



HAL
open science

**Étude expérimentale multi-échelle et modélisation
hybride prédictive du comportement, de
l'endommagement et de la durée de vie en fatigue d'un
matériau composite polypropylène / fibres de verre**

Amine Imaddahen

► **To cite this version:**

Amine Imaddahen. Étude expérimentale multi-échelle et modélisation hybride prédictive du comportement, de l'endommagement et de la durée de vie en fatigue d'un matériau composite polypropylène / fibres de verre. Mécanique des matériaux [physics.class-ph]. HESAM Université, 2020. Français. NNT : 2020HESAE063 . tel-03168035

HAL Id: tel-03168035

<https://pastel.hal.science/tel-03168035>

Submitted on 12 Mar 2021

HAL is a multi-disciplinary open access archive for the deposit and dissemination of scientific research documents, whether they are published or not. The documents may come from teaching and research institutions in France or abroad, or from public or private research centers.

L'archive ouverte pluridisciplinaire **HAL**, est destinée au dépôt et à la diffusion de documents scientifiques de niveau recherche, publiés ou non, émanant des établissements d'enseignement et de recherche français ou étrangers, des laboratoires publics ou privés.

ÉCOLE DOCTORALE SCIENCES DES MÉTIERS DE L'INGÉNIEUR
[PIMM- Procédés et Ingénierie en Mécanique et Matériaux – Campus de Paris]

THÈSE

présentée par : **Mohamed Amine IMADDAHEN**

soutenance le : **22 décembre 2020**

pour obtenir le grade de : **Docteur d'HESAM Université**

préparée à : **École Nationale Supérieure d'Arts et Métiers**

Spécialité : **Mécanique des matériaux**

Étude expérimentale multi-échelle et modélisation hybride prédictive du comportement, de l'endommagement et de la durée de vie en fatigue d'un matériau composite polypropylène / fibres de verre

THÈSE dirigée par :

[Abbas TCHARKHTCHI]

et Co-encadrée par :

[Joseph FITOUSSI et Mohammadali SHIRINBAYAN]

Jury

Mme Farzaneh AREFI-KHONSAR , Professeur, LISE, Sorbonne Universités	Présidente
M. Patrick ROZYCKI , Professeur, GeM, Ecole Centrale de Nantes	Rapporteur
M. Fehmi GAMAOUN , Professeur, LMS, ENISo Tunisie	Rapporteur
Mme Marie France LACRAMPE , Professeur, IMT Lille Douai	Examinatrice
M. Zouhaier JENDLI , Maître de Conférences, ESTACA de Laval	Examineur
M. Abbas TCHARKHTCHI , Professeur, PIMM, Arts et Métiers ParisTech	Examineur
M. Joseph FITOUSSI , Maître de Conférences, PIMM, Arts et Métiers ParisTech	Examineur
M. Mohammadali SHIRINBAYAN , Docteur, PIMM, Arts et Métiers ParisTech	Examineur
M. Michel BOCQUET , Professeur ENSAM, PIMM Arts et Métiers ParisTech	Invité
M. Mathieu FOUCARD , Manager CAO & validation, Flex-N-Gate Audincourt	Invité

**T
H
È
S
E**

*À la mémoire de mon père Moulay el Houssaine
J'aurais été fière de lui présenter cette thèse.*

Remerciement

Ce travail de thèse s'est déroulé à l'École Nationale Supérieure d'Arts et Métiers (ENSAM – Paris) au Laboratoire Procédé et Ingénierie en Mécanique et Matériaux (PIMM).

Je voudrais tout d'abord remercier le Professeur Abbas Tcharkhtchi, mon directeur de thèse, pour sa disponibilité, son enthousiasme malgré ses nombreuses autres responsabilités, pour son soutien indéfectible, tant humain que scientifique, qu'il a su m'apporter tout au long de mon expérience au sein du laboratoire PIMM.

Je tiens à remercier très chaleureusement Joseph Fitoussi et Mohammadali Chirinbayan, codirecteurs de ce travail pour leurs grandes qualités scientifiques et humaines. Leurs soutiens et encouragements m'ont permis d'aller de l'avant même lors des moments les plus difficiles.

Une pensée particulière va à Michel (bidoc) homme d'exception, pour m'avoir initié aux ultrasons et pour son accompagnement tout au long de mon expérience au PIMM.

J'exprime ma vive gratitude aux membres du jury pour l'intérêt qu'ils ont porté à mon travail et pour les échanges scientifiques qui ont pu en découler avant ou pendant la soutenance

J'associe à ces remerciements tous mes collègues et amis pour les échanges que nous avons eus au cours de ces dernières années. Je pense en particulier à Housseem, Abir, Rzouga, Kheiredine, Samia, et Zho leurs conseils et encouragements m'ont été précieux.

Mes remerciements et ma reconnaissance la plus sincère s'adressent à ma mère Amina, mon frère Youssef et mes sœurs Narjisse et Hayat qui m'ont toujours soutenu, aussi bien pendant mes études que durant ce travail. Merci d'avoir eu confiance en moi.

Enfin, c'est à Khadija, mon épouse, que sont dédiées ces dernières lignes. Je lui témoigne toute ma gratitude pour m'avoir soutenu lors des moments difficiles. Qu'elle sache que son support, sa patience, sa complicité m'ont été très précieux.

Imaddahen Mohamed Amine

Paris Le 08/01/2021

À mes deux enfants Othman et Rym

Table des matières

REMERCIEMENT -----	4
INTRODUCTION GENERALE-----	9
1. CHAPITRE 1: LITTERATURE ET VERROUS -----	14
1.1. Le matériau de l'étude : Polypropylène renforcé avec 40% en fibres de verre (Le PPGF 40)	15
1.1.1. La Matrice polypropylène.....	15
1.1.2. Le Renfort : fibre de verre	16
1.1.3. Procédé d'injection	17
1.2. Généralités sur le comportement mécanique du matériau -----	21
1.2.1. Comportement monotone de la matrice pure.....	21
1.2.2. Comportement en traction monotone du PPGF40 – Effet de l'orientation de la microstructure	21
1.2.3. Effet de la vitesse sur le comportement mécanique du PPGF	22
1.2.4. Comportement mécanique en fatigue	24
1.2.5. Mécanismes d'endommagement des thermoplastiques.....	28
1.3. Modélisation du comportement mécanique des matériaux composites -----	33
1.3.1. L'approche phénoménologique	33
1.3.2. L'approche multi-échelle.....	34
1.3.3. Modèles d'homogénéisation en élasticité linéaire	42
1.3.4. Modèle d'homogénéisation en mécanique non linéaire	48
1.3.5. Choix du modèle.....	55
1.3.6. Modélisation de l'endommagement en fatigue : hypothèses et considérations générales	55
2. CHAPITRE 2: MATERIAU ET METHODES -----	74
2.1. Matériau de l'étude : Le composite PPGF40 -----	75
2.1.1. La fibre de verre.....	75
2.2. Caractérisation de la microstructure -----	77
2.2.1. Caractérisation par ultrasons.....	77
2.2.2. Observation microscopique	81
2.3. Caractérisation physico-chimique-----	84

2.3.1.	Analyse thermique : Calorimétrie différentielle à balayage (DSC).....	84
2.3.2.	Essais dynamiques spectroscopie mécanique (DMTA)	85
2.4.	Caractérisation mécanique -----	86
2.4.1.	Traction monotone.....	86
2.4.2.	Essais de charge décharge	86
2.4.3.	Essais de fatigue traction- traction.....	87
2.5.	Analyse des mécanismes d'endommagement -----	89
2.5.2.	Fractographie	91
3.	CHAPITRE 3 : CARACTERISATION EXPERIMENTALE -----	92
3.1.	Caractérisation de la microstructure -----	93
3.1.1.	Caractérisation par ultrasons.....	93
3.1.2.	Caractérisation par observation MEB	94
3.2.	Caractérisation physico-chimique-----	97
3.2.1.	Calorimétrie différentielle à balayage (DSC)	97
3.2.2.	Analyse thermomécanique (DMA).....	98
3.3.	Caractérisation mécanique -----	99
3.3.1.	Comportement monotone quasi-statique	99
3.3.2.	Effet de la vitesse de déformation	100
3.3.3.	Effet de la température.....	102
3.3.4.	Endommagement et plasticité macroscopique : essais de charge-décharge .	103
3.4.	Comportement en fatigue -----	107
3.4.1.	Courbes de Wöhler – effet de la fréquence – auto-échauffement.....	107
3.4.2.	Analyse thermomécanique	108
3.5.	Conclusion -----	112
4.	CHAPITRE 4 : ANALYSE DES MECANISMES D'ENDOMMAGEMENT -----	114
4.1.	Introduction -----	115
4.2.	Analyse qualitative des mécanismes d'endommagement -----	115
4.2.1.	Etat initial et zone d'observation	116
4.2.2.	Analyse qualitative des mécanismes d'endommagement et de plasticité en monotone.	116
4.2.3.	Analyse des mécanismes d'endommagement en fatigue flexion trois points	124
4.2.4.	Comparaison monotone – fatigue par fractographie	125

4.3.	Analyse quantitative de l'endommagement -----	127
4.3.1.	Eprouvettes sens travers (90°)	127
4.3.2.	Eprouvettes sens long (0°)	130
4.3.3.	Eprouvettes sens (45°)	133
4.3.4.	Analyse des résultats – Paramètre d'endommagement micro.....	136
4.4.	Analyse multi-échelle de l'endommagement -----	136
4.5.	Conclusion-----	138
5.	CHAPITRE 5 : MODELISATION MICROMECHANIQUE ET PREDICTION DE LA DUREE DE VIE EN FATIGUE-----	139
5.1.	Introduction-----	140
5.2.	Principe de la démarche hybride proposée -----	141
5.3.	Présentation du modèle micromécanique -----	144
5.3.1.	Les équations de base	144
5.3.2.	Plasticité de la matrice et méthode des modules sécants	148
5.3.3.	Les différentes étapes du modèle micromécanique	149
5.4.	Résultats -----	150
5.4.1.	Modélisation de la plasticité seule.....	150
5.4.2.	Modélisation de l'endommagement à l'interface fibre-matrice	151
5.4.3.	Prévision de la durée de vie en fatigue	152
5.4.4.	Critère de rupture en fatigue	154
5.5.	Conclusion-----	156
	CONCLUSION GENERALE-----	157
	PERSPECTIVES-----	160
	LISTE DES FIGURES -----	162
	LISTE DES TABLEAUX-----	164
	BIBLIOGRAPHIE -----	165

Introduction générale

FLEX-N-GATE, tout récemment installé en France est un équipementier automobile américain leader international de rang 1, expert dans la conception, la production et la livraison de nombreuses pièces extérieures véhicules, majoritairement en matières plastiques et composites (hayons, pare-chocs, faces avant, etc.)

Le défi ambitieux de la parfaite maîtrise de la filière des matériaux composites, depuis leur mise en forme jusqu'au produit final, est devenu un enjeu stratégique majeur de compétitivité pour FLEX-N-GATE. Cela répond au besoin d'accompagnement du constructeur dans l'adaptation et le respect de son cahier des charges, aux nouvelles normes environnementales (notamment la réduction des émissions de CO₂), aux exigences de coût, de délai, de qualité et de performance en fatigue/durabilité/fiabilité/vieillessement.

Quelques éléments pour justifier cet intérêt sont :

- La moindre modification du moule pour défaut de conception peut s'estimer à plusieurs dizaines de milliers d'euros, hors coûts des études associées et ceux générés par les décalages de planning.
- Un rappel de véhicule pour défaut de fiabilité affecte durablement l'image de marque. Cela peut représenter un « gouffre » financier pour le constructeur et les fournisseurs impliqués.

À travers diverses études, FLEX-N-GATE veut « asseoir » définitivement son expertise tout en réduisant leur impact environnemental et en respectant les normes européennes de plus en plus restrictives sur les émissions de CO₂. Ces normes conduisent les constructeurs automobiles à concevoir des véhicules de plus en plus légers. La réduction de masse est rendue possible non seulement par l'optimisation des géométries des composants, mais surtout par l'allègement des véhicules à iso performance. Cet allègement est réalisable en partie grâce à l'utilisation de matériaux composites à matrice polymère en remplacement des matériaux métalliques. La production de structures légères et résistantes s'avère donc un enjeu critique permettant aux constructeurs et aux équipementiers automobiles de répondre aux exigences de sécurité et d'environnement.

95 g de CO₂ par km : c'est la moyenne que doivent désormais respecter tous les constructeurs automobiles en Europe, sous peine de subir de lourdes amendes. Cette moyenne va se durcir

d'ici 2030. Pour atteindre cet objectif, l'industrie automobile prévoit d'accroître le développement et l'utilisation de composants en matériaux composites afin d'alléger les véhicules tout en gardant des propriétés thermomécaniques optimales.

Depuis l'introduction des matériaux composites dans les années 80 dans l'industrie automobile, ces matériaux, dans ce secteur, connaissent une utilisation en croissance exponentielle. Initialement réservés aux pièces de décor, ils prennent désormais peu à peu place pour des pièces structurelles telles que les hayons ou les poutres à absorption de choc et même des planchers. Aussi, leurs capacités d'absorption d'énergie, nettement supérieures à celle des métaux, leur permettent de répondre favorablement aux critères de réglementation liés à la sécurité des passagers et des piétons.

Parmi ces composites, ceux à matrices polymères semi-cristallines thermoplastiques présentent un intérêt croissant par rapport aux thermodurcissables notamment par leur facilité et leur rapidité de mise en œuvre pour des pièces à géométries complexes. Ce sont des candidats de premier choix notamment du fait de leurs masses volumiques (de l'ordre de 1 g/cm^3) nettement inférieures à celle de l'acier ($7,8\text{ g/cm}^3$) ou celle de l'aluminium ($2,7\text{ g/cm}^3$), leur résistance à la corrosion, ainsi que leur capacité d'absorption d'énergie et leurs propriétés mécaniques voire thermomécaniques.

Le travail présenté dans ce mémoire et réalisé dans le cadre d'une convention CIFRE se place dans le contexte de l'étude du comportement mécanique et de l'endommagement de ces matériaux en vue d'une plus grande maîtrise du dimensionnement des structures composites sous sollicitations monotones et en fatigue. La connaissance industrielle et la compréhension des modes de défaillance restant relativement limitées, particulièrement dans le cas de la fatigue des composites, les cahiers des charges fournis par les constructeurs sont en général assez peu précis. Par ailleurs, les bases de données expérimentales pertinentes qui permettraient, au moins, un prédimensionnement manquant ou restent relativement pauvres. De plus, les temps de développement imposés sont relativement courts et doivent intégrer le comportement de la matière et le choix du matériau adapté à l'application. Cependant, plusieurs itérations sont souvent nécessaires afin de déterminer le bon couple formulation-process. Ces itérations sont longues et coûteuses surtout lorsqu'il s'agit de pièces soumises à la fatigue. C'est pourquoi les temps de développement et de caractérisation de la matière ainsi que l'optimisation du dimensionnement (en général de l'ordre de 18 mois) doivent s'appuyer sur une méthodologie prédictive intégrant l'influence des paramètres de variabilité du matériau tels que la microstructure.

La présente étude s'inscrit donc dans la recherche d'une méthodologie prédictive et pertinente de dimensionnement des structures en matériaux composites de type thermoplastiques renforcés en fibres de verre courtes soumis à des sollicitations répétées. Celle-ci, axée sur l'étude de l'endommagement et de la plasticité, se doit donc d'être capable de décrire l'effet des différentes conditions complexes et en particulier de fatigue.

L'analyse de l'endommagement de ce type de matériaux sous sollicitation monotone et fatigue a démontré que lors de sollicitations mécaniques, la décohésion de l'interface fibre-matrice est le principal moteur de l'endommagement conduisant à la rupture. Dans le cas de sollicitation dans la direction des fibres, avec l'augmentation de la charge en monotone ou du nombre de cycles en fatigue, ces microfissures amorcées en tête de fibres se propagent et coalescent principalement entre les interfaces et conduisent ainsi à la rupture. Macroscopiquement cela se traduit par une perte de rigidité progressive jusqu'à la ruine.

La similitude des mécanismes d'endommagement entre le monotone et la fatigue nous ont conduit à proposer un modèle hybride combinant, à la fois les méthodologies micromécaniques basées sur la théorie de l'homogénéisation avec prise en compte de l'endommagement et de la plasticité et la méthodologie phénoménologique fondée sur les résultats d'essais de fatigue. Ceci afin de proposer une approche hybride capable de prédire le nombre de cycles à rupture en fatigue pour différentes orientations de fibres et amplitudes de sollicitations.

