



AVERTISSEMENT

Ce document est le fruit d'un long travail approuvé par le jury de soutenance et mis à disposition de l'ensemble de la communauté universitaire élargie.

Il est soumis à la propriété intellectuelle de l'auteur. Ceci implique une obligation de citation et de référencement lors de l'utilisation de ce document.

D'autre part, toute contrefaçon, plagiat, reproduction illicite encourt une poursuite pénale.

Contact : ddoc-theses-contact@univ-lorraine.fr

LIENS

Code de la Propriété Intellectuelle. articles L 122. 4

Code de la Propriété Intellectuelle. articles L 335.2- L 335.10

http://www.cfcopies.com/V2/leg/leg_droi.php

<http://www.culture.gouv.fr/culture/infos-pratiques/droits/protection.htm>

Ecole doctorale C2MP

Contribution à l'étude du comportement mécanique d'un
PPS/GF40 sous différents chargements avec prise en compte
des effets de l'environnement de sollicitation : étude
expérimentale et modélisation multi-échelle pour application
au développement de pièces automobiles

Thèse

Pour obtenir le titre de

Docteur de l'Université de Lorraine

Spécialité Science des Matériaux

Présentée par

Quentin BOURGOGNE

Soutenue le 08 décembre 2020, devant le jury composé de

M. Pierre CHEVRIER	LEM3, Université de Lorraine	Directeur de thèse
Mme Vanessa BOUCHART	LEM3, Université de Lorraine	Co-directrice de thèse
Mme Fabienne TOUCHARD	Institut Pprime, ENSMA	Rapporteuse
M. Xavier COLIN	PIMM, ENSAM ParisTech	Rapporteur
M. Jean-Luc BOUVARD	CEMEF, Mines ParisTech	Examineur
Mme Marie-Laetitia PASTOR	Institut Clément Ader, IUT Tarbes	Examinatrice
M. Emmanuel DATTOLI	Pierburg Pump Technology	Encadrant industriel

A mes parents, Alexandre et Christine

*A mon grand-père Pierre,
avec qui j'aurais aimé pouvoir partager tout ça*

*A ma grand-mère Carmen,
la plus belle et la plus brillante des étoiles*

Résumé

Les problématiques climatiques étant au cœur des enjeux de notre époque, l'industrie automobile entreprend de profonds changements afin de limiter l'émission de gaz à effet de serre. Un des moyens de limiter ces émissions réside dans l'allègement des structures. C'est dans ce contexte que l'utilisation de composites plastiques renforcés se démocratise, jusqu'à atteindre aujourd'hui les composants sous-capot tels que les pompes à eau de refroidissement. L'immersion permanente dans le liquide de refroidissement et les fortes variations de températures inhérentes à cette application constituant un environnement défavorable à ce type de matériaux, les effets de cet environnement sur ces matériaux doit être connus afin de permettre une conception fiable des composants. Cette thèse présente une étude expérimentale et théorique sur un PolyPhénylène Sulfide renforcé à hauteur de 40% de fibres courtes de verre (PPS/GF40) et sa matrice plastique. Les variations de températures et le vieillissement du matériau lié à l'immersion dans le liquide de refroidissement ont été investiguées de manière expérimentale via des essais de tractions cycliques et monotones sur le plastique pur et sur le composite en faisant varier la proportion de glycol dans le liquide de refroidissement. Les résultats de ces essais ont permis l'identification des principaux phénomènes physiques à l'œuvre dans le PPS pur et responsables des évolutions de son comportement mécanique en fonction de cet environnement hydro-thermique. Ces observations expérimentales ont permis la mise en place d'un modèle phénoménologique permettant de traduire le comportement visco-elasto-pseudo-viscoplastique du PPS et de l'extrapoler pour différentes températures. Les effets du vieillissement ont été intégrés au sein de ce même modèle via l'établissement d'une équivalence température/immersion. La précision du modèle proposé a été validée grâce à une comparaison avec un modèle séquentiel, basé sur l'intelligence artificielle. A partir de l'étude réalisée sur la matrice PPS, le modèle proposé a été extrapolé au niveau du composite via une homogénéisation analytique de son comportement. Après comparaison avec les courbes expérimentales, il s'est avéré qu'une fois homogénéisé, le modèle proposé préservait ses bonnes capacités prédictives, surtout sur la prédiction du comportement élastique et ce, quelle que soit l'orientation des fibres. Un certain écart a cependant été observé entre la prédiction du comportement plastique et le comportement observé expérimentalement. Une investigation par éléments finis de la cohésion fibre/matrice par endommagement d'inter-phase a été menée afin d'expliquer ces différences. Ce travail a permis l'étude des conséquences de cette fragilisation de cette cohésion fibre/matrice sur le comportement macroscopique du composite en fonction de l'orientation des fibres et de la température. Ce travail a également permis de mettre en exergue l'influence du vieillissement sur cette cohésion et de quantifier la perte de résistance de cette inter-phase induite par un tel procédé. Enfin, une étude expérimentale en fatigue a été menée sur le composite en fonction de l'orientation des fibres. Les similitudes observées avec le comportement en quasi-statique ont permis de réutiliser des paramètres du modèle développé afin d'extrapoler les courbes de Wöhler pour différentes températures. Cette extrapolation étant alors possible, un modèle 1D a été développé afin d'estimer l'élévation de température induite dans le matériau suite aux phénomènes d'auto-échauffement induits par la sollicitation en fatigue, tout en prenant en considération les effets du vieillissement sur la microstructure du matériau.

Abstract

Environmental issues are representing one of the main problematic to take into account for new industrial developments and especially for car makers which are facing the challenge of reducing costs and CO₂ emissions. One way to respond to these challenges is to reduce weight of parts. In order to consider industrial, economic and environmental issues, the use of short glass fibre reinforced thermoplastics is widely increasing, including in the design of under-the-hood components. This thesis presents an experimental and theoretical study conducted on a PolyPhenylene Sulfide with 40%wt of short glass fibers (PPS/GF40) and its matrix. Widely used for under-the-hood applications in the automotive industry, those materials are subjected to high temperatures and aging effects of cooling liquid. Therefore, the understanding of those phenomena is essential to design mechanical parts. Thus, an experimental campaign in the tensile mode has been carried out with different temperatures and glycol proportions in the cooling liquid, for monotonic and cyclic loadings on neat and reinforced PPS. The results of these tests allowed us to highlight some of the main physical phenomena occurring during these solicitations under tough hydro-thermal conditions. Taking into account this analysis, a visco-elasto-pseudo-viscoplastic model is proposed. Moreover, this model allows the consideration of the cooling liquid effects and its constituents by temperature/humidity equivalence. The accuracy of the model was confronted to an artificial intelligence based one, in order to study the maximal accuracy physically reachable. Finally, the evolution of the model parameters has been studied with the adjunction of short glass fibres and for specific orientation distribution. Starting from the study of the mechanical behavior of the PPS matrix, an analytical homogenization was then performed. Comparison with composite's experimental curves showed a good prediction of the elastic behavior. However, differences between experimental and predicted plastic behaviors were highlighted. Finite element analyses considering inter-phase damage were done at different temperatures and for several fiber orientations so to explain differences arising between analytical approach and experimental results. This work allowed a study of the evolution of the impact of this damage on mechanical properties as a function of temperature and fiber orientation. This work led to highlight a weakening of the fiber/matrix interface for a liquid aged composite and to quantify the decrease of the interface properties. Finally, fatigue behavior of the composite is studied as a function of fiber orientation. The modeling parameters determined from the study of the monotonic behavior of the composite were taken into account to propose a prediction of the Wöhler curves as a function of temperature. The prediction of the Wöhler curves as a function of temperature being possible, a 1D model was then proposed in order to evaluate the increase of temperature due to self-heating phenomenon during fatigue loading, considering ageing consequences.

Remerciements

Je voudrais exprimer toute ma gratitude envers ceux qui m'ont aidé et épaulé au cours de ces trois années et qui ont contribué à la réalisation de cette thèse.

Je tiens tout d'abord à remercier particulièrement Pierre Chevrier et Vanessa Bouchart, mes encadrants de thèse. Leur bienveillance et leurs compétences m'ont accompagné tout au long de cette expérience unique. Ils ont toujours su m'aiguiller et dégager du temps pour discuter de toutes les thématiques abordées malgré leur emploi du temps plus que rempli... C'est à croire que les journées peuvent contenir plus de 24h! Un grand merci également à Julien Capelle qui s'est montré très patient avec moi lors de la réalisation des essais, malgré mes talents pratiques dignes de Mr. Bean. J'exprime également toute ma gratitude envers Céline Salomon, qui a gardé un sang-froid olympien face à mon anglais approximatif et fait preuve de beaucoup de pédagogie.

Je remercie également Emmanuel Dattoli et Arnaud Fournier, qui m'ont accueilli au sein de leur service de R&D. Je suis arrivé en tant que premier thésard de l'entreprise et malgré cette situation inédite, ils m'ont apporté leur confiance totale tout au long de la thèse, ce qui était un sacré pari! J'ai conscience du risque qu'ils ont pris et je les remercie de leur soutien moral et matériel qui m'ont permis de travailler dans de parfaites conditions. Toujours de bonne humeur malgré les tracas inhérents aux métiers relatifs au développement, ils ont toujours fait preuve d'écoute envers les besoins nécessaires à la bonne poursuite de ces travaux. Sachez que c'est une expérience que je n'oublierai pas et que mon passage restera un excellent souvenir.

Je remercie les membres de mon jury pour leur intérêt porté à cette thèse, pour le temps accordé à mon mémoire, pour leurs commentaires bienveillants et constructifs sur le travail réalisé et pour leurs nombreux compliments.

J'en profite également pour remercier Anthony, Gérald, Brice, Cédric, Sébastien, Jérémy et tout le reste des équipes Pierburg pour leur bonne humeur et leur camaraderie. Nous avons développé une imagination débordante pour trouver des prétextes pour organiser des sorties restos à la pause midi. Mention spéciale également à nos parties endiablées de jeux en ligne dont l'histoire du e-gaming se souviendra comme étant la série de défaites consécutives la plus improbable qui soit.

Parce qu'une thèse représente énormément de travail, il est important d'être bien entouré. Je remercie donc Alexandre, Mathieu et Lorraine, mes vieux amis de toujours, qui m'ont permis de rire et de partager chaque moment, dans cette expérience comme dans les précédentes et j'espère dans les prochaines et ce, le plus longtemps possible. Je remercie également Clément, Damien et Damien, Quentin et Vincent, la Team MMSP, avec qui j'ai pu partager toutes mes péripéties, rire et échanger que ce soit par message ou autour d'une bière. Il est difficile de dire où l'avenir nous mènera, j'espère simplement que notre lien perdurera.

Enfin, je remercie toute ma famille. Soutien indéfectible au cœur de la tempête, vous m'avez toujours soutenu, dans cette expérience comme dans les autres et c'est grâce à vous si j'en suis arrivé là aujourd'hui. Vous constituez tous une brique qui m'ont permis de me construire et de m'améliorer et je vous en suis éternellement reconnaissant. Je vous dois tout.

Sommaire

Introduction générale.....	1
1. Chapitre 1 : Etat de l'art	5
1.1. Les polymères	5
1.1.1. Définition	5
1.1.2. Diversité.....	5
1.1.3. Le PPS	8
1.2. Influence de l'environnement sur la microstructure du matériau	9
1.2.1. Influence de la température	9
1.2.2. Influence du vieillissement	11
1.2.2.1. Influence de l'absorption	11
1.2.2.2. Influence du vieillissement hygrothermique	13
1.2.2.3. Influence de l'agressivité chimique.....	14
1.3. Mise en forme	14
1.3.1. Types renforts.....	14
1.3.2. Procédés	17
1.4. Fibres	20
1.4.1. Types de fibres.....	20
1.4.2. Fibres de verre	20
1.4.3. Taux de fibres	21
1.5. Cohésion fibres/matrice et systèmes d'endommagement	22
1.6. Conclusion	24
2. Chapitre 2 : Caractérisation expérimentale en sollicitation quasi-statique	25
2.1. Introduction.....	25
2.1.1. Identification et évolution des phénomènes physiques	25
2.1.2. Influence de la température sur le comportement mécanique des thermoplastiques	28
2.1.3. Influence de l'absorption sur le comportement mécanique des thermoplastiques	30
2.2. Point de vue adopté	33
2.3. Mise en forme des éprouvettes.....	33
2.3.1. Géométrie.....	33
2.3.2. Découpe jet d'eau.....	35
2.4. Set-Up machine	35
2.5. Conditions d'essais	36

2.5.1.	Configurations testées	36
2.5.2.	Mise à température	37
2.5.3.	Vieillissement.....	37
2.5.3.1.	Protocole	37
2.5.3.2.	Etude de l'absorption	37
2.6.	Essais de traction monotones	39
2.6.1.	Influence de l'environnement de sollicitation sur le comportement mécanique de la matrice	39
2.6.1.1.	Influence de la température	39
2.6.1.2.	Influence du vieillissement	41
2.6.2.	Influence de l'environnement de sollicitation sur le comportement mécanique du composite.....	42
2.6.2.1.	Influence de la température	42
2.6.2.2.	Influence du vieillissement	44
2.7.	Essais de traction cycliques sur la matrice	46
2.8.	Conclusion	49
3.	Chapitre 3 : Modélisation du comportement mécanique de la matrice.....	50
3.1.	Introduction.....	50
3.1.1.	Modèles phénoménologiques	50
3.1.2.	Modèles empiriques	55
3.1.3.	Equivalence temps/température	56
3.1.4.	Limitations	58
3.2.	Structure thermomécanique	59
3.2.1.	Schéma rhéologique	59
3.2.2.	Energie libre et inégalité de Clausius-Duhem	60
3.2.3.	Equivalence température/absorption	63
3.3.	Application du modèle.....	65
3.3.1.	Détermination des paramètres.....	65
3.3.2.	Corrélations	66
3.4.	Comparaisons	69
3.4.1.	Comparaison avec un modèle empirique	69
3.4.2.	Comparaison avec un modèle séquentiel	72
3.5.	Application du modèle au composite	74
3.6.	Limites du modèle	79
3.7.	Conclusion	79

4.	Chapitre 4 : Modélisation du comportement mécanique du composite	81
4.1.	Définition du VER.....	81
4.1.1.	Définition	81
4.1.2.	Simulations d'injection	82
4.2.	Homogénéisation analytique.....	84
4.2.1.	Les grands principes.....	84
4.2.2.	Méthodes d'homogénéisation analytiques	85
4.2.2.1.	Modèles linéaires couramment utilisés	85
4.2.2.2.	Méthodes de linéarisations	89
4.2.3.	Application.....	93
4.2.3.1.	Comportement mécanique en fonction de l'orientation des fibres.....	93
4.2.3.2.	Comportement mécanique en fonction de la température.....	94
4.2.3.3.	Comportement mécanique vieilli.....	95
4.2.4.	Conclusions.....	97
4.3.	Modélisation de l'endommagement par la méthode des éléments finis	98
4.3.1.	Modélisation du VER.....	98
4.3.2.	Conditions aux limites.....	100
4.3.3.	Maillage	101
4.3.4.	Validation du modèle.....	102
4.3.5.	Zone cohésive	103
4.3.5.1.	Modélisation et maillage	103
4.3.5.2.	Loi de traction - séparation	104
4.3.6.	Influence des paramètres et validation	106
4.3.7.	Identification du système d'endommagement.....	109
4.3.8.	Impact de la décohésion fibres/matrice sur les propriétés mécaniques du composite 110	
4.3.9.	Evolution de l'influence de l'endommagement	113
4.3.9.1.	En fonction de la déformation plastique.....	113
4.3.9.2.	En fonction de l'orientation des fibres.....	114
4.3.9.3.	En fonction de la température.....	115
4.3.9.4.	Sur matériau vieilli	118
4.4.	Conclusion	122
5.	Chapitre 5 : Fatigue et auto-échauffement	123
5.1.	Etat de l'art	123

5.2.	Protocole expérimental	130
5.3.	Résultats expérimentaux	133
5.4.	Extrapolation à d'autres températures.....	134
5.5.	Auto-échauffement et équation de la chaleur.....	140
5.5.1.	Equation de la chaleur avec dissipation.....	140
5.5.2.	Intégration du modèle créé	141
5.5.3.	Résolution numérique	143
5.5.3.1.	Conditions initiales et résolution	143
5.5.3.2.	Corrélations avec données de la littérature.....	143
5.6.	Auto-échauffement et humidité	148
5.6.1.	Homogénéisation du VER vieilli	148
5.6.2.	Intégration du mouvement des chaînes moléculaires	150
5.6.2.1.	Contributions à l'énergie libre de Helmholtz	150
5.6.2.2.	Equivalences et lois de comportement.....	153
5.6.2.3.	Corrélations	155
5.7.	Limites du modèle	157
5.8.	Conclusion	158
6.	Chapitre 6 : Application à une pièce réelle	160
6.1.	Propriétés mécaniques du matériau.....	161
6.2.	Procédé d'obtention.....	163
6.3.	Modèle numérique du chargement quasi-statique	164
6.3.1.	Sollicitation et modélisation du procédé	164
6.3.2.	Maillage	168
6.3.3.	Modélisations des contacts	168
6.3.4.	Conditions aux limites.....	169
6.4.	Corrélation essai/calcul	171
6.4.1.	Résultat de la modélisation	171
6.4.2.	Résultats expérimentaux	172
6.4.3.	Comparaison.....	173
6.5.	Estimation de durée de vie	176
6.6.	Conclusion	179
	Conclusions générales et perspectives	181
	Bibliographie	187
	Annexes.....	203

Introduction générale

Les questions environnementales font partie des grandes problématiques à considérer pour tout nouveau développement à l'échelle industrielle, notamment pour les constructeurs automobiles dont l'objectif est de constamment réduire les coûts et les émissions de CO₂. Un des axes de travail permettant de répondre à ces challenges réside dans l'allègement des structures. En effet, un véhicule plus léger nécessitera moins d'énergie, quelle qu'elle soit, pour le mettre en mouvement. C'est dans ce contexte que le recours aux composites plastiques renforcés de fibres s'est démocratisé. L'utilisation de ces matériaux, peu coûteux à produire et bien plus légers que les métaux, permet de répondre aux contraintes industrielles modernes. On retrouve donc ces matériaux dans des branches de plus en plus vastes d'applications, des circuits imprimés aux fuselages d'avions, en passant par l'alimentaire ou encore le médical. Dans l'industrie automobile, les composites plastiques ont gagné du terrain dans l'habitacle, sur certaines pièces de liaison et également, dans certains cas, jusque sur la carrosserie. Petit à petit, l'utilisation de tels matériaux se démocratise dans une autre gamme de pièces automobiles au fort potentiel d'allègement : les applications dites sous-capot. L'entreprise partenaire de la thèse, Pierburg Pump Technology, est un équipementier automobile fournisseur de produits sous-capots et plus précisément de pompes à eau destinées au système de refroidissement du bloc moteur. Ces pompes servent à évacuer les calories superflues générées par le moteur par la mise en circulation du liquide de refroidissement comme décrit en figure 0.1.

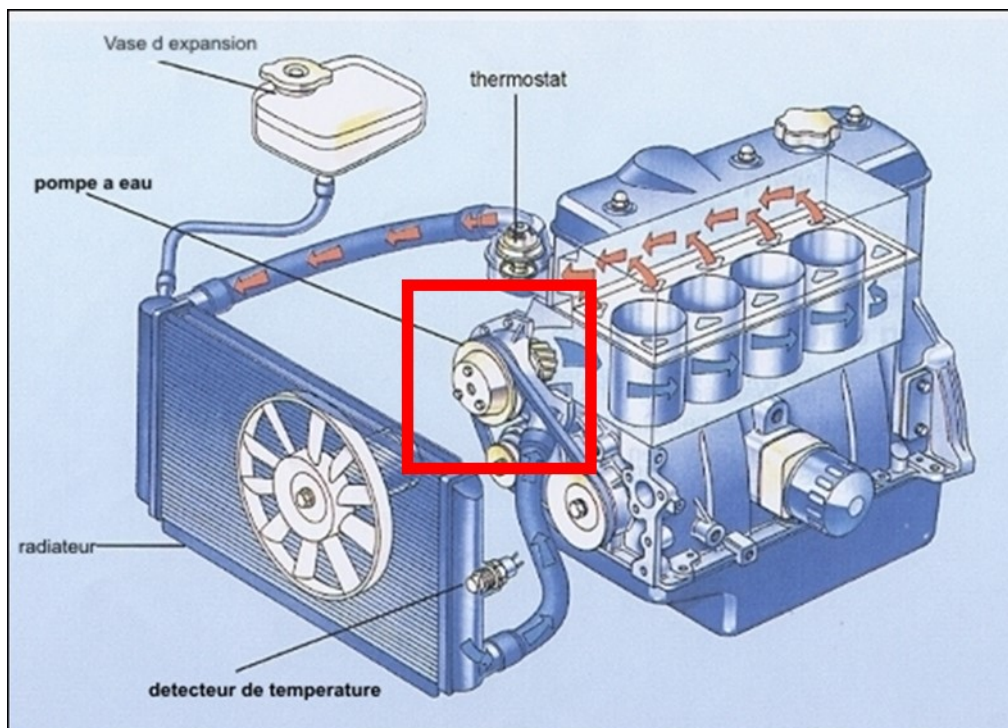




Figure 0.1 : (a) Circuit de refroidissement (b) Pompes à eau

Ce liquide est composé d'eau et d'un produit chimique que l'on appelle le glycol. Ce composé chimique est plus dense que l'eau et permet au liquide de refroidissement de rester dans un état liquide quelle que soit la température que pourra rencontrer le véhicule en utilisation. Le dimensionnement de ces pompes à eau est validé sur une plage de températures allant de -40°C pour les véhicules utilisés dans des régions froides, jusqu'à 130°C pour prendre en compte un échauffement exacerbé du moteur. En régime de fonctionnement nominal, la pompe à eau est donc constamment entièrement immergée dans le liquide de refroidissement à 90°C . Plusieurs axes de travail ont été mis en œuvre afin d'optimiser la fonctionnalité du produit et ainsi diminuer les pertes énergétiques. Par exemple, afin de garder le moteur à sa température de rendement maximal, l'entreprise propose des pompes à eaux dites à débit variable. Grâce à différents systèmes, il est possible de faire varier le débit du fluide en fonction de la température du moteur afin de maintenir une consommation de carburant optimale. Ces perfectionnements passent également par l'amélioration de la circulation du fluide et des aspects hydrauliques, en faisant de l'optimisation topologique des roues à aubes notamment. Les systèmes rendant le débit variable induisent une hausse du nombre de composants dans la pompe et donc une augmentation de son poids. Aujourd'hui, en fonction du système et de l'application voiture ou camion, les pompes à eau peuvent peser entre 5kg et 10kg. L'optimisation topologique induit un design beaucoup plus complexe des roues à aubes et les rend donc plus difficile à produire. Ces problématiques peuvent être résolues par l'incorporation de matières plastiques. En effet, les thermoplastiques étant des matériaux légers et permettant la réalisation simple et rapide de formes complexes via injection, leur utilisation pour des composants de pompes à eau représente une solution aux problèmes évoqués. Si ces matériaux semblent de prime abord répondre aux problématiques liées aux évolutions technologiques, ils présentent néanmoins des sensibilités qu'il faut prendre en compte lors du dimensionnement de pièces. En effet, il a été montré que les caractéristiques mécaniques des plastiques sont très dépendantes de leur environnement de sollicitation [1-3]. Le développement industriel s'appuyant de plus en plus sur les simulations numériques pour des gains de temps et d'argent, la modélisation des effets de l'environnement sur le comportement mécanique représente donc le moyen fondamental pour estimer la durée de vie des composants. L'entreprise Pierburg s'appuie sur différents logiciels pour dimensionner ses pièces présentées en figure 0.2:

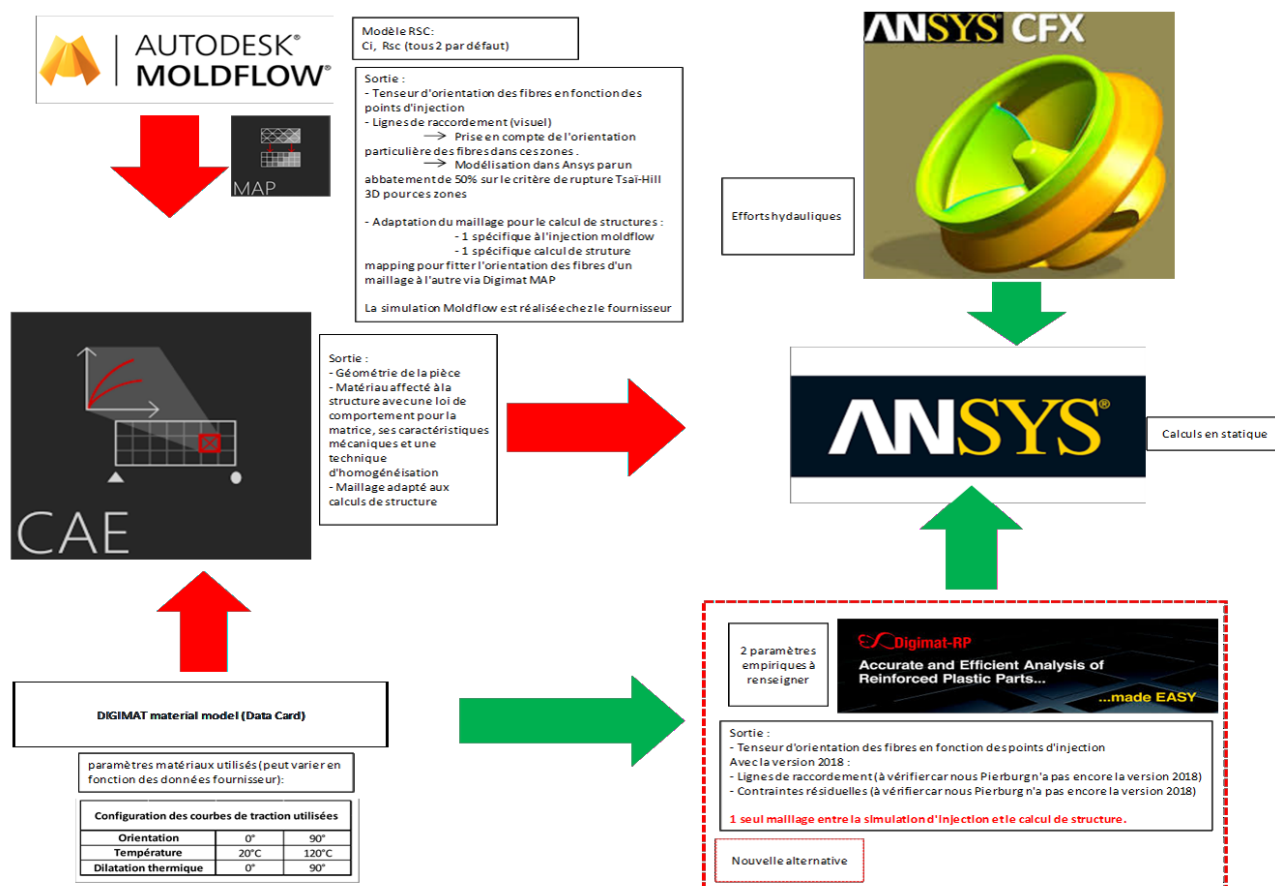


Figure 0.2 : Processus de modélisation dans l'entreprise

Les données liées aux propriétés du matériau sont regroupées au sein de ce qu'on appelle une carte matériau Digimat, qui, à partir de courbes de traction du composite pour plusieurs orientations de fibres, réalise un reverse engineering pour retrouver les propriétés de la matrice et du renfort pour procéder à une homogénéisation, permettant de retrouver le comportement du composite quelle que soit l'orientation des fibres. La répartition des fibres et leurs orientations sont déterminées par simulation d'injection grâce au module Digimat-RP. L'interface Digimat-CAE permet de faire correspondre les maillages Digimat et Ansys afin de procéder aux calculs de structure Ansys. Enfin, les résultats de ces calculs peuvent servir de données d'entrées au logiciel nCode, permettant de réaliser des calculs en fatigue.

La réalisation de ces calculs s'appuie donc sur une quantité importante de données matériau, obtenues généralement par méthode expérimentale. L'entreprise ne pouvant raisonnablement pas réaliser des essais pour toutes les températures du spectre pour obtenir les caractéristiques mécaniques liées, la modélisation du comportement en fonction de cette température offre la possibilité d'extrapoler ces caractéristiques pour toute température voulue. Il est possible de trouver dans la littérature des modèles permettant de considérer la température dans les lois de comportement. Les modèles empiriques d'une part, ne permettent pas d'effectuer de prédiction et d'extrapolations précises. Les modèles phénoménologiques existants, d'autre part, reposent sur l'équivalence temps/température. Cette équivalence peut être établie par la connaissance de l'évolution des caractéristiques du matériau en fonction de la vitesse de déformation. Cependant, la vitesse de déformation est un facteur difficile à exploiter dans le domaine industriel.

Enfin, les modèles micromécaniques reposent sur des paramètres internes nombreux et difficiles à estimer et leur mise en place induit des calculs lourds et donc longs. De plus, quelle que soit la nature des modèles, ils ne sont que très rarement valables sur toute la gamme de températures pertinente aux applications de l'entreprise. Concernant les effets du vieillissement, les études traitant de ce sujet le font de manière exclusivement expérimentale et ne prennent en compte que les effets de l'eau. L'objectif de la thèse est donc de comprendre les effets de l'environnement de sollicitation sur le comportement mécanique d'un composite très utilisé par l'entreprise : le PPS/GF40 et de les modéliser afin d'être en mesure de réaliser des estimations de durée de vie pertinentes, tout en s'intégrant dans le processus de calcul utilisé par Pierburg et en préservant un temps global de calcul le plus court possible.

1. Chapitre 1 : Etat de l'art

1.1. Les polymères

1.1.1. Définition

La famille des polymères offre un large panel de matériaux aux structures, propriétés et applications très diversifiées. Leur structure dépend de celle des monomères qui le constitue. A l'échelle micromoléculaire, un monomère est un assemblage d'atomes, dont l'assemblage principal est aussi appelé squelette. Ce squelette est constitué d'atomes de carbone en liaison covalente pour les monomères dits organiques. La molécule insaturée ainsi créée par cet agencement d'atomes de carbone, d'hydrogène et d'autres constituants est ensuite additionnée avec un très grand nombre d'autres monomères insaturés par une technique dite de polymérisation, qui conduit à la formation d'une macromolécule appelée polymère, comme montré en figure 1.1 :

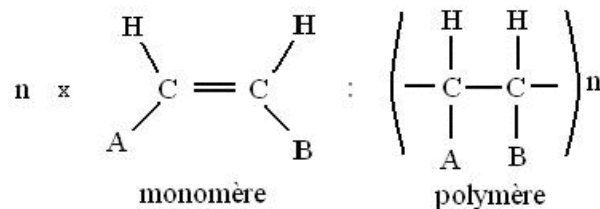


Figure 1.1 : Monomère et polymérisation [4]

La structure interne des matériaux polymères se caractérise donc par la présence de ces macromolécules, qui vont former de longues chaînes moléculaires. Il existe des matériaux constitués de chaînes courtes, qui permettent l'élaboration de gels tandis que les chaînes longues permettent l'élaboration de matériaux plus solides. Ces chaînes moléculaires peuvent être observées par microscopie optique alors que la détermination de l'arrangement atomique nécessite l'utilisation de spectroscopie. Les différentes propriétés qu'offrent les polymères vont dépendre des agencements de ces chaînes moléculaires ainsi que de leurs interactions les uns par rapport aux autres.

1.1.2. Diversité

L'arrangement des chaînes moléculaires abouti à des structures internes reconnaissables et caractéristiques, offrant chacune certaines spécificités au matériau. En effet, les polymères sont souvent compartimentés selon leur type de structure qui peut être soit amorphe soit semi-cristalline. La phase cristalline se caractérise par un agencement des chaînes moléculaires tandis que la phase amorphe est caractérisée par un enchevêtrement des chaînes, d'un aspect plus chaotique. Alors qu'il existe des matériaux plastiques dont la structure est totalement amorphe, il n'existe pas de plastiques parfaitement cristallins. La structure dite semi-cristalline contient toujours une phase amorphe, reliée à la structure organisée via des macromolécules de liaison, comme présenté en figure 1.2 :

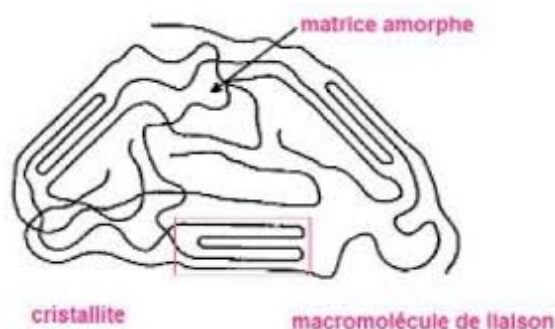


Figure 1.2 : Structure semi-cristalline [4]

Ces différentes structures induisent des caractéristiques propres à chacune d’elles donnant au matériau des propriétés générales identifiables. Un aperçu très succinct est résumé dans le tableau 1.1 :

caractéristiques propres des plastiques	
semi-cristallins	amorphes
Haute résistance à la chaleur	Faible résistance à la chaleur
Point de fusion déterminé	Point de fusion graduel
Plus opaque	Plus transparent
Plus de contraction au refroidissement	Moins de contraction au refroidissement
Endurance réduite à basse température	Endurance accrue à basse température
Bonne stabilité dimensionnelle	Stabilité dimensionnelle plus faible
Rigide	Admet plus de déformation

Tableau 1.1 : Comparaison polymères semi-cristallins et amorphes

Cette simple différenciation entre les polymères, bien que fondamentale, ne permet pas de rendre compte de la complexité de la structure. En effet, selon les conditions et/ou les efforts que va subir le matériau, ce réseau va constamment se réorganiser et ce, principalement dans sa phase amorphe. Les chaînes moléculaires étant désalignées, les mouvements de ces chaînes s’en retrouveront facilités. Néanmoins, des liaisons chimiques peuvent apparaître entre les chaînes moléculaires, créant des points de réticulation, comme présenté en figure 1.3 :

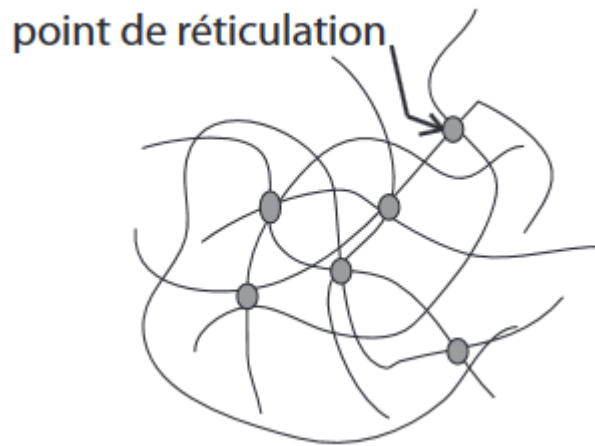


Figure 1.3 : Liaisons entre les chaînes moléculaires [4]

Ces points de réticulation vont créer des réseaux de ponts chimiques entre les chaînes et apporter ainsi des spécificités supplémentaires au matériau.

Ces phénomènes de réticulation vont varier d'un matériau à l'autre pour créer des réseaux linéaires ou ramifiés par exemple. Les réseaux ramifiés se caractérisent par l'apparition de greffons sur la chaîne moléculaire principale, comme montré en figure 1.4 :

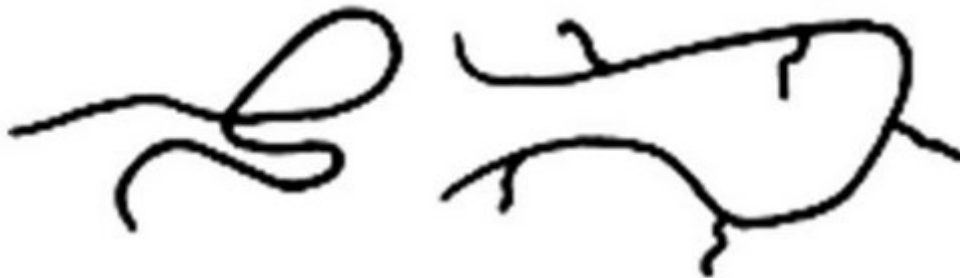


Figure 1.4 : Différence entre un polymère linéaire et ramifié [4]

Chaque matériau peut également être élaboré avec un réseau linéaire ou ramifié en fonction des caractéristiques voulues pour l'application qui lui est destinée. En effet, les réseaux linéaires peuvent offrir une meilleure résistance à l'impact tandis que les plastiques ramifiés peuvent montrer de meilleures propriétés mécaniques à température ambiante.

Ces spécificités vont également définir les différentes méthodes d'obtention des matériaux. Les plastiques dits thermodurcissables vont par exemple se réticuler sous l'effet de l'augmentation de la température. Les thermoplastiques au contraire, vont se ramollir sous l'effet de la température. De par leur facilité de mise en forme, c'est pourtant les thermoplastiques qui sont le plus utilisés dans l'industrie. Ces thermoplastiques se divisent en plusieurs gammes selon les différentes applications voulues et sont présentées en figure 1.5 :

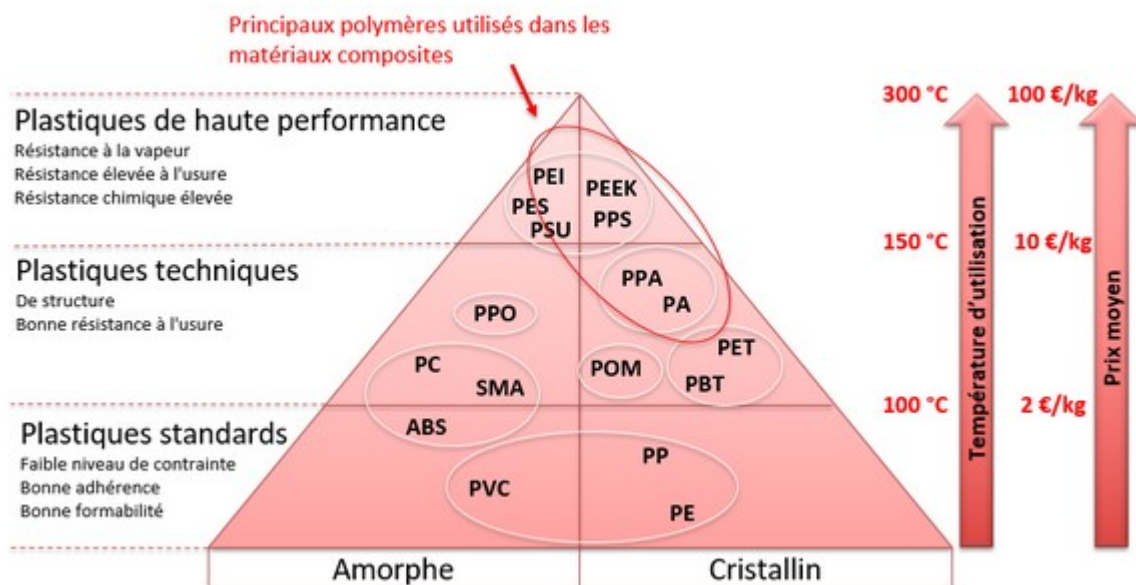


Figure 1.5 : Pyramide de performance des polymères [5]

Il existe aujourd'hui un large panel de plastiques ayant des propriétés aussi diversifiées que leurs utilisations. La majorité des plastiques, qu'ils soient standards ou de haute performance, sont issus du pétrole. Il existe cependant des polymères biosourcés, moins performants mais qui ont tendance à se démocratiser et fabriqués à partir de blé, de maïs ou encore de pomme de terre par exemple.

1.1.3. Le PPS

Le matériau d'étude est un Polysulfure de phénylène, aussi connu sous le nom de PPS. Ce matériau est un plastique semi-cristallin dit de haute performance de par son excellent comportement mécanique, sa résistance à l'usure, sa résistance aux chocs et à sa stabilité dimensionnelle comparé aux polyamides [6-9]. Les bonnes performances de ce matériau associées à sa facilité de mise en forme par injection [10,11] font que les composites à matrice PPS sont utilisés pour des applications très diverses, allant de l'électronique au domaine chimique, en passant par l'industrie automobile et aéronautique, notamment grâce à ses bonnes propriétés tribologiques [12-19]. La famille des polyamides offrant un bon rapport qualité/prix, les composites de polyamides sont les composites les plus utilisés dans l'industrie automobile. Cependant, l'application à la pompe à eau développée par l'entreprise partenaire requiert une résistance à la température et au vieillissement hygrothermique particulièrement élevée. Le PPS, un plastique de haute performance, est certes plus résistant que le PA6.6, un plastique technique, mais reste un thermoplastique. Ainsi, le PPS est de ce fait également sensible à ces conditions dont il faut absolument tenir compte dans le cadre du dimensionnement de pièces automobiles, que ce soit dans la caractérisation expérimentale, comme dans la modélisation sous peine de ne pas être en mesure de réaliser des calculs prédictifs.

1.2. Influence de l'environnement sur la microstructure du matériau

1.2.1. Influence de la température

La température a des effets importants sur le comportement des plastiques puisque la hausse de la température va activer les chaînes moléculaires et les mettre en mouvement. C'est donc cette réorganisation de la microstructure interne qui va induire un changement dans la réponse macroscopique du matériau à une sollicitation. Pour les thermoplastiques, les effets de la température ne vont pas évoluer linéairement avec l'augmentation de celle-ci. En effet, différentes étapes peuvent être observées de par les différents mouvements relatifs des chaînes moléculaires [4]. Au fur et à mesure que la température va augmenter, certains groupements moléculaires au sein de la chaîne vont entrer en rotation. Pour des températures plus élevées, l'ensemble de la chaîne moléculaire peut entrer en rotation. Ces rotations induisent une rupture des enchevêtrements et il s'ensuit des mouvements de « reptation » des chaînes entières. La rotation sur de longs segments induit donc une transition au sein de la microstructure interne entre un réseau de chaînes connectées et un réseau dans lequel les chaînes n'auront plus de lien les unes avec les autres, leur permettant de se déplacer, comme illustré en figure 1.6.

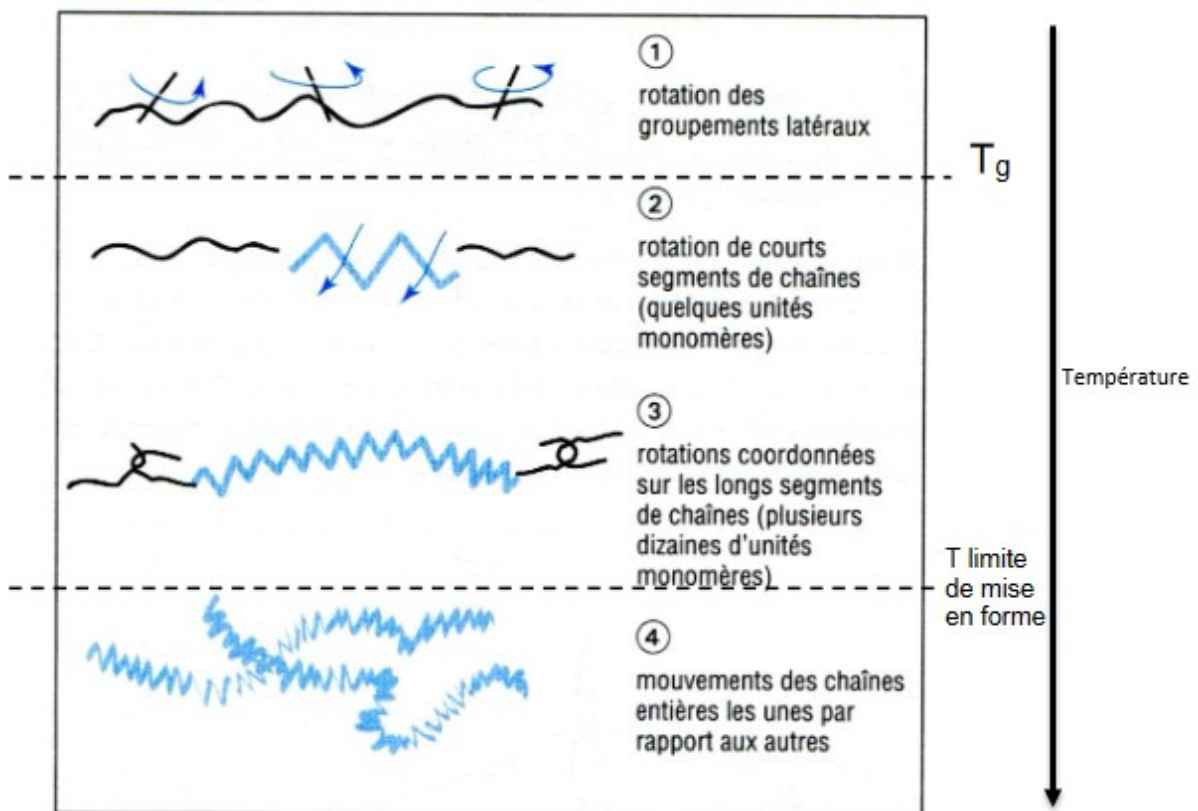


Figure 1.6 : Influence de la température sur les arrangements moléculaires

Cette transition, appelée la transition vitreuse, apparaît de manière relativement abrupte une fois une certaine température atteinte. Cette température de transition vitreuse constitue donc une température de référence du matériau et est propre à chacun d'eux.

Avant cette température caractéristique, le matériau est considéré comme étant dans un état vitreux. Pour les polymères amorphes, la souplesse induite par le mouvement des chaînes alors rendue possible définit un état dit caoutchoutique. Les conséquences liées à la transition vitreuse des polymères semi-cristallins seront moins abruptes que celles observées pour des polymères amorphes. En effet, la reptation apparaissant d'abord dans la phase amorphe, les polymères semi-cristallins vont passer par un état transitoire, appelé « état souple », avant que les cristaux ne se désorganisent à leur tour pour atteindre le plateau caoutchoutique puis l'état liquide. Ces réorganisations des chaînes moléculaires induisent un changement notable dans le comportement mécanique du matériau. Un aperçu très général est proposé en figure 1.7 pour le cas d'un polymère amorphe et d'un polymère semi-cristallin.

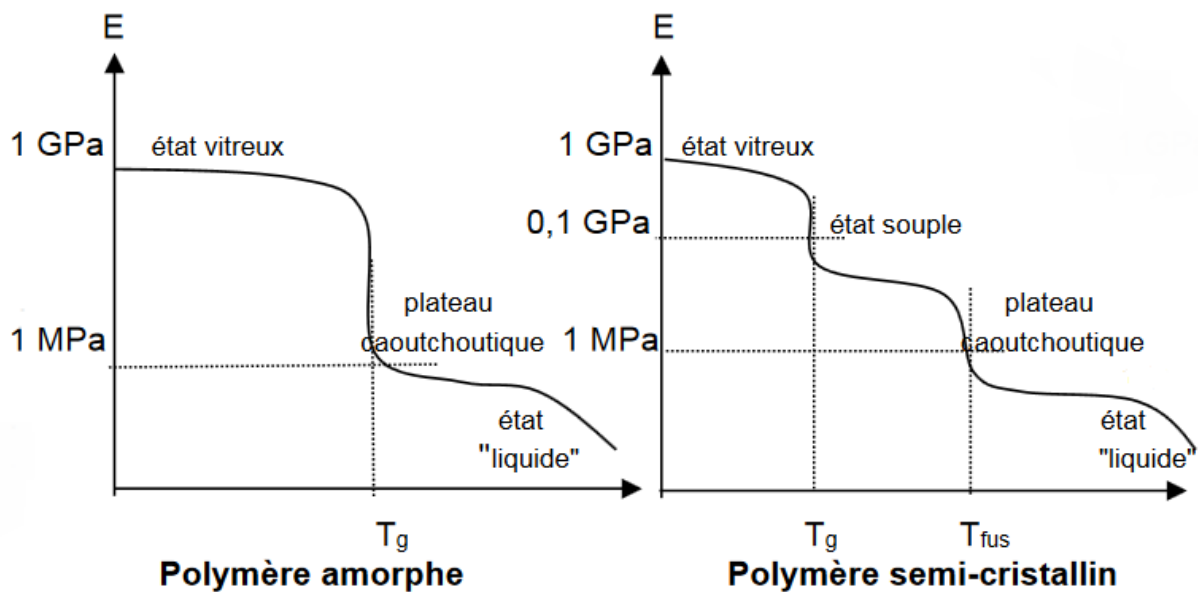


Figure 1.7 : Comparaison de l'influence de la température sur l'état d'un polymère amorphe et semi-cristallin

L'utilisation de composites plastiques pour des pompes à eau induit, pour certains points du cycle moteur, des sollicitations à haute température. La connaissance de la température de transition vitreuse du PPS et ses conséquences sur son comportement mécanique sont donc des éléments qui doivent absolument être connus et considérés. Le PPS est un polymère semi-cristallin ayant une température de transition vitreuse de 90°C. D'une manière générale, la hausse de la température environnante va avoir des conséquences sur le comportement mécanique des thermoplastiques, bien avant l'atteinte de la température caractéristique de la transition vitreuse. Ainsi, quelle que soit la variation de température subit par le matériau, cette variation ne doit pas être négligée.

1.2.2. Influence du vieillissement

Les phénomènes de vieillissement sont dus à l'exposition prolongée du matériau à un certain environnement. Cet environnement plus ou moins défavorable peut alors altérer la microstructure du matériau et ainsi venir modifier ses caractéristiques mécaniques. Il existe plusieurs types de vieillissements et qui peuvent avoir plus ou moins d'effets sur les matériaux plastiques, en fonction de la sensibilité et la résistance de ces derniers. Un des vieillissements les plus connus est le vieillissement thermique, dont les conséquences vont induire une hausse de la rigidité et une fragilisation du PPS [20-23] de manière permanente.

La pompe à eau étant entièrement immergée durant toute la durée de vie du composant, l'influence de cet environnement doit être prise en compte. En effet, l'immersion dans un liquide composé d'eau et de glycol peut engendrer des conséquences de différentes natures et dépendants de différents paramètres.

1.2.2.1. Influence de l'absorption

Le vieillissement par absorption est dû à la diffusion de molécules d'eau dans la structure du polymère. Les molécules d'eau vont s'insérer entre les chaînes moléculaires de la phase amorphe, ces dernières étant désorganisées elles admettent une plus grande mobilité. Différentes études se sont penchées sur les effets de l'insertion de molécules d'eau sur le comportement des thermoplastiques [24-27]. Il a été montré que cette modification du réseau polymérique induit une « plastification » du matériau. La présence de ces molécules d'eau induisant la plastification mène également à une modification de la transition vitreuse, dont la dynamique d'évolution en fonction du taux d'humidité a fait l'objet de plusieurs modélisations [28-30]. Ces modèles ont plus récemment été confrontés à des études expérimentales, réalisées par DMA, sur un polyamide 6.6, connu pour être fortement hydrophile [27] et est présenté en figure 1.8 :

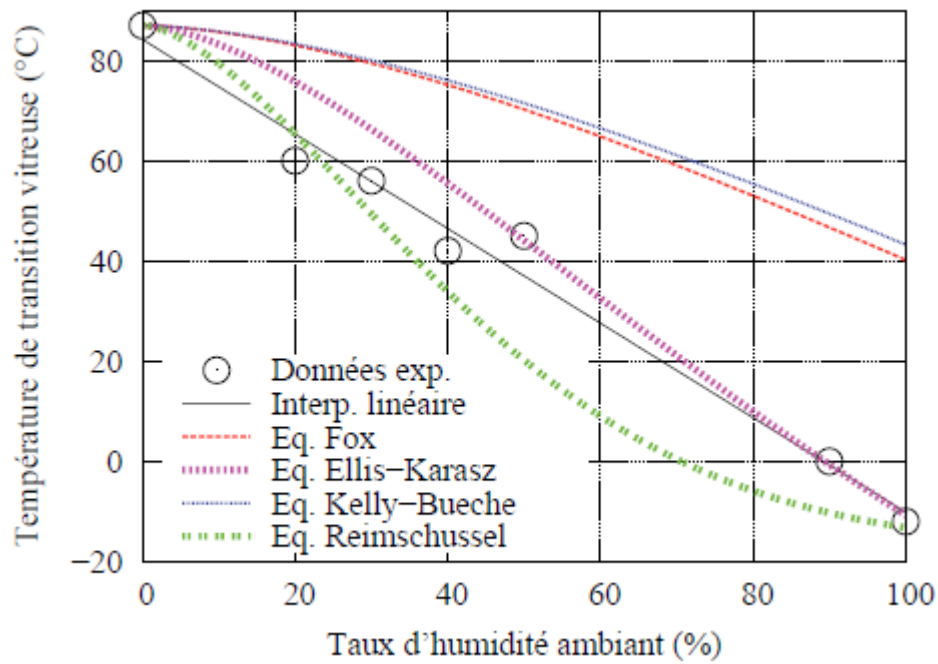


Figure 1.8 : Influence du taux d'humidité sur la température de transition vitreuse [27]

L'étude expérimentale montre cependant que la diminution de la température de transition vitreuse en fonction du taux d'humidité semble linéaire pour ce matériau. Cette diminution de la température de transition vitreuse se traduit par un comportement du matériau vieilli présentant une plus grande partie « plastique », comme montré en figure 1.9 :

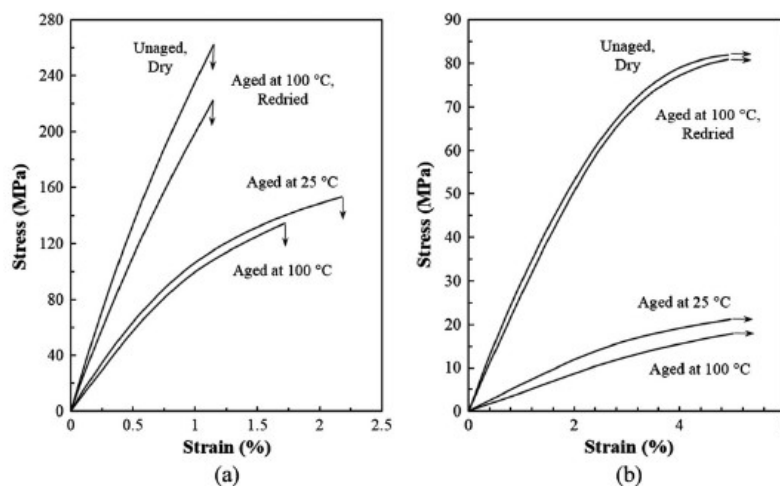


Figure 1.9 : Influence de la température sur le comportement mécanique d'un polyamide 6.6 renforcé à 40% en masse de fibres de carbone [2]

La figure 1.9 permet de mettre en exergue les différences de réactions des matériaux face au vieillissement. En effet, le procédé de vieillissement peut être accéléré via une hausse de la température de vieillissement [2, 31], comme montré en figure 1.10 :

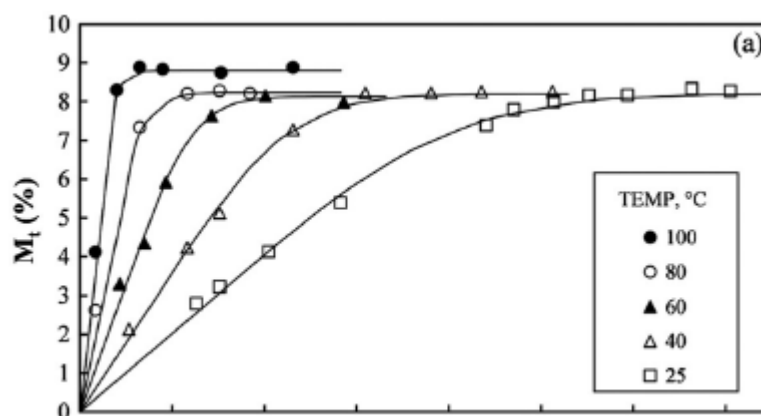


Figure 1.10 : Influence de la température de maintien sur la vitesse d'absorption d'un PA6.6 [2]

Une haute température permet d'atteindre la saturation plus rapidement, sans pour autant modifier l'absorption maximale du matériau. En effet, la masse de liquide maximale absorbable, appelé la saturation, est une valeur propre à chaque matériau et constitue le paramètre déterminant sa sensibilité au procédé de vieillissement, puisque plus la masse d'eau absorbée sera importante et plus le nombre de molécules perturbant le réseau moléculaire sera important.

Les effets de l'absorption et de cette réorganisation moléculaire sur le comportement mécanique des thermoplastiques peuvent être très importants, nous y reviendrons au chapitre suivant. Cependant, les molécules de liquide présentes dans le réseau ne font que bousculer les chaînes moléculaires du polymère sans pour autant les briser ni modifier les liens qu'elles entretiennent les unes avec les autres. Ainsi, sous réserve que le matériau n'a pas subi de vieillissement thermique durant le processus, l'absorption est un phénomène réversible et un matériau séché retrouve ses propriétés d'origines.

Si cette réversibilité est vraie pour un matériau ne subissant que de l'absorption au cours du vieillissement, l'immersion pendant de longues périodes peut engendrer d'autres effets qui eux, sont irréversibles.

1.2.2.2. Influence du vieillissement hygrothermique

Le vieillissement hygrothermique se caractérise par la détérioration permanente du réseau de chaînes moléculaires par hydrolyse provoquée par la présence de molécules étrangères. Ce phénomène, activé thermiquement, intervient généralement pour des temps d'immersion longs [32-36]. Bien que les polyamides fassent partie des matériaux les plus sensibles aux vieillissements réversibles et irréversibles, les matériaux à base PPS peuvent également voir leurs propriétés altérées par ces processus. Les PPS présentent néanmoins une meilleure résistance au vieillissement hygrothermique que beaucoup de matériaux, notamment grâce à sa structure semi-cristalline. En effet, ce vieillissement hygrothermique venant briser les liens entre les chaînes moléculaires de la phase amorphe, les matériaux semi-cristallins sont plus épargnés que les matériaux amorphes peuvent l'être face à un tel traitement.

Il existe également des vieillissements irréversibles d'autre nature telle que le vieillissement photochimique, radiochimique ou encore thermochimiques. Ces transformations du réseau de chaînes moléculaires peuvent être accélérées en fonction de l'environnement dans lequel le matériau va évoluer.

1.2.2.3. Influence de l'agressivité chimique

Pour une application induisant une immersion permanente du composant dans un liquide, la nature de ce dernier constitue également un paramètre à considérer. En effet, l'agressivité chimique du liquide immergeant peut agir tel un catalyseur sur l'apparition des effets du vieillissement irréversible sur la microstructure du matériau [37]. Ainsi, pour des applications présentant un environnement propice à l'apparition de ce type de vieillissement, les matériaux alors utilisés sont généralement des poly-cristallins. La modification des connexions entre chaînes moléculaires provoquée par un vieillissement irréversible n'apparaissant que dans les réseaux amorphes, les poly-cristallins permettent la sauvegarde des propriétés plus prononcée que ce que peuvent offrir les matériaux amorphes, malgré l'immersion dans un liquide chimique agressif.

1.3. Mise en forme

1.3.1. Types renforts

Bien que les matériaux polymères puissent offrir beaucoup d'avantages, leur comportement mécanique restant bien plus faible que la majorité des métaux et ces matériaux étant très sensibles à leur environnement de sollicitation, le remplacement de composants métalliques par des composants en polymère ne peut se faire tel quel dans la très grande majorité des cas. La facilité d'obtention et de mise en forme de tels matériaux permet une grande flexibilité dans leur confection. C'est pourquoi, la grande majorité des applications industrielles des matériaux plastiques sont réalisées avec des grades dits renforcés.

Le renforcement a pour but d'améliorer et/ou d'adapter le comportement global du matériau en fonction de l'application voulue. Il existe de ce fait beaucoup de types de renforts différents, ayant chacun leurs caractéristiques propres, les principaux étant les composites à particules pour obtenir des propriétés isotropes, les composites renforcés de fibres courtes pour une amélioration de la rigidité, des fibres longues pour améliorer la tenue en fatigue et réduire l'influence du fluage ainsi que les composites laminés pour les sollicitations en flexion [38,39], comme illustré en figure 1.11.

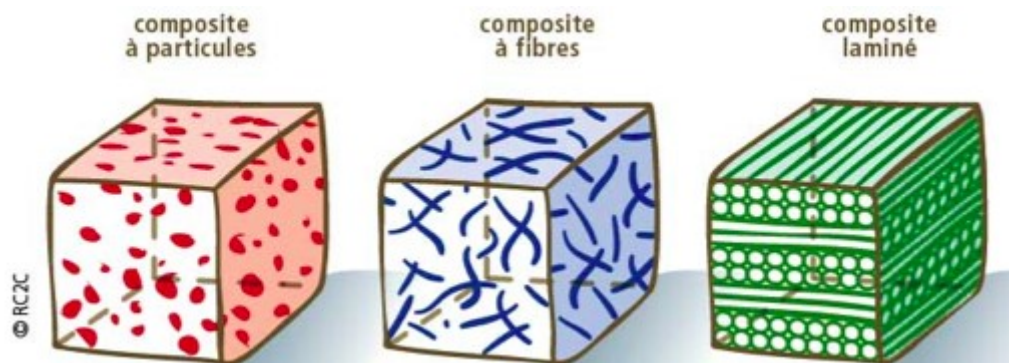


Figure 1.11 : Aperçu des différents types de renfort principaux

Il existe cependant d'autres types de renforts qui ont été développés pour des applications particulières, comme les composites tissés. Comme montré en figure 1.12, le renfort est ici constitué d'une chaîne et d'une trame, orientées perpendiculairement l'une de l'autre et disposés de façon à ce que la trame passe successivement au-dessus et en-dessous de la chaîne.

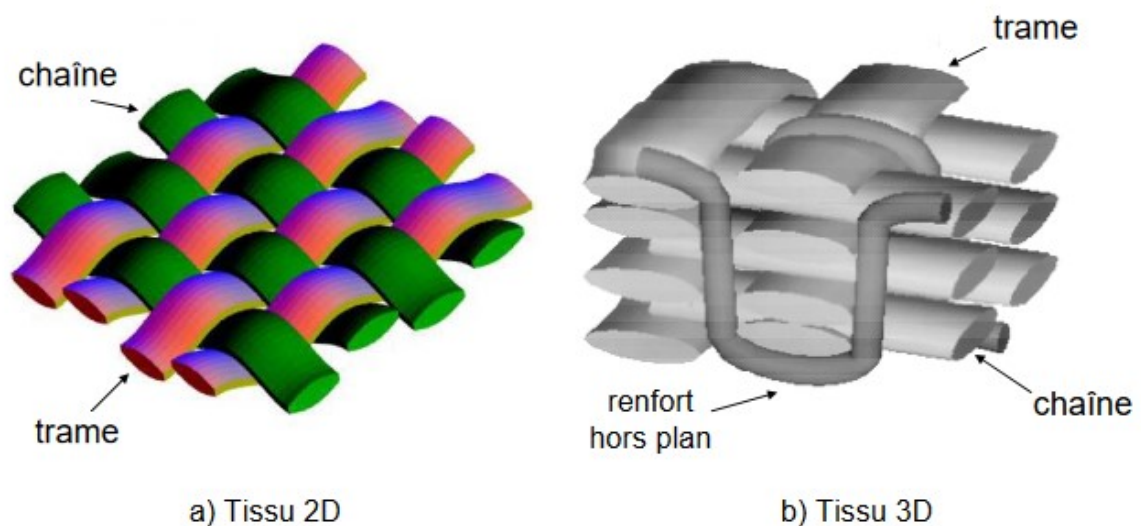


Figure 1.12 : Renforcement tissé avec un tissu a) 2D et b) 3D [40]

Cette particularité offre au composite les mêmes caractéristiques mécaniques dans deux directions différentes, sans pour autant en faire un matériau isotrope. Cette disposition du renfort permet notamment d'obtenir des composites très fins à partir de tissus, comme montré en figure 1.13.

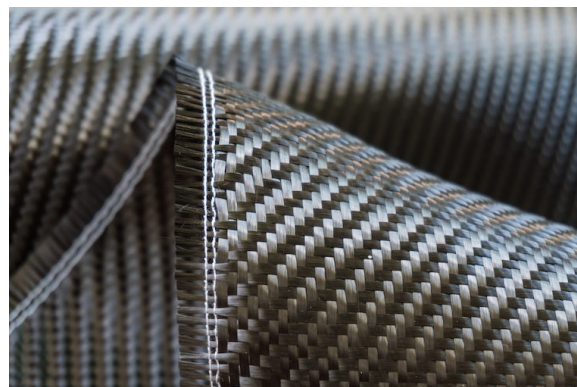


Figure 1.13 : Exemple d'utilisation de tissus

Cette configuration rend le composite particulièrement résistant aux chocs. Ainsi, de par ses propriétés face aux chocs et à la possibilité d'obtenir un matériau fin et souple, les composites tissés sont utilisés dans les gilets pare-balles par exemple. Il est également possible de le rendre rigide, généralement à l'aide d'une matrice Epoxy, permettant de l'utiliser en sports mécaniques pour la conception de carénages notamment.

Il existe également une structure dite « Sandwich », composée de trois parties distinctes, comme montré en figure 1.14.

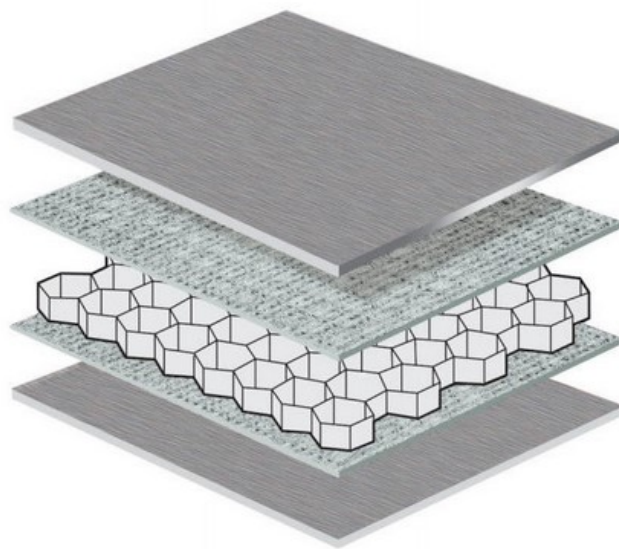


Figure 1.14 : Disposition des renforts dans un composite "sandwich"

En effet, cette structure se compose d'une « âme » qui est généralement un composant très léger tel une mousse ou une structure en nid d'abeilles, de « peaux » qui sont généralement stratifiées (également appelés composites laminés), et maintenus ensemble par des adhésifs. Ces composites sont très légers et sont destinés à des applications où les sollicitations se feront principalement en flexion ou en torsion.

Ceux-ci ne sont que les exemples les plus courants. Les composites constituent une famille de matériaux aux structures hétéroclites, développés afin de répondre à un large panel d'applications et de sollicitations. En plus d'exister plusieurs types de renforts différents, ces renforts sont également associés à différents paramètres, comme sa matière, sa taille, sa concentration dans le composite, etc... Tous ces paramètres permettent l'élaboration de composites toujours plus adaptés. Une liste non exhaustive générale des différents types de composites est proposée en figure 1.15.

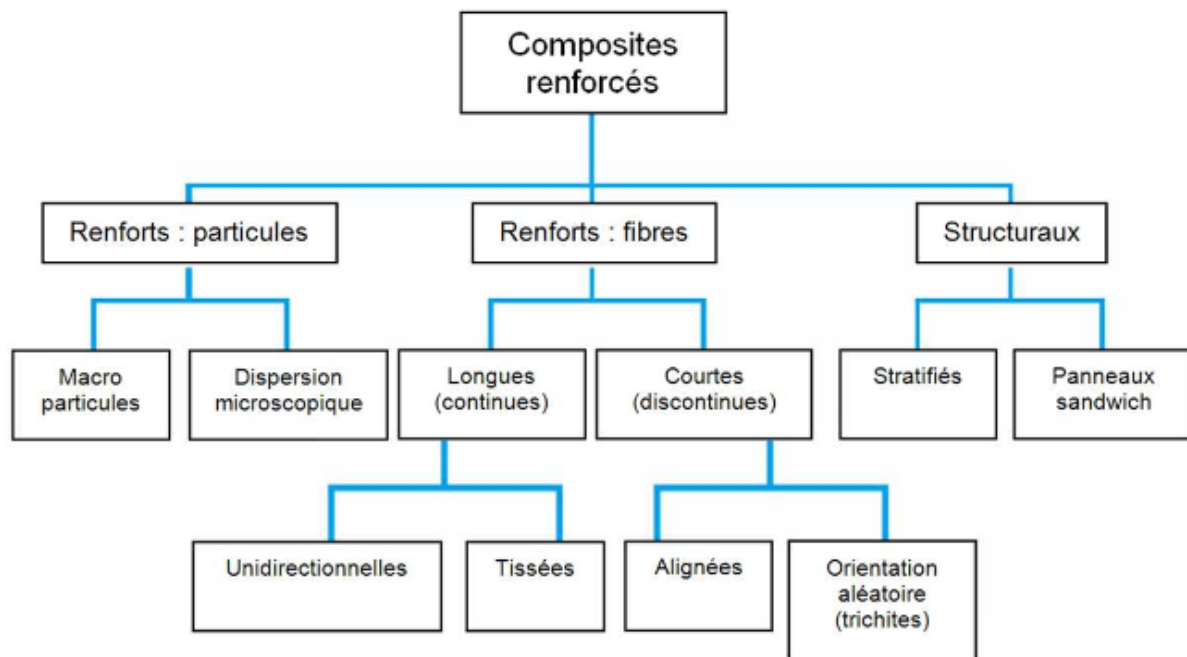


Figure 1.15 : Résumé des principales variantes des structures de renforcement [41]

1.3.2. Procédés

Les thermoplastiques se sont également démocratisés grâce aux techniques de mise en forme permettant l'élaboration de géométries très complexes, ne nécessitant aucune retouche. Avant mise en forme, les thermoplastiques, renforcés ou non, se présentent sous forme de granules. Ces granules sont ensuite chauffés jusqu'à la température de fusion et mis en forme selon un procédé qui dépend du matériau et de l'application voulue.

Pour la mise en forme des thermoplastiques techniques dans l'industrie, il existe deux principales techniques :

- L'extrusion : les granules une fois chauffés dans un cylindre chauffant sont amenés dans le moule par l'intermédiaire d'une vis sans fin. En avançant, la matière se ramollit et se comprime jusqu'à épouser complètement le moule et obtenir la forme souhaitée.
- L'injection : c'est la méthode la plus utilisée dans le domaine industriel. Dans cette méthode, les granules sont chauffés et la matière une fois ramollie est mise sous pression avant d'être envoyée dans le moule via un point ou une porte d'injection. Des canaux de refroidissements permettent de refroidir la matière et de la solidifier afin d'atteindre la géométrie souhaitée, tout en prenant en compte les phénomènes de rétractation de la matière et de gauchissement due au refroidissement. Une illustration du procédé est donnée en figure 1.16.

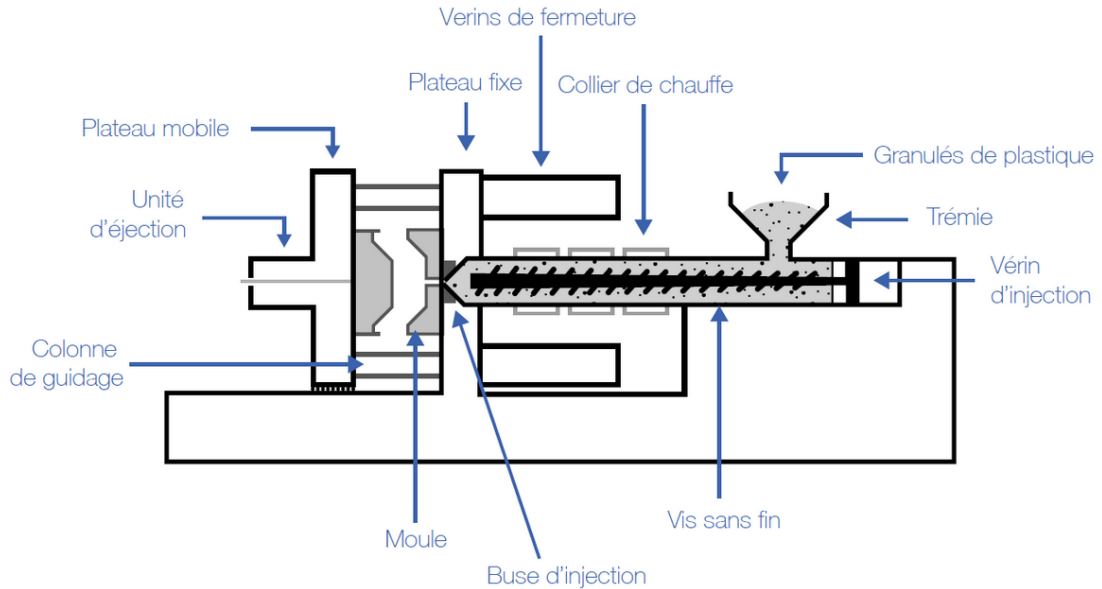


Figure 1.16 : Schéma d'une presse à injecter

Le PPS est mis en forme via l'injection. Plus précisément, le matériau étudié au cours de cette thèse est un PPS renforcé de fibres courtes, à hauteur de 40% en masse. De par la nature du renfort, de la petite taille des fibres ainsi que leur nombre, la connaissance du procédé d'obtention est également un élément qu'il est nécessaire de connaître en détails car ce dernier va avoir une influence sur le comportement mécanique résultant de la pièce [42-44].

La répartition du renfort de fibres courtes dans l'épaisseur d'une pièce obtenue par injection formera une microstructure caractéristique du procédé, appelée microstructure cœur-peau, comme montré en figure 1.17.

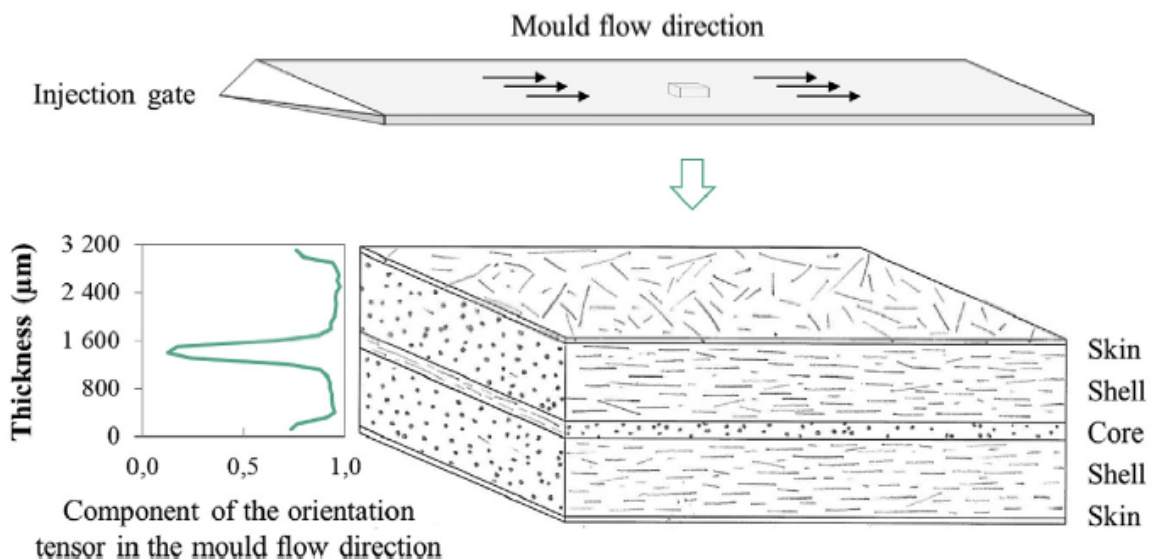


Figure 1.17 : Microstructure caractéristique d'un composite renforcé de fibres courtes obtenu par injection [45]

Cette microstructure est caractérisée par un volume de matière dans laquelle les fibres seront globalement alignées de manière transversale à la direction d'injection au cœur du matériau. Ce désalignement des fibres est dû à des phénomènes rhéologiques apparaissant lors de l'écoulement de la matière dans le moule [45,46]. En effet, comme expliqué plus haut, l'injection se fait par le biais d'une porte d'injection, représentant la jonction entre le canal d'écoulement de la matière et le moule en lui-même. Cette canalisation ayant une plus faible section que le moule, le brusque changement de section au niveau de la porte d'injection va induire une vitesse de remplissage variable dans le moule, la vitesse maximale étant obtenue au niveau de la porte d'injection comme présenté en figure 1.18.

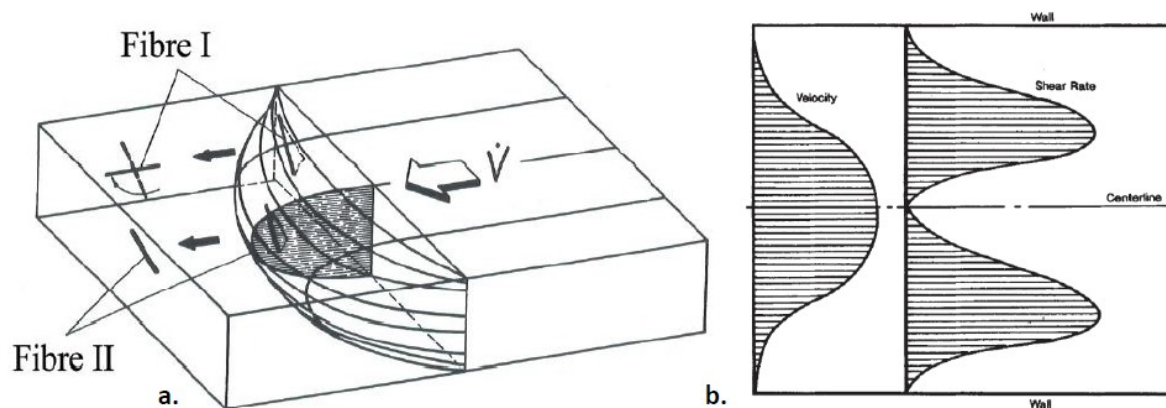


Figure 1.18 : Visualisation de l'orientation des fibres lors de l'injection [47,48]

Comme montré en figure 1.18.b, le gradient de vitesse à travers le moule va soumettre les fibres à différentes vitesses et aboutir de ce fait à des efforts de cisaillements qui vont provoquer une rotation de la fibre jusqu'à l'alignement de celle-ci avec la direction d'injection. La vitesse étant la plus uniforme au niveau de la porte d'injection située en général, dans le cas d'une plaque rectangulaire, au centre d'une face, le cisaillement sera faible laissant alors les fibres globalement orientées transversalement avec la direction d'injection. La vitesse d'écoulement étant supposée nulle au niveau des parois, ajouté à la grande différence de températures entre celles-ci et la matière fait qu'une autre couche, bien plus fine, peut être définie au niveau de la surface de la pièce dans laquelle l'orientation des fibres sera globalement aléatoire.

La présence d'un gradient de vitesse induit de fait un écoulement qui n'est pas uniforme dans le moule, y compris dans de simples plaques dont sont généralement extraites les éprouvettes utilisées pour la réalisation de caractérisations mécaniques. La présence d'effets de bord a ainsi été montrée, effets venant influencer sur l'orientation des fibres aux abords des extrémités du moule [49]. Une attention particulière doit alors être portée lors de l'extraction d'éprouvettes d'une plaque injectée afin d'éviter ces effets de bords et préserver une microstructure identique dans chaque éprouvette pour ainsi garantir la répétabilité des résultats.

De même, pour des pièces mécaniques, le nombre de points d'injection et leur localisation vont donc avoir un impact sur l'orientation des fibres au sein de la pièce et donc sur le comportement mécanique de la pièce résultante.

1.4. Fibres

1.4.1. Types de fibres

Tout comme le matériau étudié au cours de cette thèse, beaucoup de composites plastiques utilisés dans l'industrie sont des plastiques injectés renforcés avec des fibres courtes, et tout comme la multitude de polymères pouvant être utilisés, le panel des matières des renforts et donc des fibres est tout aussi large et diversifié. Les fibres étant généralement utilisées afin d'augmenter la rigidité de la matrice plastique, les fibres sont généralement faites avec des matériaux présentant un comportement élastique avec un haut module d'Young. Pour des applications ne nécessitant pas une très haute résistance, l'utilisation de fibres naturelles telles que les fibres de bambou, de lin ou de chanvre commence à se démocratiser. Pour des applications nécessitant des performances plus élevées, les fibres de carbone représentent la référence, de par leur module d'Young très élevé de près de 300GPa et sa déformation à rupture assez élevée pour ce type de matériau (de l'ordre de 1,75%), tout en présentant une densité relativement faible de 1,79g/cm³. Ces propriétés en font un type de renfort très utilisé pour des utilisations nécessitant de très hautes performances, comme dans le domaine aéronautique ou encore en sports mécaniques ou même pour des applications tribologiques. En plus de ses très bonnes caractéristiques mécaniques, le carbone étant conducteur d'électricité, il est également utilisé pour la confection de matériaux conducteurs dans le domaine de l'électronique. Malgré toutes ces propriétés, le carbone ne constitue qu'un très faible pourcentage des renforts utilisés et ce à cause de son prix élevé. Pour des applications nécessitant une bonne résistance du composite et pour des volumes de production importants, le matériau présentant le meilleur rapport qualité/prix reste de loin le verre.

1.4.2. Fibres de verre

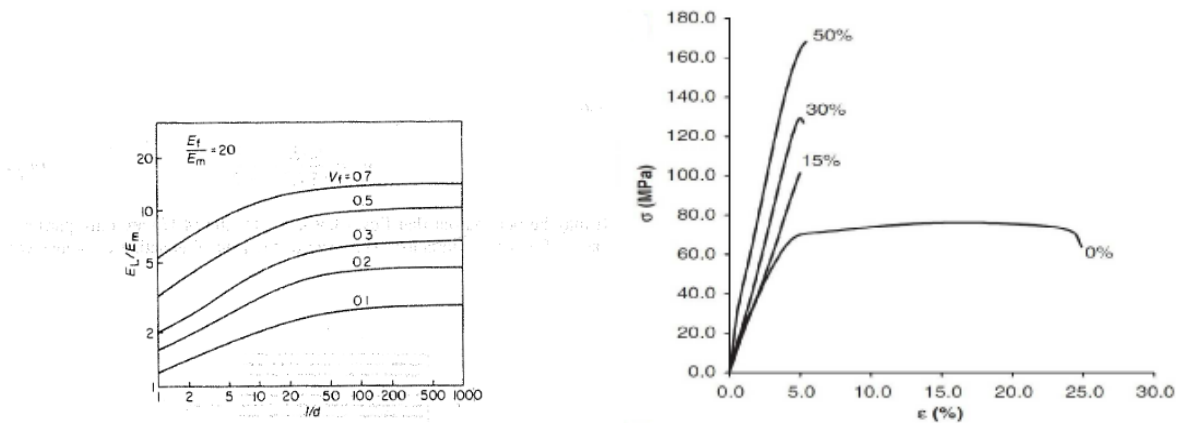
Le verre constitue le matériau privilégié pour le renfort de thermoplastiques, pour la grande majorité sous forme de fibres courtes, dont le composite étudié dans cette thèse fait partie. Néanmoins, il existe plusieurs gammes de verre différenciables par leurs teneurs en silice. Le verre renforçant le composite à matrice PPS étudié dans cette thèse est le verre-E, qui représente également environ 95% du marché mondial de fibres de verre de renforcement. Bien que les propriétés mécaniques du verre-E soient bien en-deçà de celles du carbone, son module d'Young atteint tout de même 78GPa. Sa densité est néanmoins bien plus importante que celle du carbone puisqu'elle atteint 2,6g/cm³. La taille de ces fibres est également standardisée au moyen de son facteur de forme représentant le ratio de la longueur de la fibre avec son diamètre. Ce facteur de forme moyen est de 20. Les composites plastiques renforcés de fibres courtes sont également proposés avec différents taux de fibres permettant le choix le plus pertinent possible en fonction de l'application.

1.4.3. Taux de fibres

Les fibres étant généralement dotés d'une grande rigidité, la concentration de fibres dans le composite va avoir une influence majeure sur le comportement mécanique global du matériau. Cette concentration peut être exprimée en pourcentage massique ou volumique. La masse volumique du composite dépendant des masses volumiques de ses constituants, l'expression du taux de fibres volumique peut alors être déduit via la loi des mélanges :

$$\vartheta_f = \frac{\rho_{composite} - \rho_{matrice}}{\rho_{fibre} - \rho_{matrice}} \quad (1.1)$$

Le module de rigidité des fibres étant généralement bien plus élevé que celui de la matrice, plus la concentration en fibres sera importante, plus le comportement du composite s'en trouvera modifié, comme montré en figure 1.19 :



En effet, que les fibres soient faites de verre ou de carbone, plus la concentration de renfort sera importante et plus le comportement du composite montrera des similitudes avec le comportement du renfort. Le verre et le carbone étant des matériaux ayant un comportement élastique, très rigide et avec une faible déformation à rupture, plus le taux de fibres sera élevé dans le composite, plus son module d'Young et sa contrainte à rupture vont augmenter, tout en le fragilisant en diminuant sa déformation à rupture.

Il en est de même pour le renforcement du PPS, dont le module d'Young et sa contrainte à rupture vont sensiblement augmenter en fonction du taux de fibres qu'il contient, comme montré en figure 1.20.

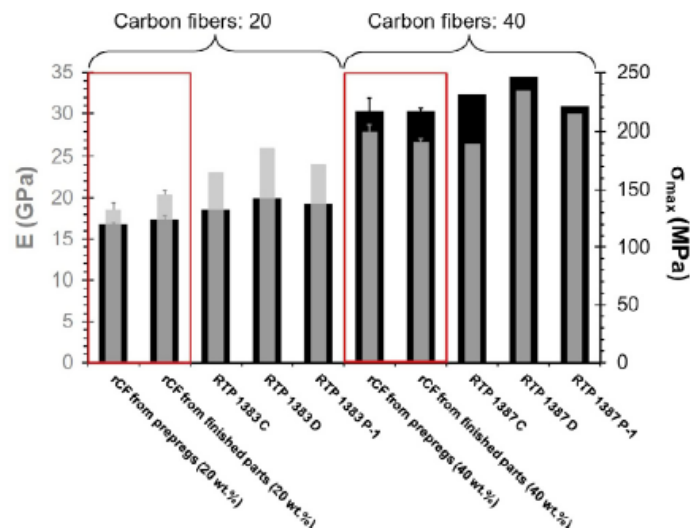


Figure 1.20 : Influence du taux de fibres sur le module d'Young d'un composite à base de PPS [52]

1.5. Cohésion fibres/matrice et systèmes d'endommagement

La présence de fibres à l'intérieur d'un matériau va induire une complexité supplémentaire dans la prédiction du comportement du matériau. En effet, la présence de renfort dans le composite étant ce qui le différencie d'un matériau homogène, des nouveaux systèmes d'endommagements propres aux composites renforcés de fibres courtes apparaissent. Une bonne cohésion des fibres à la matrice est donc un élément essentiel pour l'obtention d'un matériau fiable, sous peine de voir des amorces d'endommagement venant affaiblir cette cohésion entre les fibres et la matrice, se traduisant au mieux par une perte partielle de l'effet de renfort apporté par la présence des fibres dans le matériau ou au pire par la rupture du matériau.

