charge :

- **Modèle de Voce**

$$\sigma = \sigma_0 + \sigma_s (1 - e^{-B\varepsilon}) \quad [V-2]$$

σ_0 : domaine d'élasticité initiale.

Résultats et interprétations

σ_s : contrainte équivalente de saturation.

ε : déformation plastique

Nous avons regroupé les paramètres extraits pour le modèle de Voce dans le tableau (V.1) suivant :

Tableau V.1.les paramètres du modèle de Voce.

Matériau	σ_0 (MPa)	σ_s (MPa)	B
PP	0,0204165	142,722	0,99941507
PP+PC à 10%	0,01429155	43	29,9639076
PP+PC à 15%	0,0081666	39	48,1622115
PP+PC à 20%	0.01122907	37	46,27112668

▪ Modèle de Ludwik

$$\sigma = \sigma_0 + B\varepsilon^n \quad [V-3]$$

σ_0 :domaine d'élasticité initial.

ε : déformation plastique.

B et n : paramètres de matériau.

Nous avons regroupé les paramètres extraits pour le modèle de Ludwik dans le tableau (V.2) suivant :

Tableau V.2.les paramètres du modèle de Ludwik.

Matériaux	σ_0 (MPa)	n	B(MPa)
PP	0,024165	0,48443747	72,2705531
PP+PC à 10%	0,01429155	0,214228741	60,58997608
PP+PC à 15%	0,0081666	0,16029709	54,9616399
PP+PC à 20%	0,01122907	0,42634612	120,167823

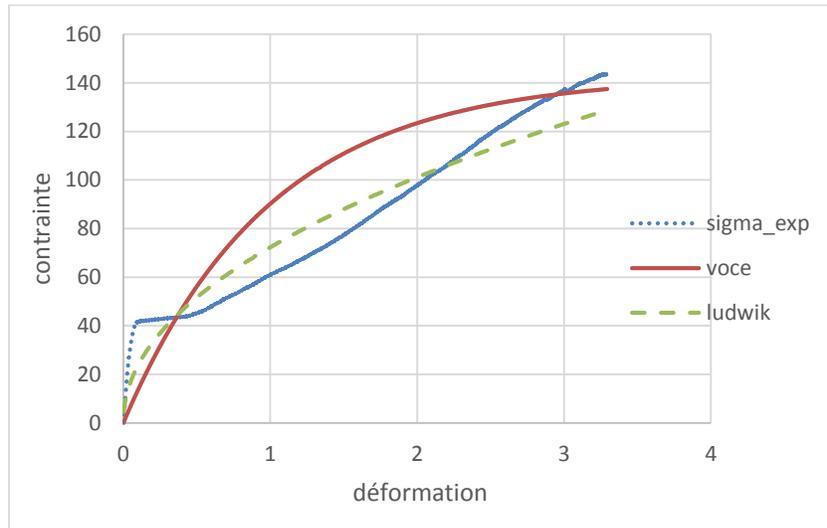


Figure V.4. Courbes contrainte –déformation du polypropylène vierge.

La figure (V.4), représente l'évolution de contrainte en fonction de déformation pour PP vierge ; il apparaît que la loi de Voce est moins efficace pour d'écrire le comportement mécanique du polypropylène vierge en comparaison avec la loi Ludwik qui permet d'obtenir des résultats plus intéressants. Nous pouvons voir que la limite élastique donné par la loi de Ludwik est plus proche que celle donné par la loi de voce, néanmoins on remarque qu'à la contrainte de saturation, c'est la loi de voce qui nous donne le résultat le plus proche. On conclut donc que le modèle Ludwik est plus adapté pour le polypropylène vierge.