Le corps de ce rapport est composé des cinq chapitres suivants :

Chapitre 1 : Intitulé « littérature et verrous », ce chapitre s'intéresse à la présentation du matériau composite de l'étude. Il s'agit du polypropylène chargé en fibres de verre courtes avec une fraction massique de 40% (PPGF 40) obtenu par le procédé d'injection. Ce chapitre se scinde en trois parties. La première relate des généralités sur ce matériau composite, son procédé de mise en œuvre et sa microstructure inhérente au procédé d'injection. Dans la deuxième partie, nous présentons une synthèse bibliographique du comportement mécanique en monotone et en fatigue du matériau. L'effet de différents paramètres (la vitesse de déformation, la température et la fréquence du chargement) sur le comportement mécanique du matériau y est décrit. Nous nous intéressons également dans cette partie aux mécanismes d'endommagement que subit le matériau à l'échelle locale lors d'une sollicitation mécanique. La troisième partie est consacrée aux différentes approches et modèles permettant la modélisation du comportement mécanique des matériaux composites. Nous présentons les

modèles d'homogénéisation micromécanique, les méthodes de linéarisation du comportement de la matrice, ainsi que les différents modèles prédictifs de l'endommagement en fatigue.

Chapitre 2 : Intitulé «matériau et méthodes», ce chapitre est dédié principalement à la présentation des différentes techniques et moyens expérimentaux utilisés pour caractériser le matériau de l'étude en termes de microstructure, de propriétés physico-chimiques et de comportement mécanique.

Chapitre 3 : Dans ce chapitre nous présentons les résultats d'analyse expérimentale à caractère général, et notamment ceux relatifs à la microstructure induite par le procédé d'injection, aux propriétés physico-chimiques ainsi que ceux liés au comportement mécanique. Nous y présentons et analysons notamment les résultats des essais mécaniques réalisés. Les essais de traction à différentes vitesses et à différentes températures y sont présentés. Les résultats de l'étude de l'endommagement et de la plasticité « macroscopique » à travers les essais de charge décharge et le couplage endommagement-plasticité sont présentés. Pour le chargement en fatigue, l'effet de la fréquence de sollicitation sur la durée de vie en fatigue est étudié. La fatigue thermomécanique est étudiée via l'évolution du module dynamique, de la plasticité apparente résiduelle ainsi que de l'auto-échauffement. Le couplage endommagement-plasticité en fatigue est analysé, interprété et comparé à celui en quasi-statique.

Chapitre 4 : Dans ce chapitre, on se propose d'étudier les mécanismes d'endommagement qui interviennent dans le PPGF 40 lors d'une sollicitation mécanique. Une étude qualitative et quantitative de ces mécanismes sera décrite à travers des essais de flexion trois points in situ. Une analyse des faciès de rupture en monotone et en fatigue ainsi que d'une comparaison des mécanismes d'endommagement se produisant pour les deux types de sollicitations y sont présentés.

Chapitre 5 : Ce chapitre est dédié à la modélisation micromécanique du comportement monotone du PPGF40 avec prise en compte de l'endommagement. Les résultats expérimentaux et les analyses multi-échelle associées permettent de définir la démarche de modélisation. Nous décrivons dans ce chapitre, de façon exhaustive, le modèle micromécanique utilisé, la prise en compte de l'endommagement ainsi que de la linéarisation du comportement non linéaire de la matrice par la méthode des modules sécants. Enfin, une approche hybride permettant de prédire la durée de vie en fatigue en fonction de la microstructure est décrite. Les différents résultats obtenus y sont également présentés.

1. Chapitre 1: Littérature et verrous

1.1. Le matériau de l'étude : Polypropylène renforcé avec 40% en fibres de verre (Le PPGF 40)

Le matériau composite utilisé dans le cadre de ces travaux est un polypropylène (PP) chargé en fibres de verre à un taux massique de 40%. Le matériau est obtenu par injection d'un mélange de granulés de polypropylène chargé en fibres de verre courtes d'une longueur ne dépassant pas 1 mm et de granulés de polypropylène pur. Le matériau nous est fourni sous la forme de plaques injectées de dimensions $400 * 320 * 3 \text{ mm}^3$

1.1.1. La Matrice polypropylène

La phase continue dans un composite est la matrice. Elle assure la fonction majeure de lier les renforts entre eux ce qui permet le transfert des charges sur ces derniers. Sa cohésion avec les renforts constitue un point très important pour la tenue mécanique du matériau. Dans le secteur automobile deux matrices organiques sont les plus utilisées, à savoir : les thermodurcissables et les matrices thermoplastiques (1).

Les polymères thermodurcissables sont infusibles et insolubles après la réaction de polymérisation. Dans cette famille de polymères on trouve principalement les polyesters insaturés largement utilisés pour des pièces structurantes automobiles extérieures comme les hayons ou les pare-chocs. Cependant leurs difficultés de mise en œuvre (procédé de compression à chaud, solvant, cycle de polymérisation long et cadence de fabrication limitée) et leurs impossibilités de recyclage font d'eux des polymères moins avantageux que les thermoplastiques. Effectivement ces derniers présentent plusieurs points positifs (2) :

- Facilité de stockage sous forme de semi-produits à température ambiante (durée de vie quasi infinie)
- Possibilité de recyclage
- Fabrication en grandes séries
- Une meilleure tenue à la fatigue

On pourra les diviser en trois groupes :

- Les polymères de grande diffusion comme le polypropylène
- Les polymères techniques comme les polyamides,
- Les polymères à hautes performances (applications aéronautiques) comme le PEEK, le PPS, le PEI et le PES. (1)

Le polypropylène est un copolymère thermoplastique semi-cristallin de formule chimique $(-\text{CH}_2-\text{CH}(\text{CH}_3)-\text{CH}_2-)_n$. Il est composé d'une phase amorphe, où les chaînes moléculaires sont disposées de manière aléatoire, et d'une phase cristalline, où elles sont ordonnées sous forme de lamelles groupées autour d'un centre de germination formant ainsi, des sphérulites (3). Le comportement des polymères semi-cristallins est étroitement lié à la température d'utilisation. Nous parlons ainsi de la température de transition vitreuse (T_g) délimitant le passage du comportement vitreux, au comportement caoutchoutique. En effet au-dessus de la T_g , les chaînes moléculaires constituant la phase amorphe du polymère se retrouvent libérées et présentent une grande mobilité. En continuant de chauffer le matériau, on atteint la température de fusion, à partir de laquelle le matériau se trouve dans un état fluide.

1.1.2. Le Renfort : fibre de verre

Les fibres jouent un rôle essentiel dans le matériau composite en lui conférant une rigidité supérieure à celle de la matrice. Deux grandes familles de fibre sont à distinguer dans les matériaux composites, à savoir les fibres continues et les fibres discontinues.

Les fibres de verre sont les renforts les plus utilisés dans l'automobile. Le verre est un matériau vitreux et isotrope. Il possède un comportement élastique pur. Il est composé essentiellement de silice (SiO_2), d'un oxyde alcalin (oxyde de sodium) et d'un oxyde alcalino-terreux (oxyde de calcium). Il existe plusieurs types de fibres dont chacun possède des propriétés spécifiques. Nous citons par exemple :

- Le verre R ou S pour les fibres utilisées dans les technologies de pointe qui exigent des performances très élevées. Ces fibres possèdent une meilleure tenue mécanique, chimique et thermique.
- Le verre D: ces fibres se caractérisent par leurs bonnes propriétés diélectriques ; c'est pourquoi elles sont utilisées dans la fabrication des composants électroniques tels que les circuits imprimés.
- Le verre C: ce type de verre est employé dans les industries qui nécessitent une protection anticorrosion grâce à sa bonne tenue chimique.
- Le verre E : ce dernier est le plus couramment utilisé car il possède une grande facilité de fibrage, des propriétés mécaniques et un coût modéré. Les propriétés mécaniques de la fibre E sont les suivantes :

Module d'Young (GPa)	Résistance en traction (mèche) (MPa)	Coefficient de poisson	Déformation à rupture (%)	Densité
72-74	1500	~ 0,28	4,5	2,6

Tableau 1-1 Paramètres matériau de la fibre de verre type E

1.1.3. Procédé d'injection

Le moulage par injection est largement utilisé dans l'industrie automobile. Avec le moulage par compression, ces deux procédés constituent les principales méthodes de mise en œuvre des matériaux polymères. Contrairement au moulage par compression, le moulage par injection présente l'intérêt de produire des pièces à géométries complexes et à des cadences élevées. La fabrication de matériaux composites thermoplastiques par procédé d'injection est organisée en plusieurs étapes (Figure 1-1). Tout commence par l'introduction de les granulés du polypropylène chargé en fibres de verre dans la trémie d'alimentation. Ils s'écoulent, par gravité, dans la vis d'Archimède et subissent un chauffage progressif, à l'intérieur de celle-ci, jusqu'à l'état fondu. Cette vis d'Archimède permet d'homogénéiser les matériaux par cisaillement et de le diriger vers le moule, toutefois (par l'effet de cisaillement) elle occasionne une rupture des fibres et donc une diminution de leur longueur moyenne. Ensuite, la vis va injecter le mélange ainsi fondu dans le moule à vitesse, température et pression contrôlées. La pression d'injection est maintenue jusqu'à ce que cette dernière soit uniforme dans tout le moule. En phase finale, le matériau est refroidi et la pièce est éjectée en ouvrant le moule. Les pièces obtenues par ce procédé présentent une microstructure dite cœur-peau avec une distribution spatiale de fibre variable en fonction de la géométrie de la pièce, et des paramètres d'injection.

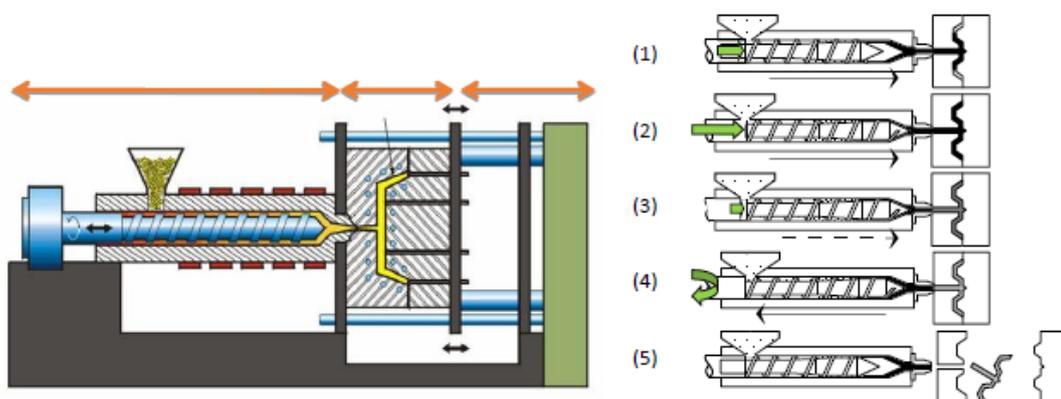


Figure 1-1 Procédé de fabrication par injection. (1) remplissage ; (2) compactage ; (3) refroidissement ; (4) refroidissement-dosage ; (5) éjection

1.1.3.1. *Microstructure cœur-peau*

Les pièces moulées par injection possèdent une microstructure particulière dite cœur-peau qui est très largement étudiée. Cette microstructure possède une distribution et une orientation de fibre variable dans l'épaisseur. Plusieurs auteurs se sont basés sur des observations microscopiques et l'ont divisée en 3 couches (4,5), deux couches de peau et une couche de cœur. Nous trouvons également des études plus poussées montrant à l'issue d'observations micro-tomographiques que la distribution des microstructures se fait, dans l'épaisseur, en 5 couches (6–10), deux couches de peau, deux couches intermédiaires et une couche de cœur.

- Les deux couches de peau, directement en contact avec le moule, présentent une orientation aléatoire. À cause de l'effet fontaine et de la vitesse de cristallisation relativement rapide dans cette zone, le matériau perd rapidement en fluidité et les fibres n'ont pas le temps de s'orienter dans le sens d'injection et présentent donc une orientation aléatoire (11–13). De ce fait, l'épaisseur de cette couche, largement inférieure à l'épaisseur des autres couches, dépend étroitement de la vitesse de refroidissement et donc de la température du moule (14).
- Les deux couches intermédiaires sont caractérisées par une orientation majoritaire des fibres dans le sens d'injection. Cela s'explique par la force de cisaillement relativement importante dans cette zone ainsi qu'une vitesse d'écoulement « moyenne ». Les conditions sont donc optimales pour une orientation des fibres dans le sens d'injection (15).
- La couche de cœur a une orientation des fibres perpendiculaire au sens d'injection. Deux facteurs sont responsables de la présence de cette couche, le premier est la présence d'un écoulement à la fois longitudinal et transversal dû à la géométrie divergente (plaque plane rectangulaire) des pièces qui a tendance à orienter les fibres perpendiculairement au sens d'injection. Le deuxième facteur est la force de cisaillement très faible dans cette zone. Le profil de vitesse d'écoulement quasi plat dans cette zone a lui aussi un rôle dans l'existence de cette couche, car il permet de maintenir cette orientation dans toute la pièce sans créer de réorientation (11,12,16).

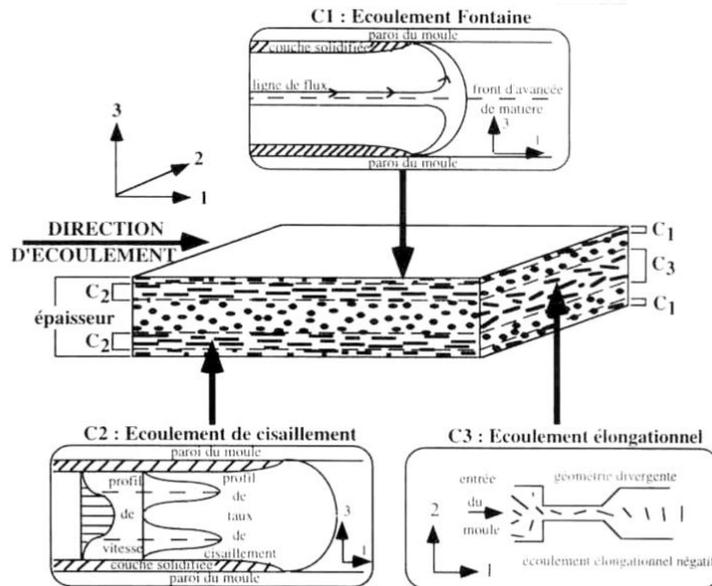


Figure 1-2 Microstructure cœur-peau induite le procédé d'injection (15)

Achour et al (17) ont étudié la microstructure du polypropylène chargé à différents taux de fibres de verre, en particulier à 40 % à l'aide d'analyse micro-tomographique (figure 1-3). Ils ont confirmé l'existence de 5 couches et ont pu quantifier le taux de fibres dans ces dernières. Ils ont trouvé que la zone de cœur est plus dense que les autres zones avec une fraction volumique de fibres de 30% alors que dans la zone de peau elle ne dépasse pas les 20%. Ils ont démontré aussi que les zones de peau « réunies » représentent près de 77% de l'épaisseur du matériau.