Cet endommagement de l'interface fibre/matrice peut également apparaître lors de sollicitations monotones. De précédentes études ont déjà été menées afin de comprendre le processus d'endommagement aux alentours des fibres menant à la rupture du matériau [53, 54]. L'amorce de rupture se fait généralement là où se trouvent les concentrations de contraintes : en bout de fibre. Cette amorce en bout de fibre va ensuite se propager le long de la fibre, s'ensuit l'apparition de zones de déformations plastiques dans la matrice, puis l'apparition de fissures dans ces bandes. Ces fissures vont se propager dans ces bandes provoquant une rupture locale ductile tout d'abord avant de provoquer une rupture fragile. Une illustration de ces différentes étapes est proposée en figure 1.21.

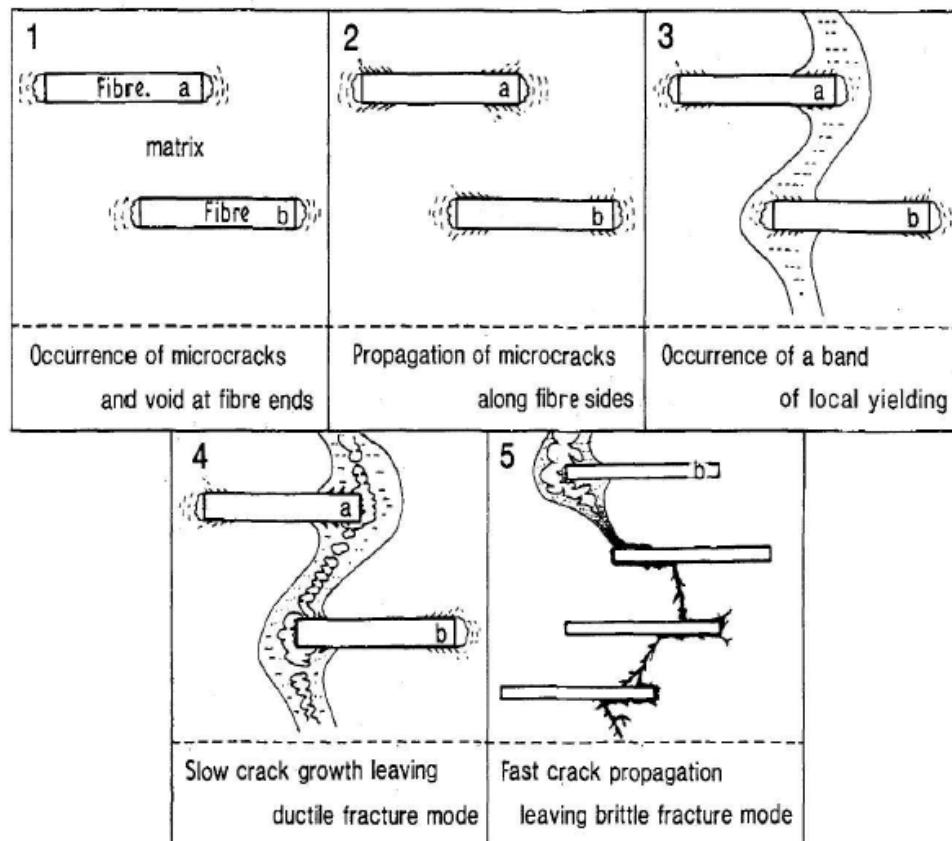


Figure 1.21 : processus d'endommagement en traction d'un composite renforcé de fibres courtes [54]

Ce scénario n'est cependant pas le seul qui a été observé. En effet, d'autres modes de défaillances peuvent apparaître en fonction de nombreux paramètres tels que l'orientation des fibres, l'environnement de sollicitation ou encore le type de celle-ci. Ainsi, il est possible d'obtenir localement des systèmes d'endommagement ne présentant qu'un endommagement en bout de fibre, comme cela a été montré par d'autres études, dans le cas où la configuration de sollicitation s'apparente à un mode II[45,55].

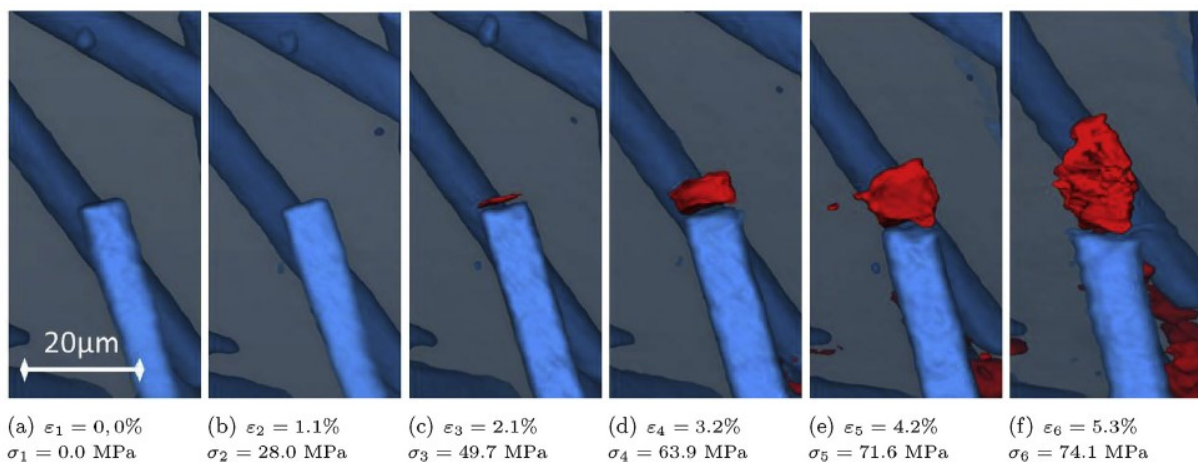


Figure 1.22 : Propagation d'une amorce en bout de fibre en fonction de la déformation [45]

L'environnement dans lequel le matériau est sollicité constitue également un paramètre influant sur les systèmes d'endommagement. Des études se sont intéressées à l'influence de l'humidité ambiante sur la prépondérance des systèmes d'endommagement [56]. L'observation de la microstructure au microscope électronique à balayage après une sollicitation sous un chargement de flexion monotone pour trois niveaux d'humidité relative a permis de montrer que plus l'humidité relative sera élevée et plus l'endommagement s'en retrouvera exacerbé. L'amorce, d'après les auteurs, reste l'endommagement en bout de fibre, apparaissant plus rapidement, de manière plus prononcée et sur plus de fibres, au fur et à mesure que l'humidité dans le matériau augmente.

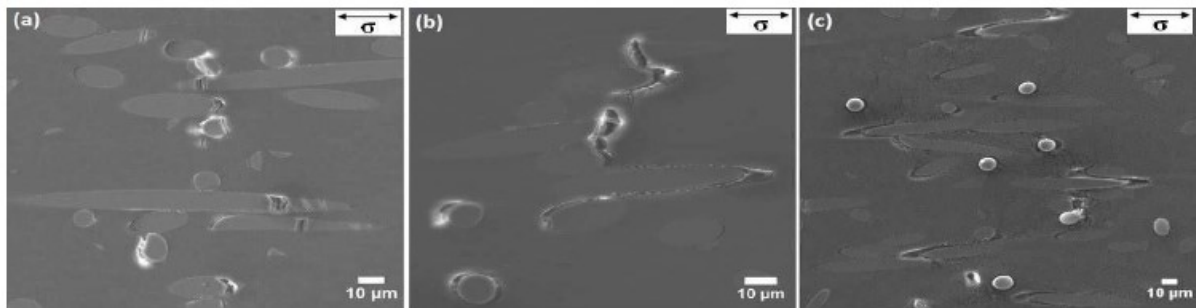


Figure 1.23 : Mécanismes d'endommagement d'un PA6.6 pour (a) un échantillon sec à 95% de la contrainte à rupture (b) un échantillon conditionné à 50% d'humidité et 98% de la contrainte à rupture et (c) un échantillon conditionné à 80% d'humidité et à 98% de la contrainte à rupture[56]

L'autre point notable concerne les fibres en elles-mêmes. En effet, les casses de fibres sont moins fréquentes dans un environnement humide qu'à l'air libre mais la matrice présente une plastification plus étendue, ce qui peut s'expliquer de par l'insertion de molécules d'eau dans le réseau de chaînes moléculaires [27, 56-60].

1.6. Conclusion

Les polymères présentent des caractéristiques et des sensibilités qui font de cette famille de matériaux une famille très polyvalente. En effet, la nature du matériau, l'arrangement moléculaire, la présence d'un renfort, la nature, la forme de celui-ci et le procédé de mise en forme sont autant de paramètres qui vont influencer sur le comportement final du composite. Ces différentes possibilités offrent alors la possibilité d'adapter ou de choisir au mieux le matériau en fonction de l'application voulue. Ainsi, de par les conditions difficiles que présentent l'application d'une pompe à eau immergée, le choix de l'entreprise s'est porté sur une matrice PPS, un thermoplastique haute performance, pour sa stabilité dimensionnelle et sa plus grande résistance à la température que celle présentée par le polyamide 6.6, pourtant la matrice la plus utilisée dans l'industrie automobile. Ce thermoplastique est renforcé de fibres courtes de verre-E à hauteur de 40% en masse et est mis en forme par injection.

2. Chapitre 2 : Caractérisation expérimentale en sollicitation quasi-statique

2.1. Introduction

Au regard de l'application d'une pompe à eau immergée, la considération des effets de la température est primordiale. Cette application, de par sa nature industrielle, se doit de se baser sur des prédictions très précises afin de limiter autant que possible le nombre d'essais et ainsi réaliser des économies en termes de temps et d'argent. Dans cette optique de prédiction, l'observation préalable de l'évolution des mécanismes physiques à l'œuvre au sein du matériau est essentielle, d'autant plus du fait que la température sous laquelle la pièce sera sollicitée sera variable en fonction du cycle moteur.

2.1.1. Identification et évolution des phénomènes physiques

Comme présenté en chapitre 1, de nombreux facteurs peuvent influencer le comportement mécanique des thermoplastiques, tels que le type de renfort, la microstructure moléculaire, etc... Ces facteurs vont alors définir le comportement caractéristique de chaque matériau, pouvant contenir une partie élastique, plastique, visco-élastique ou encore viscoplastique. Chacun de ces comportements est une manifestation d'un ou de plusieurs phénomènes physiques tels que la viscosité, de l'endommagement ou encore des phénomènes microscopiques tels que les réorganisations des chaînes moléculaires. La prépondérance de ces différents phénomènes physiques en fonction de la déformation permet de caractériser chaque partie sur les courbes de traction. Ces phénomènes évoluent néanmoins en fonction de la température. De nouveaux phénomènes peuvent apparaître, d'autres s'exacerber, induisant de fait un changement dans le comportement mécanique du matériau. La prédiction de l'évolution du comportement des matériaux en fonction de paramètres tels que la température nécessite donc la connaissance et la quantification de ces phénomènes internes. Des observations peuvent être faites via des essais de tractions puisque les courbes obtenues peuvent permettre de différencier les différents comportements. D'autres phénomènes, tels que la viscosité, la plasticité ou encore l'endommagement peuvent être observés via des essais cycliques [61-63]. L'évolution de ces phénomènes physiques va induire une modification de la réponse du matériau à une sollicitation.

Différents phénomènes peuvent ainsi être observés au travers d'essais cycliques. Pour des essais longs, un décalage des boucles peut être observé, traduisant une accumulation de déformation ou une accumulation d'endommagement comme montré en figure 2.1 :

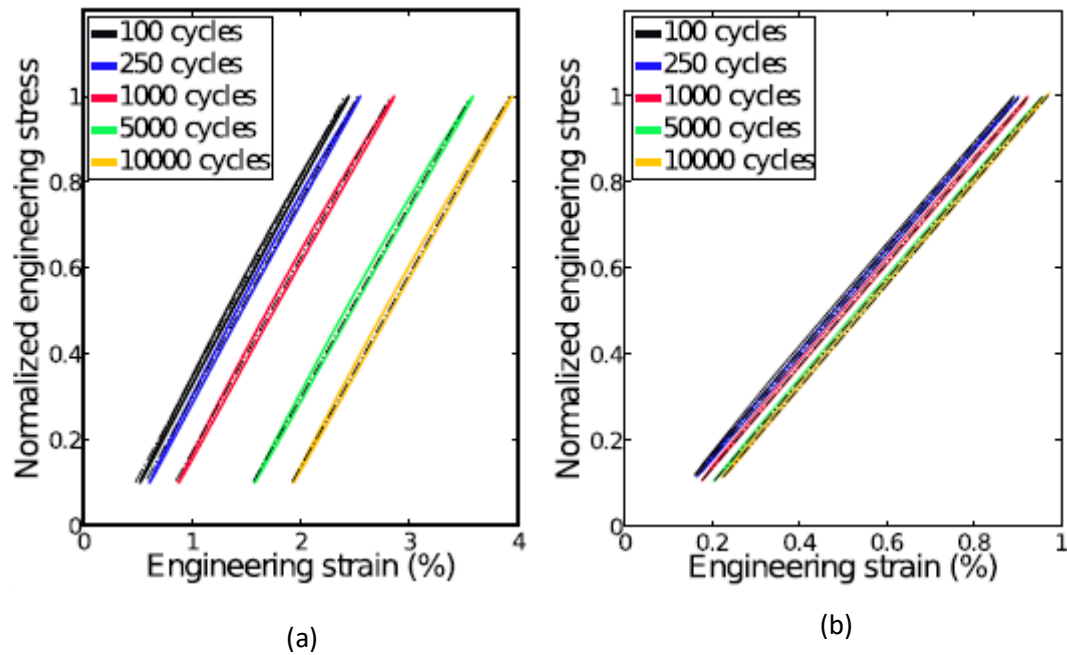


Figure 2.1 : Phénomène de Rochet pour une fréquence de (a) 1Hz et (b) 10Hz [64]

Des auteurs [64] se sont déjà penchés sur ces thématiques sur des composites à base polyamide. Cette même étude a montré l'influence de la fréquence de sollicitation sur l'apparition de ce phénomène puisque, comme montré en figure 2.1, une fréquence de sollicitation plus élevée va restreindre cette accumulation laissant de fait le matériau peu ou prou dans le même état que son état initial. Il est également à noter que la fréquence de sollicitation a une incidence sur la taille de la boucle, l'hystérésis, décrivant l'énergie que dissipe le matériau sur un cycle de chargement/déchargement.

L'évolution de cette hystérésis peut également se constater lors de tests cycliques ayant la courbe monotone comme enveloppe comme montré en figure 2.2. L'évolution de la vitesse de déformation à chaque boucle va avoir pour effet d'augmenter l'énergie dissipée par le matériau. Cette augmentation de la dissipation peut induire une viscosité croissante dans le matériau, tout comme de l'endommagement ou encore une élévation de température. Nous reviendrons sur ce dernier point dans le chapitre 5.

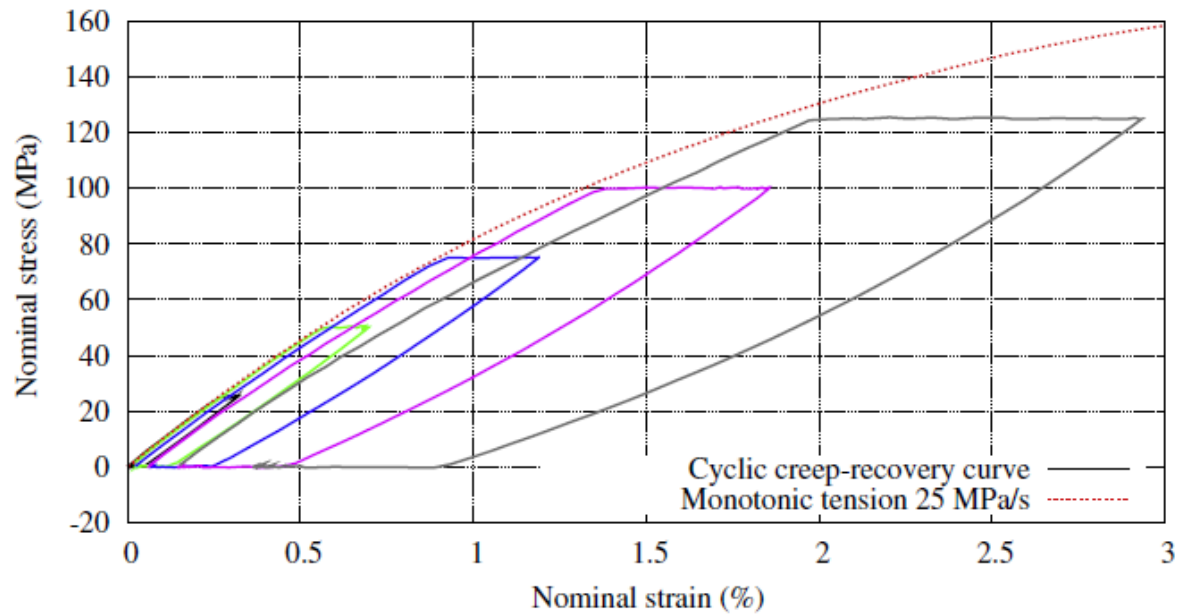
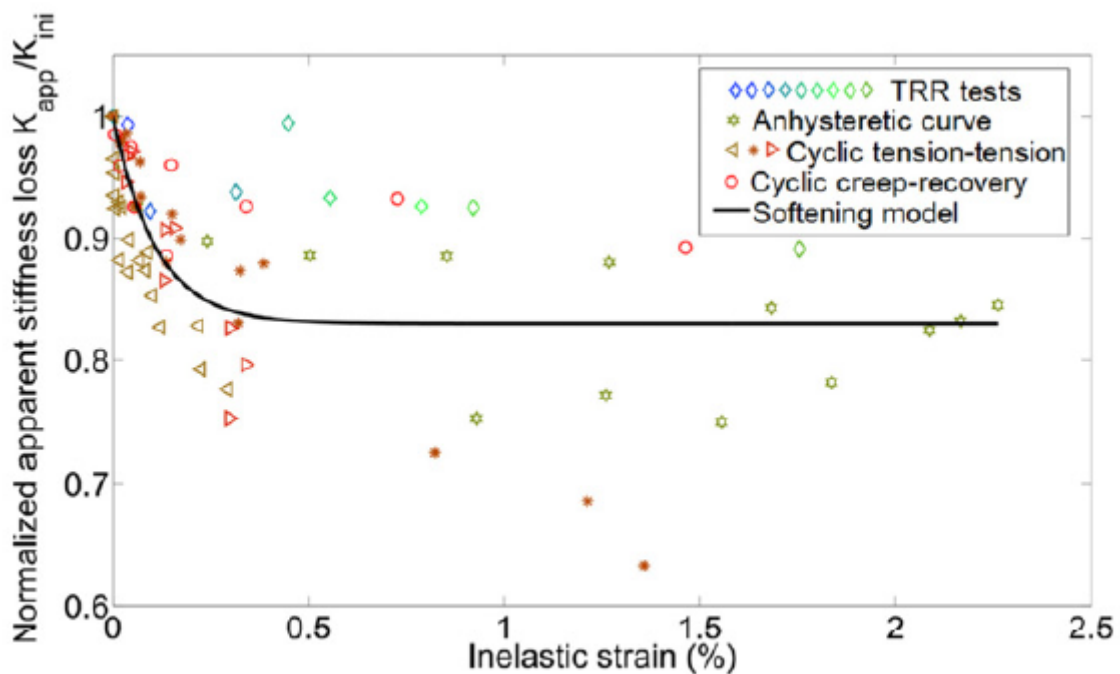


Figure 2.2 : Dissipation d'énergie lors d'un essai cyclique avec la courbe monotone comme enveloppe [61]

Outre l'aire de l'hystérésis, une sollicitation cyclique peut également engendrer une orientation des boucles, transcrivant un changement de raideur du matériau. L'accumulation d'endommagement et/ou l'augmentation de la viscosité au fur et à mesure des sollicitations aboutit alors à un adoucissement du matériau, comme décrit en figure 2.3 :



(b) Cyclic softening versus inelastic strain

Figure 2.3 : Adoucissement d'un PA6.6 en fonction de la de déformation inélastique [61]

Les paramètres de sollicitation peuvent ainsi déclencher et/ou exacerber des phénomènes physiques au sein du matériau, tels que la viscosité ou la propagation d'endommagement, qui peuvent avoir des effets sur son comportement mécanique. Chaque matériau possède une sensibilité à ces différents paramètres, plus ou moins grande, faisant évoluer le comportement mécanique du matériau en conséquence. Si la sollicitation elle-même induit de telles modifications du comportement, il en est de même pour l'environnement de sollicitation qui peut accélérer ces modifications ou dont les conséquences peuvent s'apparenter aux mêmes conséquences qu'aux différents types de sollicitations décrites dans cette section.

2.1.2. Influence de la température sur le comportement mécanique des thermoplastiques

Comme montré en chapitre 1, le réseau moléculaire n'est pas immuable et va subir des modifications lors d'une élévation de température. La rotation des segments va affaiblir les connexions entre les chaînes moléculaires et induire une diminution des propriétés mécaniques globales du matériau [65-68]. Comme montré en figure 2.4, outre la baisse des propriétés, une hausse de la déformation à rupture est à noter. Cette hausse de la déformation maximale admissible est associée à une partie « plastique » grandissante, traduisant la hausse des effets visqueux induits par l'augmentation de la température.

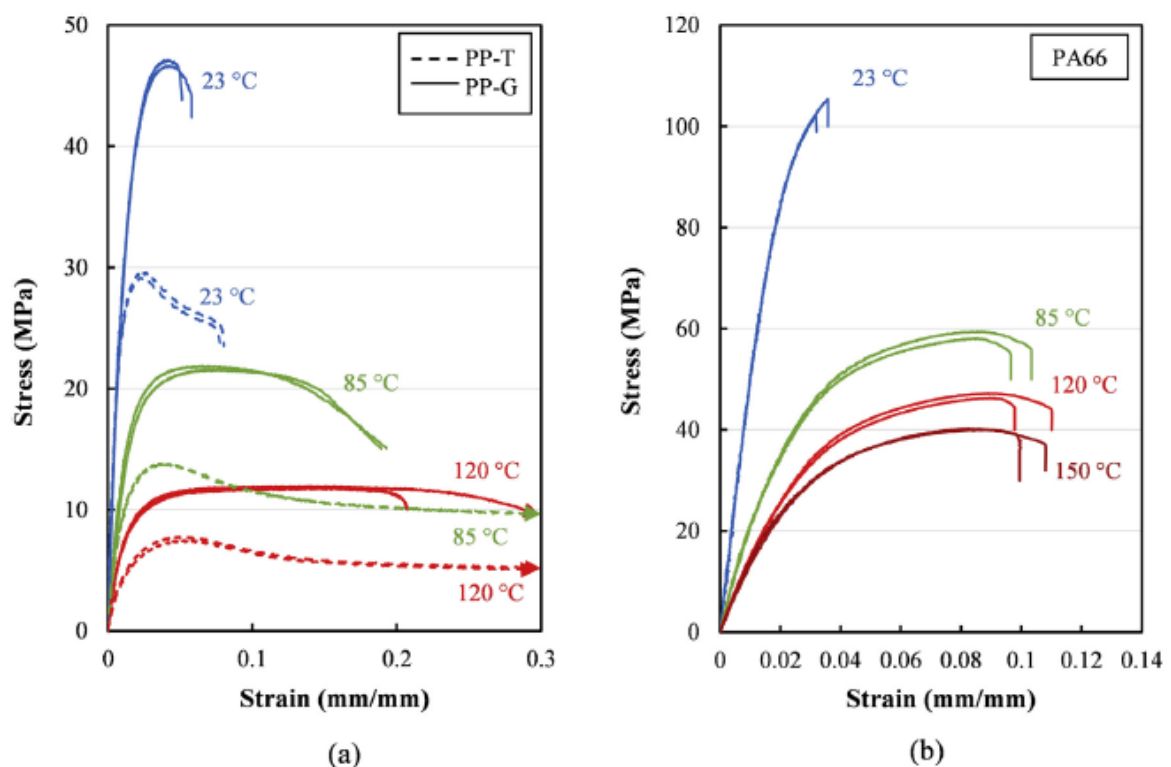


Figure 2.4 : Influence de la température sur le comportement mécanique d'un polypropylène et d'un polyamide sous chargement monotone [65]

La perte de résistance observée n'est pas linéaire. En effet, l'influence de la température connaît plusieurs étapes. Pour des températures au-dessus de la température ambiante mais relativement proche de celle-ci, la perte de propriétés peut être plus ou moins grande en fonction de la sensibilité du matériau à la température.

De même, pour des températures très élevées, la perte des propriétés finit par se stabiliser à une certaine limite, au-delà de laquelle le matériau change d'état. Les propriétés mécaniques du matériau subissent cependant une diminution drastique aux alentours d'une température intermédiaire. Cette température intermédiaire, variable d'un matériau à l'autre, correspond à la température de transition vitreuse. L'évolution des phénomènes physiques ainsi que la modification du réseau des chaînes moléculaires induite par la transition vitreuse constituent les paramètres responsables du changement drastique de comportement des thermoplastiques observé lors d'une élévation de la température de sollicitation.

L'évolution de la température du matériau peut être de nature externe comme dans le cas d'une sollicitation en enceinte climatique, ou interne de par une dissipation du matériau comme précédemment montré en figure 2.1 et 2.2. L'augmentation de la dissipation précédemment observée est due à un effort imposé proche de l'effort maximal admissible par le matériau ainsi qu'à une évolution de la vitesse de déformation. Cette vitesse de déformation peut, à elle seule, également influencer le comportement mécanique du matériau. Cette influence a été montrée expérimentalement par de nombreuses études et sur un grand nombre de matériaux [69-71]. Un exemple de cette influence est présenté en figure 2.5 :

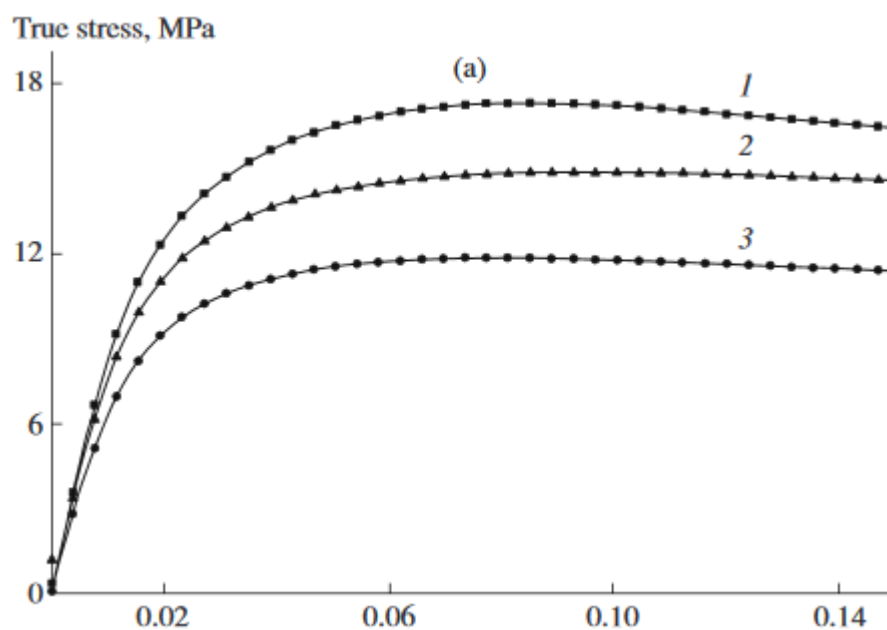


Figure 2.5 : Influence de la vitesse de déformation sur le comportement mécanique d'un PP pour des vitesses de déformation de (1) $0.17 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$, (2) $0.17 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ et (3) $0.17 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ [69]

Comme illustré en figure 2.5, plus la vitesse de déformation est faible et plus le module d'Young et la contrainte maximale admissible diminuent. Ceci est dû au fait que pour de faibles vitesses de déformation, la viscosité aura une importance significative. La viscosité et la vitesse de déformation faible induisent alors une augmentation de l'aire de l'hystérésis, entraînant une dissipation de l'énergie, au même titre qu'un changement de température. Une équivalence temps/température est ainsi régulièrement mise en place afin d'extrapoler les résultats d'essais pour des vitesses de déformation variables. Nous reviendrons plus en détails sur cette équivalence en chapitre 3.

La teneur en humidité de l'air ou l'immersion de la pièce sollicitée sont, au même titre que la température, des caractéristiques du milieu environnant qui influent sur le comportement mécanique du matériau.

2.1.3. Influence de l'absorption sur le comportement mécanique des thermoplastiques

Il a été montré en chapitre 1 que l'absorption de liquide par le matériau est rendue possible par l'insertion de molécules de liquide entre les chaînes moléculaires. Cette présence induit une phase supplémentaire dans le matériau influençant l'importance des phénomènes physiques apparaissant lors de la sollicitation du matériau. Des études expérimentales menées dans une enceinte à humidité contrôlée se sont penchées sur l'influence de l'humidité ambiante sur le comportement mécanique d'un composite à matrice polyamide 6.6 sous sollicitation cyclique [64]. Une synthèse de ces résultats est présentée en figure 2.6 :

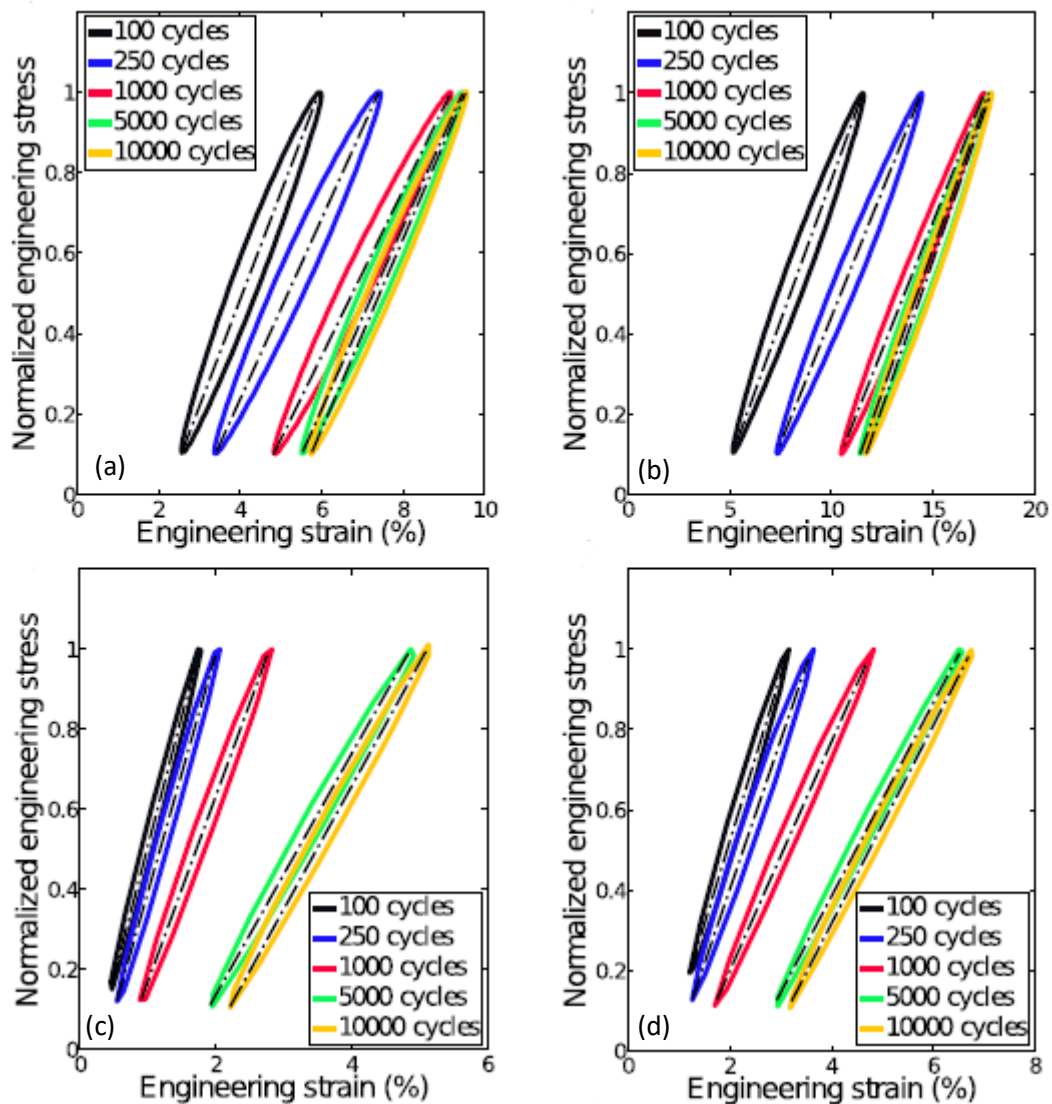


Figure 2.6 : Influence de l'humidité relative et de la fréquence sur le comportement du matériau (a) RH50/1Hz (b) RH80/1Hz (c) RH50/10Hz et (d) RH80/10Hz [64]

Cette étude a montré l'influence non seulement de la fréquence de sollicitation mais également de la teneur en humidité sur l'évolution du comportement au fur et à mesure des cycles. Un environnement humide induit une augmentation de l'aire de l'hystérésis et un adoucissement du matériau tout en augmentant la déformation, ce qui est caractéristique de l'effet plastifiant de l'eau. L'influence du couplage fréquence/humidité sur ces trois caractéristiques est présenté en figure 2.7 :

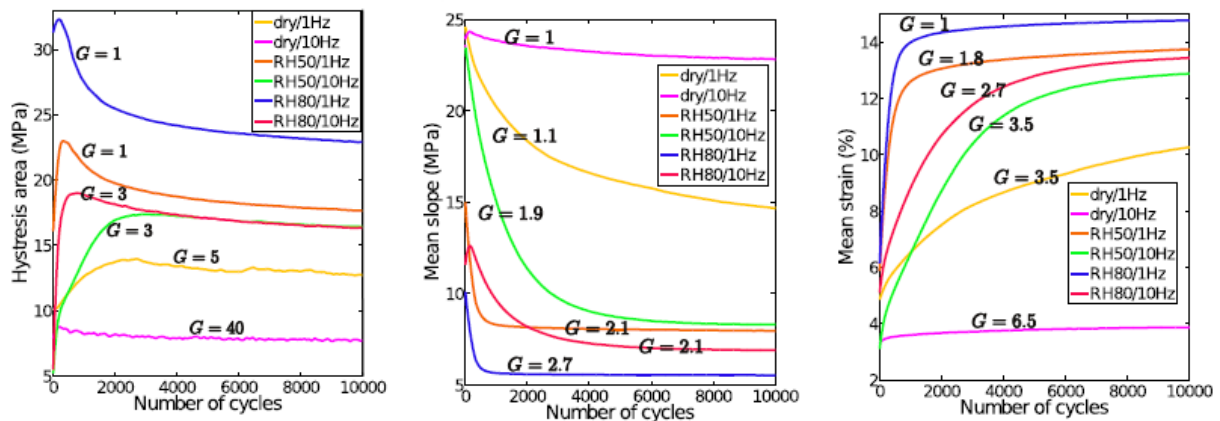
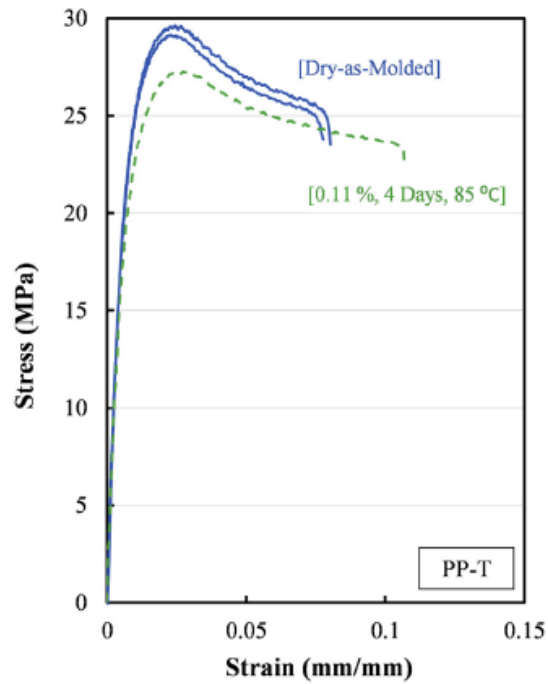


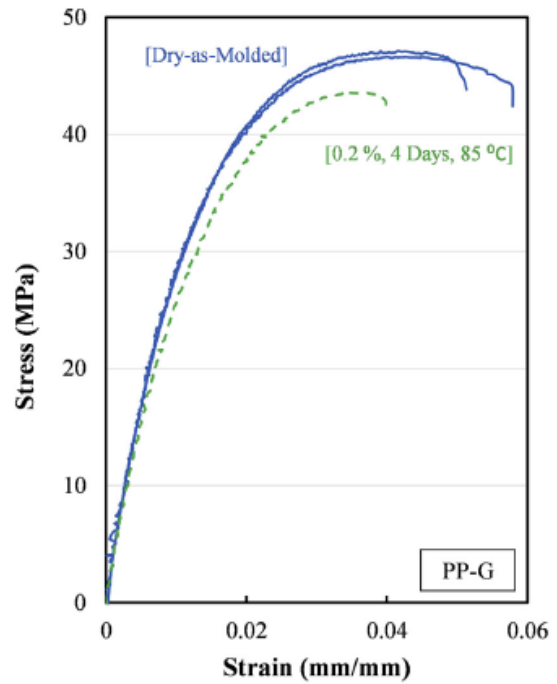
Figure 2.7 : Influence de l'humidité relative et de la fréquence sur l'énergie dissipée, l'adoucissement et la déformation du matériau en fonction du nombre de cycles [64]

Il est à noter que le cas le plus défavorable est celui comprenant la plus haute humidité et une fréquence de 1 Hz. Une fréquence plus élevée, quelle que soit la teneur en eau de l'air ambiant, restreint l'adoucissement et la hausse de déformation réduisant de fait l'aire de l'hystérésis. Ce résultat est en accord avec les études expérimentales précédemment citées qui tendent à montrer qu'une fréquence de sollicitation de 10hz diminue la capacité du polyamide 6.6 de dissiper de l'énergie.

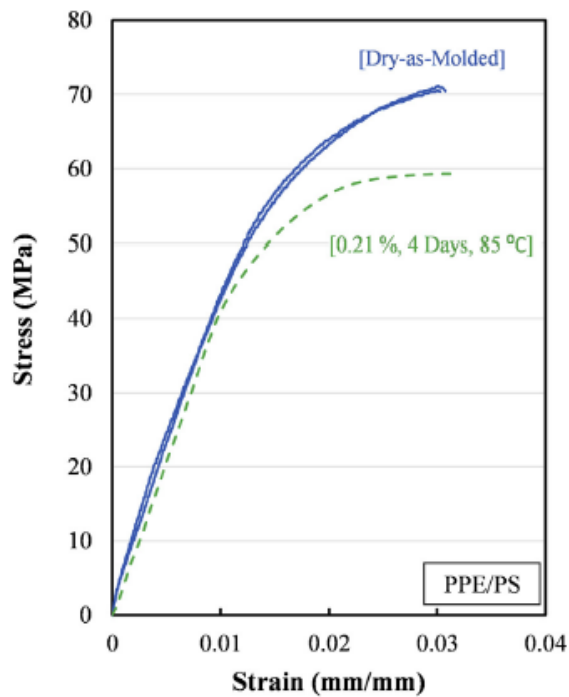
Comme montré précédemment, la température de sollicitation a une influence croissante à mesure qu'elle se rapproche de la température de transition vitreuse du matériau. L'absorption d'eau ayant un impact direct sur la température de transition vitreuse, la différence entre la température de sollicitation, bien que pouvant être constante, et la température de transition vitreuse va diminuer. De ce fait, comme montré en figure 2.8, plus la masse de liquide absorbée par un matériau sera importante et plus le comportement du matériau s'en trouvera affecté et s'apparentera à une élévation de température, y compris pour des chargements monotones [30, 32-34, 37, 58, 64-66, 72-74] :



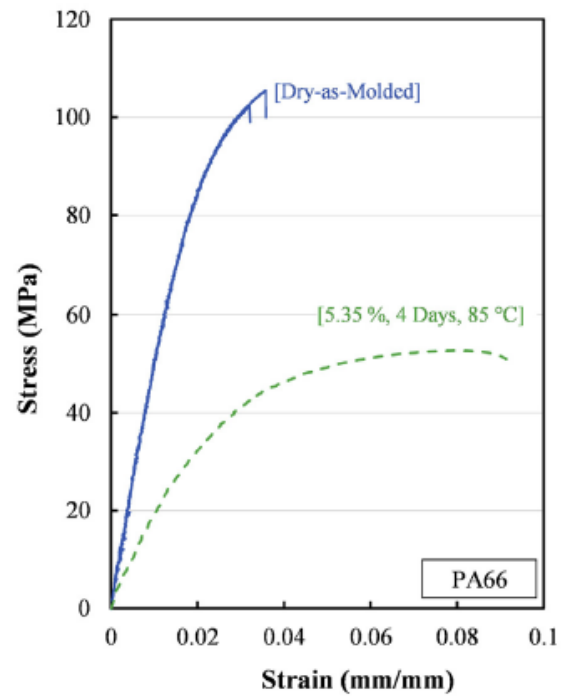
(a)



(b)



(c)



(d)

Figure 2.8 : Influence de la masse d'eau absorbée sur le comportement mécanique de polymères [64]

Cette section a présenté les différents types de comportements que peuvent présenter des composites à base polymère en fonction du type de sollicitation et de l'environnement dans lequel le matériau évolue. Tous les polymères étudiés ont montré une sensibilité aux types et aux conditions de sollicitations. L'objectif de ce chapitre est donc d'investiguer et de déterminer les phénomènes

physiques à l'œuvre dans le matériau d'étude en fonction des paramètres liés à l'application industrielle.

2.2. Point de vue adopté

L'objectif de ce chapitre est de présenter le protocole et les résultats d'essais réalisés sur la matrice PPS ainsi que son composite. Cette campagne de caractérisation a pour but d'observer les phénomènes physiques se produisant au sein du polymère lors de sollicitations monotones et cycliques et d'étudier l'évolution de leur influence sur son comportement mécanique pour différents environnements de sollicitation. La matrice PPS, comme la grande majorité des thermoplastiques, est très sensible à son environnement de sollicitation. L'ajout de fibres va modifier ces sensibilités sans pour autant les estomper complètement. Afin de pouvoir anticiper les conséquences de ces phénomènes, il est donc nécessaire d'étudier en premier lieu l'influence de l'environnement de sollicitation sur les caractéristiques mécaniques du PPS. Cette étude est reconduite sur le composite afin d'évaluer l'influence des fibres sur la sensibilité du matériau précédemment quantifiée. Ainsi, deux matériaux ont été étudiés. Le premier est un PPS et l'autre ce même PPS mais renforcé à hauteur de 40% en masse de fibres de verre courtes. Ces deux matériaux ont été fournis par Solvay et sont connus sous le nom commercial Ryton® QA 200 P pour la matrice, et Ryton® R-4-200 pour le composite. Quelques propriétés physiques de ces matériaux sont listées dans le tableau 1.

Matériaux	Matrice	Renfort	densité(g/cc)*	Tg(°C)*	Tm(°C)*
Ryton® QA 200 P	Polyphenylene sulfide	aucun	1,34	90	280
Ryton® R-4-200	Polyphenylene sulfide	40%wt fibres de verre	1,68	90	285

*Données obtenues via Solvay

Tableau 2.1 : Description des matériaux d'étude

2.3. Mise en forme des éprouvettes

2.3.1. Géométrie

La gamme de PPS étudiée dans cette thèse est généralement mise en forme par injection. Au niveau industriel, la validation d'une nouvelle matière passe par des tests sur des échantillons. Le fournisseur de plastique peut de ce fait mettre à disposition des plaques de matériau injecté, de dimensions 100*100*3.2 mm.

Notre étude expérimentale étant basée sur des essais de traction, la géométrie des éprouvettes respecte la norme ISO 527, avec une réduction d'échelle, afin de considérer la taille des plaques. La géométrie des éprouvettes est présentée en figure 2.9.

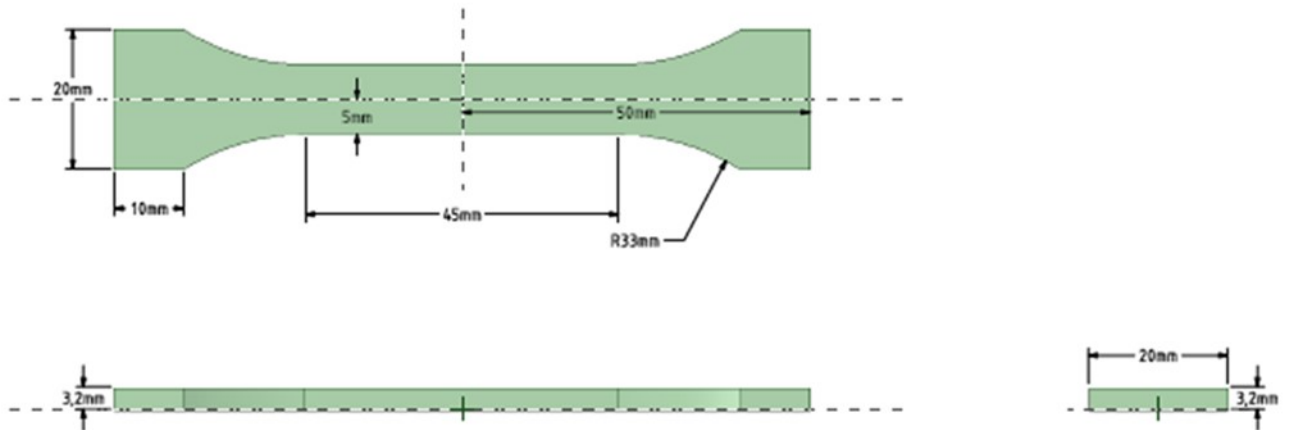
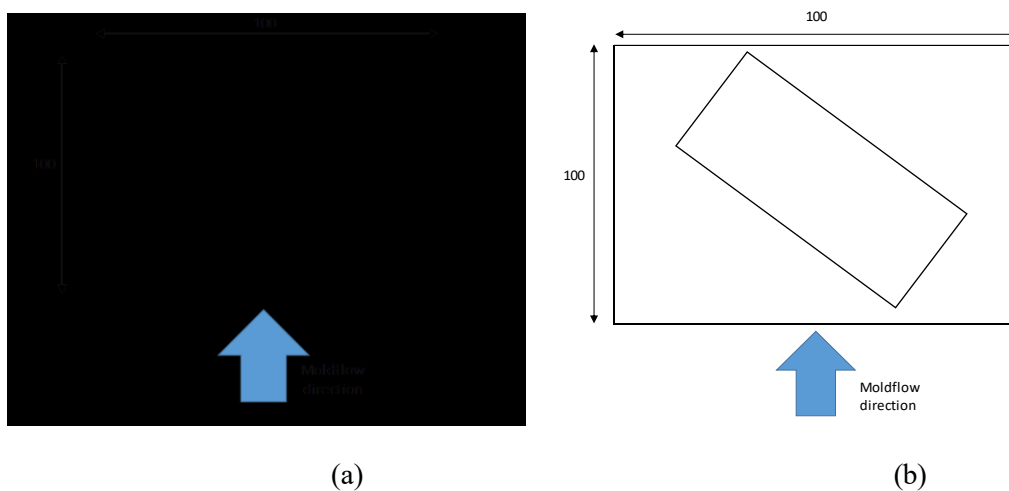


Figure 2.9 : Dimensions des éprouvettes utilisées

Il a été précédemment expliqué que le procédé d'injection peut provoquer des effets de bords provoquant une modification locale de l'orientation des fibres et de la cohésion des chaînes moléculaires [49]. La répartition des éprouvettes sur les plaques a donc été déterminée afin d'éviter ces effets de bords et ainsi préserver la représentativité des essais. Les effets de bords ne sont néanmoins pas ressentis de la même manière en fonction de la configuration étudiée. Bien que la matrice soit considérée isotrope, le comportement mécanique du composite sera fonction de l'orientation majoritaire des fibres. Ainsi, pour une éprouvette considérant une orientation principale des fibres longitudinale à la direction d'injection, le rôle de renfort des fibres sera le plus prononcé. Cette configuration rend ainsi l'influence des effets de bords sur le comportement mécanique du matériau bien moins importante que dans le cas d'une orientation majoritairement transversale des fibres. La potentielle influence de ces effets de bords a donc été prise en compte afin de déterminer le nombre d'éprouvettes extractibles des plaques, comme présenté en figure 2.10.



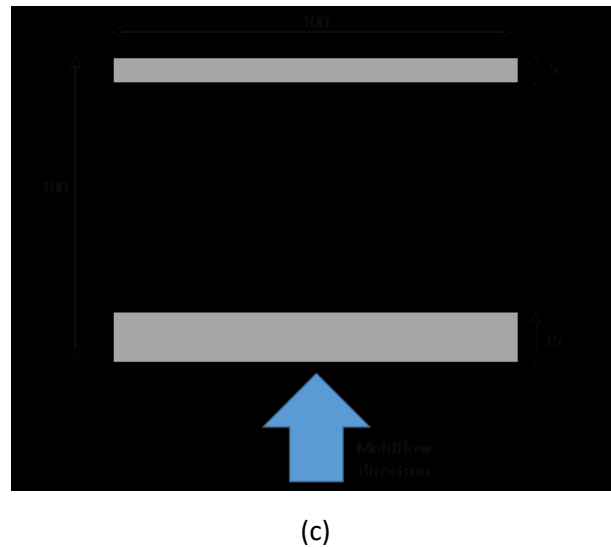


Figure 2.10 : Disposition des éprouvettes découpées pour une orientation des fibres (a) longitudinale (b) intermédiaire et (c) transversale et pour la matrice non renforcée

L'espace optimisé disponibles sur les plaques a permis d'extraire 3 éprouvettes par plaque de matrice et de composite orienté de manière transverse, 4 éprouvettes de composite orienté de manière longitudinale et 1 éprouvette orientée à 45° par rapport au sens d'injection.

2.3.2. Découpe jet d'eau

L'espace utile sur les plaques étant optimisé, les éprouvettes ne sont séparées que de 5mm. Cette disposition compacte requiert une découpe très précise. De même, afin d'éviter des phénomènes thermiques intempestifs lors de l'usinage, les éprouvettes ont pu être obtenues par découpe jet d'eau. Ce procédé précis permet de répondre à nos contraintes d'obtention et est déjà couramment utilisé pour l'obtention d'éprouvettes de matières plastiques.

La découpe a été réalisée avec une pression de jet de 2500bar et une vitesse d'avance de 500mm/min afin de respecter au mieux les dimensions de l'éprouvette tout en offrant un état de surface satisfaisant, limitant de fait les éventuelles amorces de ruptures liées au procédé.

2.4. Set-Up machine

Les essais de traction présentés dans cette étude ont été réalisés à l'aide une machine INSTRON™ 5585H, équipée de mors mécaniques auto-serrant et d'une cellule de charge d'une capacité de 10kN afin d'être en accord avec la résistance du matériau étudié.



Figure 2.11 : Configuration d'essais de traction à température ambiante et dans une enceinte climatique

La mesure de la déformation de l'éprouvette a été effectuée avec un extensomètre vidéo. Enfin, la machine a été équipée d'une enceinte thermique afin de réaliser les tests à hautes températures.

2.5. Conditions d'essais

2.5.1. Configurations testées

Un plan d'essais a été créé afin de passer en revue et différencier les paramètres liés aux conditions réelles d'utilisation. Ainsi, afin de pouvoir mesurer l'impact de la température et du vieillissement dû à un liquide composé de deux produits, deux axes ont été investigués pour un total de onze configurations:

- 6 configurations à différentes températures : $T=23^{\circ}\text{C}$, 50°C , 70°C , 110°C , 130°C et 150°C sur un matériau sec.
- 5 configurations à température ambiante pour des éprouvettes vieilles via une immersion dans du liquide de refroidissement pour plusieurs concentrations de glycol. Les éprouvettes vieilles ont ainsi été immergées dans des liquides composés uniquement d'eau et de mélanges contenant respectivement 25%, 50%, 75% et 100% de glycol.

Les températures sélectionnées l'ont été de par leur pertinence vis-à-vis des conditions réelles. La température maximale testée étant 150°C , il est raisonnable d'avancer que les propriétés des fibres de verre ne subiront aucun changement. De même, le verre n'est pas sensible aux effets du vieillissement, que ce dernier soit lié à une attaque chimique et/ou à de l'absorption. Les essais ont donc été conduits sur le plastique pur, élément sensible du composite et donc à l'origine de la baisse de propriétés globales du composite, afin de quantifier le plus précisément possible ces sensibilités en procédant selon la norme ISO 527-2. S'agissant d'essais sous chargement quasi-statique, la vitesse de déformation a été fixée à 1.10^{-3} s^{-1} , comme stipulé dans la norme. De même, pour des raisons de répétabilité, chaque essai a été conduit cinq fois. Chaque courbe expérimentale présentée représente donc une courbe moyenne de ces cinq tests.

2.5.2. Mise à température

Le premier axe du plan d'essais est dédié à l'investigation de l'impact de la température sur les caractéristiques mécaniques de la matrice. Cette mise en température est réalisée à l'aide d'une enceinte thermique. Les éprouvettes sont préalablement placées dans l'enceinte 15 minutes avant l'essai pour permettre à l'échantillon d'atteindre la température de l'enceinte de manière uniforme.

2.5.3. Vieillissement

2.5.3.1. Protocole

Différents contenants ont été remplis avec les liquides de différentes teneurs en glycol. Cinq éprouvettes ont ensuite été immergées dans chacun des contenants. Il a été montré que la température d'immersion avait un effet sur l'absorption de liquide du matériau immergé [2, 31, 74, 75]. De ce fait, les contenants ont été placés dans des fours maintenus à 90°C afin d'accélérer le processus d'absorption tout en évitant des phénomènes d'ébullition pouvant intervenir dans le cas où le liquide n'est composé que d'eau notamment, comme montré en figure 2.12.



Figure 2.12 : Vieillissement des échantillons

Avant de procéder à l'essai, les contenants sont sortis du four et laissés au repos jusqu'à ce qu'ils atteignent la température ambiante. Les éprouvettes ne sont ensuite sorties des contenants qu'au moment de procéder à l'essai afin d'éviter toute perte de liquide au sein du matériau. L'étude proposée se concentre sur le pire cas, c'est-à-dire lorsque le matériau est saturé. La saturation nécessitant des temps d'immersion longs, les éprouvettes doivent être immergées au moins 400 heures.

2.5.3.2. Etude de l'absorption

La durée de vieillissement a été définie en étudiant la dynamique d'absorption du matériau en mesurant leur gain de masse. Pour cela, des éprouvettes tests placées dans des contenants différents ont été utilisées. Avant toute mesure, les contenants de ces éprouvettes sont sortis du four jusqu'à température ambiante pour s'assurer d'éviter tout dégagement de vapeur et donc toute perte de liquide qui viendrait altérer la concentration du liquide. Les éprouvettes sont ensuite pesées sous cloche, à l'aide d'une balance de précision 0.1mg. La précision de cette balance a permis d'obtenir des résultats très répétables. Les éprouvettes sont ensuite replacées dans le four et l'opération est répétée jusqu'à stabilisation du gain de masse. Le résumé des gains de masse pour chaque concentration de liquide est présenté en figure 2.13.

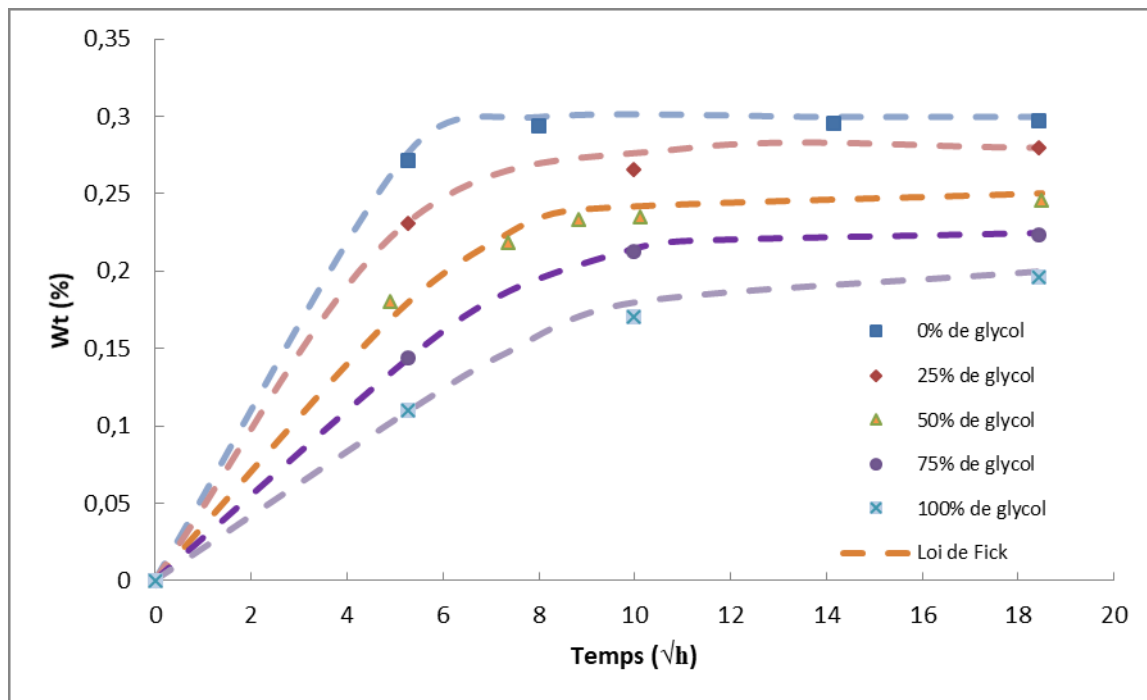


Figure 2.13 : Courbes d'absorption pour différentes concentrations de glycol dans le liquide de refroidissement

Le PPS est un matériau très stable qui n'absorbe que très peu de liquide, bien moins que d'autres thermoplastiques, comme le PA 6.6, puisqu'il ne gagne qu'au maximum environ 0.3% de masse. Il est intéressant de noter que le gain de masse maximal du matériau dépend de la concentration en glycol du liquide. Ceci peut s'expliquer par la différence de densité entre les différents liquides. En effet, le glycol étant plus dense que l'eau, il est plus difficile pour le matériau de l'absorber. Les molécules d'eau, plus petites, auront donc plus de facilité à s'insérer entre les chaînes moléculaires du matériau.

L'évolution de l'absorption de liquide par le matériau suit une loi de Fick [31], qui peut être exprimée par :

$$\frac{M_t}{M_m} = \frac{4}{\sqrt{\pi}} \left[\frac{Dt}{h^2} \right]^{\frac{1}{2}} \text{ pour } \frac{Dt}{h^2} < 0.05 \quad (2.1a)$$

$$\frac{M_t}{M_m} = 1 - \frac{8}{\pi^2} \exp\left[-\left[\frac{Dt}{h^2}\right]\pi^2\right] \text{ pour } \frac{Dt}{h^2} > 0.05 \quad (2.1b)$$

Où t est le temps, h l'épaisseur de l'échantillon, D est le coefficient de diffusion et Mm désigne le pourcentage maximal d'absorption du liquide.

L'étude de ces coefficients en fonction de la concentration de glycol dans le liquide est montrée en figure 2.14 :

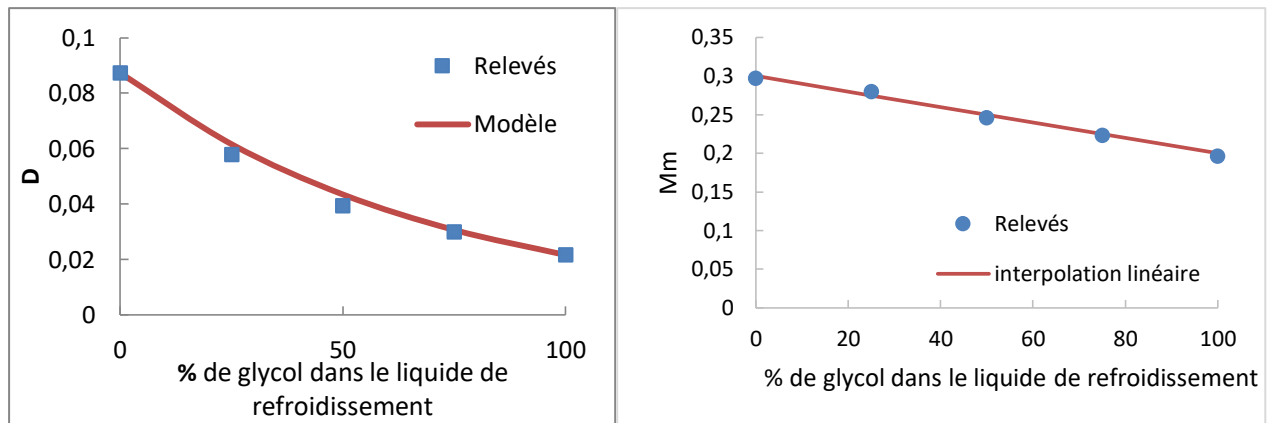


Figure 2.14 : Evolution de D et Mm

L'évolution du coefficient Mm est, comme déjà montré en figure 2.13, maximal lorsque le liquide est uniquement composé d'eau. A mesure que la proportion de glycol croît, la masse maximale atteignable par le matériau décroît linéairement.

Le coefficient de diffusion en revanche, bien qu'il montre également une tendance décroissante à mesure que la proportion de glycol augmente, semble suivre une loi exponentielle négative :

$$D = D_0 e^{-\frac{ag(\%)}{b}} \quad (2.2)$$

Où D_0 désigne le coefficient de diffusion maximal, obtenu lorsque le liquide est composé uniquement d'eau, $g(\%)$ la proportion de glycol en pourcentage dans le liquide et a et b étant des coefficients.

La proportion de glycol dans le liquide immergeant a donc un impact sur les capacités d'absorption du PPS. La prochaine section présente l'influence de cette absorption sur les caractéristiques mécaniques du matériau ainsi que l'influence de la température sur ces propriétés.

2.6. Essais de traction monotones

2.6.1. Influence de l'environnement de sollicitation sur le comportement mécanique de la matrice

2.6.1.1. Influence de la température

Tous les essais de traction monotones réalisés sont pilotés par déformation. Des essais cycliques avec la courbe monotone associée sont également mis en œuvres tels que présenté en figure 2.15 :

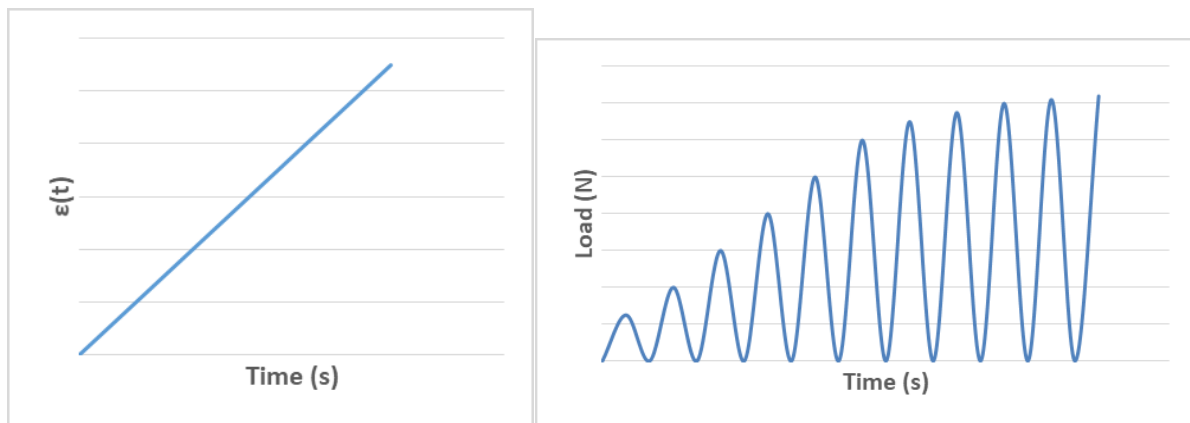


Figure 2.15 : Types de sollicitations étudiées

En figure 2.16 sont présentées les courbes contrainte/déformation de la matrice PPS pour plusieurs températures :

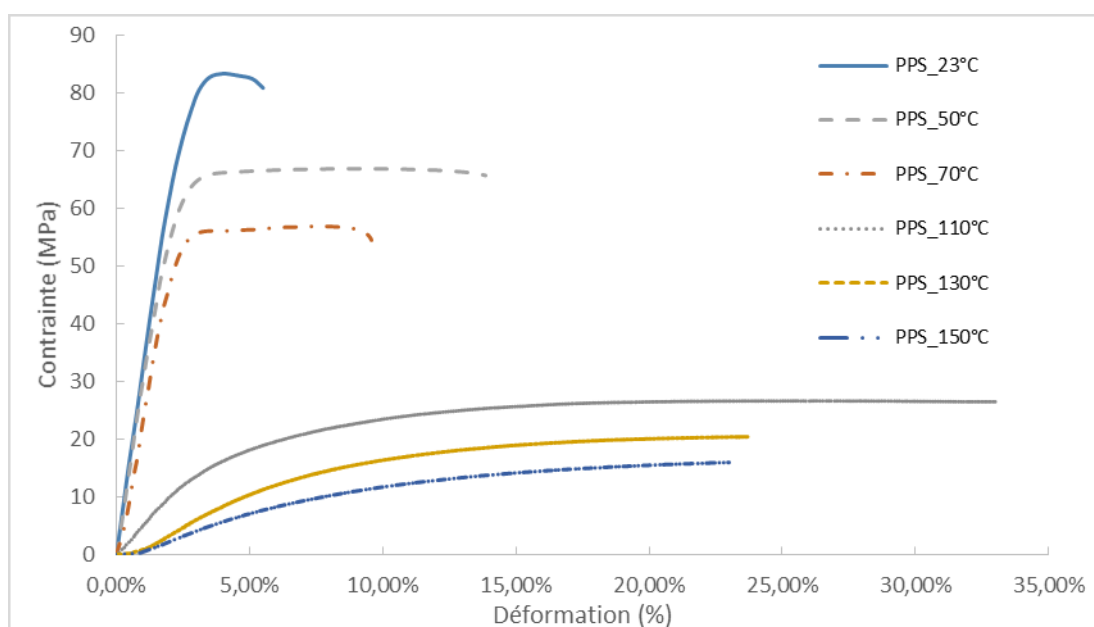


Figure 2.16 : Courbes de traction d'un PPS pour plusieurs températures

Les résultats présentés en figure 2.16 montrent que la température a une très grande influence sur le comportement du matériau. A température ambiante, notre référence, le module d'Young est d'environ 3.2GPa et décroît jusqu'à atteindre moins de 100 MPa à 150°C. La plus importante baisse de propriété survient après 90 °C, température de transition vitreuse du matériau. Ainsi, deux types de comportements se distinguent. Le premier, en dessous de la température de transition vitreuse, présente un comportement de type élasto-plastique. Le second, au-dessus de T_g semble entièrement inélastique, dû à l'influence grandissante de la viscosité, à mesure que croît la température. L'attribution de la cause de ce changement de comportement à la viscosité peut notamment être avancée par l'apparition de phénomènes d'amortissements visibles au début des courbes de tractions obtenues à hautes températures.

2.6.1.2. Influence du vieillissement

Les effets du vieillissement sur le comportement mécanique du PPS a ensuite été investigué par l'intermédiaire des essais de traction. L'évolution des courbes de traction pour plusieurs taux de glycol présent dans le liquide de refroidissement est montrée en figure 2.17 :

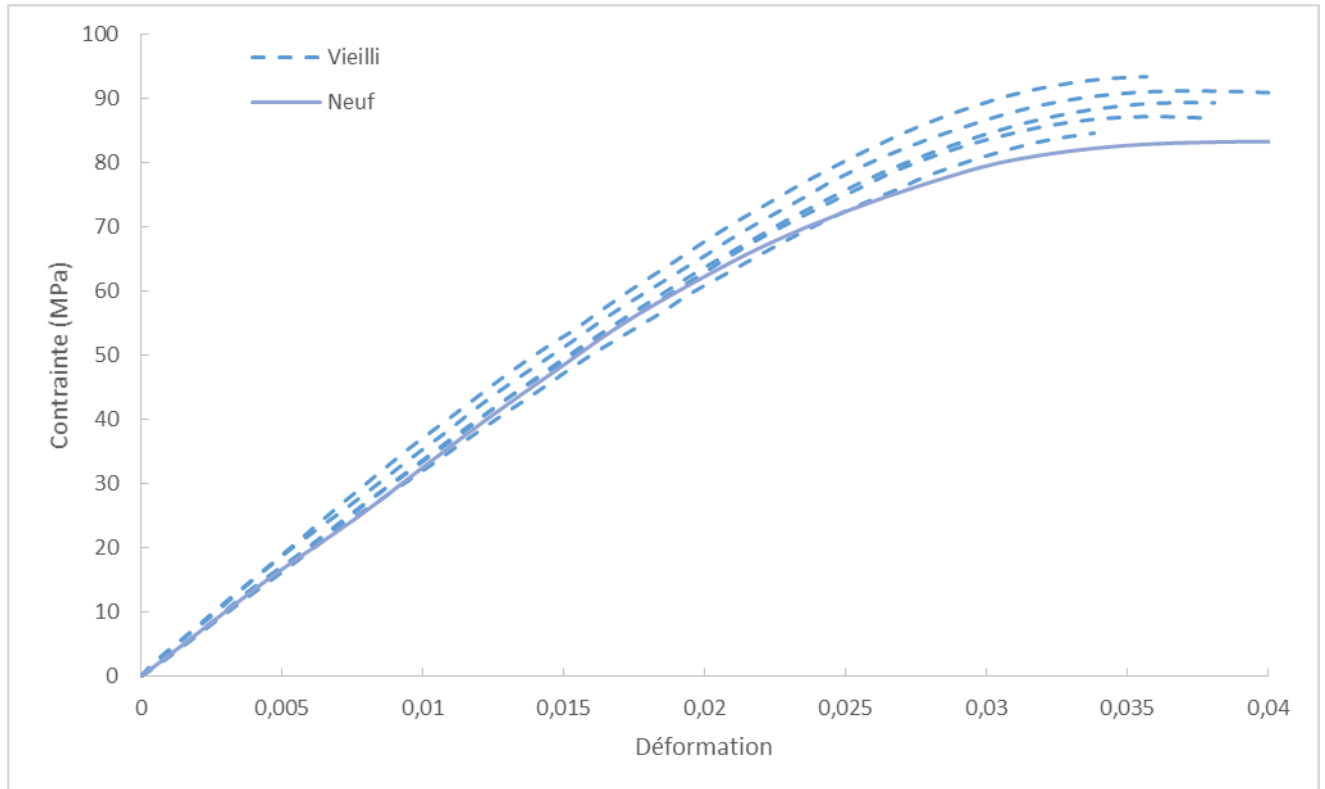


Figure 2.17 : Influence de l'immersion dans du liquide de refroidissement sur le comportement mécanique du PPS pour différentes concentrations de glycol

Malgré le peu de liquide absorbé par le matériau, des conséquences sensibles sur son comportement sont à noter. Contrairement aux conséquences observées sur les polyamides présentés en début de ce chapitre, pour un liquide immergeant composé de 50% de glycol et 50% d'eau, une légère augmentation d'environ 9% de la résistance et une chute nette de 36% de la déformation à rupture sont observées pour un PPS par rapport au matériau sec. Cette tendance correspond à ce que l'on peut observer pour les plastiques ayant subis des vieillissements thermiques ou aux UV [21,22]. Ceci est dû au protocole de vieillissement. En effet, le maintien dans l'étuve à 90°C a induit plus d'effets que l'absorption en elle-même.

Le glycol jouant un rôle d'isolant thermique, plus la concentration de ce composant dans le liquide est élevée, plus le matériau est préservé des effets de la chaleur et donc moins ses propriétés sont impactées. L'étude de la dépendance des constantes mécaniques en fonction du taux de glycol présent dans le liquide montre une évolution linéaire, comme montré en figure 2.18 :

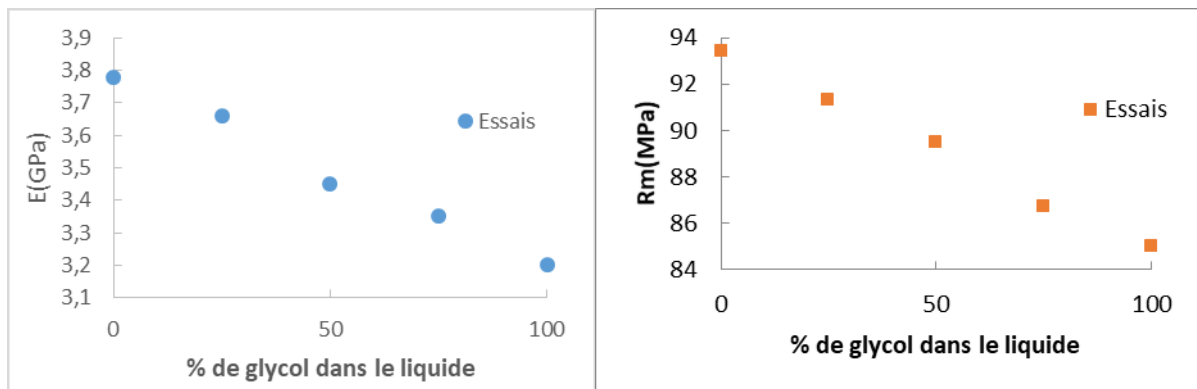


Figure 2.18 : Influence de la concentration de glycol dans le liquide sur les constantes mécaniques du PPS

Cette évolution linéaire décroissante, y compris pour les hautes teneurs en glycol, montre que pour ce temps d'immersion, il n'y a pas eu d'attaque chimique du glycol sur le matériau.

2.6.2. Influence de l'environnement de sollicitation sur le comportement mécanique du composite

2.6.2.1. Influence de la température

Un autre paramètre qui va influencer sur le comportement du matériau est la présence de fibres, qui va induire un comportement anisotrope. Cette anisotropie peut être caractérisée par l'étude de trois orientations préférentielles de fibres. Ces trois orientations désignent respectivement une orientation préférentielle longitudinale des fibres par rapport à la direction de sollicitation (désignée par l'abréviation long), une orientation majoritairement transversale des fibres par rapport à la direction de sollicitation (désignée par l'abréviation trans) ainsi qu'une orientation intermédiaire, en l'occurrence à 45°. L'influence de l'orientation majoritaire des fibres est montrée en figure 2.19 :

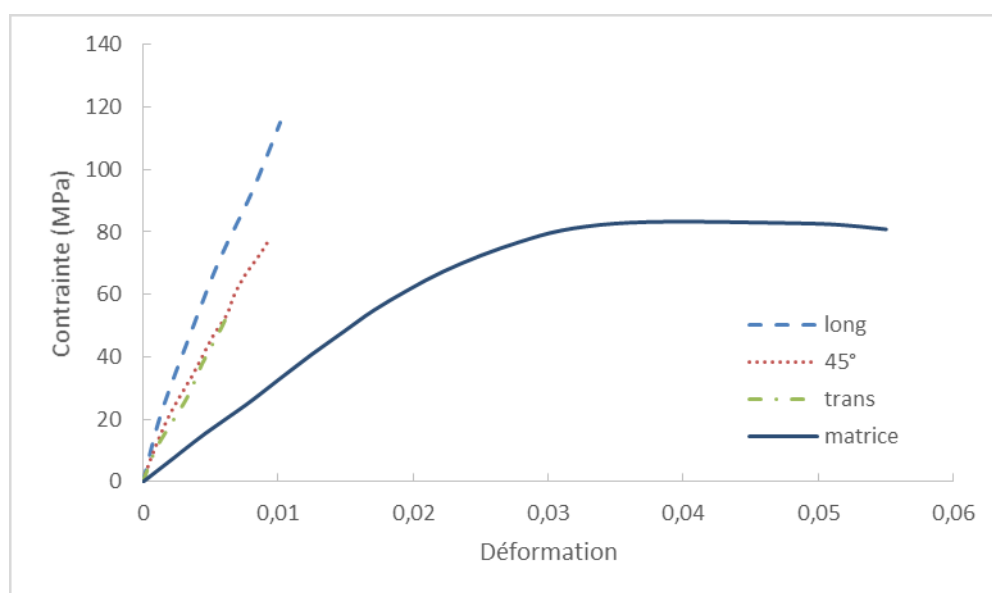


Figure 2.19 : Influence de la présence de fibres et de leur orientation sur le comportement du PPS

Le fait que le renfort soit composé de fibres de verre va fortement influencer le comportement du composite résultant, d'autant plus que le composite étudié est fortement chargé (40% en masse). Le composite va ainsi gagner en raideur et en résistance maximale mais va devenir bien plus fragile, quelle que soit l'orientation principale des fibres à l'intérieur du matériau. Le protocole d'essais mis en place pour l'étude de l'influence de la température sur le comportement de la matrice a été appliqué au composite afin d'observer l'apport des fibres quant à la réaction du matériau face aux changements de température. Le composite étant un matériau anisotrope, l'influence de la température a été étudiée pour différentes orientations arbitraires de fibres : une orientation longitudinale par rapport à la direction de chargement, une orientation transversale ainsi qu'une orientation intermédiaire de 45° par rapport à la direction de chargement. Les résultats sont présentés en figure 2.20 :

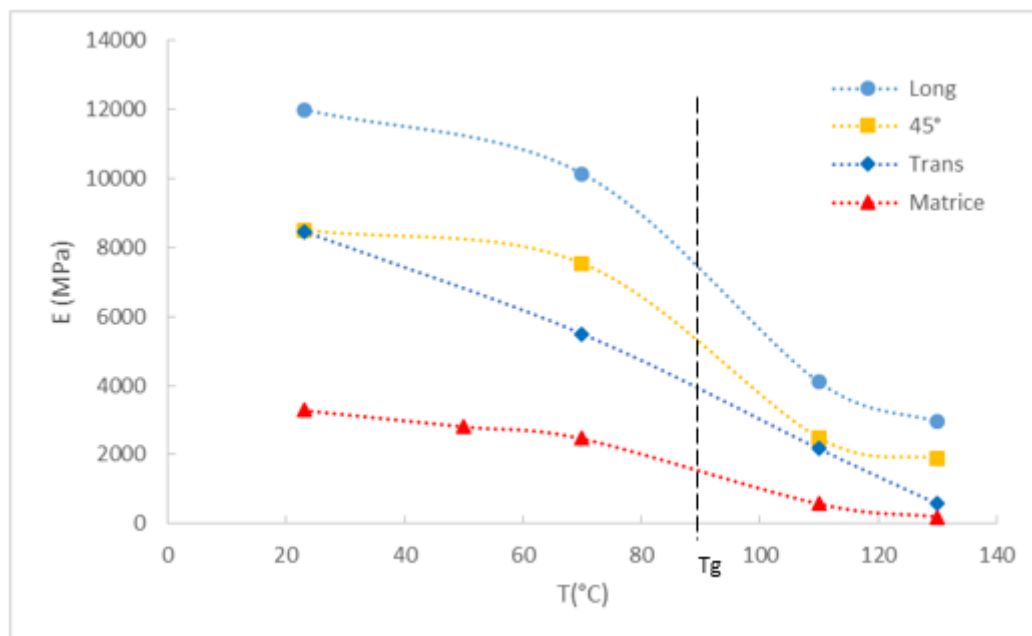


Figure 2.20 : Influence des fibres sur la sensibilité à la température du PPS renforcé

Comme montré en figure 2.20, la dynamique d'évolution du comportement du matériau en fonction de la température varie quelque peu selon l'orientation des fibres. En effet, une orientation transverse des fibres induit un apport de la présence de fibre moindre que lorsque ces dernières sont alignées avec le sens de chargement. Cette conséquence est d'autant plus remarquable à haute température, puisque le module d'Young du composite pour cette orientation est alors très proche de celui de la matrice puisque les fibres ne peuvent pas compenser l'augmentation de déformation de la matrice induite par la hausse de température.

L'orientation des fibres n'a cependant pas de grande influence sur la déformation globale du composite, qui garde des déformations admissibles bien plus faibles que la matrice. De même, la température de transition vitreuse constitue toujours une frontière clairement identifiable pour toute orientation étudiée et qui, une fois franchie, modifie plus brutalement le comportement du matériau.

Comme montré dans le tableau 2, la matrice étant l'élément sensible à la température, le rapport entre les contraintes maximales à 23°C et 130°C est équivalent quelle que soit l'orientation des fibres.

Matériau	Matrice	Trans.	45°	Long.
$\frac{R_m^{23^\circ\text{C}}}{R_m^{130^\circ\text{C}}}$	4,92	1,79	2,03	2,35

Tableau 2.2 : Evolution de la contrainte maximale admissible en fonction de la température pour plusieurs orientations préférentielles de fibres

Cependant, plus que leur orientation, leur présence à hauteur de 40% en masse permet de diminuer cette sensibilité par rapport à celui de la matrice, qui a un rapport de contraintes maximales admissibles de plus du double de ceux du composite.

2.6.2.2. Influence du vieillissement

Le PPS étant sensible aux effets de l'immersion dans le liquide de refroidissement, des essais de traction ont été menés sur le composite afin de comparer l'évolution des propriétés du matériau en fonction de ceux de la matrice et en fonction de l'orientation des fibres :

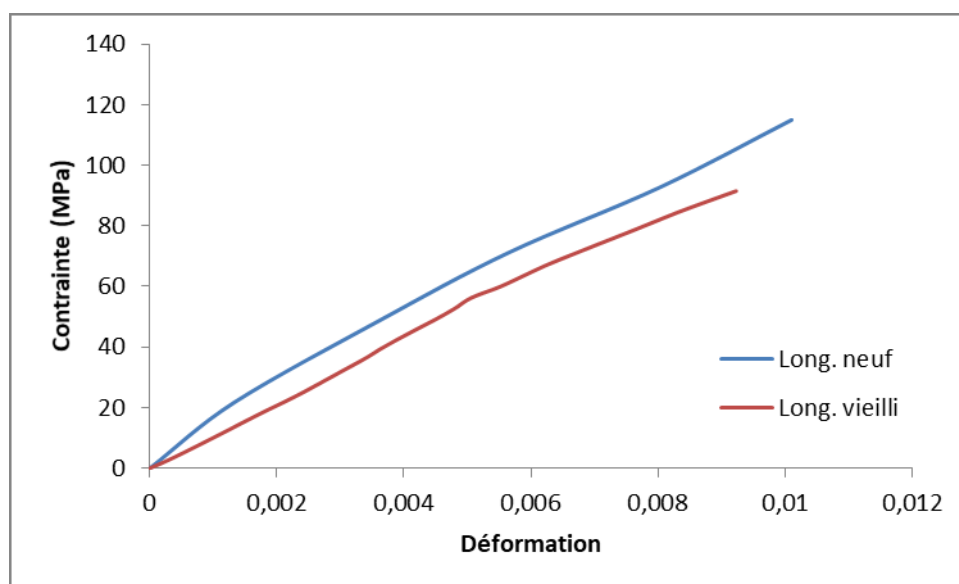
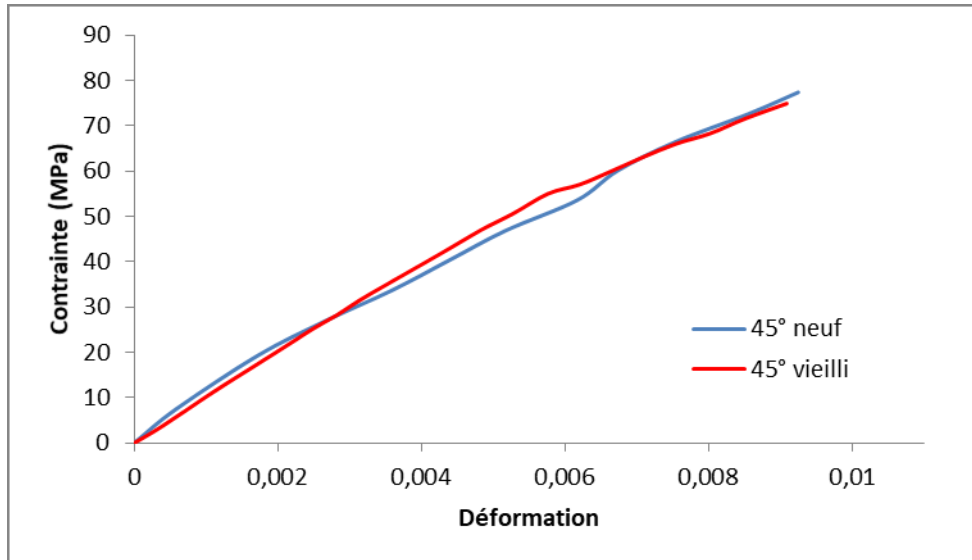


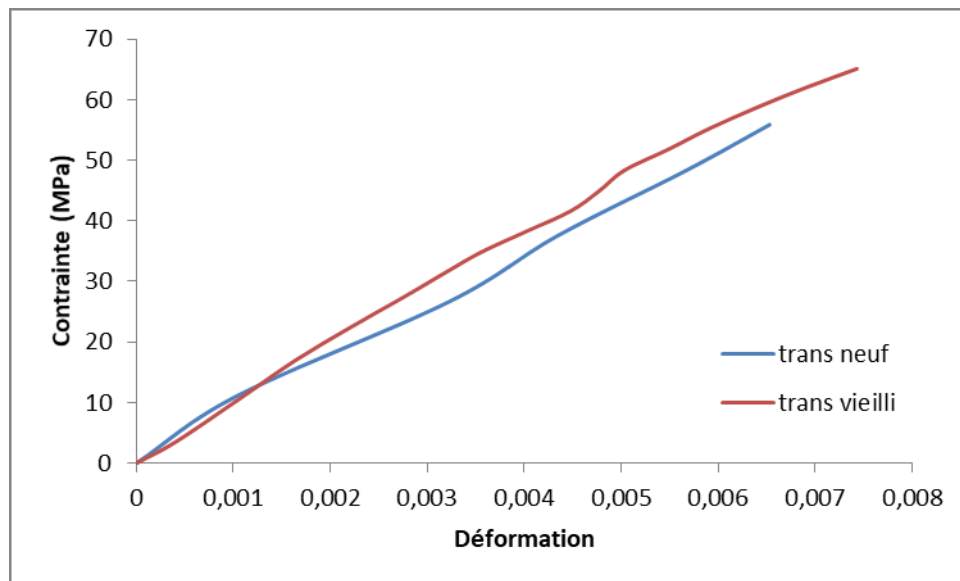
Figure 2.21 : Comparaison du comportement mécanique d'un PPS/GF40 neuf et vieilli pour une orientation longitudinale des fibres

La figure 2.21 montre que l'immersion du composite dans un liquide de refroidissement composé de 50% d'eau et 50% de glycol impacte également ses propriétés mécaniques. Due à la présence de fibres de verre supposées insensibles aux effets de l'immersion, l'évolution des propriétés est moins flagrante que pour le plastique pur. Néanmoins, bien que moins importante, l'influence du liquide de refroidissement sur le composite est différente de celle observée sur le plastique pur.