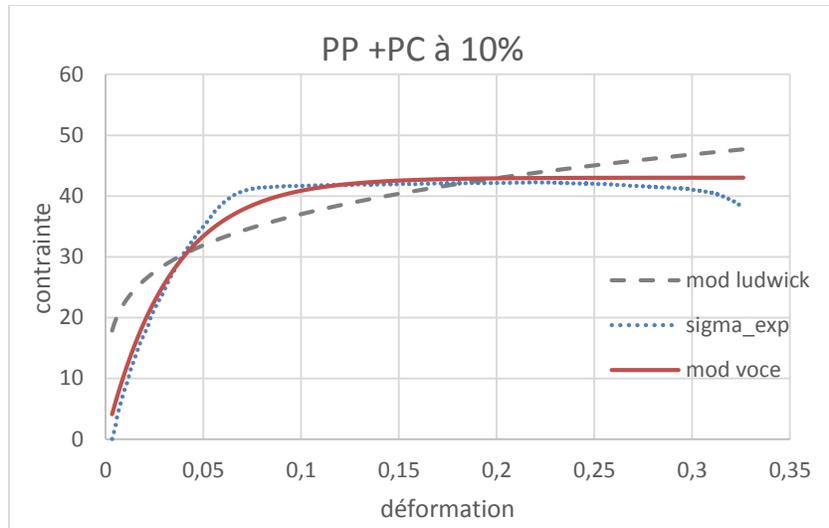


Figure V.5.Courbes contrainte-déformation de PP et PC à 10 %.

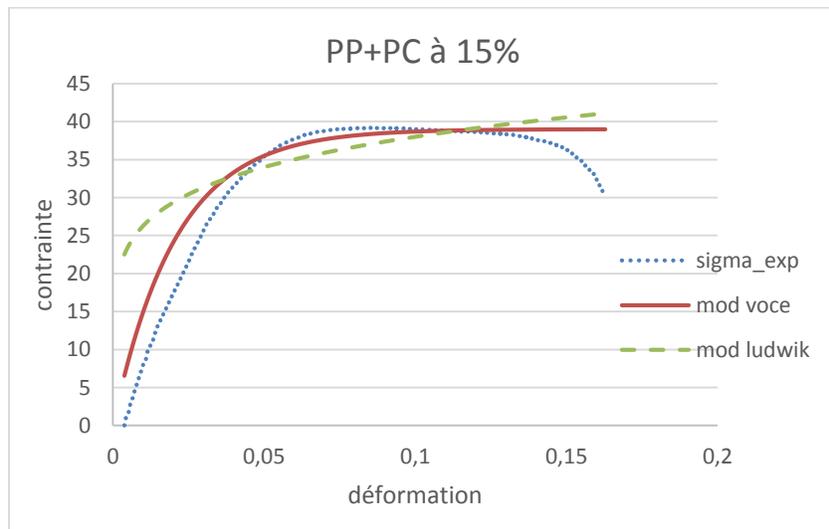


Figure V.6.Courbes contrainte-déformation de PP et PC à 15%.

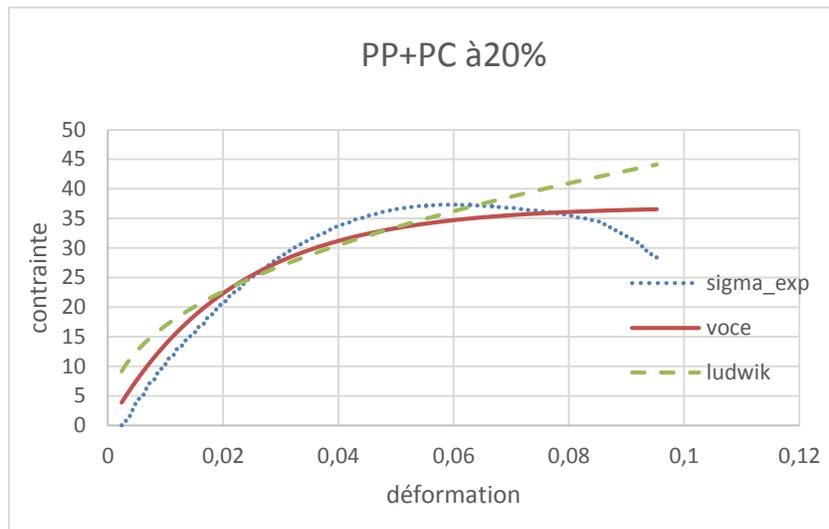


Figure V.7. Courbes contrainte-déformation de PP et PC à 20%.