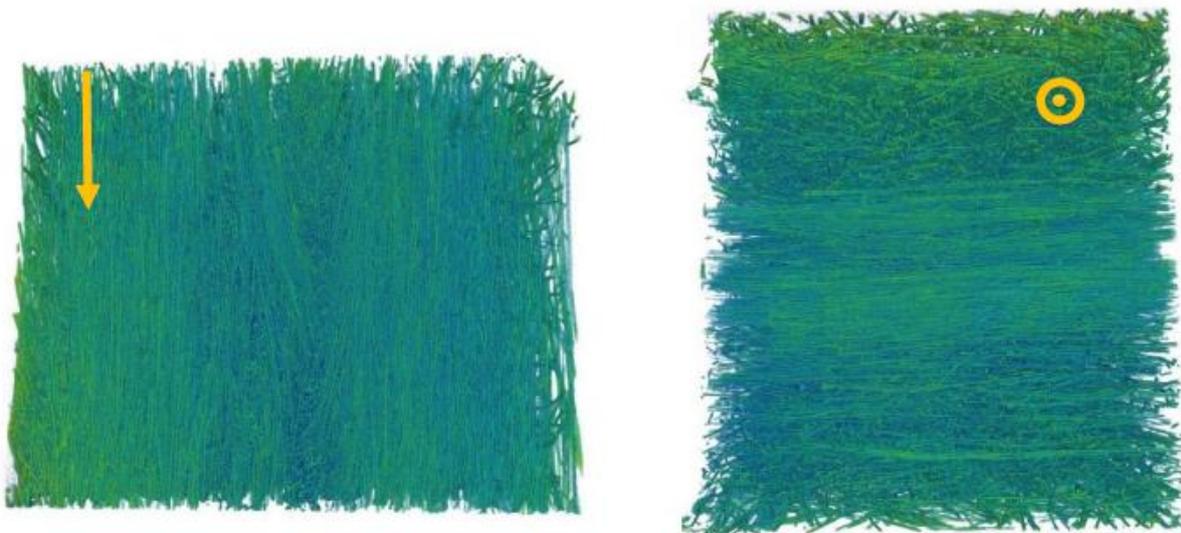


Figure 1-3 Visualisation de la microstructure en cœur-peau du PPGF40 avec une orientation des fibres dans le sens de l'écoulement dans les zones de peau et une orientation orthogonale au sens d'injection dans la zone de cœur (le sens de l'écoulement est représenté par les flèches) (17)

1.1.3.2. Effet des paramètres d'injection sur la microstructure

Les pièces et structures composites injectées sont souvent sollicitées dans le sens d'injection, car c'est le sens présentant les meilleures propriétés mécaniques, il s'agit donc d'obtenir des pièces avec une zone cœur beaucoup moins épaisse que les autres. Dans cette perspective, plusieurs études se sont intéressées à l'influence des paramètres d'injection sur la microstructure induite lors du procédé d'injection ; on note par exemple que l'augmentation de la vitesse d'injection engendre une augmentation de la zone cœur (18,19) ; la diminution de la température du moule entraîne une augmentation des couches intermédiaires et donc une réduction de la zone cœur (20). L'augmentation du temps de maintien après injection entraîne une diminution de la zone cœur (21,22). Le taux de fibres a lui aussi une influence sur l'épaisseur de ces couches. Megally et al (23) ont démontré que pour de faibles taux de fibre (inférieurs à 10%), l'effet cœur-peau disparaît. Dans une autre étude rapportée par Sphar et al (24) sur du polypropylène chargé à différents taux de fibres allant de 10% jusqu'à 40%, les chercheurs ont observé une augmentation de la zone cœur avec l'augmentation du taux de fibres. Nous trouvons la même conclusion dans une autre étude menée par Achour et al (17) sur du polypropylène chargé en fibres de verre à des proportions de 30%, 40% et 60 %. Dans cette étude les auteurs ont noté que pour le matériau chargé à 60 %, la zone cœur atteint le tiers de l'épaisseur.

1.2. Généralités sur le comportement mécanique du matériau

1.2.1. Comportement monotone de la matrice pure

Le comportement mécanique des polymères semi-cristallins est caractérisé par une grande diversité qui dépend non seulement des phases qui le constituent (phase amorphe et phase cristalline), mais aussi de son environnement et des conditions d'utilisation telles que la vitesse de déformation et la température. En effet, on peut retrouver un grand nombre de types de comportement que l'on qualifie de viscoélastique, viscoplastique, élasto-viscoplastique, durcissant, adoucissant ou encore endommageable (25). Le PP pur est largement étudié dans la littérature. Il présente un comportement isotrope visco-élasto-plastique. Meftah et al (26) ont étudié le comportement mécanique du PP à différentes vitesses de sollicitation allant du quasi-statique au dynamique (figure 1-4) ; ils ont montré que l'augmentation de la vitesse de déformation induit un retard dans l'apparition de la zone plastique, une augmentation des contraintes « seuil de plasticité » et des contraintes à rupture. La déformation à rupture, quant à elle, a tendance à diminuer avec l'augmentation de la vitesse de déformation.

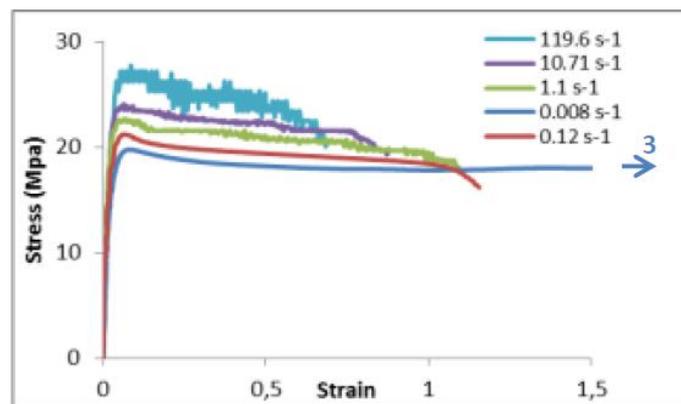


Figure 1-4 Courbes contrainte /déformation à différentes vitesses de déformation pour du PP pur (26)

1.2.2. Comportement en traction monotone du PPGF40 – Effet de l'orientation de la microstructure

L'ajout des fibres dans le matériau PP pur via le procédé du moulage par injection induit une microstructure dite cœur-peau où les fibres sont orientées en majorité selon la direction d'injection. Cela a pour effet de rendre le matériau fortement anisotrope. Dans le sens d'injection (sens longitudinal), le matériau est plus rigide alors que dans le sens travers le matériau composite a un comportement proche de celui de la matrice vierge. Cet effet est illustré sur la figure 1-5 qui présente le comportement d'un PPS chargé en fibres de verre dans le sens longitudinal et le sens travers.

Nous pouvons donc déduire que le comportement mécanique du matériau PPGF est anisotrope visco-élasto-plastique endommageable. Cet effet d'anisotropie dû à l'orientation des fibres est largement étudié via des essais mécaniques de traction sur des éprouvettes découpées selon différentes orientation par rapport au sens d'injection, à titre d'exemple citons les travaux de Arif et al sur du PA66 (6), ceux de Zuo et al (27) sur du PPS et ceux de Achour et al (28) sur du PPGF. La figure 1-5 représente l'évolution de la contrainte globale en fonction de la déformation globale, montre la différence du comportement mécanique due à l'orientation des fibres (27).

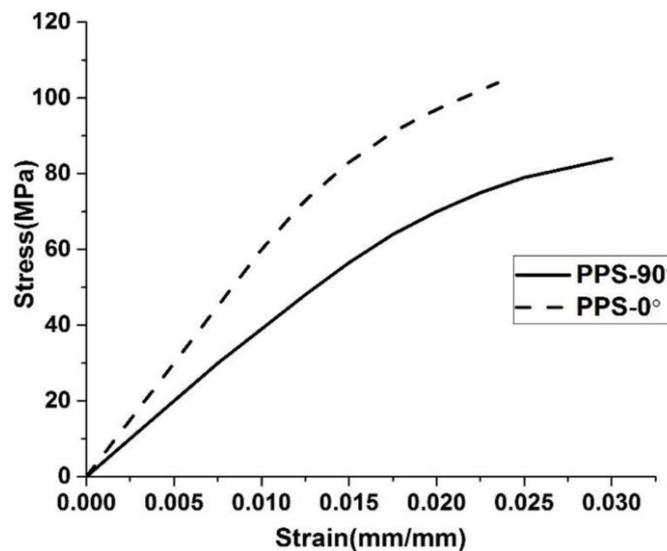


Figure 1-5 Courbes contrainte-déformation du PPS chargé pour différentes orientations (27)

1.2.3. Effet de la vitesse sur le comportement mécanique du PPGF

Comme décrit dans l'introduction générale, le matériau de l'étude est utilisé pour produire un large panel de pièces automobiles et plus particulièrement les hayons. Ces derniers sont soumis à des efforts de claquage répétitifs qui génèrent des ondes de choc avec des vitesses de déformation variant entre 10^{-4} s^{-1} et 1 s^{-1} . Dans cette plage de vitesses, nous sommes toujours dans le domaine quasi-statique, voire dynamique lente, comme indiqué sur la figure 1-6. Sur cette même figure, nous pouvons y repérer le domaine dynamique pour des plages de déformation de 1 s^{-1} à 10^4 s^{-1} .

Dans l'industrie automobile la connaissance des caractéristiques mécaniques du matériau, pour la vitesse de sollicitation réelle, est d'une grande importance. Elle permet, en effet d'alimenter avec précision les logiciels de calcul par éléments finis.

La vitesse de déformation a une forte influence sur le comportement mécanique des matériaux polymère. Lorsqu'elle augmente, nous observons généralement :

- Une augmentation de la contrainte à rupture et du module de Young
- Une diminution de la déformation à rupture
- Une augmentation des seuils d'endommagement et de plasticité
- Une saturation des effets viscoélastiques

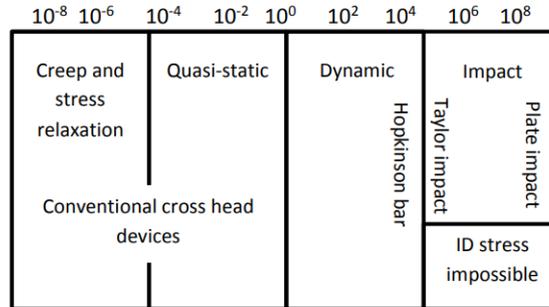


Figure 1-6 Domaines de sollicitation mécaniques

Lors d'une étude menée par Achour et al (17,28) sur du polypropylène chargé à différents taux de fibre de verre (30%, 40%, 60%) et à des vitesses de déformation variant de $4 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ à 100 s^{-1} ; il a été noté une augmentation du module de Young et de la contrainte à rupture pouvant atteindre 100% et une augmentation de 200% à 300% sur les contraintes seuil d'endommagement. Cet effet est illustré sur la figure 1-7 représentant l'évolution de la contrainte globale en fonction de la déformation globale à différents taux de déformation.

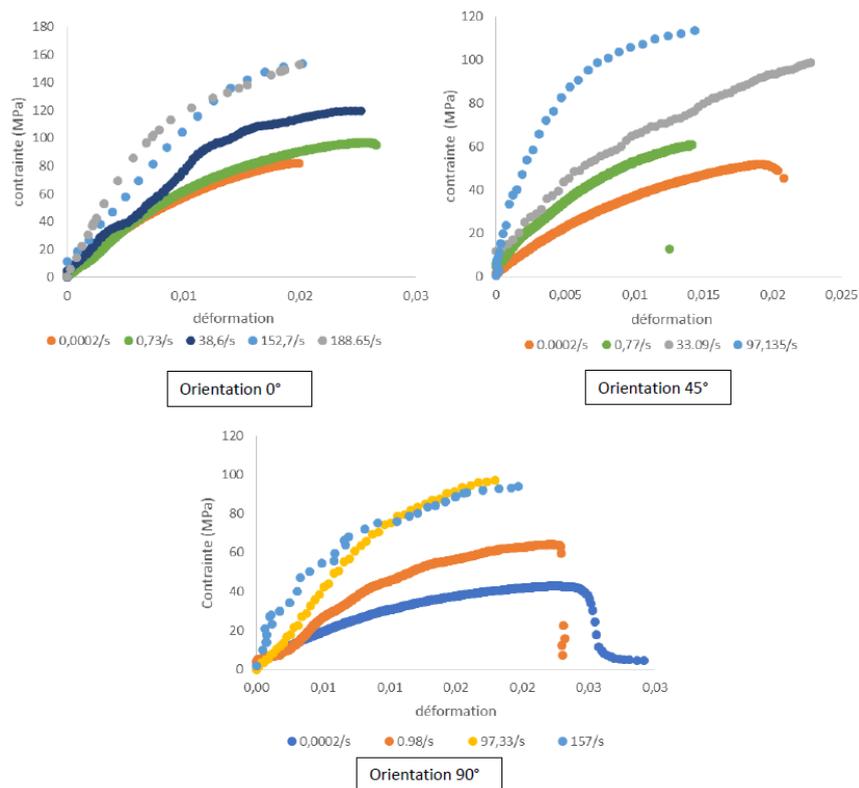


Figure 1-7 Courbes de traction sur le PPGF40 à différentes vitesses de déformations (17)

Todo et al (29) ont étudié l'effet de la vitesse de déformation sur le comportement mécanique du polyamide renforcé en fibres de verre et ont montré que la résistance à la traction ainsi que la contrainte à la rupture augmentent avec la vitesse de déformation.

Dans une autre étude menée par Fitoussi et al (30) sur du copolymère éthylène-propylène renforcé en fibres de verre, les auteurs ont noté une amélioration du module de Young pouvant atteindre 50% ainsi qu'une augmentation des contraintes seuil d'endommagement et de plasticité. Le même constat a été établi par Jendli et al (31,32) pour des thermodurcissables renforcés.

Bonnet (33) a également étudié l'effet de la vitesse de déformation sur le comportement mécanique du polypropylène renforcé à 30% en masse. Sur un intervalle de vitesse allant de 10^{-1} s^{-1} à 200 s^{-1} , cette chercheuse a noté une augmentation significative des contraintes seuil de plasticité et d'endommagement avec la vitesse de déformation, elle a aussi noté une saturation des effets viscoélastiques.

Dans le cadre de notre étude, la caractérisation du comportement mécanique du matériau sera réalisée pour un régime quasi-statique voire dynamique lente, ce qui correspond à des vitesses de déformation comprises entre 10^{-4} s^{-1} et 0.25 s^{-1} . Ces vitesses sont du même ordre de grandeur que les vitesses moyennes des ondes de choc calculées lors des simulations de claquage réalisées chez Flex-N-Gate

1.2.4. Comportement mécanique en fatigue

La maîtrise du dimensionnement des pièces passe par celle des modes de défaillance et de leurs prévisions. Plusieurs modes de défaillance doivent être pris en compte par les constructeurs. Le mode apparaissant comme étant l'un des plus critiques est la fatigue.

La fatigue induit une détérioration des matériaux par effet de sollicitations répétées. L'étude de ce phénomène est d'une grande importance, car la contrainte de rupture en fatigue est très inférieure à la contrainte à rupture en traction seule ; on parle dans ce cas de rupture fragile. En effet, les sollicitations répétées conduisent à une diminution progressive des propriétés du matériau due au développement par propagation et coalescence des mécanismes d'endommagement. De façon générale, lors d'un essai de fatigue (traction ou flexion), avec un pilotage en déformation, la variation de la contrainte induite en fonction du nombre de cycles peut être schématisée par la figure 1-8 suivante (34) :

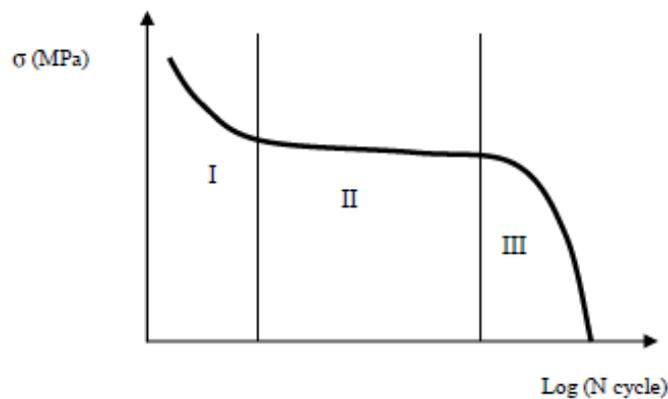


Figure 1-8 Courbe type de l'évolution de la contrainte en fatigue pour un pilotage en déformation

La première zone est une zone correspondant à l'établissement d'un régime thermique associé à une diminution de la rigidité du matériau que l'on peut identifier à une diminution de la contrainte induite dans le matériau. En général le nombre de cycles dans cette zone est inférieur à 1000 cycles (pour notre matériau d'étude).

La deuxième zone est la période d'amorçage des fissures (formation des défauts). Les expériences ont montré que les caractéristiques (par exemple le module d'élasticité) du matériau ne varient pas de façon sensible dans cette zone (35). On peut donc identifier cette zone comme la zone de stabilisation de la contrainte induite. Pour les faibles déformations imposées, cette période peut être très longue parfois plus de 80% de la durée de vie totale du matériau. Durant cette période, les foyers d'endommagement s'accumulent dans des zones de manière très localisées. Ces foyers n'influencent le comportement du matériau qu'à partir d'une concentration critique

La troisième zone est une zone de coalescence et de propagation des fissures. La rupture se produit dans cette zone. Il existe plusieurs études qui expliquent les phénomènes physiques et mécaniques survenant dans cette zone (34,36).