En effet, alors que le vieillissement a induit une hausse du module d'Young du PPS de par la température d'immersion, cet effet n'est pas observé dans le cas du composite puisque ce dernier voit son module d'Young diminuer. Cette tendance s'amenuise au fur et à mesure que l'orientation des fibres se désaligne avec la direction de sollicitation:



(a)



(b)

Figure 2.22 : Comparaison du comportement mécanique d'un PPS/GF40 neuf et vieilli pour une orientation (a) intermédiaire et (b) transversale des fibres

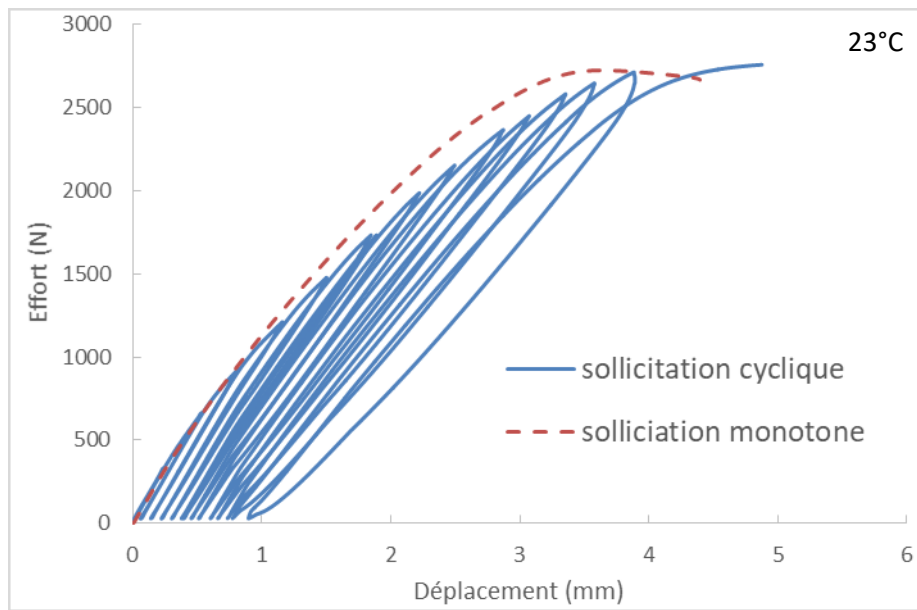
Une fois les fibres alignées de manière transversale par rapport à la direction de sollicitation, l'effet du vieillissement est semblable à celui observé sur la matrice.

Une baisse de propriétés du verre n'étant raisonnablement pas à l'origine de cette modification des effets de l'immersion, tout porte à croire que l'immersion dégrade la cohésion des fibres avec la matrice plastique, faisant de fait perdre quelque peu les effets de renfort, comme cela avait été observé expérimentalement sur un polyamide 6.6 dans des études présentées en chapitre 1. Des simulations numériques ont été réalisées et présentées dans le chapitre 4 pour étayer cette hypothèse.

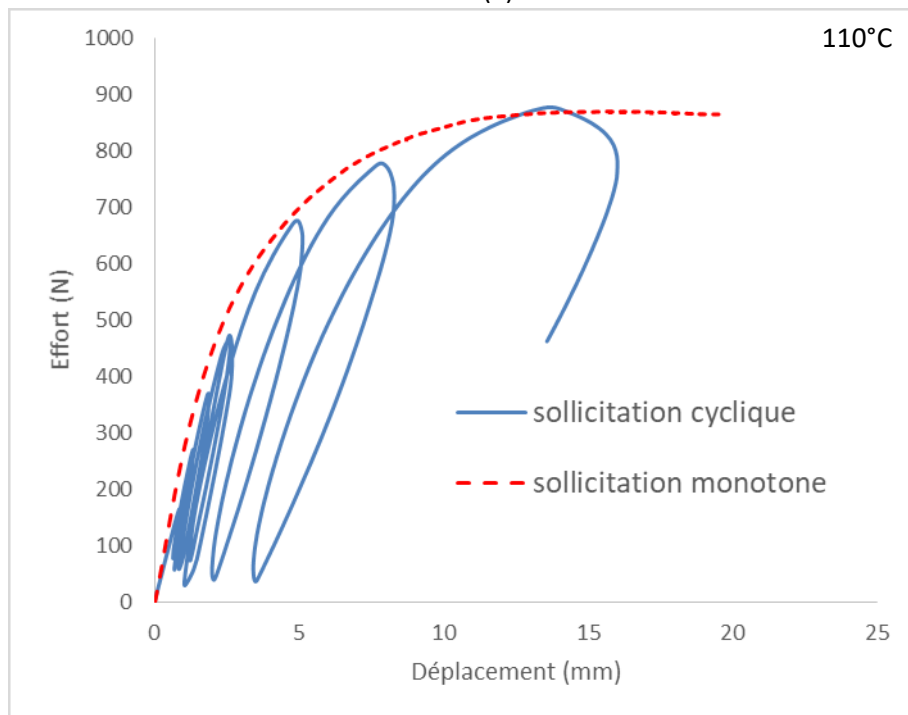
Cette section a montré l'influence des différentes configurations de sollicitation sur le comportement mécanique du PPS pur ainsi que sur le composite renforcé. Il a été montré que les effets du vieillissement diffèrent d'un matériau à l'autre. De par la faible absorption du matériau, le vieillissement thermique provoque plus d'effets que l'absorption en elle-même. Ce type de vieillissement a eu pour effet d'augmenter la rigidité du PPS. Le PPS/GF40 en revanche, voit ses propriétés diminuer à la suite du même vieillissement, chute vraisemblablement due à la dégradation de la cohésion fibres/matrice. La température affecte quant à elle de la même manière et dans des proportions sensiblement identiques les propriétés des deux matériaux, quelle que soit l'orientation des fibres. L'influence de la température n'est pas linéaire et engendre une chute beaucoup plus brutale des caractéristiques une fois la température de transition vitreuse franchie, qui est ici de 90°C pour le PPS. Ainsi, deux types de comportements peuvent être notés : un type avant cette température et un autre type après. Afin de pouvoir caractériser et identifier clairement la nature des différents comportements, des essais cycliques ont ensuite été réalisés pour observer les différents phénomènes physiques à l'œuvre dans le matériau.

2.7. Essais de traction cycliques sur la matrice

Le protocole de chargement des essais cycliques a été défini de telle sorte que la courbe monotone serve d'enveloppe. La méthodologie est donc similaire à celle mise en place précédemment, à savoir que ces essais sont contrôlés par la force appliquée ainsi que par la vitesse de chargement, déterminée également à partir des essais monotones, comme montré en figure 2.23 :



(a)



(b)

Figure 2.23 : Essais cycliques avec courbe enveloppe sur un PPS à (a) 23°C et à (b) 110°C

Tout comme les essais monotones, les essais cycliques ont été réalisés à différentes températures. Ces essais permettent d'observer l'évolution de l'énergie dissipée au cours du test en analysant les variations de l'aire des boucles. L'acquisition de ces boucles permet de déduire pour chacune d'entre elles la rigidité apparente ainsi que l'accumulation de déformation plastique du matériau. La rigidité apparente est calculée via la pente de la bissectrice de chaque boucle.

Ces différentes évolutions sont dues à des phénomènes tels que la viscosité et/ou de l'endommagement, qui sont des éléments essentiels à considérer pour comprendre et modéliser le comportement de ces matériaux. L'évolution de la rigidité apparente en fonction de la température est présentée en figure 2.24 :

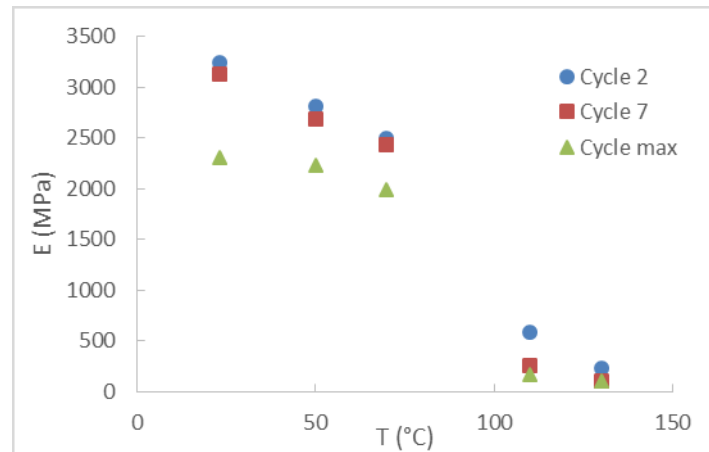


Figure 2.24 : Evolution de la rigidité apparente en fonction de la température à différents nombres cycles

Les résultats montrent clairement les deux types de comportement déjà observés via les essais monotones avant et après la transition vitreuse. Il est par ailleurs à noter que le déplacement résiduel accumulé à 110°C est environ quatre fois plus grand que celui observé à 23°C. Ceci suggère que, au-delà de la température de transition vitreuse, le comportement mécanique du PPS est majoritairement « inélastique », ou encore « viscoplastique ».

Pour chaque condition, plus la vitesse de chargement diminue, plus l'aire de la boucle augmente. Ceci peut être dû à de la viscosité ou encore à de la propagation d'endommagement. Ces effets couplés provoquent un adoucissement cyclique apparaissant de plus en plus tôt à mesure que la température augmente, jusqu'à devenir quasiment nulle une fois la transition vitreuse atteinte. Cette très faible rigidité apparente à haute température vient abonder dans le sens de l'hypothèse d'un comportement « visco-inélastique ».

L'ajout des fibres modifiant le comportement mécanique du PPS, le renforcement à hauteur de 40% en masse du PPS avec ces fibres de verre peut avoir un impact significatif sur la sensibilité du matériau à la viscosité.

2.8. Conclusion

L'objectif de ce chapitre est l'étude expérimentale du comportement du PPS/GF40 et de sa matrice suivant plusieurs environnements de sollicitation. Pour se faire, des essais de traction monotones et cycliques ont été réalisés afin d'évaluer l'impact de la température et de l'immersion dans du liquide de refroidissement en fonction de ses constituants sur le comportement mécanique du matériau pur et renforcé. Il a été montré que la température influe fortement sur les caractéristiques mécaniques de la matrice, à plus forte raison encore lorsque la température de transition vitreuse est dépassée. En effet, les essais cycliques ont montré que le matériau présente deux types de comportements distincts suivant la plage de températures avant et après la transition vitreuse. Avant cette température référentielle, les courbes de tractions sont caractéristiques d'un matériau elasto-plastique. Au-delà de cette température, plus aucune élasticité pure n'est constatée, définissant un matériau uniquement visco-pseudoplastique. Le PPS montre également une sensibilité au vieillissement après immersion jusqu'à saturation dans du liquide de refroidissement puisqu'un raidissement à l'issue de cette immersion est constaté. Cette influence est d'autant plus sensible que la proportion d'eau dans le liquide est importante. Ceci est dû au fait de la faible absorption du PPS et de la température du maintien de l'étuve qui favorise le vieillissement thermique. Le glycol étant un liquide dense utilisé pour empêcher le liquide de refroidissement d'entrer en ébullition, le plus faible transfert thermique entre ce liquide et le matériau induit un vieillissement thermique moins important que lors d'une immersion dans de l'eau.

L'ajout de 40% en masse de fibres de verre dans le matériau induit une forte augmentation de la raideur de celui-ci ainsi qu'une diminution tout aussi importante de sa déformation à rupture du fait des propriétés du verre ainsi que du fort taux de renforcement. Ce renforcement induit une anisotropie du comportement du PPS/GF40 qui va montrer sa plus grande raideur lorsque les fibres seront alignées avec le sens de sollicitation, c'est-à-dire lorsque l'effet du renforcement sera maximal. Les essais de traction à plusieurs températures ont montré la même dynamique d'évolution du comportement mécanique, bien que moins prononcé que pour la matrice, puisque les fibres de verres supposées insensibles à la température ne peuvent venir complètement compenser la perte de propriété de la matrice. A l'inverse, le comportement du composite diffère sensiblement du comportement de la matrice une fois soumis au même vieillissement. Alors que la matrice montrait une augmentation de sa raideur, cette augmentation n'est clairement vue que pour une orientation transversale des fibres, c'est-à-dire pour une configuration où le comportement de la matrice est dominant. Ce raidissement s'estompe au fur et à mesure que les fibres s'alignent avec la direction de sollicitation allant jusqu'à la constatation d'une baisse des propriétés du matériau par rapport à l'état neuf pour une orientation longitudinale.

3. Chapitre 3 : Modélisation du comportement mécanique de la matrice

3.1. Introduction

Ce chapitre présente le développement d'un modèle phénoménologique dans le cadre des matériaux standard généralisés, introduit par Nguyen [77] et basé sur les principes thermomécaniques tels que décrits par Lemaitre et Chaboche [78] en prenant en compte les spécificités observées au chapitre 2. La modélisation de tels matériaux peut se faire de différentes manières, en fonction du point de vue adopté et des hypothèses avancées.

3.1.1. Modèles phénoménologiques

Les matériaux plastiques, comme montré en chapitre 1, ont des comportements complexes de par les différentes phases et arrangements moléculaires qui les constituent. Bien que les matériaux polymères puissent se distinguer de par des types de comportements très différents, la modélisation de leur comportement mécanique est généralement rendue possible via la construction de schémas rhéologiques. En fonction du matériau étudié et de la complexité de son comportement, plusieurs schémas peuvent être envisagés.

- Viscoélastiques (VE)

A la différence des matériaux présentant un comportement élastique, les matériaux viscoélastiques vont dissiper de l'énergie, dissipation visible via l'hystérésis induite. La prise en compte de ce phénomène dans les schémas rhéologiques se fait par l'association d'un ressort modélisant le comportement purement élastique et d'un amortisseur considérant la viscosité du matériau. La caractérisation d'un comportement viscoélastique diffère selon l'association du ressort et de l'amortisseur, comme montré en figure 3.1 :

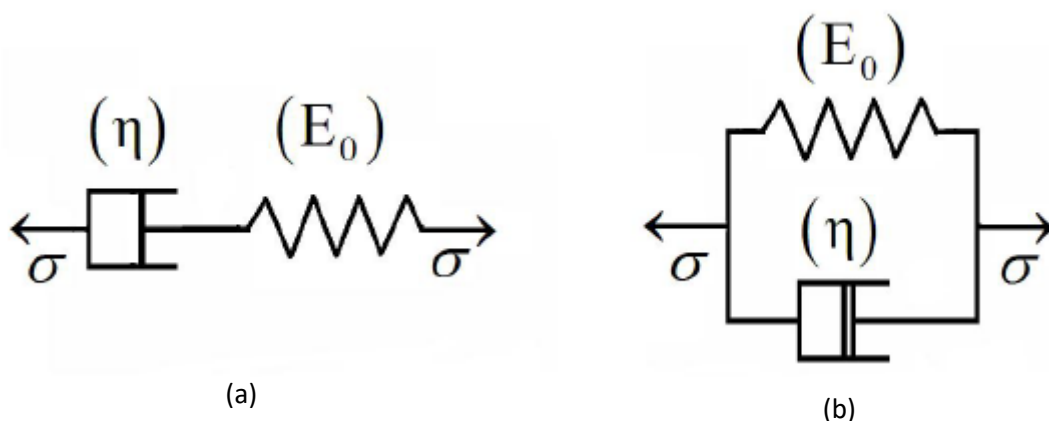


Figure 3.1 : Modèles rhéologiques simples de (a) Maxwell et de (b) Kelvin-Voigt

- (a) Le modèle de Maxwell, où les composants sont associés en série, induit une déformation totale égale à la somme des déformations de chaque composant, pour une contrainte uniaxiale égale à la contrainte appliquée :

$$\varepsilon = \varepsilon_r + \varepsilon_a \quad (3.1a)$$

$$\sigma = \sigma_r = \sigma_a \quad (3.1b)$$

Avec $\sigma_r = E_0 \varepsilon_r$ et $\sigma_a = \eta \dot{\varepsilon}_a$

Ce système aboutit à l'équation différentielle suivante :

$$\dot{\varepsilon} = \frac{1}{E_0} \dot{\sigma} + \frac{1}{\eta} \sigma \quad (3.2)$$

La résolution de cette équation différentielle peut se faire selon deux philosophies différentes. La première consiste à considérer l'application d'une contrainte constante : c'est la relaxation. La solution de l'équation différentielle devient alors :

$$\sigma(t) = E_0 \varepsilon_0 e^{-\frac{E_0}{\eta} t} \quad (3.3)$$

L'autre moyen de résoudre l'équation différentielle (3.2) est de considérer l'application d'une contrainte fixe. Le cas présenté s'apparente alors à du fluage. Cette considération aboutit alors à la solution suivante :

$$\varepsilon(t) = \frac{\sigma_0}{E_0} + \frac{\sigma_0}{\eta} t \quad (3.4)$$

La principale limitation du modèle de Maxwell est que sa prédiction du phénomène de fluage n'est pas précise.

- (b) Le modèle de Kelvin-Voigt consiste en un montage de l'amortisseur en parallèle avec le ressort. Ce montage suppose, contrairement au modèle de Maxwell, que la déformation de chaque constituant est égale à la déformation globale et que la contrainte appliquée est égale à la somme des contraintes :

$$\varepsilon = \varepsilon_r = \varepsilon_a \quad (3.5a)$$

$$\sigma = \sigma_r + \sigma_a \quad (3.5b)$$

L'équation différentielle devenant donc :

$$\sigma = E_0 \varepsilon + \eta \dot{\varepsilon} \quad (3.6)$$

De même, pour une résolution basée sur un phénomène de relaxation, la solution de cette équation différentielle est alors :

$$(3.7)$$

$$\sigma(t) = E_0 \varepsilon_0$$

En considérant un phénomène de fluage, la solution devient :

$$\varepsilon(t) = \frac{\sigma_0}{E_0} \left(1 - e^{-\frac{E_0 t}{\eta}}\right) \quad (3.8)$$

La principale limitation du modèle de Kelvin-Voigt, contrairement au modèle de Maxwell, réside dans une prédiction trop imprécise dans la configuration de relaxation, de par sa prédiction constante. Une limitation d'un modèle étant le point fort de l'autre, ces deux modèles sont donc complémentaires. Ainsi, les études portant sur la modélisation du comportement de thermoplastiques viscoélastiques se basent sur des schémas généralisés, considérant des branches de Maxwell en parallèle ou des branches de Kelvin-Voigt en série, permettant de tirer le meilleur parti des deux modèles. Pour la plupart des matériaux utilisés cependant, la simple considération d'un comportement viscoélastique peut ne pas être suffisante pour rendre compte de son comportement réel.

- Elasto-viscoplastiques (EVP)

La considération de la partie viscoplastique se fait via une redéfinition de la déformation, en y introduisant un membre lié à la déformation inélastique :

$$\varepsilon = \varepsilon^{el} + \varepsilon^{vp} \quad (3.9)$$

Dans un cadre général en 3D, la relation contrainte/déformation peut alors s'écrire :

$$\dot{\sigma} = C^{el} : (\dot{\varepsilon} - \dot{\varepsilon}^{vp}) \quad (3.10)$$

La vitesse de déformation plastique est déterminée selon les relations constitutives suivantes :

$$\dot{\varepsilon}^{in}(t) = \tilde{\varepsilon}(\sigma(t), V(t)) \quad \dot{V} = \tilde{V}(\sigma(t), V(t)) \quad (3.11)$$

Généralement, les variables internes composant la variable d'écrouissage $V(t)$ comprennent un coefficient d'écrouissage isotrope (p) et un tenseur d'écrouissage cinématique (X).

Une des méthodes les plus utilisées pour la considération de la déformation viscoplastique est la méthode du J_2 , méthode également utilisée au cours de cette thèse. Cette méthode suppose une réponse viscoplastique isotrope et dont le critère de plasticité est défini via la fonction de charge suivante :

$$f(\sigma_{eq}, p) = \sigma_{eq} - (\sigma_y + R(p)) \quad (3.12)$$

Où σ_{eq} est la contrainte équivalente de Von-Mises, $R(p)$ est la fonction d'écrouissage et σ_y représente la limite d'élasticité initiale. La reconnaissance de ce modèle fait que celui-ci est appliqué dans cette étude, bien que les matériaux plastiques ne présentent pas d'écrouissage [61,63].

La partie « pseudo-viscoplastique » que présentent les matériaux plastiques peut néanmoins être modélisée avec précision.

L'expression de la fonction d'écrouissage connaît également plusieurs expressions, les deux principales étant la loi puissance simple et la loi puissance de Norton. La loi puissance simple est définie par :

$$R(p) = \begin{cases} kp^n & \text{si } p > 0 \\ 0 & \text{sinon} \end{cases} \quad (3.13)$$

Où $k[MPa]$ est le module d'écrouissage, n en est l'exposant et p désigne l'accumulation de déformation plastique, définie par :

$$\dot{p} = \left(\frac{2}{3} \dot{\epsilon}^{vp} : \dot{\epsilon}^{vp} \right)^{\frac{1}{2}} \quad (3.14)$$

La vitesse de déformation viscoplastique est quant à elle définie par :

$$\dot{\epsilon}^{vp} = \dot{p} \frac{\partial f}{\partial \sigma} = \dot{p} \frac{3}{2} \frac{s}{\sigma_{eq}} \quad (3.15)$$

De par la nature elasto-viscoplastique du modèle, la vitesse d'accumulation de déformation plastique $\dot{p}$ est défini par :

$$\dot{p} = g_v(\sigma_{eq}, p) > 0 \text{ si } f > 0 \text{ et } \dot{p} = 0 \text{ si } f \leq 0 \quad (3.16)$$

Où g_v représente la fonction caractéristique définissant la vitesse d'accumulation plastique.

- Viscoélasto-viscoplastiques (VEVP)

Les modèles de type V EVP représentent les modèles les plus généraux et permettent de considérer les hétérogénéités intrinsèques de la microstructure et la complexité globale du comportement du matériau. Ainsi, il existe deux catégories de schémas rhéologiques : l'un considérant le comportement des phases amorphes et semi-cristallines, tels que le schéma de Détrez [79] qui a été un des premiers à explorer ce point de vue, et l'autre traduisant le comportement macroscopique du thermoplastique.

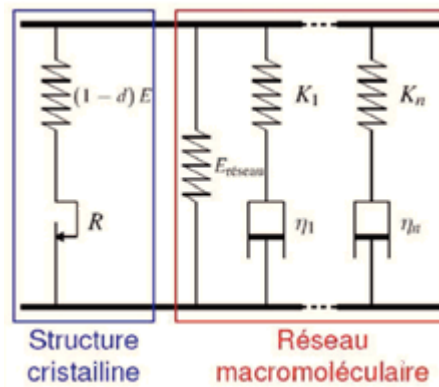


Figure 3.2 : Schéma rhéologique décrivant le comportement mécanique d'un polymère semi-cristallin en considérant les différentes phases moléculaires [79]

Les schémas rhéologiques étant par nature modulables, il est possible de définir des branches propres à chaque phase et procéder ainsi à une « homogénéisation » des différentes phases. La définition de tels modèles nécessite cependant une connaissance précise du comportement de chaque phase, ce qui peut s'avérer être très complexe à déterminer. Au niveau macroscopique, une telle « homogénéisation » est également possible pour déterminer le comportement du composite renforcé, pour une orientation de fibre donnée.

Un des objectifs de la thèse étant la considération des effets de l'environnement de sollicitation sur le comportement du matériau et son extrapolation à des pièces réelles, une telle approche n'est cependant pas adaptée. En effet, l'environnement n'ayant d'effets que sur la matrice PPS, le modèle rhéologique doit se concentrer sur la définition du comportement VEMP de la matrice. De même, les schémas rhéologiques étant adaptés à des sollicitations uniaxiales, la modélisation du comportement du composite par un tel biais serait trop imprécise de par son anisotropie.

Ce point de vue adopté par de nombreux auteurs a abouti à l'élaboration de modèles rhéologiques permettant de modéliser le comportement macroscopique de polymères non renforcés. Parmi les modèles les plus récents, le modèle de Kichenin [80, 81] est un des plus pertinents puisqu'il a été développé pour modéliser le comportement sous chargement statique d'un polyéthylène semi-cristallin. Ce modèle se caractérise par la mise en parallèle d'une branche élasto-plastique et d'une branche viscoélastique, comme illustré en figure 3.3 :

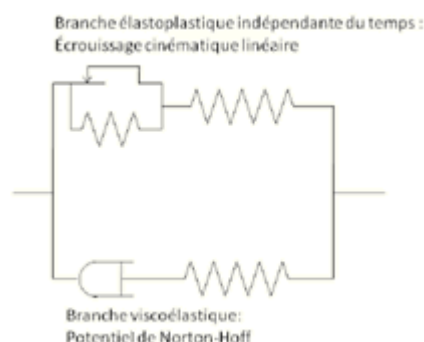


Figure 3.3 : Schéma rhéologique proposé pour la description du comportement mécanique d'un polyéthylène sans distinction entre les phases amorphes et semi-cristalline [80]

L'idée de mettre en parallèle les parties indépendantes du temps avec celles qui en sont dépendantes a été reprise dans d'autres modèles, plus complets, permettant la modélisation du comportement mécanique sous chargement statique et cyclique. Ainsi, il existe énormément d'études basées sur des modèles phénoménologiques, possédant des spécificités propres aux matériaux étudiés [27,82-101]. Un des modèles les plus récents, considérant les chargements statiques et cycliques est illustré en figure 3.4 :

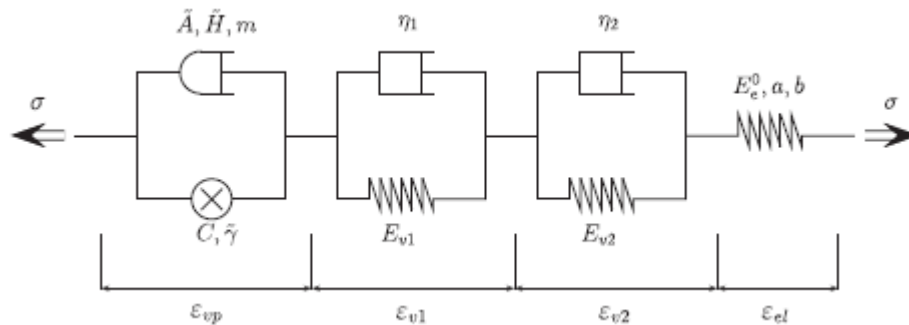


Figure 3.4 : Schéma rhéologique adapté aux sollicitations monotones et cycliques [27]

Ce modèle se caractérise par l'absence de partie « plastique » au profit d'une partie décrivant une viscosité non linéaire. Ce point de vue, bien que pouvant avoir plus de sens physique, nécessite cependant plus d'essais cycliques pour être caractérisé. La présence de deux modèles viscoélastiques est très intéressante puisqu'elle permet au modèle de prendre en considération les effets visqueux de court-terme et ceux de long-terme, ce qui en fait un modèle très complet pouvant s'adapter à plusieurs types de sollicitations.

3.1.2. Modèles empiriques

Certaines techniques de « reverse engineering » emploient des modèles empiriques afin de modéliser le comportement de polymères et/ou de composites sous chargement monotone. Ces techniques, rapides et simples à mettre en œuvre, permettent de déterminer des constantes nécessaires à alimenter des modèles simples ou recréer la courbe de traction dans des logiciels de calculs. Un des modèles les plus utilisés en science des composites est le modèle de Ramberg-Osgood [65, 102]. Ce modèle montre de bonnes corrélations pour des matériaux présentant une partie plastique importante, avec une transition douce entre les parties élastiques et plastiques, et de l'écroutissage. Bien que les polymères ne s'écroutissent pas, la forme des courbes de traction permet l'application de ce modèle.

Ce modèle se base sur la loi de Hooke et l'équation de Hollomon et s'exprime par :

$$\varepsilon = \frac{\sigma}{E} + K \left(\frac{\sigma}{E} \right)^n \quad (3.17)$$

Où E est le module d'Young, K est le module d'écroutissage et n en est le coefficient.

Nous reviendrons sur l'application et la détermination des constantes plus loin dans ce chapitre. Un autre modèle, couramment utilisé pour des études portant sur des métaux est la méthode de Johnson-Cook [103]. Plus complète que celle de Ramberg-Osgood, cette méthode ne permet cependant de traiter que les comportements viscoplastiques et s'exprime par :

$$\sigma_y(\varepsilon_p, \dot{\varepsilon}_p, T) = [A + B(\varepsilon_p)^n][1 + C \ln(\dot{\varepsilon}_p^*)][1 - (T^*)^m] \quad (3.18)$$

Où A, B, C, n, m sont des constantes et ε_p désigne la déformation plastique équivalente et $\dot{\varepsilon}_p$ étant la vitesse de déformation plastique.

Ces modèles empiriques, bien que simples à mettre en œuvre, ne se basent pas directement sur les principes de la thermomécanique. Dans le but de réaliser des prédictions précises du comportement mécanique du PPS en fonction de paramètres tels que la température ou l'absorption de liquide, la modélisation du comportement de ce matériau doit se baser sur les phénomènes physiques observés en chapitre 2. De ce fait, il a été décidé de développer un modèle basé sur un schéma rhéologique, associé à un potentiel, l'énergie libre de Helmholtz, lié aux phénomènes physiques dont les équations régissant le comportement du matériau vont dériver.

3.1.3. Equivalence temps/température

La définition d'un schéma rhéologique ne peut, à lui seul, suffire pour modéliser correctement le comportement du PPS pour l'application industrielle. En effet, ce type de modélisation, bien que fidèle au comportement du matériau basé sur ses caractéristiques internes, ne prend pas en compte les paramètres externes au matériau tels que la température de sollicitation par exemple. Il existe cependant d'ores et déjà une méthodologie permettant de considérer l'influence de la température sur le comportement mécanique des polymères. Comme présenté en section 2.1.2 la vitesse de sollicitation va avoir un impact sur le comportement mécanique du matériau pour une sollicitation monotone. Les effets de la vitesse de sollicitation étant semblables à une variation de température, il n'est pas rare qu'une équivalence temps/température soit mise en place afin de réussir à considérer la variation de l'un ou l'autre des paramètres [104-107]. Pour ce faire, des essais par DMA sont nécessaires afin de caractériser l'évolution des modules de perte et de stockage du matériau en fonction du temps. Ce principe permet, par une translation le long de l'axe du temps, de faire coïncider la réponse du matériau obtenue à une température T avec la réponse obtenue à une température de référence T_0 . L'estimation de ce décalage est rendue possible par le calcul du coefficient de décalage $a(T)$. Le calcul de ce coefficient en fonction de la température diffère en fonction de celle-ci. Pour des températures inférieures à la température de transition vitreuse, une loi d'Arrhenius se montre adaptée [108] :

$$\ln a_T = \frac{\Delta H}{R} \left(\frac{1}{T} - \frac{1}{T_0} \right) \quad (3.19a)$$

Où ΔH est l'énergie d'activation et R est la constante des gaz parfaits.

Pour des températures allant au-delà de la température de transition vitreuse, le comportement du matériau varie du tout au tout, obligeant de changer de modèle pour l'adoption d'une loi William-Landel-Ferry (WLF), traduisant la variation de la viscosité dans le matériau en fonction de la température:

$$\ln a_T = \frac{-C_1(T - T_g)}{C_2 + (T - T_g)} \quad (3.19b)$$

Où C_1 et C_2 sont des paramètres empiriques propres à chaque matériau.

Ces éléments permettent alors de connaître l'évolution de ce coefficient de décalage en fonction de la température et connaître ainsi cette équivalence. Cette procédure a déjà été appliquée au PPS, dont la courbe maitresse est présentée en figure 3.5 :

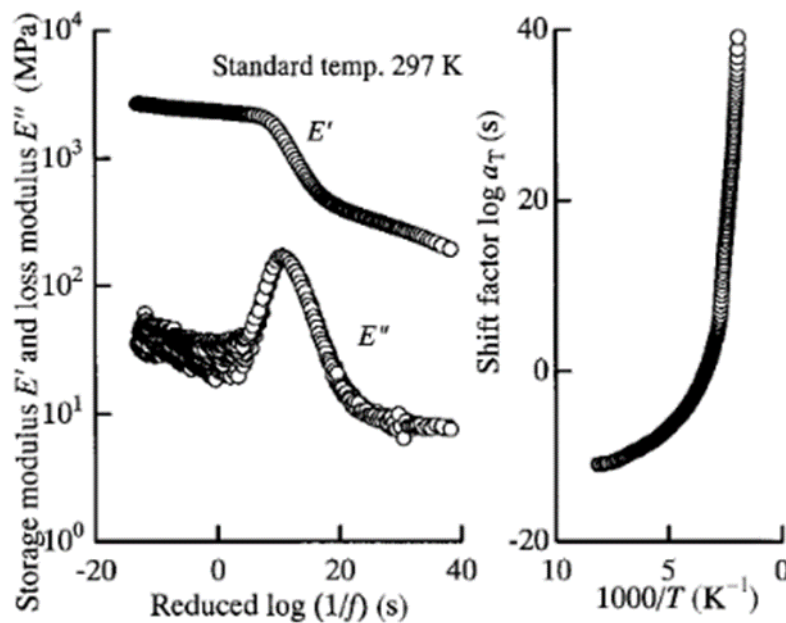


Figure 3.5 : Evolution des facteurs de perte en fonction du temps et influence sur le coefficient de décalage en fonction de la température [108]

Cette approche nécessitant la réalisation systématique de tests DMA pour chaque matériau étudié et la connaissance de la fréquence de sollicitation et la réponse du matériau pour chaque fréquence étudiée, la mise en place de ce protocole d'équivalence temps/température peut s'avérer complexe dans un cadre industriel. De même, des modèles basés sur la connaissance précise du comportement microscopique du matériau permettent de considérer les effets de la température [109]. Ce type de modèle néanmoins, constitue également une méthode difficilement applicable en milieu industriel.

3.1.4. Limitations

Les variations de microstructure en fonction des sollicitations décrites en chapitre 1 et leurs nombreuses conséquences sur le comportement mécanique du matériau décrites en chapitre 2 engendrent des difficultés de modélisation. L'utilisation des modèles rhéologiques nécessitent une bonne connaissance des phénomènes physiques à l'œuvre dans le matériau. Cependant, ces modèles sont tributaires de la microstructure du matériau. Ainsi, lorsque la microstructure et le comportement lié à celle-ci changent drastiquement, les modèles rhéologiques peuvent être mis en défaut. C'est pour cela que les modèles développés ne sont généralement valables que sur une certaine plage de températures, soit avant soit après la température de transition vitreuse.

Dans le cas du développement d'une pompe à eau immergée, le dimensionnement devant être valable sur une plage de températures allant de -40°C à 120°C pour un PPS dont la température de transition vitreuse se trouve aux alentours de 90°C . La considération de toutes les plages de températures est alors indispensable. En effet, comme montré expérimentalement en chapitre 2, la température a une grande influence sur le comportement mécanique du matériau, particulièrement aux alentours de la transition vitreuse. L'extrapolation et la prédiction des propriétés du matériau en fonction de ce paramètre est généralement rendu possible par l'établissement d'une équivalence temps/température. Cependant, d'un point de vue industriel, il n'est pas toujours possible de réaliser des tests DMA et de connaître toutes les fréquences de sollicitations que va subir la pièce au cours de sa vie.

La validité des modèles sur les différentes plages de températures ainsi que l'établissement de l'équivalence temps/température sont par ailleurs tributaires de la connaissance exacte de la température de la transition vitreuse. Or, la pompe à eau étant immergée, l'effet plastifiant du liquide observé expérimentalement dans des études décrites en chapitre 1 et sur le PPS en chapitre 2 modifie cette température. La variation de cette température induit une incertitude supplémentaire puisqu'il devient alors plus difficile de savoir sur quelle plage de températures nous nous situons et qui, si elle n'est pas prise en compte dans les modèles, peut conduire à l'utilisation du mauvais modèle selon la plage réelle de températures.

Ainsi, l'objectif de ce chapitre est la création d'un modèle descriptif du comportement mécanique de la matrice PPS prédictif en fonction des effets induits par la variation de température, en considérant les effets induits par la transition vitreuse. Les observations expérimentales faites dans de précédentes études montrant que cette température de transition vitreuse est variable, la traduction mathématique de cette variabilité est également un objectif majeur de ce chapitre puisque la pièce finale évolue dans un environnement intégralement immergé et ce, tout au long de sa vie.

3.2. Structure thermomécanique

3.2.1. Schéma rhéologique

Gardant à l'esprit l'utilisation du modèle en industrie, il est important de trouver un type de modèle offrant un bon compromis entre précision, capacités de prédictions tout en nécessitant un nombre raisonnable de paramètres, ces derniers se doivent par ailleurs d'être déterminables via un équipement expérimental largement disponibles dans les centres de développements industriels. En l'occurrence, l'étude expérimentale présentée en chapitre 2 s'inscrivant dans cette même problématique, les essais réalisés sont en majorité basés sur des essais de traction. De telles sollicitations uniaxiales peuvent être modélisées avec bonne précision via un modèle rhéologique 1D. Comme montré dans la section précédente, ce type de modèles basés sur un schéma adaptable permettent une grande modularité en fonction des phénomènes prédominants définissant le comportement des matériaux étudiés et sont donc utilisés dans un grand nombre de cas ou pour des comportements très variés.

Le schéma rhéologique utilisé est similaire à ceux utilisés dans d'autres études [61, 63]. Tout comme les schémas ayant servis de référence, le schéma utilisé se place dans le cadre des Matériaux Standards Généralisés proposé pour la première fois par Halphen et Nguyen [77] et est présenté en figure 3.6 :

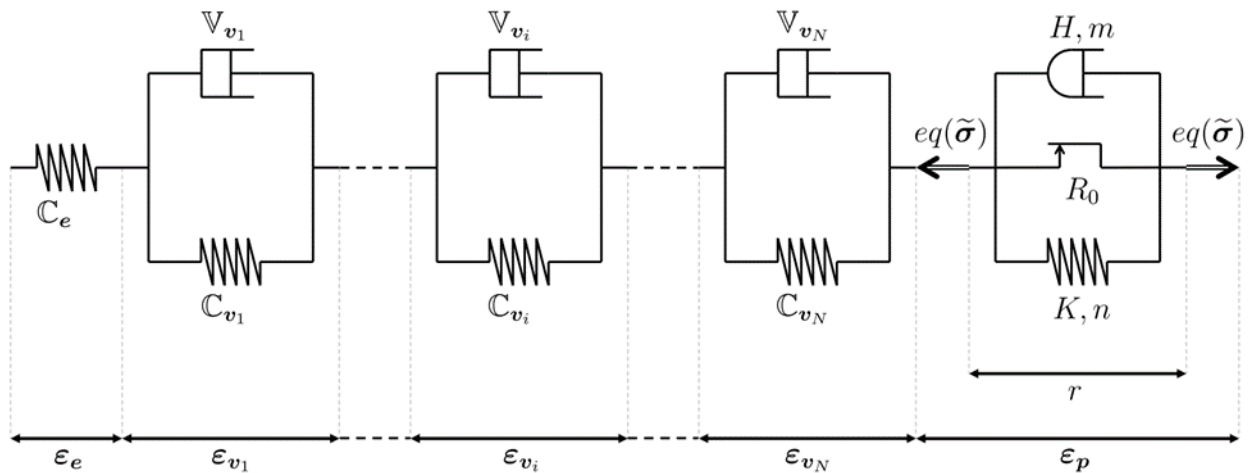


Figure 3.6 : Schéma rhéologique utilisé

Ce schéma est composé d'une association de plusieurs éléments:

- Un modèle de Maxwell considérant le comportement purement élastique
- Une succession de modèles de Kelvin-Voigt, d'un nombre suffisant pour rendre compte avec une précision acceptable la viscoélasticité du matériau qu'elle soit de court ou de long terme. En effet, la considération de plus de deux modèles de Kelvin-Voigt permet d'adapter le modèle aux sollicitations plus variées en prenant en compte les aspects de fluage et de relaxation pour une large gamme de fréquences de sollicitation

- Un dernier terme a enfin été ajouté pour représenter le comportement pseudo-viscoplastique observé en chapitre 2. Il est ainsi composé d'un patin définissant l'irréversibilité d'un tel comportement, monté en parallèle avec un amortisseur et un ressort pour modéliser la partie visqueuse et une forme s'apparentant à un pseudo-écrouissage.

L'assemblage en série de ces éléments abouti à l'expression de la déformation totale suivante :

$$\varepsilon = \varepsilon_e + \sum_{i=1}^N \varepsilon_{vi} + \varepsilon_p \quad (3.20a)$$

Pour des raisons de simplicité, la convention de sommation d'Einstein est adoptée pour aboutir à la forme suivante :

$$\varepsilon = \varepsilon_e + \varepsilon_{vi} + \varepsilon_p \quad (3.20b)$$

Cette expression est injectée dans les équations développées dans le cadre de la thermodynamique du solide.

3.2.2. Energie libre et inégalité de Clausius-Duhem

Le modèle phénoménologique est développé dans le cadre de la thermomécanique telle que définie par Lemaitre et Chaboche [78, 110] dont les bases de la thermodynamique du solide sont présentées en annexe A. Basé sur le schéma rhéologique défini précédemment, une expression de l'énergie libre de Helmholtz peut être proposée via la somme des énergies intrinsèques :

$$\begin{aligned} \rho\psi = & \left[\frac{1}{2} C_e (\varepsilon - \varepsilon_{vi} - \alpha\theta)^2 + \frac{1}{2} C_{vi} \varepsilon_{vi}^2 \right] e^{\delta_e \left(1 - \frac{T_{eq}}{T_0}\right)} - \frac{\rho C}{2T_0} \theta^2 - C_{vi} \varepsilon_{vi} \alpha \theta + \left[\frac{1}{2} k p^2 \right. \\ & \left. + R_\infty \left(p + \frac{1}{m} e^{-mp+1} \right) \right] e^{\delta_p \left(1 - \frac{T_{eq}}{T_0}\right)} \end{aligned} \quad (3.21)$$

Le but final du modèle étant d'être capable de prédire le comportement mécanique du matériau en fonction de la température ainsi que des forces thermodynamiques associées, l'expression d'énergie libre de Helmholtz est définie par les paramètres et variables scalaires suivants :

- La déformation globale ε , directement associée à l'expression de la contrainte σ
- Les différents membres désignant la déformation viscoélastique ε_{vi} , considérant la viscoélasticité court-terme et long-terme
- La déformation pseudo-viscoplastique ou « visco-inélastique » ici, approximée par ε_p
- Un exposant de pseudo écrouissage m
- Un module de pseudo écrouissage R_∞ , exprimé en MPa
- Un paramètre linéaire de pseudo écrouissage k , exprimé en MPa
- Un coefficient de type Arrhenius δ_e , permettant l'extrapolation du comportement viscoélastique à d'autres températures

- Un coefficient de type Arrhenius δ_p , permettant l'extrapolation du comportement pseudo-viscoplastique à d'autres températures
- Un coefficient de dilatation thermique linéaire α , exprimé en K^{-1}
- La capacité thermique massique C exprimée en $J.K^{-1}.kg^{-1}$

La particularité de ce modèle réside en l'introduction de coefficients de type Arrhenius [111-113], permettant de pondérer l'influence du changement de température sur la résistance mécanique du composite. Ce changement de température est défini par une variable θ exprimée comme suit :

$$\theta = T - T_0 \quad (3.22)$$

T étant la température étudiée et T_0 étant la température de référence, en l'occurrence une température ambiante de 23°C.

Pour l'application numérique du modèle, il a été décidé de travailler avec p , l'accumulation de déformation plastique et ε_e , la déformation élastique, qui n'est pas ici une variable interne à proprement parlé mais permet de synthétiser l'écriture des équations et en faciliter leur lecture.

La combinaison de la première et de la seconde loi de la thermodynamique peut être exprimée par l'inégalité de Clausius-Duhem [114] :

$$D = \sigma \dot{\varepsilon} - \rho(\dot{\psi} + s\dot{\theta}) - \frac{1}{T_0} q \text{grad}_x T \geq 0 \quad (3.23)$$

Où q est le flux de chaleur, ρ la masse volumique et s l'entropie, qui n'est jamais négative.

L'expression de $\dot{\psi}$ est donnée par dérivation par rapport au temps de l'équation (3.21) :

$$\dot{\psi} = \frac{\partial \psi}{\partial \varepsilon} \dot{\varepsilon} + \frac{\partial \psi}{\partial \varepsilon_{vi}} \dot{\varepsilon}_{vi} + \frac{\partial \psi}{\partial \theta} \dot{\theta} + \frac{\partial \psi}{\partial p} \dot{p} \quad (3.24)$$

Injecter l'équation (3.24) dans l'équation (3.23) abouti à :

$$D = (\sigma - \rho \frac{\partial \psi}{\partial \varepsilon}) \dot{\varepsilon} - \rho \frac{\partial \psi}{\partial \varepsilon_{vi}} \dot{\varepsilon}_{vi} - \rho \frac{\partial \psi}{\partial p} \dot{p} - \rho \left(\frac{\partial \psi}{\partial \theta} + s \right) \dot{\theta} - \frac{1}{T_0} q \text{grad}_x T \geq 0 \quad (3.25)$$

Les polymères étant des matériaux sensibles aux phénomènes d'auto-échauffement [115-119], les phénomènes de dissipation et de viscosité associée sont pris en compte par l'intermédiaire d'un pseudo-potentiel de dissipation dépendant de la vitesse de déformation viscoélastique et défini comme suit :

$$\varphi(\dot{\varepsilon}_{vi}) = \frac{\tau(C_e + C_{vi})}{2} \dot{\varepsilon}_{vi}^2 \quad (3.26)$$

Où τ représente le temps caractéristique de relaxation des contraintes.

Les équations d'état peuvent ainsi être déduites par dérivation du potentiel par rapport aux variables d'état. Le pseudo-potentiel de dissipation étant uniquement dépendant de la vitesse de déformation viscoélastique, les termes fonctions de ε et θ s'annulent et permettent d'obtenir les équations constitutives du modèle:

$$\sigma = \rho \frac{\partial \psi}{\partial \varepsilon} \quad (3.27)$$

$$s = - \frac{\partial \psi}{\partial \theta} \quad (3.28)$$

$$\rho \frac{\partial \psi}{\partial \varepsilon_{vi}} = - \frac{\partial \varphi(\dot{\varepsilon}_{vi})}{\partial \dot{\varepsilon}_{vi}} \quad (3.29)$$

$$R(p) = \rho \frac{\partial \psi}{\partial p} \quad (3.30)$$

Le développement de ces équations aboutit aux relations permettant la modélisation des courbes de traction, pour la partie viscoélastique comme la partie pseudo-viscoplastique, toutes deux dépendantes de la température.

La partie viscoélastique est donc définie par :

$$\sigma(\varepsilon) = \frac{C_e C_{vi}}{C_e + C_{vi}} [(\varepsilon - \alpha \theta) e^{\delta_e (1 - \frac{T}{T_0})} - \alpha \theta] [1 - e^{-\frac{\varepsilon e^{\delta_e (1 - \frac{T}{T_0})}}{\dot{\varepsilon} \tau}}] \quad (3.31a)$$

Et la partie pseudo-viscoplastique est définie par :

$$R(p) = [kp + R_\infty (1 - e^{-mp})] e^{\delta_p (1 - \frac{T}{T_0})} \quad (3.32a)$$

L'applicabilité de l'une ou l'autre de ces parties est déterminée par la comparaison du niveau de contraintes avec la limite élastique, elle-même dépendante de la température :

$$\sigma_y(T) = \sigma_y^{T_0} e^{\delta_e (1 - \frac{T}{T_0})} \quad (3.33)$$

Il est également possible de déterminer la surface de Von-Mises :

$$f(\sigma, R, T) = \sigma_{eq} - \sigma_y(T) - R(p) \quad (3.34)$$

Ces deux parties traduisent les types de comportements observés en chapitre 2 pour une température inférieure à la température de transition vitreuse. Comme observé en chapitre 2 et déjà observé dans plusieurs autres études mentionnées en chapitres 1 et 2, une fois la température de transition vitreuse dépassée, le comportement de la matrice PPS montre un comportement purement pseudo-viscoplastique. La modélisation d'un tel phénomène a pu être réalisée par l'utilisation seule d'une version révisée de l'équation (3.32a) traduisant le type pseudo-viscoplastique afin de modéliser entièrement la courbe de traction une fois la température de transition vitreuse dépassée :

$$R(p) = [kp + R_{\infty}(1 - e^{-mp})][1 - e^{-\frac{pe^{\delta(1-\frac{T}{T_0})}}{\varepsilon\tau}}]e^{\delta(1-\frac{T}{T_0})} \quad (3.35a)$$

Ces équations permettent ainsi de décrire le comportement complet du matériau, c'est-à-dire avant et après la limite d'élasticité et ce, sur une grande plage de températures, avant ou après la température de transition vitreuse.

Il a par ailleurs été montré dans le chapitre 2 que l'immersion dans du liquide de refroidissement a une influence sur les caractéristiques mécaniques du matériau. Le modèle développé dans ce chapitre permettant une extrapolation des caractéristiques à une autre température, la prochaine section présente la définition d'une équivalence température/absorption permettant d'ajouter la considération des effets hydrothermiques dans le modèle.

3.2.3. Equivalence température/absorption

Il a été montré dans les sections précédentes que la température de transition vitreuse du PPS, et d'une manière générale pour la majorité des polymères, constitue la température de référence intrinsèque du matériau qui va déterminer son type de comportement mécanique. Si cette température caractéristique varie, comme c'est le cas lors d'un vieillissement, il est nécessaire de la connaître dans n'importe quelle configuration afin de pouvoir utiliser le modèle adapté. Le modèle développé dans la section précédente doit donc évoluer afin de pouvoir considérer un éventuel changement de cette température caractéristique. Les tentatives de modélisation de cette influence étant basées sur une équivalence temps/température/humidité, une nouvelle méthode de modélisation est proposée afin de pouvoir l'implémenter facilement dans le modèle développé [120].

La température de transition vitreuse n'apparaissant pas explicitement dans les équations du modèle, une redéfinition du concept de température est proposée. En effet, considérant la température de transition vitreuse comme étant la référence intrinsèque au matériau, l'écart entre cette température et la température de sollicitation permet de savoir de quelle manière le comportement sera influencé. Ainsi, si cette température varie, la différence de température équivalente va également évoluer. Reporter la variation que va subir la température de transition vitreuse due à la viscosité sur la température de sollicitation sera donc mathématiquement équivalent, comme présenté en figure 3.7 :

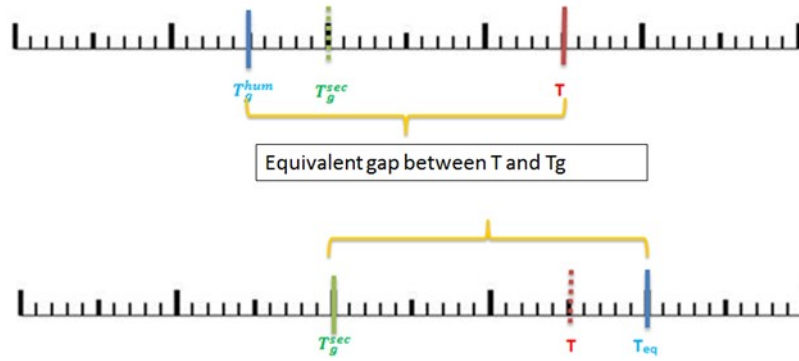


Figure 3.7 : Illustration de la redéfinition du concept de température

La température de sollicitation équivalente va donc dépendre du taux d'humidité contenu dans le matériau et peut être défini, en se basant sur l'expression établie par Launay et. al [27] :

$$T_{eq} = T + \chi H(\%) \quad (3.36)$$

Où $H(\%)$ représente le taux massique d'humidité absorbé et χ le coefficient pondérateur.

Les applications de l'entreprise partenaire de la thèse se placent exclusivement dans les cas où le matériau est entièrement immergé et est donc supposé à saturation. Le liquide dans lequel la pièce sera immergée est par ailleurs composé de deux constituants : l'eau et le glycol. Le taux de glycol dans le liquide étant amené à varier en fonction du lieu de vente et/ou du constructeur, l'équation (3.36) a été modifiée afin de permettre la considération de l'effet des deux constituants de manière distincte, en fonction de leur proportion dans le liquide :

$$T_{eq} = T - (\chi H(\%) + \xi G(\%)) \quad (3.37a)$$

Avec $H(\%)$ désignant la proportion d'eau dans le liquide, $G(\%)$ désignant la proportion de glycol et χ et ξ étant les coefficients pondérateurs.

L'équation (3.37a) peut également s'écrire:

$$T_{eq} = T - [\chi - (\chi + \xi)G(\%)] \quad (3.37b)$$

Ou encore :

$$T_{eq} = T - [(1 - \chi)G(\%) + \xi G(\%)] \quad (3.37c)$$

Car:

$$H(\%) + G(\%) = 1 \quad (3.38)$$

Les équations du modèle peuvent ainsi être complétées en y implémentant la dépendance de la température à l'humidité :

- Modèle hydro-thermo-viscoélasto-pseudo-viscoplastique avant T_g :

$$\sigma(\varepsilon) = \frac{C_e C_{vi}}{C_e + C_{vi}} [(\varepsilon - \alpha\theta) e^{\delta_e \left(1 - \frac{T_{eq}}{T_0}\right)} - \alpha\theta] \left[1 - e^{-\frac{\delta_e \left(1 - \frac{T_{eq}}{T_0}\right)}{\varepsilon\tau}}\right] \quad (3.31b)$$

$$R(p) = [kp + R_\infty(1 - e^{-mp})] e^{\delta_p \left(1 - \frac{T_{eq}}{T_0}\right)} \quad (3.32b)$$

- Modèle hydro-thermo -pseudo-viscoplastique après T_g :

$$R(p) = [kp + R_\infty(1 - e^{-mp})] \left[1 - e^{-\frac{pe^{\delta \left(1 - \frac{T_{eq}}{T_0}\right)}}{\varepsilon\tau}}\right] e^{\delta \left(1 - \frac{T_{eq}}{T_0}\right)} \quad (3.35b)$$

Cette section a présenté le développement d'un modèle phénoménologique basé sur un schéma rhéologique permettant de considérer l'influence de la température et de l'immersion dans du liquide de refroidissement sur le comportement mécanique du matériau. La section suivante présente l'application du modèle à la matrice PPS, de la détermination des paramètres aux corrélations sur toute la gamme de températures étudiées.

3.3. Application du modèle

3.3.1. Détermination des paramètres

Comme présenté dans les sections précédentes, le PPS montre deux types de comportements bien distincts en fonction de la température de sollicitation. Le modèle présenté dans la section précédente est également divisé en deux parties distinctes en fonction du comportement observé avant et après la transition vitreuse. Il est donc nécessaire de déterminer les paramètres du modèle pour les deux plages de températures.

En dessous de la transition vitreuse, la première étape est de déterminer les paramètres mécaniques, y compris $\sigma_y^{T_0}$, grâce à la température de référence T_0 , ici 23°C. Ces paramètres peuvent être déterminés par l'application de la méthode des moindres carrés. Ces paramètres mécaniques obtenus, les paramètres δ_e , δ_p et τ sont déterminés de telle sorte que la courbe obtenue à la température de référence vienne épouser une courbe obtenue à une autre température, en l'occurrence 70°C comme montré en figure 3.8 (a). Afin de garantir la précision des coefficients obtenus, ces derniers ont été déterminés à l'aide de la méthode de Newton-Raphson.

De la même manière, les coefficients χ et ξ liés à la proportion d'eau et de glycol dans le liquide de refroidissement peuvent ensuite être déterminés respectivement via les courbes de traction obtenues après immersion dans un liquide composé uniquement d'eau et uniquement de glycol. Ces coefficients vont ainsi déterminer une température équivalente pour laquelle notre modèle pourra retrouver les caractéristiques mécaniques du matériau vieilli en fonction du taux de glycol grâce aux paramètres δ_e et δ_p précédemment déterminés.

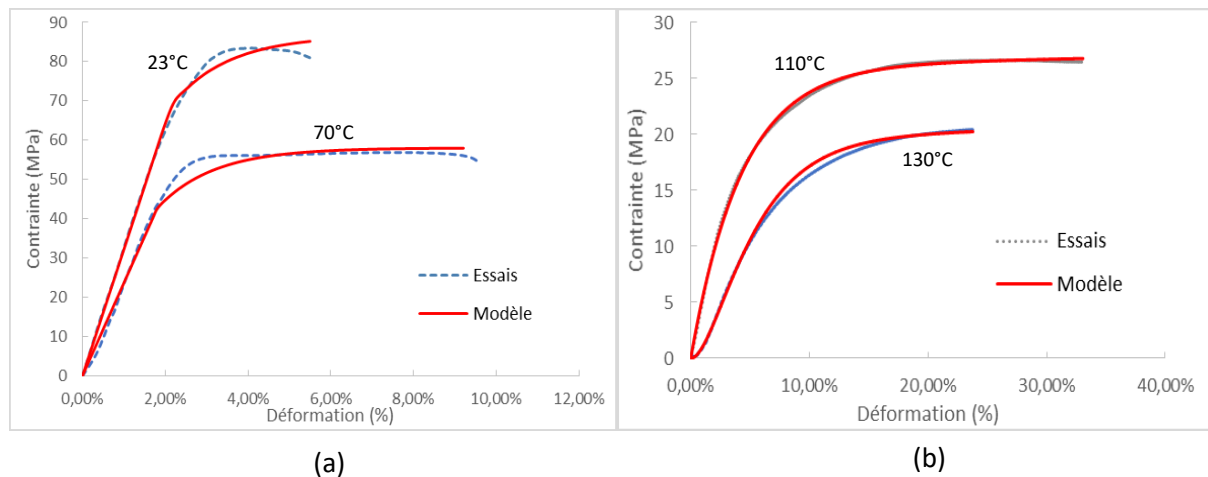


Figure 3.8 : Détermination des paramètres du modèle (a) avant Tg et (b) après Tg

Cette méthodologie de détermination des paramètres est reconduite au-delà de la température de transition vitreuse, avec une nouvelle température de référence, ici 110°C. Il est à noter que le modèle au-delà de la transition vitreuse est plus simple de par l'absence d'élasticité pure et comporte donc moins de paramètres. La détermination des coefficients δ et τ au-delà de la température de transition vitreuse nécessite tout de même une courbe à une autre température, ici 130°C comme montré en figure 3.8 (b).

Les paramètres déterminés par cette méthode et représentatifs du comportement mécanique de la matrice PPS peuvent être retrouvés dans le tableau 3.1 :

E (MPa)	k (MPa)	R (MPa)	m	δ_e	δ_p	τ (s)	χ (K)	ξ (K)
3216,48	0,00	86,70	73,66	1,73	2,43	2,34	16,99	6,62

(a)

E (MPa)	k (MPa)	R (MPa)	m	δ_e	δ	τ (s)
	3,58	26,52	24,63		5,17	26,64

(b)

Tableau 3.1 : Paramètres du modèle (a) avant la température de transition vitreuse et (b) après

Pour faciliter la lecture, le terme $\frac{C_e C_{vi}}{C_e + C_{vi}}$ est noté E et désigne le module d'Young du matériau. Les coefficients sont obtenus pour des températures exprimées en degrés Kelvin.

Tous les paramètres étant connus, la prochaine section a pour but de présenter les capacités prédictives du modèle, en ne faisant varier qu'uniquement la température et la proportion de glycol dans le liquide de refroidissement.

3.3.2. Corrélations

Une fois les paramètres déterminés, le modèle a été testé à d'autres températures et confronté aux données expérimentales.

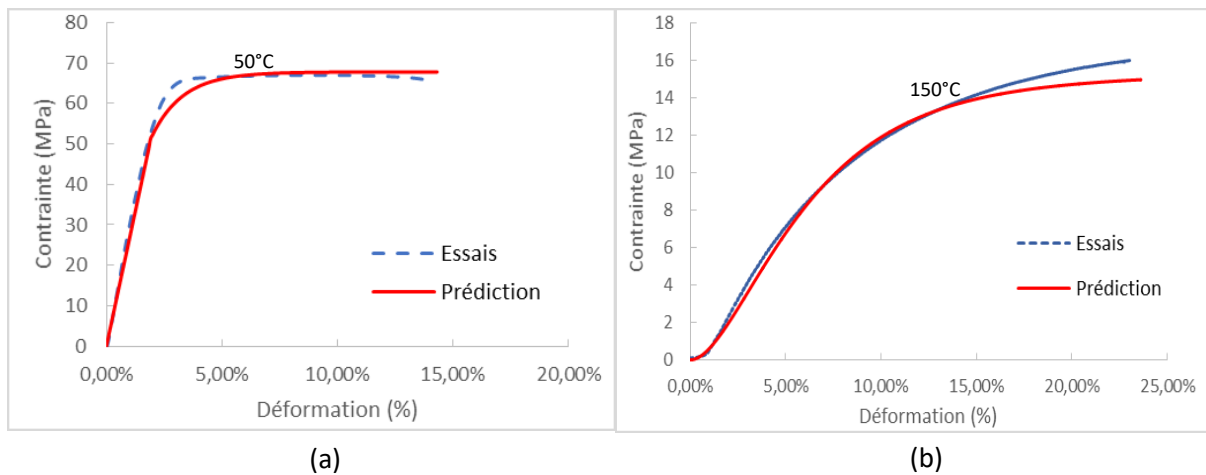
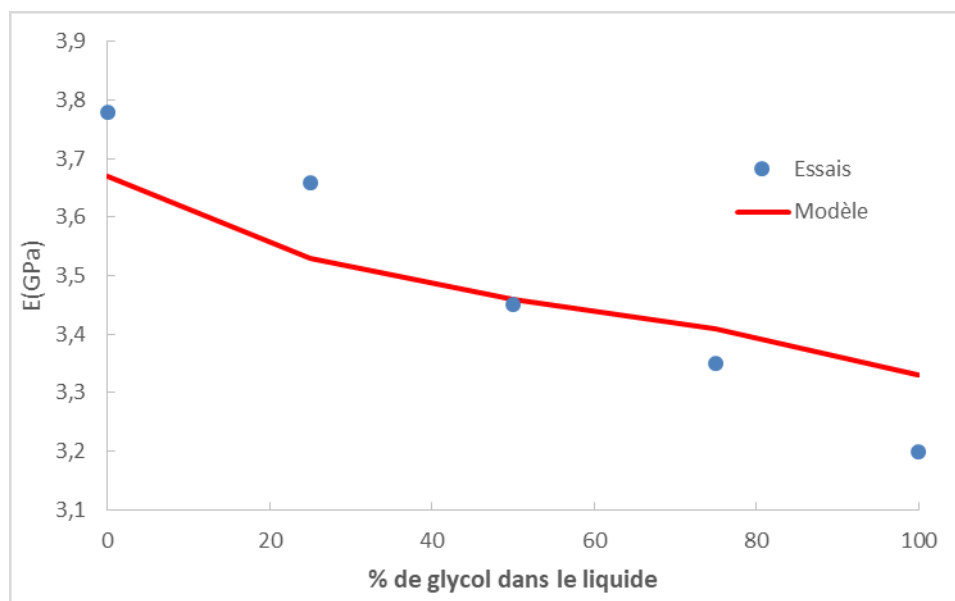


Figure 3.9 : Prédictions du modèle (a) avant T_g et (b) après

Comme présenté en figure 3.9, le nombre restreint de paramètres nécessaires à la définition du modèle permet de prédire avec une bonne précision l'entière courbe de traction à la température voulue, qu'elle soit avant ou après la température de transition vitreuse.

De par l'équivalence température/absorption précédemment développée, le modèle est également capable de prédire les caractéristiques mécaniques du matériau en fonction de la composition du liquide dans lequel il sera immergé jusqu'à saturation. Ces prédictions, comme présentées en figure 3.10 (a) et en figure 3.10 (b), sont précises que ce soit sur le comportement élastique ou plastique.



(a)

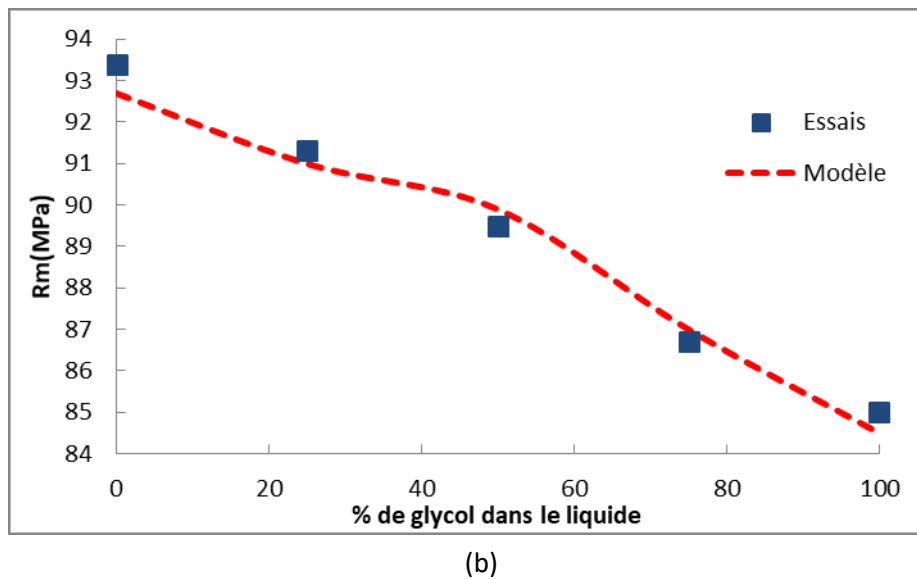


Figure 3.10 : Prédiction de l'évolution (a) du module d'Young et (b) de la contrainte maximale admissible en fonction de la composition du liquide de refroidissement

Une autre information que le modèle va être capable de donner est la température équivalente du PPS vieilli. Par exemple, pour un mélange standard dans l'industrie automobile d'un liquide composé de 50% d'eau et de 50% de glycol, la température équivalente sera de $T_{eq} = T - 11.8$, c'est-à-dire que les conséquences du vieillissement seront équivalent à la réalisation d'un essai sur un matériau neuf à une température plus faible que la température ambiante. D'un point de vue industriel, cette méthode offre des possibilités intéressantes puisque chaque matériau utilisé peut ainsi être référencé via une température équivalente permettant un classement simple et rapide en fonction de la tenue de chaque matériau face au vieillissement par absorption.

Une vue d'ensemble peut alors être proposée afin de synthétiser les essais expérimentaux ainsi que le modèle sur toute la plage de température étudiée et présenté en figure 3.11. Sont ainsi affichés en bleu les courbes ayant servies à la calibration du modèle, en jaune les données expérimentales ayant servi pour vérifier et confronter les prédictions du modèle, qui elles apparaissent en rouge.

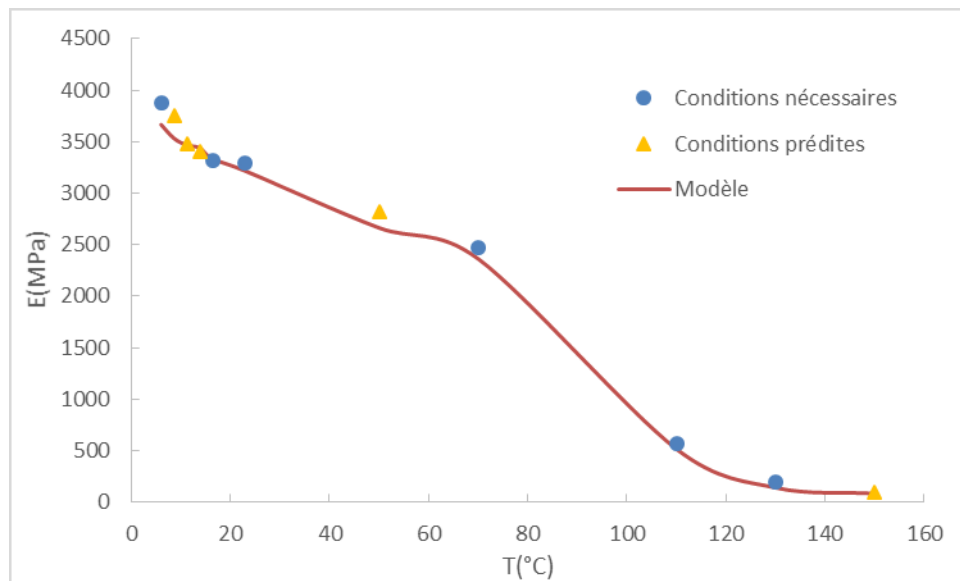


Figure 3.11 : Synthèse de la performance du modèle développé en fonction de la température équivalente

Cette section a montré les bonnes capacités de prédiction du modèle développé sur une grande plage de températures ainsi que pour des configurations de vieillissements différentes. Même si ces résultats peuvent être considérés comme étant précis, le modèle sera confronté à d'autres déjà existants dont un modèle basé sur l'intelligence artificiel afin d'estimer la marge de progression possible face à la limite de précision atteignable.

3.4. Comparaisons

3.4.1. Comparaison avec un modèle empirique

De par sa bonne précision, le modèle de Ramberg-Osgood est un modèle très couramment utilisé en science des polymères [65], notamment dans des études expérimentales afin de classer les matériaux en fonction de leurs paramètres mécaniques et/ou d'utiliser ces courbes pour définir les propriétés d'un matériau dans des logiciels de calcul éléments finis comme Abaqus ou Ansys.

$$\varepsilon = \frac{\sigma}{E} + \left(\frac{\sigma}{K}\right)^{\frac{1}{n}} \quad (3.17)$$

Avec E désignant le module d'Young et déterminé comme précédemment. Le coefficient K représente la résistance maximale du matériau et n représente un exposant d'écrouissage. Ces deux derniers coefficients peuvent être déterminés en faisant épouser la courbe du modèle avec la courbe expérimentale de contraintes σ et de déformation plastique ε_p sur une échelle log-log :

$$\sigma = K(\varepsilon_p)^n \quad (3.39)$$

En l'état, ce modèle ne permet pas d'extrapolation à d'autres températures. Le modèle de Ramberg-Osgood nécessitant toutes les courbes pour la modélisation, il serait raisonnable de penser que la précision obtenue par rapport à la courbe expérimentale puisse être supérieure à la précision obtenue

avec une prédiction. Ce modèle a été appliqué aux courbes expérimentales du PPS et ce, sur toute la plage de températures étudiée.

Des exemples de comparaisons entre la courbe expérimentale, le modèle de Ramberg-Osgood et le modèle développé dans le cadre de la thèse sont présentés en figure 3.12, pour des températures inférieures à la température de transition vitreuse.

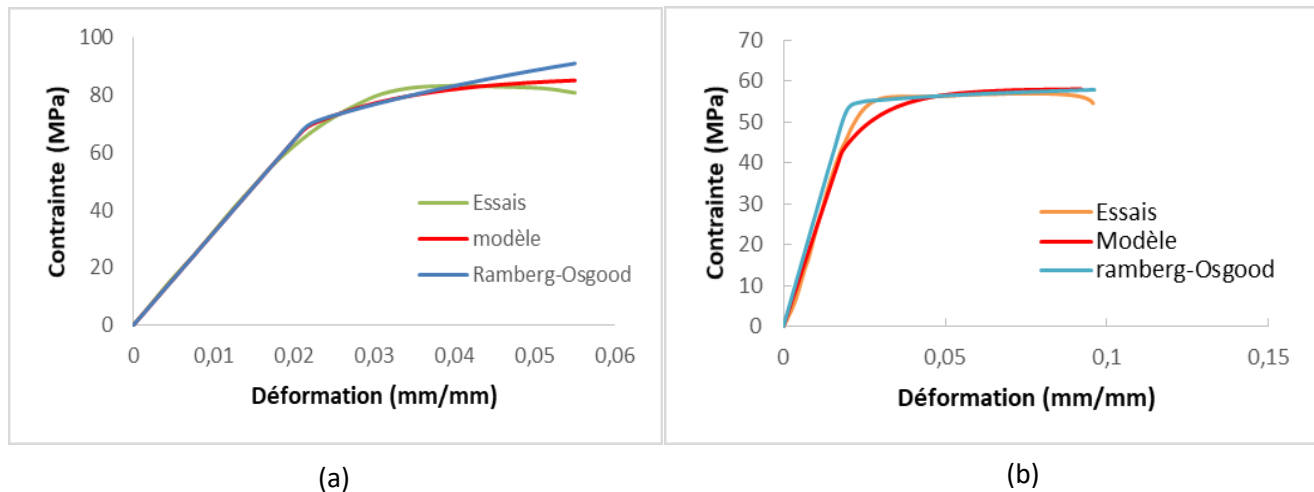


Figure 3.12 : Application du modèle de Ramberg-Osgood et comparaison avec les données expérimentales et le modèle proposé à (a) 23°C et (b) 70°C

A la vue de la figure 3.12, il apparaît que le modèle de Ramberg-Osgood modélise, comme escompté, le comportement du matériau avec une bonne précision, de l'ordre de celle obtenue avec le modèle développé. De la même manière, le modèle de Ramberg-Osgood a été confronté aux prédictions du modèle développé sur une plage de températures élevées, au-dessus de la température de transition vitreuse. Les résultats sont présentés en figure 3.13 :

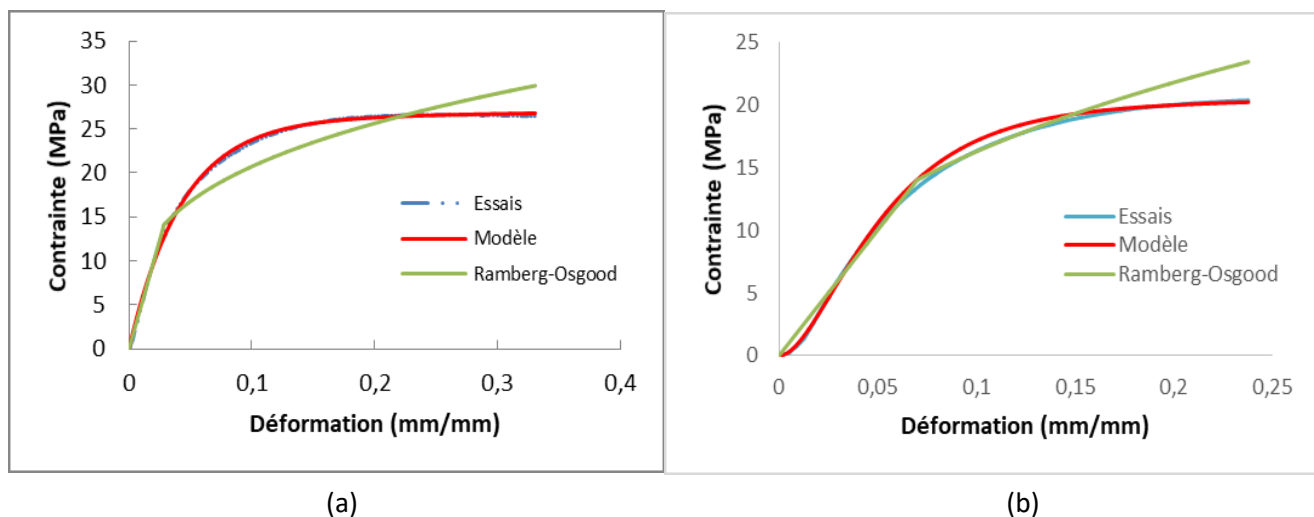


Figure 3.13 : Application du modèle de Ramberg-Osgood et comparaison avec les données expérimentales et le modèle proposé à (a) 110°C et (b) 130°C

Ce cas-ci présente des différences majeures entre les méthodes. Le modèle développé rend compte avec une grande précision du comportement du matériau dans toute sa complexité, en réussissant notamment à modéliser l'amortissement visqueux présent sur la courbe de traction obtenue à 130°C. Le modèle de Ramberg-Osgood montre ici ses limites, du fait de sa structure unique. En effet, comme montré en chapitre 2 et modélisé dans la section précédente, le matériau présente un comportement purement visco-inélastique à de telles températures. Le modèle développé prend ce changement de comportement en considération. Le modèle de Ramberg-Osgood quant à lui, reste basé sur l'hypothèse d'un comportement élasto-plastique, expliquant de fait les difficultés à modéliser le comportement du PPS à de telles températures.

Une analyse quantifiée de la performance des différents modèles est possible via la comparaison des erreurs moyennes obtenue sur l'ensemble des courbes de traction par rapport à la courbe expérimentale. L'ensemble des erreurs moyennes est synthétisé et présentée dans le tableau 3.2 :

T	Nouveau modèle	Ramberg-Osgood
23°C	2,41%	4,03%
50°C	3,93%	4,81%
70°C	3,85%	8,61%
110°C	0,98%	9,15%
130°C	2,76%	5,65%
150°C	3,41%	9,39%
vieilli 0%g	2,40%	5,37%
vieilli 25%g	3,41%	4,83%
vieilli 50%g	2,07%	3,26%
vieilli 75%g	2,17%	6,47%
vieilli 100%g	1,78%	4,00%
	Entièrement connue	
	Partiellement connue	
	Entièrement prédite	

Tableau 3.2 : Comparaison de l'erreur obtenue par le modèle proposé et le modèle de Ramberg-Osgood par rapport aux données expérimentales

Comme montré dans le tableau 3.2, le modèle développé présente dans chaque cas une meilleure précision qu'avec la modélisation de Ramberg-Osgood. Cette différence est encore plus prononcée après la température de transition vitreuse du fait du changement radical de comportement du matériau. Une différenciation a été faite dans la présentation des résultats pour mettre en exergue le fait que le modèle développé offre également une meilleure précision sur les courbes issues de ses prédictions que le modèle de Ramberg-Osgood à une température donnée, ce dernier utilisant pourtant les données expérimentales à ces mêmes températures.

Cette comparaison avec le modèle de Ramberg-Osgood a permis de montrer l'efficacité du modèle développé puisqu'il ne présente jamais plus de 3.93% d'erreur moyenne par rapport à la courbe expérimentale. Cependant, même si d'autres modèles peuvent s'avérer plus performants, il est utopique de penser qu'une modélisation puisse atteindre 0% d'erreur moyenne par rapport à la courbe expérimentale. Ainsi, afin de pouvoir situer ce modèle quant à sa performance, il a ensuite été confronté à un modèle basé sur l'intelligence artificielle.

Ces modèles n'étant pas construits sur une base d'équations d'état, ils s'affranchissent de tout type de comportement et les rendent ainsi bien plus performants que n'importe quel autre modèle physique. Le but de cette comparaison est donc de déterminer la plus grande précision atteignable par un modèle et ainsi d'observer la marge de progression du modèle phénoménologique développé au cours de la thèse.

3.4.2. Comparaison avec un modèle séquentiel

L'utilisation de l'intelligence artificielle est en plein essor dans de nombreux domaines scientifiques. Ces programmes peuvent être construits selon bien des structures : modèle séquentiel, deep learning, machine learning, réseaux neuronaux, ... Les méthodes sont aussi variées que les domaines d'utilisation. Les réseaux neuronaux artificiels peuvent s'avérer utiles dans la modélisation incluant des paramètres d'entrées nombreux et très divers. Par exemple, un des principaux domaines d'application de ces réseaux est la logistique, le but étant d'essayer de prédire les stocks optimaux en fonction de données parfois stochastiques comme les flux entrants, sortants, données de production, retards aléatoires, etc... En science des polymères, l'intelligence artificielle a par exemple déjà été utilisée afin de prédire le comportement de composite polymère en fonction du taux de fibres ou optimiser les paramètres d'injection [121, 122].

Tous reposent sur un même principe : la définition d'un point de départ suivi de réductions d'erreurs successives par rapport aux données d'entrées jusqu'à stabilisation. Ainsi, un des premiers programmes pouvant être considéré d'intelligence artificielle est le solveur Excel. En effet, à partir d'un point de départ calculé par la méthode des gradients conjugués, méthode appelée « GRG non linéaire », ou un point de départ aléatoire, aussi appelé « modèle Evolutionnaire », le solveur va itérer jusqu'à la minimisation de l'erreur par rapport à la valeur cible.

Ce principe de réduction d'erreur, qui s'affranchit de toute autre règle et de loi mathématique explicite liant entrée(s) et sortie(s), rend les programmes d'intelligence artificielle extrêmement précis sous réserve d'un nombre d'itérations et de couples entrée/sorties suffisant pour l'entraînement du modèle. Il est donc possible d'atteindre avec l'intelligence de meilleures précisions qu'avec une loi mathématique explicite.

La partie itérative est appelée l'étape d'entraînement. Une fois l'erreur stabilisée, l'étape de prédiction permet de donner de nouvelles données d'entrées et, selon la loi créée lors de la phase d'entraînement entre les couples entrées/sorties, le logiciel sera capable de déterminer une donnée de sortie. Il est donc possible pour un programme d'intelligence artificielle de donner des prédictions à partir de données stochastiques ou dans des cas où la modélisation est difficile voire impossible. Dans ces cas, une forte réserve doit toujours être de mise quant à la véracité des résultats puisque ces programmes ne pourront jamais rendre le hasard déterministe.

Dans le cas de la modélisation du comportement du PPS, une modélisation basée sur des phénomènes physiques et un développement mathématique est possible. De ce fait, le modèle utilisé est un modèle dit « séquentiel ». Ce type de modèle est adapté aux types d'entrées/sorties voulues, à savoir les points contrainte/déformation en entrée et la loi liant ces paramètres en sortie. Ce modèle est un des plus simples, puisqu'organisé selon une pile linéaire de couches contrairement aux structures telles que les réseaux de neurones dont les ramifications entre les couches sont beaucoup plus complexes.

Les modèles séquentiels sont souvent utilisés dans les cas de stratégies financières par exemple. Mathématiquement, un modèle séquentiel nécessite une première couche d'entrées ayant le même type. Des entrées différentes peuvent être utilisées via les principes de réseaux bayésiens, comme beaucoup d'autres structures d'algorithmes d'intelligence artificielle, dont une brève description est donnée en annexe B.

Le problème ici étant constitué d'un seul type d'entrées/sorties, à savoir des couples déformation/contrainte, une structure simple telle que celle offerte par le modèle séquentiel est suffisante.

Ainsi, pour chaque température étudiée, le modèle a été alimenté avec 5000 couples d'entrées/sorties, c'est-à-dire les points déformation/contrainte permettant de dessiner entièrement la courbe de traction obtenue expérimentalement. Le modèle a ensuite été entraîné sur 10 000 itérations, c'est-à-dire jusqu'à ce que l'erreur se soit stabilisée.

Des exemples de courbes entraînées sont présentées en figure 3.14 :

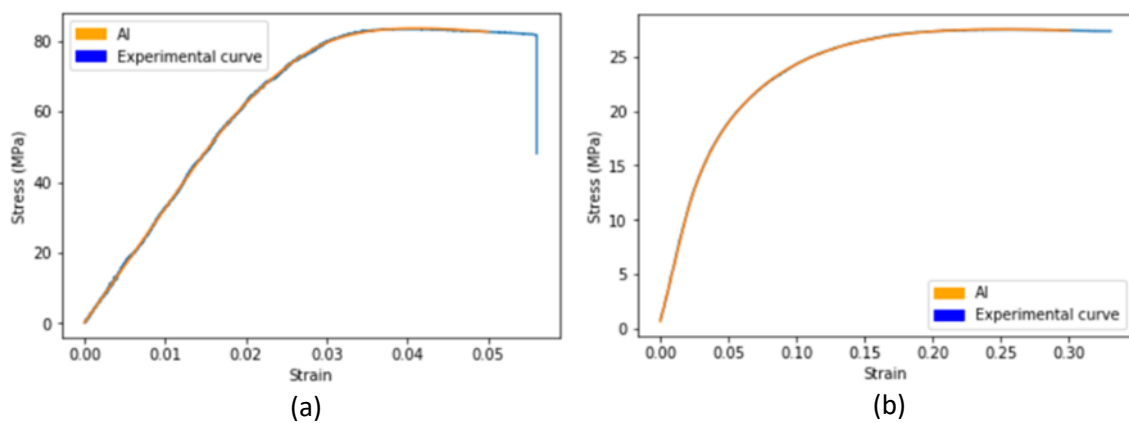


Figure 3.14 : Entraînement du modèle séquentiel sur les courbes de tractions (a) avant Tg et (b) après Tg

Il est à noter que quelle que soit la forme de la courbe et donc du comportement du matériau, le modèle séquentiel réussi à retracer la courbe à partir des points qui lui ont été fournis pour s'entraîner. Une fois ce modèle entraîné, il serait possible de lui demander de déterminer une contrainte pour une déformation donnée et qui ne figure pas sur la courbe expérimentale comme par exemple la valeur de la contrainte pour une déformation au-delà de la limite à rupture observée expérimentalement. Cependant, ce n'est pas le but ici. L'objectif est de comparer la précision du modèle développé avec la précision du modèle séquentiel entraîné.

Une analyse globale de ces différences est présentée dans le tableau 3.3 :

T	Nouveau modèle	Ramberg-Osgood	Modèle séquentiel
23°C	2,41%	4,03%	0,93%
50°C	3,93%	4,81%	1,13%
70°C	3,85%	8,61%	2,28%
110°C	0,98%	9,15%	0,18%
130°C	2,76%	5,65%	1,75%
150°C	3,41%	9,39%	2,20%
vieilli 0%g	2,40%	5,37%	1,30%
vieilli 25%g	3,41%	4,83%	1,27%
vieilli 50%g	2,07%	3,26%	0,70%
vieilli 75%g	2,17%	6,47%	1,69%
vieilli 100%g	1,78%	4,00%	0,93%
	Entièrement connue		
	Partiellement connue		
	Entièrement prédite		

Tableau 3.3 : Comparaison des erreurs des différents modèles avec les données expérimentales

Comme pour le modèle de Ramberg-Osgood, le modèle séquentiel nécessite de connaître toutes les courbes de traction afin qu'il puisse s'entraîner dessus. De par le principe de fonctionnement d'un programme d'intelligence artificielle, même si ce dernier peut être perfectible, il sera toujours plus précis que n'importe quel modèle mathématique, déjà existant ou non. Une telle démarche permet de ce fait de définir la limite de précision atteignable sur ce jeu de données expérimentales. Cependant, aussi puissant que cette méthode puisse être, une erreur moyenne est tout de même observée, de l'ordre du pourcent. Cela met en exergue la précision du modèle phénoménologique développé, puisqu'il ne présente jamais plus de 2.8% d'erreur comparé à l'IA, quelle que soit la température, et peut même dans certains cas descendre sous la barre du pourcent.