D'après le tableau (1) qui représente les paramètres du modèle de voce, on remarque une légère variation pour les valeurs de contrainte initiale avec une diminution de la contrainte de saturation et une augmentation de la variables B avec l'augmentation du taux de charge.

Pour le tableau (2) qui représente les paramètres du modèle de ludwik, on note une légère variation des valeurs de la contrainte de saturation et de la variable n ainsi qu'une variation fluctuante du paramètres B.

Les figures (5,6,7), représentent l'évolution des différentes contraintes en fonction des déformations pour les composites PP et PC a différent taux de charge, ces figures montrent la comparaison entre les différents modèles appliqués.

Il apparait que la loi de Ludwik est moins efficace pour décrire le comportement mécanique des composites en la comparant avec la loi de Voce qui elle permet d'obtenir des résultats plus intéressants. On constate que la loi de voce nous donne les valeurs les plus proches pour la limite d'élasticité et la contrainte de saturation. Il est donc évident que le modèle de Voce est plus adapté pour les composites PP et PC.

- Introduction des deux lois de comportement Voce et Ludwik dans le cas du composite pp et fibres de papier carton (avec agent de couplage) à différents taux de charge :

D'après les lois sus citées, on obtient les paramètres pour les deux modèles (tableau. V.3, V.4) :

- **Modèle de voce**

Résultats et interprétations

Nous avons regroupé les paramètres extraits pour le modèle de Voce dans le tableau (V.1) suivant :

Tableau V.3.les paramètres du modèle Voce.

Matériaux	σ_0 (MPa)	σ_s (MPa)	B
10% PC+5%PPMA	0,00918724	39	33,7011098
15% PC+5%PPMA	0,03470804	41	33,3685969
20% PC+5%PPMA	0,02552062	40	30,7749884

▪ Modèle de Ludwik

Nous avons regroupé les paramètres extraits pour le modèle de Ludwik dans le tableau (V.2) suivant :

Tableau V.4.les paramètres du modèle de Ludwik.

Matériaux	σ_0 (MPa)	n	B (MPa)
10% PC +5%PPMA	0,00918724	0,3115217	77,6405357
15% PC +5%PPMA	0,03470804	0.11314067	50,3621114
20% PC+5%PPMA	0,02552062	0,42960278	111,301337

Résultats et interprétations

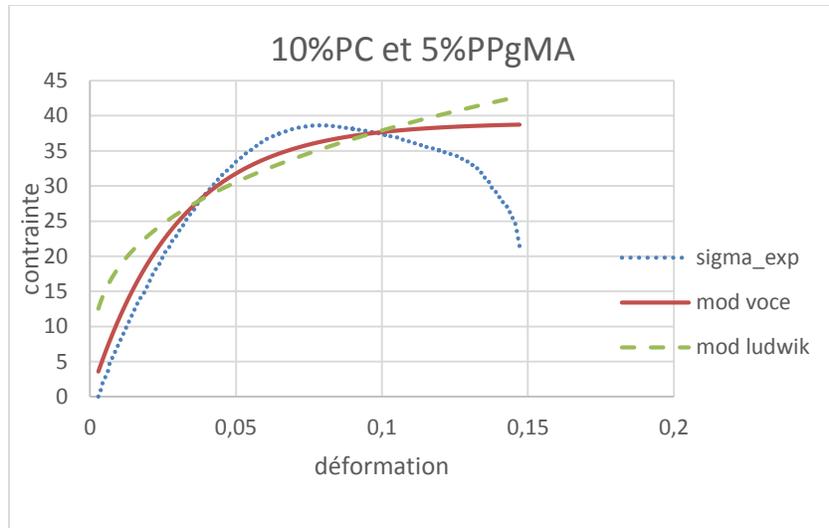


Figure V.8. Courbes contrainte-déformation de PC à 10% et PPgMA à 5%.