1.2.4.1. Paramètres influençant la tenue en fatigue

De nombreux paramètres influencent la durée de vie en fatigue d'un matériau thermoplastique. Ces derniers peuvent être classés en trois groupes :

- 1) Paramètres liés au chargement :
 - L'amplitude du chargement, qui peut être constante ou aléatoire.
 - Le rapport de charge (chargement minimal / chargement maximal).
 - La forme du signal ainsi que sa fréquence.

- Le type de chargement : torsion, cisaillement, traction ou compression.
- 2) Paramètres liés à l'environnement :
- La température
 - L'humidité
 - Le rayonnement, les UVs, l'oxygène
- 3) Paramètres liés au matériau :
- La microstructure
 - Les conditions de mise en œuvre
 - La nature de la matrice et du renfort

Dans notre cas d'étude, la microstructure hétérogène induite lors du procédé d'injection fait en sorte que le comportement en fatigue n'est pas homogène dans toute la pièce, en particulier à cause de l'orientation des fibres qui n'est pas la même dans toute la structure. Pratiquement nous allons tester en fatigue des plaques rectangulaires présentant une microstructure relativement homogène. Ce qui n'est pas le cas, dans la pratique, pour des pièces de véhicule automobile (hayons par exemple) où la densité de fibres ainsi que leurs orientations varient d'un endroit à l'autre. Dès à présent, nous pouvons noter que l'augmentation du taux de fibres entraînera une meilleure résistance mécanique et donc une meilleure tenue en fatigue et que plus les fibres seront orientées dans le sens du chargement plus la résistance en fatigue sera meilleure.

Un seul claquage d'hayon peut produire une dizaine d'ondes de choc de différentes amplitudes espacées d'une période variant entre 0.1 s et 1 seconde. Dans les cas extrêmes, les hayons peuvent être sollicités toutes les secondes. Nous fixons alors notre plage de fréquence de travail de 1 Hz à 10 Hz.

L'environnement de travail quant à lui est régi par deux paramètres importants à savoir, la température et l'humidité. Le polypropylène est connu pour sa bonne résistance à l'humidité, ce paramètre sera négligé lors de notre étude. Par contre la température de sollicitation influence directement le comportement mécanique de notre matériau vu sa nature semi-cristalline et sa température de transition vitreuse située aux alentours de 5°C. Le cahier des charges des hayons prévoit même des températures d'utilisation extrêmes pouvant atteindre les 80 °C.

1.2.4.2. Auto-échauffement et fatigue thermomécanique

Le phénomène d'auto-échauffement se produisant lors d'une sollicitation en fatigue est largement étudié pour les matériaux composites à matrice thermoplastique ; les travaux de

recherche concernant ceux à matrice polyamide constitue la quasi-totalité. Il s'agit d'une augmentation de la température du matériau, même si celle de l'environnement est maintenue constante. Ce phénomène est lié principalement à la nature viscoélastique de la matrice, au frottement entre les chaînes macromoléculaires et vient se superposer à la fatigue mécanique (endommagement) pour diminuer drastiquement la durée de vie en fatigue, il s'agit du couplage thermomécanique (6,37–43).

Bernasconi (44) s'est intéressé à l'auto-échauffement du polyamide chargé en fibres de verre et a conclu que la température surfacique du matériau a la même tendance que la déformation maximale en fatigue. Il a aussi noté que plus l'amplitude et la fréquence augmentaient plus l'auto-échauffement était important.

Zhou et Mallick (39) ont étudié l'effet de la fréquence sur la durée de vie en fatigue du polyamide renforcé en fibres de verre, ils ont noté que pour des fréquences comprises entre 0.5 Hz et 2 Hz l'augmentation de la fréquence améliore la durée de vie du fait que l'auto-échauffement est inexistant, nous parlons ici de fatigue mécanique. Pour des fréquences entre 2 et 20 Hz, ils ont conclu que la fatigue thermique prend une place plus importante, elle se superpose à la fatigue mécanique et la durée de vie diminue.

Ce phénomène de couplage a été confirmé par Esmacillou et al (42) pour du polyamide 66 renforcé par des fibres de verre pour des fréquences comprises entre 20 Hz et 60 Hz lors d'essais de fatigue du type traction-traction. Ils ont rapporté que pour les faibles fréquences la fatigue mécanique est dominante tandis qu'aux fréquences élevées un couplage fatigue mécanique et thermique est observé.

Arif et al (6) ont étudié le couplage thermomécanique du polyamide chargé en utilisant l'évolution du module dynamique en fatigue comme indicateur d'endommagement (figure 1-9). Ils ont conclu que ce dernier suit deux régimes d'évolution. Le premier régime présente une valeur assez stable pour les premiers 1000 cycles ; puis un deuxième régime avec une diminution assez importante cela en fonction de l'amplitude du chargement. Ils ont lié cela directement à l'évolution de la température qui suit elle aussi deux régimes d'évolution. Le premier correspond aux valeurs stables du module dynamique et est associé à la dissipation d'énergie due à la nature viscoélastique de la matrice. Le deuxième régime démarre lui aussi à partir de 1000 cycles et est caractérisé par une cinétique d'évolution de la température moins importante que celle du premier régime. Cette évolution de la température correspond à la diminution drastique du module dynamique signifiant que l'énergie de déformation appliquée

au matériau est non seulement dissipée sous forme de chaleur due à la nature viscoélastique de la matrice, mais aussi dissipée par création et coalescence de micro fissures.

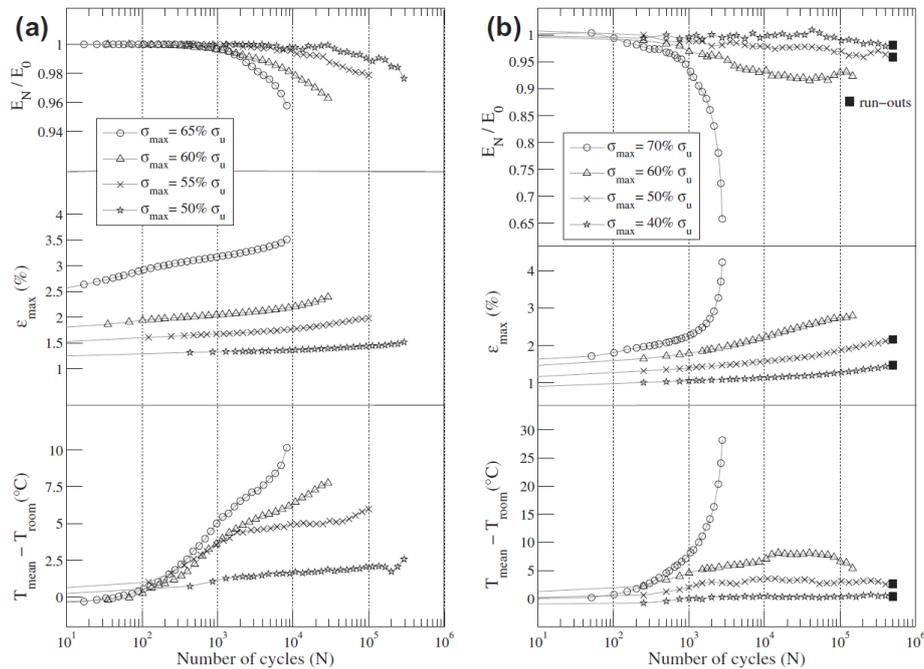


Figure 1-9 Evolution du module dynamique, de la déformation maximale et de la température en fatigue du PA66 a) éprouvettes sens longitudinale b) éprouvettes sens traverses (6)

Pegorreti et al. (45) ont étudié la propagation des fissures sur un polypropylène renforcé par des fibres de verre courtes. Pour chaque valeur fixe de DK (facteur d'intensité de contrainte) et de DG (amplitude de la vitesse de dissipation de l'énergie de déformation), la vitesse de propagation des fissures augmente quand la fréquence augmente.

1.2.5. Mécanismes d'endommagement des thermoplastiques

1.2.5.1. Endommagement en sollicitation monotone

Une structure composite est le lieu de plusieurs mécanismes d'endommagement, cela en fonction de la composition du matériau composite et du type de chargement. Dans la majorité des cas, la dégradation des matériaux composites commence à l'échelle microscopique quand les contraintes locales à l'interface fibre-matrice atteignent une valeur limite. Cela se traduit par des microfissurations matricielles, une décohésion des interfaces fibre-matrice, des ruptures de fibre, etc. Macroscopiquement l'endommagement se déclenche pour une contrainte aux alentours de 25-40% de la contrainte à rupture et se traduit par une perte de rigidité du matériau (6,17,46).

Pour les composites à fibres longues (composites stratifiés), la coalescence de ces micros défauts conduit à une fissuration intra-laminaire, inter-laminaire ou bien translaminaire cela en fonction du chargement (47). Pour les matériaux composites à fibres courtes ; notre cas d'étude; la coalescence de ces microfissures conduit à des macros fissures souvent perpendiculaires au sens du chargement et menant à la ruine du matériau (6,9,24,30,37,48–52). L'étude de ces mécanismes d'endommagement, leurs seuils et cinétiques d'apparition à l'échelle microscopique, l'importance d'un mécanisme sur un autre et leurs liaisons avec les propriétés macroscopiques est d'une importance primordiale afin de pouvoir mettre en place une variable d'endommagement microscopique « d » et de définir son interconnexion avec la variable d'endommagement macroscopique « D ». Ces variables d'endommagement sont les clés pour une modélisation prédictive du comportement des matériaux composites et pour la mise en place des critères de rupture en quasi statique et en fatigue.

Pour les composites à fibres courtes, trois types d'endommagement sont susceptibles de se produire au niveau microscopique :

- La fissuration matricielle : les défauts ou porosités présents dans la matrice sont le siège de microfissures qui se développent et se propagent selon une direction perpendiculaire à la sollicitation (dans le cas d'une sollicitation en traction). La contrainte au niveau des fissures entraîne soit une décohésion interfaciale, soit la rupture de fibres.
- La rupture de fibre : elle se produit lorsque la contrainte appliquée excède la contrainte à la rupture de la fibre.
- La décohésion interfaciale : les deux mécanismes précédemment cités s'accompagnent généralement de la rupture de l'interface fibre-matrice. Cette décohésion est associée à la qualité d'adhésion entre les surfaces. Ainsi, pour une interface résistante, la fissuration initiée dans la matrice conduit à la rupture de fibre sans décohésion de l'interface. Inversement pour une interface peu résistante, la fissuration conduit à la décohésion de l'interface fibre-matrice sans qu'il y ait rupture de fibres.

Les mécanismes de rupture des thermoplastiques renforcés en fibres courtes soumis à de la traction ont été initialement étudiés en quasi-statique par Sato sur la base d'observations microscopiques et de mesures en émission acoustique (51,52). Le scénario de rupture qu'il propose est le suivant (figure 1-10).

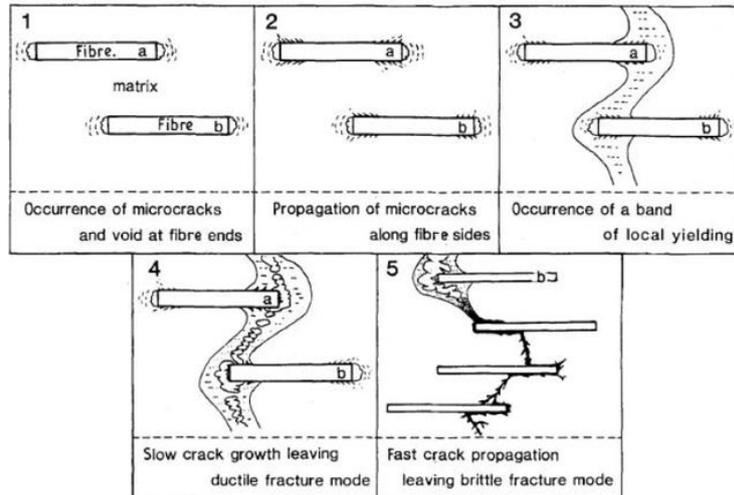


Figure 1-10 Mécanismes d'endommagement proposés par Sato (52)

- 1. Les fissures sont initiées à l'interface fibres/matrice en tête de fibres.
- 2. Les fissures se propagent dans la matrice le long de l'interface, laissant une fine couche de matrice adhérer à la fibre. Seuls les systèmes présentant une faible interface fibre/ matrice se rompent ainsi.
- 3. Les fissures croissent dans la matrice, initiées par les craquelures interfaciales, accompagnées d'une déformation plastique de la matrice.
- 4. Les zones de matrice microfissurées et déformées plastiquement coalescent, la propagation est alors stable et la rupture ductile.
- 5. Une fois la taille de la zone ductile devenue critique, la propagation devient instable et le reste du matériau se rompt de manière fragile.

L'étude des mécanismes d'endommagement continue de solliciter l'intérêt des chercheurs. Récemment Achour et al (17), ont étudié les mécanismes d'endommagement pour le polypropylène chargé lors d'essais quasi statiques in situ au MEB (Microscope Electronique à Balayage) en flexion quatre points sur des éprouvettes coupées transversalement. Ils en ont déduit que la décohésion de l'interface fibre-matrice est le mécanisme d'endommagement prépondérant lors de la sollicitation mécanique, seules quelques ruptures de fibre ont été observées vers la fin de l'essai.

La microtopographie est un moyen incontournable pour suivre les mécanismes d'endommagement, Arif et al (53) ont utilisé cette technique couplée à des observations au Microscope Electronique à balayage (MEB) in situ (figure 1-11), sur du PA66 chargé en fibres de verre à différents taux d'humidité et ont constaté le scénario d'endommagement suivant :

- L'initiation de l'endommagement apparaît sous la forme de décohésion fibre-matrice aux extrémités de fibres et plus généralement là où les fibres sont proches les unes des autres, du fait d'une concentration de contrainte
- Les décohésions interfaciales se propagent ensuite le long des interfaces fibre-matrice accompagnées de quelques ruptures de fibre
- A un niveau de contrainte élevée en flexion, des microfissures matricielles apparaissent et s'accompagnent de bandes de déformation matricielle.
- La propagation des microfissures matricielles provoque une accumulation de l'endommagement amenant à la ruine du matériau.

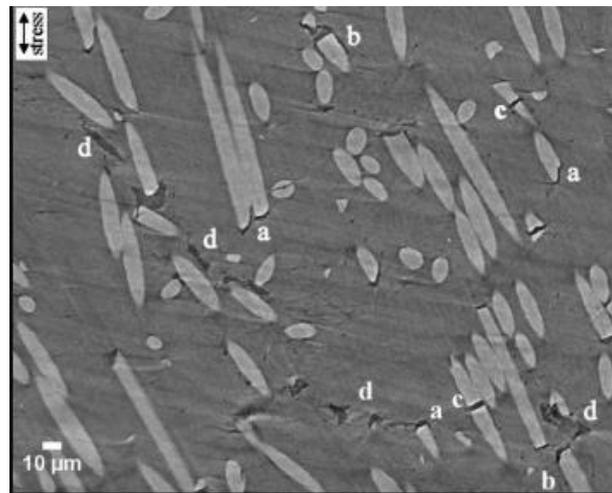


Figure 1-11 Mécanismes d'endommagement observés par μ CT sur une éprouvette de PA66/GF30 conditionnée à HR = 50% et soumise à un essai de traction : a) décohésion de la matrice en tête de fibre, b) décohésion de l'interface fibre/matrice, c) ruptures de fibre et d) microfissures matricielles (53).

Nous concluons ici, que dans la majorité des études citées, l'interface fibre-matrice semble être le phénomène d'endommagement prépondérant, vu que celle-ci est le point d'initiation et de propagation des microfissures menant à la rupture du matériau.

1.2.5.2. Endommagement en fatigue

Les travaux de Horst et Spoormaker (9,54) sur les mécanismes d'endommagement du PA66 renforcé en fibres de verre courtes en quasi-statique et en fatigue ont permis de proposer un scénario d'endommagement en fatigue semblable à celui de Sato. Ce scénario est basé principalement sur la création de vide à l'interface fibre-matrice. Il a depuis été largement validé d'après la littérature (37,55) et a affirmé son indépendance à de nombreux paramètres, dont le type de chargement ou la température. Pour les deux chercheurs, la différence entre les deux chargements se traduit au niveau de la cinétique de propagation. Cette conclusion est de

première importance notamment dans la proposition d'un modèle prédictif de la durée de vie en fatigue.