Le modèle développé dans ce chapitre peut donc être objectivement considéré comme étant précis. De par sa nature phénoménologique, ses paramètres traduisent les phénomènes physiques se produisant dans le matériau et observés expérimentalement dans le chapitre 2. La prochaine section présente l'application du modèle développé au niveau du composite afin d'analyser l'évolution des différents paramètres et d'en déduire les différences de comportement entre la matrice et le composite.

3.5. Application du modèle au composite

Comme montré en chapitre 2, des phénomènes physiques tels que la viscosité vont avoir un impact important sur le comportement mécanique du PPS, jusqu'à devenir le facteur prépondérant dictant le comportement du matériau une fois la transition vitreuse dépassée. L'influence de la température et son impact sur la viscosité du matériau ont été modélisés dans ce chapitre par l'intermédiaire d'un modèle construit en 2 parties et via l'introduction des paramètres δ et τ .

Ces paramètres étant donc liés à des phénomènes physiques, l'étude de leur évolution dans différentes configurations peut donner des indications sur les mécanismes internes du matériau. Plus précisément, deux phénomènes pourront être étudiés. Comme montré en chapitre 2, la viscosité devient le facteur dictant le comportement du matériau lorsque la température augmente. En effet, la déformation du matériau augmente, induisant une perte de raideur et de résistance maximale admissible. Cette influence est décrite par le paramètre δ . Par ailleurs, un matériau présentant une certaine viscosité induit la présence d'un amortissement visqueux, matérialisé par un retard de réponse à la sollicitation. Ce temps caractéristique est modélisé par le paramètre τ .

Le modèle développé dans ce chapitre a ainsi été appliqué au composite, c'est-à-dire au PPS/GF40, pour trois orientations préférentielles de fibres par rapport à la direction de sollicitation : 0°, 45° et 90°. Cette application a pour but d'étudier l'influence de la présence de fibres et de leur orientation sur la sensibilité à la viscosité du composite.

Comme montré en figure 3.15, le modèle appliqué au composite pour une orientation de fibre donnée montre une précision équivalente à celle obtenue sur la matrice :

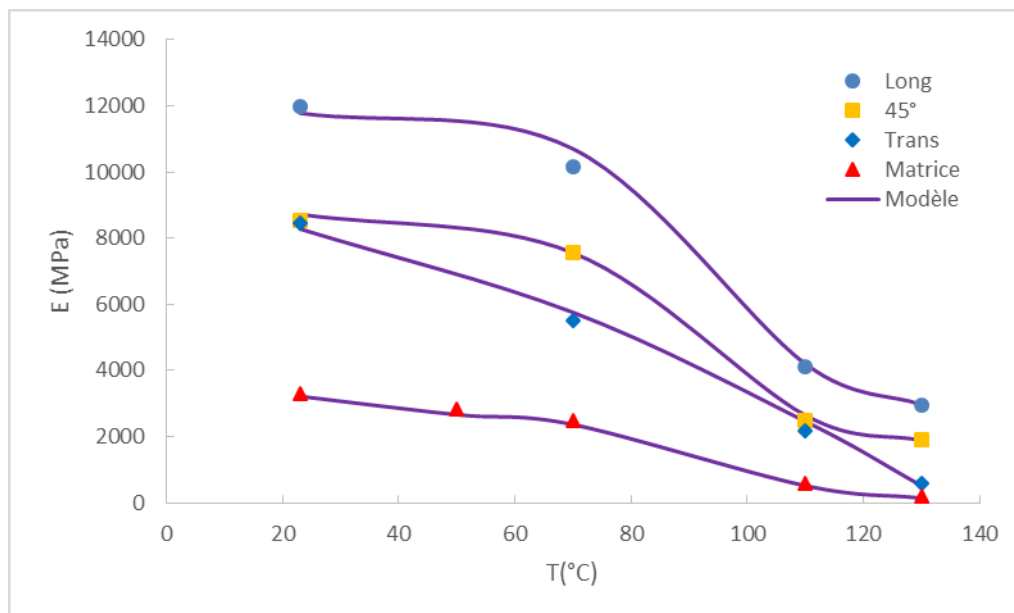


Figure 3.15 : Application du modèle au composite pour différentes orientations fixes de fibres

Les différents paramètres obtenus pour la modélisation du composite pour chaque orientation sont synthétisés dans le tableau 3.4 :

Longitudinal avant Tg				
E (MPa)	k (MPa)	R (MPa)	m	δe
11781,65	0	165,019	76,34	0,61

Longitudinal après Tg					
E (MPa)	k (MPa)	R (MPa)	m	δ	τ (s)
	0	63,95	87,29	0,52	1,69

45° avant Tg				
E (MPa)	k (MPa)	R (MPa)	m	δe
8721,99	0	103,37	104,91	0,91

45° après Tg					
E (MPa)	k (MPa)	R (MPa)	m	δ	τ (s)
	0	51,44	68,057	4,85	1,97

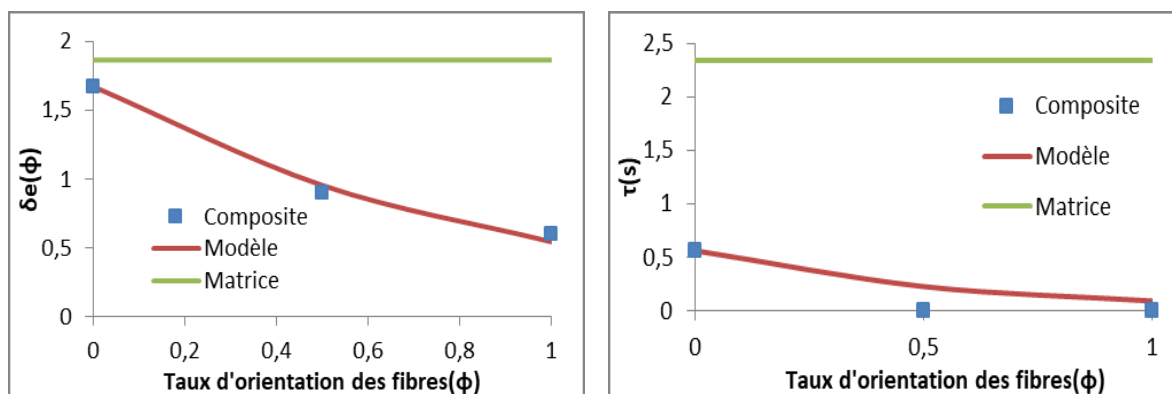
Transversal avant Tg					
E (MPa)	k (MPa)	R (MPa)	m	δe	τ (s)
8277,97	0	106,39	79,019	1,67	0,56

Transversal après Tg					
E (MPa)	k (MPa)	R (MPa)	m	δ	τ (s)
	0	50,13	69,47	5,95	6,24

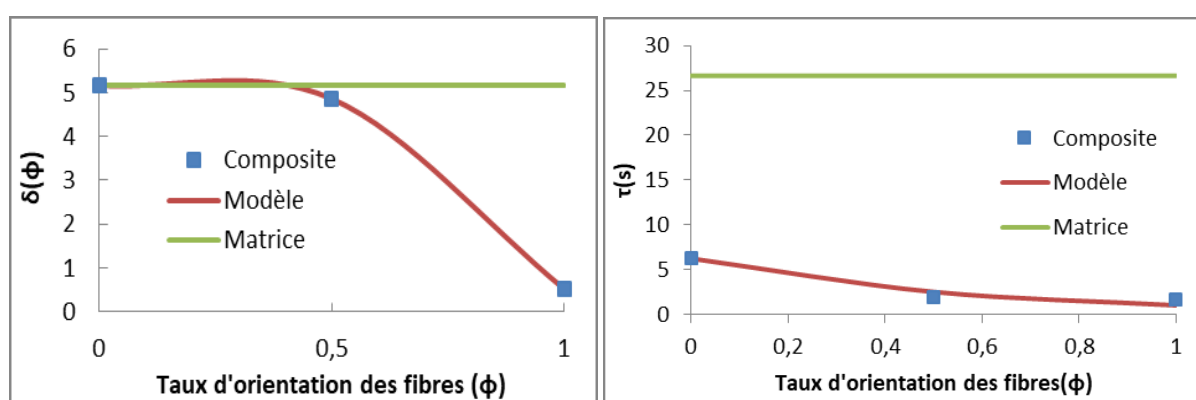
Tableau 3.4 : Paramètres du modèle avant et après la transition vitreuse pour les différentes orientations préférentielles de fibres étudiées

Il est à noter que la haute teneur en fibres de verre dans le composite diminue très fortement le temps caractéristique d'amortissement, surtout pour des températures en dessous de la température de transition vitreuse, d'où l'absence de ce paramètre dans certaines configurations. Pour le paramètre δ_p , modélisant l'influence de la température sur le comportement pseudo-plastique du matériau, il peut également ne pas être pertinent dans certains cas. A température ambiante, le composite adopte un comportement proche de celui du verre et est ainsi très cassant, n'induisant pas de comportement pseudo-plastique.

La figure 3.16 montre l'évolution de δ_e , pour la plage de températures avant la transition vitreuse, δ pour la plage après ainsi que l'évolution de τ en fonction de l'orientation des fibres représentée selon la notation normalisée : 0 désignant une orientation transverse par rapport à la direction de sollicitation et 1 désignant une orientation longitudinale. Afin de faciliter l'analyse de l'influence des fibres sur la sensibilité du composite à la température, les valeurs obtenues pour l'application du modèle à la matrice ont également été affichées.



(a)



(b)

Figure 3.16 : Evolution des paramètres liés à la température en fonction de l'orientation des fibres pour des températures se trouvant (a) avant Tg et (b) après

Comme montré en figure 3.16, il est à noter que les valeurs les plus proches de la matrice sont celles obtenues pour une orientation transversale des fibres. Cela signifie que, comme ce qui a déjà été montré par Eftekhari [65], le composite sollicité avec une orientation transversale aura un comportement globalement dicté par celui de sa matrice. Les écarts entre les valeurs obtenues sur le composite transversal et les valeurs de la matrice sont à attribuer à la présence même des fibres. La haute teneur en fibre induit un volume de verre d'environ 25% dans le composite. Ainsi, même si les fibres ne sont pas alignées avec la direction de sollicitation, ce volume de verre va tout de même avoir un intérêt.

L'étude des différentes dynamiques d'évolution montrent des différences drastiques entre un matériau sollicité à une température inférieure à la température de transition vitreuse et un matériau sollicité à haute température. En effet, dans les deux cas, plus les fibres sont alignées avec la direction de sollicitation, moins la résistance du matériau sera impactée par la température, c'est-à-dire que la perte de propriétés induites par la viscosité de la matrice est compensée par la résistance des fibres, inaltérée à ces températures. En revanche, pour une température au-delà de la température de transition vitreuse, il est nécessaire d'avoir un alignement quasiment parfait pour ressentir un avantage sur le maintien des caractéristiques mécaniques à haute température apportée par la présence des fibres de verre.

En dessous de la transition vitreuse cependant, même si les fibres ne sont pas parfaitement alignées avec la direction de sollicitation, leur impact est bien plus important puisque le coefficient δ_e est deux fois moins important sur le composite avec une orientation à 45° que la valeur obtenue sur la matrice. Le temps de relaxation des contraintes, bien que 10 fois plus important au-delà de la température de transition vitreuse, ne montre pas de changement de dynamique notable.

Une modélisation « d'homogénéisation » de ces dynamiques est proposée en fonction de l'orientation des fibres, en se basant sur les données de la matrice :

- Evolution de l'impact de la viscosité sur la résistance du matériau en fonction du taux et de l'orientation des fibres pour une température de sollicitation en dessous de la température de transition vitreuse

$$\delta_e^F = \delta_e^{mat} (1 - Wt)^\gamma e^{-\rho F} \quad (3.40)$$

Où δ_e^{mat} est la valeur obtenue sur la matrice, Wt est la fraction massique (ici 0,4), γ pondère l'influence de cette fraction massique sur δ_e^F , F désigne l'orientation globale des fibres avec $F \in [0; 1]$ et ρ désigne la pondération de cette orientation des fibres.

- Evolution de l'impact de la viscosité sur la résistance du matériau en fonction du taux et de l'orientation des fibres pour une température de sollicitation au-dessus de la température de transition vitreuse

$$\delta^F = \delta^{mat} (1 - Wt)^\gamma + p(1 - e^{\beta F}) \quad (3.41)$$

Où δ^{mat} est la valeur obtenue sur la matrice, Wt est la fraction massique (ici 0,4), γ pondère l'influence de cette fraction massique sur δ^F , F désigne l'orientation globale des fibres avec $F \in [0; 1]$, β désigne la pondération de cette orientation des fibres et p est un paramètre correctif.

- Evolution de l'impact de la viscosité sur les phénomènes d'amortissement en fonction du taux et de l'orientation des fibres avant et après la température de transition vitreuse

$$\tau_F = \tau_{mat} (1 - Wt)^{\gamma_\tau} e^{-\rho F} \quad (3.42)$$

Où τ_{mat} est la valeur obtenue sur la matrice, Wt est la fraction massique (ici 0,4), γ_τ pondère l'influence de cette fraction massique sur τ_F , F désigne l'orientation globale des fibres avec $F \in [0; 1]$ et ρ désigne la pondération de cette orientation des fibres.

Si un terme et un coefficient correctif différencie les expressions de δ_e^F et δ^F , il convient enfin de noter que dans le cas du temps de relaxation des contraintes, aucun paramètre n'est modifié ou ajouté. Cela signifie que la transition visqueuse induit certes une augmentation de l'influence de la viscosité mais n'affecte pas sa dynamique quant à l'influence de l'orientation des fibres. Au contraire, la différence entre le temps de relaxation des contraintes de la matrice et du composite, quelle que soit l'orientation des fibres, est très importante. Cela signifie que les fibres, de par leur simple présence, viennent réduire drastiquement ce phénomène.

Ainsi, les effets variés de la viscosité ne sont pas dépendants des mêmes facteurs. La préservation des propriétés mécaniques en température modélisée par δ_e^F et δ^F est majoritairement dépendant de l'orientation des fibres et ce de manière bien plus prononcée encore au-delà de la température de transition vitreuse. Le temps caractéristique de relaxation des contraintes est, quant à lui, très majoritairement dépendant du taux de renfort dans le composite.

3.6. Limites du modèle

Le modèle développé dans ce chapitre montre de bonnes performances pour des sollicitations monotones, quelles que soient les conditions de sollicitations. Néanmoins, le schéma rhéologique utilisé n'est ici pas exploité à son maximum, puisque les analyses et prédictions n'ont été appliquées que pour des chargements monotones. Ainsi, l'incorporation d'autres paramètres liés à la viscosité à court et long terme permettrait d'extrapoler ce modèle et de l'appliquer à des cas de sollicitations cycliques. Par ailleurs, l'équivalence température/absorption introduite dans ce chapitre n'a été testée que pour des échantillons vieillis et testés à température ambiante. La réalisation d'essais de traction sur éprouvettes à différentes températures tout en étant immergées permettrait d'observer et de considérer des éventuels effets de couplage entre ces deux paramètres, sans redouter d'effet de séchage de l'échantillon.

3.7. Conclusion

Ce chapitre présente le développement d'un modèle phénoménologique ayant pour objectif la prédiction du comportement du matériau en fonction des différentes conditions de sollicitation. Basé sur les observations expérimentales présentées en chapitre II, un schéma rhéologique adapté a été utilisé pour rendre compte des différents aspects du comportement de la matrice en fonction de la plage de températures de travail, c'est-à-dire avant ou après la température de transition vitreuse. L'introduction d'un coefficient de type Arrhenius permet de prendre en compte l'influence de la température sur le comportement du matériau à partir de deux courbes de traction par plage de températures et ainsi de prédire avec précision l'entière courbe de traction attendue pour n'importe quelle autre température. Afin de considérer les effets induits par l'immersion dans le liquide de refroidissement sur les caractéristiques du matériau, une équivalence température/absorption a été établie afin d'intégrer ses effets dans un seul modèle. Cette équivalence se base sur l'effet plastifiant de l'eau et sur la conséquence de cette « plastification » sur le décalage de la température de transition vitreuse. Ce point de vue a débouché sur la définition d'une température équivalente, c'est-à-dire une température d'essai pour laquelle le matériau présentera les mêmes propriétés qu'après vieillissement à saturation. Le liquide de refroidissement étant constitué d'eau et de glycol, l'équation permettant d'obtenir cette température équivalente différencie l'influence de ces deux constituants. Ainsi, une courbe de traction obtenue après un vieillissement dans de l'eau et une autre obtenue après un vieillissement dans du glycol permettent d'extrapoler le comportement du matériau pour toute composition du liquide.

Le modèle ainsi développé se montre performant puisque ses prédictions ne dépassent jamais 4% d'erreur moyenne sur toute la courbe de traction et ce, quelle que soit la température étudiée. Ainsi, en plus d'offrir la possibilité d'extrapoler les données pour différentes températures ou conditions de vieillissement, le modèle présenté se montre également plus précis que des modèles empiriques tels

que le modèle de Ramberg-Osgood qui n'offre la possibilité de ne modéliser qu'une courbe de traction déjà connue. Comme il est raisonnable de penser qu'une erreur moyenne de 0% par rapport à la courbe expérimentale est utopique, ce modèle a été confronté à un modèle séquentiel basé sur les principes de l'intelligence artificielle afin de connaître la véritable référence. Ce modèle « fictif », puisque n'étant pas constitué d'équations d'état à proprement parlé mais utilisant un modèle de réduction d'erreur successif, montre une erreur moyenne stabilisée de l'ordre de 1% pour toute température étudiée, montrant ainsi une différence d'au maximum 3% seulement avec les prédictions du modèle développé. Enfin, l'analyse des paramètres du modèle appliqué au composite a permis de montrer que l'orientation des fibres a bien plus d'impact sur la sensibilité du composite à la température une fois la température de transition vitreuse dépassée.

4. Chapitre 4 : Modélisation du comportement mécanique du composite

4.1. Définition du VER

4.1.1. Définition

La modélisation du comportement mécanique du composite nécessite la prise en compte de sa microstructure complexe, inhérente au procédé d'injection de polymères renforcés de fibres courtes comme présenté en chapitre 1. Cette modélisation se base donc sur un volume élémentaire représentatif (VER) de cette microstructure. Comme illustré en figure 4.1, le VER est un échantillon de matière dont la microstructure est répétable dans tout l'échantillon et permet ainsi de décrire entièrement l'échantillon.

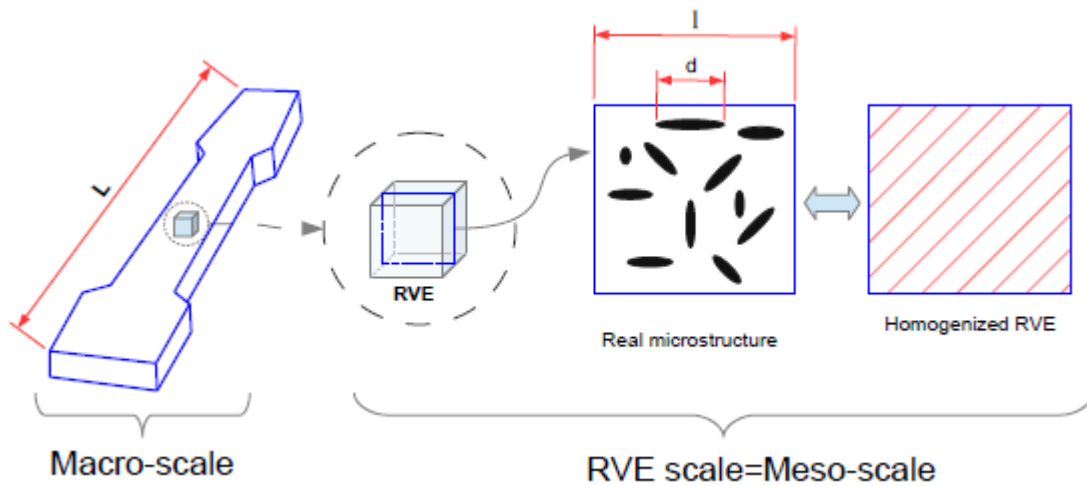


Figure 4.1 : Méthode multi-échelle à partir d'un VER [123]

La géométrie des fibres rendant le comportement du matériau anisotrope, la modélisation de l'orientation des fibres au sein du VER est indispensable. Cette orientation des fibres est alors calculée à l'aide d'angles d'Euler :

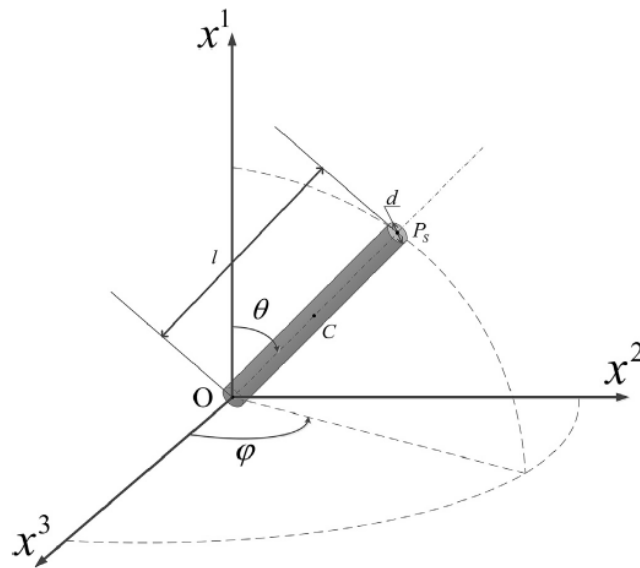


Figure 4.2 : Modélisation de l'orientation des fibres

L'orientation des fibres par rapport à la direction de chargement peut alors permettre de calculer le renforcement effectif qu'apporte la fibre pour une telle configuration. L'estimation de l'orientation résiduelle des fibres dans l'échantillon peut se faire via microtomographie ou, comme cela a été le cas au cours de cette thèse, via une simulation d'injection de la plaque dans laquelle seront extraits les échantillons.

4.1.2. Simulations d'injection

Les capacités de corrélations sont basées sur des éprouvettes dont la microstructure est ainsi également hétérogène. Afin de déterminer les orientations résiduelles des fibres à l'intérieur du matériau et en déduire le VER de la microstructure des éprouvettes avec lesquelles les essais ont été menés, des simulations d'injection ont été menées via le logiciel Digimat-RP, utilisant les modèles développés pour la première fois par Folgar et Tucker [124-127].

Comme montré en figure 4.3, la simulation réalisée est une injection de PPS/GF40 de plaques de dimensions égales à celles reçues par le fournisseur afin de se rapprocher au maximum du procédé d'obtention original.

Les paramètres de simulation d'injection du matériau via un modèle RSC sont par ailleurs présentés en tableau 4.1 :

Température du moule (°C)	Température de fusion (°C)	Temps de remplissage (s)	Ci	Cm	RPR alpha factor
136	323	0,45	0,005	0	0,7

Tableau 4.1 : Paramètres d'injection

La microstructure des thermoplastiques injectés étant complexe, un maillage fin est nécessaire pour déceler toutes les nuances possibles. Un maillage tétraédrique d'environ 600 000 éléments a ainsi été utilisé.

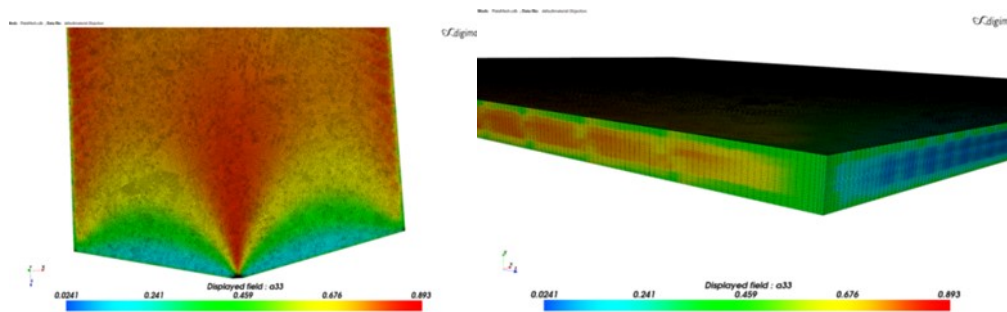


Figure 4.3 : Simulation d'injection des plaques fournies par le fournisseur

La répartition des fibres dans la plaque montre la présence d'une microstructure cœur-peau, caractéristique du procédé d'injection.

La géométrie des éprouvettes a ensuite été extraite à plusieurs endroits, selon la répartition définie en chapitre 2. La microstructure alors observée au sein de ces éprouvettes est équivalente, sans effets de bords important, et est présentée en figure 4.4 :

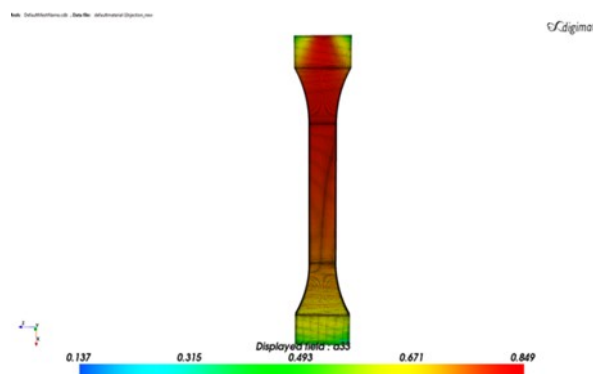


Figure 4.4 : Distribution des fibres et orientation préférentielle dans une éprouvette découpée dans le sens d'injection

Du fait de la petite taille des plaques, la répartition des fibres et leur orientation semble un peu plus chaotique à l'extrémité des éprouvettes, au niveau de la prise des mors. Toutefois, la microstructure est homogène dans toute la longueur utile, permettant d'en extraire un VER pertinent. La structure cœur-peau en présence est caractérisée par la partie peau ayant une orientation globale moyenne décalée d'environ 13° par rapport à la direction dans laquelle l'éprouvette sera sollicitée. La partie cœur, la plus désorientée, présente une orientation moyenne décalée d'environ 80° par rapport à la direction de sollicitation.

Ces orientations, résumées sous la forme de tenseurs d'orientations peuvent ensuite être utilisées pour déterminer les propriétés équivalentes du composite obtenu par injection.

4.2. Homogénéisation analytique

4.2.1. Les grands principes

La détermination du comportement mécanique du composite doit donc considérer l'aspect du VER dans toute la complexité qu'induit un tel milieu hétérogène. Le procédé d'homogénéisation a donc pour objectif d'extrapoler les propriétés mécaniques de la matrice et du renfort en fonction du taux, de la taille et de la forme de celui-ci. Pour se faire, les méthodes d'homogénéisation reposent sur l'approximation du comportement effectif du milieu hétérogène par la définition d'un milieu homogène équivalent. Ceci peut être réalisé grâce à l'hypothèse selon laquelle un déplacement imposé sur une surface du VER est identique au même déplacement imposé au milieu équivalent.

A partir de ce principe, les contraintes et déformations moyennes peuvent être retrouvées de par leur équivalence avec les contraintes et déformations en limite du VER. Ces contraintes et déformations moyennes d'un VER de volume V peuvent donc être exprimées par :

$$\bar{\sigma} = \frac{1}{V} \int_V \sigma \, dV \quad \bar{\varepsilon} = \frac{1}{V} \int_V \varepsilon \, dV \quad (4.1)$$

Le milieu étant hétérogène, les contraintes moyennes sont déterminées en fonction des fractions volumiques des différentes phases. Ainsi, les champs de contraintes étant homogènes dans chaque phase, les contraintes et déformations moyennes d'un milieu hétérogène à N phases peuvent être exprimées par :

$$\bar{\sigma} = \sum_{r=0}^N c_r \sigma_r \quad \bar{\varepsilon} = \sum_{r=0}^N c_r \varepsilon_r \quad (4.2)$$

Ces résultats ont d'abord été obtenus par Eshelby [128], dont les principaux résultats sont présentés en Annexe C, pour le cas d'une inclusion ellipsoïdale diluée dans une matrice infinie. Il est alors possible, via le principe de superposition de l'élasticité linéaire, de déterminer les contraintes et déformation de chaque phase r via les équations de localisation:

$$\varepsilon_r = A_r \bar{\varepsilon} \quad \sigma_r = B_r \bar{\sigma} \quad (4.3)$$

Où A_r représente le tenseur de localisation lié à la déformation et B_r défini le tenseur de localisation en contraintes. Ces deux tenseurs sont des tenseurs d'ordre 4.

Ces équations de localisation permettent d'expliciter les relations (4.2) tout en définissant une condition sur les tenseurs de localisation A et B :

$$\bar{\varepsilon} = \sum_{r=0}^N c_r \varepsilon_r = \sum_{r=0}^N c_r A_r \bar{\varepsilon} \quad \bar{\sigma} = \sum_{r=0}^N c_r \sigma_r = \sum_{r=0}^N c_r B_r \bar{\sigma} \quad (4.4)$$

D'où :

$$I_4 = \sum_{r=0}^N c_r A_r \quad I_4 = \sum_{r=0}^N c_r B_r \quad (4.5)$$

Le principe d'Eshelby, base de la majorité des techniques d'homogénéisation, repose sur un comportement élastique des phases. De ce fait, le comportement mécanique de ces phases peuvent être exprimées en fonction de leur tenseur de rigidité L_r . Le comportement mécanique du milieu homogène équivalent peut alors s'exprimer selon l'équation (4.6) :

$$\bar{\sigma} = \sum_{r=0}^N c_r \sigma_r = \sum_{r=0}^N c_r L_r \varepsilon_r = \sum_{r=0}^N c_r L_r A_r \bar{\varepsilon} \quad (4.6)$$

Le comportement du milieu homogène équivalent est alors exprimé selon la déformation moyenne, identique à celle imposée sur le milieu hétérogène de base, ainsi qu'en fonction du comportement mécanique de chaque phase qui le constitue.

Ce comportement global, élastique lui aussi, peut alors être défini par un tenseur de rigidité moyen décrivant les propriétés mécaniques équivalentes du milieu homogène et défini par :

$$\bar{L} = \sum_{r=0}^N c_r L_r A_r \quad (4.7)$$

De la même manière, il est possible de définir le tenseur des souplesses du milieu équivalent par :

$$\bar{M} = \sum_{r=0}^N c_r L_r B_r \quad (4.8)$$

Le comportement mécanique de chaque phase constituant le milieu étant supposé connu, l'étape suivante consiste à déterminer les tenseurs de localisation afin de pouvoir extrapoler les différents comportements mécaniques du milieu en un seul et même comportement équivalent.

Pour ce faire, des méthodes micromécaniques ont été développées, se démarquant chacune les unes des autres par leurs approches différentes.

4.2.2. Méthodes d'homogénéisation analytiques

4.2.2.1. Modèles linéaires couramment utilisés

L'objectif de ces modèles micromécaniques est de déterminer les tenseurs de localisation. Les modèles les plus répandus se basent sur le principe d'Eshelby selon lequel une inclusion ellipsoïdale est diluée dans une matrice supposée infinie tel que montré en figure 4.5 :

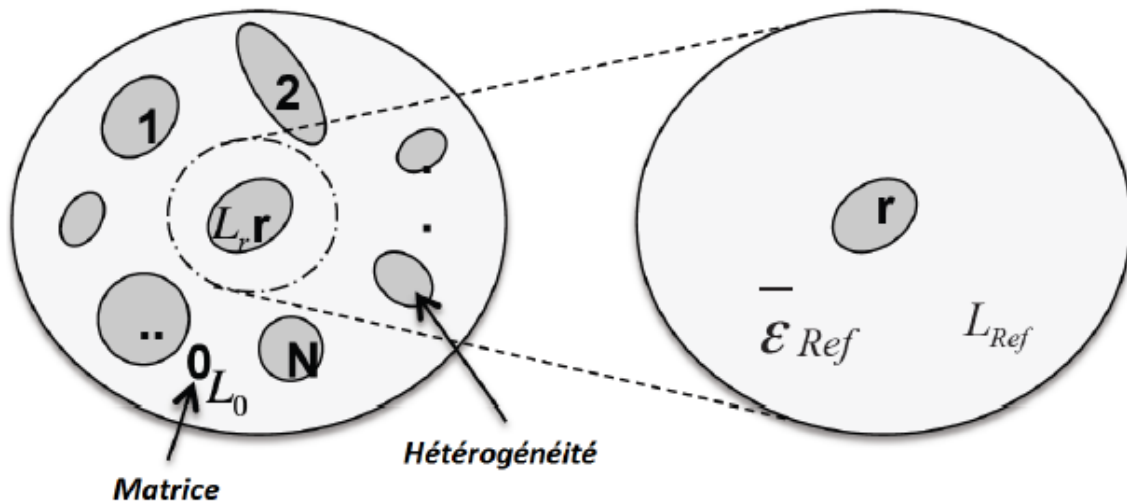


Figure 4.5 : Homogénéisation selon le principe d'Eshelby [129]

Ce principe néglige donc les interactions entre les inclusions, et est ainsi pertinent pour des taux de renfort relativement faibles. La déformation étant appliquée sur le milieu équivalent, la déformation subie par l'inclusion va donc dépendre de la déformation subie par sa matrice environnante tel qu'exprimé par l'équation (4.9) :

$$\varepsilon_r = T_r \bar{\varepsilon}_{ref} \quad (4.9)$$

Où T_r est le tenseur d'interactions.

Les différents principes d'homogénéisation se différencient de par la définition du comportement de référence de la matrice environnante. La définition des tenseurs de localisation est donc dépendante de la méthode micromécanique utilisée.

- **Schéma auto-cohérent**

Le schéma auto-cohérent se base sur le principe d'Eshelby montré plus haut et développé initialement pour l'étude du comportement mécanique des polycristaux et couramment utilisé pour l'homogénéisation des composites renforcés [130-134]. Cette méthode a la particularité d'être implicite. En effet, la philosophie de ce schéma est de se placer dans le cas d'une particule ellipsoïdale diluée dans une matrice infinie, de la même manière que dans le cas du principe d'Eshelby, à la différence que le comportement de la matrice est considéré comme étant le comportement du milieu équivalent, restant à déterminer.

Cette approche en fait une méthode itérative, le résultat de chaque itération dépendant du résultat de l'itération suivante.

- **Modèle de Mori-Tanaka**

Contrairement au schéma auto-cohérent, le modèle de Mori-Tanaka se veut explicite. Toujours en se basant sur le principe d'Eshelby selon lequel une inclusion est diluée dans une matrice infinie, le comportement mécanique de cette matrice est considéré comme étant celui de la matrice du milieu hétérogène [135]. La déformation de référence E_{ref} et le tenseur de rigidité de référence L_{ref} sont donc considérés comme étant respectivement E_0 et L_0 .

La détermination de la déformation de l'inclusion devient alors :

$$\varepsilon_r = T_r \bar{\varepsilon}_0 \quad (4.10)$$

Il est alors possible d'exprimer l'équation (4.2) avec les concentrations volumiques :

$$\bar{\varepsilon} = \left(\sum_{r=0}^N C_r T_r \right) \bar{\varepsilon}_0 \quad (4.11)$$

En combinant cette équation avec l'équation (4.10), il est alors possible de retrouver la déformation dans chaque phase :

$$\varepsilon_r = T_r \left(\sum_{r=0}^N C_r T_r \right)^{-1} \bar{\varepsilon} \quad (4.12)$$

Le développement de cette expression permet de retrouver les tenseurs de localisation en déformation A_r dont le tenseur lié à la matrice A_0 . Comme pour le problème d'Eshelby, cette méthode peut être reconduite en considérant la contrainte effective du milieu équivalent pour retrouver les tenseurs de localisation en contrainte B_r et B_0 :

$$A_r = T_r (\sum_{r=0}^N C_r T_r)^{-1} \quad A_0 = \frac{1}{c_0} (I - \sum_{r=0}^N C_r T_r) \quad (4.13)$$

$$B_r = L_r T_r M_0 (\sum_{r=0}^N C_r L_r T_r M_0)^{-1} \quad B_0 = \frac{1}{c_0} (I - \sum_{r=0}^N C_r B_r) \quad (4.14)$$

Grâce notamment aux travaux plus récents sur cette méthode, le modèle de Mori-Tanaka est aujourd'hui un des modèles micromécanique d'homogénéisation les plus populaires et un des plus fiables, également pour des taux de renfort plus élevés que ceux considérés dans le problème d'Eshelby [136-139]. C'est pourquoi cette méthode a été sélectionnée pour la détermination du comportement du PPS/GF40.

D'autres méthodes existent, pouvant s'avérer plus pertinentes en fonction des constituants du composite, comme la méthode de Ponte Castañeda pour les matériaux hyperélastiques [140-142].

- **Décomposition par pseudo-grains**

L'application de cette méthode de Mori-Tanaka ne peut cependant se faire directement. En effet, le but étant de réaliser des corrélations avec les résultats expérimentaux présentés en chapitre 2, il est impératif de prendre en considération la microstructure de l'éprouvette. Comme présenté en section 1 de ce chapitre, la microstructure cœur-peau du VER induit plusieurs orientations des fibres. Or, les méthodes présentées sont développées pour une seule orientation de fibres.

Ces différentes orientations de fibres peuvent être considérées grâce aux tenseurs d'orientations déterminés à partir des simulations d'injection. Ces tenseurs d'orientations d'ordre 4 sont fonction de la Fonction de Distribution d'Orientations (FDO ou ODF). Cette fonction de distribution détermine la probabilité de trouver une inclusion selon une orientation donnée. Cette fonction, associée à la Fonction de Distribution de Longueur (FDL ou LDF) permettent une reconstruction fidèle du VER pour les calculs. Il est néanmoins rare de pouvoir obtenir l'ODF ou les tenseurs d'orientation d'ordre 4. Les simulations d'injection par exemple, permettent d'obtenir des tenseurs d'orientation d'ordre 2, ce qui est néanmoins suffisant.

Les orientations de chaque fibre étant alors connues au sein du VER, une homogénéisation peut alors être effectuée en deux étapes. La microstructure étant complexe et le modèle de Mori-Tanaka étant plus facilement applicable pour une orientation de fibre donnée, une décomposition en pseudo-grain du VER est effectuée afin d'éviter le maximum de fluctuations mathématiques. Ces pseudo-grains rassemblent dans chacun d'eux toutes les fibres ayant la même orientation dans un échantillon de matrice de telle sorte que la fraction volumique des fibres dans chaque grain soit équivalente à ce qui a été déterminé via l'ODF et le LDF.

Une homogénéisation par le modèle de Mori-Tanaka est alors possible dans chaque partie. Le comportement équivalent de chaque pseudo-grain déterminé, une seconde homogénéisation est ensuite réalisée sur ces différents comportements équivalents afin d'obtenir le VER homogénéisé, comme présenté en figure 4.6 :

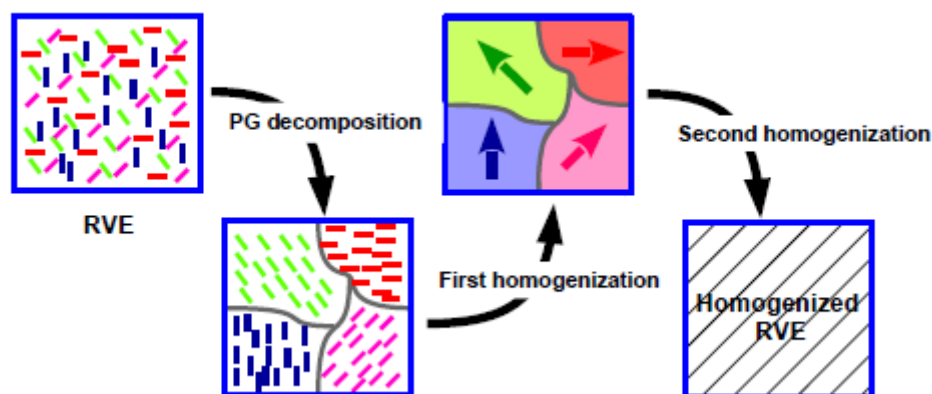


Figure 4.6 : Homogénéisation en deux étapes [123]

En général, la seconde homogénéisation est réalisée grâce au modèle de Voigt [143]. Ce modèle est donc utilisé pour satisfaire aux conditions imposées par la complexité du VER et pour les bonnes performances dont il fait preuve [144-148].

4.2.2.2. Méthodes de linéarisations

Les méthodes d'homogénéisation présentées sont toutes basées sur le principe d'Eshelby. Dans ces modèles micromécaniques, le comportement des phases est considéré élastique. Le comportement équivalent du milieu homogénéisé, caractérisé uniquement par un tenseur de rigidité équivalent est donc également supposé élastique. Or, le comportement mécanique de la matrice PPS observé en chapitre 2 n'est clairement pas uniquement élastique. Ce comportement a de ce fait été modélisé comme étant un comportement comprenant une partie inélastique ou pseudo-plastique en chapitre 3. De plus, bien qu'à température ambiante le composite puisse être assimilé à un matériau possédant un comportement purement élastique, une partie inélastique est observable et devient de plus en plus importante au fur et à mesure que la température augmente. Ainsi, afin de pouvoir réaliser des estimations du comportement du composite fidèles aux observations expérimentales pour toutes conditions testées, la considération du comportement non linéaire de la matrice est primordiale.

Il est possible de prendre en compte cette non-linéarité sans remettre en cause l'utilisation du modèle de Mori-Tanaka ou de la décomposition en pseudo-grains. En effet, la majorité des matériaux présentant des non linéarités dans leur comportement, très tôt des méthodes de linéarisation ont été développées et optimisées par la suite. Ces méthodes reposent sur une discrétisation du comportement inélastique de manière assez fine afin de pouvoir considérer chaque élément comme étant linéaire.

- **Méthodes sécantes**

Les méthodes sécantes ont été une des premières méthodes développées [150]. L'utilisation d'une méthode sécante a d'abord été destinée à modéliser les comportements élasto-plastique. Elles se basent sur la définition d'un tenseur des rigidités pour un état inélastique du matériau, comme illustré en figure 4.7 :

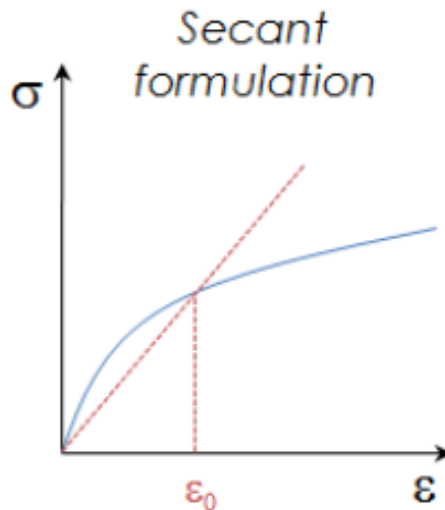


Figure 4.7 : Illustration du principe de la méthode sécante [149]

Une telle méthode permet d'approximer le comportement comme étant fonction de cet opérateur sécant :

$$\sigma = \mathbb{C}^{sec} : \varepsilon \quad (4.15)$$

Cette méthode étant assez simpliste, elle ne peut être appliquée que pour retrouver des comportements obtenus via des sollicitations monotones ou proportionnelles.

D'autres méthodes, plus générales, ont par la suite été développées afin de pouvoir considérer n'importe quel type de chargement ainsi que son historique.

- **Méthodes incrémentales**

La faiblesse de la méthode sécante résidait dans une approximation du module sécant qui pouvait être éloignée du comportement de base du matériau à définir, de par la définition linéaire de ce module à partir de l'origine de la courbe.

La méthode incrémentale, bien que mathématiquement proche des méthodes sécantes, s'affranchit de la dépendance à l'origine de la courbe de ces dernières, puisque la méthode incrémentale définit son point de départ à chaque incrément, comme illustré en figure 4.8 :

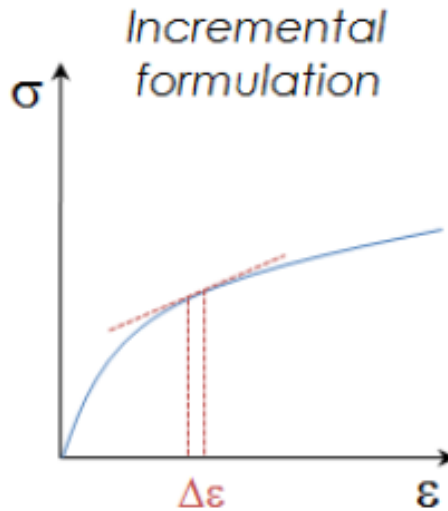


Figure 4.8 : Illustration du principe de la méthode incrémentale [149]

L'origine de la droite approximative du comportement étant évolutive, sous réserve d'incrément assez petits, la tangente ainsi calculée permet de représenter de manière bien plus précise le comportement inélastique. Par ailleurs, le formalisme de cette méthode reste simple, à l'instar de celui développé dans le cadre des méthodes sécantes :

$$\dot{\sigma} = \mathbb{C}^{tan} : \dot{\varepsilon} \quad (4.16a)$$

Cette méthode étant incrémentale, sa mise en application se fait de manière numérique. D'un point de vue numérique, le calcul de la dérivée se fait donc via une discrétisation :

$$\Delta\sigma \approx \mathbb{C}^{alg} : \Delta\varepsilon \quad (4.16b)$$

Cette méthode a montré de bons résultats lors de son application sur des matériaux elasto-plastiques et, de par sa prise en compte de la vitesse de déformation, peut également s'appliquer à des matériaux présentant des dépendances à ce paramètre, tels que les matériaux élasto-viscoplastiques [151-154].

- **Méthode affine**

La méthode affine se base également sur la définition d'un module tangent, comme la méthode incrémentale. Cependant, cette méthode diffère de la méthode incrémentale dans son formalisme de par sa relation pseudo-affine [155-157], comme illustré en figure 4.9 :

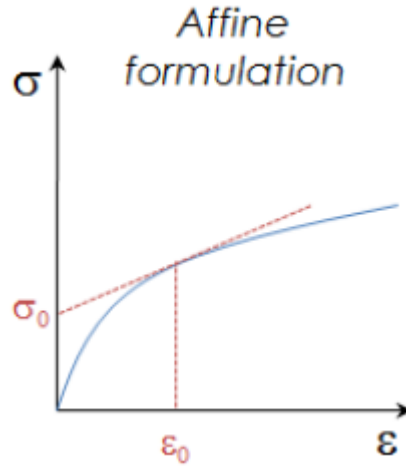


Figure 4.9 : Illustration du principe de la méthode affine [149]

Cette différence va se matérialiser par un formalisme mathématique qui va différer des méthodes précédentes par la présence d'un tenseur de contraintes polarisées, comme exprimé dans l'expression (4.17) :

$$\sigma = \mathbb{C}^{tan} : \varepsilon + \tau \quad (4.17)$$

Cette méthode, appliquée aux matériaux présentant un comportement élasto-viscoplastique, se révèle plus performante et plus fiable que la méthode incrémentale [158].

- **Méthode affine incrémentale**

Cette méthode a été développée par Doghri [159, 160] dans le but d'améliorer les performances de la méthode incrémentale sur des matériaux élasto-viscoplastiques. Sa particularité est de combiner des méthodes numériques de discrétisation et d'itération avec des méthodes analytiques de linéarisation. Dans la pratique, le comportement pour des déformations inélastiques est linéarisé pour chaque incrément tout en dépendant de l'incrément suivant. Les équations linéarisées sont ensuite résolues via la méthode implicite d'Euler. Cette méthode particulière de résolution est illustrée en figure 4.10, en comparaison avec les méthodes précédemment présentées.

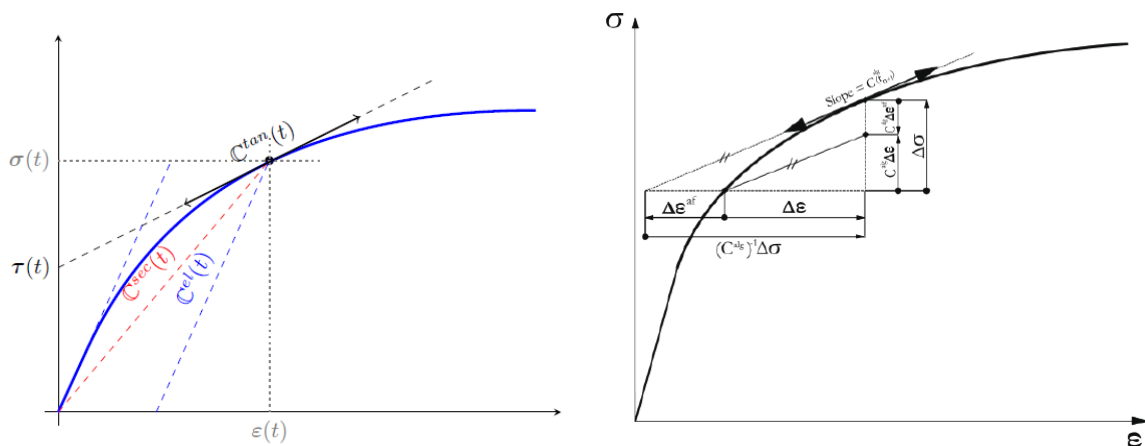


Figure 4.10 : Illustration du principe de la méthode affine incrémentale [149]

Cette méthode se traduit donc mathématiquement et numériquement par :

$$\Delta\sigma \approx \mathbb{C}^{alg} : (\Delta\varepsilon - \Delta\varepsilon^{aff}) \quad (4.18)$$

On retrouve alors un formalisme proche de celui de la méthode incrémentale tout en présentant également un tenseur de contraintes polarisées, comme dans le cas de la méthode affine qui offrait de bons résultats sur son application à des matériaux élasto-viscoplastiques. Pour les bons résultats qu'offre la méthode de linéarisation affine, cette dernière est utilisée afin de linéariser le modèle décrivant le comportement de la matrice PPS développé en chapitre 3.

Cette méthode a ensuite été généralisée plus tard pour une application aux matériaux viscoélasto-viscoplastiques. Le modèle développé en chapitre 3 ayant un formalisme simple, il n'a pas été nécessaire d'utiliser cette version de la méthode [161].

Les méthodes de linéarisation présentées sont dites du premier ordre. Ainsi, pour les matériaux inélastiques d'une manière générale, l'opérateur tangent est déterminé avec le champ de déformation moyen de chaque phase [162, 163].

Une variante dite du second-order a été développée afin de réduire de manière importante les fluctuations mathématiques et améliorer la précision de l'extrapolation sur les parties non-linéaires [140, 150]. Alors que les méthodes du premier ordre utilisent le champ de déformation moyen comme référence, la méthode du second ordre considère également la variance du champ de déformation. Cette information d'ordre statistique supplémentaire permet ainsi de mieux considérer la complexité du champ de déformation réel du matériau en n'étant plus restreint à sa seule moyenne.

4.2.3. Application

4.2.3.1. Comportement mécanique en fonction de l'orientation des fibres

Le modèle de Mori-Tanaka du second ordre a donc pu être appliqué, en 2 étapes, à notre matériau. Les données nécessaires pour procéder à l'homogénéisation sont listées dans le tableau 4.2 :

	Masse volumique (g/cc)	Module d'Young (MPa)	Limite élastique (MPa)	Module d'écrouissage (MPa)	Exposant d'écrouissage
PPS	1.34	2393.6	43	15.77	73.66
Fibre de verre	2.6	78510	/	/	/

Tableau 4.2 : Paramètres des constituants à 70°C

Les caractéristiques de la matrice sont celles observées en chapitre 2 et modélisées en chapitre 3. Le module d'Young du PPS est ainsi dépendant de la température :

$$C_0 = C_0^* e^{\delta_e \left(1 - \frac{T_{eq}}{T_0}\right)} \quad (4.19)$$

Les fibres de verre, dont le comportement est modélisé avec une loi de Hooke, sont caractérisées par un facteur de forme de 20.

Le résultat des prédictions, à température ambiante tout d'abord, est montré en figure 4.11 :

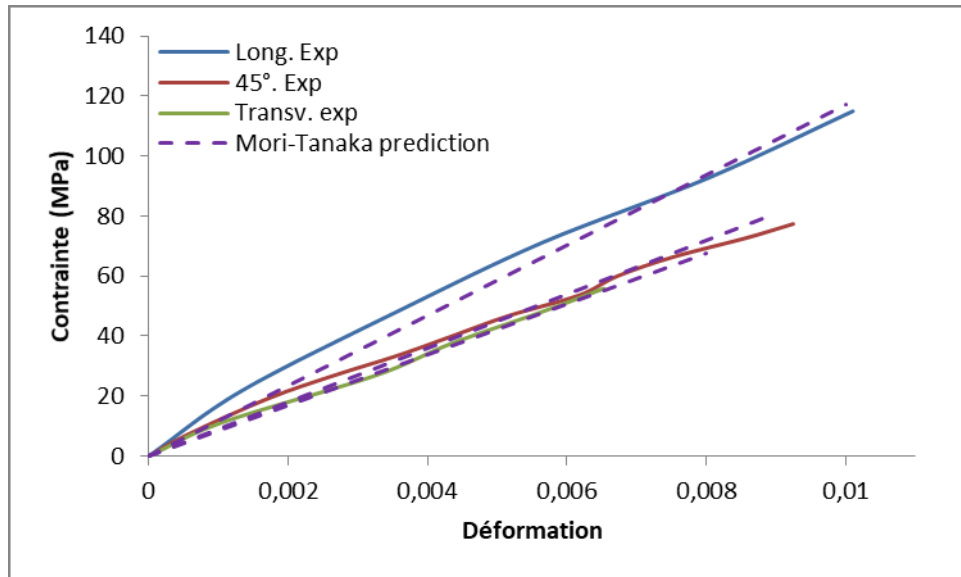


Figure 4.11 : Homogénéisation analytique à température ambiante

Le comportement du composite à température étant très fragile de par le taux élevé de fibres de verre, le modèle de Mori-Tanaka se montre très efficace, quelle que soit l'orientation des fibres.

4.2.3.2. Comportement mécanique en fonction de la température

Une extrapolation a ainsi pu être tentée en changeant la température. Pour se faire, comme précédemment, la température est le seul paramètre qui a été modifié. Changer cette température a pour effet de faire évoluer les propriétés de la matrice. Le verre pouvant résister à de très hautes températures, bien plus importantes que celles étudiées au cours de cette thèse, ses propriétés sont supposées constantes par rapport aux changements de températures imposés ici. Le résultat de cette extrapolation à 70°C est présenté en figure 4.12, en fonction de l'orientation des fibres :

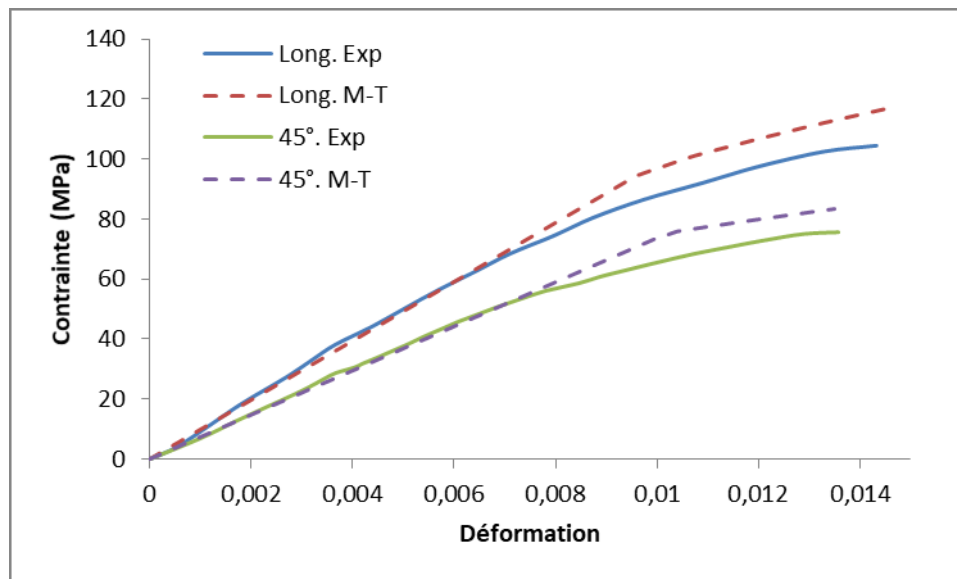


Figure 4.12 : Homogénéisation analytique à 70°C

Comme observé en chapitre 2 et modélisé en chapitre 3, la viscosité ayant une influence sur les caractéristiques mécaniques de la matrice à 70°C, cette influence sur le comportement global du composite se fait ressentir avec l'apparition d'une diminution du module d'Young et l'apparition d'une partie pseudo-viscoplastique. La partie élastique est estimée correctement par le modèle. Ainsi, même une fois homogénéisé, le modèle développé en chapitre 3 préserve ses bonnes capacités d'extrapolation. L'apparition d'une partie pseudo-viscoplastique permet également de valider la méthode de linéarisation incrémentale utilisée.

Sur cette dernière partie, un certain écart est constaté avec la courbe expérimentale. La linéarisation incrémentale est une des méthodes les plus efficaces à ce jour et a été utilisée à de très nombreuses reprises. Cependant, un écart est généralement observé entre la courbe expérimentale et la courbe homogénéisée. Ce phénomène peut être dû à des fluctuations mathématiques ou à des phénomènes qui ne sont pas pris en compte dans le modèle d'homogénéisation, comme l'endommagement.

4.2.3.3. Comportement mécanique vieilli

L'homogénéisation a ensuite été appliquée à une matrice PPS vieillie renforcée de fibres de verre. Comme montré en figure 4.13, pour une homogénéisation dans le sens longitudinal, la prédiction est très loin des résultats expérimentaux :

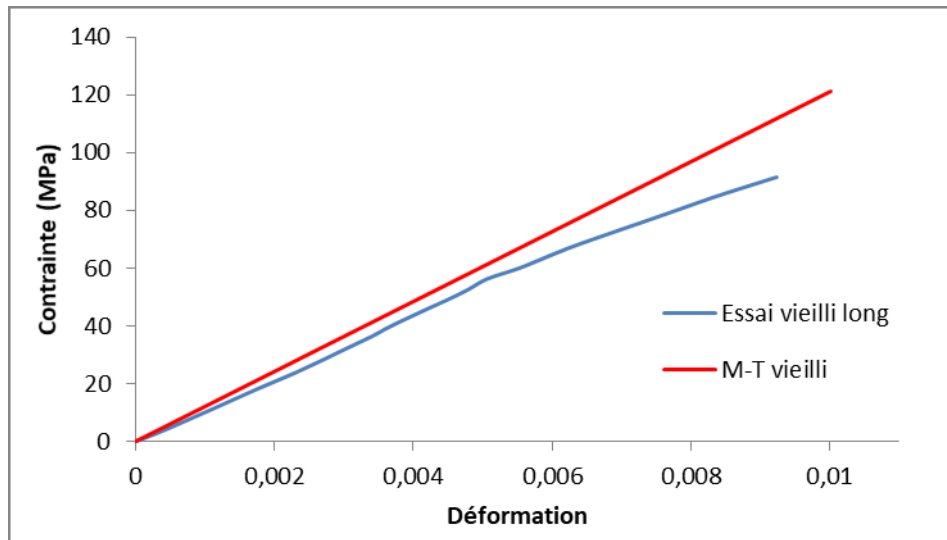


Figure 4.13 : Homogénéisation analytique sur un échantillon vieilli dans le sens longitudinal des fibres

En effet, le modèle surestime les propriétés réelles du matériau vieilli. Ceci est dû au fait que, comme observé en chapitre 2, la matrice va gagner en raideur à la suite du vieillissement. Ainsi, de la même façon, la prédiction du modèle de Mori-Tanaka sera plus rigide à l'état vieilli qu'à l'état neuf, comme montré en figure 4.14 :

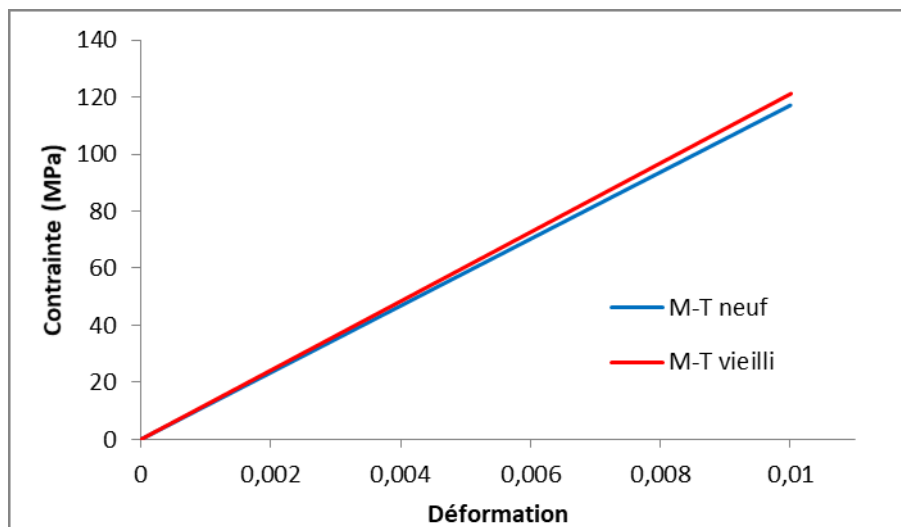


Figure 4.14 : Comparaison des résultats de l'homogénéisation pour un échantillon neuf et un échantillon vieilli sollicité dans le sens longitudinal des fibres

Une dichotomie entre les comportements du composite et de la matrice soumis au vieillissement a néanmoins été observée en chapitre 2. En effet, bien que la matrice présentait une plus grande raideur après vieillissement, le contraire a été observé sur le composite, puisque ses propriétés ont diminué. Cette dichotomie est plus prononcée pour une orientation moyenne longitudinale des fibres, puisque l'homogénéisation appliquée au composite orienté transversalement montre des résultats acceptables comme montré en figure 4.15, et comme escompté suite aux constatations faites à partir de la courbe 2.22 :

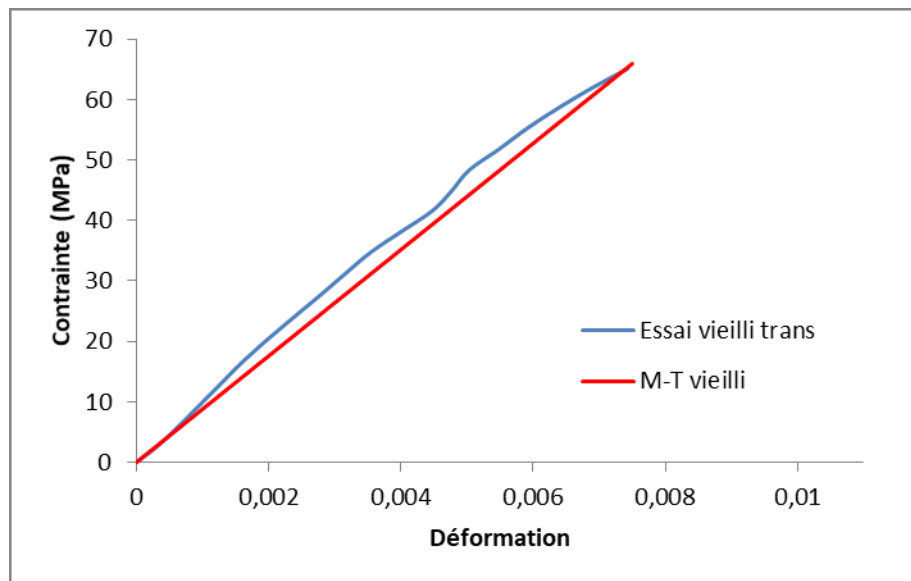


Figure 4.15 : Extrapolation de l'homogénéisation analytique pour une orientation transversale des fibres d'un matériau vieilli

4.2.4. Conclusions

Cette section a présenté l'extrapolation du modèle développé en chapitre 3 à l'échelle du composite par l'intermédiaire du modèle de Mori-Tanaka. A température ambiante, l'extrapolation à l'aide de Mori-Tanaka donne entière satisfaction. A 70°C, il est constaté que le modèle développé conserve ses capacités prédictives une fois homogénéisé. La partie élastique est en effet prédite avec grande précision mais un décalage est observé sur la partie pseudo-viscoplastique entre la courbe homogénéisée et la courbe expérimentale. Cet écart peut être imputé aux fluctuations mathématiques induites par la méthode de linéarisation incrémentale ou des phénomènes d'endommagement, phénomènes qui ne sont pas considérés dans le procédé d'homogénéisation. Enfin, l'extrapolation des propriétés mécaniques de la matrice vieillée à l'échelle du composite n'est pas acceptable en raison de la différence notable de réaction à un même vieillissement de la matrice et du composite, à plus forte raison pour une orientation longitudinale. En effet, alors que la matrice se voit rigidifiée par le vieillissement, le composite voit ses propriétés diminuer.

La différence notable entre le PPS et le PPS renforcé est la présence ou non de fibres. Il est raisonnable de penser que le verre n'est pas sensible aux effets d'un tel vieillissement. Ainsi, il est très probable que la source d'une telle différence de comportements provienne d'un endommagement provoquant une diminution de la cohésion entre les fibres et la matrice, entraînant la perte d'effet de renfort et dégradant de fait le comportement global du composite.

La prochaine section présente la construction d'un modèle numérique par la méthode des éléments finis ayant pour but de vérifier cette hypothèse de présence d'endommagement et de quantifier son impact sur les propriétés du composite.

4.3. Modélisation de l'endommagement par la méthode des éléments finis

4.3.1. Modélisation du VER

La décohésion des fibres de verre avec la matrice PPS, engendrée par l'endommagement de l'interface entre ces deux entités, est un phénomène local déjà observé expérimentalement et présenté en chapitre 1 et qui commence à être investigué numériquement pour des sollicitations monotones [129, 164-184] :

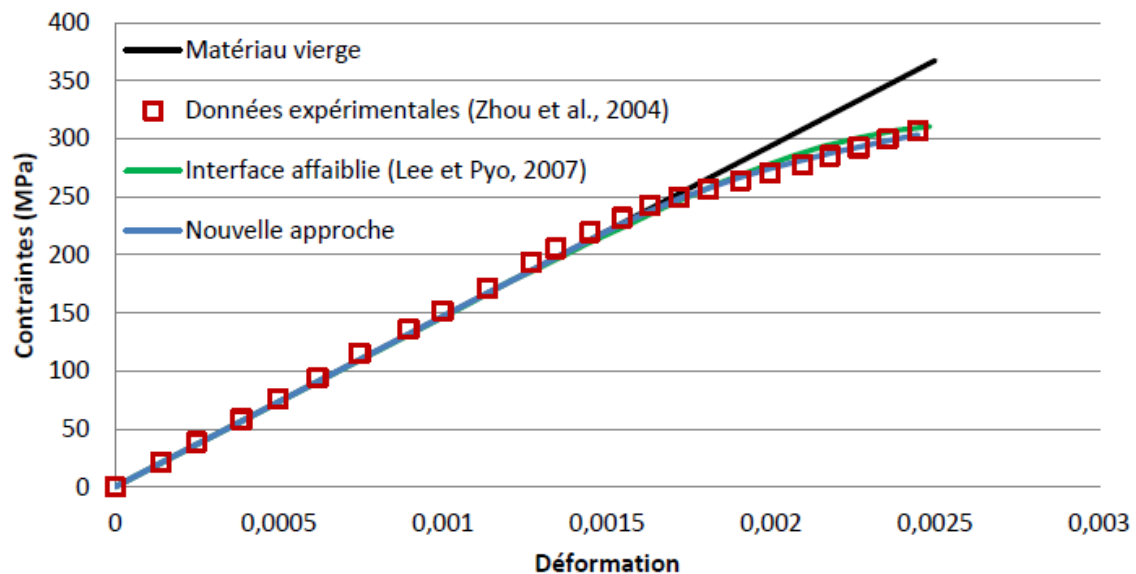


Figure 4.16 : Influence de l'endommagement aux interfaces sur le comportement d'un composite d'aluminium renforcé de particules d'oxyde d'aluminium [129]

Le meilleur moyen de l'estimer est donc de le modéliser par la méthode des éléments finis. Pour se faire, la construction du modèle se base sur le VER précédemment défini. Travailler sur le VER permet de ne pas avoir à effectuer le calcul sur l'éprouvette complète et entraîne ainsi un gain considérable de temps de calcul, tout en permettant d'effectuer des corrélations avec les résultats expérimentaux. Le VER définissant la géométrie d'éprouvette et sa microstructure cœur-peau, déjà utilisé pour l'homogénéisation analytique, est présenté en figure 4.17 :

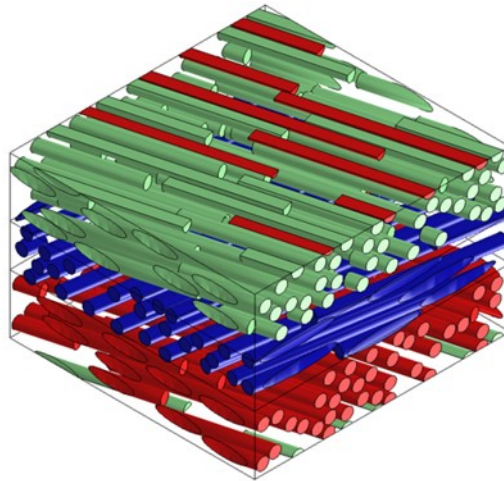


Figure 4.17 : Modélisation géométrique du VER des échantillons

Les trois couches qui composent le VER correspondent à l'orientation moyenne de chaque partie de la microstructure cœur-peau du matériau. Dans un premier temps, le VER a été modélisé tel qu'utilisé pour réaliser l'homogénéisation analytique afin de s'assurer que le modèle par la méthode des éléments finis donne bien des résultats équivalents [185], c'est-à-dire des fibres ayant le même facteur de forme que précédemment et de forme sphéro-cylindriques, comme montré en figure 4.18, par rapport à la taille du VER.

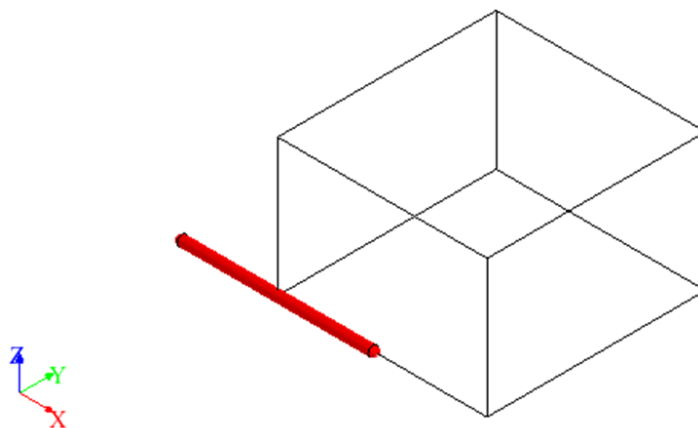


Figure 4.18 : Modélisation géométrique des fibres

4.3.2. Conditions aux limites

L'étape suivante consiste à définir les conditions aux limites de la modélisation par la méthode des éléments finis. Plusieurs options se présentent :

- Des conditions aux limites de type Dirichlet. Ce type de conditions aux limites induit des contraintes cinématiques multipoints. De fait, les huit points situés aux extrémités du VER servent de nœuds de contrôle, sur lesquels les déplacements sont appliqués. Ce type peut donc entraîner une certaine perte d'information puisque les déplacements des autres nœuds sont déduits par interpolation bilinéaire à partir des nœuds de contrôle.
- Des conditions aux limites mixtes. Ce type de conditions aux limites induit une contrainte sur une face du VER, laissant les autres faces libres. Ainsi, six nœuds sont définis sur la surface contrainte, associées à leurs équations liées à leurs degrés de liberté. La différence entre ces conditions aux limites mixtes et celles de Dirichlet est que, le type mixte présentant des surfaces libres, le déplacement des nœuds y sera plus libre, comme présenté en figure 4.19 :

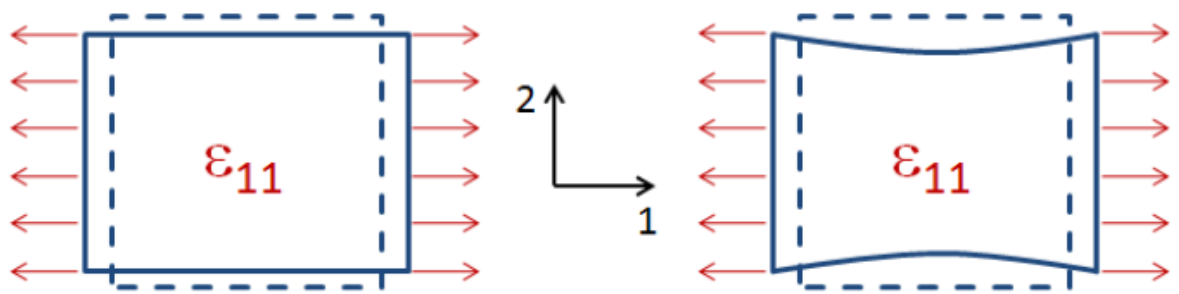


Figure 4.19 : Conditions aux limites de type Dirichlet [149]

- Les conditions aux limites périodiques. Ces conditions sont définies par des conditions imposées sur toutes faces, de manière périodique. Les nœuds de contrôle sont définis avec des équations de degrés de liberté liés aux nœuds correspondants sur la face opposée. De fait, cette liaison des nœuds permet une interpolation plus fiable et plus précise, comme montré en figure 4.20 :

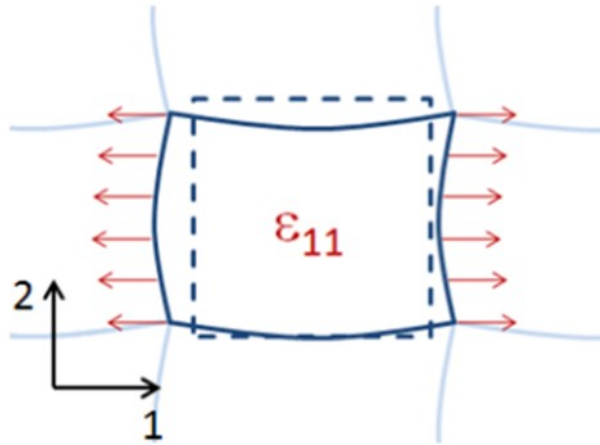


Figure 4.20 : Conditions aux limites de type périodiques [149]

Des conditions aux limites de type périodiques ont ainsi été appliquées au modèle éléments finis. En plus d'être reconnu comme étant le type de conditions aux limites donnant les meilleurs résultats par rapports aux conditions aux limites de Dirichlet et mixtes [149], ce type permet de rendre la convergence plus rapide.

4.3.3. Maillage

Ce modèle considérant une interface parfaite étant assez simple, un maillage mixte a été appliqué pour un montant d'environ 405 000 éléments et 700 000 nœuds, comme montré en figure 4.21 :

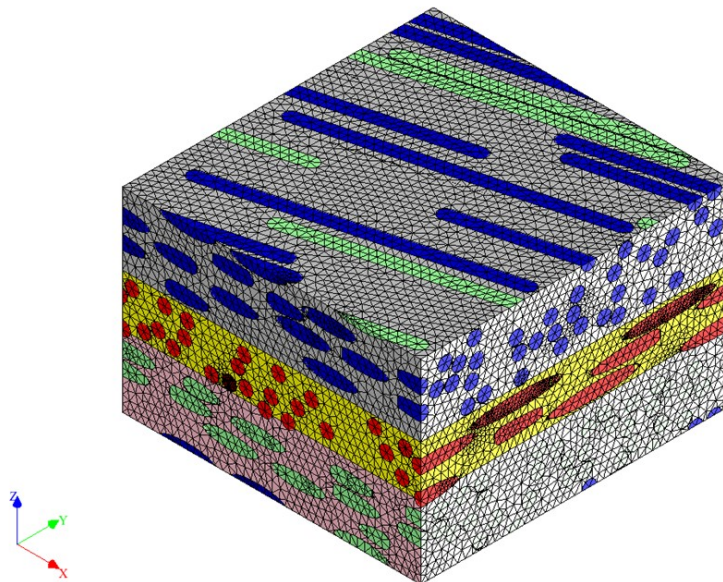


Figure 4.21 : Maillage du VER avec interfaces supposées parfaites

4.3.4. Validation du modèle

Une déformation a ensuite été appliquée au VER, avec une vitesse de déformation fixée à $1.10^{-3}s^{-1}$. Le maillage relativement fin appliqué au VER permet d'obtenir des résultats équivalents à ceux obtenus avec l'homogénéisation analytique, quelle que soit l'orientation des fibres, comme présenté en figure 4.22 :

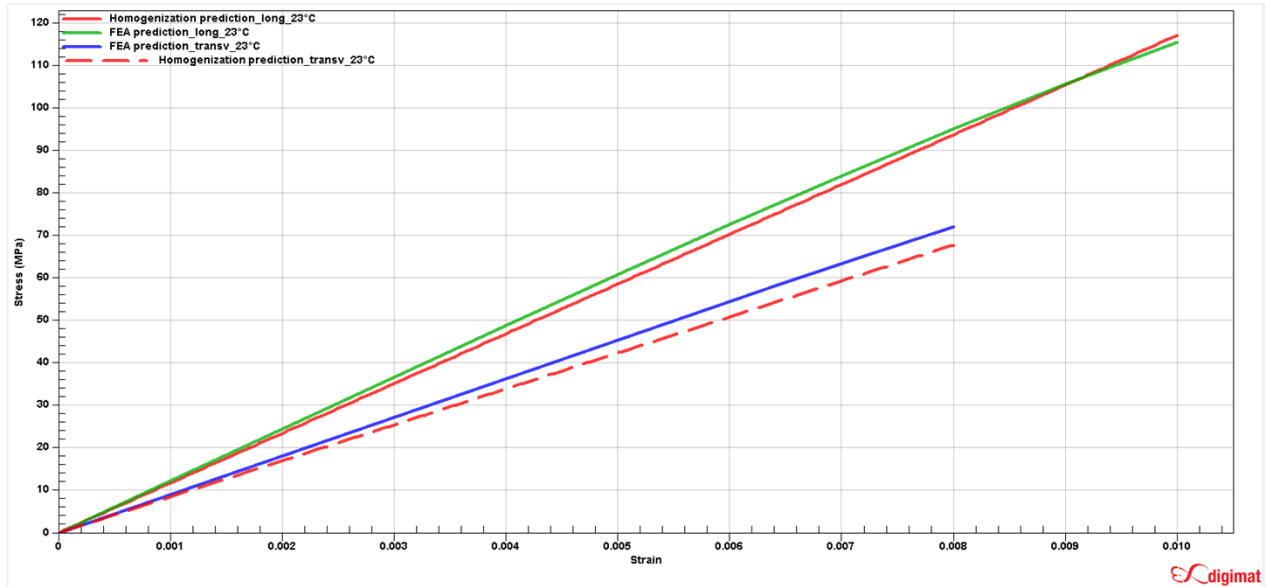


Figure 4.22 : Comparaison du comportement obtenu entre l'homogénéisation analytique et numérique

Une très légère augmentation de la raideur est observée par rapport au résultat analytique, qui peut être due au maillage et/ou aux conditions aux limites appliquées sur le VER obtenu numériquement. De la même manière que pour l'homogénéisation analytique, la température a ensuite été fixée à 70°C afin de vérifier les capacités d'extrapolation du modèle.

La comparaison des résultats expérimentaux, l'homogénéisation analytique et l'homogénéisation par la méthode des éléments finis présenté en figure 4.23 montre, comme escompté, des résultats équivalents entre l'extrapolation analytique et numérique.

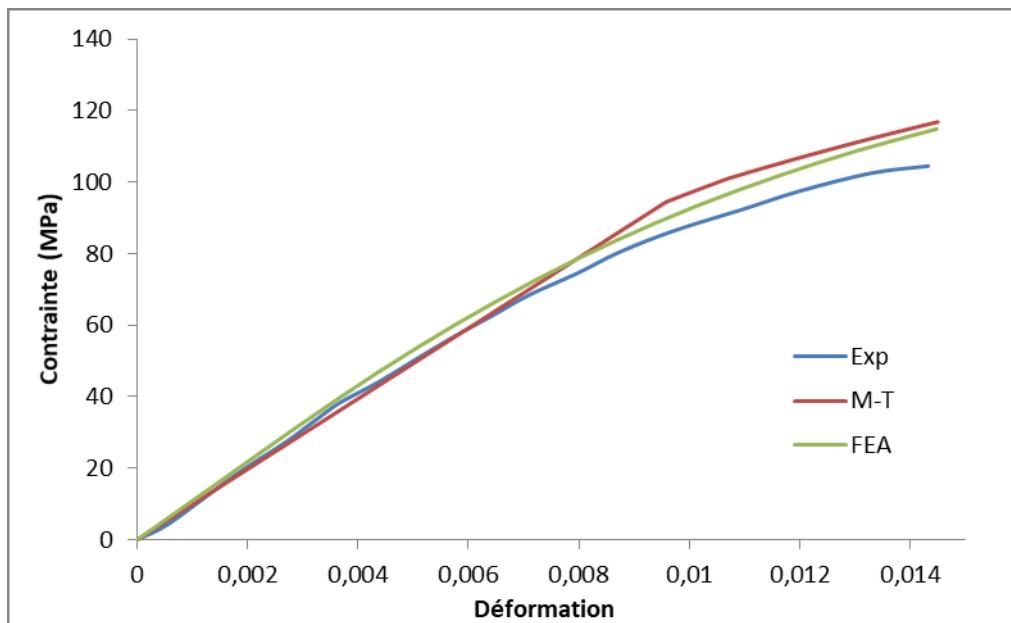


Figure 4.23 : Comparaison des résultats expérimentaux, analytiques et numériques pour un matériau sollicité dans le sens longitudinal des fibres à 70°C

L'écart observé entre l'homogénéisation analytique et la courbe expérimentale se retrouve lors de l'homogénéisation numérique. Ce résultat était attendu puisque les paramètres utilisés pour l'homogénéisation par la méthode des éléments finis sont les mêmes que ceux utilisés pour l'homogénéisation avec la méthode de Mori-Tanaka. Ces résultats équivalents permettent ainsi de valider la construction du modèle numérique, des paramètres liés aux matériaux, au maillage, en passant par le choix des conditions aux limites.

4.3.5. Zone cohésive

4.3.5.1. Modélisation et maillage

La modélisation de l'endommagement à proximité des fibres est réalisée par l'ajout d'une interphase cohésive entre les fibres et la matrice. Il est également possible de modéliser une zone cohésive en tant qu'interface. Cependant, des observations expérimentales par microscopie électrique à balayage présentées en chapitre 1 ont déjà montré sur des échantillons de PA66 qu'un léger film de matrice était présent sur la fibre après que celle-ci se soit décollée du reste de la matrice. La modélisation d'une interphase permettant un plus grand volume dommageable de par sa plus grande épaisseur autour, elle est ainsi en accord avec les observations expérimentales en n'étant pas limité à la stricte interface entre la fibre et la matrice.

L'interphase cohésive a ainsi été modélisée avec une épaisseur relative arbitraire de 5% par rapport au diamètre de la fibre. Le VER comprenant la zone cohésive est présenté en figure 4.24 :

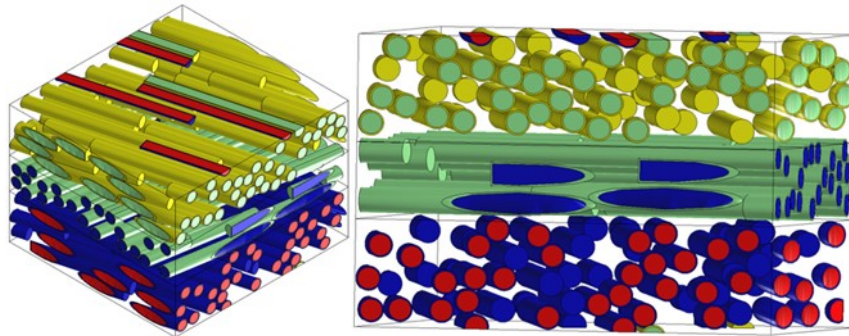


Figure 4.24 : Modélisation géométrique du VER avec interphase

L'épaisseur de cet enrobage est dite relative car elle est calculée relativement par rapport au rayon de l'inclusion. Ce rayon est défini comme étant la moitié de la taille de l'inclusion divisée par son facteur de forme.

L'interphase cohésive étant vouée à modéliser un endommagement, cette zone nécessite un maillage plus fin que le reste du modèle afin de permettre la convergence des résultats et être garant de leur précision. Le maillage de l'interphase est présenté en figure 4.25 :

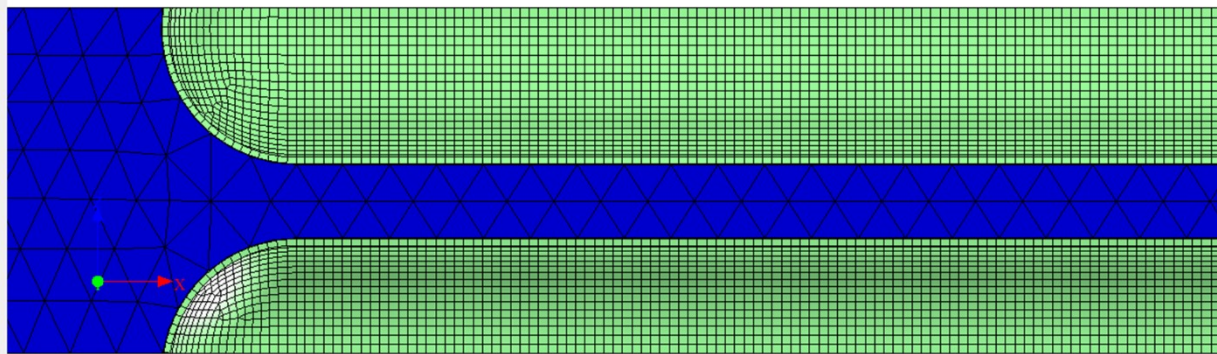


Figure 4.25 : Maillage de l'interphase

Afin d'éviter toute altération des résultats, le maillage des fibres et de la matrice est resté inchangé du fait des résultats satisfaisants obtenus dans la section précédente. Le maillage global du VER avec interphase comprend 1300000 éléments.