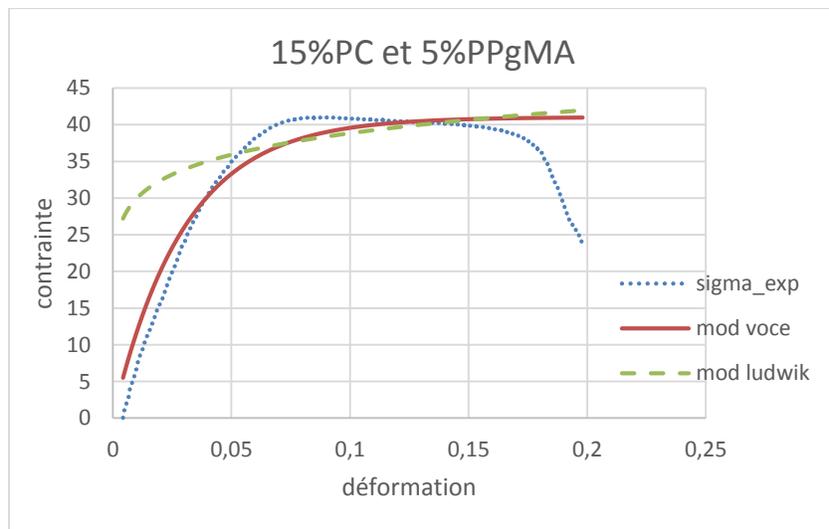


Figure V.9. Courbes contrainte-déformation de PC à 15% et PPgMA à 5%.

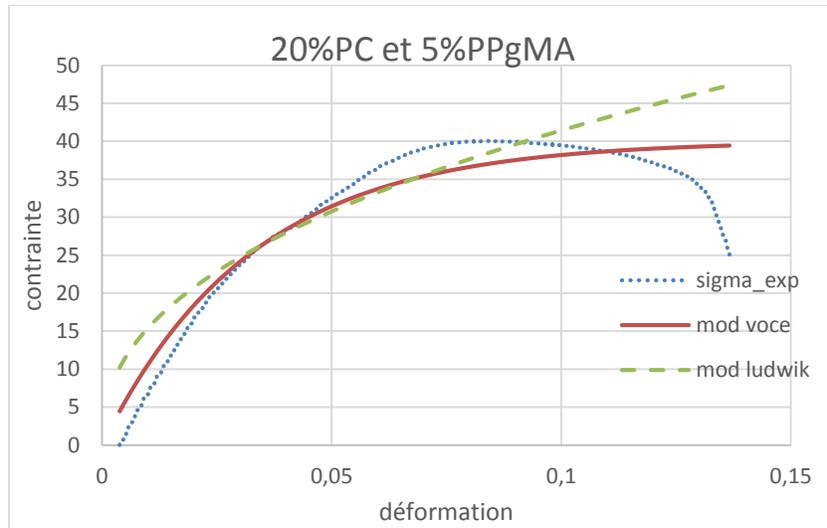


Figure V.10 Courbes contrainte-déformation de PC à 20% et PPgMA à 5%.

D'après le tableau (3) qui représente les paramètres du modèle de Voce, on remarque une légère variation pour les valeurs de contrainte initiale et de contrainte de saturation avec une variation fluctuante du paramètre B.

D'après le tableau (4) qui représente les paramètres du modèle de Ludwik, on note une légère variation pour les valeurs de contrainte initiale et de la variable n avec une variation fluctuante du paramètre B.

Les Figures (8,9,10) représentent l'évolution des différentes contraintes en fonction des déformations pour les composites PP et PC+PPgMA à différents taux de charge, ces figures montrent la comparaison entre les différents modèles appliqués.