Arif et al (6) ont effectué des analyses micro-tomographiques sur des éprouvettes soumises à des essais de fatigue jusqu'à rupture. Les images obtenues (figure 1-12) ont permis d'étudier les vides créés en fatigue, en termes de volume, d'orientation et de facteur de forme. Ils ont confirmé que les vides ont tendance à avoir la même orientation que les fibres et ont conclu que le mécanisme d'endommagement dominant est lié à la décohésion de l'interface fibre-matrice, puisqu'il ne peut pas être dû aux ruptures de fibres ou aux seules fissurations de la matrice. Ils ont noté aussi que l'endommagement est réparti sur l'ensemble de la zone d'observation avec une certaine dispersion même au sein d'une même couche.

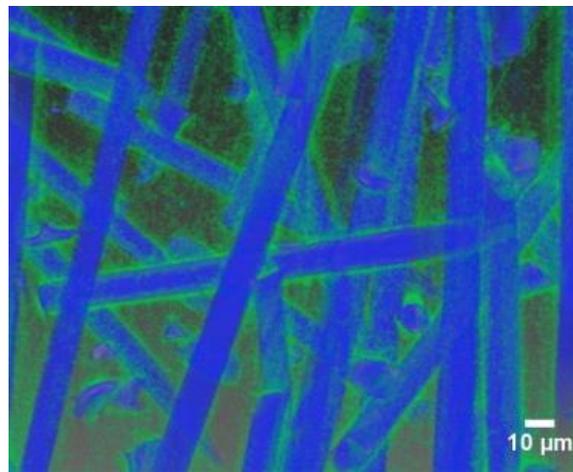


Figure 1-12 Image obtenue par microtopographie d'une zone fortement endommagée d'une éprouvette qui a été chargée en fatigue jusqu'à la rupture. Les couleurs bleue et verte représentent respectivement la fibre et la zone endommagée (6).

Rolland et al (48,49) ont étudié l'endommagement en fatigue du PA66 chargé en utilisant des analyses micro-tomographiques in situ à rayons X. Les essais ont permis de suivre les phénomènes de cavitation, d'endommagement en tête de fibres, de rupture de fibres, de décohésions interfaciales ainsi que le phénomène de microfissurations et les mécanismes d'endommagement tout au long de la fatigue. Ils ont conclu que le phénomène de cavitation joue un rôle important dans le scénario d'endommagement en fatigue et ont avancé que cette cavitation constitue l'élément déclencheur des autres phénomènes d'endommagement.

Cependant, rares sont les études permettant de quantifier l'évolution de l'endommagement des matériaux composites tout au long de la fatigue, nous citons ici le travail de Tamboura et al (56), sur des composites SMC. Ce travail basé sur des essais interrompus, avec suivi de l'endommagement à l'échelle microscopique, a permis de quantifier la densité de fissures par famille d'orientation de fibres allant de 0° à 90° et ceci tout au long de la durée de

vie en fatigue. Ils ont aussi permis de conclure que l'endommagement à l'interface fibre-matrice est le principal moteur de l'endommagement

Nous concluons en soulignant que les travaux de Tamboura et ceux d'Arif permettant de suivre l'endommagement en fatigue via deux méthodes différentes (Observation MEB, et microtopographie) suggèrent tous les deux un scénario d'endommagement globalement identique à celui observé en quasi-statique. Cela signifie qu'un modèle micromécanique basé sur la décohésion de l'interface fibre-matrice peut être adéquat pour modéliser la réponse mécanique du matériau que ce soit en quasi-statique ou en fatigue.

1.3. Modélisation du comportement mécanique des matériaux composites

L'utilisation d'un matériau composite implique la connaissance de sa loi de comportement. Il s'agit ici de décrire le comportement macroscopique du matériau à partir des différentes phases le constituant. Nombreux sont les modèles développés pour atteindre cette connaissance, ces derniers peuvent être classifiés en deux types d'approches, à savoir l'approche phénoménologique et l'approche multi-échelle.

1.3.1. L'approche phénoménologique

L'approche phénoménologique traite le comportement du matériau à l'échelle de son utilisation (structure) et fait abstraction, du moins dans sa formulation, des hétérogénéités de la microstructure. Cette approche est basée sur la mécanique des milieux continus et intègre des résultats d'observations relevés expérimentalement. L'évolution du comportement mécanique d'un matériau, à partir de son état initial jusqu'à sa ruine, est décrite par la théorie de l'endommagement qui a vu le jour avec Rbotnov et Kachanov (57–59) avec l'introduction d'un paramètre scalaire D décrivant l'état d'endommagement d'une section S d'un échantillon présentée sur la figure 1-13. Ce paramètre prend la valeur 0 pour un échantillon sain et 1 pour un échantillon rompu.

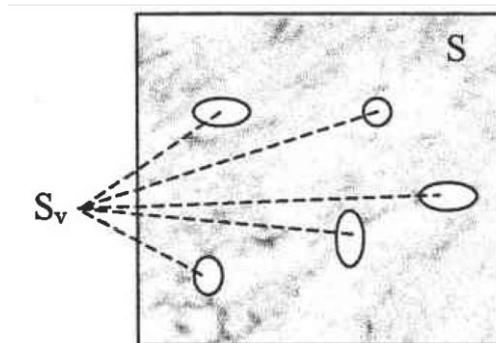


Figure 1-13 Rapport de vide dans un matériau

Avec S_v l'aire des vides dans la section, le paramètre D est défini tel que :

$$D = \frac{S_v}{S} \quad EQ(1.1)$$

De même, le module de Young du matériau endommagé E_D est défini par :

$$E_D = E(1 - D) \quad EQ(1.2)$$

Dans ce cas le matériau endommagé reste isotrope, car le scalaire D ne prend en compte que la surface des vides. Lemaitre et Chaboche (60,61) se sont inspirés de cette approche et ont introduit le principe de l'équivalence de densité d'énergie pour proposer un tenseur d'endommagement d'ordre 4. De façon générale, cette approche introduit des variables d'endommagement internes phénoménologiques ; ces variables d'endommagement sont définies de diverses façons selon les auteurs :

- soit à partir des variations relatives des modules élastiques (62–66)
- soit à partir des variations relatives du tenseur des souplesses (67),
- soit encore en proposant une formulation mixte rigidité/souplisse (68)

Elle présente par ailleurs l'avantage de la simplicité d'écriture des lois constitutives et de l'implémentation dans les codes numériques. Toutefois, les évolutions des variables d'endommagement ne sont identifiées qu'expérimentalement. Un changement de la microstructure du matériau impose la réalisation d'autres essais d'où la limitation de l'approche.

1.3.2. L'approche multi-échelle

La méthode micromécanique de modélisation permet la recherche du comportement global ou effectif à partir des propriétés des différents constituants des interfaces et des interactions. Le problème de base consiste à considérer la détermination de la réponse d'un échantillon représentatif soumis à un type quelconque de chargement et ceci en supposant un comportement élastique en tout point de l'échantillon. Le champ de contrainte est alors lié au champ de déformation par le tenseur des modules élastiques C_{ijkl} :

$$\sigma_{ij} = C_{ijkl} \varepsilon_{kl} \quad EQ(1.3)$$

La nature hétérogène de l'échantillon suppose une variation du tenseur des modules élastiques au sein du volume. A partir des comportements locaux, un passage au comportement réel de l'échantillon est effectué par une transposition d'échelles micro-macro. Les premiers modèles simples ont été proposés par Voigt (69) pour un chargement en déplacement imposé et par Reuss (70) pour une traction imposée. Ces modèles, comme le montrera plus tard Hill (71), fournissent respectivement les bornes supérieure et inférieure des constantes élastiques

effectives. L'importance de ce résultat n'est pas dans sa qualité, mais dans le principe même de son existence. Il offre une référence de comparaison ou de première estimation, pour les approches postérieures à celles de Voigt et Reuss.

Presque toutes les approches micromécaniques utilisent dans leur formulation un milieu de référence prépondérant qui peut être la matrice (ou encore l'hétérogénéité importante) ou même le milieu effectif à déterminer. Les subdivisions effectuées dans ces approches de résolution sont souvent liées au choix du milieu de référence

Les travaux d'Eshelby (72) ont servi de base au modèle de Mori-Tanaka (73) et au schéma auto-cohérent de Kröner (74) sur lesquels nous reviendrons plus loin. D'un autre côté apparaissent de nouvelles méthodes concourant toujours à une meilleure intégration de la structure micro hétérogène des matériaux composites. C'est le cas des méthodes variationnelles de Hashin et Shtrikman (75,76) qui ont permis de resserrer les bornes des constantes élastiques effectives. Ces méthodes sont basées sur le postulat que le comportement effectif d'un échantillon hétérogène est le résultat d'une perturbation (par une petite variation des propriétés micromécaniques) du comportement d'un autre échantillon homogène. Cette hypothèse permet alors d'utiliser les connaissances mathématiques des développements en série de perturbations avec une généralisation au cas de variations non négligeables. Sur le même principe, nous pouvons mentionner les méthodes du type schéma différentiel, proposé pour la première fois par Bruggeman (77). Ce schéma est basé sur le principe d'une construction progressive du milieu hétérogène. Les avantages et inconvénients de ces différents modèles sont liés en partie à la description faite de la microstructure. Après cette généralité sur les approches micromécaniques, nous pouvons nous intéresser en détail aux approches de type Eshelby, dont le centre de considération est une inclusion noyée interagissant avec un milieu environnant. Toutes les méthodes dérivées ne diffèrent les unes des autres que par les hypothèses formulées et la façon de résoudre l'équation de comportement. Ce sont des approches qui offrent une compréhension plus naturelle pour l'interprétation et la manipulation de la microstructure et ceci de la première approximation de Kröner en supposant un milieu de référence identique à l'hétérogénéité jusqu'à l'approximation auto-cohérente.

1.3.2.1. Notion d'échelles

L'objectif est de proposer un modèle prédictif du comportement mécanique du matériau. Une étude multi-échelle est donc nécessaire afin de bien atteindre cet objectif. Il s'agit d'analyser le matériau à différentes échelles. On distingue alors :

- L'échelle microscopique, c'est l'échelle des fibres. L'étude du matériau à ce niveau consiste généralement en des observations lors d'essais de traction ou de flexion in situ MEB ou bien à des essais mécaniques interrompus couplés à des observations MEB. Cela a pour objectif de bien observer le matériau à l'échelle de la fibre et d'étudier les différents mécanismes d'endommagement qui se produisent (fissuration matricielle, décohésion fibre-matrice...)
- L'échelle macroscopique, c'est l'échelle de l'éprouvette qui voit le matériau comme étant homogène. L'étude à ce niveau comprend tous les essais mécaniques standards, à savoir : traction, flexion, compression, fatigue...
- L'échelle de la structure, c'est l'échelle de la pièce mécanique dans son environnement de travail, c'est-à-dire soumise à des champs inhomogènes liés d'une part aux conditions limites, au design de la pièce et d'autre part à la variation de la microstructure au sein de la pièce. A ce stade il s'agit de faire des essais sur des structures entières nécessitant des moyens expérimentaux généralement encombrants et onéreux.

1.3.2.2. Principe de la modélisation multi-échelle

La modélisation par changement d'échelle qui repose sur la substitution d'un milieu hétérogène par un Milieu Homogène Equivalent (MHE) permettrait cette prise en compte des hétérogénéités. Le comportement macroscopique du matériau est estimé par l'analyse des propriétés des différentes phases qui le constituent. La modélisation relie les phénomènes microscopiques au comportement macroscopique en remplaçant un milieu hétérogène par un milieu homogène « en moyenne » équivalent, cela est décrit sur la figure 1-14 :

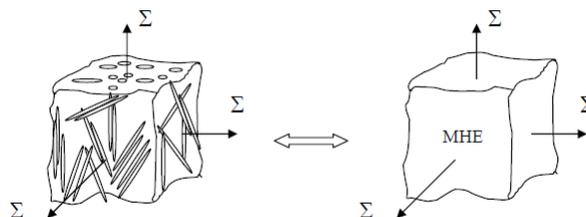


Figure 1-14 Passage micro-macro

a) Notion de VER et démarches de la modélisation multi-échelle

Les relations entre les deux échelles sont établies pour un Volume Élémentaire Représentatif : VER (76). Ce volume doit être assez petit par rapport à la taille de la structure pour que les sollicitations qu'il subit soient macroscopiquement homogènes et assez grand par

rapport à la taille des hétérogénéités afin que les résultats restent inchangés pour un volume plus grand.

Trois étapes caractérisent généralement le changement d'échelle :

- La représentation : définition des phases constitutives du matériau, de leur répartition spatiale, de leur géométrie, et de leur comportement mécanique.
- La localisation : modélisation mécanique et définition des relations entre champs locaux et grandeurs macroscopiques.
- Homogénéisation : détermination du comportement effectif par moyenne des contraintes et déformations. On détermine ainsi le lien entre l'échelle micro et macro.

b) La représentation

Cette étape consiste en la définition du milieu étudié, ses constituants (phases), leur répartition et leur comportement mécanique. Chacun de ces constituants est considéré comme un milieu homogène. Les phases sont classées par familles, regroupant au sein d'une même famille : les renforts possédant la même géométrie, les mêmes orientations, et le même comportement mécanique. On définit également ici le VER avec ses caractéristiques :

- d : représente la taille caractéristique des hétérogénéités
- l : taille du VER
- L : taille de la structure
- Le VER doit respecter le principe de séparation des échelles autrement dit :
- $L \gg l$ et $l \gg d$

La détermination du VER se fait de manière statistique. En effet deux volumes élémentaires avec des géométries différentes peuvent être des VER si, macroscopiquement, leur comportement est le même.

c) La localisation

Cette étape permet de relier les champs mécaniques locaux aux sollicitations mécaniques appliquées sur le contour du VER. On établit, ainsi, les relations de passage de l'échelle macroscopique à l'échelle microscopique.

La moyenne volumique $\langle a \rangle_v$ d'un champ $a(x)$ en tout x d'un volume V est définie par :

$$\langle a \rangle_v = \frac{1}{|V|} \int_v a(\underline{x}) dV \quad EQ(1.4)$$

On définit les tenseurs de rigidité et de souplesse notés respectivement C et S :

$$\langle \underline{\underline{\sigma}} \rangle_v = \mathbf{C} : \langle \underline{\underline{\varepsilon}} \rangle_v \quad EQ(1.5)$$

$$\langle \underline{\underline{\varepsilon}} \rangle_v = \mathbf{S} : \langle \underline{\underline{\sigma}} \rangle_v \quad EQ(1.6)$$

Par la suite on notera V le volume du VER, ∂V son contour, et \mathbf{n} la normale extérieure à ∂V .

On définit $\underline{\underline{\varepsilon}}(\mathbf{x})$ et $\underline{\underline{\sigma}}(\mathbf{x})$ respectivement les champs de déformations et de contraintes microscopiques. Par la suite, on notera $\underline{\underline{E}}$ les déformations et $\underline{\underline{\Sigma}}$ les contraintes macroscopiques sur V comme étant les moyennes volumiques respectivement de $\underline{\underline{\varepsilon}}(\mathbf{x})$ et $\underline{\underline{\sigma}}(\mathbf{x})$:

$$\underline{\underline{E}} = \langle \underline{\underline{\varepsilon}} \rangle_v \quad EQ(1.7)$$

$$\underline{\underline{\Sigma}} = \langle \underline{\underline{\sigma}} \rangle_v \quad EQ(1.8)$$

On définit également le tenseur de localisation des déformations, noté \mathbf{A} et le tenseur de concentration des contraintes noté \mathbf{B} par les relations suivantes :

$$\underline{\underline{\sigma}}(\mathbf{x}) = \mathbf{B}(\mathbf{x}) : \underline{\underline{\Sigma}} \quad EQ(1.9)$$

$$\underline{\underline{\varepsilon}}(\mathbf{x}) = \mathbf{A}(\mathbf{x}) : \underline{\underline{E}} \quad EQ(1.10)$$

Au vu des définitions précédentes, les tenseurs de localisation et de concentration doivent vérifier les égalités suivantes :

$$\langle \mathbf{A} \rangle_v = \mathbf{I} \quad EQ(1.11)$$

$$\langle \mathbf{B} \rangle_v = \mathbf{I} \quad EQ(1.12)$$

Où \mathbf{I} désigne la matrice identité.

d) L'homogénéisation

Cette dernière étape permet, grâce à l'analyse précédemment réalisée des champs mécaniques ou thermiques au sein du VER, d'en déterminer la réponse moyenne. On établit ainsi, les relations de passage de l'échelle microscopique à l'échelle macroscopique et on en déduit ses propriétés apparentes. Concrètement, il s'agit de calculer le tenseur d'élasticité effectif, d'ordre 4, et noté \mathbf{C}_{eff} , du VER.