4.3.5.2. Loi de traction - séparation

La modélisation des interphases cohésives passe souvent par la définition d'une loi de traction-séparation [186]. Ces lois se basent sur la dissipation d'énergie produite lors de l'apparition de plasticité ou de propagation de fissure à l'interface étudiée. Le comportement de cette interface est déterminé par une phase élastique linéaire, suivi par l'initiation puis la propagation de l'endommagement. La description de la propagation de l'endommagement peut se faire de différentes manières. Cependant, la définition de cette loi est généralement faite à priori, de par les difficultés pouvant être rencontrées lors de la détermination expérimentale. Le modèle utilisé ici est donc une loi de traction – séparation bilinéaire tel que décrit par la figure 4.26 :

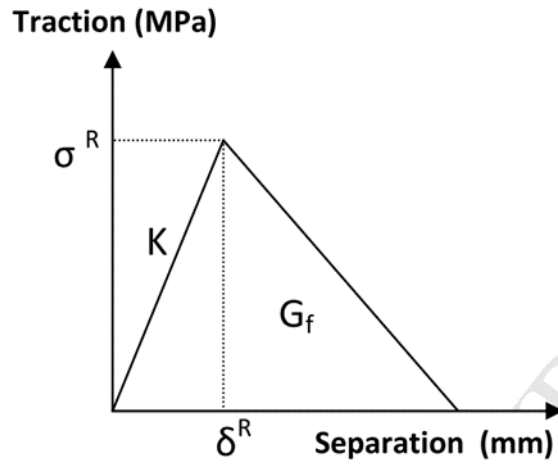


Figure 4.26 : Loi de traction - séparation

La loi choisie se caractérise par deux paramètres : σ^R qui représente la contrainte d'amorçage de l'endommagement et δ représente l'ouverture maximale à partir de laquelle la rupture de l'élément est considérée comme totale. Le comportement linéaire avant endommagement est caractérisé comme suit :

$$t = \begin{Bmatrix} t_n \\ t_s \\ t_t \end{Bmatrix} = \begin{bmatrix} K_{nn} & K_{ns} & K_{ts} \\ K_{sn} & K_{ss} & K_{st} \\ K_{tn} & K_{ts} & K_{tt} \end{bmatrix} \begin{Bmatrix} \varepsilon_n \\ \varepsilon_s \\ \varepsilon_t \end{Bmatrix} = K \varepsilon \quad (4.20)$$

Où les composantes de la déformation sont données par :

$$\varepsilon_n = \frac{\delta_n}{T_0}, \varepsilon_s = \frac{\delta_s}{T_0}, \varepsilon_t = \frac{\delta_t}{T_0} \quad (4.21)$$

Où δ_n, δ_s et δ_t sont les composantes de déplacement entre la face supérieure et inférieure de l'élément cohésif. Ici, T_0 désigne l'épaisseur initiale de l'interphase. Dans l'implémentation, seuls K_{nn}, K_{ss} et K_{tt} sont non nuls et sont considérés égaux.

Comme présenté en figure 4.26, l'initiation d'endommagement est déterminée via une contrainte maximale, car cette valeur peut être plus facilement déduite du comportement de la matrice plastique. En effet, afin de préserver autant que possible le sens physique du modèle, la loi de traction – séparation doit se rapprocher autant que faire se peut du comportement de la matrice plastique, dans laquelle les inclusions sont entourées. Cette valeur de contrainte maximale pour laquelle l'endommagement va s'amorcer est ainsi égale à la contrainte maximale admissible par la matrice plastique. Ce critère de contrainte maximale peut être décrit par :

$$\max \left\{ \frac{\langle t_n \rangle}{t_n^0} + \frac{t_s}{t_s^0} + \frac{t_t}{t_t^0} \right\} = 1 \quad (4.22)$$

Les expressions entre crochets définissent la prise en compte uniquement des valeurs positives puisque les chargements en compression n'induisent pas d'endommagement.

L'apparition d'endommagement se manifeste par une diminution du comportement élastique de la zone cohésive, à mesure que l'endommagement se propage. L'influence de l'accumulation d'endommagement sur le comportement de la zone cohésive est supposée linéaire et est décrit comme suit :

$$t_n = \begin{cases} (1 - D)\bar{t}_n, & \bar{t}_n \geq 0 \\ \bar{t}_n, & \text{sinon} \end{cases} \quad (4.23)$$

$$t_s = (1 - D)\bar{t}_s, \quad (4.24)$$

$$t_t = (1 - D)\bar{t}_t, \quad (4.25)$$

Où D est un paramètre scalaire désignant l'accumulation d'endommagement

Enfin, l'évolution de ce paramètre D est présumé linéaire en fonction du coefficient δ et est décrit par :

$$D = \frac{\delta_m^f(\delta_m^{max} - \delta_m^0)}{\delta_m^{max}(\delta_m^f - \delta_m^0)} \quad (4.26)$$

Où δ_m^f désigne la séparation effective à rupture, δ_m^0 représente la séparation à l'amorçage et δ_m^{max} quantifie la séparation maximale atteinte sous le chargement appliqué. Ainsi, le paramètre δ spécifié dans le logiciel représente la séparation entre la séparation à rupture et celle provoquant l'amorçage :

$$\delta = \delta_m^f - \delta_m^0 \quad (4.27)$$

4.3.6. Influence des paramètres et validation

La loi de traction-séparation choisie est définie par le coefficient δ , définissant l'ouverture maximale de l'élément à partir de laquelle l'endommagement va commencer à se propager. La sensibilité des propriétés mécaniques du composite sera donc directement liée à la valeur du coefficient. La sensibilité du composite à l'endommagement a été déterminée en étudiant l'évolution de la contrainte maximale admissible du matériau en fonction de δ . Les résultats de cette étude de sensibilité sont présentés en figure 4.27.

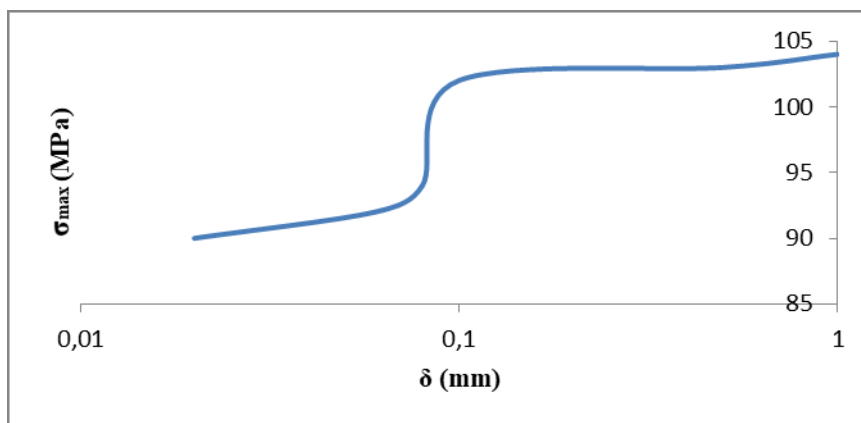


Figure 4.27 : Influence du paramètre δ sur la contrainte maximale admissible du matériau sollicité dans le sens longitudinal des fibres à 70°C

Les simulations ont été réalisées pour une température de sollicitation de 70°C. Deux zones sont identifiées. Pour des déplacements acceptables très faibles, l'ouverture de la fissure se déclenchera de fait très rapidement, aboutissant à une rupture fragile du matériau. Plus le déplacement acceptable est élevé, plus l'ouverture de la fissure s'en retrouvera retardé amenant ainsi à une propagation d'endommagement plus progressive et donc à une rupture ductile. De par la pseudo-plasticité observée en chapitre 2 et modélisée en chapitre 3 pour cette température, l'endommagement de l'interface est ductile [187]. De ce fait, la valeur de δ a ainsi été arbitrairement fixée à 0,1.

A température ambiante par contre, la prédominance du comportement du verre induisant un comportement fragile, la distance de séparation acceptable ne peut pas être identique. L'évolution du paramètre δ a pu être estimée en comparant les résultats des simulations avec les courbes expérimentales. Cette évolution est présentée en figure 4.28 :

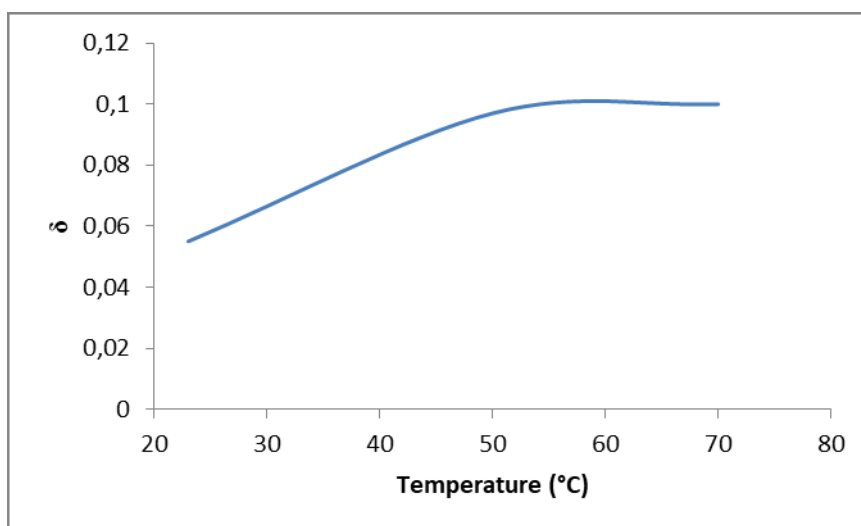


Figure 4.28 : Influence de la température sur le coefficient δ

La viscosité ayant un impact de plus en plus important au fur et à mesure que la température augmente, les déplacements acceptables et déformations maximales augmentent. De ce fait, les ruptures devenant ductiles, cet effet se fait ressentir sur la valeur de δ .

La définition du comportement de la zone cohésive se base ainsi entièrement sur le comportement mécanique de la matrice PPS. En effet, la loi de traction séparation considère un matériau de même densité, de même module d'Young et de même contrainte maximale admissible que la matrice PPS. Le coefficient δ est fixé à 0,1 en cas de rupture ductile et inférieur à 0,1 en cas de comportement fragile. Tous ces paramètres sont donc dépendants, au même titre que ceux définissant le comportement de la matrice, à la température.

Un exemple de paramètres de définition de la loi de traction-séparation est donné dans le tableau 4.3, pour une température de 70°C.

	Paramètres généraux	Loi de traction-séparation	Initiation de l'endommagement	Evolution de l'endommagement
	Densité (g/cc)	Module d'Young (MPa)	Contrainte maximale admissible (MPa)	Déplacement à rupture
Matériau cohésif	1.34	2393.6	59	0.1

Tableau 4.3 : Paramètres mécanique du matériau cohésif à 70°C

La loi de traction-séparation ne permet cependant pas de reproduire parfaitement le comportement de la matrice puisque la loi de traction-séparation ne se base que sur un module d'Young et une contrainte maximale admissible. Ainsi, l'épaisseur de la zone cohésive doit être déterminée de telle sorte à ce que le comportement de l'enrobage n'influe pas sur les propriétés mécaniques macroscopiques du composite.

L'influence de l'épaisseur de la zone cohésive a été étudiée et est présentée en figure 4.29 :

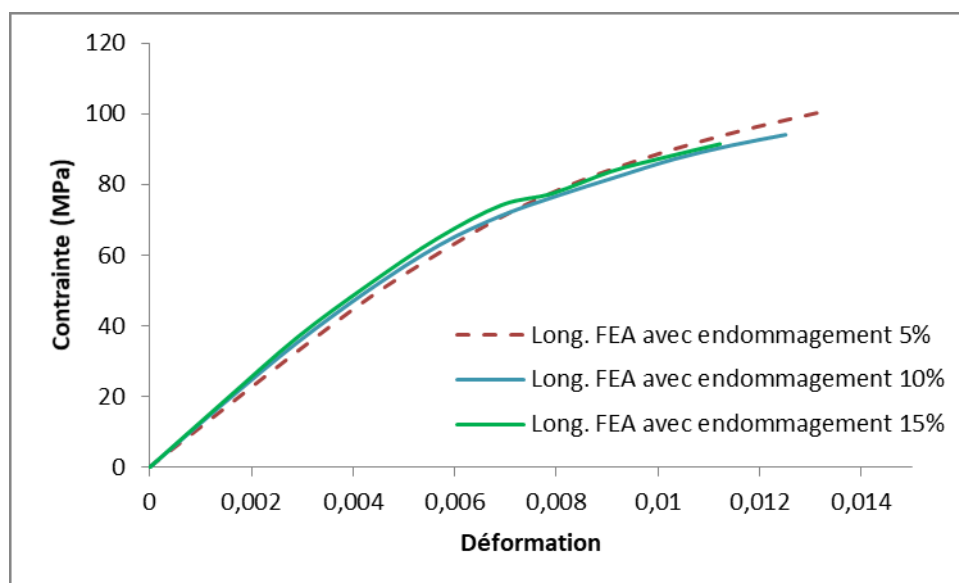


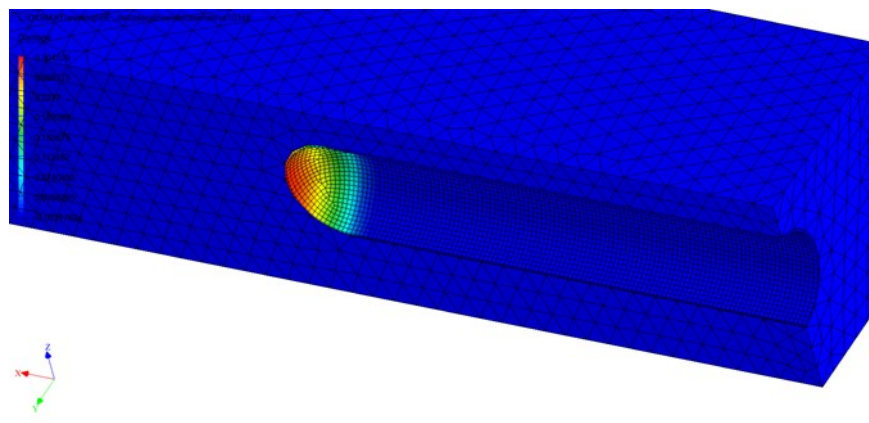
Figure 4.29 : Influence de l'épaisseur de la zone cohésive sur les propriétés effectives du composite sollicité dans le sens longitudinal des fibres à 70°C

Considérer une zone cohésive trop épaisse revient à faire perdre un certain sens physique au modèle, puisque le but de cette interphase est de simuler l'endommagement de l'interface fibre/matrice uniquement. De plus, les effets de pseudo-plasticité ne figurant pas dans la loi de traction-séparation, une proportion trop importante de cette zone cohésive pourrait influencer sur le comportement mécanique macroscopique du composite. Néanmoins, les résultats de l'étude comparative montrés en figure 4.29 montrent une influence moindre de cette épaisseur sur le comportement macroscopique du composite. Cette faible influence peut s'expliquer par le comportement défini dans la loi de traction-séparation qui se veut être le plus proche de celui de la matrice. D'autre part, l'absence de la considération du comportement pseudo-plastique dans cette zone ne se fait pas ressentir de par la faible fraction volumique que la zone cohésive représente à l'échelle du VER. En effet, sur une plage d'épaisseurs relatives allant de 5% à 15%, la fraction volumique de l'interphase dans le VER varie entre 1,4% et 4,48%. Les légères différences observées peuvent être également partiellement imputées au maillage qui a dû être très légèrement allégé dans la matrice et le renfort pour des épaisseurs importantes de l'interphase de par le grand nombre d'éléments supplémentaires induits dans cette zone.

L'épaisseur relative de la zone cohésive a ainsi été maintenue à 5%, cette valeur permettant de limiter la taille de la zone cohésive. Cette zone étant maillée finement, la réduire permet d'alléger le modèle tout en maintenant la précision des résultats.

4.3.7. Identification du système d'endommagement

Une fois les paramètres déterminés, les calculs ont pu être lancés. L'analyse des résultats a montré la présence d'un certain endommagement dans l'interphase cohésive. La localisation de cet endommagement est présentée en figure 4.30 :



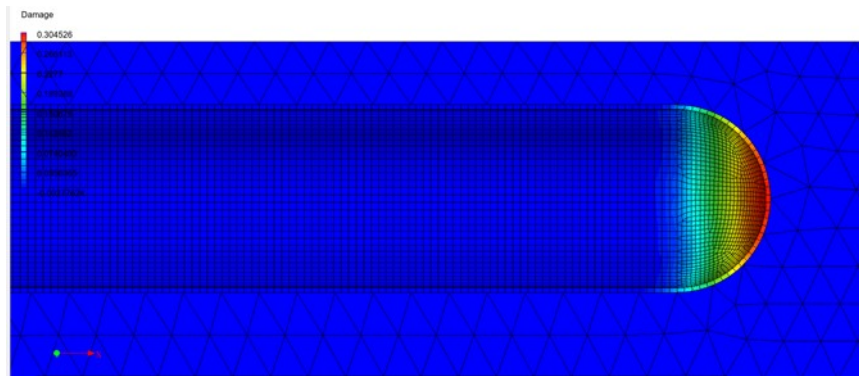


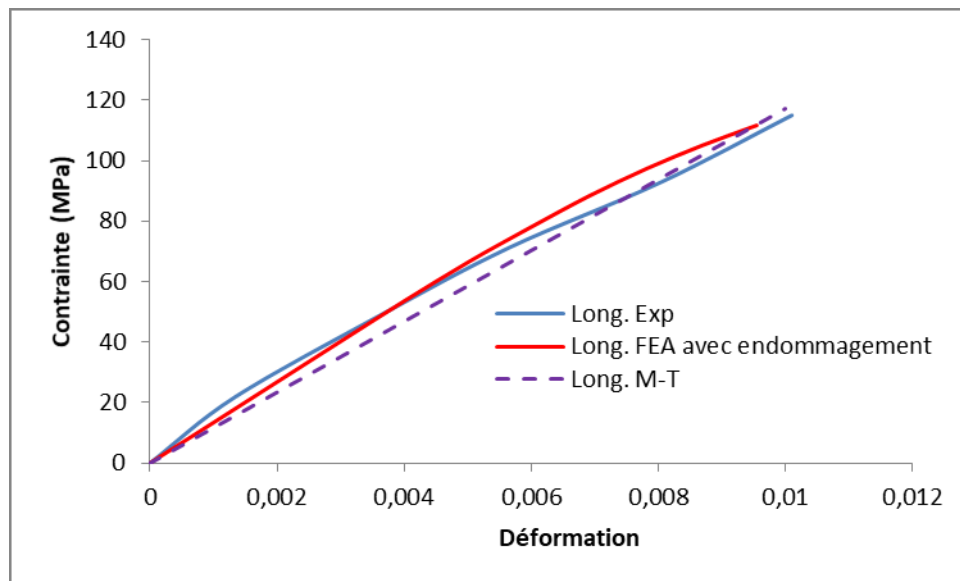
Figure 4.30 : Observation des micro-cracks en bout de fibre obtenus numériquement

L'endommagement constaté est concentré à l'extrémité des fibres. Ces résultats tendent donc à montrer que, premièrement, lors de sollicitations monotones, un endommagement au niveau des fibres peut apparaître. D'autre part, cet endommagement constaté est concentré en bout de fibres. Ce type d'endommagement en bout de fibre a déjà été identifié dans de précédentes études présentées en chapitre 1 et est considéré comme étant le type d'endommagement le plus courant à l'origine de la propagation de fissures.

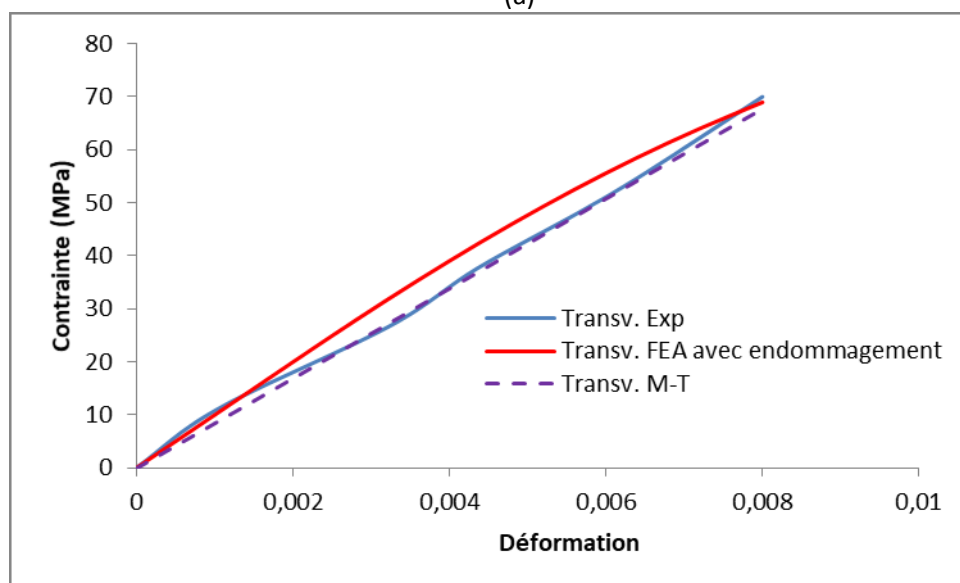
4.3.8. Impact de la décohésion fibres/matrice sur les propriétés mécaniques du composite

L'endommagement en bout de fibre constaté dans la section précédente vient affaiblir la cohésion des fibres avec la matrice plastique. Cette perte partielle de cohésion entraîne de fait une certaine perte de l'intérêt du renfort. Du fait de l'évolution linéaire utilisée dans la loi de traction-séparation, l'impact de cet endommagement sur le comportement macroscopique du matériau est progressif.

A 23°C, seul un très faible changement est observé, de par l'absence de zone pseudo-plastique du matériau à cette température notamment. Les courbes obtenues pour un calcul réalisé à température ambiante sont donc équivalentes aux courbes obtenues sans endommagement, que ce soit de manière analytique ou numérique, et parfaitement en accord avec les résultats expérimentaux comme montré en figure 4.31 et ce, quelle que soit l'orientation préférentielle des fibres :



(a)



(b)

Figure 4.31 : Résultats numériques avec endommagement à 23°C et comparaison avec les résultats donnés par l'homogénéisation analytique et les résultats expérimentaux pour une orientation (a) longitudinale et (b) transversale des fibres

Le même léger écart que celui souligné en figure 4.29 entre résultats numériques et expérimentaux est observé. Cet écart est néanmoins acceptable et permet d'obtenir le meilleur compromis entre temps de calcul, convergence des résultats et précision de ces derniers. Ce même calcul a ensuite été mené à 70°C, où un net écart avait été observé entre la courbe expérimentale et la courbe simulée numériquement. Ce résultat est présenté en figure 4.32 pour une orientation majoritairement longitudinale des fibres :

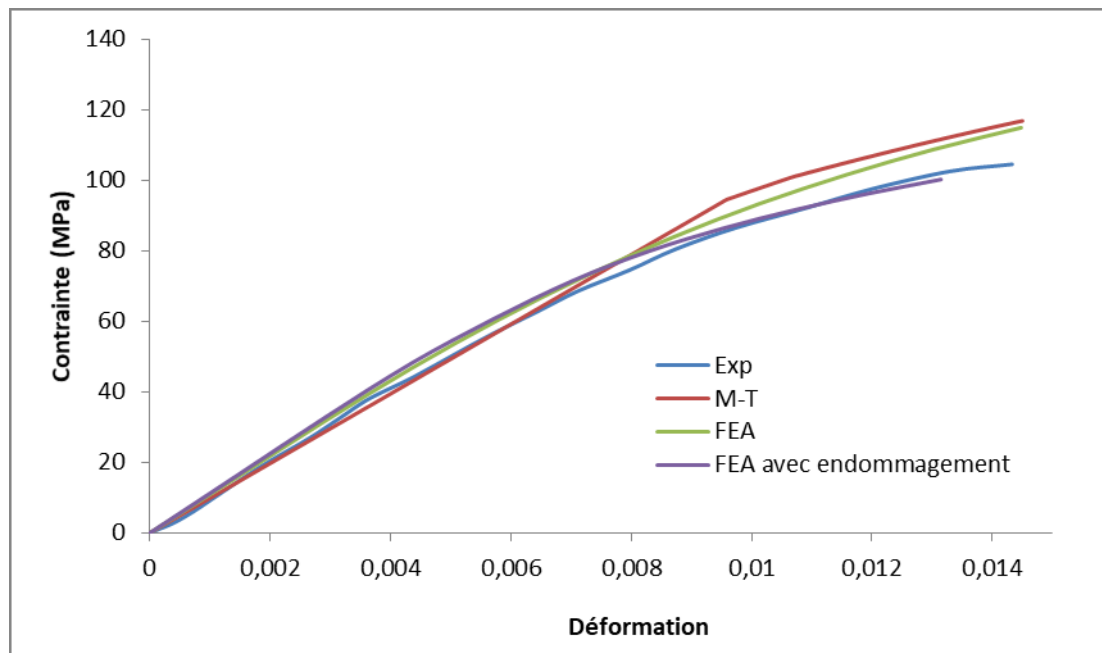


Figure 4.32 : Résultats numériques avec endommagement à 70°C et comparaison avec les résultats numériques sans endommagement, ceux donnés par l'homogénéisation analytique et les résultats expérimentaux pour une orientation longitudinale des fibres

Ici, la rupture étant ductile, l'endommagement est de fait nettement plus sensible sur le comportement du matériau. L'endommagement apparaissant lorsque la contrainte maximale de la matrice est atteinte, ce phénomène débute localement dans les zones de concentrations de contraintes et augmente au fur et à mesure que la déformation macroscopique augmente. Ceci explique une courbe résultante équivalente à la courbe obtenue sans modèle d'endommagement dans la partie élastique suivi d'un comportement pseudo-plastique moins résistant dû à la propagation d'endommagement local en bout de fibres.

Cette méthode de calcul a été répétée pour d'autres orientations de fibres, comme présenté en figure 4.33 :

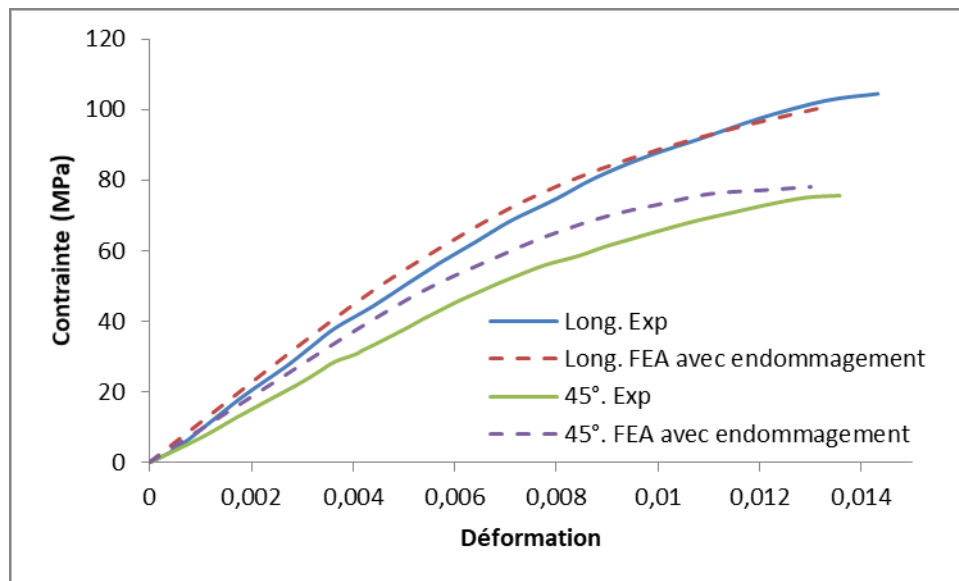


Figure 4.33 : Validation du modèle par prédiction du comportement mécanique du composite pour d'autres orientations de fibres à 70°C

Pour chaque orientation, la loi de traction-séparation imposée à la zone cohésive permet d'obtenir des courbes corrigées, fournissant des résultats plus proches des courbes obtenues expérimentalement. Plus les fibres seront orientées vers la direction de sollicitation, plus cette correction sera importante. Si la perte de propriétés est la plus sensible pour une orientation longitudinale des fibres, c'est parce que c'est dans cette direction que l'effet de renfort sera le plus prononcé. Pour une orientation transversale, où la répartition des contraintes dans les fibres sera moindre, le comportement de la matrice aura une plus grande importance. De ce fait, une perte relative de l'effet de renfort se fera moins sentir dans cette configuration. Le VER étant composé d'une structure cœur-peau, les fibres ne sont donc jamais parfaitement transversales par rapport au sens de sollicitation. De ce fait, certains systèmes d'endommagement peuvent ne pas avoir été observés dans les conditions étudiées.

4.3.9. Evolution de l'influence de l'endommagement

4.3.9.1. En fonction de la déformation plastique

L'analyse de la propagation d'endommagement à l'intérieur de la phase cohésive montre que cet endommagement évolue de la même manière que la déformation plastique, comme montré en figure 4.34 :

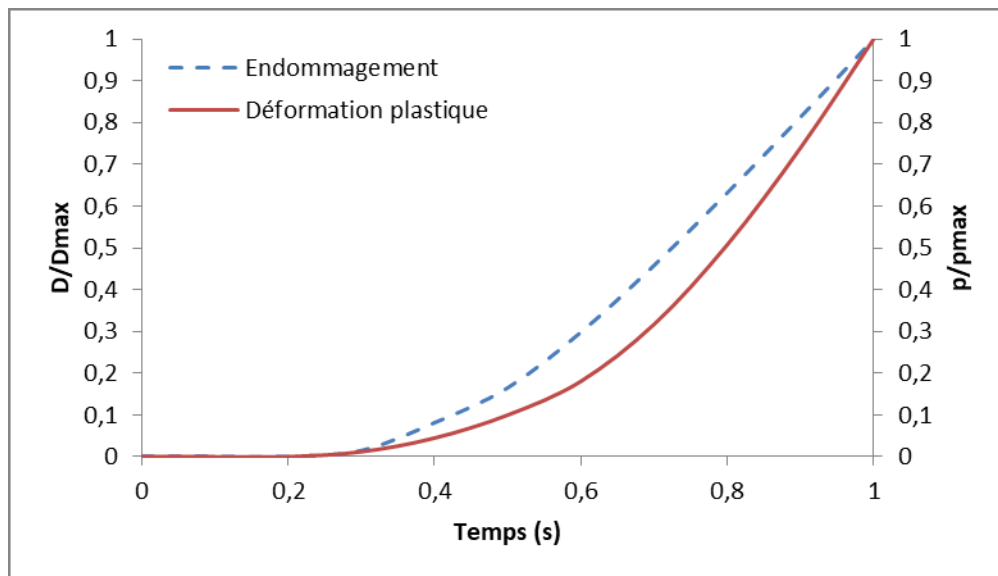


Figure 4.34 : Evolution de l'accumulation de déformation plastique et d'endommagement en fonction du temps

Ce résultat montre que le modèle répond comme escompté puisque, alors que la matrice va accumuler de la déformation plastique, la zone cohésive qui n'admet pas ce genre de déformation va alors s'endommager.

4.3.9.2. En fonction de l'orientation des fibres

Ce protocole de calcul a été répété pour 3 orientations préférentielles de fibres : 0°, 45° et 90° par rapport à la direction de sollicitation et ce, pour 3 températures différentes. Ces simulations ont permis une comparaison de la valeur maximale d'endommagement selon les différentes configurations étudiées. Les résultats sont synthétisés en figure 4.35 :

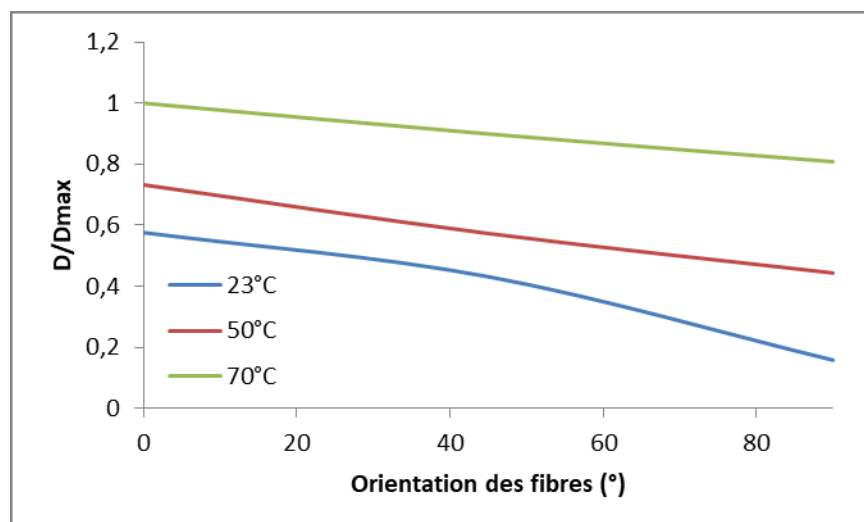


Figure 4.35 : Evolution de l'endommagement maximal obtenu en fin de chargement en fonction de l'orientation des fibres et pour différentes températures

Il est premièrement à noter que l'endommagement maximal est obtenu à une température supérieure à la température ambiante, quelle que soit l'orientation des fibres. Nous y reviendrons dans la section suivante. Deuxièmement, la valeur de l'endommagement maximal décroît au fur et à mesure que les fibres se désalignent avec la direction de sollicitation. Ceci peut s'expliquer par un comportement du composite qui est de plus en plus influencé par celui de la matrice au fur et à mesure que les fibres se désalignent. De ce fait, l'orientation des fibres induit une répartition des contraintes plus faible dans les inclusions et donc dans l'enrobage. La présence des fibres jouant moins un rôle de renfort que lorsqu'elles sont alignées avec la direction de sollicitation, l'impact d'une décohésion partielle de ces fibres sur le comportement macroscopique du composite est donc moindre.

Il a été montré en figure 4.34 que l'endommagement se déclenche lorsque la déformation macroscopique devient plastique. Il est donc possible, comme montré en figure 4.36, de comparer le moment où l'endommagement devient sensible sur les propriétés mécaniques macroscopiques dans chaque configuration.

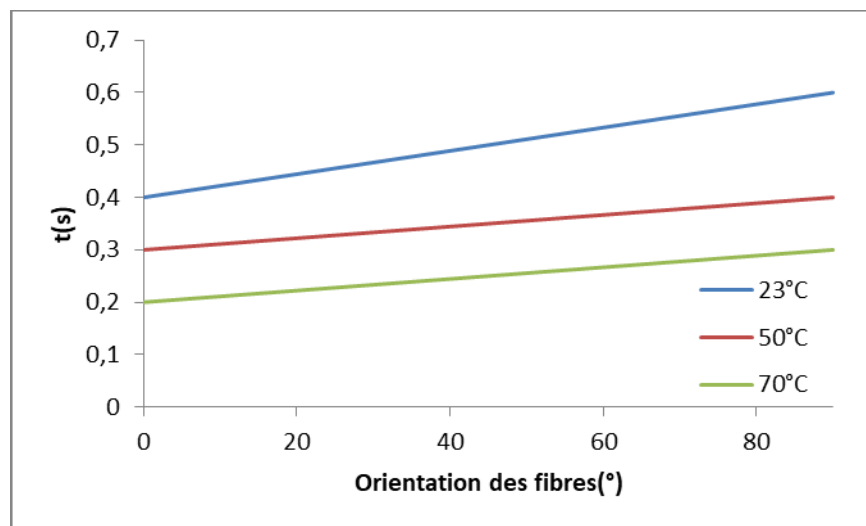


Figure 4.36 : Influence de l'orientation des fibres sur l'amorçage de l'endommagement à différentes températures

Cette analyse permet de montrer que plus la température est élevée et plus l'endommagement apparaît vite après le début de la simulation, de par la diminution des propriétés de la matrice et donc de la zone cohésive induite par cette élévation de température. Par ailleurs, l'effet de renfort étant moindre lorsque les fibres ne sont pas alignées avec la direction de sollicitation, l'endommagement ne devient sensible que lorsque la déformation plastique est élevée.

4.3.9.3. En fonction de la température

Comme observé dans les figures 4.31, 4.32, 4.35 et 4.36, l'apparition de l'endommagement et son influence sur les propriétés mécaniques du composite diffèrent selon les températures étudiées. Une analyse plus en détails de l'évolution de la valeur maximale du coefficient d'endommagement en fonction de la température est alors proposée et présentée en figure 4.37 :

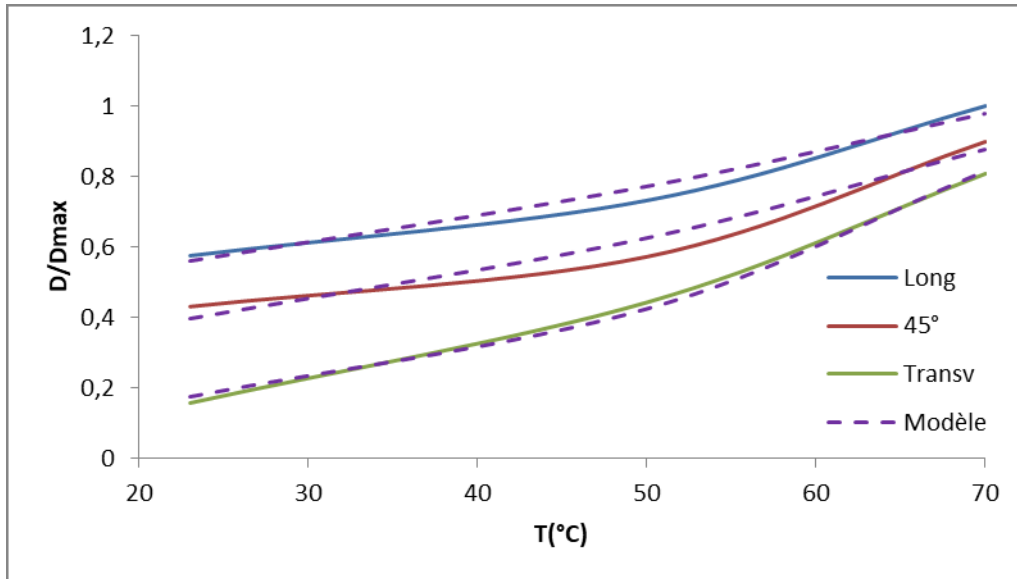


Figure 4.37 : Evolution de l'endommagement maximal obtenu en fin de chargement en fonction de la température et pour différentes orientations préférentielles de fibres

Il est alors possible de remarquer que l'impact de l'endommagement devient de plus en plus important, évoluant de manière non linéaire, au fur et à mesure que la température augmente et ce, quelle que soit l'orientation des fibres. Une explication possible à ce phénomène est que, comme précédemment montré en figure 4.34, l'endommagement croît de la même manière que la déformation plastique. Or, comme observé en chapitre 2 et modélisé en chapitre 3, plus la température augmente et plus la partie inélastique du comportement du PPS augmente, expliquant de fait cette dynamique.

L'influence de l'endommagement sur les propriétés du matériau évoluant de manière non linéaire en fonction de la température, une modélisation de cette évolution est proposée et semble suivre une évolution exponentielle :

$$\frac{D}{D_{max}} = ae^{bT} \quad (4.28)$$

Avec T désignant la température et a et b étant des coefficients

Les coefficients a et b doivent prendre en compte l'anisotropie du matériau. Ainsi, leur évolution en fonction de l'orientation des fibres est présentée en figure 4.38 :

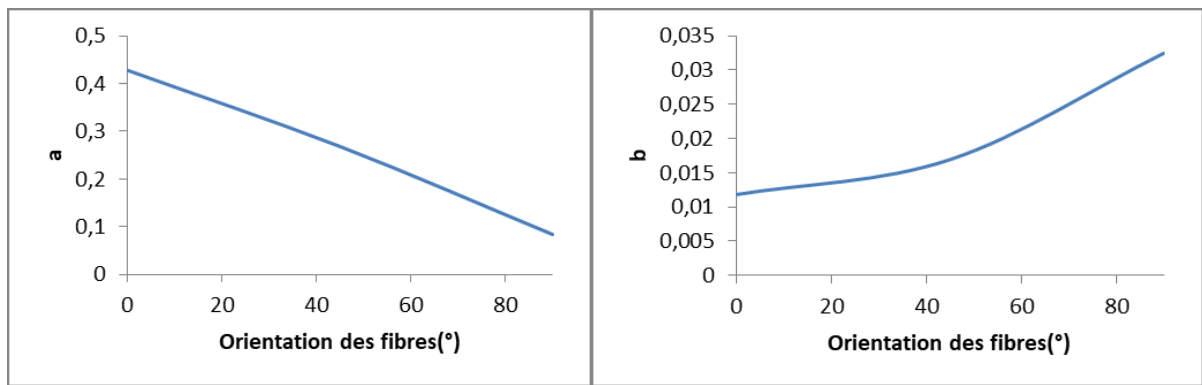


Figure 4.38 : Evolution des paramètres du modèle décrivant la sensibilité de l'endommagement à la température en fonction de l'orientation des fibres

Ces paramètres permettent de synthétiser les influences de l'orientation des fibres et de la température sur le coefficient d'endommagement. Ainsi, grâce au paramètre a il est possible de constater que l'influence de l'endommagement sur le comportement mécanique macroscopique du composite augmentera linéairement plus les fibres seront alignées avec la direction de sollicitation.

La pondération de la température sur ce coefficient d'endommagement, matérialisé par le paramètre b ne sera pas la même que l'influence de l'orientation des fibres. Son évolution est exponentielle de la même manière que l'évolution du coefficient D en fonction de la température présentée en figure 4.37.

La synthèse des figures 4.31, 4.32, 4.35 et 4.37 et 4.38 permet ainsi de montrer qu'à température ambiante, l'orientation des fibres aura une plus grande influence sur la sensibilité du composite à l'endommagement qu'à plus haute température. En effet, la perte de propriétés de la matrice induite par la hausse de la température va faciliter l'endommagement de la zone cohésive et induire une diminution globale des propriétés mécaniques du composite. Comme montré en figure 2.20, à 70°C, le comportement mécanique macroscopique du composite montre encore un comportement bien supérieur à celui de la matrice, signifiant que l'effet de renfort ne s'est pas amenuisé du fait de la température puisque cette dernière reste inférieure à celle de la transition vitreuse. Ce qui explique pourquoi la diminution de cet effet de renfort à cause de la détérioration de l'interface fibre/matrice se fait grandement sentir à 70°C, même pour une orientation transversale des fibres.

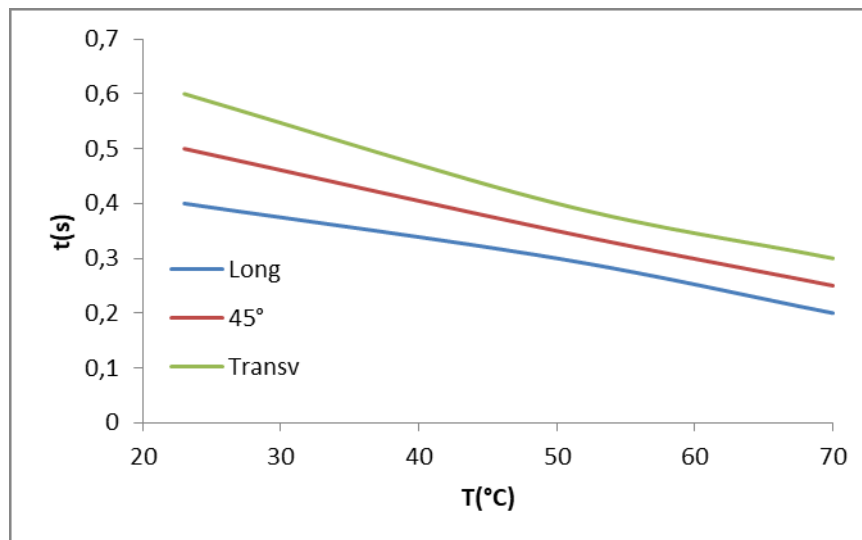


Figure 4.39 : Influence de la température sur l'amorçage de l'endommagement pour différentes orientations préférentielles de fibres

Une analyse de l'apparition de l'endommagement, montré en figure 4.39, va également dans ce sens puisque lorsque la température augmente, l'effet de l'endommagement sur le comportement macroscopique du composite se fait ressentir de plus en plus rapidement après le début de la sollicitation.

4.3.9.4. Sur matériau vieilli

Il a été observé en section 2.6.2.2 que la réaction du composite à l'immersion dans du liquide de refroidissement maintenu à 90°C pendant 400 heures est différente de la réaction observée sur la matrice PPS vieilli dans les mêmes conditions. Alors que le vieillissement thermique induit un raidissement du PPS, les paramètres définissant le comportement global du composite vieilli diminuent. Le composite ne différant du PPS que de par la présence de fibres de verre, l'hypothèse avancée en début de ce chapitre, en accord avec les observations expérimentales présentées en chapitre 1, est que ce changement de dynamique est dû à une décohésion partielle des fibres avec la matrice exacerbée par le vieillissement, faisant de fait baisser les propriétés macroscopiques du composite.

Le protocole numérique développé dans ce chapitre a alors été appliqué à ce cas de figure. Comme précédemment, le modèle se base sur les propriétés de la matrice, ici vieillie. Toutefois, afin de prendre en compte les effets physico-chimiques induits par le vieillissement sur le comportement du composite, la définition du comportement de la zone cohésive n'est plus considérée comme étant celle de la matrice. L'hypothèse étant que le vieillissement vient fragiliser cette cohésion, le module d'Young ainsi que la contrainte maximale admissible avant le déclenchement de l'endommagement ont été modifiés de telle sorte que la prédiction du modèle pour une orientation longitudinale soit conforme aux résultats expérimentaux. Le résultat de cette calibration est montré en figure 4.40 :

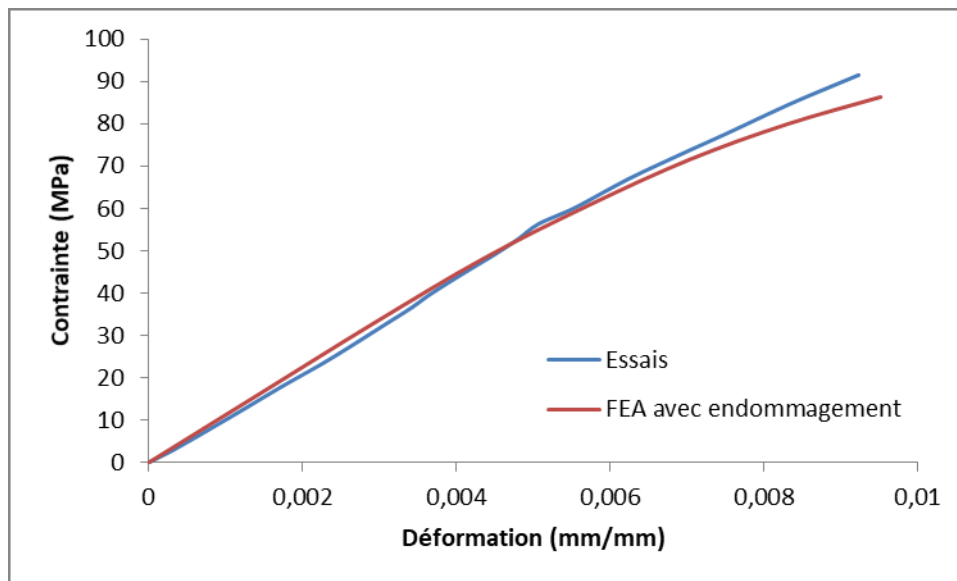


Figure 4.40 : Application du modèle d'endommagement et calibration de la perte de propriétés de l'interface sur un matériau vieilli pour une orientation longitudinale

La calibration du modèle pour retrouver le comportement du composite avec une orientation longitudinale des fibres permet d'estimer la perte de propriétés de l'interphase cohésive induite par le vieillissement.

En effet, la courbe expérimentale a pu être retrouvée en diminuant de 50% le module d'Young et la contrainte maximale admissible de la zone cohésive, induisant ainsi une très forte influence du vieillissement sur la cohésion fibre/matrice.

Le modèle a ensuite été confirmé en extrapolant ce résultat pour d'autres configurations. En l'occurrence, tous les paramètres ont été fixés selon la calibration réalisée pour une orientation majoritairement longitudinale des fibres et les calculs relancés pour d'autres orientations préférentielles des fibres.

La prédiction du modèle numérique pour une orientation des fibres à 45° est montrée en figure 4.41 :

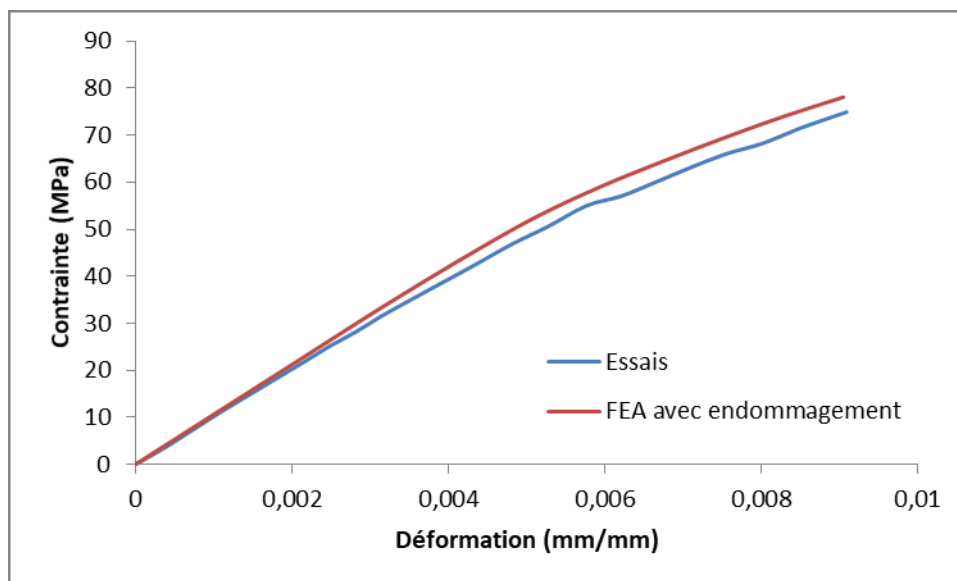


Figure 4.41 : Validation du modèle par prédiction du comportement mécanique du composite vieilli pour une orientation à 45° des fibres

D'après la figure 4.41, la prédiction du modèle semble correcte. Les essais ayant été réalisés à température ambiante, cette diminution de la résistance de l'interface est donc équivalente pour cette orientation intermédiaire à celle obtenue pour une orientation longitudinale.

Enfin, les calculs ont également été relancés pour une orientation transversale des fibres. La prédiction du comportement du composite est présenté en figure 4.42 :

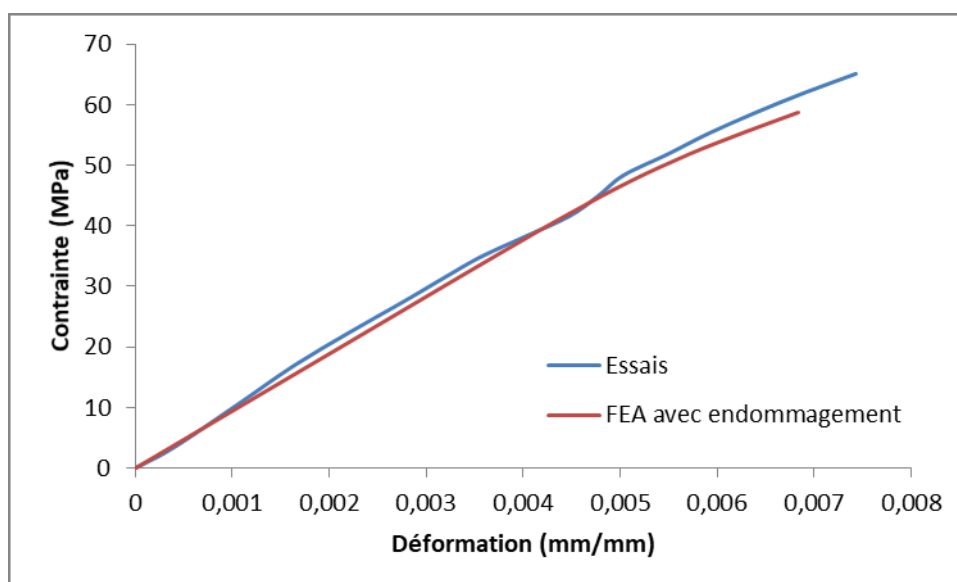


Figure 4.42 : Validation du modèle par prédiction du comportement mécanique du composite vieilli pour une orientation transversale des fibres

Les prédictions sont également exactes pour cette orientation préférentielle. Comme montré en figure 4.35 à température ambiante, cette configuration est celle permettant au comportement du composite d'être le moins impacté par la décohésion partielle des fibres avec la matrice.

Ce résultat est parfaitement en accord avec les observations explicitées en chapitre 2 et l'homogénéisation analytique réalisée en section 4.2.3.3 puisque la courbe expérimentale du composite avec une orientation des fibres de 90° vieillie et celle obtenue à l'état neuf étaient très proches, rendant l'homogénéisation analytique acceptable sans tenir compte d'aucun endommagement.

Le fait que le modèle numérique prenne bien en considération l'influence de l'orientation des fibres sur la sensibilité du comportement à l'endommagement et offre de bonnes prédictions tend ainsi à confirmer l'hypothèse émise précédemment selon laquelle l'immersion du composite dans du liquide de refroidissement maintenu à 90°C pendant 400 heures diminue de moitié la résistance de l'interface fibre/matrice.

La synthèse de l'influence de l'endommagement de l'interphase fibre/matrice en fonction de la température, du vieillissement et de l'orientation des fibres est alors possible et est montré en figure 4.43 :

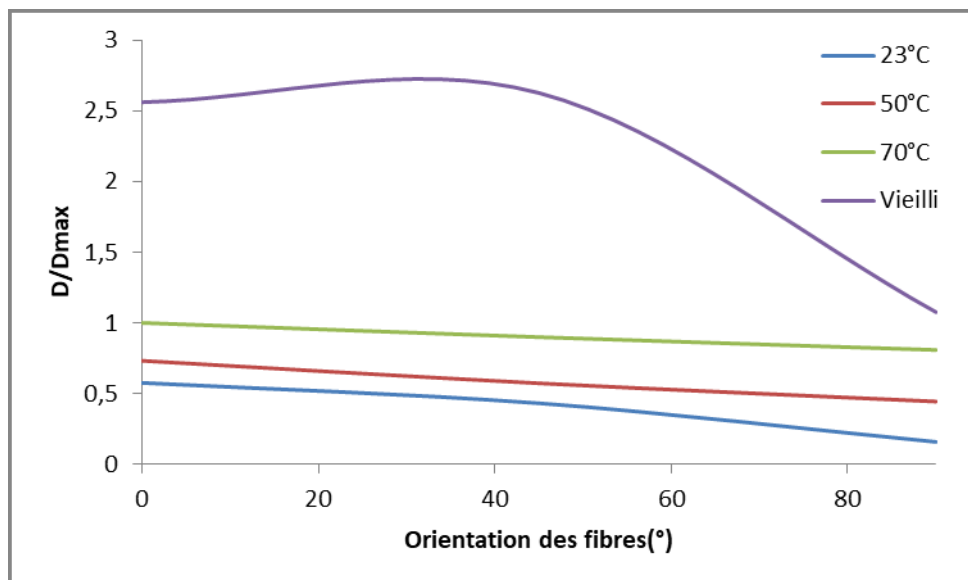


Figure 4.43 : Synthèse de l'évolution de l'endommagement maximal obtenu en fin de chargement en fonction de l'orientation des fibres et pour différentes températures et pour un matériau vieilli

Comme montré en figure 4.43, l'endommagement provoqué par le vieillissement est plus important que celui provoqué par une élévation de la température et ce, quelle que soit l'orientation des fibres. La zone cohésive étant très affaiblie, cet endommagement se manifestera fortement également pour une orientation intermédiaire des fibres. Une orientation transversale permet de diminuer cet effet puisque le comportement est dominé par la matrice, dont les propriétés sont meilleures vieilles qu'à l'état neuf, ce qui permet de compenser les pertes liées à la décohésion partielle des fibres.

4.4. Conclusion

Ce chapitre présente l'extrapolation du modèle développé dans le chapitre 3 au composite anisotrope par l'intermédiaire d'une homogénéisation analytique basée sur un volume élémentaire représentatif de la microstructure du matériau obtenu par simulation d'injection. La méthode employée est celle de Mori-Tanaka du second ordre, en version révisée afin de limiter autant que possible les fluctuations mathématiques, et d'une décomposition en pseudo-grains. Il a ainsi été montré que le modèle développé conserve ses bonnes capacités d'extrapolation en fonction de la température une fois homogénéisé, surtout pour la partie élastique. La partie pseudo-viscoplastique homogénéisée a néanmoins montré une certaine différence avec les résultats d'essais. Un certain nombre d'études récentes ayant avancé la possibilité d'un endommagement progressif de l'interface fibre/matrice lors de sollicitations monotones, une analyse par la méthode des éléments finis a été effectuée afin d'étudier ce phénomène et potentiellement expliquer l'écart observé entre les courbes. Pour ce faire, le volume élémentaire représentatif a été modélisé et testé avec une interface parfaite pour confirmer la cohérence des résultats entre analyse analytique et éléments finis et valider ainsi la finesse du maillage appliqué.

Une interphase cohésive englobant les fibres a ensuite été modélisée avec un maillage raffiné et suivant une loi de traction-séparation. Cette loi se base autant que faire se peut sur le comportement de la matrice et traduit le parti pris d'enclencher l'endommagement lorsque la contrainte est supérieure à la limite admissible de la matrice.

Le paramètre propre à cette loi a été évalué et fixé de telle sorte qu'il traduise un comportement ductile de la matrice, comportement qui a été observé expérimentalement. Les résultats de ces simulations ont permis de retrouver numériquement que le mécanisme d'endommagement principalement à l'œuvre est l'endommagement en bout de fibre, résultat qui a déjà été observé expérimentalement dans d'autres études. Cet endommagement induit une légère diminution du renforcement, affectant les propriétés mécaniques du matériau. Cette perte devient sensible lorsque la limite d'élasticité du composite est dépassée et apporte une correction à la courbe obtenue analytiquement, permettant de retrouver la courbe expérimentale. Ce modèle, appliqué à un composite vieilli, a permis d'observer un endommagement bien plus prononcé de l'interface fibre/matrice, expliquant la différence de comportement entre la matrice et le composite face à un vieillissement identique. Le raidissement de la matrice induit ainsi des concentrations de contraintes au niveau de l'interface venant favoriser la propagation d'endommagement. La comparaison des niveaux d'endommagement en fonction de la température, du vieillissement et de l'orientation des fibres a montré que cet endommagement était le plus sensible sur les caractéristiques mécaniques du matériau lorsque celui-ci présente une orientation longitudinale de fibres puisque cette configuration est celle offrant un renforcement optimal. L'endommagement se retrouve ainsi plus prononcé à haute température due à la diminution des propriétés de la matrice. Le vieillissement induit cependant un endommagement bien plus important que celui calculé à 70°C pour une orientation longitudinale, c'est-à-dire la pire configuration calculée pour un état neuf de par une altération de l'interphase aboutissant à une diminution de 50% de ses propriétés.

5. Chapitre 5 : Fatigue et auto-échauffement

5.1. Etat de l'art

L'endommagement de la matrice et/ou de l'interface fibre/matrice mène à une dégradation du comportement mécanique du composite, y compris pour des sollicitations monotones. Lors de sollicitations cycliques, a fortiori pour des temps de chargement longs, cet endommagement joue un rôle prépondérant dans la rupture du matériau. La durée de vie du matériau est ainsi régie par l'évolution de cet endommagement. Les mécanismes d'endommagements sont les mêmes que ceux observés pour des sollicitations cycliques courtes ou des sollicitations monotones, comme montré en figure 5.1 :

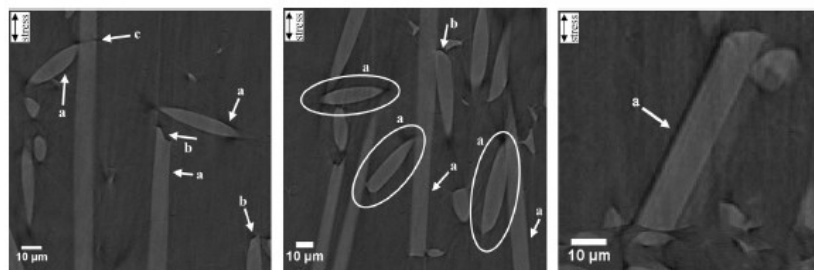


Figure 5.1 : Différents mécanismes d'endommagement d'un PA6.6 GF30 sollicité longitudinalement avec une contrainte maximale de 60% de sa contrainte à rupture (a) endommagement de l'interface fibre/matrice (b) crack en bout de fibre et (c) casse de fibre [188]

La proportion de fibres impactées par un endommagement de leur interface avec la matrice est montrée en figure 5.2 :

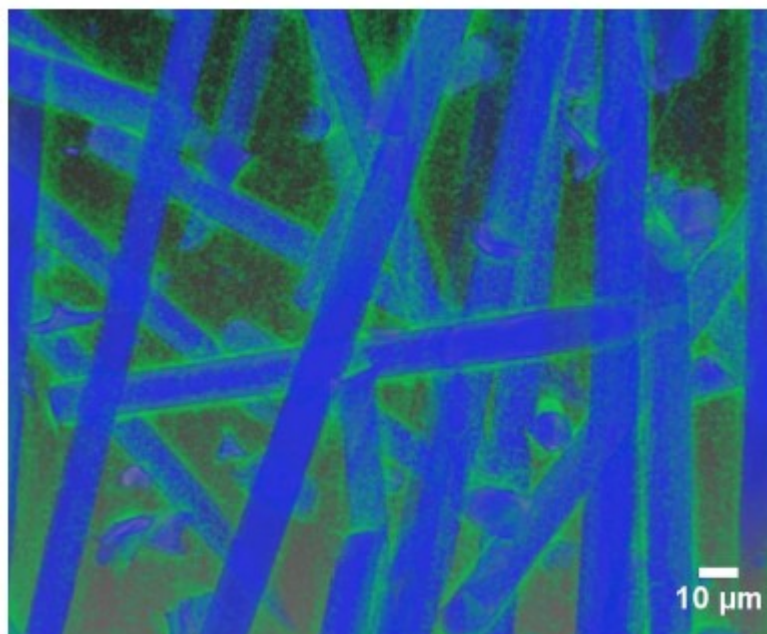
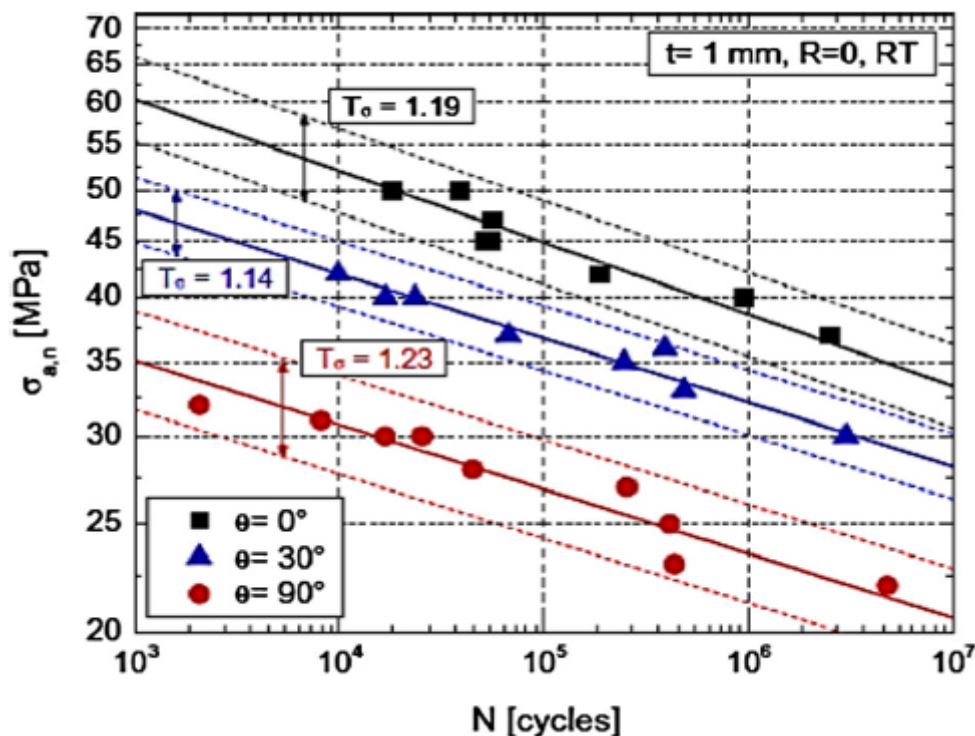


Figure 5.2 : Observation par µCT de l'endommagement de l'interface fibre/matrice du PA6.6 GF30 [188]

La figure 5.2 montre les différents systèmes d'endommagement observés sur PA6.6 GF30 par microtomographie après sollicitation en fatigue, pour un matériau dont les fibres sont orientées majoritairement de manière longitudinale par rapport à la direction de sollicitation. Le matériau a été sollicité jusqu'à rupture avec une contrainte égale à 60% de sa contrainte maximale admissible. Ce mécanisme d'endommagement est bien connu et est un des plus importants en mécanique des composites [188-192]. Bien que les mécanismes d'endommagements puissent être identiques, leur ordre d'apparition, leur prépondérance et leur évolution sont dépendantes des conditions de sollicitations.

Comme montré en chapitre 1 et en chapitre 4, l'apparition de ces mécanismes d'endommagement est dépendante de l'orientation majoritaire des fibres par rapport à la direction de sollicitation. L'apparition des différents mécanismes et les différents effets de renfort produits par les fibres selon leur orientation font que l'estimation du nombre de cycles de durée de vie à une contrainte donnée est dépendante de cette orientation des fibres, comme montré en figure 5.3 :



L'influence de l'orientation des fibres sur la tenue en fatigue des composites est une des premières composantes étudiées par les auteurs, de par sa nature [46, 190-196]. En effet, l'anisotropie est une caractéristique des thermoplastiques renforcés de fibres courtes. Cependant, bien que ce paramètre soit indispensable pour la caractérisation du matériau, il n'est pas suffisant. En effet, il est indispensable de prendre en compte les différents paramètres de sollicitation appliqués au matériau.

Ces différents paramètres influant sur l'activation des mécanismes d'endommagement et de dissipation, les conditions d'essais peuvent avoir des conséquences tout aussi importantes que l'orientation des fibres sur la tenue en fatigue du matériau. Les essais de fatigues étant des essais cycliques, un des paramètres les plus importants est l'amplitude de contrainte imposée par cycle au matériau. Cette amplitude est généralement désignée par le facteur R , qui est le rapport entre la contrainte maximale et minimale imposées sur un cycle. Une étude de Mallick et al. [197] a montré que dans le cas d'un PA6.6 GF30 sollicité longitudinalement, un ratio R supérieur à 0,3 représente une condition défavorable pour le matériau, comme montré en figure 5.4 :

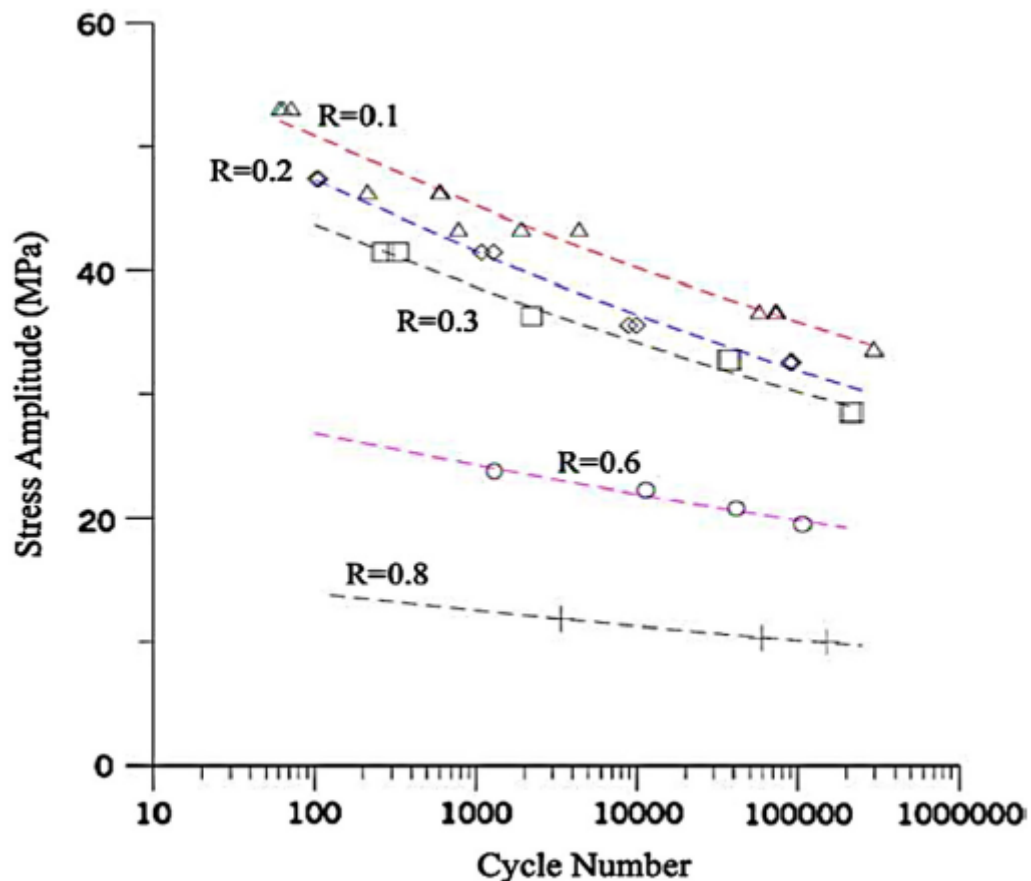


Figure 5.4 : Influence de l'amplitude de contrainte imposée à un PA6.6 GF30 sur sa tenue en fatigue [197]

Il existe des sollicitations ayant un R négatif, synonyme d'alternance entre traction et compression et aboutissant à des durées de vies plus importantes que celles obtenues via des sollicitations en traction pure, de par l'absence de propagation d'endommagement pour la sollicitation en compression [1, 197, 198].

L'autre paramètre important est la fréquence de sollicitation. La fréquence de sollicitation peut, comme l'amplitude des contraintes appliquées, activer ou amplifier certains phénomènes physiques tels que la propagation d'endommagement mais également les phénomènes de dissipation. Une étude portant sur la sensibilité du PPS/GF40 à cette fréquence de sollicitation a déjà été menée par Zuo et al [199], dont les résultats sont rappelés en figure 5.5.

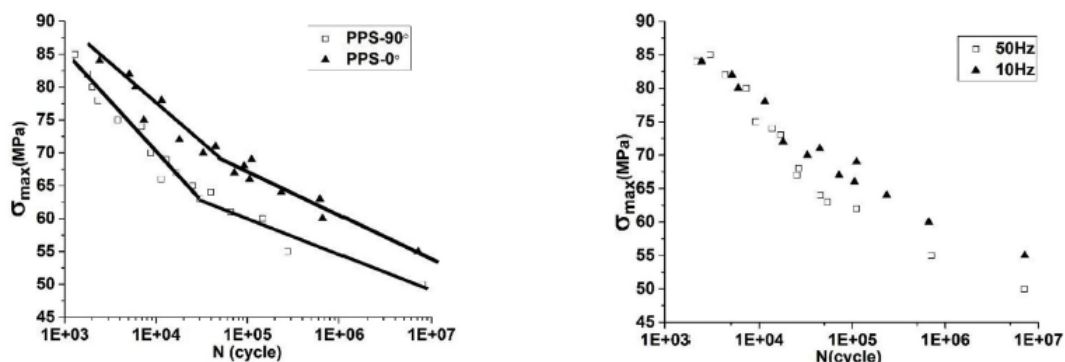


Figure 5.5 : Influence de l'orientation des fibres et de la fréquence de sollicitation sur le comportement en fatigue d'un PPS/GF40 [199]

Cette étude porte sur un PPS/GF40 avec une orientation longitudinale et sollicité avec un R de 0,1 et avec des fréquences de 10Hz et 50 Hz. Contrairement à ce qui peut être observé pour un polyamide, ce matériau semble montrer deux régimes différents comme sa contrainte maximale n'évolue pas linéairement en fonction du logarithme du nombre de cycles, comme cela peut être observé sur les métaux, sans pour autant admettre une stabilisation asymptotique [200]. Ce comportement peut être dû par exemple à une accélération de la propagation de l'endommagement à partir d'une certaine contrainte ou à de l'auto-échauffement. Une hausse de la fréquence de sollicitation exacerbe cette modification du comportement. En effet, comme montré en figure 5.5, bien que les courbes soient confondues pour des contraintes appliquées élevées, au changement de régime, la courbe obtenue à 50Hz se retrouve sous celle obtenue à une fréquence de 10Hz. Les conclusions de l'étude ont permis de mettre en évidence une plus forte température de l'échantillon soumis à une sollicitation de 50Hz, diminuant de fait ses propriétés ainsi qu'une plastification accrue de la surface de rupture pour de hautes fréquences de sollicitation, expliquant la rupture prématurée du matériau à 50Hz. Cette baisse de la tenue en fatigue par une hausse de la fréquence de sollicitation a également été observée pour d'autres composites [201].

La contrainte maximale, la fréquence de sollicitation et le ratio R sont autant de paramètres influant sur la tenue en fatigue du matériau. Ces paramètres ne sont cependant pas les seuls. En effet, dans de nombreuses applications réelles, les cycles de sollicitations que la pièce subit sont complexes. Or, la forme du cycle a également une influence non négligeable sur la durée de vie du composant, comme montré en figure 5.6 sur un PMMA pour trois types de sollicitations [202].

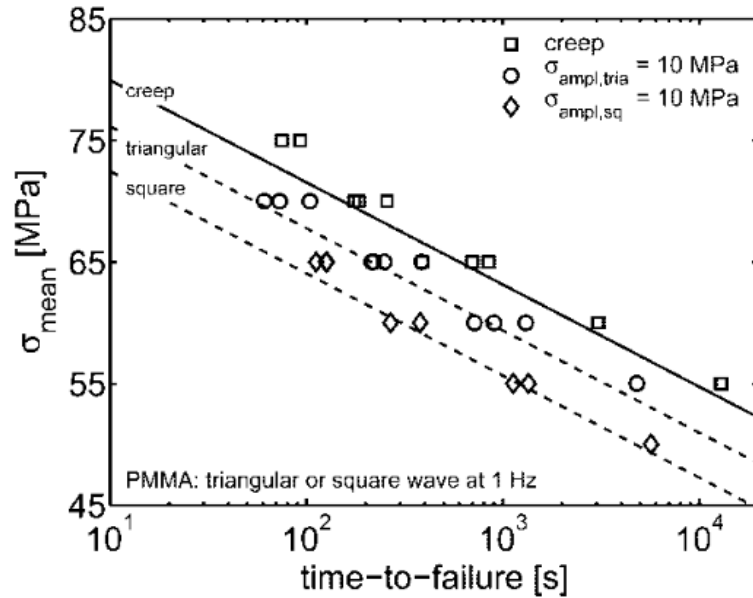


Figure 5.6 : Influence de la forme du cycle sur la tenue en fatigue d'un PMMA [202]

Cette étude montre que, pour un PMMA, des sollicitations de type fluage sont les plus favorables tandis que des sollicitations complexes telles des sollicitations de type diamant sont les plus défavorables. Ces sensibilités aux paramètres de sollicitations peuvent s'expliquer par les phénomènes physiques internes que ces paramètres activent ou accélèrent. Comme montré dans l'étude de Zuo et. al [199], la hausse de la fréquence induit de la plasticité dans le matériau. L'analyse des cycles montre une accumulation de cette déformation plastique au cours de la sollicitation, le phénomène de Rochet, favorisant le développement d'endommagement dans la microstructure. Une illustration de ce phénomène est présentée en figure 5.7 sur un PA6.6 GF30 sollicité à 2Hz [201].

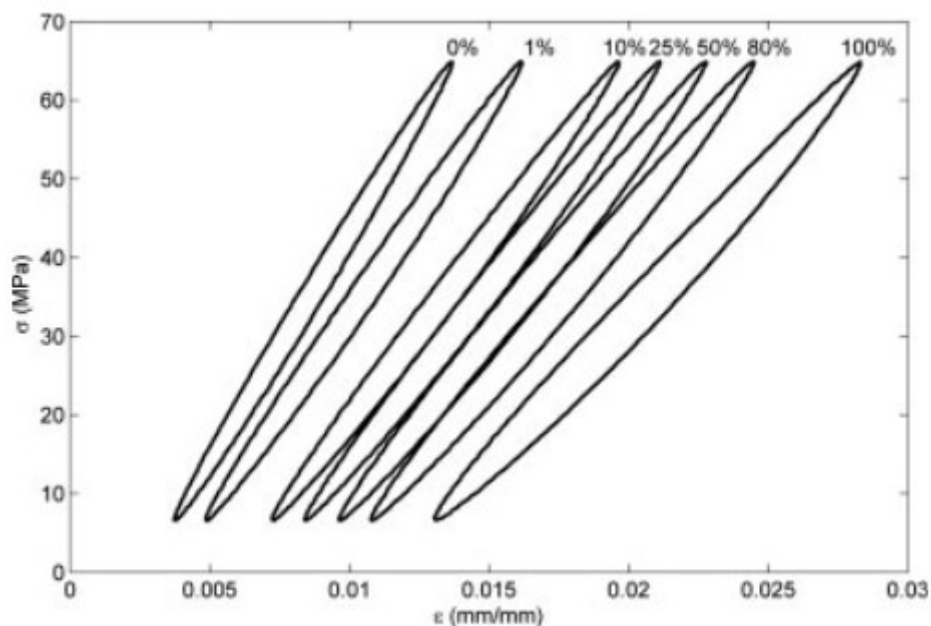


Figure 5.7 : Accumulation de déformation plastique d'un PA6.6 GF30 au cours d'un essai de fatigue [201]

L'accumulation de déformation constitue un élément à connaître puisque cette accumulation induit une hausse de la dissipation et donc de l'auto-échauffement, soit autant d'éléments diminuant la tenue du matériau à la sollicitation imposée [201, 203]. En effet, comme montré en figure 5.8, une corrélation est trouvée entre accumulation de déformation plastique et auto-échauffement [201].

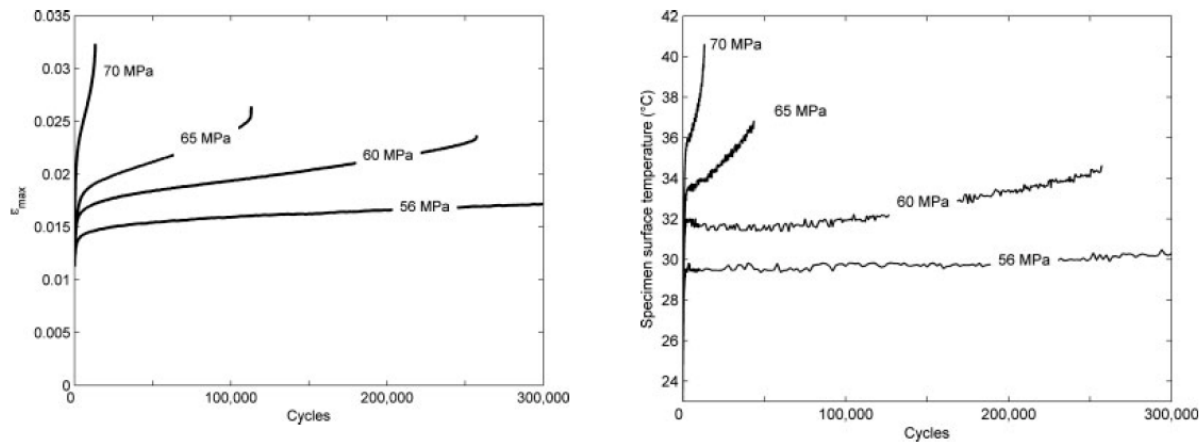


Figure 5.8 : Influence de la contrainte maximale et de l'accumulation d'endommagement sur l'auto-échauffement d'un PA6.6 GF30 [201]

Une contrainte appliquée élevée induit donc une accumulation de déformation plastique importante et cette accumulation de déformation plastique exacerbe les phénomènes de dissipation et engendre de fait des élévations de températures plus élevées. De même que pour la tenue du matériau en fatigue, en plus de la contrainte maximale, la valeur du ratio R et la fréquence de sollicitation influent également sur l'élévation de température des matériaux, comme montré en figure 5.9.

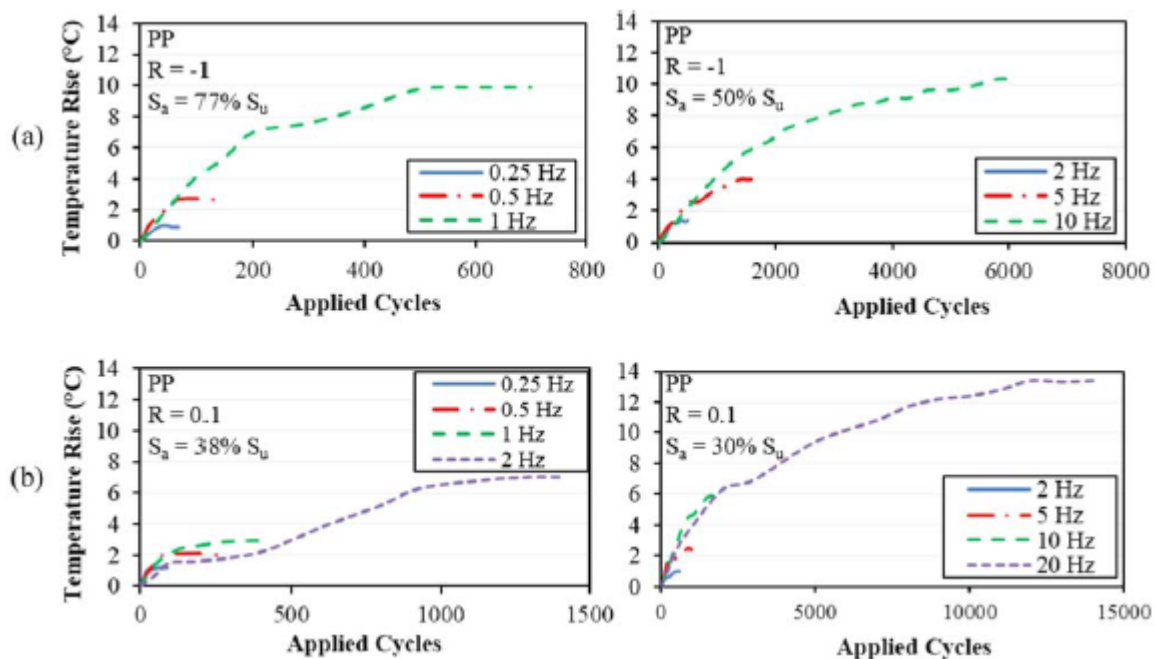


Figure 5.9 : Influence du ratio R, de la contrainte alternée et de la fréquence sur la dissipation d'un polypropylène [1]

Ainsi, une sollicitation en traction pure, donc pour un ratio R positif, avec une contrainte maximale et une fréquence élevées constituent le cas le plus défavorable pour beaucoup de matériaux.

L'élévation de température induite par l'auto-échauffement et/ou par la propagation de fissure peut, selon le matériau étudié et certaines conditions, ne constituer qu'un phénomène ayant des conséquences restreintes sur la tenue du matériau [1, 64, 199, 201-206]. Cependant, comme montré en chapitre 2 et modélisé en chapitre 3, ce n'est plus le cas lors d'une élévation importante de la température externe. Ce constat se retrouve comme escompté lors de l'étude en fatigue, comme illustré en figure 5.10 sur un PA 6T/6I pour trois températures [207].

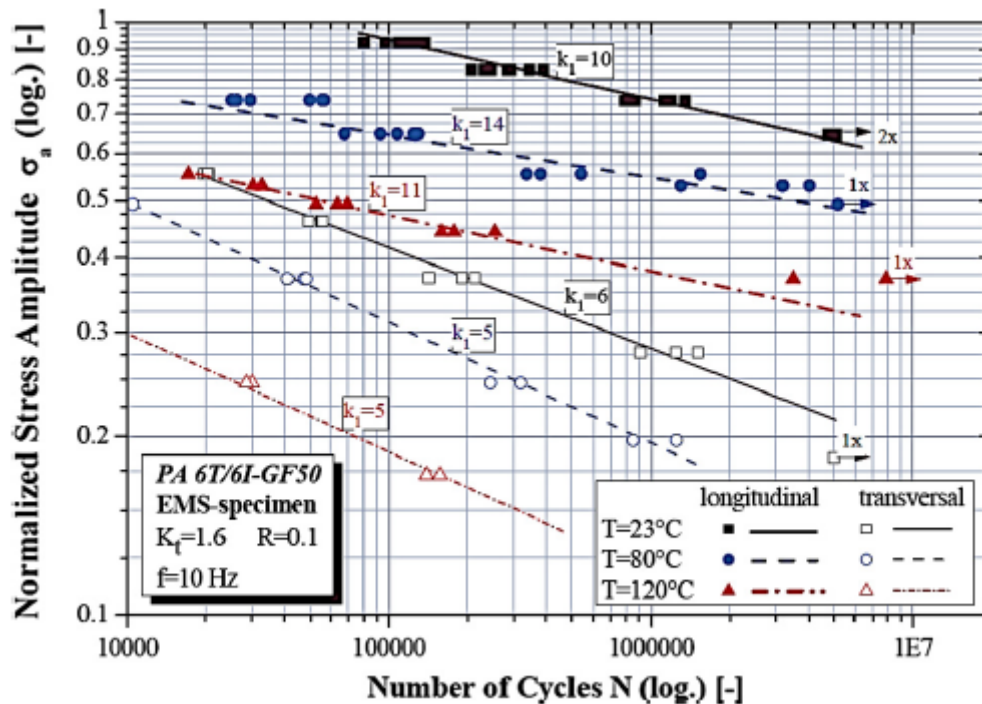


Figure 5.10 : Influence de la température d'essai sur la tenue en fatigue d'un PA 6T/6I GF50 [207]

De même que la température, l'influence de l'humidité sur la tenue en fatigue est très importante. Une étude menée par Barbouchi et. al [208] a montré que plus l'absorption d'eau dans le matériau est élevée et plus la tenue en fatigue d'un PA 6.6 GF30 sollicité avec un R de -1 pour une fréquence de 10Hz s'en trouverait dégradée, principalement lors de l'application de contraintes importantes. Les résultats de cette étude sont montrés en figure 5.11.