Il apparaît que la loi de Ludwik est moins assimilable avec les résultats obtenus expérimentalement, contrairement au modèle de Voce qui nous donne des valeurs plus proches pour la limite d'élasticité et la contrainte de saturation. On constate alors que le modèle Voce est plus apte à décrire le comportement mécanique des composites PP et PC+PPgMA.

V.4 Conclusion

Dans ce travail, les matériaux PP vierge et composites PP/fibre de papier carton ont été développés et l'effet des fibres de papier carton sur les propriétés de traction a été étudié à différents taux de fibres (avec ou sans agent de couplage PPgMA). Nous avons ensuite procédé à la modélisation des propriétés mécaniques de nos différents matériaux soumis à un essai de traction uni-axial en introduisant deux modèles Voce et Ludwik.

Résultats et interprétations

On conclue que le modèle Ludwik est plus apte à décrire le comportement mécanique du polypropylène vierge soumis à un essai de traction contrairement au composite PP et fibre de papier carton pour lesquelles le modèle voce reste le plus similaire avec les résultats obtenus expérimentalement.

Liste des équations

[III-1]

$$\tilde{S} = S - Sd = (S - D)$$

[III-2]

$$\tilde{\sigma} = \frac{F}{\tilde{S}} = \frac{\delta}{(1 - D)}$$

[III-3]

$$\varepsilon_e = \frac{\tilde{\sigma}}{E_0} = \frac{\delta}{(1 - D) \times E_0}$$

[III-4]

$$D = 1 - \frac{\tilde{E}}{E_0}$$

[III-5]

$$\int_0^{\varepsilon^{-P} \text{ final}} f(\sigma, \varepsilon) d\varepsilon^{-P} = C$$

[III.6]

$$\varepsilon\% = 100 \cdot \frac{L - L_0}{L_0}$$

[III.7]

$$\sigma = \frac{F}{S_0}$$

Liste des équations

[III.8]

$$R_e = \frac{Fe}{S_0}$$

[III.9]

$$R_m = \frac{Fr}{S_0}$$

[III.10]

$$A\% = 100 \cdot \frac{Lu - L_0}{L_0}$$

[III.11]

$$Z\% = \frac{S_0 Su}{S_0}$$

[III.12]

$$\sigma = \sigma_0 + (\sigma_{\max} - \sigma_0) (1 - \exp(-b\varepsilon))$$

[III.13]

$$\sigma = \sigma_0 + K\varepsilon^n$$

[V-1]

$$\sigma = \sigma_{\exp} * (1 + \varepsilon)$$

Conclusion générale

Ce travail a été consacré à l'étude numérique et analytique du comportement viscoélastique non linéaire du polypropylène. Nous avons procédé à la modélisation des propriétés mécaniques des matériaux polypropylène et composite PP et fibre de papier carton (avec ou sans agent de couplage PPgMA), soumis à des sollicitations de traction uni-axiale en introduisant deux modèles Voce et Ludwik. A partir des résultats obtenus expérimentalement nous avons extrait les différents paramètres nécessaires à l'application de ces deux lois d'érouissage ; de ce fait nous avons conclu que le modèle de Ludwik est plus apte à décrire le comportement mécanique du polypropylène vierge contrairement au composites PP et fibre de papier carton pour lesquels le modèle Voce reste le plus similaire avec les résultats obtenus expérimentalement, comme nous avons constaté que les agents de couplage n'ont aucun effet sur les propriétés mécanique du composite PP et fibre de papier carton .

A partir des résultats obtenus suite à la modélisation des propriétés mécaniques des différents matériaux étudié nous pouvons optimiser et concevoir n'importe quelle autre structure soumise à des sollicitation complexe.