Deux approches peuvent être utilisées pour définir ce tenseur : l'approche mécanique, et l'approche énergétique. Le tenseur de rigidité \mathbf{C}_{eff} est alors donné par les relations suivantes :

Approche mécanique :

$$\underline{\underline{\Sigma}} = \mathbf{C}_{\text{eff}}^{\text{meca}} : \underline{\underline{E}} \quad EQ(1.13)$$

Approche énergétique :

$$\langle \frac{1}{2} \underline{\underline{\varepsilon}} : \mathbf{C}(\underline{x}) : \underline{\underline{\varepsilon}} \rangle = \frac{1}{2} \underline{\underline{E}} : \mathbf{C}_{eff}^{ener} : \underline{\underline{E}} \quad EQ(1.14)$$

L'équivalence entre les deux approches est établie par la condition de Hill qui stipule que le travail macroscopique doit être égal à la moyenne du travail microscopique (79)

$$\frac{1}{2} \langle \underline{\underline{\varepsilon}} : \underline{\underline{\sigma}} \rangle_v = \frac{1}{2} \underline{\underline{E}} : \underline{\underline{\Sigma}} \quad EQ(1.15)$$

Par la suite, on ne traitera que de l'approche mécanique. On désignera par la suite le tenseur \mathbf{C}_{eff}^{meca} par son écriture réduite : \mathbf{C}_{eff} . Plusieurs conditions aux limites vérifient la condition de Hill. Dans la littérature (79) deux types de conditions limites reviennent souvent : les conditions homogènes sur le contour et les conditions périodiques. Il est également possible d'imposer des conditions mixtes portant sur les contraintes et les déformations à la fois (80).

Dans notre cas nous allons nous intéresser aux conditions homogènes sur le contour.

Condition de déformations homogènes :

La condition de déformations homogènes consiste à appliquer un déplacement $u(x)$ sur la surface extérieure ∂V du VER telle que :

$$\underline{u}(\underline{x}) = \underline{\underline{\varepsilon}}(\underline{x}) \cdot \underline{x} = \underline{\underline{E}} \cdot \underline{x} \quad EQ(1.16)$$

Avec :

$$\underline{\underline{E}} = \langle \underline{\underline{\varepsilon}} \rangle_v \quad EQ(1.17)$$

Condition de contrainte homogène :

Cette condition consiste à imposer un vecteur contrainte t sur le contour tel que :

$$\underline{t}(\underline{x}) = \underline{\underline{\sigma}}(\underline{x}) \cdot \underline{n} = \underline{\underline{\Sigma}} \cdot \underline{n} \quad EQ(1.18)$$

Avec

$$\underline{\underline{\Sigma}} = \langle \underline{\underline{\sigma}} \rangle_v \quad EQ(1.19)$$

En théorie, le VER est assez grand pour que les conditions aux limites n'influent pas sur son comportement moyen. En pratique, les résultats obtenus sur des volumes élémentaires varient selon les conditions limites, mais convergent dès lors que ces volumes augmentent et se rapprochent de la taille du VER (81).

Expression des tenseurs de rigidité et de souplesse apparents :

$$\underline{\underline{\Sigma}} = \langle \underline{\underline{\sigma}} \rangle_v = \langle \mathbf{C} : \underline{\underline{\varepsilon}} \rangle_v = \langle \mathbf{C} : \mathbf{A} \rangle_v : \underline{\underline{E}} = \mathbf{C}_{eff} : \underline{\underline{E}} \quad EQ(1.20)$$

$$\underline{\underline{E}} = \langle \underline{\underline{\varepsilon}} \rangle_v = \langle \mathbf{S} : \underline{\underline{\sigma}} \rangle_v = \langle \mathbf{S} : \mathbf{B} \rangle_v : \underline{\underline{\Sigma}} = \mathbf{S}_{eff} : \underline{\underline{\Sigma}} \quad EQ(1.21)$$

En raisonnant sur les phases « p » du matériau considéré, où « m » sera l'indice dédié à la matrice et « i » sera celui dédié aux familles de fibres. Alors, si « f_j » désigne la fraction volumique de la phase i, on peut écrire :

$$\underline{\underline{\Sigma}} = \sum_{p=1}^n f_p \langle \underline{\underline{\sigma}} \rangle_p = f_m \langle \underline{\underline{\sigma}} \rangle_m + \sum_{i=1}^n f_i \langle \underline{\underline{\sigma}} \rangle_i \quad EQ(1.22)$$

$$\underline{\underline{E}} = \sum_{p=1}^n f_p \langle \underline{\underline{\varepsilon}} \rangle_p = f_m \langle \underline{\underline{\varepsilon}} \rangle_m + \sum_{i=1}^n f_i \langle \underline{\underline{\varepsilon}} \rangle_i \quad EQ(1.23)$$

On obtient donc :

$$\underline{\underline{\Sigma}} = f_m \langle \underline{\underline{\sigma}} \rangle_m + \sum_{i=1}^n f_i \langle \underline{\underline{\sigma}} \rangle_i \quad EQ(1.24)$$

$$= \mathbf{C}_m f_m \langle \underline{\underline{\varepsilon}} \rangle_m + \sum_{i=1}^n \mathbf{C}_i f_i \langle \underline{\underline{\varepsilon}} \rangle_i \quad EQ(1.25)$$

$$= \mathbf{C}_m \underline{\underline{E}} + \sum_{i=1}^n (\mathbf{C}_i - \mathbf{C}_m) f_i \langle \underline{\underline{\varepsilon}} \rangle_i \quad EQ(1.26)$$

$$= \mathbf{C}_m \underline{\underline{E}} + \underline{\underline{E}} \sum_{i=1}^n (\mathbf{C}_i - \mathbf{C}_m) f_i \mathbf{A}_i \quad EQ(1.27)$$

et

$$\underline{\underline{E}} = f_m \langle \underline{\underline{\varepsilon}} \rangle_m + \sum_{i=1}^n f_i \langle \underline{\underline{\varepsilon}} \rangle_i \quad EQ(1.28)$$

$$= \mathbf{S}_m f_m \langle \underline{\underline{\sigma}} \rangle_m + \sum_{i=1}^n \mathbf{S}_i f_i \langle \underline{\underline{\sigma}} \rangle_i \quad EQ(1.29)$$

$$= \mathbf{S}_m \underline{\underline{\Sigma}} + \sum_{i=1}^n (\mathbf{S}_i - \mathbf{S}_m) f_i \langle \underline{\underline{\sigma}} \rangle_i \quad EQ(1.30)$$

$$= \mathbf{S}_m \underline{\underline{\Sigma}} + \underline{\underline{\Sigma}} \sum_{i=1}^n (\mathbf{S}_i - \mathbf{S}_m) f_i \mathbf{B}_i \quad EQ(1.31)$$

Soit pour les tenseurs de rigidité et de souplesse :

$$\mathbf{C}_{eff} = \mathbf{C}_m + \sum_{i=1}^n (\mathbf{C}_i - \mathbf{C}_m) f_i \mathbf{A}_i \quad EQ(1.32)$$

$$\mathbf{S}_{eff} = \mathbf{S}_m + \sum_{i=1}^n (\mathbf{S}_i - \mathbf{S}_m) f_i \mathbf{B}_i \quad EQ(1.33)$$

Ces relations sont communes à tous les modèles micromécaniques. C'est la détermination des tenseurs de localisation des déformations A_i et de concentration des contraintes B_i qui diffèrent selon les modèles.

1.3.3. Modèles d'homogénéisation en élasticité linéaire

1.3.3.1. Bornes de Voigt et Reuss

La Borne de Voigt est basée sur une approche en déformation. L'hypothèse émise est que la déformation est constante dans toutes les phases p du matériau. On suppose que cette déformation est égale à la déformation macroscopique imposée. Autrement dit :

$$\underline{\underline{\varepsilon_p}} = \underline{\underline{E}} \quad EQ(1.34)$$

Le tenseur de déformation se simplifie et est égal au tenseur unité :

$$A = I \quad EQ(1.35)$$

La borne de Reuss, quant à elle, est une approche en contrainte. On considère ici que c'est la contrainte qui est constante dans toutes les phases du matériau. En raisonnant de manière analogue à la borne de Voigt, la borne de Reuss impose que cette contrainte soit égale à la contrainte macroscopique imposée :

$$\underline{\underline{\sigma_p}} = \underline{\underline{\Sigma}} \quad EQ(1.36)$$

Cette fois ci, c'est le tenseur de concentration des contraintes qui est égal au tenseur identité :

$$B = I \quad EQ(1.37)$$

Les approches de Voigt et de Reuss (69,70) nous donnent les bornes supérieures et inférieures du comportement équivalent. On notera quand même que pour des rigidités de la matrice et du renfort très différentes, ces bornes nous donnent un intervalle trop large pour la rigidité du matériau.

1.3.3.2. Approche d'Eshelby

La plupart des modèles envisagés par la suite découlent de l'approche d'Eshelby (72) qui a résolu ce qu'on appelle le « problème de l'inclusion » et qui concerne une inclusion ellipsoïdale noyée dans une matrice infinie isotrope. Cette approche consiste à relier la déformation libre qu'aurait subi l'inclusion hors de la matrice, à la déformation qu'elle subit lorsqu'elle est plongée dans la matrice. Eshelby étendra par la suite cette approche à une hétérogénéité qui, contrairement à l'inclusion, a des propriétés différentes de la matrice.

a) Problème de l'inclusion homogène

Soit une inclusion ellipsoïdale « I » noyée dans une matrice homogène infinie de rigidité « C » représentée sur la figure 1-15. On suppose les propriétés mécaniques de l'inclusion identiques à celles de la matrice. On impose à l'inclusion une déformation libre, identique à

celle qu'elle subirait hors de la matrice (ex : déformation thermique, plastique...) et notée $\underline{\underline{\varepsilon}}^L$. On cherche à déterminer la déformation $\underline{\underline{\varepsilon}}^i$ à l'équilibre qui existe dans la matrice et dans l'inclusion.

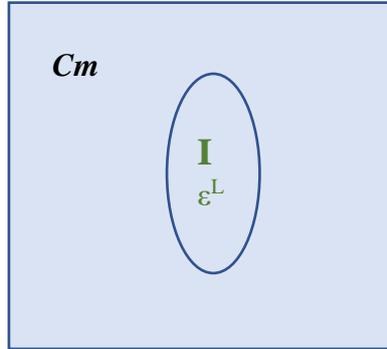


Figure 1-15 : Schéma du problème de l'inclusion homogène

Eshelby a montré que cette déformation était liée à la déformation libre via un tenseur nommé tenseur d'Eshelby \mathbf{S}^{esh} et dont l'équation générale, basée sur le tenseur de Green, est explicitée dans tous les ouvrages de micromécanique, en particulier dans le livre de Mura (82)

$$\underline{\underline{\varepsilon}}_i = \mathbf{S}^{esh} : \underline{\underline{\varepsilon}}_L = -\underline{\underline{P}} : \underline{\underline{\tau}} \quad EQ(1.38)$$

Avec

$$\underline{\underline{\tau}} = -\mathbf{C}_m : \underline{\underline{\varepsilon}}^L \quad EQ(1.39)$$

Nommée « contrainte de polarisation » associée à la déformation libre, et P le tenseur d'interaction de Hill:

$$\mathbf{P} = \mathbf{S}^{esh} : \mathbf{C}_m^{-1} \quad EQ(1.40)$$

Les équations de comportement s'écrivent :

$$\begin{cases} \underline{\underline{\sigma}}_m = \mathbf{C}_m : \underline{\underline{\varepsilon}} & \text{dans la matrice} \\ \underline{\underline{\sigma}}^i = \mathbf{C}_m : (\underline{\underline{\varepsilon}}^i - \underline{\underline{\varepsilon}}^L) = \mathbf{C}_m : (\mathbf{S}^{esh} - \mathbf{I}) : \underline{\underline{\varepsilon}}^L = \mathbf{C}_m : \underline{\underline{\varepsilon}}^i + \underline{\underline{\tau}} & \text{dans l'inclusion} \end{cases} \quad EQ(1.41)$$

Si on soumet la matrice à une contrainte Σ^0 ou à une déformation E^0 à l'infini. Les expressions deviennent (expressions valables également pour une inclusion hétérogène) :

- Pour une déformation imposée :

$$\underline{\underline{\varepsilon}}^i = E^0 + \mathbf{S}^{esh} : \underline{\underline{\varepsilon}}^L = E^0 - \underline{\underline{P}} : \underline{\underline{\tau}} \quad EQ(1.42)$$

- Pour une contrainte imposée :

$$\underline{\underline{\sigma}}^i = \Sigma^0 + \mathbf{C}_m : (\mathbf{S}^{esh} - \mathbf{I}) : \underline{\underline{\varepsilon}}^L \quad EQ(1.43)$$

On en déduit la « loi d'interaction » qui introduit le tenseur d'influence de Hill noté \mathbf{C}^* , symétrique, défini positif, qui caractérise la réponse de la matrice à la déformation libre qui lui est imposée par l'inclusion. Ce tenseur dépend exclusivement de la géométrie de l'inclusion et du tenseur de rigidité \mathbf{C} :

$$\underline{\underline{\sigma}}^i - \Sigma^0 = \underbrace{\mathbf{C}_m : (\mathbf{I} - (\mathbf{S}^{esh})^{-1})}_{-\mathbf{C}^*} : (\underline{\underline{\varepsilon}}^i - E^0) \quad EQ(1.44)$$

b) Problème hétérogène

Eshelby a montré que le problème hétérogène était similaire au problème homogène (figure 1-16). En effet, on impose que le tenseur de contrainte τ qui apparaît dans le problème homogène induit une hétérogénéité de contrainte équivalente au problème hétérogène.

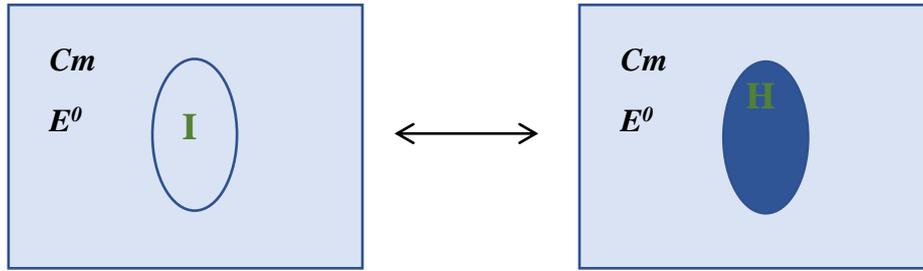


Figure 1-16 : Equivalence du problème hétérogène et du problème homogène avec une déformation libre

On considère cette fois ci une hétérogénéité ellipsoïdale H de matrice de rigidité \mathbf{C}^H et de déformation à l'équilibre ε^H , noyée dans une matrice infinie de rigidité \mathbf{C} (figure 1-16). Les équations de comportement dans le problème hétérogène et homogène sont données par :

$$\begin{cases} \underline{\underline{\sigma}}^m = \mathbf{C}_m : \underline{\underline{\varepsilon}}^m & \text{dans les matrices} \\ \underline{\underline{\sigma}}^H = \mathbf{C}^H : \underline{\underline{\varepsilon}}^H = \mathbf{C}_m : \underline{\underline{\varepsilon}}^H + (\mathbf{C}^H - \mathbf{C}_m) : \underline{\underline{\varepsilon}}^H & \text{dans l'hétérogénéité} \\ \underline{\underline{\sigma}}^i = \mathbf{C}_m : \underline{\underline{\varepsilon}}^i - \mathbf{C}_m : \underline{\underline{\varepsilon}}^L & \text{dans l'inclusion homogène} \end{cases} \quad EQ(1.45)$$

En identifiant dans la dernière équation ε^i par ε^H et σ^i par σ^H on peut déterminer l'expression de la déformation libre dans le cas de l'hétérogénéité :

$$\mathbf{C}_m : \underline{\underline{\varepsilon}}^H + (\mathbf{C}^H - \mathbf{C}_m) : \underline{\underline{\varepsilon}}^H = \mathbf{C}_m : \underline{\underline{\varepsilon}}^H - \mathbf{C}_m : \underline{\underline{\varepsilon}}^L \quad EQ(1.46)$$

$$\Leftrightarrow (\mathbf{C}^H - \mathbf{C}_m) : \underline{\underline{\varepsilon}}^H = -\mathbf{C}_m : \underline{\underline{\varepsilon}}^L \quad EQ(1.47)$$

$$\Leftrightarrow -(\mathbf{C}_m)^{-1} : (\mathbf{C}^H - \mathbf{C}_m) : \underline{\underline{\varepsilon}}^H = \underline{\underline{\varepsilon}}^L \quad EQ(1.48)$$