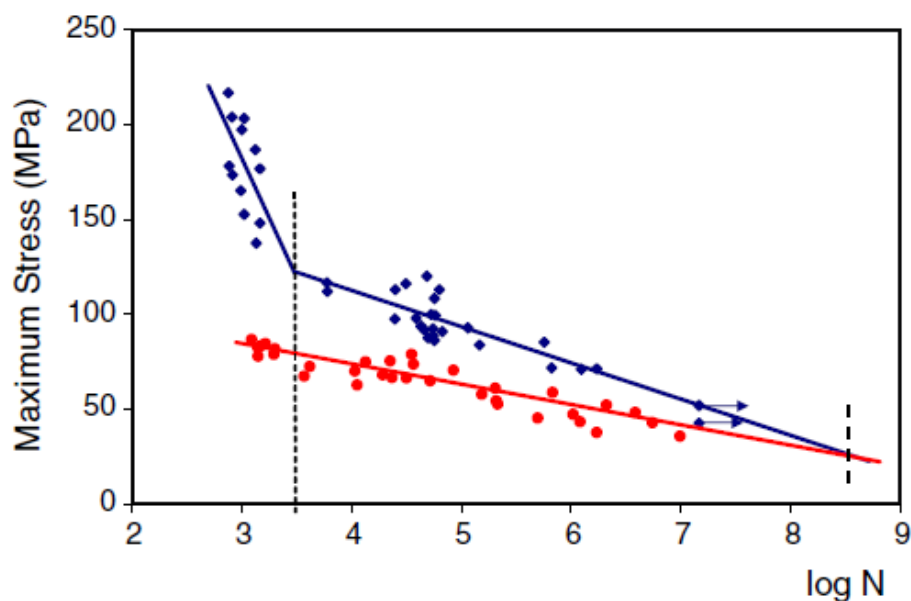


Figure 5.11 : Influence de l'absorption d'eau sur la tenue en fatigue d'un PA6.6 GF30. La courbe bleue est obtenue pour une absorption de 0.2% d'eau et la courbe rouge pour une absorption de 3.5% d'eau [208]

Ainsi, tout comme les fréquences et contraintes élevées, l'absorption d'eau engendre une plastification de la matrice qui, comme présenté dans cette section, dégrade la tenue des composites en fatigue [208-211].

Cette section a présenté les principaux paramètres influant sur la tenue en fatigue des composites plastiques renforcés de fibres courtes, dans des cas de sollicitations uniaxiales, sans entailles [212]. Le nombre de paramètres influant est encore plus important que dans le cas de sollicitations monotones. Les essais de fatigue étant par essence longs, de nombreux auteurs ont travaillé sur la modélisation du comportement en fatigue des composites et à la réalisation de prédictions en fonction des nombreux paramètres [213-219]. De telles modélisations peuvent permettre de gagner un temps considérable dans le développement de pièces, de par la réduction du nombre d'essais associé. Cette validation étant une étape clé dans tout développement industriel, l'objectif de ce chapitre est de réaliser une estimation de durée de vie du matériau et de la modéliser, en prenant en considération le travail réalisé en chapitre 2, 3 et 4 pour une application sur une pièce en développement au sein de l'entreprise partenaire, en chapitre 6.

5.2. Protocole expérimental

L'estimation de durée de vie en fatigue d'une pièce nécessite la caractérisation du composite selon la même sollicitation. Ainsi, des essais cycliques sinusoïdaux ont été réalisés sur le composite, pour différentes contraintes maximales appliquées afin d'obtenir les courbes de Wöhler caractéristiques du PPS/GF40. En fonctionnement, la pièce est en permanence sollicitée en traction. Ainsi, afin d'être le plus pertinent et représentatif possible des conditions réelles d'utilisations, les échantillons ont été sollicités avec un R de 0,1. Comme montré en section précédente, les sollicitations en fatigue peuvent générer de l'auto-échauffement.

La température ayant une influence sur les propriétés mécaniques des composites plastiques, ce phénomène doit être évité ou restreint autant que possible afin de ne pas influencer les résultats. Il a cependant été montré par Zuo et al [199] que le PPS/GF40 montre une sensibilité à la fréquence de sollicitation moindre que celle des polyamides. Ainsi, un compromis a pu être trouvé en réalisant les essais à une fréquence de 4Hz, offrant la possibilité de résultats plus rapides tout en limitant les effets d'auto-échauffement. Les résultats peuvent également être influencés par la géométrie de l'éprouvette. Une variation de section trop brusque entre la zone utile et la zone de prise de mors peut devenir une zone de concentration de contraintes et biaiser les résultats. Ainsi, la géométrie des éprouvettes utilisées pour ces essais est différente de celle utilisée pour les essais monotones. La zone de prise de mors est ici plus grande, de même que le rayon de raccordement. Le plan des éprouvettes est présenté en figure 5.12.

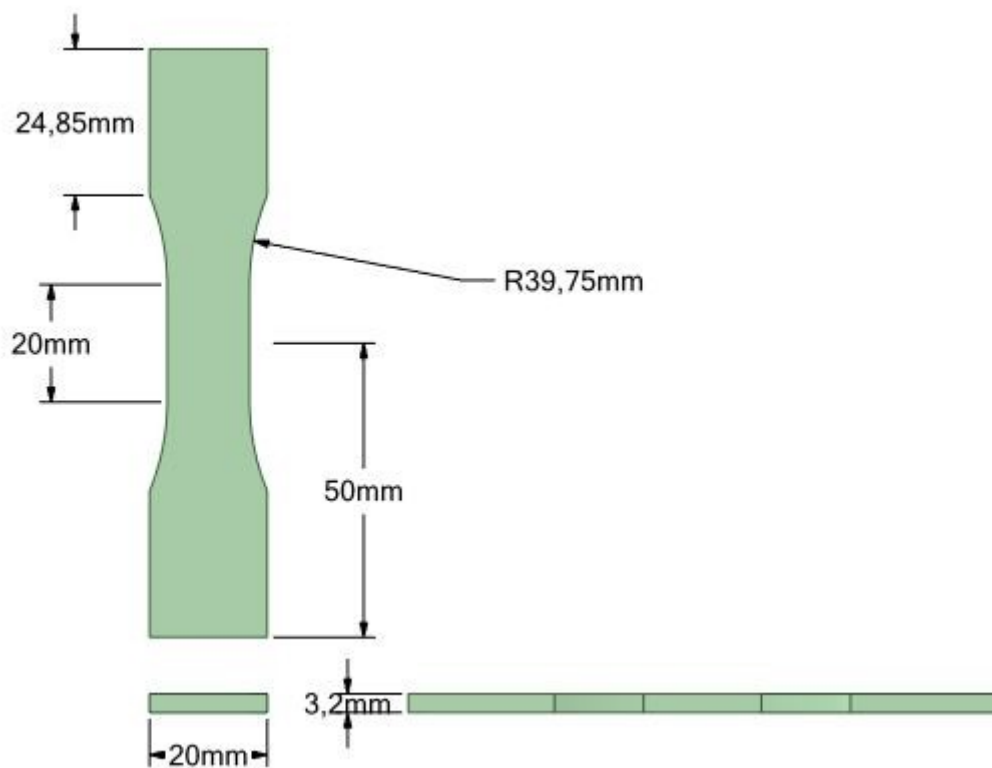


Figure 5.12 : Géométrie des éprouvettes de fatigue

Ces éprouvettes ont également été extraites des plaques injectées par découpe jet d'eau. Ce procédé, bien que précis, dégrade l'état de surface des zones découpées, comme montré en figure 5.13.

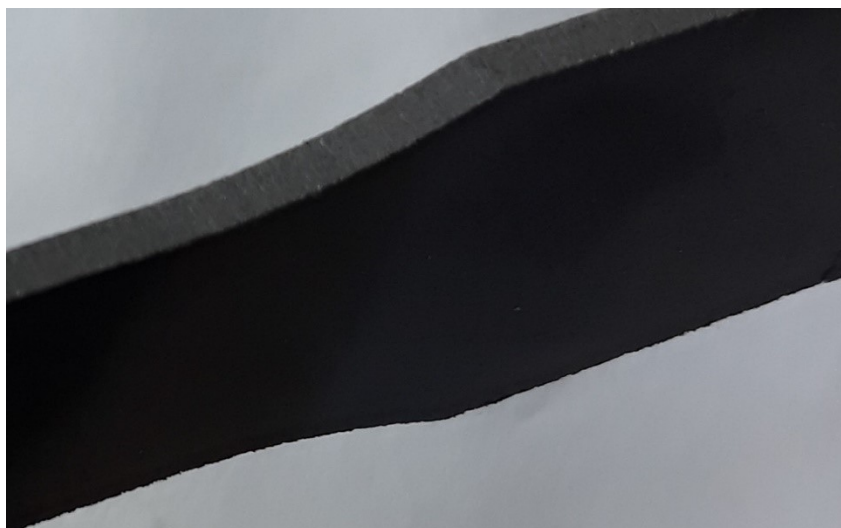


Figure 5.13 : Influence de la découpe jet d'eau sur l'état de surface de l'éprouvette

Le procédé de découpe jet d'eau génère de nombreuses stries, plus ou moins profondes, sur les surfaces découpées. Bien que cela ne pose pas de problème de répétabilité lors d'essais monotones quasi-statique, un tel état de surface peut avoir une influence lors d'essais cycliques longs. Comme ces stries peuvent représenter autant d'amorces de rupture, les éprouvettes ont ensuite été poncées afin de rectifier les surfaces découpées et ainsi fiabiliser les résultats.

Les essais ont été réalisés sur une machine INSTRON® 1341, d'une capacité de $\pm 100\text{kN}$, équipée de mors mécaniques et pilotée en force. La machine et le montage sont présentés en figure 5.14.



Figure 5.14 : Montage d'essais de fatigue sur un PPS/GF40

Les configurations testées l'ont toutes été à température ambiante et à l'air libre.

5.3. Résultats expérimentaux

Les résultats des essais de fatigue sont synthétisés en figure 5.15.

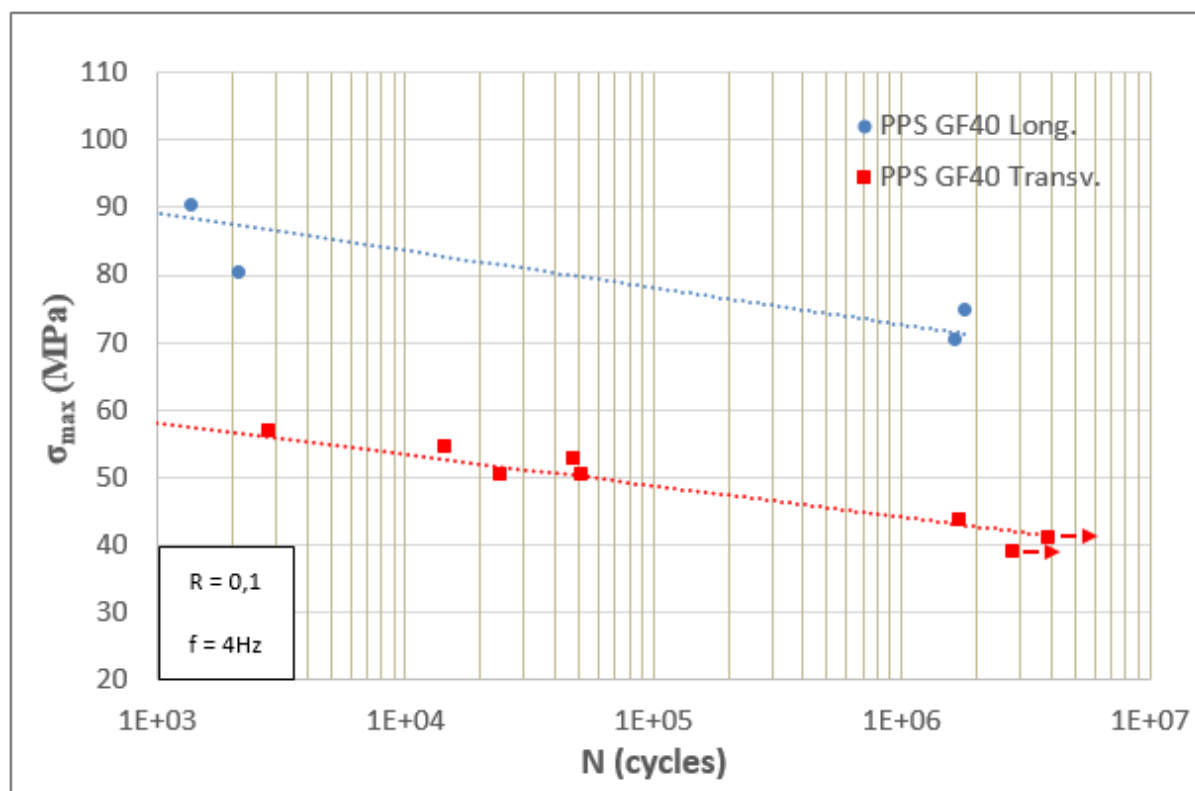


Figure 5.15 : Courbes de Wöhler d'un PPS/GF40

Comme les études portant sur les polyamides renforcés ou les polypropylènes présentées en section 5.1, les courbes obtenues sont droites. La relation entre la contrainte imposée et le logarithme du nombre de cycles à rupture est ici également linéaire. Les résultats des essais de fatigue ont montré une certaine corrélation entre la contrainte à rupture du matériau sous sollicitation quasi-statique et la contrainte maximale obtenue pour une rupture à un cycle. Les écarts obtenus peuvent notamment dépendre de la fréquence de sollicitation qui influe sur la vitesse de déformation. Il est possible de constater que le composite, lorsqu'il est sollicité avec une orientation de fibres transversale à la direction de chargement, permet d'atteindre un plus grand nombre de cycles que lorsqu'il est sollicité longitudinalement. Ce phénomène a été largement observé dans de précédentes études [190, 191, 195, 196], et peut s'expliquer de par la prédominance du comportement de la matrice pour cette orientation. Le PPS pur ayant un comportement de type élasto-plastique à cette température, le matériau admet ainsi de plus grandes déformations. Ces éléments montrent qu'il y a des similitudes entre le comportement du matériau en sollicitation quasi-statique et en fatigue. Ces similitudes se retrouvent notamment sur l'action des fibres et l'influence de la matrice, éléments qui ont été caractérisés et modélisés dans les chapitres précédents.

D'autres similitudes peuvent cependant être trouvées sur d'autres aspects et les méthodologies de calculs développées dans les chapitres précédents constituent donc autant d'éléments pouvant aider à la compréhension et à l'extrapolation du comportement du composite en fatigue. Cette thèse s'articulant sur les effets de l'environnement sur le comportement des composites plastiques, la prochaine section présente la considération de cet élément sur le comportement en fatigue du PPS/GF40 à l'aide de la modélisation développée dans les chapitres précédents.

5.4. Extrapolation à d'autres températures

L'évolution de la contrainte maximale en fonction du nombre de cycles à rupture montre un comportement linéaire, quelle que soit l'orientation des fibres. Cette tendance est analogue aux résultats obtenus pour d'autres matériaux, comme présenté en début de ce chapitre. Les courbes de traction peuvent alors être modélisées à l'aide d'une équation de Basquin :

$$\sigma_{max} = A(N_f)^B \quad (5.1)$$

Où σ_{max} représente la contrainte maximale à chaque cycle, A représente la contrainte maximale de fatigue pour 1 cycle, N_f représente le nombre de cycles à rupture et B est le coefficient directeur de la courbe S-N.

	A (MPa)	B
PPS/GF40 long	106	-0,027
PPS/GF40 transv	73	-0,035

Tableau 5.1 : Paramètres de l'équation de Basquin pour la description du comportement en fatigue du PPS/GF40 pour différentes orientations de fibres

Cette équation, bien que très simpliste et empirique, est très adaptée au comportement des polymères, de par l'absence de stabilisation et de durée de vie dite « infinie ». Cette observation vaut également pour le PPS/GF40, comme montré en figure 5.16.

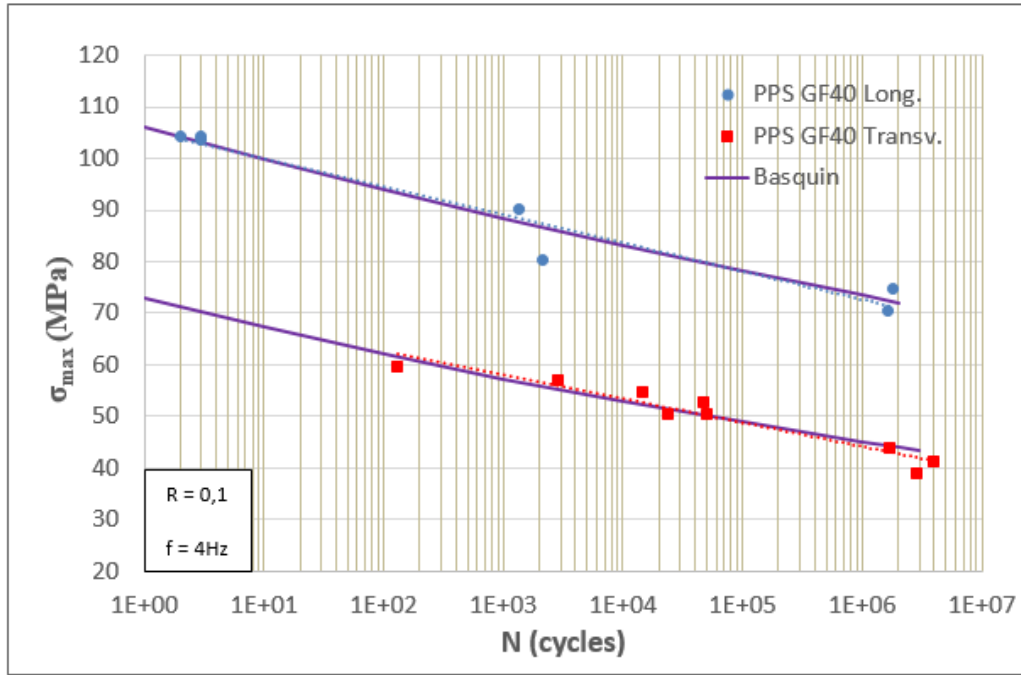


Figure 5.16 : Modélisation de la courbe de Wöhler du PPS/GF40 par une loi de Basquin

La loi de Basquin, bien qu'empirique, n'est pas totalement dénuée de sens physique. Le paramètre A, représentant la contrainte maximale admissible pour un cycle, est directement lié à la contrainte maximale du matériau en sollicitation quasi-statique, à la sensibilité à la vitesse de déformation près. Or, cette contrainte maximale quasi-statique possède une dépendance à la température, modélisée en chapitre 3 par l'intermédiaire du paramètre $\langle \delta_p \rangle$, paramètre propre au composite pour une orientation de fibres donnée, dans le cas d'une évolution de la température restant inférieure à la température de transition vitreuse et par $\langle \delta \rangle$ pour des températures supérieures à celle-ci. Ainsi, une évolution de la loi de Basquin est proposée afin de pouvoir prédire les courbes de Wöhler, pour différentes températures.

- Extrapolation de la courbe de Wöhler pour des températures inférieures à la transition vitreuse :

$$\sigma_{max} = Ae^{\langle \delta_p \rangle (1 - \frac{T_{eq}}{T_0})} (N_f)^B \quad (5.2a)$$

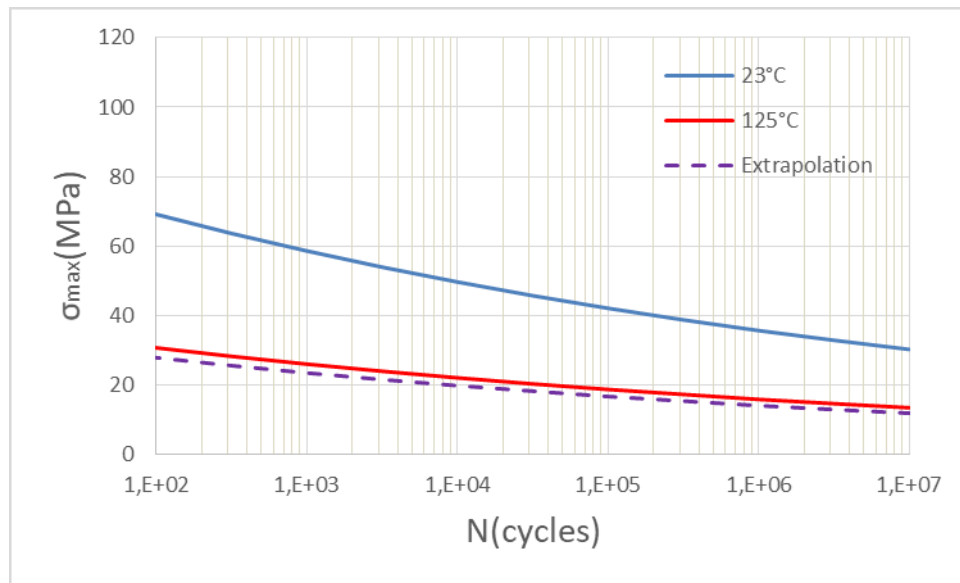
- Extrapolation de la courbe de Wöhler pour des températures supérieures à la transition vitreuse :

$$\sigma_{max} = Ae^{\langle \delta \rangle (1 - \frac{T_{eq}}{T_0})} (N_f)^B \quad (5.2b)$$

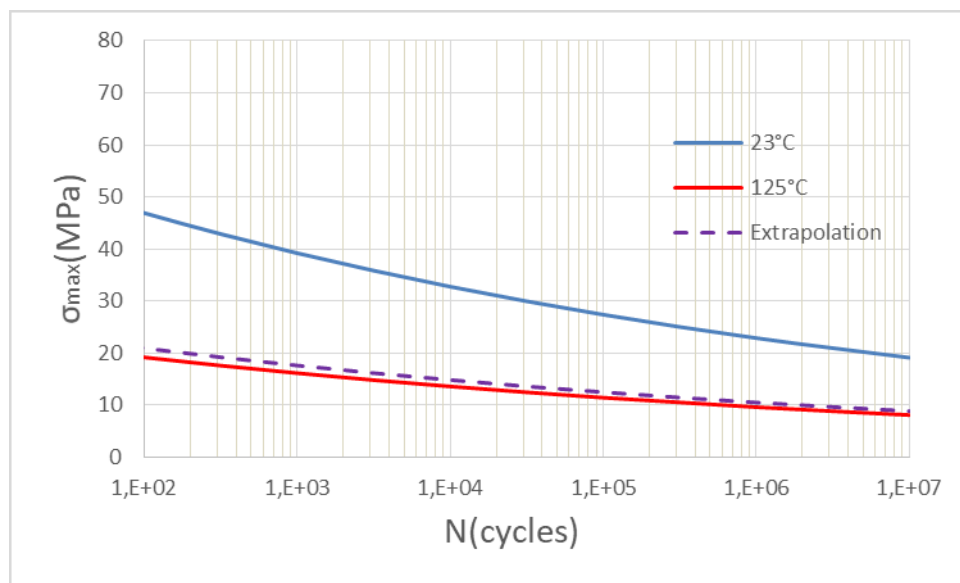
Une étude exhaustive de Mortazavian et. al [220] a montré de manière expérimentale l'influence de la température sur les courbes de Wöhler de différents composites, notamment sur des composites à base PBT et PA.

Les données en quasi-statique et en fatigue étant disponibles dans cette étude, l'évolution proposée de la loi de Basquin a pu être testée sur ces deux matériaux, pour deux orientations préférentielles de fibres. A l'instar de l'application du modèle développé en chapitre 3 au PPS/GF40 pour des orientations prédéterminées des fibres, les paramètres $\langle \delta_p \rangle$ relatifs aux différentes configurations sont déterminés grâce aux valeurs des contraintes maximales admissibles à 23°C et 125°C présentes dans l'étude. Les courbes de Wöhler à 23°C et 125°C sont modélisées grâce aux paramètres également présents dans l'étude. La courbe de Wöhler à 125°C n'est utilisée ici, comme dans les cas quasi-statiques présentés en chapitre 3, que pour vérifier les capacités prédictives du modèle.

Les résultats de ces extrapolations sont présentés en figure 5.17 et 5.18.

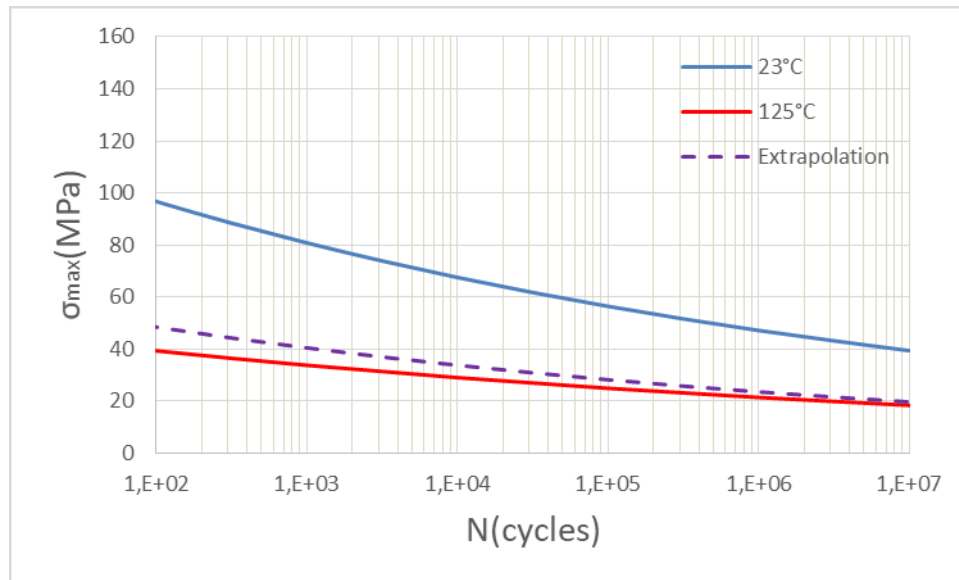


(a)

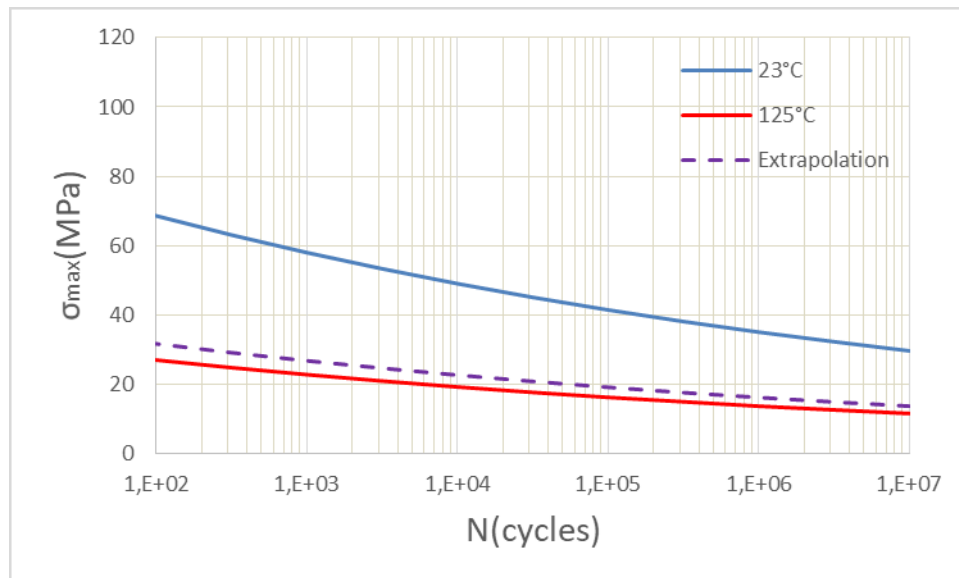


(b)

Figure 5.17 : Extrapolation de la courbe de Wöhler à 125°C d'un PBT GF30 pour une orientation de fibres (a) longitudinale et (b) transversale



(a)



(b)

Figure 5.18 : Extrapolation de la courbe de Wöhler à 125°C d'un PA6.6 GF30 pour une orientation de fibres (a) longitudinale et (b) transversale

Les paramètres utilisés pour la modélisation sont synthétisés en tableau 5.2

PBT GF30					
Longitudinale			Transversale		
A(MPa)	B	δp	A(MPa)	B	δp
96,3	-0,072	2,36	67,2	-0,078	2,4

(a)

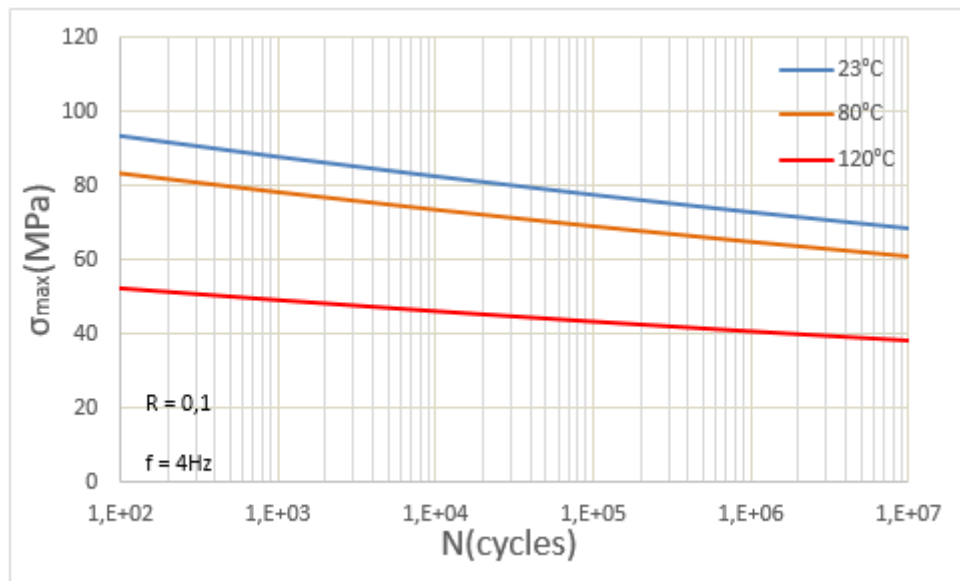
PA6.6 GF30					
Longitudinale			Transversale		
A(MPa)	B	$\langle \delta_p \rangle$	A(MPa)	B	$\langle \delta_p \rangle$
138,5	-0,078	2	96	-0,073	2,25

(b)

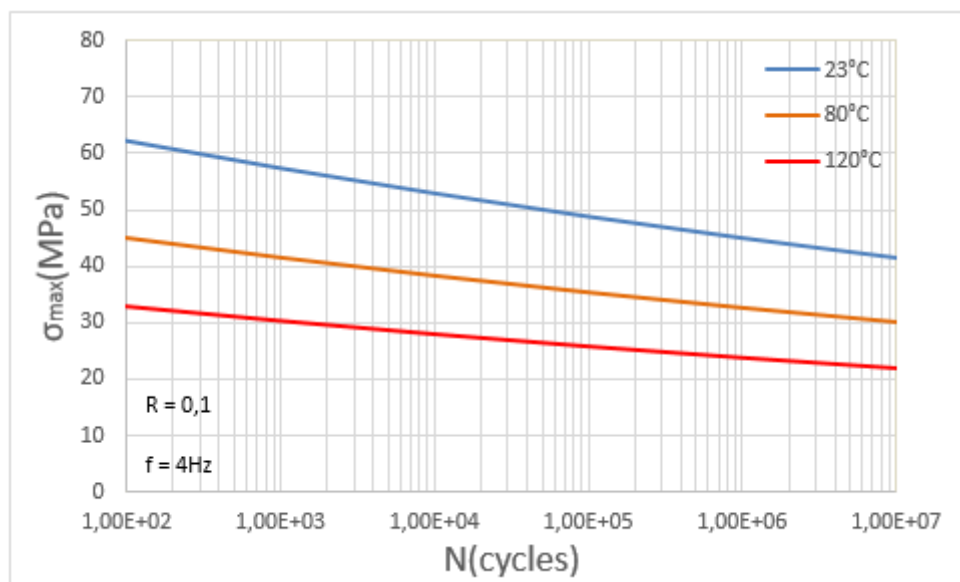
Tableau 5.2 Paramètres nécessaires à la détermination de la loi de Basquin dépendante de la température pour (a) un PBT GF30 et (b) un PA6.6 GF30

L'enrichissement de la loi de Basquin montre de bonnes capacités prédictives à la vue des résultats des extrapolations présentées en figure 5.17 et 5.18. Le modèle permet des extrapolations précises pour chaque matériau et pour chaque orientation de fibres étudiée. Dans le cas du PA6.6 GF30 toutefois, une certaine surestimation de la contrainte maximale à un cycle est à noter. Ceci peut s'expliquer de par le manque de courbes de Wöhler pour des températures intermédiaires permettant de considérer l'influence de la transition vitreuse. Les courbes de Wöhler présentes dans l'étude sont obtenues à 23°C et 125°C, c'est-à-dire respectivement avant et après la température de transition vitreuse, ne permettant pas de fait de distinguer le coefficient $\langle \delta_p \rangle$ du coefficient $\langle \delta \rangle$, détériorant ainsi quelque peu la précision de la prédiction du modèle. Dans le cas du PPS/GF40 étudié cependant, ces coefficients sont connus, avant et après la transition vitreuse et ce, pour plusieurs orientations de fibres données et listés en tableau 3.4. Pour l'estimation des courbes de Wöhler au-delà de la température de transition vitreuse cependant, comme pour le cas quasi-statique, une courbe obtenue à une nouvelle température de référence eut été souhaitable afin d'obtenir le paramètre A à la nouvelle température de référence. En l'absence de cette information, il est cependant possible de l'estimer à l'aide de la contrainte à rupture en quasi-statique. Au-delà de la transition vitreuse, la valeur du coefficient A de référence est la valeur de la contrainte à rupture obtenue à 110°C, comme cela a été le cas dans la détermination des paramètres présentés en tableau 3.4.

Il est ainsi possible de proposer une extrapolation des courbes de Wöhler du PPS/GF40 présentées en figure 5.16 pour d'autres températures via les équations (5.2a) et (5.2b), pour différentes orientations de fibres :



(a)



(b)

Figure 5.19 : Extrapolation de courbes de Wöhler du PPS/GF40 à différentes températures pour une orientation (a) longitudinale et (b) transversale

Une synthèse des paramètres utilisés pour réaliser l'extrapolation des courbes de Wöhler du PPS/GF40 est donnée en tableau 5.3.

PPS/GF40 sens longitudinal							
Avant Tg				Après Tg			
A (MPa)	B	$\langle \delta_e \rangle$	T0 (K)	A (Estimé) (MPa)	B	$\langle \delta \rangle$	T0 (K)
106	-0,027	0,51	296	60	-0,027	0,52	383

(a)

PPS/GF40 sens transverse							
Avant Tg				Après Tg			
A (MPa)	B	$\langle \delta e \rangle$	T0 (K)	A (Estimé) (MPa)	B	$\langle \delta \rangle$	T0 (K)
73	-0,035	1,67	296	45	-0,035	5,95	383

(b)

Tableau 5.3 : Paramètres nécessaire à l'extrapolation des courbes de Wöhler du PPS/GF40 pour différentes températures pour une orientation de fibres (a) longitudinale et (b) transversale

Comme cela a été montré en chapitre 4 pour des sollicitations monotones et quasi-statiques, l'endommagement de l'interface fibre/matrice voit ses conséquences évoluer en fonction de la température et de l'orientation des fibres. Cette tendance peut donc s'exacerber pour des sollicitations en fatigue et modifier la pente de l'évolution de la contrainte maximale en fonction du nombre de cycles à rupture. Le coefficient B est ici supposé constant, mais une dépendance de ce paramètre à l'endommagement pourrait permettre de gagner encore en précision de prédiction.

5.5. Auto-échauffement et équation de la chaleur

Le fil d'Ariane suivi au cours de la thèse repose sur la sensibilité du matériau à son environnement. Comme cela a été montré dans les chapitres précédents, la température influe grandement sur les propriétés mécaniques des thermoplastiques. Cette influence a été considérée et modélisée lorsque cette température est un élément extérieur, propre à l'environnement de sollicitation, et pour des sollicitations monotones et en fatigue. Cependant, comme montré en section 5.1., pour des sollicitations en fatigue, bien que les essais soient conduits à température ambiante, une élévation de température de l'échantillon peut être observée. Cette élévation de température étant due à de la dissipation, la hausse de la température n'est pas due ici à l'environnement mais constitue bien un élément interne au matériau, lié à sa microstructure. Cette température ayant une influence sur les propriétés du matériau, cette dissipation influe de fait sur sa durée de vie. La modélisation développée dans la section précédente permet d'estimer l'influence de la température sur la durée de vie du matériau. Cependant, cela suppose de connaître la température avec laquelle le matériau est sollicité. Ce paramètre est facilement identifiable lorsque la température est imposée et liée à son environnement, mais moins simple à connaître si la source de cette élévation de température est d'origine intrinsèque. Ainsi, l'objectif de cette section est de prédire l'élévation de température que va subir le matériau pour mieux comprendre l'influence de ce paramètre sur la durée de vie du matériau soumis à de telles sollicitations.

5.5.1. Equation de la chaleur avec dissipation

L'élévation de température constatée lors des sollicitations en fatigue étant un phénomène interne induit par une dissipation du matériau, le système d'équation menant à la résolution de l'équation de la chaleur se doit de considérer ce phénomène.

A partir du premier principe de la thermodynamique et faisant l'hypothèse du cas de petites déformations, il est possible d'écrire la loi de conservation de l'énergie:

$$\rho \frac{de}{dt} = \sigma_{ij} \frac{d\varepsilon_{ij}}{dt} - \text{div } q + r \quad (5.3)$$

L'objectif étant d'obtenir une approximation moyenne de l'élévation de la température, seul le cas 1D a été étudié. En faisant l'hypothèse de l'absence d'un apport volumique r , l'équation (5.3) peut alors s'écrire :

$$\rho \frac{de}{dt} = \sigma \frac{d\varepsilon}{dt} - \frac{\partial q_x}{\partial x} \quad (5.4)$$

L'énergie interne e dépend de l'énergie libre de Helmholtz et de l'entropie. L'expression de l'énergie libre dépend, comme développé en chapitre 3, des variables d'état propres au matériau :

$$\rho \frac{de}{dt} = \rho \left(\frac{d\psi(\varepsilon, \varepsilon_{vi}, \theta)}{dt} + s \frac{d\theta}{dt} + T \frac{ds}{dt} \right) - \frac{\partial q_x}{\partial x} \quad (5.5)$$

Où s désigne l'entropie et ε désigne la déformation totale du matériau, en comprenant la déformation élastique ε_e et la déformation plastique p . Une hypothèse simplificatrice est faite quant au phénomène physique à l'origine de la dissipation. Au vu des cas de charges expérimentaux étudiés plus tard dans ce chapitre, l'absence d'écrouissage et la forte influence de la dissipation thermoélastique, seule la dissipation induite par l'amortissement viscoélastique est considérée [221, 222].

La décomposition de l'équation (5.5) permet d'aboutir à une équation aux dérivées partielles par rapport aux variables internes :

$$\rho \frac{de}{dt} = \rho \left(\frac{\partial \psi}{\partial \varepsilon} \frac{d\varepsilon}{dt} + \frac{\partial \psi}{\partial \varepsilon_{vi}} \frac{d\varepsilon_{vi}}{dt} + \left(\frac{\partial \psi}{\partial \theta} + s \right) \frac{d\theta}{dt} + T \frac{ds}{dt} \right) - \frac{\partial q_x}{\partial x} \quad (5.6)$$

L'expression générale alors obtenue peut-être appliquée et développée en fonction de l'expression de l'énergie libre.

5.5.2. Intégration du modèle créé

En combinant les équations (3.27), (3.28) et (3.29) déterminées en chapitre 3 à partir de l'inégalité de Clausius-Duhem avec les équations (5.4) et (5.6), le premier principe de la thermodynamique se résume alors à :

$$-\frac{\partial \varphi(\dot{\varepsilon}_{vi})}{\partial \dot{\varepsilon}_{vi}} + T \frac{ds}{dt} = -\frac{\partial q_x}{\partial x} \quad (5.7)$$

L'expression de l'énergie libre de Helmholtz utilisée ici est une variante de l'équation (3.21) présentée en chapitre 3. En effet, seuls les effets de l'amortissement viscoélastique étant considérés, les contributions de la dilatation thermique et du comportement pseudo-plastique sont négligées. L'expression utilisée devient alors :

$$\rho\psi = \left[\frac{1}{2} C_e (\varepsilon - \varepsilon_{vi})^2 + \frac{1}{2} C_{vi} \varepsilon_{vi}^2 \right] e^{\delta_e \left(1 - \frac{T_{eq}}{T_0}\right)} - \frac{\rho C}{2T} \theta^2 \quad (5.8)$$

En considérant l'expression (3.28) et la nouvelle expression de l'énergie libre décrite par l'équation (5.8), il est alors possible d'écrire la loi entropie-température classique:

$$s = -\frac{\partial\psi}{\partial\theta} = \frac{C}{T} \theta \quad (5.9)$$

En combinant l'expression du pseudo-potentiel de dissipation défini par l'équation (3.26), qui ne dépend que la déformation viscoélastique avec les équations (5.9) et (5.7), il est alors permis d'écrire l'expression du problème d'évolution thermomécanique sous la forme :

$$\rho C \frac{dT}{dt} = \tau(C_e + C_{vi}) \left(\frac{d\varepsilon_{vi}}{dt} \right)^2 - \frac{\partial q_x}{\partial x} \quad (5.10)$$

La densité de flux de chaleur est ici supposée suivre une loi de Fourier :

$$q_x = -k \frac{\partial\theta}{\partial x} \quad (5.11)$$

L'évolution de la température est alors gouvernée par la dissipation intrinsèque, liée à la partie viscoélastique du comportement mécanique du matériau, ainsi que par la diffusion.

La dissipation est ici dépendante de la déformation viscoélastique. L'évolution de cette déformation, est elle-même donnée par l'expression (3.29). Le problème d'évolution thermomécanique simplifié peut alors se résoudre à un système de deux équations :

$$\dot{\varepsilon}_{vi} + \frac{1}{\tau} \varepsilon_{vi} e^{\delta_e \left(1 - \frac{T_{eq}}{T_0}\right)} = \frac{C_e}{\tau(C_e + C_{vi})} \varepsilon e^{\delta_e \left(1 - \frac{T_{eq}}{T_0}\right)} \quad (5.12)$$

$$\rho C \frac{dT}{dt} - k \frac{\partial^2 \theta}{\partial x^2} = \tau(C_e + C_{vi}) \left(\frac{d\varepsilon_{vi}}{dt} \right)^2 \quad (5.13)$$

La particularité de ce modèle réside dans le fait que l'apparition de la température dans l'équation régissant l'évolution de la déformation viscoélastique. En effet, comme observé en chapitre 2 et modélisé en chapitre 3, la hausse de la température induit une hausse des phénomènes visqueux. De plus, la dissipation étant liée aux caractéristiques mécaniques du matériau, ces derniers étant fonction de la température, l'élévation de cette dernière dépend alors de caractéristiques à une température donnée, qui est justement à déterminer.

5.5.3. Résolution numérique

5.5.3.1. Conditions initiales et résolution

La résolution de ce problème considérant la sollicitation dans son ensemble, la déformation viscoélastique est donc considérée nulle en début de sollicitation :

$$\varepsilon_{vi}(0,0) = 0 \quad (5.14)$$

En faisant l'hypothèse que la température enregistrée par les caméras thermiques est la température en surface du matériau, une condition aux limites a été appliquée afin d'obtenir le champ de températures dans toute l'épaisseur de l'échantillon :

$$T(x, 0) = T_0 + (e^{-x^2} - e^{-1.6^2}) \quad (5.15)$$

L'objectif de cette modélisation étant d'obtenir une estimation moyenne de l'élévation de température du matériau induite par la dissipation, une résolution analytique directe a été conduite, à l'aide du logiciel Mathematica. Ce système n'admettant pas de solution exacte de l'évolution de la température, la résolution de ce système a pu être effectuée de manière numérique via la fonction NDSolve. Cette fonction permet la résolution d'équations différentielles à certains points, via l'application d'une méthode basée sur la Backward Differential Formula (BDF), ici d'ordre 3, puis d'une interpolation entre ces solutions via des polynômes cubiques d'Hermite afin d'obtenir une solution continue sur l'entièreté du spectre temporel étudié.

5.5.3.2. Corrélations avec données de la littérature

Le modèle a été testé sur une étude expérimentale exhaustive menée par Benaarbia et al.[64] sur l'influence de la fréquence de sollicitation ainsi que de l'humidité relative sur l'auto-échauffement d'un PA6.6 non renforcé. Les coefficients C_e et C_{vi} , définissent le module d'Young du matériau par la relation définie en chapitre 3 :

$$\frac{C_e C_{vi}}{C_e + C_{vi}} = E \quad (5.16)$$

Les coefficients sont ainsi obtenus via une estimation avec un algorithme de Newton-Raphson. Le coefficient δ_e est quant à lui obtenu selon le protocole défini en chapitre 3, c'est-à-dire à partir des courbes de tractions obtenues par Eftekhari [65]. Il est alors possible de remarquer que le PA6.6 est bien plus sensible à la température que le PPS puisque la valeur de δ_e obtenue en chapitre 3 est environ deux fois moins importante. Une légère incertitude existe cependant sur la définition de ce paramètre ici, car les courbes de tractions utilisées ne proviennent pas de la même étude que le reste des paramètres. La nature du matériau étant la même, cette incertitude reste néanmoins acceptable.

Les données matériaux ont été tirées de cette étude et sont synthétisées en tableau 5.4.

Ce (MPa)	Ci (MPa)	k (W/m/K)	C (J/K/Kg)	δe	T0 (K)
3000	3000	0,25	1440	3,77	298

Tableau 5.4 : Paramètres servant à l'estimation de l'auto-échauffement d'un PA6.6

Le modèle se basant sur l'évolution de la déformation viscoélastique, elle-même de la déformation macroscopique, la déformation subie par le matériau pour chaque configuration sert de donnée d'entrée au modèle. Les différentes déformations subies par le matériau sont rappelées en figure 5.20.

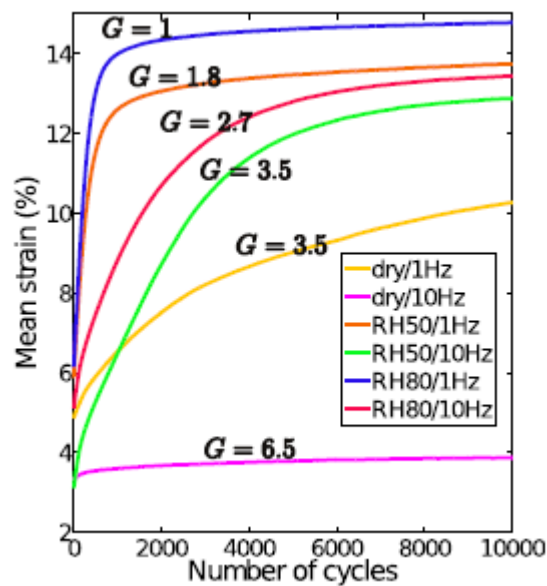


Figure 5.20 : Accumulation de déformation d'un PA6.6 pour différentes conditions de sollicitation [64]

La première condition testée est la configuration avec une sollicitation sur un échantillon sec, à 1Hz. Les prédictions du modèle sont confrontées avec la température relevée par caméra thermique en figure 5.21 :

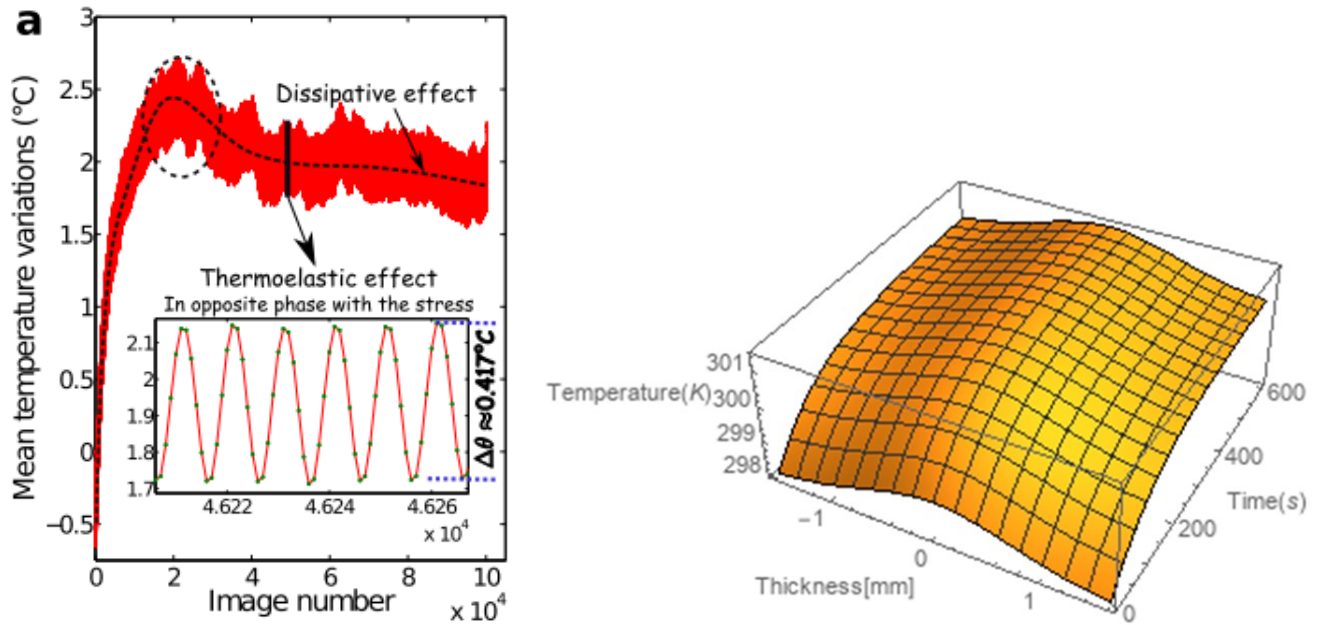


Figure 5.21 : Corrélation entre la prédiction et le relevé de l'auto-échauffement d'un PA6.6 [64] pour une sollicitation à 1Hz/RHO

La température prédite par le modèle montre une élévation de 3°C en surface, pouvant atteindre près de 4°C à cœur. La mesure expérimentale montre une élévation de 2,5°C avant de ressentir les effets dissipatifs de par les effets de convection avec le milieu extérieur. Les effets d'échanges thermiques avec l'extérieur n'étant pas considérés dans le modèle, la température prédite par celui-ci correspond de ce fait à la température maximale atteinte par l'échantillon. La comparaison de ces résultats montre donc une erreur de 0,5°C entre la température maximale relevée et la température prédite.

La spécificité du système thermomécanique proposé repose sur le fait que la température apparaisse dans l'équation régissant l'évolution de la déformation viscoélastique. Cette expression prend en compte la sensibilité du matériau à la température via le paramètre δ_e . Afin d'estimer l'influence de cette sensibilité sur la dissipation, le calcul a été relancé en négligeant ce paramètre. Le résultat de cette prédiction est présenté en figure 5.22 :

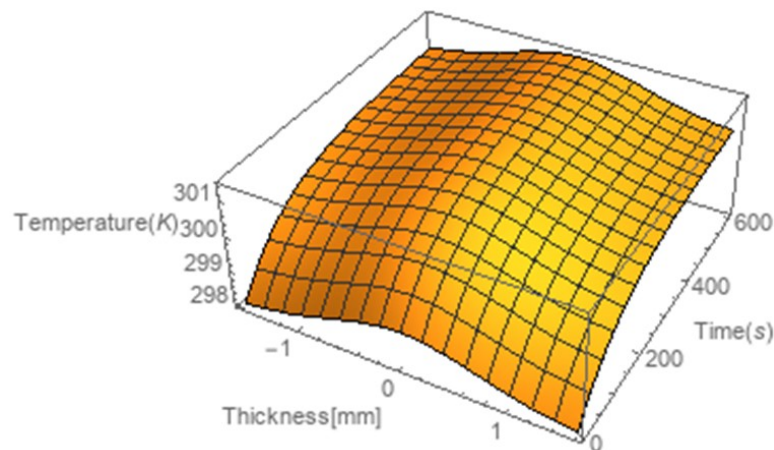


Figure 5.22 : Influence du paramètre δ_e sur l'auto-échauffement du PA6.6

Alors que l'influence de ce paramètre est très importante dans le but de prédire le comportement mécanique des thermoplastiques, son influence sur la dissipation est négligeable. En effet, comme montré en figure 5.22, aucun changement notable ni de la température maximale ni de la vitesse à laquelle cette température est atteinte n'est observé de par la différence d'ordre de grandeur entre le module d'Young et la déformation. Ainsi, même si les paramètres définissant le comportement élastique du matériau comme le module d'Young sont très sensibles à la température, la baisse de ces caractéristiques à cause de la température n'induit pas à elle seule une hausse notable de la déformation viscoélastique. L'influence de ce paramètre ne peut être observée que lorsque ce dernier atteint des valeurs très importantes, loin des paramètres applicables pour caractériser des matériaux réels, comme montré en figure 5.23 :

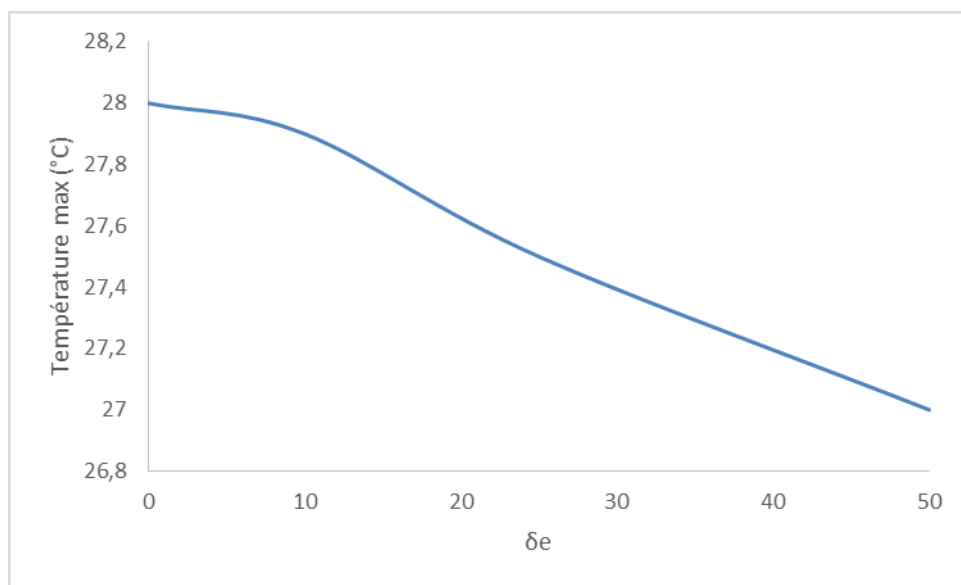


Figure 5.23 : Evolution de la température maximale prédite en fonction de la valeur du paramètre δ_e

Il est à noter que la température maximale atteignable par le matériau pour une même condition diminue au fur et à mesure que le paramètre δ_e augmente.

Une absence d'augmentation significative de la déformation viscoélastique et une stabilisation de la température par la baisse de la température maximale atteignable par un matériau très sensible à la température sont observées par modélisation.

L'absence d'augmentation de la déformation viscoélastique observée n'a pas de réel sens physique puisque la sensibilité du matériau à la température, de par la dissipation, serait observable sur l'évolution de sa déformation macroscopique au cours de la sollicitation. Ici cependant, seule l'étude de δ_e est considérée pour une déformation globale inchangée. Or, il est fort probable que la déformation globale du matériau varie en fonction de la température, tout comme elle est dépendante de l'humidité et de la fréquence de sollicitation comme observé en figure 5.20. Ainsi, la définition seule du paramètre δ_e ne permet pas de prédire l'évolution de la déformation viscoélastique en fonction de la température.

L'autre constatation montre que plus les caractéristiques élastiques du matériau sont sensibles à la température, moins ce dernier va s'auto-échauffer. Ce phénomène s'explique par la définition du pseudo-potentiel de dissipation qui le constitue. En effet, le pseudo-potentiel de dissipation exprimé par l'équation (3.26) étant lié aux paramètres élastiques du matériau, plus ces derniers diminuent par l'effet de la température, moins la dissipation est importante.

Cependant il est également à noter que, comme il a été montré en figure 5.21, sous réserve de connaître l'évolution de la déformation moyenne du matériau au cours de l'essai, le modèle est capable de prédire l'élévation de température avec une précision satisfaisante pour la configuration étudiée. Une autre configuration a ensuite été testée avec le cas d'un matériau sec mais cette fois-ci sollicité à 10Hz.

Les paramètres sont restés identiques, seule l'accumulation de déformation a évolué. La confrontation de la température relevée et de la prédiction est montrée en figure 5.24 :

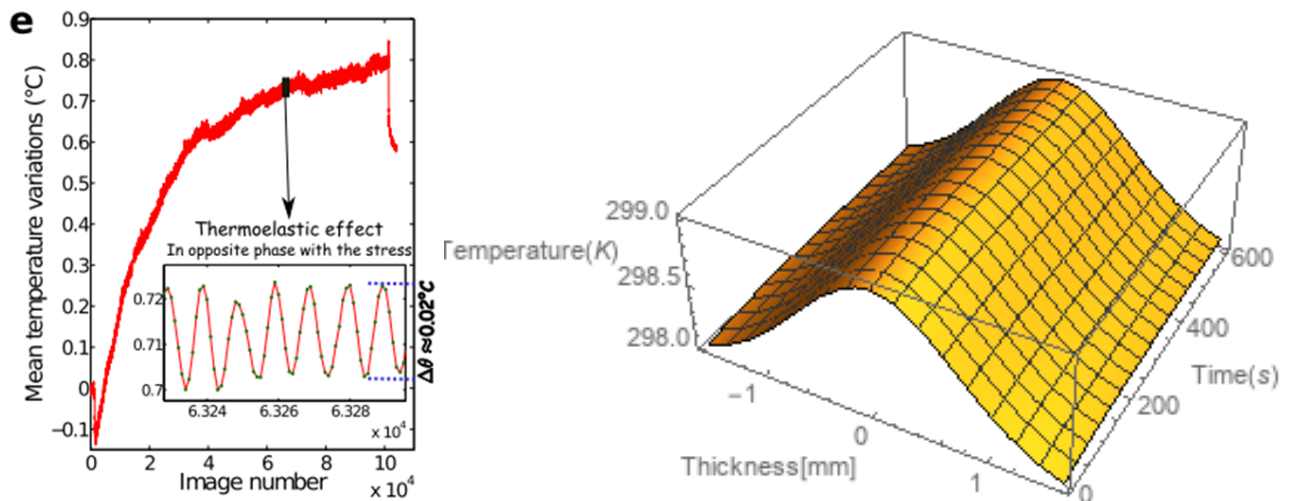


Figure 5.24 : Corrélation entre la prédiction et le relevé de l'auto-échauffement d'un PA6.6 [64] pour une sollicitation à 10Hz/RH0

Ici le modèle prédit une évolution négligeable de la température en surface et une hausse d'un degré Celsius tout au plus à cœur. Ce résultat, là encore, est cohérent avec le relevé expérimental qui mesure une élévation de température inférieure à 1°C. Ce résultat s'explique par la très faible évolution de déformation observée en figure 5.20 pour cette configuration.

Enfin, le modèle a été appliqué à une condition où le matériau est sollicité à 1Hz mais présente une absorption d'eau due à une sollicitation dans un environnement comprenant 50% d'humidité relative. Contrairement aux cas étudiés au cours de cette thèse, le matériau n'est pas complètement immergé dans un liquide composé de plusieurs constituants. Ici, la masse d'eau gagnée à saturation varie en fonction de l'humidité relative. De ce fait, une conversion est opérée sur l'équation (3.37a) afin de prendre en compte la masse d'un liquide monophasé et non plus la proportion des constituants dans le liquide :

$$T_{eq} = T - \zeta \%wt \quad (5.17)$$

Le coefficient ζ est obtenu via le même protocole que défini en chapitre 3, en se servant des courbes de traction vieilles présentes dans l'étude originale de Benaarbia et. al. Le coefficient ζ vaut ici 11,2 pour ce PA6.6.

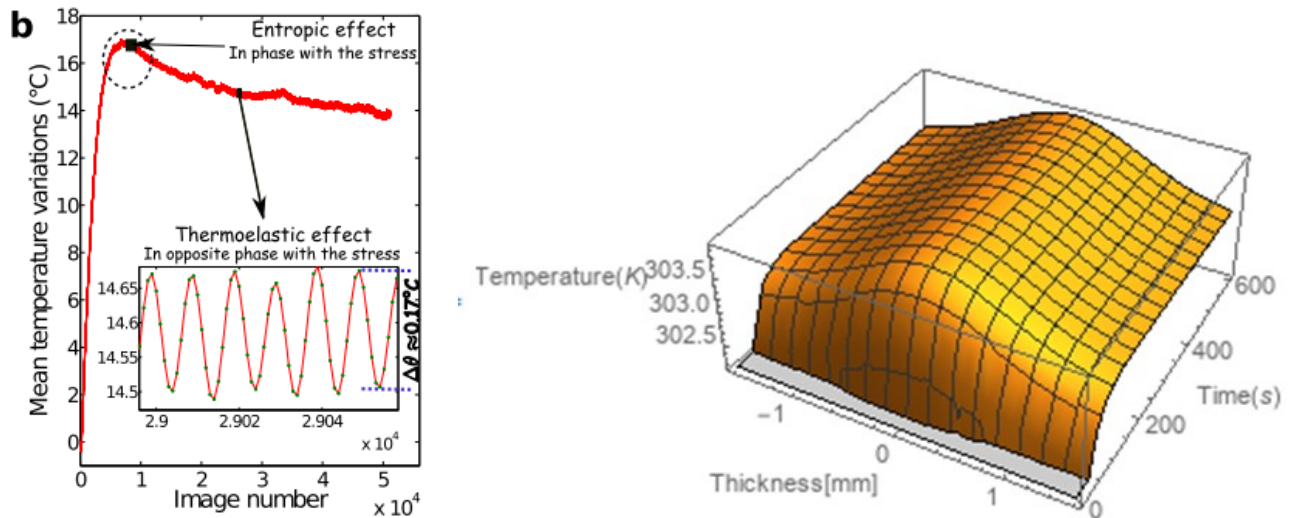


Figure 5.25: Corrélation entre la prédiction et le relevé de l'auto-échauffement d'un PA6.6 [64] pour une sollicitation à 1Hz/RH50

Cette configuration induit une élévation de température plus importante que pour les conditions précédemment étudiées. Ce phénomène était attendu de par une déformation plus importante que dans les cas précédents. Cependant, comme montré en figure 5.25, cette hausse de la déformation n'est pas suffisante pour expliquer l'élévation de la température puisque le modèle sous-estime grandement l'élévation réelle de température observée expérimentalement.

En effet, comme abordé dans les chapitres précédents, l'absorption d'eau induit des phénomènes microstructuraux tels que l'insertion de molécules d'eau entre les chaînes moléculaires ou encore un effet plastifiant qui peut favoriser l'endommagement. Bien que ces effets soient visibles sur la déformation globale du matériau, ce dernier n'est plus tout à fait le même qu'étudié jusqu'à présent et voit de ce fait ses paramètres évoluer de par la présence d'eau dans la microstructure. La prochaine section aborde ainsi différents points de vue afin de tenter de considérer les différents effets de l'eau sur le comportement dissipatif du matériau.

5.6. Auto-échauffement et humidité

5.6.1. Homogénéisation du VER vieilli

La résolution du système thermomécanique en considérant l'humidité ambiante passe par la conciliation de deux points de vue : la présence de molécules d'eau dans le VER et leur action sur la microstructure.

Pour une humidité relative de 50% dans l'enceinte climatique, il est stipulé dans l'étude de Benaarbia et. al [64] que le matériau gagne 2,8% de masse en eau. L'eau n'ayant pas les mêmes propriétés physiques et mécanique que le PA6.6, une « homogénéisation » du matériau est réalisée afin de déterminer les constantes équivalentes du PA6.6 contenant 2,8% d'eau comme montré en figure 5.26 :

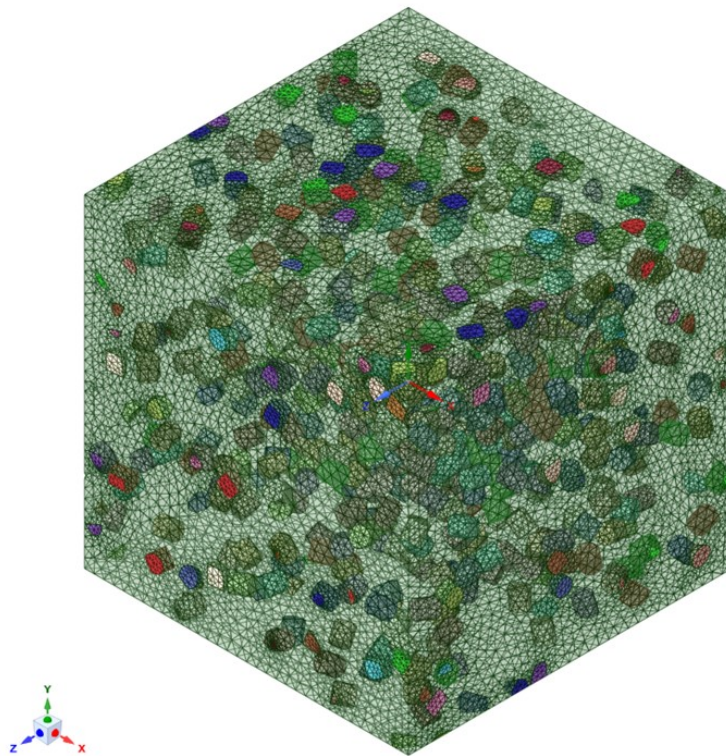


Figure 5.26 : Modélisation du VER vieilli d'un PA6.6 contenant 2,8% d'eau

Bien que les propriétés thermiques et mécaniques de l'eau soient très différentes de celle du PA6.6, la faible proportion d'eau au sein du VER global saturé ne permet pas de modifier de manière assez sensible les propriétés globales du composite, comme montré en tableau 5.5 :

Ce (MPa)	Ci (MPa)	k (W/m/K)	C (J/K/Kg)	δe	T0 (K)	ζ
2660	2660	0,255	1500	3,77	298	-11,2

Tableau 5.5 : Evolutions des paramètres nécessaires à la prédiction de l'auto-échauffement d'un PA6.6 contenant 2,8% d'eau

Comme montré en figure 5.27, la modification de ces paramètres ne permet pas de modifier sensiblement les résultats obtenus précédemment :

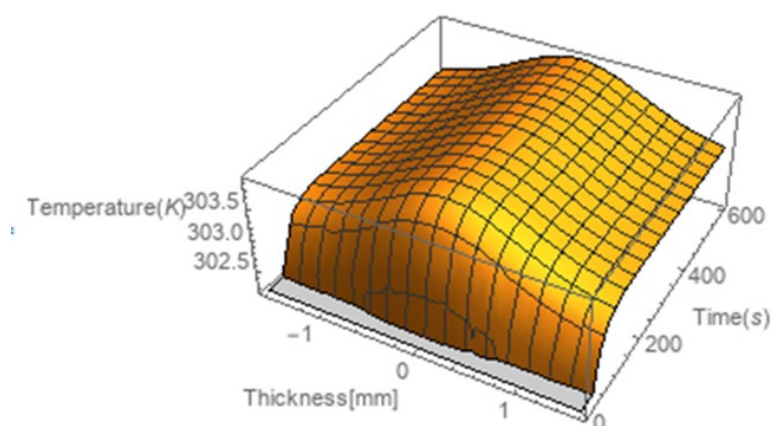


Figure 5.27 : Prédiction de l'auto-échauffement d'un PA6.6 à partir d'un VER vieilli

Le résultat de ce calcul montre que la présence seule de molécules d'eau ne permet pas d'expliquer la plus forte élévation de température observée expérimentalement. Cependant, comme présenté en chapitre 1, l'absorption d'eau par les thermoplastiques induit une modification du réseau de chaînes moléculaires. La modification de ce réseau et des mouvements relatifs des segments peuvent être une manière d'expliquer la modification du comportement thermique observé. La prochaine section présente une proposition de modélisation du problème thermomécanique en considérant le mouvement des chaînes moléculaires.

5.6.2. Intégration du mouvement des chaînes moléculaires

5.6.2.1. Contributions à l'énergie libre de Helmholtz

La présence d'eau dans un plastique peut induire différents phénomènes tels que de la micro-plasticité, des frottements internes ou encore un endommagement du réseau moléculaire. La considération de ces effets peut être en partie réalisée par l'introduction de ces paramètres microscopiques, déjà pris en compte dans la modélisation du comportement des caoutchoucs [223, 224].

En effet, la microstructure des caoutchoucs, comme celle des thermoplastiques étudiés, est composée de chaînes moléculaires qui peuvent être ramifiées et donc liées, emmêlées ou libres. En faisant l'hypothèse d'un vieillissement réversible dû uniquement à l'absorption, sans hydrolyse, comme ce fut le cas jusqu'à présent, l'insertion des molécules d'eau modifie alors l'agencement des chaînes emmêlées et libres sans briser les liens du réseau ramifié, comme illustré en figure 5.28 :

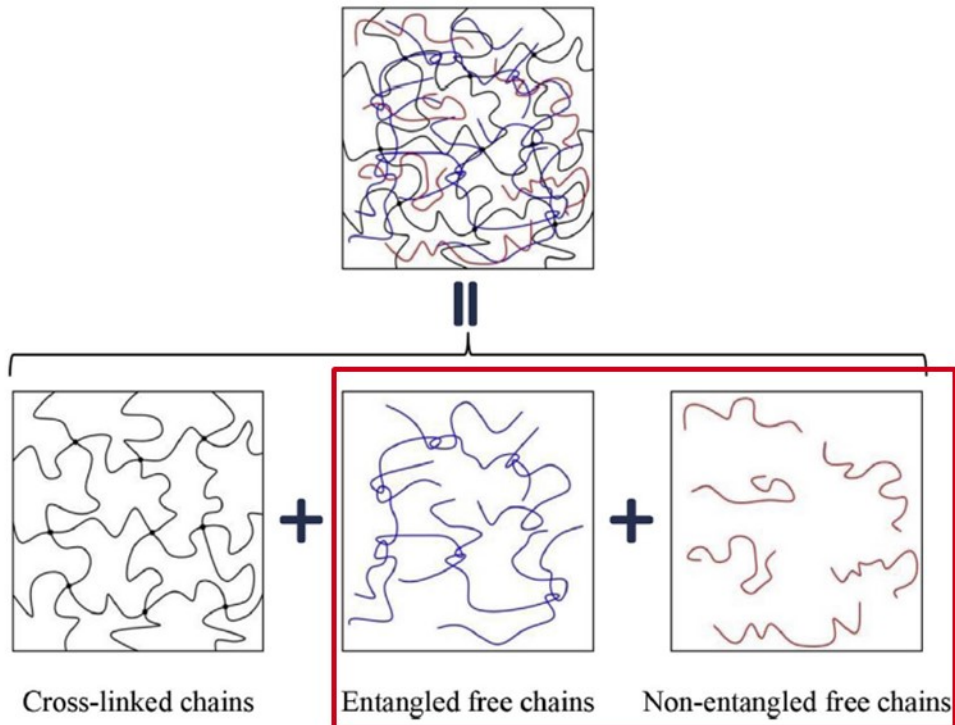


Figure 5.28 : Illustration des différentes interactions entre les chaînes moléculaires susceptibles d'être altérées par l'absorption d'eau [223]

En se basant sur l'étude menée par Guo et. al [223], la considération de ces mouvements de chaînes enrichit l'expression d'énergie libre de Helmholtz via la contribution des chaînes emmêlées et libres :

$$\psi = \psi_{vol} + \psi_{iso} \quad (5.18)$$

Où les expressions désignent respectivement :

ψ_{vol} : la contribution volumétrique, ce qui reprend les effets attribués à la mécanique. Cette partie correspond donc à l'expression de l'énergie libre définie jusqu'à présent dans notre étude décrite par l'équation (3.21)

ψ_{iso} : la contribution isochore, contenant les effets induits par la relaxation et la viscosité sur le réseau:

$$\psi_{iso} = \psi_R + \psi_V \quad (5.19)$$

Avec :

ψ_R : l'énergie liée à la relaxation donc à un réseau parfait, considéré de ce fait comme ayant une réponse purement élastique

ψ_V : l'énergie liée aux effets visqueux et donc aux changements de configuration du réseau

Les expressions de ψ_R et ψ_V sont définies telles qu'elles l'ont été dans l'étude de Guo et. al [223].

Ces expressions sont basées sur les formulations de réseaux non-Gaussiens. L'expression de l'énergie libre relaxée est donnée par :

$$\psi_R = n_R k T N_R (\zeta_{iso} \frac{\lambda_{iso}}{\sqrt{N_R}} + \ln \frac{\zeta_{iso}}{\sinh \zeta_{iso}}) \quad (5.20)$$

Où les termes désignent respectivement :

n_R : le nombre moyen de chaînes dans le réseau parfait par unité de volume

N_R : le nombre moyen de segments dans la chaîne

k : constante de Boltzmann

λ_{iso} : la déformation moyenne de chaque chaîne : $\sqrt{\frac{1}{3} \text{trace} (\varepsilon_R)}$

ζ_{iso} : l'inverse d'une fonction de Langevin, approximée par une approximation de Padé:

$$\zeta_{iso} = \mathcal{L}^{-1}(\frac{\lambda_{iso}}{\sqrt{N_R}}) \approx \frac{\lambda_{iso}}{\sqrt{N_R}} \frac{3N_R - \lambda_{iso}^2}{N_R - \lambda_{iso}^2} \quad (5.21)$$

Le paramètre ζ_{iso} est supposé constant

La modification d'un tel réseau est traduite mathématiquement par une variation du nombre moyen de segments dans la chaîne :

$$N_R(T, \chi) = N_{R0} + N_{RT}(T) + N_{R\chi}(\chi) \quad (5.22)$$

Le réseau de chaînes moléculaires pouvant être altéré par l'environnement, le paramètre correspondant est dépendant de ces facteurs. La reptation est traduite par sa dépendance à la température T , de manière supposée linéaire de par sa composante $N_{RT}(T)$:

$$N_{RT}(T) = N_{,T} (T - T_0) \quad (5.23)$$

L'endommagement du réseau est pris en compte grâce au terme $N_{R\chi}(\chi)$ où χ désigne l'accumulation d'endommagement. Ici, l'endommagement du réseau représente les segments démêlés pendant la sollicitation. De même que pour la dépendance à la température, le terme $N_{R\chi}(\chi)$ est supposé évoluer linéairement par rapport à l'accumulation d'endommagement :

$$N_{R\chi}(\chi) = N_{R0}\chi \quad (5.24)$$

L'expression de l'énergie libre visqueuse est similaire à celle de l'énergie libre relaxée :

$$\psi_V = n_V k T N_V (\zeta_V \frac{\lambda_e}{\sqrt{N_V}} + \ln \frac{\zeta_V}{\sinh \zeta_V}) \quad (5.25)$$

Où les paramètres définissent respectivement :

n_V : le nombre moyen de chaînes libres superposées par unité de volume

N_V : le nombre moyen de segments dans la chaîne libre

k : le constante de Boltzmann

λ_e : la déformation moyenne de chaque chaîne : $\sqrt{\frac{1}{3} \text{trace} (\varepsilon_V)}$

ζ_V : l'inverse d'une fonction de Langevin, approximée par une approximation de Padé:

$$\zeta_V = \mathcal{L}^{-1}\left(\frac{\lambda_e}{\sqrt{N_R}}\right) \approx \frac{\lambda_e}{\sqrt{N_V}} \frac{3N_V - \lambda_e^2}{N_V - \lambda_e^2} \quad (5.26)$$

Le paramètre ζ_e est supposé constant

Contrairement au cas de l'énergie libre relaxée, les paramètres visqueux n_V et N_V sont constants.

5.6.2.2. Equivalences et lois de comportement

La nouvelle expression de l'énergie libre de Helmholtz définie en équation (5.18) est alors injectée dans l'inégalité de Clausius-Duhem présentée en équation (3.23). Les déformations élastiques et viscoélastiques étant déjà prises en considération dans l'expression de l'énergie libre de Helmholtz ψ_{vol} , l'inégalité devient :

$$\sigma \dot{\varepsilon} - \rho \left(\frac{\partial \psi_{vol}}{\partial T} \dot{T} + \frac{\partial \psi_{vol}}{\partial \varepsilon} \dot{\varepsilon} + \frac{\partial \psi_{vol}}{\partial \varepsilon_{vi}} \dot{\varepsilon}_{vi} + \frac{\partial \psi_R}{\partial T} \dot{T} + \frac{\partial \psi_R}{\partial \chi} \dot{\chi} + s \dot{T} \right) - \frac{1}{T} \text{grad } T \geq 0 \quad (5.27)$$

De par cette inégalité, il est alors possible d'en déduire les nouvelles expressions des lois de comportement :

$$\sigma = \rho \frac{\partial \psi_{vol}}{\partial \varepsilon} \quad (5.28)$$

$$s = -\frac{\partial \psi_{vol}}{\partial T} - \frac{\partial \psi_R}{\partial T} \quad (5.29)$$

$$\rho \frac{\partial \psi_{vol}}{\partial \varepsilon_{vi}} = -\frac{\partial \varphi(\dot{\varepsilon}_{vi})}{\partial \dot{\varepsilon}_{vi}} \quad (5.30)$$

Il est à noter que, comme escompté, la réorganisation du réseau apparaissant lors d'une hausse de température contribue à l'augmentation de l'entropie.

La combinaison des équations (5.18), (5.19), (5.28), (5.29) et (5.30) avec les équations (5.4) et (5.11) abouti alors à l'expression de l'équation de la chaleur :

$$\rho C \frac{dT}{dt} - k \frac{\partial^2 T}{\partial x^2} = \frac{\partial \varphi(\dot{\varepsilon}_{vi})}{\partial \dot{\varepsilon}_{vi}} \dot{\varepsilon}_{vi} - \rho \frac{\partial \psi_R}{\partial \chi} \dot{\chi} \quad (5.31)$$

Où le pseudo-potentiel de dissipation $\varphi(\dot{\varepsilon}_{vi})$ est identique à celui utilisé jusqu'à présent et défini par l'équation (3.26).

La dissipation et l'auto-échauffement ayant pour origine la déformation viscoélastique du matériau, comme cela a été présumé jusqu'à présent dans la modélisation, une équivalence entre l'énergie libre relaxée et visqueuse similaire à celle proposée dans l'étude originale est adoptée :

$$-\frac{\partial \psi_R}{\partial \chi} \dot{\chi} = (\beta - 1) \frac{\partial \varphi(\dot{\varepsilon}_{vi})}{\partial \dot{\varepsilon}_{vi}} \dot{\varepsilon}_{vi} \quad (5.32)$$

La mise en place de cette équivalence traduit donc le fait que le travail interne lié à la réorganisation des chaînes moléculaires est proportionnel à la dissipation viscoélastique.

Le nouveau système à résoudre est alors constitué de 3 équations différentielles :

$$\rho C \frac{dT}{dt} - k \frac{\partial^2 T}{\partial x^2} = \beta(\%wt) \frac{\partial \varphi(\dot{\varepsilon}_{vi})}{\partial \dot{\varepsilon}_{vi}} \dot{\varepsilon}_{vi} \quad (5.33)$$

$$\frac{\partial \psi_{vol}}{\partial \varepsilon_{vi}} = - \frac{\partial \varphi(\dot{\varepsilon}_{vi})}{\partial \dot{\varepsilon}_{vi}} \quad (5.34)$$

$$-\frac{\partial \psi_R}{\partial \chi} \dot{\chi} = (\beta(\%wt) - 1) \frac{\partial \varphi(\dot{\varepsilon}_{vi})}{\partial \dot{\varepsilon}_{vi}} \dot{\varepsilon}_{vi} \quad (5.35)$$

L'adoption de la relation de proportionnalité (5.35) permet de montrer clairement dans l'équation (5.33) que la réorganisation du réseau de chaînes moléculaires contribue à l'augmentation de la température.

Contrairement à l'étude originale, ici le coefficient β n'est pas négligé. Les niveaux de déformations entre les caoutchoucs et les thermoplastiques étant très différents, le coefficient β est défini arbitrairement à 1,4 par calibration sur la configuration de sollicitation à 1Hz sur un matériau sec de telle sorte à ce qu'il soit pris en compte mais que son influence à l'état sec soit minime.

Ce paramètre traduit mathématiquement la réorganisation des chaînes moléculaires libres et emmêlées. Or, dans le cas d'une absorption d'eau, ce sont justement ces mouvements et ces démêlements qui vont s'amplifier. La considération des effets de l'humidité sur le comportement dissipatif du PA6.6 peut alors être réalisée via ce coefficient β .

Ainsi, une dépendance du paramètre β à l'absorption est proposée :

$$\beta(\%wt) = \beta_0 e^{\mu(1 - \frac{wt_0}{\%wt})} \quad (5.36)$$

Où μ est un coefficient pondérateur, %wt est le gain en masse d'eau exprimé en pourcentage en fonction de l'humidité relative et wt_0 représente le pourcentage en masse d'eau contenue dans l'échantillon à l'air libre. Le paramètre β_0 est donc fixé arbitrairement à 1,4. Les autres paramètres sont identiques à ceux utilisés en section précédente.

5.6.2.3. Corrélations

Le modèle a tout d'abord été confronté aux deux conditions « sèches », pour différentes fréquences de sollicitations.

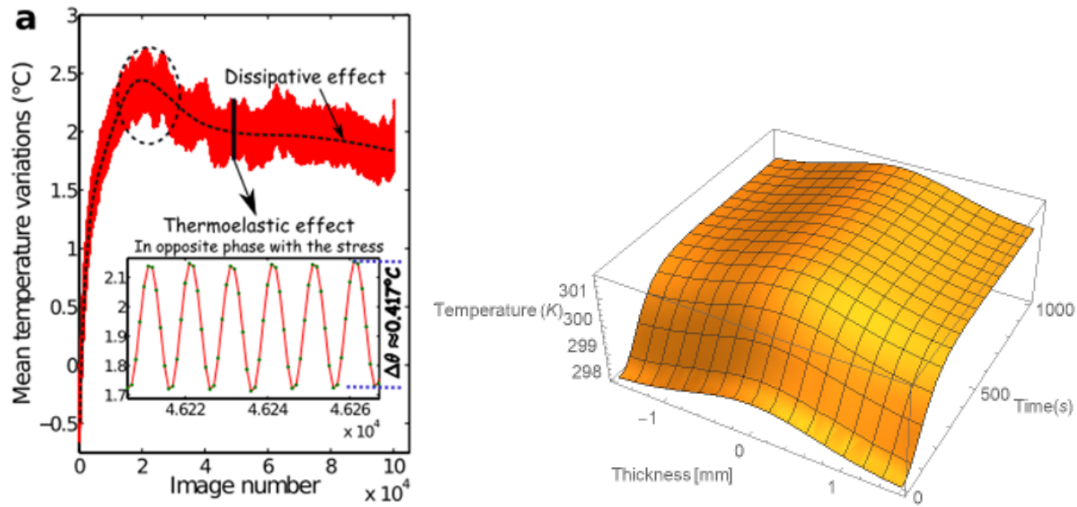


Figure 5.29 : Détermination du paramètre β_0 via une sollicitation du PA6.6 [64] pour 1Hz/RH0

Pour une fréquence de 1Hz, l'élévation de température prédite par le modèle est 0,4°C plus importante que la prédiction du modèle ne considérant pas la contribution de l'évolution du réseau de chaînes moléculaires dont les résultats ont été montrés en figure 5.21. Ceci est dû au fait de la définition du coefficient β_0 , défini sur cette configuration. Comme précédemment, les paramètres ont été figés et le modèle a été alimenté avec l'évolution de la déformation pour une sollicitation à 10Hz. La prédiction du modèle pour cette configuration est montrée en figure 5.30 :

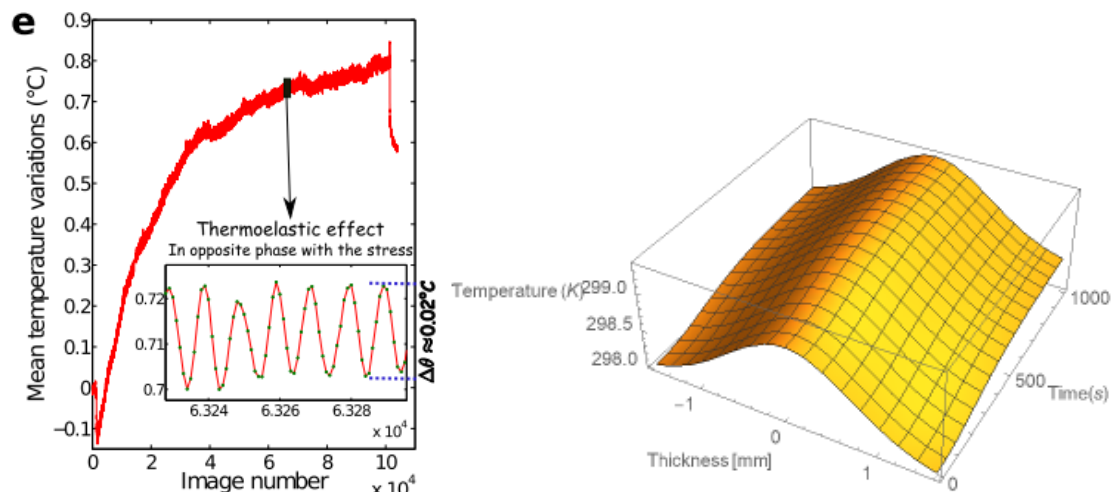


Figure 5.30 : Corrélation entre le relevé de températures [64] et la prédiction du modèle incluant les modifications du réseau de chaînes moléculaires de l'auto-échauffement d'un PA6.6 pour une configuration de sollicitation de 10Hz/RH0

Un écart similaire à celui observé pour une fréquence de 1Hz est observé. La dynamique d'évolution du modèle est cependant la même que précédemment et les prédictions sensiblement équivalentes, permettant de valider le nouveau modèle.