1. Thierry B, Griset P. Histoire de la modélisation des réseaux techniques. 2011.
2. Defrancesch M. modélisation et simulation numérique en chimie du solide : principes et applications. af6040 [internet]. janv. 2013; disponible sur: techniques de l'ingénieur
3. Berthelot J.-M, Matériaux composites : comportement mécanique et analyse des structures. MASSON ed. Vol. 2 2^e édition. 1996. 620.
4. Gahleitner M, Fiebig J, Wolfschwenger J, Dreiling G, Paulik C, Post-Crystallization and physical aging of polypropylene: Material and processing effects. Journal of Macromolecular Science - Physics, 2002.41 8(4-6).
5. Perez J, physique et mécanique des polymères, Lavoisier ed.
6. Deterre Rémi LB. Introduction aux matériaux polymères, Librairie Lavoisier.
7. « Polymère » Microsoft® Encarta® 2007. [CD]. Microsoft Corporation.
8. Gohfriedw E, Fabienne M ; matériau polymère (structures propriétés et applications) paris 2000.
9. Trotignon J-P ; Verdu J ; Doraczynski A; Piperaud M; Précis matières plastique ; 1996. In.
10. Bensaid M, Étude Des Polymères Par Dynamiques Moléculaire. 2015;
11. Carrega M, Matériaux industriels, Matériaux polymères, INDUSTRIE TECHNOLOGIE, DUNOD, Paris, 2000.
12. Decker C, Polymérisation sous rayonnement UV ; Technique de l'ingénieur traité Plastiques et composite ; A M 3 044.
13. Mouloud M, « Etude de la conduction électrique dans les polymères isolants », Thèse de Doctorat en Electrotechnique, Université de Tizi-ouzou, 2010.
14. Kahouli A, « Etude des propriétés physico-chimiques et (di)-électriques du polyéthylène C en couche mince », thèse de Doctorat en microélectronique et nanoélectronique, Université de Grenoble (France), 2011.

15. Rault J, Les polymères solides [internet]. Éditions Cépaduès. 2002 [cité 18 sept 2021]. disponible sur: <https://www.cepadues.com/livres/les-polymeres-solides-2854285549.html>
16. Etienne S, David L, Introduction à la physique des polymères, 2ème Edition, Dunod, (2002).
17. Tounsi A, Modelisation numerique du comportement mecanique d'un nano-composite a matrice polymere et nano-renfort. :107.
18. Liao J-D, Modifications physico-chimiques et mecaniques du polyethylene et du polypropylene par implantation ionique, Plasma micro-ondes, bombardement d'électrons et irradiation gamma. 1995.
19. Wunderlich B, Macromolecular Physics vol.1 , Crystal structure, Academic press New York and London. 1973;
20. Natta G, Corradini P. Nuovo Cimento, suppl. 15 (1960) 40.
21. Cheng S.Z.D, Janimak J.J, Rodrigue J, « Crystalline structures of polypropylene homo- and copolymers », In : Polypropylene : Structure and morphology, 1ère édition, Chapman & Hall, 1995.
22. Varga J, Super molecular structure of isotactic polypropylene. Sci. 27 (1992) 2557.
23. Cailleau P, « Effets thermiques et dommage mécanique au cours de la fatigue du polypropylène », thèse de doctorat de l'université de Poitiers, 1996.
24. Karger-Kocsis J, Polypropylene : Structure, blends and composites, Vol. 1, 1er édition, Chapman & Hall, 1995.
25. Keith H.D, Padden Jr F.J, Walker N.M, Wyckoff H.W. ; Appl. Phys. 30 (1959) 1485.
26. Gomez M.A, Tanaka H, Tonelli A.E, Polymer 28 (1987) 2227.
27. Lotz B, Kopp S, Dorset D, C.R. Acad. Sci. Paris 319 II (1994) 187.
28. Dorset D, Mc Court M.P, Kopp S, Schumacher M., Okihara T., Lotz B. ; Polymer 39 N°25 (1998) 6331-6337.