Si on impose une déformation sur le contour. L'expression de la déformation dans l'hétérogénéité, en remplaçant $\underline{\underline{\varepsilon}}^L$ par son expression, devient :

$$\underline{\underline{\varepsilon}}^h = E^0 + \mathbf{S}^{esh} : \underline{\underline{\varepsilon}}^L = E^0 + \mathbf{S}^{esh} : -(\mathbf{C}_m)^{-1} : (\mathbf{C}^H - \mathbf{C}_m) : \underline{\underline{\varepsilon}}^H \quad EQ(1.49)$$

$$\Leftrightarrow E^0 = \underline{\underline{\varepsilon}}^H : \left(\mathbf{I} + \mathbf{S}^{esh} : (\mathbf{C}_m)^{-1} : (\mathbf{C}^H - \mathbf{C}_m) \right) \quad EQ(1.50)$$

$$\Leftrightarrow \underline{\underline{\varepsilon}}^H = E^0 : \left(\mathbf{I} + \mathbf{S}^{esh} : (\mathbf{C}_m)^{-1} : (\mathbf{C}^H - \mathbf{C}_m) \right)^{-1} \quad EQ(1.51)$$

Qui peut se réécrire en fonction du tenseur d'interaction de Hill :

$$\underline{\underline{\varepsilon}}^H = E^0 : \underbrace{\left(\mathbf{I} + \mathbf{P} : (\mathbf{C}^H - \mathbf{C}_m) \right)^{-1}}_{\mathbf{A}^H} \quad EQ(1.52)$$

On obtient ainsi le tenseur de localisation \mathbf{A}^H . Dans certains cas particuliers, la résolution du problème permet d'avoir des solutions analytiques pour \mathbf{A}^H , \mathbf{P} , \mathbf{S}^{esh} , \mathbf{C}^* . En effet, le tenseur d'Eshelby n'est facilement calculable que dans le cas où l'inclusion est de type isotrope ou isotrope transverse avec une géométrie particulière. Christensen a déterminé les valeurs analytiques du tenseur pour des inclusions sphériques et cylindriques.

Le problème de l'hétérogénéité sera la source de plusieurs modèles d'homogénéisation en élasticité linéaire, dont la méthode des solutions diluées, les solutions auto cohérentes, les bornes de Hashin et shtrikmann ou le modèle de Mori-Tanaka ,qui seront présentés par la suite.

1.3.3.3. Méthode des solutions diluées

Lorsque la fraction volumique des hétérogénéités est très faible, on peut directement appliquer le résultat d'Eshelby en considérant que les interactions entre les phases sont négligeables ; autrement dit chaque phase est traitée comme si elle était seule noyée dans la matrice. Cette méthode nommée méthode des solutions diluées consiste donc à appliquer le résultat hétérogène d'Eshelby à chacune des inclusions (fibres...) « i » pour obtenir le tenseur de localisation de chaque phase et en déduire le tenseur de rigidité effectif qui s'écrit :

$$\mathbf{A}_i = \mathbf{A}^H = \left(\mathbf{I} + \mathbf{S}^{esh} : (\mathbf{C}_m)^{-1} : (\mathbf{C}^i - \mathbf{C}_m) \right)^{-1} \quad EQ(1.53)$$

$$\mathbf{C}_{eff} = \mathbf{C}^{SD} = \mathbf{C}_m + \sum_{i=1}^n (\mathbf{C}_i - \mathbf{C}_m) f_i : \left(\mathbf{I} + \mathbf{S}^{esh} : (\mathbf{C}_m)^{-1} : (\mathbf{C}^i - \mathbf{C}_m) \right)^{-1} \quad EQ(1.54)$$

1.3.3.4. Modèles auto cohérents

Contrairement au précédent modèle, le modèle auto-cohérent est applicable lorsqu'aucune des phases « i » n'a de rôle prépondérant (Autrement dit pas de matrice). Chacune des phases est alors assimilée à une inclusion noyée dans le Milieu Homogène Equivalent : MHE tel que représenté sur la figure 1-17. On repart donc des mêmes équations que pour les solutions diluées sauf que le tenseur d'Eshelby est évalué pour une « matrice homogène isotrope » (ce qui n'est pas toujours le cas) de propriété C^{AC} . Le problème devient implicite, car les tenseurs A_i vont dépendre du tenseur de rigidité effectif C^{AC} qui va lui-même dépendre des tenseurs A_i . La résolution se fait donc numériquement:

$$A_i = \left(I + S^{esh} : (C^{AC})^{-1} : (C^i - C^{AC}) \right)^{-1} \quad EQ(1.55)$$

$$C_{eff} = C^{AC} = \sum_{i=0}^n C_{if_i} : \left(I + S^{esh} : (C^{AC})^{-1} : (C^i - C^{AC}) \right)^{-1} \quad EQ(1.56)$$

Dans le cas de notre composite avec fibre et matrice :

$$C_{eff} = C^{AC} = C_m + \sum_{i=1}^n (C_i - C_m) f_i : \left(I + S^{esh} : (C^{AC})^{-1} : (C^i - C^{AC}) \right)^{-1} \quad EQ(1.57)$$

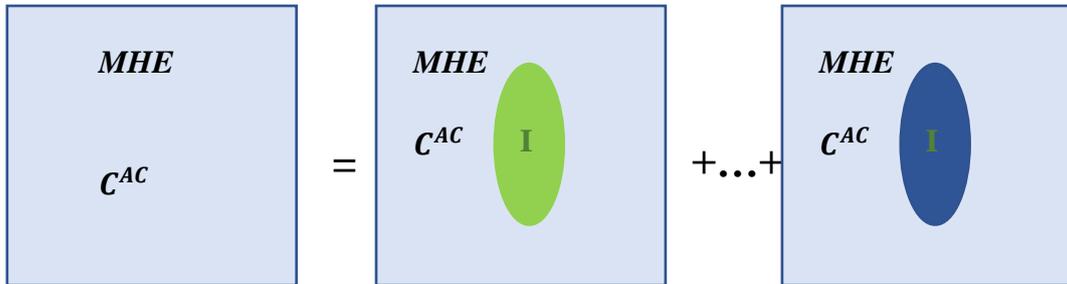


Figure 1-17 Principe du modèle auto cohérent

1.3.3.5. Bornes de Hashin et Shtrikman

Les bornes de Hashin et Shtrikman (75,76) reposent sur un principe proche du modèle auto-cohérent à la différence que le MHE est remplacé par un milieu de substitution dont les propriétés sont connues. La matrice de substitution se voit affecter successivement des propriétés de la phase la plus rigide pour la borne supérieure puis de la plus souple pour la borne inférieure. La borne supérieure s'obtient en affectant à la matrice le tenseur de rigidité C^{max} . Le tenseur de localisation s'écrit donc :

$$A_i^+ = \left(I + S^{esh} : (C^{max})^{-1} : (C^i - C^{max}) \right)^{-1} \quad EQ(1.58)$$

Le tenseur de rigidité effectif supérieur s'écrit :

$$\mathbf{C}_{eff}^{min} = \mathbf{C}^{HS+} = \sum_{i=0}^n \mathbf{C}_i f_i : \left(\mathbf{I} + \mathbf{S}^{esh} : (\mathbf{C}^{max})^{-1} : (\mathbf{C}^i - \mathbf{C}^{max}) \right)^{-1} \quad EQ(1.59)$$

De même pour la borne inferieure, on affecte à la matrice le tenseur de rigidité \mathbf{C}^{min} :

$$\mathbf{A}_i^- = \left(\mathbf{I} + \mathbf{S}^{esh} : (\mathbf{C}^{min})^{-1} : (\mathbf{C}^i - \mathbf{C}^{min}) \right)^{-1} \quad EQ(1.60)$$

Le tenseur de rigidité effectif s'écrit :

$$\mathbf{C}_{eff}^{max} = \mathbf{C}^{HS-} = \sum_{i=0}^n \mathbf{C}_i f_i : \left(\mathbf{I} + \mathbf{S}^{esh} : (\mathbf{C}^{min})^{-1} : (\mathbf{C}^i - \mathbf{C}^{min}) \right)^{-1} \quad EQ(1.61)$$

Soit dans le cas de notre composite :

$$\mathbf{C}_{eff}^{min} = \mathbf{C}^{HS-} = \mathbf{C}_m + \sum_{i=1}^n (\mathbf{C}_i - \mathbf{C}_m) f_i : \left(\mathbf{I} + \mathbf{S}^{esh} : (\mathbf{C}^{min})^{-1} : (\mathbf{C}^i - \mathbf{C}^{min}) \right)^{-1} \quad EQ(1.62)$$

$$\mathbf{C}_{eff}^{max} = \mathbf{C}^{HS+} = \mathbf{C}_m + \sum_{i=1}^n (\mathbf{C}_i - \mathbf{C}_m) f_i : \left(\mathbf{I} + \mathbf{S}^{esh} : (\mathbf{C}^{max})^{-1} : (\mathbf{C}^i - \mathbf{C}^{max}) \right)^{-1} \quad EQ(1.63)$$

Les bornes de Hashin et Shtrikman nous donnent un encadrement plus fin des propriétés du matériau que celles de Voigt et de Reuss.

1.3.3.6. *Modèle de Mori Tanaka*

Le modèle développé initialement par Mori et Tanaka (73), concernait un matériau contenant une grande quantité d'inclusions de mêmes propriétés que de celles de la matrice. Il a par la suite été étendu par Wakashima (83) aux matrices contenant des hétérogénéités puis a été clarifié par Benveniste (84).

Ce modèle qui découle également de l'approche d'Eshelby se distingue toutefois du précédent par la prise en compte des interactions des inclusions. On considère que les hétérogénéités, réparties de manière isotrope, sont noyées dans une matrice infinie soumise, à l'infini, à la déformation moyenne de la matrice. Le tenseur de localisation \mathbf{A}^H obtenu dans la résolution du problème hétérogène d'Eshelby permet de relier chacune des inclusions à la déformation moyenne de la matrice in situ :

$$\langle \underline{\underline{\varepsilon}}_i \rangle = \mathbf{T}_i : \langle \underline{\underline{\varepsilon}}_m \rangle \quad EQ(1.64)$$

Avec :

$$\mathbf{T}_i = \mathbf{A}^H = \left(\mathbf{I} + \mathbf{S}^{esh} : (\mathbf{C}_m)^{-1} : (\mathbf{C}^i - \mathbf{C}_m) \right)^{-1} \quad EQ(1.65)$$

Avec la relation de la moyenne volumique des déformations sur chaque phase p, on a :

$$\underline{\underline{E}} = \sum_{p=0}^n f_p \langle \underline{\underline{\varepsilon}} \rangle_p = \sum_{p=0}^n f_p \mathbf{T}_p : \langle \underline{\underline{\varepsilon}} \rangle_m \quad \text{EQ(1.66)}$$

$\langle \underline{\underline{\varepsilon}} \rangle_m$ Étant constante, on peut écrire :

$$\langle \underline{\underline{\varepsilon}} \rangle_m = \left(\sum_{p=0}^n f_p \mathbf{T}_p \right)^{-1} : \underline{\underline{E}} = \mathbf{A}_m : \underline{\underline{E}} \quad \text{EQ(1.67)}$$

On a donc pour les fibres :

$$\langle \underline{\underline{\varepsilon}}_i \rangle = \mathbf{T}_i : \langle \underline{\underline{\varepsilon}}_m \rangle = \mathbf{T}_i : \mathbf{A}_m : \underline{\underline{E}} = \mathbf{T}_i : \left(\sum_{i=1}^n f_i \mathbf{T}_i \right)^{-1} : \underline{\underline{E}} = \mathbf{A}_i : \underline{\underline{E}} \quad \text{EQ(1.68)}$$

Le tenseur de rigidité homogénéisé est donc exprimé par :

$$\mathbf{C}_{eff} = \mathbf{C}^{MT} = \mathbf{C}_m + \sum_{i=1}^n (\mathbf{C}_i - \mathbf{C}_m) f_i : \mathbf{T}_i : \left(\sum_{j=1}^n f_j \mathbf{T}_j \right)^{-1} \quad \text{EQ(1.69)}$$

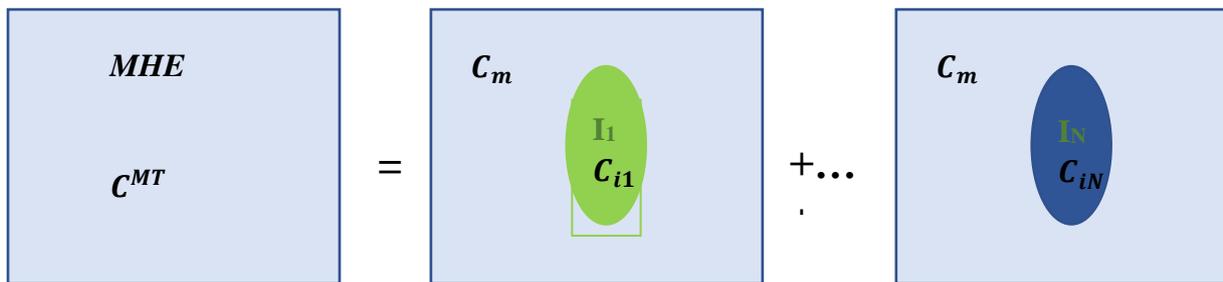


Figure 1-18 : Principe du modèle de Mori Tanaka

Les interactions entre les différentes phases du matériau étant prises en compte de manière simplifiée, cette méthode n'est valable que pour les fractions volumiques de fibres (ou autres renforts) inférieures à 30%.

1.3.4. Modèle d'homogénéisation en mécanique non linéaire

L'homogénéisation de matériaux « non linéaires » repose sur la linéarisation des lois constitutives de chaque phase afin de pouvoir appliquer les modèles d'homogénéisation développés en élasticité linéaire. Ces approches permettent d'approximer le comportement non linéaire de chaque phase en leur affectant des propriétés linéarisées (sur un incrément de calcul) associées à leurs contraintes ou déformations moyennes. Plusieurs approches ont été développées dans cette perspective, nous présentons de manière non exhaustive quelques-unes de ces méthodes.

1.3.4.1. Approche en champs de transformations (Transformed Field Analysis)

La méthode d'analyse par champs de transformations a été initialement proposée par Dvorak (85). Elle consiste à supposer que les champs de contraintes et de déformations sont homogènes par phase. Cette méthode a notamment été utilisée pour modéliser le comportement de matériaux thermo-viscoplastiques endommageables. La principale hypothèse du modèle est que la déformation plastique est uniforme par morceau :

Si l'on considère un VER d'un matériau hétérogène occupant un volume V pouvant lui-même être divisé en sous domaines V_r ($r = 1, 2, \dots, N$). Le champ de déformations anélastiques $\underline{\underline{\varepsilon}}^{an}(\chi)$ est uniforme dans chaque sous domaine V_r , Autrement dit :

$$\underline{\underline{\varepsilon}}^{an}(\chi) = \sum_{r=1}^N \underline{\underline{\varepsilon}}_r^{an}(\chi) \chi^{(r)}(\chi) \quad EQ(1.70)$$

Avec

$$\chi^{(r)}(\chi) = \begin{cases} \mathbf{1} & \text{si } \chi \in V_r \\ \mathbf{0} & \text{sinon} \end{cases} \quad EQ(1.71)$$

Remarque : une phase peut contenir plusieurs sous volumes mais un sous volume ne peut appartenir qu'à une seule phase.