Les deux modèles présentent ainsi des prédictions équivalentes pour un matériau sec. L'évolution proposée permet de considérer les évolutions du réseau de chaînes moléculaires via le coefficient β et permet désormais également la prise en compte des conséquences de la présence de molécules d'eau sur ce réseau de par la définition d'une dépendance à l'absorption de ce paramètre. Cette dépendance, supposée exponentielle, est régie par le coefficient pondérateur μ . Ce coefficient est déterminé de telle sorte à ce que le modèle puisse retrouver la température observée expérimentalement, comme montré en figure 5.31 :

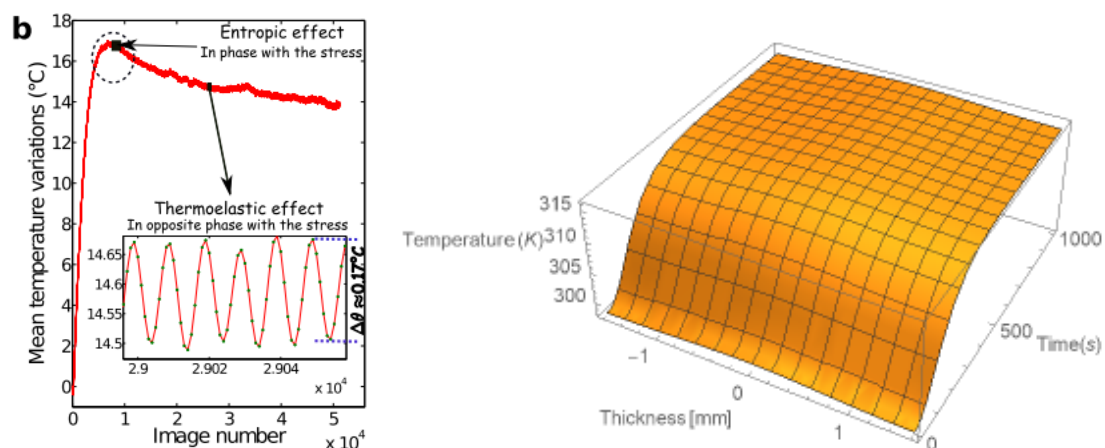


Figure 5.31 : Corrélation entre le relevé de températures [64] et la prédiction du modèle incluant les modifications du réseau de chaînes moléculaires de l'auto-échauffement d'un PA6.6 vieilli pour une configuration de sollicitation de 1Hz/RH50

Tous les paramètres sont désormais connus et sont synthétisés en tableau 5.6, pour un matériau évoluant dans un milieu comprenant 50% d'humidité relative :

Ce (MPa)	Ci (MPa)	k (W/m/K)	C (J/K/Kg)	δe	T0 (K)	ζ	β_0	μ
2660	2660	0,255	1500	3,77	298	11,2	1,4	1,45

Tableau 5.6 : Paramètres permettant la prédiction de l'auto-échauffement d'un PA6.6 vieilli à saturation dans un environnement contenant 50% d'humidité en considérant les modifications de sa microstructure

Enfin, la validation du modèle s'est faite sur une configuration dans laquelle le matériau est soumis à une fréquence de sollicitation de 1Hz pour une humidité relative de 80%. Ainsi, les paramètres mécaniques et thermiques ont été mises à jour pour un matériau contenant 5,4% d'eau via la même « homogénéisation » qu'effectuée précédemment et les autres paramètres sont demeurés identiques.

La prédiction du modèle pour cette configuration est montrée en figure 5.32 :

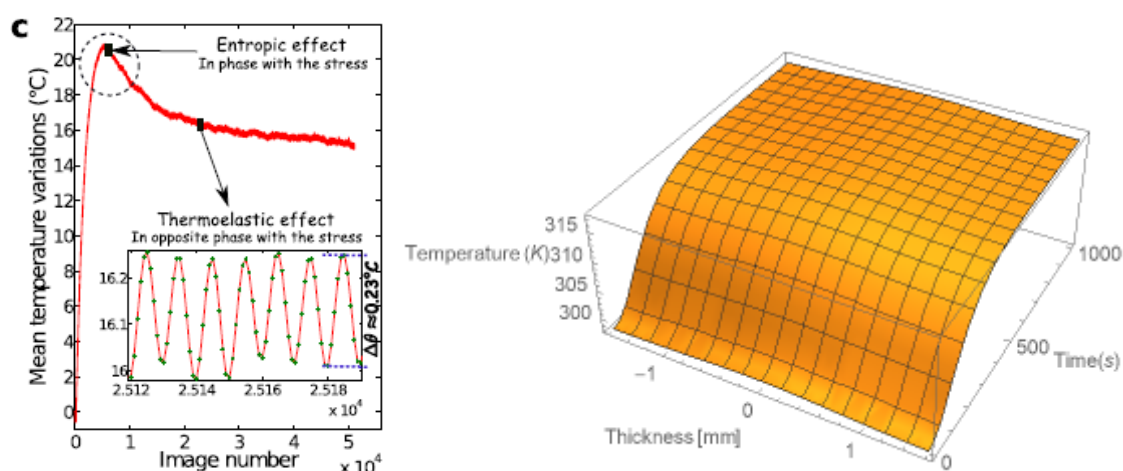


Figure 5.32 : Corrélation entre le relevé de températures [64] et la prédiction du modèle incluant les modifications du réseau de chaînes moléculaires de l'auto-échauffement d'un PA6.6 pour une configuration de sollicitation de 1Hz/RH80

Le modèle prédit ici une élévation de température d'environ 19°C, ce qui est cohérent avec les observations expérimentales, avant que les effets de transferts thermiques ne viennent diminuer la température de surface observées expérimentalement.

5.7. Limites du modèle

Le modèle montre de bonnes prédictions sur les configurations expérimentales étudiées de par les différentes évolutions apportées à l'équation de la chaleur simplifiée. Ces évolutions vont de la dépendance des paramètres mécaniques à la température et à l'absorption, introduite dans l'expression de l'énergie libre de Helmholtz en chapitre 3, à la considération des modifications du réseau de chaînes moléculaires en fonction de la sollicitation et/ou de l'absorption d'eau. Cependant, ce modèle peut encore être amélioré. En effet, ce modèle ne prend pas en compte les transferts thermiques avec l'extérieur, ne permettant de prédire que la température maximale. Enfin, le modèle ne se base que sur l'évolution de déformation du matériau au cours de la sollicitation. Ceci restreint les phénomènes physiques étudiés, tels que la fréquence de sollicitation, à la seule évolution de la déformation moyenne. Ainsi, une meilleure considération de la vitesse de déformation pour chaque cycle est nécessaire pour pouvoir réaliser des prédictions dans des conditions plus complexes.

5.8. Conclusion

Cette section présente l'étude du comportement du matériau sous chargement dynamique et une partie des effets engendrés par une telle sollicitation. L'aspect mécanique de l'étude a permis l'obtention de courbes de Wöhler caractéristiques du composite en fonction de l'orientation des fibres. Ces tests ont été réalisés avec un ratio de contraintes de 0,1 afin d'être au plus proche des conditions d'utilisation réelles des pièces développées par l'entreprise partenaire. L'analyse des études précédentes ayant montré l'influence de l'auto-échauffement sur le comportement en fatigue du PPS/GF40, un compromis a été trouvé en réalisant les essais pour une fréquence de 4Hz afin de limiter autant que possible une élévation de température et des conséquences sur les résultats. Les mécanismes physiques mis en exergue en chapitre 2 et modélisés en chapitre 3 et 4 se retrouvent exacerbés par les sollicitations cycliques. La contrainte maximale de rupture à un cycle par exemple, est assez similaire à la contrainte maximale admissible du matériau sollicité en quasi-statique. Ces similitudes ont permis d'extrapoler et d'intégrer des observations et des développements des chapitres précédents au cas de la fatigue pour aboutir à la prédiction de l'évolution des courbes de Wöhler pour différentes températures de sollicitation et ce, pour différents matériaux. La considération de la température du milieu de sollicitation et ses conséquences sur la courbe de Wöhler ne sont cependant pas suffisantes puisque la température du matériau ne dépend pas uniquement de la température extérieure. En effet, la dissipation peut également mener à une élévation de température du matériau et, si l'extrapolation du comportement en fatigue du matériau est possible en fonction de sa température, encore faut-il connaître précisément cette dernière.

Comme montré dans les études précédentes, outre les phénomènes d'accumulation d'endommagement, l'auto-échauffement joue également un rôle majeur lors de sollicitations dynamiques des composites plastiques. Cette élévation de température ayant une conséquence sur les caractéristiques mécaniques du matériau, comme montré en chapitre 2, 3 et 5, le modèle développé en chapitre 3 a été intégré dans la résolution de l'équation de la chaleur considérant la dissipation intrinsèque du matériau afin de pouvoir anticiper la perte de propriétés d'un matériau soumis à un tel chargement. La dépendance des paramètres mécaniques à la température induit un problème implicite et donc impossible à résoudre de manière exacte. Une approximation a néanmoins été obtenue via la résolution du système d'équations différentielles aux dérivées partielles du second ordre par la méthode numérique d'Hermite et appliqué sur les données trouvées dans la littérature au sujet d'un PA6.6. Le modèle ainsi développé montre une bonne approximation de l'élévation de la température et ce, pour plusieurs fréquences de sollicitation en se basant sur la déformation du matériau au cours de l'essai, réalisé à l'air libre. Une nette sous-estimation de l'élévation de la température a néanmoins été observée lorsque l'essai est réalisé dans un environnement humide. Cette différence peut être attribuée au rôle que jouent les molécules d'eau dans la dissipation. Il a été montré, à l'aide d'un volume élémentaire représentatif contenant des molécules d'eau en teneur égale à celle mesurée expérimentalement, que l'évolution induite des paramètres mécaniques et thermiques par la présence d'eau n'était pas suffisante à elle seule pour expliquer un tel écart entre la prédiction et la température relevée. L'eau ayant un effet « plastifiant », des membres ont été par la suite ajoutés au sein de l'équation d'énergie libre afin de considérer le mouvement des chaînes moléculaires.

Une dépendance à l'absorption d'eau a été développée et appliquée au coefficient traduisant les effets de la réticulation afin de pouvoir modéliser la réorganisation moléculaire de la microstructure induite par l'insertion des molécules d'eau et ainsi permettre d'estimer avec précision l'élévation de température supplémentaire occasionnée par une sollicitation dynamique dans un environnement humide. Une perspective de ce travail est de déterminer l'évolution de l'accumulation d'un PPS soumis à une sollicitation en fatigue afin de pouvoir déterminer l'élévation de température induite par auto-échauffement via l'application de ce modèle.

6. Chapitre 6 : Application à une pièce réelle

Ce tour d'horizon des différents phénomènes physiques apparaissant dans le PPS/GF40 évoluant en milieu immergé et à haute température a permis d'observer certaines sources de pertes de propriétés et de les modéliser. Ce dernier chapitre présente l'application de ces travaux de thèse à un cas concret, via l'implémentation des résultats dans le cadre de dimensionnement de l'entreprise et de l'environnement de logiciels associé, permettant de pérenniser ces différents travaux.

L'application à un cas test a plusieurs objectifs, le premier étant l'implémentation des résultats de la thèse dans le processus de dimensionnement de l'entreprise. Les autres objectifs sont la validation du processus de dimensionnement complet par la réalisation d'une corrélation en quasi-statique et enfin de proposer une estimation de durée de vie de la pièce sollicitée en fatigue.

Le cas considéré est un clapet de régulation du débit de la pompe à eau obtenu avec le matériau d'étude qui, par rotation, modifie la section de passage du canal en fonction du régime et de la température du moteur. Une illustration de ce clapet est présentée en figure 6.1 :

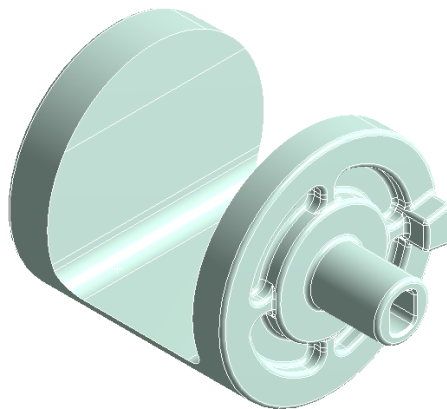


Figure 6.1 : Clapet de régulation du débit de liquide de refroidissement

L'estimation de durée de vie d'un composant réel nécessite la maîtrise de trois étapes clés : la définition des propriétés du matériau, l'influence du procédé d'obtention et la modélisation numérique du chargement imposé.

La corrélation repose sur un montage d'essai qui se veut représentatif de certaines sollicitations que la pièce peut rencontrer en utilisation. La configuration utilisée est ici à l'air libre.

6.1. Propriétés mécaniques du matériau

La modélisation du comportement anisotrope des composites renforcés est réalisée à partir du logiciel Digimat®. Le comportement du composite, selon plusieurs orientations préférentielles de fibres définies, fait l'objet de « cartes matériaux ». Ces cartes contiennent les comportements de la matrice et de la fibre et une homogénéisation.

La modélisation du comportement mécanique de la matrice développée en chapitre 3 a ainsi pu être implémentée en y intégrant une dépendance des paramètres à la température. Le comportement de la fibre est supposé élastique et l'homogénéisation appliquée est une décomposition en pseudo-grains dans lesquels une méthode de Mori-Tanaka du second ordre et en version révisée est appliquée, avant une seconde homogénéisation de Voigt. Ce protocole est donc identique au protocole appliqué en début de chapitre 4 pour l'extrapolation analytique du comportement de la matrice à l'échelle du composite, en version corrigée pour prendre en compte les effets d'endommagement constatés dans ce même chapitre. Enfin, un critère de rupture de type Tsai-Hill 3D a été appliqué, et dont les paramètres ont été déterminés via reverse-engineering dans ce même logiciel, afin de retrouver les ruptures observées sur les courbes de traction présentées en chapitre 2 et défini par l'équation (6.1).

$$\mathcal{F}_A(\varepsilon) = A(\varepsilon_{11} - \varepsilon_{22})^2 + B(\varepsilon_{22} - \varepsilon_{33})^2 + C(\varepsilon_{33} - \varepsilon_{11})^2 + 2L(2\varepsilon_{12})^2 + 2M(2\varepsilon_{23})^2 + 2N(2\varepsilon_{31})^2 \quad (6.1)$$

La modélisation du comportement en fatigue nécessite la création d'une autre carte matériau indépendante, régissant la tenue en fatigue du composite suivant plusieurs orientations préférentielles de fibres. La méthode choisie est la méthode de First Pseudo-Grain Failure (FPGF), développée par Krairi et al. [123, 149]. De la même manière que l'homogénéisation analytique du composite pour un comportement quasi-statique, une discrétisation du VER en pseudo-grains est réalisée en fonction de chaque orientation de fibres et un critère de rupture est appliqué à chaque pseudo-grain, comme illustré en figure 6.2.

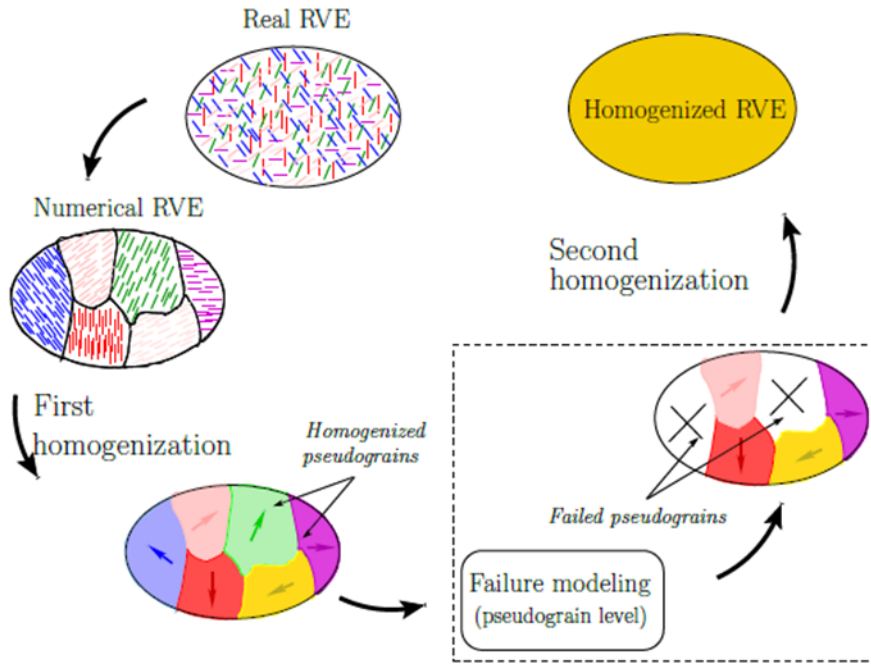


Figure 6.2 : Illustration de la modélisation par FPGF [123]

Ce type de méthodes nécessite la définition d'un critère de rupture pour plusieurs orientations définies. Ce critère de type Tsai-Hill 3D est déterminé via les courbes de Wöhler obtenues pour des orientations longitudinales et transversales de fibres, servant de limites, permettant une interpolation de ces courbes pour toutes les autres orientations de fibres constituant les pseudo-grains. Le critère de rupture devient alors :

$$\mathcal{F}(N) = \frac{\sigma_L^2}{S_L^2(N)} + \frac{\sigma_{T1}^2 + \sigma_{T2}^2}{S_T^2(N)} - \frac{\sigma_L(\sigma_{T1} + \sigma_{T2})}{S_L^2(N)} + \left(\frac{1}{S_L^2(N)} - \frac{2}{S_T^2(N)} \right) \sigma_{T1}\sigma_{T2} + \frac{\sigma_{LT1}^2 + \sigma_{LT2}^2}{S_{LT}^2(N)} + \left(\frac{4}{S_T^2(N)} - \frac{1}{S_L^2(N)} \right) \sigma_{TT}^2 \quad (6.2)$$

Où :

- σ_L désigne l'amplitude de contraintes longitudinales.
- σ_{T1} et σ_{T2} représentent les amplitudes de contraintes transverses.
- σ_{LT1} et σ_{LT2} représentent les amplitudes de contraintes de cisaillement entre la direction longitudinale et les deux directions transverses.
- σ_{TT} représente l'amplitude de contraintes de cisaillement transversale à la direction longitudinale

- $S_k(N)$ ($N = L, T$ ou LT) désignent les amplitudes de contraintes longitudinales, transverses et intermédiaires à rupture correspondantes aux courbes de Wöhler renseignées et ce, pour chaque cycle considéré.

Les paramètres de ce critère sont donc égaux aux amplitudes de contraintes des courbes de Wöhler présentées en figure 5.15, pour chaque cycle.

Une autre méthode est présente dans le logiciel, basée sur une « homogénéisation » de la courbe de Wöhler de la matrice. Cette méthode a l'avantage de ne nécessiter qu'une seule courbe de Wöhler pour être définie. Cependant, les résultats de cette extrapolation ne sont pas assez précis et loin des résultats donnés par la méthode FPGF, basée directement sur le comportement du composite. Les résultats expérimentaux de l'étude en fatigue sur la matrice PPS et l'investigation de la méthode d'homogénéisation de cette courbe de Wöhler sont présentés en annexe D.

6.2. Procédé d'obtention

Les caractéristiques du matériau étant déterminables pour chaque orientation de fibres, l'étape suivante consiste à déterminer ces orientations de fibres dans la géométrie du clapet. Afin d'être le plus représentatif possible de la disposition réelle des fibres à l'intérieur de la pièce, le point d'injection utilisé pour réaliser la simulation est le même que celui utilisé pour l'injection en phase série :

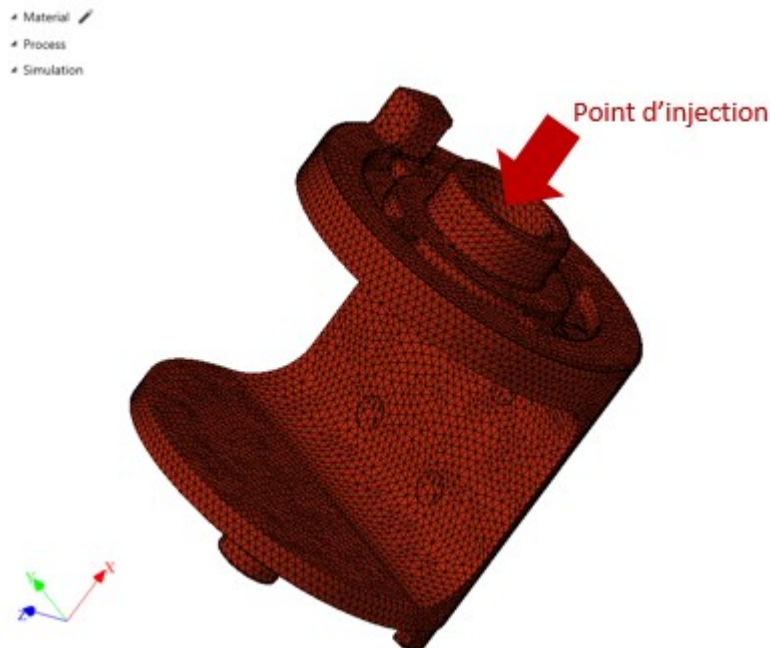


Figure 6.3 : Configuration de la simulation d'injection du clapet

Un maillage tétraédrique d'environ 182 000 éléments a été appliqué afin d'estimer de manière précise la répartition des fibres et la simulation d'injection a été lancée avec les mêmes paramètres et le même modèle que ceux utilisés pour l'injection de la plaque présentée en chapitre 4.

L'orientation des fibres dans le clapet par rapport à l'axe x, qui est l'axe d'injection, est montrée en figure 6.4 :

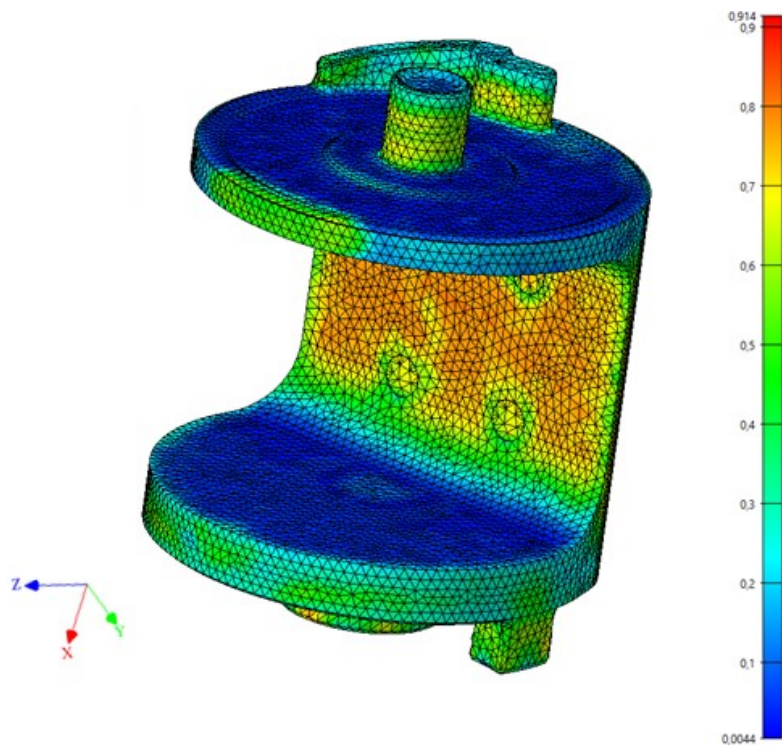


Figure 6.4 : Taux d'orientation de fibres par rapport à la direction d'injection dans le clapet

Comme escompté, l'orientation principale des fibres est la plus alignée avec la direction d'injection le long du clapet tandis que certaines zones, de par la géométrie de la pièce, montrent une orientation transversale des fibres par rapport à la direction d'injection. Ce résultat montre que pour cette pièce, la prise en considération du procédé est un élément primordial à prendre en compte de par l'hétérogénéité de la répartition des fibres en son sein.

6.3. Modèle numérique du chargement quasi-statique

6.3.1. Sollicitation et modélisation du procédé

Le modèle numérique reprend un montage d'essais dédié à la validation de la pièce, dessiné et dont les caractéristiques ont été définies par les équipes Pierburg. L'objectif étant dans un premier temps de réaliser une corrélation en quasi-statique afin de valider les bases pour une corrélation en fatigue, le montage d'essai doit être modélisé numériquement. Le plan du montage est présenté en figure 6.5.

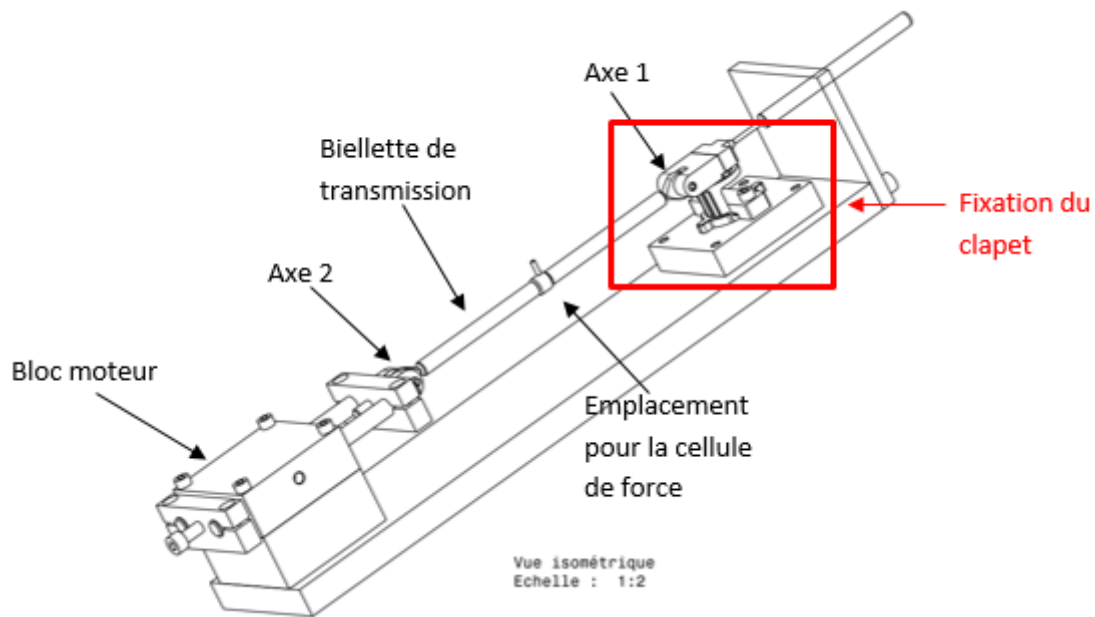


Figure 6.5 : Plan du montage d'essai

La fixation du clapet est composée d'un bâti, d'une bride montée en 2 parties afin de permettre le montage et le démontage et sont fixées avec deux vis. Deux axes parallèles, l'un dans la bride et le second distant d'environ 25cm et reliés entre eux par la bielle, permettent d'appliquer la charge par le déplacement imposé de l'axe 2. La translation imposée de cet axe va se répercuter via la bielle sur l'axe 1, fixé à la bride, et ainsi appliquer un effort sur le clapet. Le clapet est maintenu en position via une autre bride qui empêche tout déplacement sur la face opposée à celle reliée à l'axe et la bielle, de telle sorte que le clapet soit alors soumis à une sollicitation de flexion :

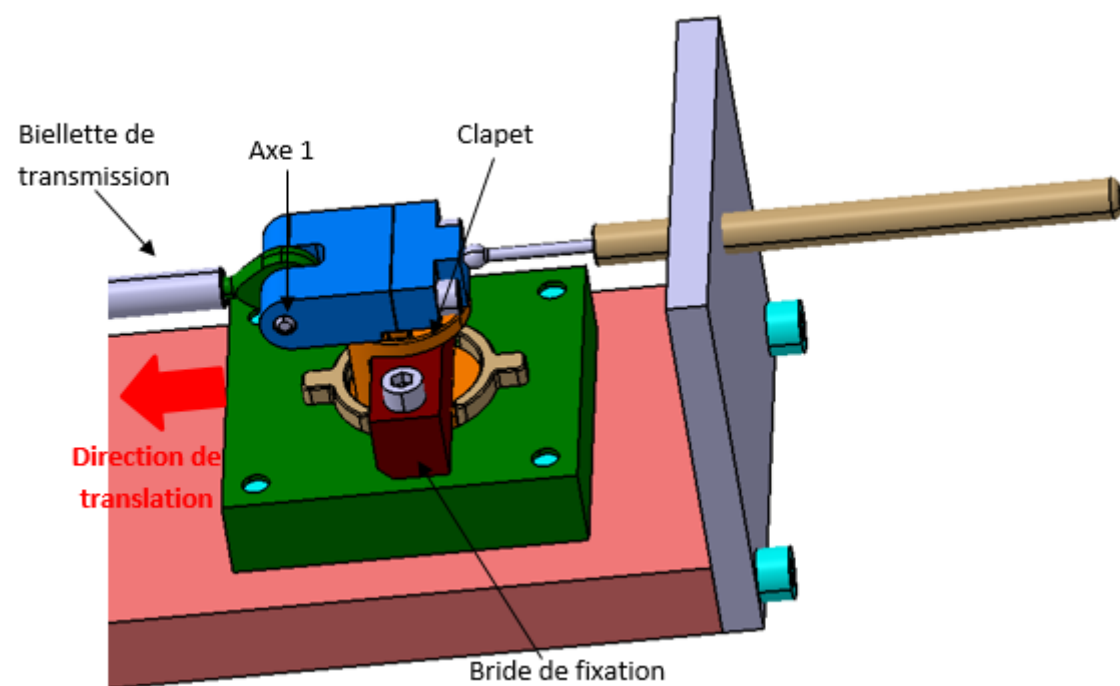
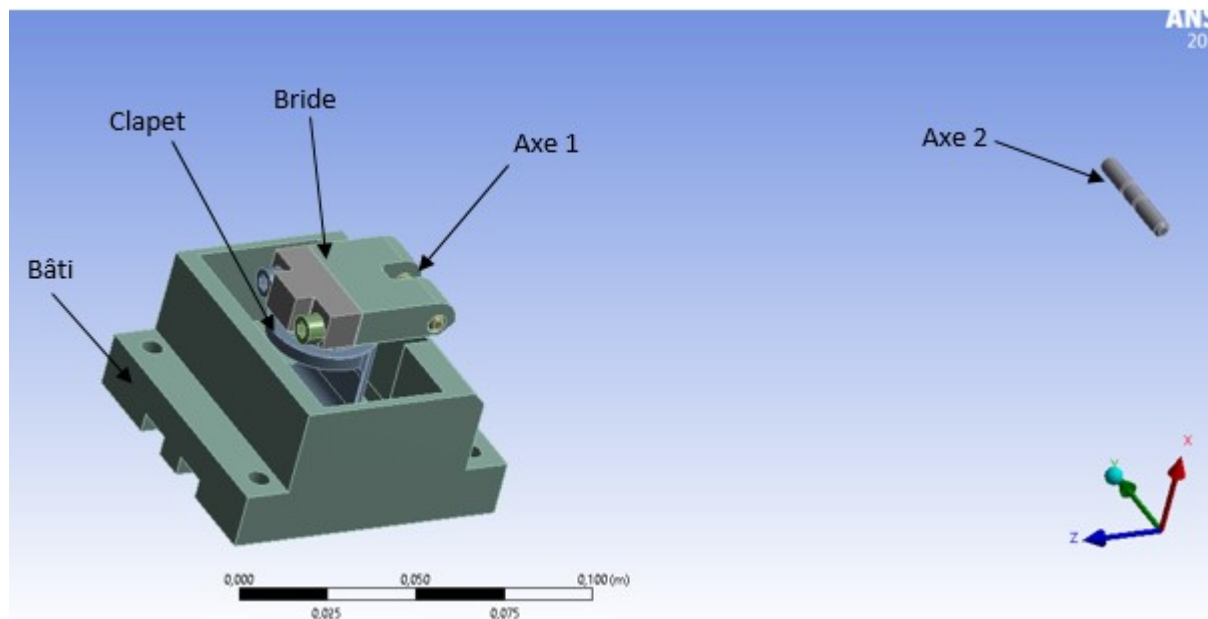
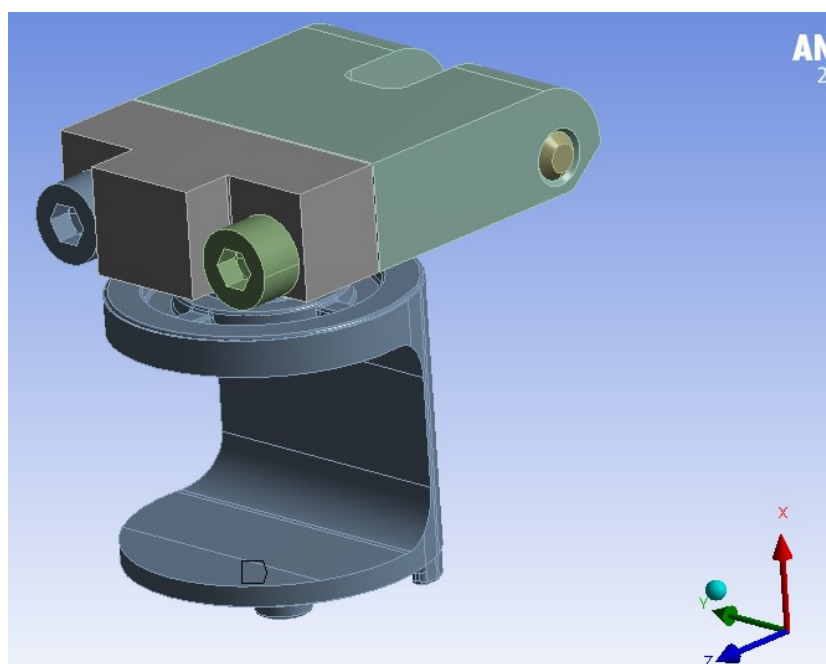


Figure 6.6 : Maintien en position du clapet

Le jumeau numérique du montage d'essai est montré en figure 6.7.



(a)



(b)

Figure 6.7 : Modélisation numérique du montage d'essai (a) complet et (b) sollicitant le clapet

La distance entre l'axe 1 et l'axe 2 est fixée. Ainsi, la translation de l'axe 2 suivant l'axe z, induit une translation de l'axe 1 et crée de fait un effort sur le clapet.

6.3.2. Maillage

Le maillage tétraédrique homogène du second ordre est appliqué sur les éléments essentiels du montage, c'est-à-dire celles participant à la transmission de l'effort, tout en restant fidèle au montage réel. Les pièces maillées sont donc celles présentées en figure 6.7, à savoir le clapet, la bride, les vis et les axes. Le maillage du clapet est identique à celui utilisé pour réaliser les simulations d'injection. Le maillage tétraédrique des pièces supplémentaires abouti à un modèle qui compte au total 271 000 éléments et est illustré en figure 6.8.

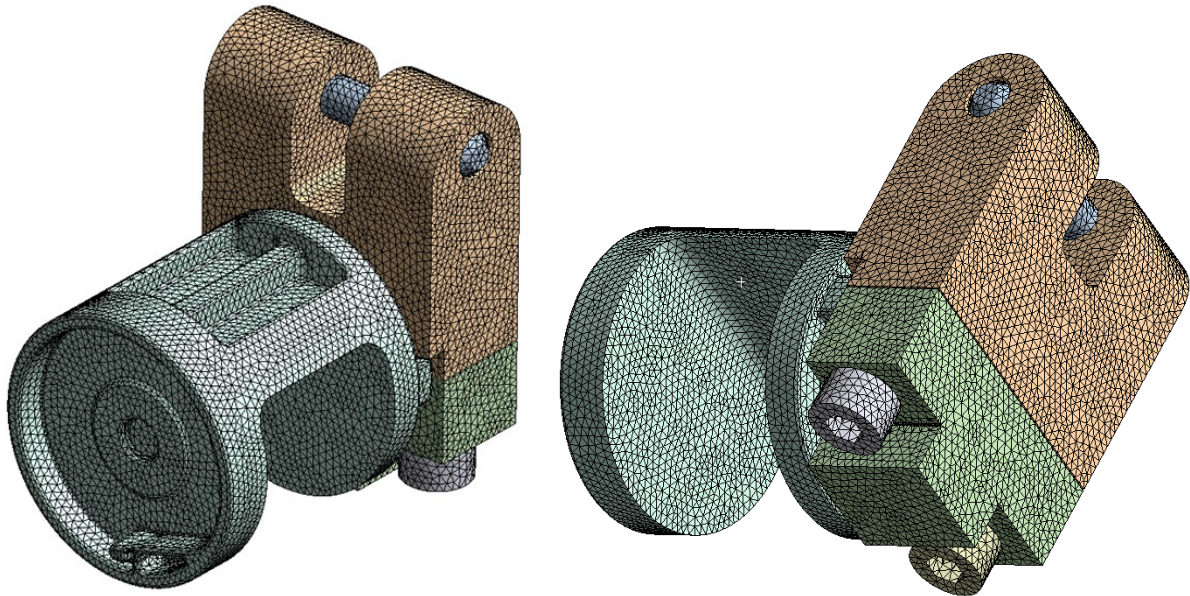


Figure 6.8 : Maillage du montage

6.3.3. Modélisations des contacts

Ce montage est un assemblage de plusieurs pièces, maintenues par deux vis. Ce type d'interfaces nécessite la définition de la nature du contact entre les faces induit par cet assemblage.

Les surfaces concernées sont les surfaces des différentes pièces en contact :

- La vis avec les deux parties de la bride
- Le contact entre ces deux parties de bride
- L'interface entre la tête de vis et la bride
- L'interface du clapet avec ces deux parties

Ces zones sont mises en valeur en figure 6.9.

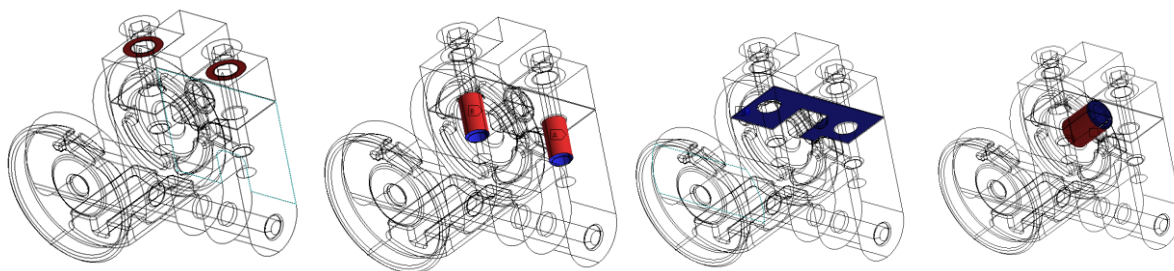


Figure 6.9 : Gestion des différentes surfaces de contact

En faisant l'hypothèse que l'imperfection réelle de ces contacts a un effet négligeable sur la transmission de l'effort imposé au clapet, toutes ces interfaces sont supposées collées.

6.3.4. Conditions aux limites

Le modèle numérique ne prend pas en compte la bride de maintien en position du clapet à l'aide d'une géométrie. L'effet de fixation apporté par la bride est ici supposé parfait. De ce fait, cette bride de fixation est modélisée par une condition aux limites sur les faces présentées en bleu en figure 6.10.

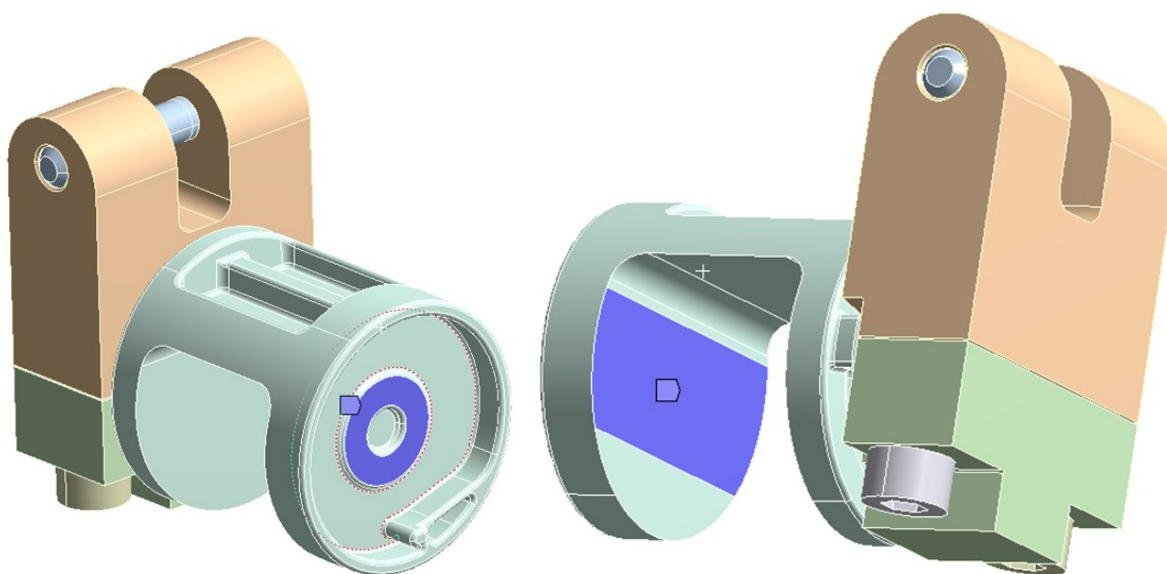


Figure 6.10 : Conditions aux limites de fixation du clapet

La zone de contact entre le clapet et le bâti ainsi que la zone de contact entre la bride et le clapet ont ainsi hérité d'une condition aux limites de type support fixe afin d'empêcher tout déplacement de ces faces et donc de la pièce.

La bride supérieure, constituée de deux parties, est maintenue en position par deux vis qui ont été modélisées. Le serrage des vis induisant des efforts se répercutant sur la partie du clapet en contact avec les brides, ce serrage peut, dans une certaine mesure, influencer les résultats. L'effort de serrage est ainsi pris en considération dans le modèle.

Le couple de serrage des vis est normalisé. Ainsi, la norme de la précharge des vis est connue et déterminée à partir de la norme E25-030 et appliquée au modèle comme illustré en figure 6.11.

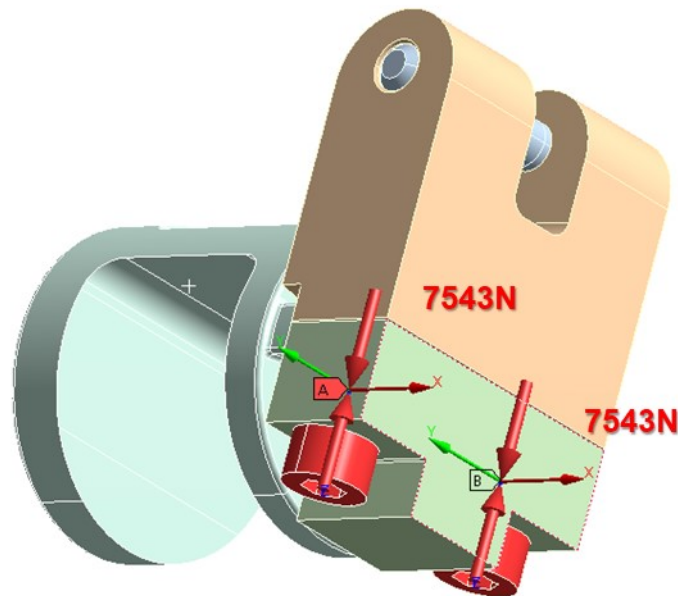


Figure 6.11 : Modélisation de la précharge des vis

Le couple de serrage étant normalisé et également utilisé sur le montage d'essai, il est alors raisonnable de penser que la précharge des vis du montage et du modèle numérique sont sensiblement identiques.

Toutes les autres surfaces sont considérées comme étant libres. Le chargement est ensuite imposé en deux étapes. La première étape est dédiée à la précharge des vis, en ne considérant aucun autre effort ni déplacement. La deuxième étape constitue la simulation de l'essai en lui-même par l'application de la translation des axes, induisant la flexion du clapet. L'évolution de ce déplacement imposé est linéaire, comme montré en figure 6.12.

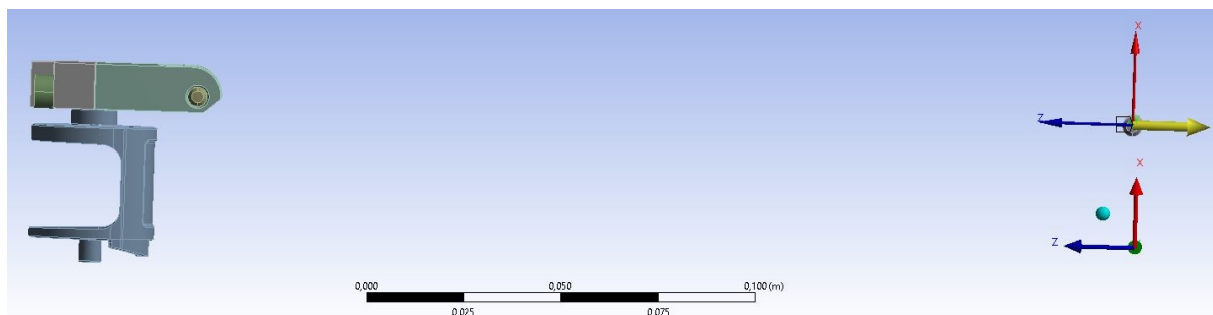




Figure 6.12 : Chargement du clapet

Le déplacement imposé est ici fixé arbitrairement à 5mm afin d'être certain d'atteindre la rupture de la pièce.

6.4. Corrélation essai/calcul

6.4.1. Résultat de la modélisation

L'application du déplacement imposé induit une flexion du clapet de par un déplacement de la partie maintenue par la bride supérieure, transmettant le déplacement, d'environ 3mm lorsque la rupture est atteinte, comme montré en figure 6.13a :

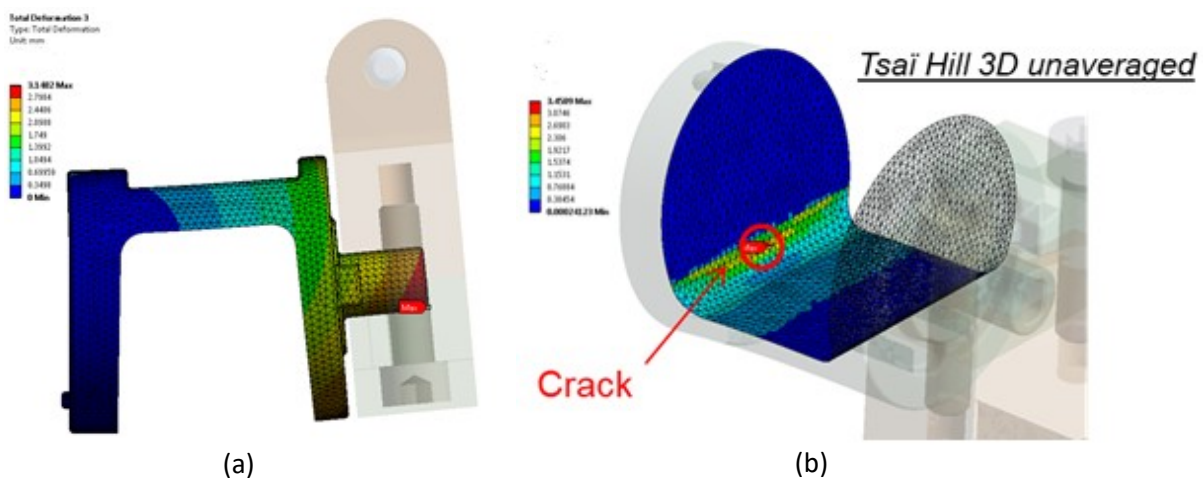


Figure 6.13 : Analyses des résultats à rupture (a) déplacement et (b) critère de rupture Tsai-Hill 3D

La flexion de la partie supérieure du clapet induit un effort maximal au niveau du centre de rotation qui se trouve au niveau du rayon de la face opposée. De par le sens du déplacement imposé, la partie sollicitée en traction se situe dans ce rayon et constitue donc la zone dans laquelle apparaîtra la rupture. En effet, le critère de rupture appliqué, de type Tsai-Hill 3D non moyenné, situe précisément l'amorce de rupture au centre de cette zone, comme présenté en figure 6.13b, là où sa valeur est la plus élevée.

6.4.2. Résultats expérimentaux

Une comparaison des résultats est possible par l'intermédiaire de mesures de plusieurs éléments. Les déplacements et la force calculées peuvent être confrontées à des mesures expérimentales via 3 mesures faites par 3 instruments indépendants placés sur le montage avec une disposition telle que présentée en figure 6.14.

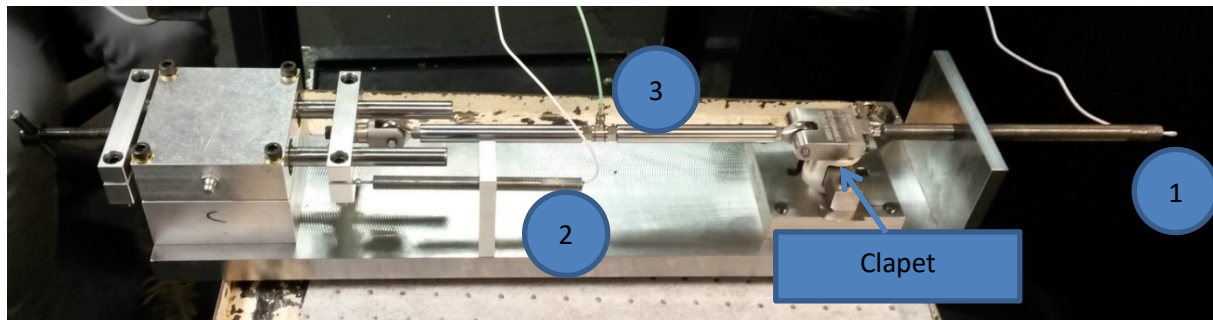


Figure 6.14 : Disposition des capteurs de déplacement et de force sur le montage d'essai

La donnée d'entrée du calcul est le déplacement de l'axe, ici mesurée par le capteur de déplacement n°2. Le calcul permet de déterminer le déplacement du clapet. Le déplacement de cette pièce est mesuré expérimentalement à l'aide de la jauge n°1. Enfin, une cellule de force est installée sur la bielle afin de mesurer l'évolution de la force jusqu'à rupture et la comparer avec l'évolution estimée par calcul.

La désignation des différents capteurs utilisés lors de la réalisation des essais est synthétisée en tableau 6.1.

N°	Désignation	Mesure
1	MicroStrain SG-DVRT 38	Déplacement 1
2	MicroStrain SG-DVRT 24	Déplacement 2
3	Kistler 9301B	Force

Tableau 6.1 : Désignation des capteurs de déplacement et de force

Les mesures ont été enregistrées avec une fréquence d'acquisition de 133Hz. Comme présenté en figure 6.15a, les relevés expérimentaux ont montré des résultats répétables quant à la résistance du clapet face à une telle sollicitation. Ainsi, le clapet arrive à rupture pour une force moyenne d'environ 180N et admet un déplacement moyen de 2,67mm.

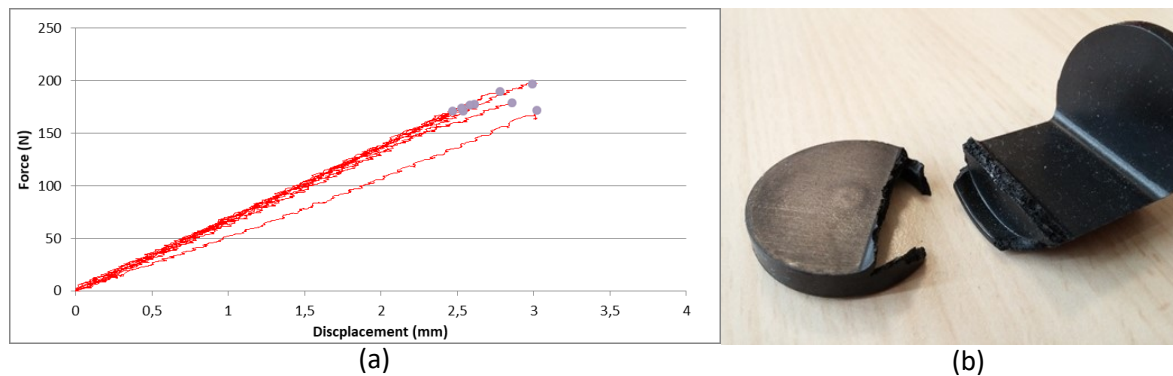


Figure 6.15 : Analyse des résultats expérimentaux (a) comportement mécanique du clapet (b) rupture de la pièce

Il est par ailleurs à noter que la zone de rupture de la pièce est, comme montré en figure 6.15b, la même que la zone prédite par le modèle numérique. Même si le modèle permet, sans surprise, de retrouver la zone exacte d'amorce de rupture, l'objectif de cette corrélation reste la validation du processus de dimensionnement et en particulier la validation de la carte matériau contenant les travaux de thèse ainsi que l'influence de l'anisotropie apportée par le procédé d'obtention. Ainsi, une comparaison du comportement plus explicite est nécessaire afin d'évaluer ce processus de calcul pour une pièce réelle.

6.4.3. Comparaison

Une comparaison entre les courbes force/déplacement est alors étudiée, car cette courbe traduit le comportement du matériau sous ce chargement. Le résultat de cette comparaison est montré en figure 6.16.

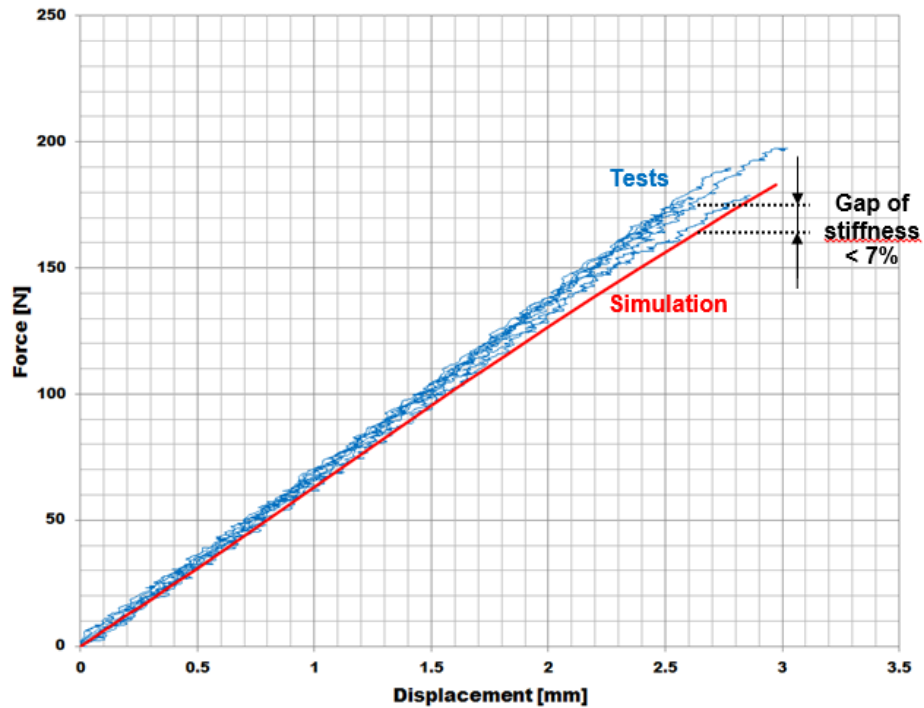


Figure 6.16 : Corrélation essai/calcul sur la flexion du clapet

La comparaison des courbes expérimentales et numériques présentée en figure 6.16 montre une bonne corrélation entre les deux procédés. La simulation sous-estime très légèrement le relevé expérimental en estimant une raideur légèrement inférieure à 7% de la raideur moyenne déterminée expérimentalement.

Si le modèle numérique retranscrit correctement la raideur de la pièce soumise à cette sollicitation, il en est de même pour l'estimation de sa rupture. En effet, comme précédemment montré en figure 6.15a, la rupture apparaît pour une force moyenne de 180N et un déplacement de 2,67mm. Une analyse du critère de rupture, moyenné et non moyenné, montre que la prédiction du Tsai-Hill 3D est en adéquation avec les observations expérimentales :

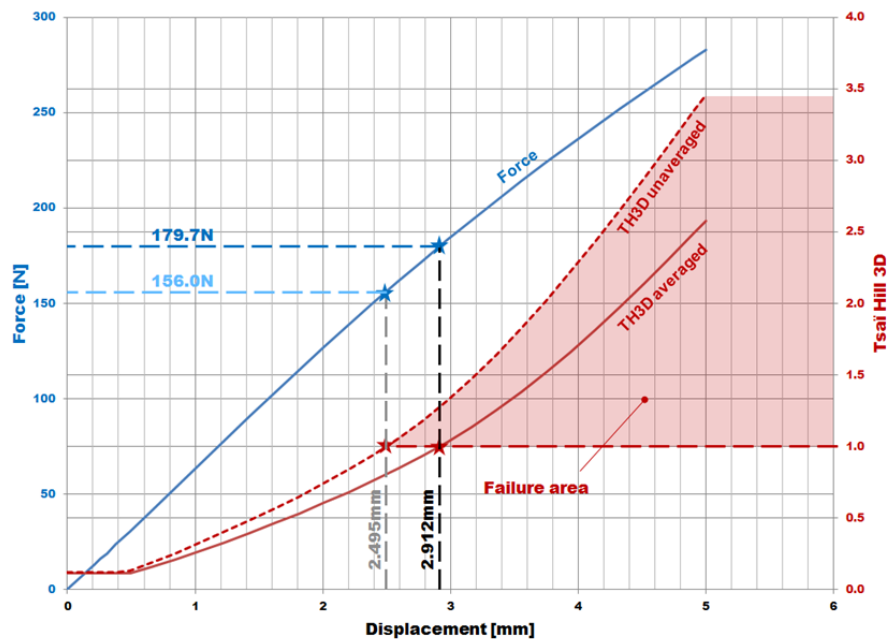


Figure 6.17 : Estimation de la force et du déplacement nécessaire à la rupture

Le critère de rupture utilisé étant fonction de la déformation, il est possible de déduire le déplacement pour lequel le critère de rupture sera égal à 1, synonyme de rupture. Comme montré en figure 6.17, en fonction de la version du critère utilisé, l'apparition de la rupture peut être estimée dans un intervalle de force et de déplacement très proche des valeurs relevées expérimentalement.

Cette expérience a permis de valider la démarche de dimensionnement des pièces dans plusieurs aspects. La corrélation obtenue entre le calcul numérique et le relevé expérimental montre tout d'abord la validité du modèle en ce qui concerne les aspects purement numériques. L'assemblage, la gestion des contacts, la représentation des conditions aux limites, la précharge et le maillage utilisés permettent de rendre compte de manière fiable des caractéristiques du montage d'essai réalisé.

D'autre part, cette corrélation permet de valider l'extrapolation, dans un environnement simple, des lois de comportement pour une géométrie complexe et induisant une forte anisotropie, bien plus prononcée que dans le cas des éprouvettes. Plus que la validation des lois de comportement, cette corrélation permet donc de valider le couplage comportement anisotrope/procédé d'obtention mis en œuvre.

Ce procédé ne peut cependant être validé que si ce dernier peut offrir pareilles précisions avec les conditions d'immersion et de températures de fonctionnement. Le banc d'essai, par l'intermédiaire du design du bâti, peut permettre de réaliser ce genre de tests pour un clapet immergé. De même, des emplacements sont prévus pour l'ajout de cartouches chauffantes au sein de ce même bâti. Par faute de temps, ces essais pour différentes configurations d'environnement n'ont pas été menés.

Bien que toutes les configurations n'aient pas pu être investiguées, la corrélation obtenue peut alors servir de base à un calcul d'estimation de durée de vie pour une sollicitation plus proche de celle subie par la pièce en fonctionnement.

6.5. Estimation de durée de vie

Le calcul présenté dans ce chapitre a été relancé en modifiant le déplacement imposé. Le but ici n'est plus d'atteindre la rupture mais de simuler autant que possible la sollicitation réelle de la pièce, dans le cas le plus défavorable. Le cahier des charges prenant en compte des plages « extrêmes » de sollicitations et de températures afin d'assurer une sécurité supplémentaire quant à la tenue de la pièce, le déplacement imposé ici est choisi de telle manière à ce que l'effort imposé au clapet soit du même ordre que l'effort maximal subi par la pièce dans la configuration d'utilisation la plus défavorable spécifiée par le cahier des charges. Le déplacement imposé est ici d'1,5mm, induisant une contrainte maximale de 54MPa dans la pièce :

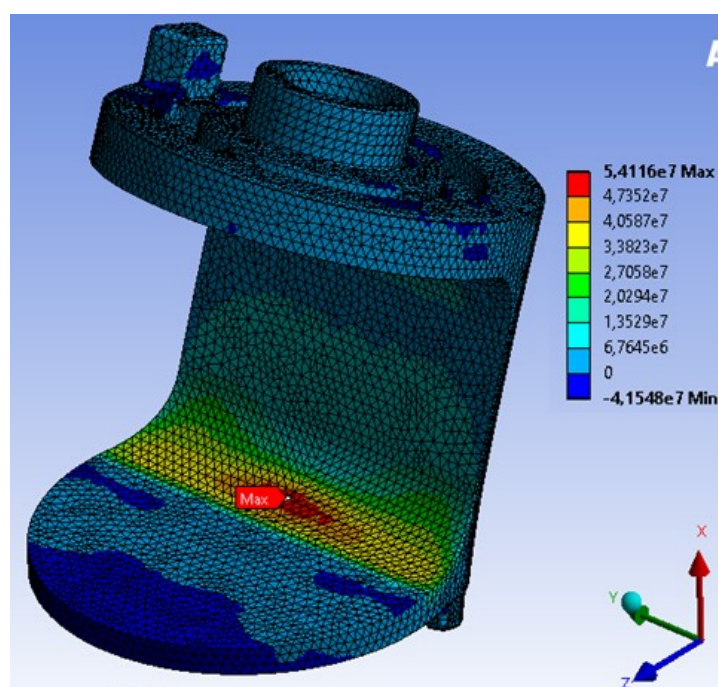


Figure 6.18 : Calcul quasi-statique servant de base au calcul fatigue du clapet

L'estimation de durée de vie de cette pièce est alors effectuée dans un cas encore plus défavorable. En effet, l'effort imposé dans le calcul quasi-statique représente déjà une condition défavorable dont l'apparition en utilisation est peu probable, et si cette condition est rencontrée elle l'est de manière ponctuelle et de courte durée. Ici cependant, ce calcul quasi-statique représente la base du calcul fatigue dans la mesure où l'estimation quasi-statique représente le cycle type de sollicitation. Le cas décrit ici correspond donc à une hypothétique sollicitation du clapet dans sa condition la plus défavorable et ce, de manière permanente.

Les résultats du calcul quasi-statique sont importés dans le module « Fatigue post-processor » du logiciel Digimat-RP, alimenté avec la carte matériau fatigue anisotrope caractéristique du matériau composite décrite en section 6.1.

Les courbes de Wöhler ayant servi à créer cette carte matériau ont été obtenues pour un $R=0,1$. Cette valeur a été choisie pour réalisation des essais car elle se rapproche le plus des conditions réelles dans lesquelles les pièces seront sollicitées lors de l'utilisation.

Le calcul d'estimation de durée de vie du clapet a donc été lancé avec le même ratio. La précharge des vis de la bride n'étant pas un élément à considérer lors d'une utilisation réelle dans le véhicule, le calcul de fatigue ne considère que la deuxième étape du calcul statique. Ainsi, seul le déplacement imposé de 1,5mm est répété.

Le résultat de l'estimation de durée de vie est présenté en figure 6.19.

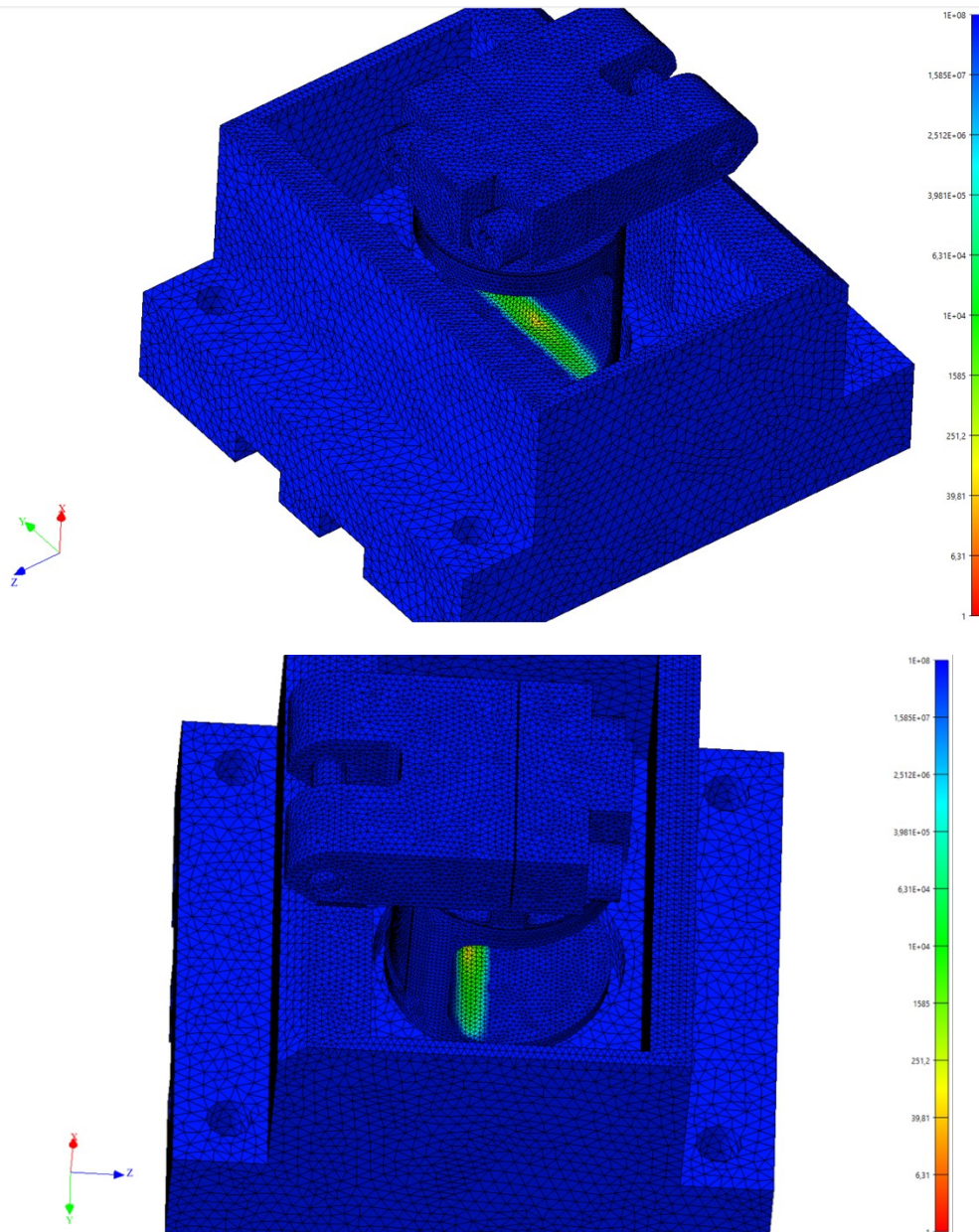


Figure 6.19 : Estimation de la durée de vie en fatigue du clapet

L'estimation de la durée de vie en fatigue du clapet présentée en figure 6.19 montre que, à l'instar du calcul quasi-statique, le clapet cède dans le rayon à la base de la surface immobile. Le résultat de ce calcul permet de voir que, pour une telle sollicitation, la durée de vie du clapet n'est que de l'ordre d'une centaine de cycles, ce qui est normal vue la sollicitation imposée. Comme escompté, le nombre minimal de cycles est obtenu au niveau de la contrainte maximale, c'est-à-dire au centre du rayon. Il est à noter que la contrainte maximale subie par le matériau a une influence considérable sur la durée de vie de la pièce. Après analyse de la répartition du champ de contraintes dans toute la zone, il est possible de constater qu'une diminution de seulement 7MPa de cette contrainte maximale permet d'atteindre une durée de vie près de cent fois supérieure à celle obtenue, comme c'est le cas pour la zone entourant la zone où se trouve la contrainte maximale. Cette dernière pouvait cependant paraître à priori assez faible. Une durée de vie aussi faible peut néanmoins très facilement s'expliquer de par l'orientation des fibres à cet endroit. En effet, comme précédemment montré en figure 6.4, les fibres présentes dans la zone de contraintes maximales ne sont pas alignées avec la direction de sollicitation, diminuant de fait drastiquement la tenue du matériau, comme cela avait été constaté sur les courbes de Wöhler présentées en figure 5.15.

Il est prévu dans un futur proche de modifier le montage d'essai afin de pouvoir réaliser des essais cycliques et permettre de comparer le résultat de cette estimation avec des relevés expérimentaux.

Cette estimation ne nécessite pas de correction plastique dans la mesure où la pseudo-plasticité est directement prise en compte dans le calcul quasi-statique et permet ainsi une estimation bien plus précise par rapport au comportement réel du matériau. Il est cependant raisonnable de penser que des disparités entre l'estimation et les résultats expérimentaux vont apparaître. En effet, l'estimation proposée ici est assez simpliste comparée à la réalité. Ces disparités, comme généralement observées dans les estimations de durée de vie en milieu industriel, ont pour origine la complexité de la géométrie de la pièce étudiée ainsi que les conditions aux limites. En effet, la géométrie de la pièce ainsi que les zones proches ou soumises à des conditions aux limites peuvent être des zones de concentration de contraintes et dont la sollicitation locale peut être différente de la sollicitation macroscopique.

Dans le cas étudié ici, un ratio de contraintes R unique de 0,1 est considéré. Cependant, il est certain que, localement, des zones subissent une sollicitation avec une valeur de R différente. Cette variation de ratio n'est pas prise en compte ici et peut donc mener à une négligence de certaines zones critiques, qui ne peuvent apparaître clairement sans prise en compte de cette variation de sollicitation locale. La considération de ces variations locales passe par la prise en compte de la sensibilité du matériau à ce rapport de contraintes. La réalisation d'essais de fatigue pour différents ratios de contraintes permettrait de connaître cette sensibilité et ainsi d'affiner les estimations de durée de vie, notamment dans les zones concernées et pouvant passer inaperçues de prime abord dans le calcul quasi-statique.

6.6. Conclusion

Ce chapitre a présenté le processus de calculs permettant la validation de pièces en composite injecté dans l'environnement logiciel de l'entreprise partenaire en y intégrant les travaux réalisés au cours de la thèse. Le cas étudié ici est un clapet de régulation du débit de liquide de refroidissement injecté, fait du matériau d'étude : le PPS/GF40. La compréhension et la modélisation du comportement mécanique du matériau observées et développées en chapitre 2, 3, 4 et 5 ont été implémentées dans des « cartes matériaux » dédiées aux calculs par la méthode des éléments finis en quasi-statique et en fatigue. Les lois de comportement ont alors pu être validées sur pièce réelle grâce à une corrélation essai/calcul en quasi-statique.

Un banc d'essai développé par les équipes techniques de Pierburg a permis de créer une sollicitation contrôlée sur ce clapet et de mesurer le déplacement subi par la pièce et la force associée. Ce banc d'essai a été modélisé numériquement avec toutes les spécificités inhérentes au banc d'essai physique afin de ne pas influencer les résultats. Pour que la corrélation entre les résultats expérimentaux et numériques soit satisfaisante, la forte anisotropie induite par la géométrie complète de la pièce est prise en compte via une simulation d'injection de la pièce avec la même porte et les mêmes caractéristiques d'injection que la pièce réelle. La modélisation numérique des pièces du banc d'essai réel, la modélisation du comportement anisotrope du matériau et la prise en compte du procédé d'obtention de la pièce ont permis d'obtenir une bonne corrélation entre les relevés expérimentaux et les résultats numériques. La poursuite de ces corrélations est prévue pour une pièce immergée et/ou soumise à de hautes températures.

La réalisation de cette corrélation a servi de base pour une estimation de durée de vie la pièce. Le calcul quasi-statique a été relancé avec un déplacement imposé critique mais ne permettant pas d'atteindre la rupture de la pièce. L'estimation de durée de vie se base sur la répétition de ce chargement et pour une sollicitation en traction pure avec un ratio de contraintes R de 0,1. Bien qu'une corrélation essai/calcul en fatigue ne soit pas encore possible avec le banc d'essai en l'état, quelques réserves quant à cette estimation peuvent d'ores et déjà être exprimées. De par la complexité de la géométrie et des conditions aux limites de maintien en position, la sollicitation locale peut être différente de la sollicitation macroscopique imposée. Des concentrations et un ratio de contraintes locales peuvent alors apparaître lors de cette sollicitation cyclique. La connaissance de l'influence de cette amplitude de contraintes sur le comportement en fatigue du matériau est ainsi nécessaire afin de pouvoir fiabiliser l'estimation de durée de vie globale et de pouvoir identifier d'éventuelles zones critiques, impossibles à observer par un simple calcul quasi-statique.

Cette constatation est d'autant plus vraie que la pièce est sollicitée en permanence dans un environnement immergé et comprenant un intervalle de températures important. L'effet de cet environnement ayant une forte influence sur la résistance du matériau, il est donc fortement probable que les conditions d'utilisations réelles exacerbent les effets de ces concentrations de contraintes locales. Par ailleurs, même si l'influence du ratio de contraintes est connue, cela pourrait ne pas suffire pour obtenir des conditions représentatives de la sollicitation réelle.

En effet, même si une corrélation était possible en considérant ces différents facteurs, le banc d'essai reproduit une sollicitation uniaxiale. Cependant, en conditions réelles, la pièce subie des pulsations et des variations de pression venant du fluide bien plus complexes qu'une sollicitation uniaxiale et ce, avec des fréquences variables.

Une compréhension plus précise des mécanismes d'endommagement régissant la durée de vie du matériau en fonction de la fréquence de sollicitation est donc également nécessaire. La pièce subissant des efforts de diverses natures, partant de la pression du fluide aux efforts d'actionnement, la caractérisation de toutes ces sensibilités dans le cadre de sollicitations multiaxiales est donc nécessaire afin de pouvoir se rapprocher au mieux des conditions d'utilisation réelles.

Conclusions générales et perspectives

Cette thèse présente une étude expérimentale et théorique sur un PPS/GF40 et sa matrice plastique selon plusieurs configurations de sollicitation en termes de chargements et d'environnement dans le but de développer des pièces automobiles immergées au niveau du bloc moteur. Cette thèse se déroulant en contexte industriel, où les questions de temps et d'économies sont des facteurs très contraignants, y compris pour le service R&D, le recours aux prédictions par simulation numérique est très largement utilisé pour limiter le nombre d'essais. Une attention particulière a donc été portée sur l'apport de capacités de prédictions du comportement mécanique des matériaux étudiés en considérant l'environnement de sollicitation, environnement qui constitue le fil d'Ariane des travaux présentés. Le dimensionnement des pièces doit ainsi être validé pour des plages de températures allant de -40°C à 120°C, tout en étant immergé dans du liquide de refroidissement. Ce liquide étant composé d'eau et d'un produit chimique appelé glycol, qui permet au mélange de ne pas geler ni d'entrer en ébullition sur la plage de températures considérée, peut générer différents types de vieillissements du matériau. Le composite utilisé par l'entreprise partenaire présente, comme tous les autres thermoplastiques, une sensibilité non négligeable de ses caractéristiques mécaniques à l'environnement de sollicitation. Ce composite étant constitué d'une matrice PPS et de fibres de verre courtes, en considérant le niveau de températures en présence et la stabilité du verre à l'humidité, la sensibilité du composite provient de la matrice plastique. Les capacités de prédictions reposant sur la compréhension des mécanismes physiques à l'œuvre au sein du matériau, il a été décidé d'étudier l'évolution du comportement mécanique de la matrice plastique en fonction de la température et du vieillissement, le PPS étant l'élément du composite affecté par ces paramètres. Ce parti pris a pour objectif de prédire le comportement mécanique du composite en extrapolant le comportement de ses deux constituants pour toute configuration étudiée. Cette philosophie offre donc la possibilité d'identifier clairement les sources de diminution des caractéristiques mécaniques du composite, de manière à découpler les sources ayant pour origine les changements de la microstructure du plastique à celles étant inhérentes aux matériaux composites, comme l'adhésion des fibres à la matrice. L'identification de ces différentes origines et de leur échelle d'apparition, au niveau de la matrice où à l'échelle du composite, permet ainsi une modélisation réaliste des différents phénomènes physiques à l'œuvre dans le composite, offrant alors des capacités de prédictions du comportement mécanique du matériau plus fiables et plus précises et ce, quelle que soit la condition de sollicitation étudiée.

La première partie de la thèse a donc été consacrée à l'étude expérimentale des deux matériaux afin d'observer leur sensibilité respective à l'environnement de sollicitation et identifier les différents types de comportements de la matrice en fonction de cet environnement. Comme escompté, il a été montré que l'augmentation de la température de sollicitation induit une diminution drastique des caractéristiques mécaniques du PPS pur. Cette diminution est d'autant plus prononcée pour des températures avoisinant celle de la transition vitreuse. Pour des températures de sollicitations inférieures à cette transition vitreuse, le matériau présente un comportement élasto-plastique clairement identifiable. Au-delà cependant, le matériau ne présente plus vraiment de comportement élastique pur mais admet une déformation à rupture bien plus élevée qu'à température ambiante.

Cette évolution de comportement est due à l'influence de la viscosité du matériau sur ses caractéristiques au fur et à mesure de l'élévation de température, se manifestant par l'apparition d'un amortissement visqueux tout d'abord avant de régir entièrement le comportement du matériau une fois la température de transition vitreuse franchie, induisant alors un comportement visco-inélastique de celui-ci. La caractérisation de cette viscosité et sa prépondérance à haute température a été confirmée par la réalisation d'essais cycliques avec courbe enveloppe. Ces essais ont montré la hausse drastique de la dissipation et la chute drastique du module d'Young du PPS à haute température. L'influence de la viscosité et de la température reste importante une fois le PPS renforcé, même à hauteur de 40% en masse de fibres de verre. Le verre conservant ses propriétés pour de telles températures, le composite présente alors des caractéristiques mécaniques supérieures à celles de la matrice, quelle que soit la température. Le comportement du verre étant élastique, sa présence augmente la raideur du composite, tout en compensant l'amortissement visqueux observé sur la matrice. La réaction du matériau à l'immersion dans du liquide de refroidissement a également été investiguée. L'étude de l'absorption de liquide par le PPS a montré que la densité du liquide a une influence sur la masse maximale absorbable par le matériau. Plus le composé contient de l'eau, et plus la masse de liquide absorbée à saturation est importante. Une densité plus faible de liquide immergeant facilite l'insertion des molécules de ce liquide dans le matériau. Cette immersion influe sur le comportement mécanique du PPS saturé puisqu'une élévation du module d'Young et une diminution de la déformation à rupture est observée. Cette dynamique peut s'expliquer par la température de vieillissement, maintenue à 90°C pour atteindre plus vite la saturation. L'évolution de comportement constatée est en effet due au vieillissement thermique du matériau, l'absorption pure ne permettant pas de compenser ce phénomène. Ce vieillissement thermique est moins prononcé pour un liquide contenant du glycol, puisque ce composé est justement utilisé pour absorber les calories apportées par l'élévation de température du liquide. La comparaison des modules d'Young des échantillons vieillis montre une évolution linéaire en fonction de la concentration du liquide en glycol, ce qui tend à montrer que pour ces durées d'immersion, aucune attaque chimique sur le matériau n'a eu lieu. L'influence de l'immersion sur le comportement du composite est l'opposée de celle observée sur le PPS pur puisqu'une diminution de la raideur et de la contrainte maximale admissible est constatée. Ce phénomène est imputé à la dégradation de l'interface fibre/matrice qui diminue l'effet de renfort apporté par la présence de fibres. Une des perspectives de ce travail consiste à étudier le couplage des effets du vieillissement et de la température en réalisant des essais sur des éprouvettes immergées et maintenues à haute température. Ceci permettrait de voir si ces effets peuvent être traités séparément, s'ils s'additionnent ou s'ils provoquent un comportement totalement différent. Par ailleurs, des essais cycliques sur le composite immergé et à saturation pourraient permettre de caractériser expérimentalement la dégradation de l'interface fibre/matrice. Enfin, les conséquences de la viscosité étudiées ici sont des effets à court terme. Des essais de fluage pourraient permettre de caractériser la viscosité à long terme et étudier son influence en fonction de la température.

Un schéma rhéologique a ensuite été développé afin de traduire mathématiquement les observations expérimentales. Le modèle résultant, de par l'ajout d'une dépendance directe du comportement du PPS à la température par l'intermédiaire de coefficients d'Arrhénius, permet l'extrapolation de ce comportement pour différentes températures, tout en gardant une structure simple et un nombre de coefficients restreints. Les constatations expérimentales quant au changement de comportement drastique du PPS après la transition vitreuse ont abouti à un modèle scindé en deux parties.

Ces parties représentant respectivement le comportement de type élasto-plastique du matériau, avec une plasticité de type J2, avant la température de transition vitreuse et un comportement purement visco-inélastique au-delà. La modélisation de l'influence de l'immersion dans du liquide de refroidissement sur les caractéristiques mécaniques du matériau a été mise en place par l'intermédiaire d'une équivalence température/humidité. D'autres études ayant montré l'influence de l'immersion sur la température de transition vitreuse, cette variation est ici transposée à la température de sollicitation, définissant alors une température équivalente de sollicitation, permettant de simuler le comportement du matériau vieilli par une variation de température de sollicitation. Les échantillons vieillis étudiés ici sont tous des échantillons saturés en liquide car ce cas, en plus d'être le plus défavorable, est le cas le plus représentatif de l'utilisation des pièces réelles. Ce modèle a ainsi permis de modéliser l'influence du vieillissement sur les propriétés mécaniques du PPS, en fonction de la proportion d'eau et de glycol dans le liquide, de la même manière que l'a été l'influence de la température. La considération du changement de comportement induit par la transition vitreuse du matériau permet également d'extrapoler ces prédictions sur un large spectre de températures, spectre pertinent pour l'application industrielle et ce, avec une bonne précision. En effet, en plus de la possibilité de prédire l'évolution du comportement du matériau en fonction des paramètres définissant l'environnement de sollicitation, la confrontation de ce modèle avec un modèle empirique montre une meilleure précision du modèle développé. Ce constat est le plus prononcé à haute température, là où les modèles empiriques ne considèrent pas de changement de comportement, ne les rendant pas adaptés lorsque les températures sont élevées et/ou pour un spectre de températures étendu. La comparaison avec un modèle empirique seul ne peut cependant pas permettre d'établir la performance du modèle. Même si l'erreur observée entre les prévisions du modèle et la courbe expérimentale ne dépasse jamais 4% sur la totalité de la courbe, il n'est pas impossible qu'un autre modèle, déjà existant ou non, fournisse de meilleurs résultats. Ainsi, par souci d'objectivité, le modèle développé a été confronté à un modèle d'intelligence artificielle dont le principe de fonctionnement, bien que s'affranchissant de tout sens physique dans la modélisation, permet d'atteindre des niveaux de performances supérieurs à ceux des autres modèles sous réserve d'un nombre d'entrée/sortie et d'itérations d'entraînement suffisants. Ce modèle d'intelligence artificielle, supposé comme étant la limite de précision atteignable pour un modèle se basant sur ces données expérimentales, admet une erreur globale généralement de l'ordre de 1%. Ainsi, le modèle développé n'admet qu'une erreur maximale sur une de ses prédictions de 3% par rapport aux résultats donnés par l'IA, permettant de conclure de la bonne performance du modèle développé. La perspective de ce travail est l'exploitation maximale du schéma rhéologique. En effet, le schéma utilisé permet de considérer les effets visqueux à court et long termes mais n'ont pas été exploités ici faute d'essais permettant de déterminer ces paramètres. De même, une mesure des effets d'une sollicitation à haute température tout en étant en immersion permettrait de valider ou d'améliorer l'équivalence température/immersion mise en place pour une pièce vieillie et sollicitée à haute température. Les matériaux plastiques utilisés en entreprise étant généralement des composites renforcés, ce modèle doit être intégré dans un modèle micromécanique afin d'extrapoler ces prédictions une fois renforcé. Néanmoins, l'application de ce modèle phénoménologique au composite, pour différentes orientations fixes de fibres, permet d'obtenir de plus amples informations sur l'action des fibres sur les phénomènes physiques observés.

L'étude de l'évolution des paramètres du modèle en fonction du taux et de l'orientation des fibres a en effet montré que le taux de fibre seul réduit drastiquement les phénomènes d'amortissement visqueux, tandis qu'une compensation de la perte de résistance due à la température n'est sensible que pour une orientation longitudinale des fibres par rapport à la direction de sollicitation.

Ces éléments ont ensuite permis la détermination du comportement du PPS renforcé à hauteur de 40% de fibres de verre courtes. Une homogénéisation analytique a été conduite avec le modèle de Mori-Tanaka du second ordre, en version révisée, et en considérant la complexité du comportement du PPS via une méthode de linéarisation affine incrémentale. La microstructure cœur-peau des échantillons a été prise en considération par l'intermédiaire d'une simulation d'injection des plaques de matière envoyées par le fournisseur et permettant ainsi d'effectuer des comparaisons entre les résultats expérimentaux et les prédictions de l'homogénéisation et ce, en fonction de la température et de l'immersion dans le liquide de refroidissement. Ces comparaisons ont montré une bonne prédiction du modèle sur la partie élastique du matériau mais faisait preuve d'une certaine erreur sur la partie plastique. Cette erreur pouvait s'expliquer par la présence de fluctuations mathématiques induites par la méthode de linéarisation, par une légère erreur induite par la simulation d'injection, par la variation de microstructure du PPS induite par la présence de fibres ou encore par un endommagement de l'interface fibre/matrice. Ce dernier point, dont la possibilité d'apparition ayant déjà été soulevée dans de précédentes études, a alors été investigué numériquement. La modélisation numérique du VER a permis de retrouver la même erreur que celle observée analytiquement. Une inter-phase cohésive dommageable a alors été modélisée, à l'aide des mêmes paramètres ayant permis la définition de la matrice et en tenant compte de la ductilité de cette dernière. Les résultats de ces simulations ont permis de retrouver les mécanismes d'endommagement observés expérimentalement dans de précédentes études et de corriger l'erreur obtenue avec une homogénéisation ne considérant aucun endommagement. Ce protocole a été validé en l'appliquant à iso-paramètres pour d'autres températures et orientations de fibres. Ce protocole a alors ensuite été appliqué au cas du composite vieilli, dont la dynamique d'évolution diffère de celle du PPS et dont l'implication d'une détérioration de la qualité de l'interface fibre/matrice a été observée expérimentalement dans de précédentes études. Les résultats de ces simulations ont permis d'obtenir une estimation de la dégradation de la résistance de l'interface fibre/matrice, qui perd alors 50% de son module d'Young et de sa contrainte maximale à rupture, et a été confirmée par les corrélations obtenues pour d'autres orientations préférentielles de fibres. Une étude comparative des niveaux d'endommagement dans chaque configuration a alors permis de montrer que, le système principal d'endommagement étant les micro-cracks en bout de fibre, les effets de l'endommagement se font le plus ressentir pour une orientation longitudinale des fibres, puisqu'il s'agit de la configuration où l'effet de renfort est le plus prononcé. Enfin, comme escompté, cette étude a également montré que l'endommagement de cette interface augmentait au fur et à mesure que la température augmentait mais était maximal pour un matériau vieilli. La principale perspective de ce travail réside dans la traduction analytique de ce résultat. L'établissement d'une dépendance analytique de l'endommagement à l'orientation des fibres, à la température et au vieillissement pourrait permettre la considération de cet endommagement de manière simple et rapide dans le modèle micromécanique et donner des résultats homogénéisés précis, sans avoir à passer systématiquement par des calculs par la méthode des éléments finis, qui peuvent s'avérer être chronophages.