29. Meille S.V, Ferro D.R, Brückner S, Lovinger A.J, Padden F.J, *Macromolecules* 27 (1994) 2615.
30. Labour T, Gauthier C, Séguéla R, Vigier G, Bomal Y, Orange G, *Polymer* 42 (2001) 7127-7135.
31. Tordjeman Ph, Robert Ch, Gerard P, « The mechanical properties of α , β polypropylene », *Matériaux 2002*, Tours- France, 21-25 octobre 2002.
32. O’Kane W.J, Young R.J, Ryan A.J, *J. Macromol. Sci.-Phys. B-34* (1995) 427-458.
33. G’Sell C., Dahoun A., Favier V., Hiver J.M., Philippe M.J., Canova G.R. ; *Polym. Engng. Sci.* 37 (1997) 1702-1711.
34. Meille S.V, Brückner S, Porzio W, *Macromolecules* 23 (1990) 4114.
35. Foresta T, Piccarolo S, Goldbeck-Wood G, *Polymer* 42 (2001) 1167-1176.
36. Temimi-Maaref N, *Comportement thermo-mécanique et rupture de polypropylènes. Etude expérimentale et modélisation.* 2006.
37. Bouakkaz AO, *Etude expérimentale et modélisation micromécanique d’un nano-composite à base de polypropylène.* 2018.
38. Vermogen A, *Genèse des microstructures et conséquences sur les propriétés mécaniques dans les polymères semi-cristallins renforcés par des charges lamellaires. Thèse n° d’ordre : 2006-ISAL-0054*, 2006.
39. Baley C, *Fibres naturelles de renfort pour matériaux composites.* juill 2020; Disponible sur: *Techniques de l’Ingénieur*
40. Berthelot J, « matériaux composites, comportement mécanique et analyse des structures », 4^{ème} édition, TEC &DOC, Le Mans Novembre 2010.
41. Aucher J, *Etude comparative du comportement de composites à matrice thermoplastique ou thermodurcissable*, Décembre 2009.

42. Mortha G, Dupont A, Chimie des procédés de fabrication des pâtes lignocellulosiques écrues, AF 6 821 – 1, technique d'ingénieur, janvier 2016.
43. Soo-Jin P, Fan-Long J, Changjin L, Preparation and physical properties of hollow glass microspheres-reinforced epoxy matrix resins, Materials Science and Engineering A 402 (2005) 335–340.
44. Ronald F, Gibson, Principles of Composite Material Mechanics, McGraw Hill publishing Co. ISBN-13: 978-0-07-292139-7, 1994.
45. Tsai, S.W, Hahn, Introduction to Composite Materials, H.T., Technomic Publishing Co., Lancaster, P.A (1980).
46. Perrot Y, Contribution à l'étude des matériaux composites utilisés en construction navale de plaisance, Thèse de l'Université de Bretagne Sud, U.F.R Sciences et Sciences de l'Ingénieur, 2006.
47. Zaki O, Contribution à l'étude et la modélisation de l'influence des phénomènes de transferts de masse sur le comportement mécanique de flacons en polypropylène. 2008.
48. Tervoort T.A, "Constitutive modelling of Polymer Glasses": Finite Non-linear Viscoelastic Behaviour of Polycarbonate. Ph.D. thesis, Eindhoven University of Technology, 1996.
49. Yannas V, Luise, R. R, "The Strength and Stiffness of Polymers". Marcel Dekker, New-York: ZACHARIADES, A. E., PORTER, R. S., 1983, 255 p.
50. Brown N, Yield behavior of polymers. In : Failure of Plastics, Hanser C, Munich : Brostow W, Corneliussen P, 1986, 98-118.
51. Hor A, Simulation physique des conditions thermomécaniques de forgeage et usinage - caractérisation et modélisation de la rhéologie et de l'endommagement. PhD thesis, Arts et Métiers ParisTech, 2011.
52. Jeunechamps P, Simulation numérique, à l'aide d'algorithmes thermomécaniques implicites, de matériaux endommageables pouvant subir de grandes vitesses de déformation.

Application aux structures aéronautiques soumises à impact. PhD thesis, Université de Liège, 2008.

53. Clift S.E, Hartley P, C.E.N. Sturgess et G.W. Rowe. Fracture prediction in plastic deformation processes. *International Journal of Mechanical Sciences*, vol. 32, no. 1, pages 1 – 17, 1990.
54. Montheillet F, Moussy F. *Physique et mécanique de l'endommagement*. les Ed. de Physique, 1986.
55. Frank J. Zerilli, Ronald W. Armstrong. Dislocation-mechanics-based constitutive relations for material dynamics calculations. *Journal of Applied Physics*, vol. 61, no. 5, pages 1816–1825, 1987.
56. Lemaître J, Chaboche J.L, « Mécanique des matériaux solides », Greco – Dunod, Paris, 2ème édition, 2001.
57. Kaush H.H, Gensler R, Grein C, Plummer JG, Scramuzzino P, *Crazing in Semi crystalline thermoplastics''*, *Journal of macromolecule science*, part B-Physics,1999.
58. Iiterbeek R, *Résistance des matériaux- Introduction à la résistance des matériaux*.
59. Agassant J-F, *Principes de base de la modélisation des procédés de mise en forme des polymères*. juill 2014; Disponible sur: *Technique d'ingénieur*
60. Dragon A, Hild F, Rota L, Trumel H. Modélisation du comportement et de la rupture des matériaux sous sollicitations dynamiques. *Mechanics & Industry*, EDP Sciences, 2000, 1 (5), pp.521-537.
61. Incandela O, *Définition de protocoles rationnels d'identification de la loi de comportement élastique : Application à la simulation éléments finis d'opérations industrielles d'emboutissage*. Modélisation et simulation. Université de Savoie,2006.

62. Pannier Y, Identification de paramètres élastoplastiques par des essais statiquement indéterminés : mise en œuvre expérimentale et validation de la méthode des champs virtuels. Mécanique [physics.med-ph]. Arts et Métiers Paris Tech, 2006.

Résumé

La modélisation consiste à mettre sous une forme analytique simple un phénomène physique ou un ensemble de phénomènes physiques en utilisant des lois physiques, les modèles numériques exploitent les lois de comportements préalablement identifiées en se basant sur les essais de caractérisation.

Le polypropylène se présente comme l'un des polymères thermoplastiques les plus utilisés dans l'industrie avec un prix abordable et des propriétés mécaniques intéressantes

Ce travail est consacré à l'étude du comportement mécanique du Polypropylène vierge et composite PP et fibres de papier carton sans adhésion d'Anhydride maléique. A partir des résultats obtenus lors d'un essai de traction uni-axiale, nous avons extrait les paramètres nécessaires à l'application des deux modèles de comportement dynamique Voce et Ludwik. Nous avons par la suite procédé à une analyse comparative des différents résultats obtenus.

En exploitant ces résultats dans différents logiciels de calculs, nous pouvons optimiser et concevoir n'importe quelle autre structure soumise à des sollicitation complexe.

Mots clés : modélisation, modèles, polypropylène, composite, fibre, traction, Voce, Ludwik.

Abstract

Modeling consists in putting in a simple analytical form a physical phenomenon or set physical phenomena by using physical laws. Numerical models exploit the laws of behavior previously identified based on characterization tests.

Polypropylene is one of the most used thermoplastic polymers in the industry with an affordable price and interesting mechanical properties.

This work is devoted to the study of the mechanical behavior of virgin polypropylene and composite PP and cardboard fibers without maleic anhydride adhesion. From the results obtained during a uni-axial tensile test, we extracted the parameters necessary to apply the two dynamic behavior models voce and ludwik. We then proceeded to a comparative analysis of the different results obtained.

By exploiting these results in different calculation software, we can optimize and design any other structure subjected to complex solicitations.

Key word: modeling, models, polypropylene, composite, fiber, traction, voce, ludwik.