L'étude du comportement du PPS/GF40 a ensuite été menée en fatigue, étape fondamentale à toute estimation de durée de vie de pièce mécanique. Tenant compte de l'anisotropie du composite, des essais de fatigue ont été réalisés à température ambiante, pour une fréquence de 4Hz afin d'éviter les problématiques d'auto-échauffement lors de la caractérisation et avec un ratio de contraintes de 0,1 afin de se rapprocher des sollicitations subies par les pièces réelles. Les courbes de Wöhler obtenues montrent une évolution linéaire sur une échelle logarithmique et ne présentent pas d'asymptote à partir d'une certaine contrainte définissant le seuil de durée de vie dite infinie. L'allure de ces courbes est typique de celles obtenues pour les composites plastiques renforcés. Une modélisation de ces courbes par une loi de Basquin est alors possible. La détermination des paramètres de cette loi se fonde généralement sur les similitudes observées entre le comportement du matériau sollicité en quasi-statique et en fatigue. La contrainte maximale à un cycle notamment qui, à la sensibilité à la fréquence de sollicitation près, est proche de la contrainte à rupture admissible du matériau en quasi-statique. Ce lien existant entre les observations faites en quasi-statique et en fatigue a permis d'intégrer à la loi de Basquin des éléments modélisés pour une sollicitation en quasi-statique. Une sensibilité de la température héritée de l'étude en quasi-statique est alors ajoutée à la loi de Basquin et a permis d'extrapoler des courbes de Wöhler d'un PA66 GF30 et d'un PBT GF30 pour d'autres températures avec une précision acceptable et ainsi valider la méthode. Une estimation des courbes de Wöhler du matériau d'étude a ainsi pu être proposée en considérant l'influence de l'orientation fibres et de la transition vitreuse, à l'instar de ce qui a été fait dans le cas d'une sollicitation quasi-statique. L'extrapolation à différentes températures des courbes de Wöhler étant possible, restait encore à déterminer la température réelle de sollicitation. En effet, en cours d'utilisation durant toute sa durée de vie, la pièce va subir différents chargements qui ne permettront pas d'éviter un éventuel auto-échauffement de la pièce. Ainsi, une modélisation des phénomènes de dissipation intrinsèques a été proposée et testée sur des données expérimentales d'un PA66 GF30. La modélisation 1D se base sur l'accumulation de déformation du matériau pour estimer une élévation moyenne de température au cours de l'essai. Cette accumulation de déformation est suffisante pour une estimation fiable de cette élévation de température, quelle que soit la fréquence de sollicitation étudiée. Pour un matériau vieilli, cependant, cette simple accumulation de déformation n'est pas suffisante. Les réarrangements des chaînes moléculaires induites par l'insertion de molécules d'eau dans le réseau ainsi que l'effet plastifiant de l'eau ont alors dû être considérés afin de pouvoir réaliser des estimations qui se veulent précises. Le système d'équations différentielles final permet ainsi d'estimer l'élévation de température dans l'échantillon en fonction de l'accumulation de déformation et de la masse d'eau absorbée. Les perspectives de ce travail sont multiples. Des essais de fatigue à plusieurs températures sur le PPS/GF40 doivent tout d'abord être réalisés afin de vérifier si les corrélations obtenues avec la loi de Basquin améliorée sur différents matériaux se vérifient également sur ce composite. De même, l'obtention de la courbe de Wöhler sur un matériau immergé pourrait permettre de vérifier si, en fatigue également, l'équivalence humidité/température définie dans le cas quasi-statique est valable et observer l'évolution de l'endommagement fibre/matrice au cours des cycles. Ici encore, l'étude du couplage entre température et immersion serait intéressante pour compléter ces travaux. L'étude des effets dissipatifs peut également être complétée par l'acquisition via caméra thermique de l'élévation de température du matériau d'étude. Concernant la modélisation de ces phénomènes, une meilleure connaissance des effets visqueux à court et long terme explicités précédemment pourrait permettre une modélisation non plus moyenne, mais de chaque cycle.

Cette modélisation, couplée à un calcul par élément finis considérant les échanges avec l'environnement extérieur permettrait une estimation plus complète. Enfin, une équivalence plus poussée entre les phénomènes visqueux, de l'humidité, de température et de fréquence permettrait l'estimation de l'accumulation de déformation plastique et donc de s'affranchir de ce paramètre d'entrée.

Ces travaux de thèses ont enfin été implémentés dans l'environnement logiciel de l'entreprise afin de les pérenniser et d'offrir la possibilité de réaliser des calculs de durée de vie sur pièce réelle. Le processus de dimensionnement a alors été appliqué à un clapet de régulation du débit de liquide de refroidissement injecté en PPS/GF40. Les modèles développés au cours de la thèse ont été implémentés dans une carte matériau Digimat en fonction de l'orientation des fibres et de la température. L'orientation des fibres au sein de la pièce a quant à elle été déterminée via une simulation d'injection réalisée avec les mêmes paramètres que ceux utilisés pour l'obtention de la pièce réelle. Ce processus a été validé grâce à une corrélation essai/calcul en quasi-statique par la modélisation numérique par élément finis du montage d'essai avec lequel la pièce a été sollicitée. Le modèle a prédit le comportement mécanique de la pièce ainsi que son effort à rupture. Le calcul a ensuite été relancé pour un effort imposé intermédiaire, plus proche d'une sollicitation très critique de ce que la pièce peut potentiellement subir. Cette sollicitation a servi de base à une estimation de durée de vie de la pièce en fatigue, réalisée avec un ratio de contraintes de 0,1 et une fréquence de 4Hz pour se rapprocher des conditions ayant servies à la caractérisation du PPS/GF40. Le résultat de ce calcul montre la même zone critique que celle déterminée en quasi-statique et que celle observée expérimentalement. Cependant, lors de telles sollicitations, la pièce n'est pas sollicitée de la même manière partout. Localement, la sollicitation peut être différente et de ce fait, une étude de sensibilité à ce ratio de contrainte constitue une perspective directe. Un approfondissement des corrélations sur pièce en fonction de la température et de l'immersion constitue également la suite logique pour finaliser et valider ce protocole.

Ces travaux de thèse ont été menés de telle sorte à pouvoir constituer une base de dimensionnement pour la réalisation de pièces mécaniques en composites plastiques renforcés sollicités en environnement défavorable. Cependant, les sollicitations en conditions d'utilisation sont généralement très complexes, où le couplage de différentes sollicitations est largement répandu. Que ce soient des sollicitations provenant des autres pièces en contact ou de la pression exercée par le fluide, l'estimation de durée de vie de ces pièces ne peut se faire qu'à condition d'avoir une compréhension totale des mécanismes intrinsèques du matériau et de l'environnement extérieur. L'obtention d'une telle représentativité doit ainsi passer notamment par une étude multiaxiale et couplée avec une interaction fluide/structure.

Ainsi, bien que ces travaux de thèses aient pu permettre de lever le voile sur certains de ces multiples aspects, nul doute que beaucoup reste encore à faire dans ce microcosme que représentent les polymères renforcés. Comme toujours, chaque réponse apporte son lot de nouvelles questions et de mystères. La microstructure de ces matériaux constitue un univers véritablement complexe, en constante évolution, et qui nous réserve encore bien des surprises.

Il est ainsi bien difficile dans ces conditions de dénicher un petit morceau de vérité avec une certitude absolue. La seule certitude que nous puissions cependant avoir, c'est que le jeu est loin d'être fini.

Bibliographie

- [1] Mortazavian, S., and A. Fatemi. "Tensile and fatigue behaviors of polymers for automotive applications: Zähigkeits- und Ermüdungsverhalten von Polymeren für Automobilanwendungen." *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik* 46.2 (2015): 204-213.
- [2] Eftekhari, M., and A. Fatemi. "Tensile, creep and fatigue behaviours of short fibre reinforced polymer composites at elevated temperatures: a literature survey." *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures* 38.12 (2015): 1395-1418.
- [3] Lyons, Jed S. "Time and temperature effects on the mechanical properties of glass-filled amide-based thermoplastics." *Polymer testing* 17.4 (1998): 237-245.
- [4] C. Oudet, » Polymères: Structure et propriétés: Introduction », Editor MASSON (1993)
- [5] Bloomoon.eu
- [6] Hill Jr, H. Wayne, and D. G. Brady. "Properties, environmental stability, and molding characteristics of polyphenylene sulfide." *Polymer Engineering & Science* 16.12 (1976): 831-835.
- [7] Christopher, N. S. J., et al. "Thermal degradation of poly (phenylene sulfide) and perfluoropoly (phenylene sulfide)." *Journal of Applied Polymer Science* 12.4 (1968): 863-870.
- [8] Ehlers, G. F. L., K. R. Fisch, and W. R. Powell. "Thermal degradation of polymers with phenylene units in the chain. II. Sulfur-containing polyarylenes." *Journal of Polymer Science Part A-1: Polymer Chemistry* 7.10 (1969): 2955-2967.
- [9] Thomason, J. L., and J. Z. Ali. "The dimensional stability of glass-fibre reinforced polyamide 66 during hydrolysis conditioning." *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* 40.5 (2009): 625-634.
- [10] Caramaro, L., et al. "Morphology and mechanical performance of polyphenylenesulfide carbon fiber composite." *Polymer Engineering & Science* 31.17 (1991): 1279-1285.
- [11] Favaloro, Michael. *Properties and processes of linear polyphenylene sulfide (PPS) for continuous fiber composites aerospace applications*. No. 2009-01-3242. SAE Technical Paper, 2009.
- [12] Zhou, Shaofeng, et al. "Effect of carbon fiber reinforcement on the mechanical and tribological properties of polyamide6/polyphenylene sulfide composites." *Materials & Design* 44 (2013): 493-499.
- [13] Yu, Laigui, S. Bahadur, and Qunji Xue. "An investigation of the friction and wear behaviors of ceramic particle filled polyphenylene sulfide composites." *Wear* 214.1 (1998): 54-63.
- [14] Gyurova, Lada A., and Klaus Friedrich. "Artificial neural networks for predicting sliding friction and wear properties of polyphenylene sulfide composites." *Tribology International* 44.5 (2011): 603-609.
- [15] Zhao, Q., and S. Bahadur. "A study of the modification of the friction and wear behavior of polyphenylene sulfide by particulate Ag₂S and PbTe fillers." *Wear* 217.1 (1998): 62-72.

- [16] Jiang, Zhenyu, et al. "Study on friction and wear behavior of polyphenylene sulfide composites reinforced by short carbon fibers and sub-micro TiO₂ particles." *Composites Science and Technology* 68.3-4 (2008): 734-742.
- [17] Yang, Yaqi, et al. "Morphology control of nanofillers in poly (phenylene sulfide): A novel method to realize the exfoliation of nanoclay by SiO₂ via melt shear flow." *Composites Science and Technology* 75 (2013): 28-34.
- [18] López, Leonardo C., and Garth L. Wilkes. "Non-isothermal crystallization kinetics of poly (p-phenylene sulphide)." *Polymer* 30.5 (1989): 882-887.
- [19] Yılmaz, Taner, and Tamer Sýnmazçelik. "Investigation of load bearing performances of pin connected carbon/polyphenylene sulphide composites under static loading conditions." *Materials & design* 28.2 (2007): 520-527.
- [20] VERDU, Jacques. "Plastiques. Vieillissement physique." *Techniques de l'ingénieur. Plastiques et composites* 1.A3150 (1990): 1-17.
- [21] Boubakri, A., et al. "Study of UV-aging of thermoplastic polyurethane material." *Materials Science and Engineering: A* 527.7-8 (2010): 1649-1654.
- [22] Zuo, Peiyuan, et al. "Thermal aging effects on overall mechanical behavior of short glass fiber-reinforced polyphenylene sulfide composites." *Polymer Engineering & Science* 59.4 (2019): 765-772.
- [23] Gijsman, Pieter. "Review on the thermo-oxidative degradation of polymers during processing and in service." *e-Polymers* 8.1 (2008).
- [24] Puffr, R., and J. Šebenda. "On the structure and properties of polyamides. XXVII. The mechanism of water sorption in polyamides." *Journal of Polymer Science Part C: Polymer Symposia*. Vol. 16. No. 1. New York: Wiley Subscription Services, Inc., A Wiley Company, 1967.
- [25] Verdu, Jacques. *Action de l'eau sur les plastiques*. Ed. Techniques Ingénieur, 2000.
- [26] Guérin, Bernard. *Polyamides PA*. Ed. Techniques Ingénieur, 1994.
- [27] Launay, Antoine, et al. "Modelling the influence of temperature and relative humidity on the time-dependent mechanical behaviour of a short glass fibre reinforced polyamide." *Mechanics of Materials* 56 (2013): 1-10.
- [28] Smith, L. S. A., and V. Schmitz. "The effect of water on the glass transition temperature of poly (methyl methacrylate)." *Polymer* 29.10 (1988): 1871-1878.
- [29] Kettle, Graham J. "Variation of the glass transition temperature of nylon-6 with changing water content." *Polymer* 18.7 (1977): 742-743.
- [30] Reimschuessel, H. K. "Relationships on the effect of water on glass transition temperature and young's modulus of nylon 6." *Journal of Polymer Science: Polymer Chemistry Edition* 16.6 (1978): 1229-1236.

- [31] Fick, A. "Über diffusion. Phil. Mag. 10: 30–39." (*reprinted in 1995 as On diffusion. J. Membr. Sci.* 100 (1855): 33-38.
- [32] Verdu, Jacques. *Différents types de vieillissement chimique des plastiques*. Ed. Techniques Ingénieur, 2002.
- [33] Verdu, Jacques. *Vieillissement chimique des plastiques: aspects généraux*. Ed. Techniques Ingénieur, 2002.
- [34] Verdu, Jacques. "Vieillissement chimique: modélisation cinétique." *Techniques de l'ingénieur. Plastiques et composites* 1.AM3153 (2002): 1-6.
- [35] Guérin, Bernard. *Techniques de l'ingénieur, «Polyamides (PA) élaboration et propriétés,»* 2015.
- [36] Shu, Ying, Lin Ye, and Tao Yang. "Study on the long-term thermal-oxidative aging behavior of polyamide 6." *Journal of Applied Polymer Science* 110.2 (2008): 945-957.
- [37] Crissman, John M., and Gregory B. McKenna. "Physical and chemical aging in PMMA and their effects on creep and creep rupture behavior." *Journal of Polymer Science Part B: Polymer Physics* 28.9 (1990): 1463-1473.
- [38] Wyzgoski, M. G., and G. E. Novak. "Fatigue fracture of long fiber reinforced nylon 66." *Polymer composites* 16.1 (1995): 38-51.
- [39] Chevali, Venkata S., and Gregg M. Janowski. "Flexural creep of long fiber-reinforced thermoplastic composites: Effect of processing-dependent fiber variables on creep response." *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* 41.9 (2010): 1253-1262.
- [40] Marcin, Lionel. *Modélisation du comportement, de l'endommagement et de la rupture de matériaux composites à renforts tissés pour le dimensionnement robuste de structures*. Diss. 2010.
- [41] Aucher, Jérémie. *Etude comparative du comportement composites à matrice thermoplastique ou thermodurcissable*. Diss. 2009.
- [42] Fu, Shao-Yun, and Bernd Lauke. "Effects of fiber length and fiber orientation distributions on the tensile strength of short-fiber-reinforced polymers." *Composites Science and Technology* 56.10 (1996): 1179-1190.
- [43] Tandon, Gp P., and GJ J. Weng. "The effect of aspect ratio of inclusions on the elastic properties of unidirectionally aligned composites." *Polymer composites* 5.4 (1984): 327-333.
- [44] Chin, Wei-Kuo, Hsin-Tzu Liu, and Yu-Der Lee. "Effects of fiber length and orientation distribution on the elastic modulus of short fiber reinforced thermoplastics." *Polymer Composites* 9.1 (1988): 27-35.
- [45] Rolland, Héloïse, Nicolas Saintier, and Gilles Robert. "Damage mechanisms in short glass fibre reinforced thermoplastic during in situ microtomography tensile tests." *Composites Part B: Engineering* 90 (2016): 365-377.
- [46] Bernasconi, Andrea, et al. "Effect of fibre orientation on the fatigue behaviour of a short glass fibre reinforced polyamide-6." *International Journal of Fatigue* 29.2 (2007): 199-208.

- [47] Peters, Stanley T., ed. *Handbook of composites*. Springer Science & Business Media, 2013.
- [48] Klimkeit, Bert. *Etude expérimentale et modélisation du comportement en fatigue multiaxiale d'un polymère renforcé pour application automobile*. Diss. 2009.
- [49] Arif, Muhamad Fatikul. "Damage mechanisms in short glass fiber reinforced polyamide-66 under monotonic and fatigue loading: Effect of relative humidity and injection molding induced microstructure." *Metz: Thèse de doctorat, Arts&Métiers ParisTech* (2014).
- [50] Agarwal, Bhagwan D., Lawrence J. Broutman, and K. Chandrashekhara. *Analysis and performance of fiber composites*. John Wiley & Sons, 2006.
- [51] B. Mouhmid, A. Imad, N. Benseddiq, S. Benmedakhene, A. Maazouz, A study of the mechanical behaviour of a glass fibre reinforced polyamide 6,6: experimental investigation, *Polym. Test.* 25 (4) (2006) 544.
- [52] Stoeffler, Karen, et al. "Polyphenylene sulfide (PPS) composites reinforced with recycled carbon fiber." *Composites Science and Technology* 84 (2013): 65-71.
- [53] Sato, Norio, Toshio Kurauchi, and Osami Kamigaito. "Detection of damage in composite materials by thermo-acoustic emission measurement." *Journal of composite materials* 22.5 (1988): 447-458.
- [54] Sato, N., et al. "Microfailure behaviour of randomly dispersed short fibre reinforced thermoplastic composites obtained by direct SEM observation." *Journal of materials science* 26.14 (1991): 3891-3898.
- [55] Hashin, Zvi. "Failure criteria for unidirectional fiber composites." (1980): 329-334.
- [56] Arif, Muhamad Fatikul, et al. "In situ damage mechanisms investigation of PA66/GF30 composite: Effect of relative humidity." *Composites Part B: Engineering* 58 (2014): 487-495.
- [57] Bergeret, A., et al. "The hygrothermal behaviour of glass-fibre-reinforced thermoplastic composites: a prediction of the composite lifetime." *Polymer testing* 20.7 (2001): 753-763.
- [58] Foulc, M. P., et al. "Study of hygrothermal ageing of glass fibre reinforced PET composites." *Polymer degradation and Stability* 89.3 (2005): 461-470.
- [59] Bergeret, A., L. Ferry, and P. Ienny. "Influence of the fibre/matrix interface on ageing mechanisms of glass fibre reinforced thermoplastic composites (PA-6, 6, PET, PBT) in a hygrothermal environment." *Polymer Degradation and Stability* 94.9 (2009): 1315-1324.
- [60] Günzel, Stephan, et al. "Effects of fiber orientation and moisture on the crack growth in short glass fiber reinforced polyamide." *Advanced Engineering Materials* 14.10 (2012): 867-872.
- [61] Launay, Antoine, et al. "Cyclic behaviour of short glass fibre reinforced polyamide: Experimental study and constitutive equations." *International Journal of Plasticity* 27.8 (2011): 1267-1293.
- [62] Krairi, Anouar, and Issam Doghri. "A thermodynamically-based constitutive model for thermoplastic polymers coupling viscoelasticity, viscoplasticity and ductile damage." *International Journal of Plasticity* 60 (2014): 163-181.

- [63] Praud, Francis, et al. "Phenomenological multi-mechanisms constitutive modelling for thermoplastic polymers, implicit implementation and experimental validation." *Mechanics of Materials* 114 (2017): 9-29.
- [64] Benaarbia, Adil, André Chrysochoos, and Gilles Robert. "Influence of relative humidity and loading frequency on the PA6. 6 cyclic thermomechanical behavior: Part I. mechanical and thermal aspects." *Polymer testing* 40 (2014): 290-298.
- [65] Eftekhari, Mohammadreza, and Ali Fatemi. "Tensile behavior of thermoplastic composites including temperature, moisture, and hygrothermal effects." *Polymer Testing* 51 (2016): 151-164.
- [66] Piao, Hao, et al. "Influence of Water Absorption and Temperature on the Mechanical Properties of Discontinuous Carbon Fiber Reinforced Polyamide 6." *Fibers and Polymers* 20.3 (2019): 611-619.
- [67] Laiarinandrasana, Lucien, et al. "Temperature dependent mechanical behaviour of PVDF: experiments and numerical modelling." *International Journal of Plasticity* 25.7 (2009): 1301-1324.
- [68] De Monte, M., E. Moosbrugger, and Marino Quaresimin. "Influence of temperature and thickness on the off-axis behaviour of short glass fibre reinforced polyamide 6.6–Quasi-static loading." *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* 41.7 (2010): 859-871.
- [69] Pessey, D., et al. "Strain rate effects on the mechanical response of polypropylene-based composites deformed at small strains." *Polymer Science Series A* 50.6 (2008): 690-697.
- [70] Arruda, Ellen M., Mary C. Boyce, and R. Jayachandran. "Effects of strain rate, temperature and thermomechanical coupling on the finite strain deformation of glassy polymers." *Mechanics of Materials* 19.2-3 (1995): 193-212.
- [71] Li, J., and G. J. Weng. "Strain-rate sensitivity, relaxation behavior, and complex moduli of a class of isotropic viscoelastic composites." (1994): 495-504.
- [72] Malpot, Amélie, Fabienne Touchard, and Sébastien Bergamo. "Effect of relative humidity on mechanical properties of a woven thermoplastic composite for automotive application." *Polymer Testing* 48 (2015): 160-168.
- [73] Valentin, D., F. Paray, and B. Guetta. "The hygrothermal behaviour of glass fibre reinforced Pa66 composites: a study of the effect of water absorption on their mechanical properties." *Journal of materials science* 22.1 (1987): 46-56.
- [74] Akay, M. "Moisture absorption and its influence on the tensile properties of glass-fibre reinforced polyamide 6, 6." *Polymers & polymer composites* 2.6 (1994): 349-354.
- [75] Merdas, I., et al. "Factors governing water absorption by composite matrices." *Composites Science and technology* 62.4 (2002): 487-492.
- [76] Seferis, James C., et al. "Heat and water mass transfer modeling in polyimide based advanced composites." *Polymer degradation and stability* 68.1 (2000): 43-51.
- [77] Halphen, Bernard, and Quoc Son Nguyen. "Sur les matériaux standard généralisés." (1975).

- [78] Chaboche, Jean-Louis, and Jean Lemaitre. *Mechanics of solid materials*. Cambridge: Cambridge University Press, 1990.
- [79] Detrez, Fabrice. *Nanomécanismes de déformation des polymères semi-cristallins: étude in situ par microscopie à force atomique et modélisation*. Diss. 2008.
- [80] Kichenin, Joël. *Comportement thermomécanique du polyéthylène. Application aux structures gazeuses*. Diss. Palaiseau, Ecole polytechnique, 1992.
- [81] Kichenin, J., K. Van Dang, and K. Boytard. "Finite-element simulation of a new two-dissipative mechanisms model for bulk medium-density polyethylene." *Journal of materials science* 31.6 (1996): 1653-1661.
- [82] Zener, Clarence. "Internal friction in solids. I. Theory of internal friction in reeds." *Physical review* 52.3 (1937): 230.
- [83] Zener, Clarence. "Internal friction in solids II. General theory of thermoelastic internal friction." *Physical review* 53.1 (1938): 90.
- [84] Zener, Clarence. "Internal Friction in Solids IV. Relation Between Cold Work and Internal Friction." *Physical Review* 53.7 (1938): 582.
- [85] Zener, Clarence. "Internal Friction in Solids V. General Theory of Macroscopic Eddy Currents." *Physical Review* 53.12 (1938): 1010.
- [86] Haward, R. N., and G. I. Thackray. "The use of a mathematical model to describe isothermal stress-strain curves in glassy thermoplastics." *Proceedings of the Royal Society of London. Series A. Mathematical and Physical Sciences* 302.1471 (1968): 453-472.
- [87] Boyce, M. C., S. Socrate, and P. G. Llana. "Constitutive model for the finite deformation stress-strain behavior of poly (ethylene terephthalate) above the glass transition." *Polymer* 41.6 (2000): 2183-2201.
- [88] Zaïri, Fahmi, Krzysztof Woznica, and Moussa Naït-Abdelaziz. "Phenomenological nonlinear modelling of glassy polymers." *Comptes Rendus Mecanique* 333.4 (2005): 359-364.
- [89] Al-Rub, Rashid K. Abu, and Masoud K. Darabi. "A thermodynamic framework for constitutive modeling of time-and rate-dependent materials. Part I: Theory." *International Journal of Plasticity* 34 (2012): 61-92.
- [90] Oshmyan, Victor G., Stanislav A. Patlazhan, and Yves Remond. "Principles of structural-mechanical modeling of polymers and composites." *Polymer Science Series A* 48.9 (2006): 1004-1013.
- [81] Andriyana, A., N. Billon, and L. Silva. "Mechanical response of a short fiber-reinforced thermoplastic: Experimental investigation and continuum mechanical modeling." *European Journal of Mechanics-A/Solids* 29.6 (2010): 1065-1077.
- [92] Lai, Dawei, Iryna Yakimets, and Michèle Guigon. "A non-linear viscoelastic model developed for semi-crystalline polymer deformed at small strains with loading and unloading paths." *Materials Science and Engineering: A* 405.1-2 (2005): 266-271.

- [93] Chehab, A., Moore, I., 2004. A uniaxial linear viscoelastic-viscoplastic model for high density polyethylene. In : Proceedings of the 57th Canadian Geotechnical Conference, 5th Joint CGS/IAH-CNC Conference, Quebec, October. pp.6D1–6D6.
- [94] Hamouda, H. Ben Hadj, Lucien Laiarinandrasana, and Roland Piques. "Viscoplastic behaviour of a medium density polyethylene (MDPE): Constitutive equations based on double nonlinear deformation model." *International journal of plasticity* 23.8 (2007): 1307-1327.
- [95] Drozdov, A. D., A. Al-Mulla, and R. K. Gupta. "The viscoelastic and viscoplastic behavior of polymer composites: polycarbonate reinforced with short glass fibers." *Computational materials science* 28.1 (2003): 16-30.
- [96] Drozdov, A. D., A. Al-Mulla, and R. K. Gupta. "Finite viscoplasticity of polycarbonate reinforced with short glass fibers." *Mechanics of materials* 37.4 (2005): 473-491.
- [97] Drozdov, Aleksey D., and J. deC Christiansen. "Modelling the viscoplastic response of polyethylene in uniaxial loading–unloading tests." *Mechanics research communications* 30.5 (2003): 431-442.
- [98] Ghorbel, Elhem. "A viscoplastic constitutive model for polymeric materials." *International Journal of Plasticity* 24.11 (2008): 2032-2058.
- [99] Miled, Bilel, Issam Doghri, and Laurent Delannay. "Coupled viscoelastic–viscoplastic modeling of homogeneous and isotropic polymers: Numerical algorithm and analytical solutions." *Computer methods in applied mechanics and engineering* 200.47-48 (2011): 3381-3394.
- [100] Darabi, Masoud K., et al. "A thermo-viscoelastic–viscoplastic–viscodamage constitutive model for asphaltic materials." *International Journal of Solids and Structures* 48.1 (2011): 191-207.
- [101] Mehdipour, H., P. P. Camanho, and G. Belingardi. "Elasto-plastic constitutive equations for short fiber reinforced polymers." *Composites Part B: Engineering* 165 (2019): 199-214.
- [102] Ramberg, Walter, and William R. Osgood. "Description of stress-strain curves by three parameters." (1943).
- [103] Johnson, Gordon R., and William H. Cook. "A constitutive model and data for metals subjected to large strains, high strain rates and high temperatures." *Proceedings of the 7th International Symposium on Ballistics*. Vol. 21. No. 1. 1983.
- [104] Billon, Noëlle. "New constitutive modeling for time-dependent mechanical behavior of polymers close to glass transition: Fundamentals and experimental validation." *Journal of applied polymer science* 125.6 (2012): 4390-4401.
- [105] Mulliken, A. D., and M. C. Boyce. "Mechanics of the rate-dependent elastic–plastic deformation of glassy polymers from low to high strain rates." *International journal of solids and structures* 43.5 (2006): 1331-1356.
- [106] Farrokh, Babak, and Akhtar S. Khan. "A strain rate dependent yield criterion for isotropic polymers: low to high rates of loading." *European Journal of Mechanics-A/Solids* 29.2 (2010): 274-282.

- [107] Ottosen, N. S., and M. Ristinmaa. "Introduction to time-dependent material behavior." *The Mechanics of Constitutive Modeling*. Elsevier Science (2005): 357-378.
- [108] Adachi, T., et al. "Time-temperature dependence of the fracture toughness of a poly (phenylene sulphide) polymer." *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part L: Journal of Materials: Design and Applications* 217.1 (2003): 29-34.
- [109] Gueguen, O., et al. "Micromechanically based formulation of the cooperative model for the yield behavior of semi-crystalline polymers." *Acta Materialia* 56.7 (2008): 1650-1655.
- [110] Chaboche, Jean-Louis. "Thermodynamic formulation of constitutive equations and application to the viscoplasticity and viscoelasticity of metals and polymers." *International Journal of Solids and Structures* 34.18 (1997): 2239-2254.
- [111] Arrhenius, Svante. "Über die Dissociationswärme und den Einfluss der Temperatur auf den Dissociationsgrad der Elektrolyte." *Zeitschrift für physikalische Chemie* 4.1 (1889): 96-116.
- [112] Lloyd, John, and J. A. Taylor. "On the temperature dependence of soil respiration." *Functional ecology* (1994): 315-323.
- [113] Noguchi, Ko, et al. "Homeostasis of the temperature sensitivity of respiration over a range of growth temperatures indicated by a modified Arrhenius model." *New Phytologist* 207.1 (2015): 34-42.
- [114] Gurtin, Morton E., and William O. Williams. *On the Clausius-Duhem inequality*. No. TR-7. BROWN UNIV PROVIDENCE RI DIV OF APPLIED MATHEMATICS, 1966.
- [115] Kapoor, Rajeev, and Sia Nemat-Nasser. "Determination of temperature rise during high strain rate deformation." *Mechanics of materials* 27.1 (1998): 1-12.
- [116] Marco, Yann, et al. "Dissipation analysis in SFRP structural samples: Thermomechanical analysis and comparison to numerical simulations." *International journal of fatigue* 67 (2014): 142-150.
- [117] Chrysochoos, André. "Thermomechanical analysis of the cyclic behavior of materials." *Procedia Iutam* 4 (2012): 15-26.
- [118] Chrysochoos, André, and Hervé Louche. "An infrared image processing to analyse the calorific effects accompanying strain localisation." *International journal of engineering science* 38.16 (2000): 1759-1788.
- [119] Chrysochoos, A., et al. "Plastic and dissipated work and stored energy." *Nuclear Engineering and Design* 114.3 (1989): 323-333.
- [120] Fabre, Victor, et al. "Time-Temperature-Water content equivalence on dynamic mechanical response of polyamide 6, 6." *Polymer* 137 (2018): 22-29.
- [121] El Kadi, Hany. "Modeling the mechanical behavior of fiber-reinforced polymeric composite materials using artificial neural networks—A review." *Composite structures* 73.1 (2006): 1-23.

- [122] Kitayama, Satoshi, Ryosuke Onuki, and Koetsu Yamazaki. "Warp reduction with variable pressure profile in plastic injection molding via sequential approximate optimization." *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology* 72.5-8 (2014): 827-838.
- [123] Krairi, Anouar. *Multiscale modeling of the damage and failure of homogeneous and short-fiber reinforced thermoplastics under monotonic and fatigue loadings*. Diss. Ph. D. Thesis, Université Catholique de Louvain, 2015.
- [124] Folgar, Francisco, and Charles L. Tucker III. "Orientation behavior of fibers in concentrated suspensions." *Journal of reinforced plastics and composites* 3.2 (1984): 98-119.
- [125] Advani, Suresh G., and Charles L. Tucker III. "The use of tensors to describe and predict fiber orientation in short fiber composites." *Journal of rheology* 31.8 (1987): 751-784.
- [126] Bay, Randy S., and Charles L. Tucker III. "Fiber orientation in simple injection moldings. Part I: Theory and numerical methods." *Polymer composites* 13.4 (1992): 317-331.
- [127] Bernasconi, Andrea, Francesca Cosmi, and D. Dreossi. "Local anisotropy analysis of injection moulded fibre reinforced polymer composites." *Composites Science and Technology* 68.12 (2008): 2574-2581.
- [128] Eshelby, John Douglas. "The determination of the elastic field of an ellipsoidal inclusion, and related problems." *Proceedings of the royal society of London. Series A. Mathematical and physical sciences* 241.1226 (1957): 376-396.
- [129] Despringre, Nicolas. *Analyse et modélisation des mécanismes d'endommagement et de déformation en fatigue multiaxiale de matériaux composites: polyamide renforcé par des fibres courtes*. Diss. 2015.
- [130] Hershey, AV0059. "The elasticity of an isotropic aggregate of anisotropic cubic crystals." *Journal of Applied mechanics-transactions of the ASME* 21.3 (1954): 236-240.
- [131] Hill, Rodney. "A self-consistent mechanics of composite materials." *Journal of the Mechanics and Physics of Solids* 13.4 (1965): 213-222.
- [132] Masson, R., and A. Zaoui. "Self-consistent estimates for the rate-dependent elastoplastic behaviour of polycrystalline materials." *Journal of the Mechanics and Physics of Solids* 47.7 (1999): 1543-1568.
- [133] Kröner, E. "General continuum theory of dislocations and self-stresses." *Arch. Rat. Mech. Anal* 4 (1960): 18-334.
- [134] Chou, Tsu-Wei, Seiichi Nomura, and Minoru Taya. "A self-consistent approach to the elastic stiffness of short-fiber composites." *Journal of Composite Materials* 14.3 (1980): 178-188.
- [135] Mori, Tanaka, and K. Tanaka. "Average stress in matrix and average elastic energy of materials with misfitting inclusions." *Acta metallurgica* 21.5 (1973): 571-574.
- [136] Taya, M., and T. Mura. "On stiffness and strength of an aligned short-fiber reinforced composite containing fiber-end cracks under uniaxial applied stress." (1981): 361-367.

- [137] Weng, G. J. "Some elastic properties of reinforced solids, with special reference to isotropic ones containing spherical inclusions." *International Journal of Engineering Science* 22.7 (1984): 845-856.
- [138] Benveniste, Yakov. "A new approach to the application of Mori-Tanaka's theory in composite materials." *Mechanics of materials* 6.2 (1987): 147-157.
- [139] Schjødt-Thomsen, J., and Ryszard Pyrz. "The Mori–Tanaka stiffness tensor: diagonal symmetry, complex fibre orientations and non-dilute volume fractions." *Mechanics of Materials* 33.10 (2001): 531-544.
- [140] Castañeda, P. Ponte. "The effective mechanical properties of nonlinear isotropic composites." *Journal of the Mechanics and Physics of Solids* 39.1 (1991): 45-71.
- [141] Castañeda, P. Ponte, and JOHN R. Willis. "The effect of spatial distribution on the effective behavior of composite materials and cracked media." *Journal of the Mechanics and Physics of Solids* 43.12 (1995): 1919-1951.
- [142] Castañeda, P. Ponte, and J. R. Willis. "Variational second-order estimates for nonlinear composites." *Proceedings of the Royal Society of London. Series A: Mathematical, Physical and Engineering Sciences* 455.1985 (1999): 1799-1811.
- [143] Voigt, Woldemar. "Ueber die Beziehung zwischen den beiden Elasticitätsconstanten isotroper Körper." *Annalen der physik* 274.12 (1889): 573-587.
- [144] Lielens, G., et al. "Prediction of thermo-mechanical properties for compression moulded composites." *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* 29.1-2 (1998): 63-70.
- [145] Kammoun, Slim, et al. "First pseudo-grain failure model for inelastic composites with misaligned short fibers." *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* 42.12 (2011): 1892-1902.
- [146] Kammoun, Slim, et al. "Micromechanical modeling of the progressive failure in short glass–fiber reinforced thermoplastics—First Pseudo-Grain Damage model." *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* 73 (2015): 166-175.
- [147] Doghri, Issam, and L. Tinel. "Micromechanical modeling and computation of elasto-plastic materials reinforced with distributed-orientation fibers." *International Journal of Plasticity* 21.10 (2005): 1919-1940.
- [148] Jain, Atul, et al. "Pseudo-grain discretization and full Mori Tanaka formulation for random heterogeneous media: Predictive abilities for stresses in individual inclusions and the matrix." *Composites science and technology* 87 (2013): 86-93.
- [149] Digimat, "The nonlinear multiscale material and structure platform", Users' manual, (2019)
- [150] Suquet, Pierre. "Overall properties of nonlinear composites: a modified secant moduli theory and its link with Ponte Castañeda's nonlinear variational procedure." *Comptes rendus de l'Académie des sciences. Série II, Mécanique, physique, chimie, astronomie* 320.11 (1995): 563-571.
- [151] Doghri, Issam, and Amine Ouair. "Homogenization of two-phase elasto-plastic composite materials and structures: Study of tangent operators, cyclic plasticity and numerical algorithms." *International Journal of Solids and structures* 40.7 (2003): 1681-1712.

- [152] Doghri, Issam, and C. Friebe. "Effective elasto-plastic properties of inclusion-reinforced composites. Study of shape, orientation and cyclic response." *Mechanics of materials* 37.1 (2005): 45-68.
- [153] Chaboche, J. L., P. Kanouté, and A. Roos. "On the capabilities of mean-field approaches for the description of plasticity in metal matrix composites." *International journal of Plasticity* 21.7 (2005): 1409-1434.
- [154] Pierard, O., et al. "Micromechanics of particle-reinforced elasto-viscoplastic composites: finite element simulations versus affine homogenization." *International Journal of Plasticity* 23.6 (2007): 1041-1060.
- [155] Molinari, A., Canova, G., Ahzi, S., 1987. A self consistent approach of the large deformation polycrystal viscoplasticity. *Acta Metallurgica* 35 (12), 2983–2994.
- [156] Masson, R., and A. Zaoui. "Self-consistent estimates for the rate-dependent elastoplastic behaviour of polycrystalline materials." *Journal of the Mechanics and Physics of Solids* 47.7 (1999): 1543-1568.
- [157] Masson, Renaud, et al. "An affine formulation for the prediction of the effective properties of nonlinear composites and polycrystals." *Journal of the Mechanics and Physics of Solids* 48.6-7 (2000): 1203-1227.
- [158] Pierard, Olivier, and Issam Doghri. "An enhanced affine formulation and the corresponding numerical algorithms for the mean-field homogenization of elasto-viscoplastic composites." *International journal of plasticity* 22.1 (2006): 131-157.
- [159] Doghri, Issam, L. Adam, and N. Bilger. "Mean-field homogenization of elasto-viscoplastic composites based on a general incrementally affine linearization method." *International Journal of Plasticity* 26.2 (2010): 219-238.
- [160] Doghri, Issam, et al. "A second-moment incremental formulation for the mean-field homogenization of elasto-plastic composites." *International Journal of Plasticity* 27.3 (2011): 352-371.
- [161] Miled, Bilel, et al. "Micromechanical modeling of coupled viscoelastic–viscoplastic composites based on an incrementally affine formulation." *International Journal of solids and structures* 50.10 (2013): 1755-1769.
- [162] Berveiller, M., and A. Zaoui. "An extension of the self-consistent scheme to plastically-flowing polycrystals." *Journal of the Mechanics and Physics of Solids* 26.5-6 (1978): 325-344.
- [163] Tandon, G. P., and G. J. Weng. "A theory of particle-reinforced plasticity." (1988): 126-135.
- [164] Riaño, Lina, and Yoann Joliff. "An Abaqus™ plug-in for the geometry generation of Representative Volume Elements with randomly distributed fibers and interphases." *Composite Structures* 209 (2019): 644-651.
- [165] Zhao, Y. H., and G. J. Weng. "A theory of inclusion debonding and its influence on the stress-strain relations of a ductile matrix composite." *International Journal of Damage Mechanics* 4.2 (1995): 196-211.

- [166] Shokrian, Minoo D., Karim Shelesh-Nezhad, and Behzad H. Soudmand. "3D FE analysis of tensile behavior for co-PP/SGF composite by considering interfacial debonding using CZM." *Journal of Reinforced Plastics and Composites* 35.5 (2016): 365-374.
- [167] Pagano, N. J., and G. P. Tandon. "Modeling of imperfect bonding in fiber reinforced brittle matrix composites." *Mechanics of Materials* 9.1 (1990): 49-64.
- [168] Hazanov, S. "On micromechanics of imperfect interfaces in heterogeneous bodies smaller than the representative volume." *International journal of engineering science* 37.7 (1999): 847-861.
- [169] Hashin, Zvi. "Thin interphase/imperfect interface in elasticity with application to coated fiber composites." *Journal of the Mechanics and Physics of Solids* 50.12 (2002): 2509-2537.
- [170] Y. Zhou et P. Mallick, «A non-linear damage model for the tensile behavior of an injection molded short E-glass fiber reinforced polyamide-6,6,» *Materials Science and Engineering: A*, vol. 393, n°11-2, pp. 303-309, 2005.
- [171] Zaïri, Fahmi, et al. "Micromechanical modelling and simulation of chopped random fiber reinforced polymer composites with progressive debonding damage." *International journal of solids and structures* 45.20 (2008): 5220-5236
- [172] Nciri, Mariem, et al. "A coupled viscoelastic-viscoplastic-damage model for short fibre reinforced composites." *Congrès français de mécanique*. AFM, Association Française de Mécanique, 2017.
- [173] Detrez, Fabrice, Sabine Cantournet, and Roland Seguela. "Plasticity/damage coupling in semi-crystalline polymers prior to yielding: Micromechanisms and damage law identification." *Polymer* 52.9 (2011): 1998-2008.
- [174] Riaño, Lina, et al. "Effect of interphase region on the elastic behavior of unidirectional glass-fiber/epoxy composites." *Composite Structures* 198 (2018): 109-116.
- [175] Horst, J. J., N. V. Salienko, and J. L. Spoormaker. "Fibre-matrix debonding stress analysis for short fibre-reinforced materials with matrix plasticity, finite element modelling and experimental verification." *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* 29.5-6 (1998): 525-531.
- [176] Song, Seong Hyeok, Glaucio H. Paulino, and William G. Buttlar. "A bilinear cohesive zone model tailored for fracture of asphalt concrete considering viscoelastic bulk material." *Engineering Fracture Mechanics* 73.18 (2006): 2829-2848.
- [177] Huang, Hansong, and Ramesh Talreja. "Numerical simulation of matrix micro-cracking in short fiber reinforced polymer composites: initiation and propagation." *Composites science and technology* 66.15 (2006): 2743-2757.
- [178] Notta-Cuvier, D., et al. "Damage of short-fibre reinforced materials with anisotropy induced by complex fibres orientations." *Mechanics of materials* 68 (2014): 193-206.
- [179] Notta-Cuvier, D., F. Lauro, and B. Bennani. "Modelling of progressive fibre/matrix debonding in short-fibre reinforced composites up to failure." *International journal of solids and structures* 66 (2015): 140-150.

- [180] Palizvan, Mohammad, Mohammad Homayuon Sadr, and Mohammad Tahaye Abadi. "Effect of interface properties on micromechanical damage behavior of fiber reinforced composites." *Materials Today Communications* 23 (2020): 100856.
- [181] El Zoghbi, Bassem. "Modelling of Failure Mechanism in Unidirectional Carbon Fiber-Reinforced Polyamide Composites Using Cohesive Zone Model." *Cell* 100 (2019): 16.
- [182] Wang, Xiaoqiang, et al. "Finite element simulation of the failure process of single fiber composites considering interface properties." *Composites Part B: Engineering* 45.1 (2013): 573-580.
- [183] Yu, Xiao Ming, et al. "Simulation and Analysis on Fiber Reinforced Rubber Matrix Sealing Composite Based on Cohesive Zone Model." *Materials Science Forum*. Vol. 953. Trans Tech Publications Ltd, 2019.
- [184] Park, Kyoungsoo, Glaucio H. Paulino, and Jeffery R. Roesler. "A unified potential-based cohesive model of mixed-mode fracture." *Journal of the Mechanics and Physics of Solids* 57.6 (2009): 891-908.
- [185] Kanit, Toufik, et al. "Determination of the size of the representative volume element for random composites: statistical and numerical approach." *International Journal of solids and structures* 40.13-14 (2003): 3647-3679.
- [186] Park, Kyoungsoo, and Glaucio H. Paulino. "Cohesive zone models: a critical review of traction-separation relationships across fracture surfaces." *Applied Mechanics Reviews* 64.6 (2011).
- [187] Needleman, Alan. "A continuum model for void nucleation by inclusion debonding." (1987): 525-531.
- [188] Arif, Muhamad Fatikul, et al. "Multiscale fatigue damage characterization in short glass fiber reinforced polyamide-66." *Composites Part B: Engineering* 61 (2014): 55-65.
- [189] Mandell, J. F., et al. "Some effects of matrix and interface properties on the fatigue of short fiber-reinforced thermoplastics." *Polymer Composites* 4.1 (1983): 32-39.
- [190] Horst, J. J., and J. L. Spoormaker. "Mechanisms of fatigue in short glass fiber reinforced polyamide 6." *Polymer Engineering & Science* 36.22 (1996): 2718-2726.
- [191] Horst, J. J., and J. L. Spoormaker. "Fatigue fracture mechanisms and fractography of short-glassfibre-reinforced polyamide 6." *Journal of materials science* 32.14 (1997): 3641-3651.
- [192] Koloor, S. S. R., et al. "Fatigue damage of cohesive interfaces in fiber-reinforced polymer composite laminates." *Composites Science and Technology* 183 (2019): 107779.
- [193] De Monte, M., E. Moosbrugger, and Marino Quaresimin. "Influence of temperature and thickness on the off-axis behaviour of short glass fibre reinforced polyamide 6.6—cyclic loading." *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* 41.10 (2010): 1368-1379.
- [194] Zhou, Yuanxin, and P. K. Mallick. "Fatigue performance of an injection-molded short E-glass fiber-reinforced polyamide 6, 6. I. Effects of orientation, holes, and weld line." *Polymer composites* 27.2 (2006): 230-237.

- [195] Cosmi, Francesca, and Andrea Bernasconi. "Fatigue behaviour of short fibre reinforced polyamide: morphological and numerical analysis of fibre orientation effects." *Workshop IGF*. 2010.
- [196] Brunbauer, Julia, et al. "Fundamental influences on quasistatic and cyclic material behavior of short glass fiber reinforced polyamide illustrated on microscopic scale." *Journal of Applied Polymer Science* 131.19 (2014).
- [197] Mallick, P. K., and Yuanxin Zhou. "Effect of mean stress on the stress-controlled fatigue of a short E-glass fiber reinforced polyamide-6, 6." *International journal of fatigue* 26.9 (2004): 941-946.
- [198] Hartmann, J., E. Moosbrugger, and A. Bütter. "Variable amplitude loading with components made of short fiber reinforced polyamide 6.6." *Procedia Engineering* 10 (2011): 2009-2015.
- [199] Zuo, P., et al. "Multi-scale analysis of the effect of loading conditions on monotonic and fatigue behavior of a glass fiber reinforced polyphenylene sulfide (PPS) composite." *Composites Part B: Engineering* 145 (2018): 173-181.
- [200] Seddik, R., et al. "Fatigue reliability prediction of metallic shot peened-parts based on Wöhler curve." *Journal of Constructional Steel Research* 130 (2017): 222-233.
- [201] Bernasconi, Andrea, and Robb M. Kulin. "Effect of frequency upon fatigue strength of a short glass fiber reinforced polyamide 6: a superposition method based on cyclic creep parameters." *Polymer Composites* 30.2 (2009): 154-161.
- [202] Janssen, Roel PM, Leon E. Govaert, and Han EH Meijer. "An analytical method to predict fatigue life of thermoplastics in uniaxial loading: sensitivity to wave type, frequency, and stress amplitude." *Macromolecules* 41.7 (2008): 2531-2540.
- [203] Oka, Hideki, et al. "Effect of mean stress on fatigue strength of short glass fiber reinforced polybutyleneterephthalate." *Key Engineering Materials*. Vol. 340. Trans Tech Publications Ltd, 2007.
- [204] Mortazavian, Seyyedvahid, et al. "Effect of cycling frequency and self-heating on fatigue behavior of reinforced and unreinforced thermoplastic polymers." *Polymer Engineering & Science* 55.10 (2015): 2355-2367.
- [205] Meneghetti, G., et al. "An hysteresis energy-based synthesis of fully reversed axial fatigue behaviour of different polypropylene composites." *Composites Part B: Engineering* 65 (2014): 17-25.
- [206] Ranc, Nicolas, Danièle Wagner, and P. C. Paris. "Study of thermal effects associated with crack propagation during very high cycle fatigue tests." *Acta Materialia* 56.15 (2008): 4012-4021.
- [207] Guster, Ch, et al. "Evaluation of a simulation process for fatigue life calculation of short fibre reinforced plastic components." *Procedia Engineering* 10 (2011): 2104-2109.
- [208] Barbouchi, S., et al. "Effect of water on the fatigue behaviour of a pa66/glass fibers composite material." *Journal of materials science* 42.6 (2007): 2181-2188.
- [209] Hu, Yinghui, et al. "Hygrothermal aging effects on fatigue of glass fiber/polydicyclopentadiene composites." *Polymer degradation and stability* 110 (2014): 464-472.

- [210] Benaarbia, Adil, André Chrysochoos, and Gilles Robert. "Thermomechanical analysis of the onset of strain concentration zones in wet polyamide 6.6 subjected to cyclic loading." *Mechanics of Materials* 99 (2016): 9-25.
- [211] Fotouh, Ahmed, and John Wolodko. "Fatigue behavior of natural fiber reinforced thermoplastic composites in dry and wet environments." *ASME international mechanical engineering congress and exposition*. Vol. 54945. 2011.
- [212] Qiao, Yao, Antonio Alessandro Deleo, and Marco Salviato. "A study on the multi-axial fatigue failure behavior of notched composite laminates." *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* 127 (2019): 105640.
- [213] Eftekhari, M., and A. Fatemi. "Fatigue behaviour and modelling of talc-filled and short glass fibre reinforced thermoplastics, including temperature and mean stress effects." *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures* 40.3 (2017): 333-348.
- [214] Jegou, Loïc, et al. "Fast prediction of the Wöhler curve from heat build-up measurements on Short Fiber Reinforced Plastic." *International Journal of fatigue* 47 (2013): 259-267.
- [215] Jégou, Loïc. *Caractérisation rapide des propriétés en fatigue d'un polymère renforcé par des fibres courtes, pour une application automobile*. Diss. 2012.
- [216] Aubry, Denis, and Guillaume Puel. "Two-timescale homogenization method for the modeling of material fatigue." *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*. Vol. 10. No. 1. IOP Publishing, 2010.
- [217] Janssen, Roel PM, et al. "Fatigue life predictions for glassy polymers: a constitutive approach." *Macromolecules* 41.7 (2008): 2520-2530.
- [218] Avanzini, A., G. Donzella, and D. Gallina. "Fatigue damage modelling of PEEK short fibre composites." *Procedia Engineering* 10 (2011): 2052-2057.
- [219] Jabbado, M., and M. H. Maitournam. "A high-cycle fatigue life model for variable amplitude multiaxial loading." *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures* 31.1 (2008): 67-75.
- [220] Mortazavian, Seyyedvahid, and Ali Fatemi. "Fatigue behavior and modeling of short fiber reinforced polymer composites including anisotropy and temperature effects." *International Journal of Fatigue* 77 (2015): 12-27.
- [221] Chrysochoos, Andre, J-C. Chezeaux, and H. Caumon. "Analyse thermomécanique des lois de comportement par thermographie infrarouge." *Revue de physique appliquée* 24.2 (1989): 215-225.
- [222] Launay, Antoine. *Thermoplastiques renforcés en fibres de verre courtes: Comportement cyclique, fatigue et durée de vie*. Diss. 2011.
- [223] Guo, Qiang, Fahmi Zaïri, and Xinglin Guo. "A thermo-viscoelastic-damage constitutive model for cyclically loaded rubbers. Part I: Model formulation and numerical examples." *International Journal of Plasticity* 101 (2018): 106-124.

[224] Guo, Qiang, Fahmi Zaïri, and Xinglin Guo. "A thermo-viscoelastic-damage constitutive model for cyclically loaded rubbers. Part II: Experimental studies and parameter identification." *International Journal of Plasticity* 101 (2018): 58-73.

Annexes

Annexe A : Rappels de la thermodynamique des milieux continus

La thermodynamique des milieux continus s'attèle à traduire la conservation de l'énergie et l'évolution de l'entropie au sein d'un matériau via deux principes.

A.1 Premier principe

Considérons un matériau qui occupe un domaine ω de l'espace Ω avec une frontière notée $\partial\omega$. Le premier principe de la thermodynamique du solide permet de traduire la conservation de l'énergie totale du matériau et du domaine ω :

$$\frac{d}{dt}(\Psi + E_c) = P^{ext} + Q \quad (\text{A.1})$$

Où Ψ et E_c désignent respectivement l'énergie interne et l'énergie cinétique de ω , P^{ext} représente la puissance des forces extérieures et Q désigne le taux de chaleur reçu.

L'énergie interne Ψ peut être définie comme étant fonction de l'énergie interne spécifique sur l'ensemble du domaine ω étudié :

$$\Psi = \int_{\omega} \psi \, d\omega \quad (\text{A.2})$$

L'énergie cinétique quant à elle, peut être définie en fonction des vitesses des particules et est exprimée comme suit :

$$E_c = \frac{1}{2} \int_{\omega} \rho \underline{V} \cdot \underline{V} \, d\omega \quad (\text{A.3})$$

Où $\underline{V}$ désigne la vitesse eulérienne d'une particule M quelconque évoluant dans le domaine ω .

Le taux de chaleur reçu Q représente la différence entre la densité de chaleur volumique fournie au domaine et le flux de chaleur reçu. Si la densité de chaleur volumique est désigné par r et le vecteur de flux de chaleur par $\underline{q}$ alors, une fois exprimés en variables eulériennes, l'expression du taux de chaleur reçu peut s'écrire :

$$Q = \int_{\omega} r \, d\omega - \int_{\partial\omega} \underline{q} \cdot \underline{n} \, ds \quad (\text{A.4})$$

Où $\underline{n}$ désigne la normale unitaire extérieure à $\partial\omega$.

De la même manière, la puissance des forces extérieurs P^{ext} peut s'exprimer par :

$$P^{ext} = \int_{\omega} \underline{f}_v \cdot \underline{V} \, d\omega + \int_{\partial\omega} (\underline{\sigma} \cdot \underline{n}) \cdot \underline{V} \, ds \quad (A.5)$$

Considérant ces éléments, l'expression de la conservation de l'énergie (A.1) peut ainsi s'exprimer par :

$$\int_{\omega} \rho \left[\frac{d\psi}{dt} + \underline{V} \cdot \underline{\gamma} \right] d\omega = \int_{\omega} (\underline{f}_v + r) \cdot \underline{V} \, d\omega + \int_{\partial\omega} [(\underline{\sigma} \cdot \underline{n}) \cdot \underline{V} - \underline{q} \cdot \underline{n}] \, ds \quad (A.6)$$

$$\text{Où } \underline{\gamma} = \frac{d\underline{V}}{dt}$$

D'après les équations de mouvement, l'expression de l'accélération peut se décomposer comme suit :

$$\rho \underline{\gamma} = \underline{f}_v + \underline{\text{div}}_{\underline{x}} \underline{\sigma} \quad (A.7)$$

L'expression ainsi obtenue dans l'équation (A.6) contient une intégrale de surface. A partir du théorème de la divergence, il est possible de transformer cette intégrale en intégrale de volume. Cette intégrale de surface devient alors :

$$\begin{aligned} \int_{\partial\omega} [(\underline{\sigma} \cdot \underline{n}) \cdot \underline{V} - \underline{q} \cdot \underline{n}] \, ds &= \int_{\omega} [\underline{\text{div}}_{\underline{x}}(\underline{\sigma} \cdot \underline{V}) - \underline{\text{div}}_{\underline{x}}(\underline{q})] \, d\omega \\ &= \int_{\omega} [\underline{\text{div}}_{\underline{x}}(\underline{\sigma}) \cdot \underline{V} + \underline{\sigma} : \underline{\text{grad}}_{\underline{x}} \underline{V} - \underline{\text{div}}_{\underline{x}}(\underline{q})] \, d\omega \end{aligned} \quad (A.8)$$

En prenant en compte l'équation (A.7) et de la symétrie du tenseur des contraintes, on peut alors écrire :

$$\int_{\omega} \left[-\rho \frac{d\psi}{dt} + \underline{\sigma} : \underline{D} + r - \underline{\text{div}}_{\underline{x}}(\underline{q}) \right] d\omega = 0 \quad (A.9)$$

Où $\underline{D}$ est le tenseur des taux de déformation défini par :

$$\underline{D} = \frac{1}{2} (\underline{\text{grad}}_{\underline{x}} \underline{V} + \underline{\text{grad}}_{\underline{x}}^t \underline{V}) \quad (A.10)$$

Sous forme locale, la relation (A.9) peut alors s'écrire :

$$\rho \frac{d\psi}{dt} = \sigma : D + r - \text{div}_{\underline{x}}(\underline{q}) \quad \forall M \in \omega \subset \Omega$$

A.2 Second principe

Le second principe de la thermodynamique permet de décrire l'évolution de l'entropie du système, en considérant que cette entropie ne peut être que nulle ou positive et ne peut qu'augmenter. Dans une configuration eulérienne, on admet qu'il existe une entropie spécifique s ainsi qu'une température absolue non nulle T_a permettant d'écrire :

$$S = \int_{\omega} \rho s \, dx \quad (\text{A.12})$$

Le second principe s'exprime par :

$$\frac{dS}{dt} \geq \int_{\omega} \frac{r}{T_a} \, dx - \int_{\partial\omega} \frac{\underline{q} \cdot \underline{n}}{T_a} \, dS \quad (\text{A.13})$$

Toujours en configuration eulérienne, l'expression (A.13) peut s'exprimer par :

$$\rho \frac{ds}{dt} + \text{div}_{\underline{x}}\left(\frac{\underline{q}}{T_a}\right) - \frac{r}{T_a} \geq 0 \quad \forall M \in \omega \subset \Omega \quad (\text{A.14})$$

En combinant les expressions (A.11) et (A.14) on aboutit alors à :

$$\rho \left(T_a \frac{ds}{dt} - \frac{d\psi}{dt} \right) + \sigma : D - \frac{q}{T_a} \underline{\text{grad}}_{\underline{x}}(T_a) \geq 0 \quad \forall M \in \omega \subset \Omega \quad (\text{A.15})$$

L'inégalité alors obtenue constitue une condition nécessaire d'admissibilité thermodynamique pour les lois de comportement. Cette inégalité correspond à l'inégalité de Clausius-Duhem et constitue une base de développement des lois de comportement.

Annexe B : Réseaux bayésiens

L'un des enjeux en intelligence artificielle est la prise de décision à partir des différents éléments disponibles et nécessaires. L'objectif étant de développer des algorithmes évolutifs pouvant s'adapter à l'évolution et à l'apparition des différents paramètres. L'influence des différents paramètres, individuellement ou en fonction des autres, peut s'avérer être difficile à évaluer de manière précise. Les approches probabilistes, pouvant à la fois faire état du niveau de connaissance réel tout en prenant en considération la croyance incertaine, sont donc largement utilisées dans la programmation d'algorithme de prise de décision. Une synergie entre les différents paramètres, connus ou estimés, est alors possible sous la forme de réseaux bayésiens, dont les différents paramètres sont interconnectés. Ces réseaux se basent sur le théorème de Bayes de probabilité conditionnelle.

Etant donnés des évènements A et B qui sont conditionnellement dépendant dans un contexte c, le théorème de Bayes peut alors s'exprimer par :

$$P(B|A, c) = \frac{P(B|c)P(A|B, c)}{P(A|c)} \quad (B.1)$$

Où :

$P(B|A, c)$ représente la probabilité « a posteriori » ou la probabilité de B après avoir pris en compte l'effet de A dans un contexte c

$P(B|c)$ est la probabilité « a priori » de l'événement B, dans le contexte c

$P(A|B, c)$ est la probabilité de A si l'on suppose que B est vrai dans un contexte c. Elle est appelée aussi la "vraisemblance"

$P(A|c)$ est la normalisation, c'est la probabilité de l'événement A dans le contexte c

Les différentes relations entre les évènements peuvent définir des liens de causalité au sein du réseau bayésien. Prenons l'exemple du choix du moyen de locomotion à utiliser pour se rendre au travail. La réponse à la question « puis-je prendre mon vélo pour aller au travail ? » peut être émise en fonction des différents paramètres liés à ce choix, comme montré en figure A.2.1.

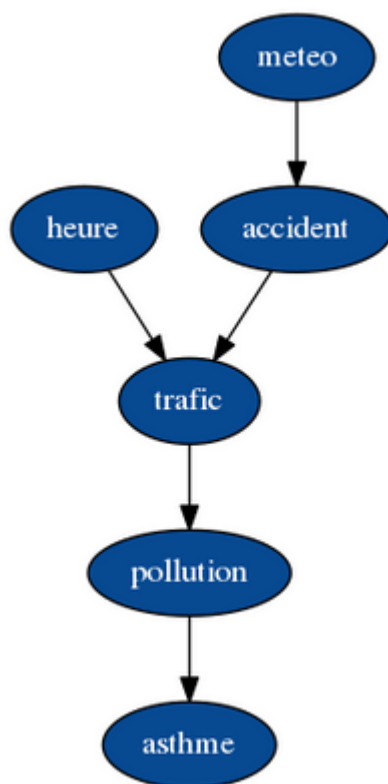


Figure A.2.1 : Causalité du réseau bayésien

La prise de décision quant à l'adoption du vélo se fait en fonction de la probabilité de faire une crise d'asthme. Or, l'apparition asthme peut être plus fréquente lors de la présence de pollution. De même, la présence de l'évènement « pollution » est évalué en fonction du trafic, lui-même dépendant de l'heure ou encore d'évènements extérieurs comme des bouchons liés à un accident ou encore la météo. L'évaluation de ces différents évènements peut se faire via des relevés et des mesures. Cependant, l'obtention de ces relevés en fonction de toutes les conditions peut s'avérer être très difficile et très long, notamment car dans cet exemple il faudrait effectuer des relevés de pollution toutes les heures sur plusieurs jours et en fonction de l'apparition ou non de tous les autres évènements. Ainsi, il est nécessaire d'exploiter autant que possible la propriété d'indépendance de chaque évènement de telle sorte que la probabilité d'apparition d'un évènement A, sachant B, soit la même que la probabilité de A ne sachant pas B. La causalité du réseau bayésien permet donc de discrétiser les différents évènements en plusieurs sous-groupes. Par exemple, la probabilité d'avoir de l'asthme et un niveau de pollution donné peut alors se calculer avec les probabilités conditionnelles :

$$P(\text{asthme}, \text{pollution}) = P(\text{pollution}) \times P(\text{asthme}|\text{pollution}) \quad (\text{B.2})$$

La lecture de cette expression est assez intuitive : le calcul de la probabilité de faire une crise d'asthme pour une pollution d'air donnée, il suffit de multiplier la probabilité d'atteindre ce niveau de pollution par la probabilité de faire une crise d'asthme sachant ce niveau de pollution atteint.

Ainsi, en appliquant les formules de probabilités jointes et de probabilités conditionnelles à notre exemple en considérant cette fois-ci tous les paramètres, on peut en déduire la probabilité:

$$\begin{aligned}
&P(\text{asthme, pollution, trafic, heure, accident, météo}) \\
&= P(\text{asthme}|\text{pollution}) \times P(\text{pollution}|\text{trafic}) \times P(\text{trafic}|\text{heure, accident}) \\
&\times P(\text{heure}) \times P(\text{accident}|\text{météo}) \times P(\text{météo})
\end{aligned}
\tag{B.3}$$

Grâce à cette décomposition, il n'est donc pas nécessaire de connaître la probabilité d'un évènement en sachant tous les autres mais seulement en fonction d'un ou deux autres paramètres tout au plus. Ces distributions de probabilités peuvent être déterminées soit via des données directes soit par apprentissage, comme cela a été le cas lors de l'application aux courbes de tractions présentées au cours de cette thèse. La prise de décision peut alors se faire avec un nombre réduit de données. Ces méthodes qui permettent la prise de décision selon un grand nombre de paramètres sont donc utilisées dans bon nombres de domaines, de par les gains de stockage de données et de rapidité de calcul qu'elles procurent :

- Marketing/Finance (modélisation de risques) :
 - Détection de fraudes
 - Optimisation de portefeuilles
- Informatique :
 - Microsoft : différents assistants de résolution de problèmes, l'assistant Office
 - Evaluation de la qualité pour des développements logiciels
 - Reconnaissance de la parole, d'objets 3D...
 - Diagnostic de pannes
- Médecine :
 - Aide au diagnostic de problèmes précis
 - Surveillance transfusionnelle
- Industrie :
 - NASA Vista : aide au diagnostic de pannes en temps réel pour les systèmes de propulsion
 - Lockheed Martin : système de contrôle d'un véhicule sous-marin autonome
 - Ricoh : aide au télédiagnostic
 - EDF : modélisation de groupes électrogènes
- Environnement :
 - Prédiction des pics d'ozone
 - Prévisions météo

Annexe C : Problème de l'inclusion d'Eshelby

Ce principe a été développé par Eshelby dans le but d'établir les propriétés d'un matériau hétérogène. La force de cette méthode est qu'elle permet de calculer les champs moyens dans chaque phase constitutive du milieu hétérogène à partir de leurs propriétés mécaniques. Pour ce faire, Eshelby s'est placé dans le cas d'une inclusion ellipsoïdale contenue dans un milieu considéré comme infini. Cette configuration permet à Eshelby de montrer qu'un tel problème équivaut à dire que, sous réserve que le champ de contraintes à l'intérieur de l'inclusion reste identique, l'inclusion et la matrice vont subir une même déformation à ceci près que l'inclusion va également subir une déformation propre ε^* , également appelée eigenstrain. La résolution de ce problème consiste donc à déterminer les champs de contraintes locaux, au niveau de l'inclusion et au niveau du milieu environnant.

La solution de ce problème proposée par Eshelby suit plusieurs étapes. En premier lieu, il est nécessaire de retirer virtuellement l'inclusion du milieu. Cette inclusion isolée est alors libre de contrainte et se déforme donc librement. De par l'imposition d'une pression sur cette inclusion, son repositionnement dans la matrice est possible. L'application d'efforts de sens opposé permet d'obtenir un système à l'équilibre.

Il est alors possible de déterminer la déformation totale ε de l'inclusion en fonction de la déformation propre ε^* via un tenseur dit d'Eshelby d'ordre 4 tel que :

$$\varepsilon = S. \varepsilon^* \quad (C.1)$$

Il est alors possible de remonter à la contrainte dans l'inclusion via le tenseur de rigidité du matériau, noté L :

$$\sigma = L(\varepsilon - \varepsilon^*) = L(S. \varepsilon^* - \varepsilon^*) \quad (C.2)$$

L'expression des termes du tenseur d'Eshelby dépend des caractéristiques mécaniques de la matrice ainsi que de la forme de l'inclusion. Des expressions analytiques exactes de ces termes peuvent exister dans le cas de matériaux linéaires isotropes ayant des inclusions de forme sphérique ou cylindrique par exemple.

L'étape suivante consiste en la détermination de la déformation propre équivalente à une variation de propriétés mécaniques de l'inclusion, permettant de fait de se placer dans la configuration de base qui est celle d'une inclusion hétérogène. En l'absence de déformation propre, les champs de contraintes σ^0 et de déformations ε^0 sont identiques en tout point et liés selon l'expression suivante :

$$\sigma^0 = L_0 \varepsilon^0 \quad (C.3)$$

Où L_0 décrit le tenseur de rigidité de la matrice et L_1 décrira donc par la suite le tenseur de rigidité de l'inclusion.

La présence de l'hétérogénéité va induire une perturbation de contraintes notée σ_p . La contrainte dans le milieu, notée σ_t évolue alors telle que définie par l'équation (C.4) :

$$\sigma_t = \sigma^0 + \sigma_p \quad (C.4)$$

Il est alors possible de décomposer les expressions de contraintes pour toutes les composantes du milieu :

$$\begin{aligned} \sigma_t^{matrice} &= L_0 \varepsilon^0 + L_0 \varepsilon \\ \sigma_t^{inclusion\ équivalente} &= L_0 \varepsilon^0 + L_0 (\varepsilon - \varepsilon^*) \\ \sigma_t^{hétérogénéité} &= L_1 \varepsilon^0 + L_1 \varepsilon \end{aligned} \quad (C.5)$$

Le principe d'équivalence d'Eshelby s'exprime alors par la relation :

$$L_0 (\varepsilon_0 + S. \varepsilon^* - \varepsilon^*) = L_1 (\varepsilon_0 + S. \varepsilon^*) \quad (C.6)$$

Avec cette équation, il est ainsi possible de déduire l'expression de l'eigenstrain :

$$\varepsilon^* = -[S + (L_1 - L_0)^{-1} L_0]^{-1} \varepsilon_0 \quad (C.7)$$

La contrainte dans le milieu étant désormais connue, il est possible d'en déduire l'expression de la déformation totale dans l'inclusion par la relation suivante :

$$\varepsilon_t = \varepsilon^0 + \varepsilon = \varepsilon^0 + S. \varepsilon^* = T. \varepsilon \quad (C.8)$$

Cette expression introduit le tenseur d'interaction T , qui peut être défini selon l'expression suivante :

$$T = [I_4 + S. L_0^{-1} (L_1 - L_0)]^{-1} \quad (C.9)$$

Où I_4 représente le tenseur identité d'ordre 4.

La résolution du problème d'Eshelby peut ainsi être menée à bien à partir des caractéristiques mécaniques des différents constituants du milieu hétérogène. La pierre angulaire de cette résolution est l'introduction du tenseur d'Eshelby qui, en plus de dépendre du coefficient de Poisson ν de la matrice, dépend également de la géométrie de l'inclusion. Il peut ainsi être difficile d'obtenir une solution exacte des composants de ce tenseur si l'inclusion est de géométrie complexe. Dans ce cas-ci, la détermination de ce tenseur doit être réalisée numériquement.

Les termes de ce tenseur sont rappelés pour différents cas particuliers :

- Forme sphérique ($a_1 = a_2 = a_3$) :

$$\begin{aligned}
 S_{1111} &= S_{2222} = S_{3333} = \frac{7 - 5\nu}{15(1 - \nu)} \\
 S_{1122} &= S_{2233} = S_{3311} = S_{1133} = S_{2211} = S_{3322} = \frac{5\nu - 1}{15(1 - \nu)} \\
 S_{1212} &= S_{2323} = S_{3131} = \frac{4 - 5\nu}{15(1 - \nu)}
 \end{aligned} \tag{C.10}$$

- Forme de cylindre elliptique ($a_3 \rightarrow \infty$) :

$$\begin{aligned}
 S_{3333} &= S_{3322} = S_{3311} = 0 \\
 S_{1111} &= \frac{1}{2(1 - \nu)} \left[\frac{a_2^2 + 2a_1a_2}{(a_1 + a_2)^2} + (1 - 2\nu) \frac{a_2}{a_1 + a_2} \right] \\
 S_{2222} &= \frac{1}{2(1 - \nu)} \left[\frac{a_1^2 + 2a_1a_2}{(a_1 + a_2)^2} + (1 - 2\nu) \frac{a_1}{a_1 + a_2} \right] \\
 S_{1122} &= \frac{1}{2(1 - \nu)} \left[\frac{a_2^2 + 2a_1a_2}{(a_1 + a_2)^2} - (1 - 2\nu) \frac{a_2}{a_1 + a_2} \right] \\
 S_{2211} &= \frac{1}{2(1 - \nu)} \left[\frac{a_1^2 + 2a_1a_2}{(a_1 + a_2)^2} - (1 - 2\nu) \frac{a_1}{a_1 + a_2} \right] \\
 S_{1133} &= \frac{1}{2(1 - \nu)} \frac{2\nu a_2}{a_1 + a_2} \\
 S_{2233} &= \frac{1}{2(1 - \nu)} \frac{2\nu a_1}{a_1 + a_2} \\
 S_{1212} &= \frac{1}{2(1 - \nu)} \left[\frac{a_1^2 + a_2^2}{(a_1 + a_2)^2} + \frac{1 - 2\nu}{2} \right] \\
 S_{2323} &= \frac{a_1}{2(a_1 + a_2)} \\
 S_{3131} &= \frac{a_2}{2(a_1 + a_2)}
 \end{aligned} \tag{C.11}$$

- Forme ellipsoïdale, cas général ($a_1 > a_2 > a_3$) :

$$\begin{aligned}
 S_{1111} &= \frac{3}{8\pi(1-\nu)} a_1^2 I_{11} + \frac{1-2\nu}{8\pi(1-\nu)} I_1 \\
 S_{1122} &= \frac{1}{8\pi(1-\nu)} a_2^2 I_{12} - \frac{1-2\nu}{8\pi(1-\nu)} I_1 \\
 S_{1133} &= \frac{1}{8\pi(1-\nu)} a_3^2 I_{13} - \frac{1-2\nu}{8\pi(1-\nu)} I_1
 \end{aligned}
 \tag{C.12}$$

$$S_{1212} = \frac{a_1^2 + a_2^2}{16\pi(1-\nu)} I_{12} + \frac{1-2\nu}{16\pi(1-\nu)} (I_1 + I_2)$$

Ces relations restent valables lors d'une permutation circulaire des indices. Les composantes qui ne peuvent être obtenues via une telle permutation sont nulles. Les grandeurs I_1 , I_2 et I_3 sont définies par les relations suivantes.

$$\begin{aligned}
 I_1 &= \frac{4\pi a_1 a_2 a_3}{(a_1^2 - a_2^2)(a_1^2 - a_3^2)^{1/2}} [F(\theta, k) - E(\theta, k)] \\
 I_3 &= \frac{4\pi a_1 a_2 a_3}{(a_2^2 - a_3^2)(a_1^2 - a_3^2)^{1/2}} \left[\frac{a_2(a_1^2 - a_3^2)^{1/2}}{a_1 a_3} - E(\theta, k) \right] \\
 F(\theta, k) &= \int_0^\theta \frac{dw}{(1 - k^2 \sin^2 w)^{1/2}} \\
 E(\theta, k) &= \int_0^\theta (1 - k^2 \sin^2 w)^{1/2} dw \\
 \theta &= \sin^{-1} \left(1 - \frac{a_3^2}{a_1^2} \right)^{1/2} \quad k = [(a_2^2 - a_3^2)/(a_1^2 - a_3^2)]^{1/2}
 \end{aligned}
 \tag{C.13}$$

$$I_1 + I_2 + I_3 = 4\pi$$

$$3I_{11} + I_{12} + I_{13} = \frac{4\pi}{a_1^2}$$

$$3a_1^2 I_{11} + a_2^2 I_{12} + a_3^2 I_{13} = 3I_1$$

$$I_{12} = \frac{I_2 - I_1}{(a_1^2 - a_2^2)}$$

Annexe D : Homogénéisation de la courbe de Wöhler de la matrice PPS

Le logiciel Digimat possède une autre méthode d'estimation de propriétés en fatigue d'un composite, qui a l'avantage de ne nécessiter qu'une courbe de Wöhler de la matrice en procédant à l'extrapolation au composite via une homogénéisation de la matrice plastique.

Cette méthode présentant un intérêt de par le gain de temps et du nombre d'essais alors permis, elle a été investiguée et comparée avec la méthode First Pseudo-Grain Failure.

Des essais de fatigue ont tout d'abord été réalisés sur la matrice PPS afin d'obtenir la courbe de Wöhler représentative de ce matériau. La géométrie des éprouvettes et les conditions d'essais sont identiques à celles décrites dans le chapitre 5. Les résultats de ces essais sont présentés en figure A.4.1.

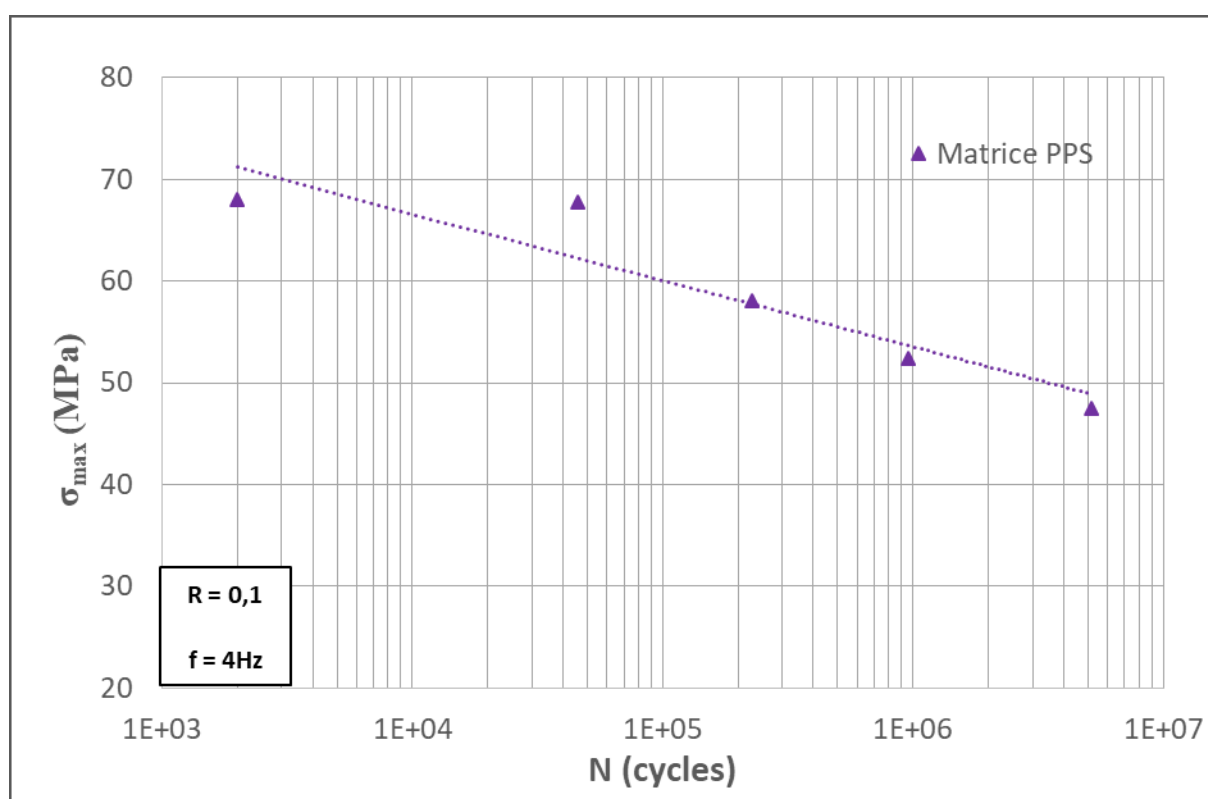


Figure A.4.1 : Courbe de Wöhler de la matrice PPS

Cette courbe expérimentale peut être implémentée dans le logiciel via la modélisation de cette courbe par un modèle d'accumulation d'endommagement. A l'échelle microscopique, la loi considérée est élasto-plastique avec endommagement. Les différentes équations constitutives du modèle sont définies comme suit :

$$\begin{aligned}
\varepsilon_\mu &= \varepsilon_\mu^e + \varepsilon_\mu^p \\
\varepsilon_\mu^e &= \frac{1+\nu}{E} \tilde{\sigma}_\mu - \frac{\nu}{E} Tr \tilde{\sigma}_\mu \mathbf{1} = (a^e)^{-1} : \tilde{\sigma}_\mu \\
\dot{\varepsilon}_\mu^p &= \frac{3}{2} \frac{\tilde{s}_\mu - X_\mu}{(\tilde{\sigma}_\mu - X_\mu)_{eq}} \dot{p}_\mu \\
\frac{d}{dt} \left(\frac{X_\mu}{C_y} \right) &= \frac{2}{3} \dot{\varepsilon}_\mu^p (1-D) \\
\dot{D} &= \left(\frac{Y_\mu}{S} \right)^q \dot{p} \text{ si } p_\mu > p_\mu^D
\end{aligned} \tag{D.1}$$

Où C_y représente le module plastique, S le paramètre de résistance dans la définition de l'endommagement et q étant l'exposant de cette loi. $\tilde{s}_\mu$ représente la partie déviatorique de $\tilde{\sigma}_\mu$ et a^e , pour la rigidité élastique de la matrice. Enfin, X_μ représente la contrainte cinématique linéaire au niveau microscopique. Il est également à noter que $\tilde{\sigma}_\mu$ est fonction de l'endommagement de par :

$$\tilde{\sigma}_\mu = \frac{\sigma_\mu}{1-D} \tag{D.2}$$

La fonction Y_μ définissant la densité d'énergie élastique peut s'écrire quant à elle :

$$Y_\mu = \frac{1+\nu}{2E} \left[\frac{\langle \sigma_\mu \rangle^+ : \langle \sigma_\mu \rangle^+}{(1-D)^2} + h \frac{\langle \sigma_\mu \rangle^- : \langle \sigma_\mu \rangle^-}{(1-hD)^2} \right] - \frac{\nu}{2E} \left[\frac{\langle Tr \sigma_\mu \rangle^2}{(1-D)^2} + h \frac{\langle -Tr \sigma_\mu \rangle^2}{(1-hD)^2} \right] \tag{D.3}$$

Où les crochets $\langle . \rangle$ désignent la partie positive des valeurs et $\langle \sigma_\mu \rangle^+$ et $\langle \sigma_\mu \rangle^-$ représentent les parties positives et négatives des valeurs principales du tenseur des contraintes.

Les paramètres de ce modèle ont été déterminés via reverse engineering et implémentés dans le logiciel. Cette courbe une fois obtenue, les paramètres mécaniques du renfort sont à renseigner. Ces caractéristiques nécessaires sont identiques à celles renseignées pour un chargement quasi-statique, c'est-à-dire la densité, le module d'Young et le coefficient de Poisson. Les paramètres renseignés sont donc identiques à ceux renseignés et présentés en chapitre 4.

L'estimation de la fiabilité de cette méthode résidant dans la comparaison avec les courbes de Wöhler expérimentales du composite, la répartition de fibres utilisée est celle du VER des éprouvettes déterminée en chapitre 4. Le principe d'homogénéisation possible est un modèle de Mori-Tanaka du premier ordre uniquement. L'estimation de la courbe de Wöhler du composite au VER caractéristique des éprouvettes utilisées pour une sollicitation dans le sens longitudinal est présenté en figure A.4.2

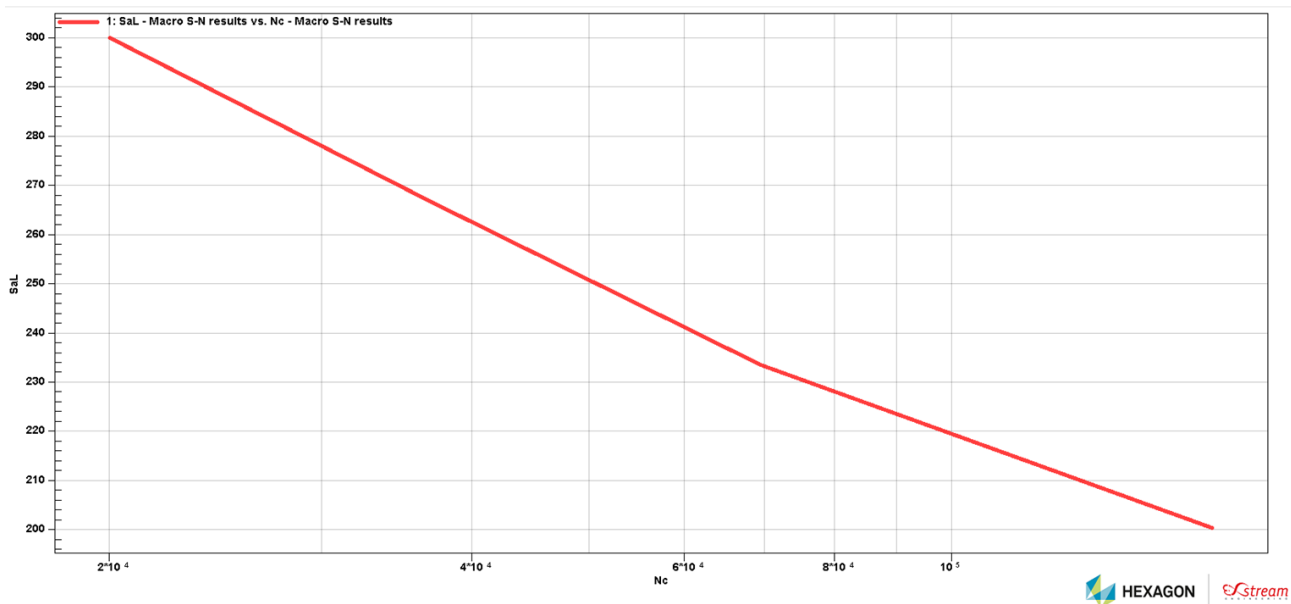


Figure A.4.3 : Estimation de la courbe de Wöhler du composite pour un sens longitudinal des fibres par la méthode "Matrix Damage Model"

L'estimation montre très clairement une nette surévaluation des propriétés en fatigue du composite comparé aux données expérimentales présentées en chapitre 5. Ceci est dû à une homogénéisation de Mori-Tanaka du 1^{er} ordre qui surestime traditionnellement les propriétés équivalentes du milieu hétérogène ainsi qu'au fait qu'aucun critère de rupture anisotrope n'est nécessaire à cette estimation. La force de la méthode FPGF est qu'elle se base directement sur des données expérimentales comme limite, ce qui n'est pas le cas ici. De ce fait, les erreurs induites par la méthode d'homogénéisation du 1^{er} ordre ne peuvent être corrigées, menant de fait à une surestimation des propriétés du composite. La méthode de modélisation des propriétés en fatigue du composite choisie est donc la méthode FPGF, bien plus représentative des propriétés réelles du matériau.