Les relations entre les champs de déformations et de contraintes globales et locales s'écrivent alors (85,86) dans chaque sous domaine :

$$\underline{\underline{\varepsilon}}_r = \mathbf{A}_r \underline{\underline{E}} + \sum_{j=1}^m \mathbf{D}_{ij} : \underline{\underline{\varepsilon}}_j^{an} \quad EQ(1.72)$$

$$\underline{\underline{\sigma}}_r = \mathbf{B}_r \underline{\underline{\Sigma}} + \sum_{j=1}^m \mathbf{F}_{ij} : \mathbf{C}_j : \underline{\underline{\varepsilon}}_j^{an} \quad EQ(1.73)$$

Avec \mathbf{A}_r et \mathbf{B}_r les tenseurs de localisation et de concentration déterminés dans le cadre de l'élasticité linéaire, \mathbf{F}_{ij} et \mathbf{D}_{ij} les tenseurs d'influence des déformations anélastiques du sous domaine i sur le sous domaine j qui peuvent se calculer numériquement. Cette méthode est bien représentative de la réponse en contrainte - déformation à condition que le nombre de sous domaines choisi soit suffisant. Néanmoins l'hypothèse de base faite sur l'homogénéité de la déformation plastique par phase peut être contestée. De plus, il a été reconnu à plusieurs

reprises que pour des matériaux hétérogènes non linéaires, il faut recourir à une division relativement dense des phases en sous volumes : ce qui implique un nombre de variables internes élevé et donc un temps de calcul qui peut rapidement être prohibitif. Afin de pallier cette difficulté, une approche d'analyse par champs de transformation non uniforme (NTFA) qui est une extension de la (TFA) a été développée. Cette fois ci, les déformations anélastiques sont définies par :

$$\underline{\underline{\varepsilon}}^{an}(\chi) = \sum_{r=1}^N \underline{\underline{\varepsilon}}_r^{an}(\chi)(\theta)^{(r)}(\chi) \quad EQ(1.74)$$

Les fonctions $\theta^{(r)}$ appelées modes plastiques, sont à définir par l'utilisateur, elles peuvent s'étendre à plusieurs sous volumes, mais doivent être contenues dans une seule phase. La comparaison des deux approches est présentée dans l'étude menée par Roussette (87). On notera également que la réponse de la NTFA est entièrement dépendante des modes plastiques et donc de l'utilisateur et du domaine d'utilisation.

1.3.4.2. Approche par transformation en Laplace-Carson

L'homogénéisation par transformation en Laplace-Carson est classiquement utilisée pour modéliser le comportement des matériaux hétérogènes viscoélastiques (88–92). En effet, dans l'espace de Laplace, le produit de convolution se réduit à une simple contraction. On transforme ainsi un problème viscoélastique en un problème élastique fictif dans l'espace de Laplace. Les modèles d'homogénéisation sont alors applicables à ce matériau fictif. Les propriétés viscoplastiques du matériau réel sont obtenues par transformée inverse du résultat du problème fictif.

La transformée de Laplace-Carson d'une fonction f est définie par :

$$[f(x, t)] = f^*(x, p) = p \int_0^{\infty} e^{-pt} f(x, t) dt \quad EQ(1.75)$$

Pour $p > 0$

Si l'on prend un matériau hétérogène multiphasique dont les phases obéissent à une loi de comportement du type :

$$\varepsilon_p(t) = S(t)\sigma_p(0) + \int_0^t S(t-\tau) : \dot{\sigma}_p(\tau) d\tau \quad EQ(1.76)$$

Avec

$$\mathbf{S}(t) = \mathbf{S}^{el} + \mathbf{S}^{ve}(t) \quad EQ(1.77)$$

Avec \mathbf{S}^{el} et \mathbf{S}^{ve} respectivement les tenseurs de souplesses élastiques et viscoélastiques de la phase p. Après transformation en Laplace-Carson, l'équation du comportement devient :

$$\underline{\underline{\boldsymbol{\varepsilon}}}^* = \underline{\underline{\mathbf{C}}}^* \cdot \underline{\underline{\boldsymbol{\sigma}}}^* \quad EQ(1.78)$$

Enfin pour obtenir les propriétés dans l'espace-temps réel, on procède à l'inversion du résultat du problème écrit dans l'espace de Laplace-Carson. Mis à part dans de rares cas simples où l'inversion peut se faire analytiquement par calcul de l'intégrale de Bromwich, cette inversion se fait de manière numérique. La plupart des travaux reposent sur un développement en série des fonctions temporelles recherchées (93). L'une de ces méthodes classiquement utilisée est la méthode de collocation développée par Schapery.

L'inconvénient de cette méthode réside dans le fait que pour chaque cas de chargement, différentes intégrales analytiques doivent être formulées pour estimer les champs moyens locaux au sein de chaque phase et la réponse globale du matériau. Ainsi le comportement global ne peut pas être introduit dans les codes éléments finis pour les calculs de structures (94)

1.3.4.3. Approche en champs moyen

Les premiers travaux concernant la linéarisation de matériaux élasto-plastiques ont été effectués par Kröner. Il étend le modèle auto cohérent à des polycristaux (74). Il considère également que chaque phase se comporte comme une inclusion ellipsoïdale uniformément plastifiée, subissant une déformation plastique libre $\boldsymbol{\varepsilon}^p$ et noyée dans une matrice infinie, subissant une déformation plastique libre \mathbf{E}^p et possédant les propriétés du MHE, lui aussi uniformément plastifié. La résolution du problème d'Eshelby s'écrit alors comme suit :

$$\underline{\underline{\boldsymbol{\sigma}}}_i - \underline{\underline{\boldsymbol{\Sigma}}} = \underline{\underline{\mathbf{C}}} : (\mathbf{I} - \mathbf{S}^{esh}) : (\underline{\underline{\mathbf{E}}}^p - \underline{\underline{\boldsymbol{\varepsilon}}}^p) \quad EQ(1.79)$$

Kröner suppose que les interactions entre les différentes phases sont purement élastiques, ce qui conduit à une réponse trop raide du matériau.

a) Formulation incrémentale de Hill

Toujours dans le cadre de l'élasto-plasticité, Hill (95) reprend le problème posé par Kröner et propose de linéariser le comportement local de chaque phase par une formulation incrémentale de la loi d'écoulement. Pour cela, il introduit un module tangent instantané élasto-plastique supposé uniforme. On a donc pour chaque phase p du matériau :

$$\underline{\underline{\dot{\sigma}}}_p = L_p : \underline{\underline{\dot{\varepsilon}}}_p \quad EQ(1.80)$$

Avec L_p l'opérateur tangent de la phase p correspondant à l'état de déformation moyen ε_p . La résolution se fait sur chaque phase du matériau et dépend de l'état du matériau à un instant t et du type de chargement. Le problème se ramène à un problème d'homogénéisation linéaire incrémental : l'état local étant connu à chaque incrément de calcul, sa résolution se fait comme pour un problème linéaire (79). Dans le cas d'un matériau soumis à une vitesse de déformation $\underline{\underline{\dot{E}}}_0$ imposée, la vitesse de déformation dans chaque phase est donnée par :

$$\underline{\underline{\dot{\varepsilon}}}_p = A_p^t : \underline{\underline{\dot{E}}}_0 \quad EQ(1.81)$$

Avec A_p le tenseur de localisation des vitesses de déformation dans chaque phase déterminé à chaque incrément par un des modèles d'homogénéisation de l'élasticité linéaire. La vitesse de contraintes macroscopiques devient :

$$\underline{\underline{\dot{\Sigma}}} = \sum_{p=0}^n f_p \langle \underline{\underline{\dot{\sigma}}}_p \rangle = \sum_{p=0}^n f_p \langle C_p : C_p^t \rangle : \underline{\underline{\dot{E}}}_0 = L_{eff} : \underline{\underline{\dot{E}}}_0 \quad EQ(1.82)$$

Avec L_{eff} le module tangent effectif.

Cette approche reste néanmoins limitée par le fait que l'équation implicite demande une mise en œuvre numérique assez lourde. Elle sera reprise de manière simplifiée dans beaucoup de schémas utilisant la linéarisation par phases, notamment pour des matériaux composites à deux phases.

b) Formulation sécante

En reprenant les travaux de Hill et Kröner, plusieurs auteurs se sont intéressés à la linéarisation de lois de comportement par une approche sécante (96–98). La formulation sécante sur chaque phase du matériau s'écrit :

$$\underline{\underline{\sigma}}_p = C_p^{sec} : \underline{\underline{\dot{\varepsilon}}}_0 \quad EQ(1.83)$$

Où C_p est le module sécant de la phase p. Dans le cas de matériaux isotropes, il est donné par :

$$C_p^{sec} = 3k'J + 2\mu'K \quad EQ(1.84)$$

Avec

$$\left\{ \begin{array}{l} J = \frac{1}{3} i \otimes j \\ K = I - I^{vol} \\ \mu' = \frac{\underline{\underline{\sigma}}_{eq}}{3 \underline{\underline{\varepsilon}}_{eq}} \\ \underline{\underline{\sigma}}_{eq} = \sqrt{\frac{2}{3} \underline{\underline{\sigma}} : \underline{\underline{\sigma}}} \\ \underline{\underline{\varepsilon}}_{eq} = \sqrt{\frac{2}{3} \underline{\underline{\varepsilon}} : \underline{\underline{\varepsilon}}} \end{array} \right. \quad EQ(1.85)$$

Où k' et μ' sont respectivement les modules de compression et de cisaillement. De manière générale on détermine C_{sec} en posant (sans sommation sur les indices i et j) :

$$C_{ijkl}^{sec} = \frac{\underline{\underline{\sigma}}_{ij}}{\underline{\underline{\varepsilon}}_{ij}} I_{ijkl} \quad EQ(1.86)$$

c) Formulation affine

Plus récemment, Masson (99) propose une méthode de linéarisation affine en viscoplasticité qui utilise le module tangent sous une forme non incrémentale. En effet, pour résoudre le problème par la méthode tangente, il faut procéder de manière incrémentale : ce qui peut rapidement devenir coûteux. Cette méthode affine consiste à remplacer le comportement non linéaire, pour une déformation de référence ε_p , par un comportement linéarisé caractérisé par un module tangent $C_p^{\tan(0)}$ et une précontrainte τ_0 :

$$\underline{\underline{\sigma}} = C_p^{\tan(0)} : \underline{\underline{\varepsilon}} + \underline{\underline{\tau}}^0 \quad EQ(1.87)$$

Avec $C_p^{\tan(0)} = \frac{d\underline{\underline{\sigma}}_p}{d\underline{\underline{\varepsilon}}_p}$ le module tangent pour la déformation de référence.

Et $\underline{\underline{\tau}}^0 = \underline{\underline{\sigma}}^{(0)} - C_p^{\tan(0)} : \underline{\underline{\varepsilon}}_p^{(0)}$ l'ordonnée à l'origine correspondante.

La formulation affine est donc constituée des équations précédentes en supposant une déformation homogène par phase.

d) Formulation tangente

Une autre approche d'homogénéisation en mécanique non linéaire consiste à dériver la loi de comportement par rapport au temps :

$$\underline{\underline{\dot{\sigma}}}_p = \underline{\underline{C}}_p^{\text{tan}} : \underline{\underline{\dot{\varepsilon}}}_p \quad \underline{\underline{C}}_p^{\text{tan}} = \frac{d\underline{\underline{\sigma}}_p}{d\underline{\underline{\varepsilon}}_p} \quad \text{EQ(1.88)}$$

Avec $\underline{\underline{C}}_p^{\text{tan}}$ le module tangent de la phase p. Dans le cas de phases isotropes ce module est donné par (78):

$$\underline{\underline{C}}_p^{\text{tan}} = 3k'J + 2\mu'K + 2 \frac{d\mu'}{d\underline{\underline{\varepsilon}}_{eq}} \underline{\underline{\varepsilon}}_{eq} L \quad \text{EQ(1.89)}$$

avec

$$L = \frac{3}{2} \frac{\mathbf{1}}{\underline{\underline{\varepsilon}}_{eq}^2} (\hat{\underline{\underline{\varepsilon}}} \otimes \hat{\underline{\underline{\varepsilon}}}) \quad \hat{\underline{\underline{\varepsilon}}} = \frac{\underline{\underline{\varepsilon}}_d}{\underline{\underline{\varepsilon}}_{eq}} \quad \text{EQ(1.90)}$$

Le principe de la méthode tangente est donné, dans le cas 1D, par la figure 1-19 ci-dessous :

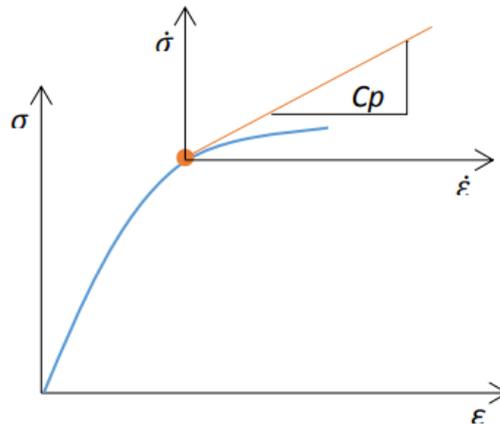


Figure 1-19 Schéma de la méthode tangente

La modélisation tangente n'est pas applicable théoriquement dans le cas de l'élasto-viscoplasticité. En effet, en élasto-viscoplasticité, il n'y a pas de correspondance, une à une, entre la contrainte et la vitesse de déformation au travers d'un module tangent comme il peut y en avoir en élasto-plasticité. Néanmoins dans un cadre numérique, si l'on considère des incréments finis de contrainte et de déformation, un opérateur tangent algorithmique dérivant de la linéarisation des équations discrétisées dans le temps peut être utilisé (100).

1.3.5. Choix du modèle

Parmi les modèles cités ci-dessus, les bornes de Voigt et Reuss sont les moins descriptives du matériau. Ces dernières représentent un encadrement grossier des caractéristiques effectives du matériau car elles ne considèrent pas la microstructure réelle de celui-ci. Des paramètres tels que la répartition spatiale, l'orientation des renforts et leurs formes, ne sont pas pris en considération, ils ne sont à utiliser seulement que lorsque les informations disponibles sur le composite se réduisent au comportement mécanique et à la fraction volumique des phases qui le constitue. Les bornes de Hashin et Shtrikman, sont plus étroites que celles de Voigt et Reuss car ces dernières utilisent le principe de l'inclusion d'Eshelby et permettent d'intégrer des paramètres liés à la géométrie des renforts. Toutefois ces deux bornes sont plus appropriées dans le cas où la répartition des phases est supposée isotrope dans le plan. L'homogénéisation en solutions diluées n'est pas adaptée pour notre type de matériau car cette dernière est plus appropriée pour des matériaux composites à faible taux de renfort (inférieur à 15%). Par ailleurs le modèle auto-cohérent ne distingue pas les phases entre elles, il est plus adapté pour les matériaux métalliques polycristallins à grains imbriqués les uns dans les autres. Le modèle Mori-Tanaka a l'avantage de voir une phase matrice continue où les renforts sont noyés, il est adéquat pour des matériaux composites avec des fractions volumiques de fibres qui ne dépasse pas les 30% (notre matériau est à 40% mais en masse équivalent à 20% en volume). Ce modèle semble donc plus adéquat pour notre matériau d'étude. De plus, il présente l'avantage d'une résolution analytique et permet d'intégrer différents types d'endommagement dans le calcul d'homogénéisation. Au vu de ces éléments, nous considérons que le modèle de Mori et Tanaka est le plus approprié et sera retenu pour la suite de cette étude.

1.3.6. Modélisation de l'endommagement en fatigue : hypothèses et considérations générales

Les matériaux composites sont hétérogènes anisotropes, ce qui rend leurs comportements en fatigue plus complexes. Ils présentent généralement une bonne résistance en fatigue, cependant le nombre de cycles en initiation et en propagation d'endommagement n'est pas bien contrôlé et est très compliqué à maîtriser pour la principale raison que les types d'endommagement dans chaque étape n'est pas la même (exemple : fissuration de la matrice, rupture de fibres, rupture par décohésion de l'interface fibre matrice, délaminage ...) mais aussi de leurs interactions et de leurs vitesses de propagation.

Parmi les paramètres influençant la performance sur la durée de vie en fatigue, on peut citer :

- Type de fibre
- Type de la matrice
- Type de renforcement (fibre courte, fibre longue, unidirectionnel, textile, tissage, tressage...)
- Condition du chargement (fréquence, rapport de chargement R et conditions aux limites, température ...)

En conséquence, la nature des mécanismes d'endommagement, leur accumulation et leur propagation dépend étroitement de ces paramètres et sont parfois indépendants, parfois liés ou dominants.

Pour les matériaux composites à renfort fibreux, l'endommagement commence dès les premiers cycles de fatigue, et la taille des zones endommagées grandit tout le long de l'essai. Quant au type d'endommagement, ce dernier peut changer, par exemple aller de petites fissures de la matrice au délaminage en passant par la rupture des fibres. La détérioration graduelle durant la fatigue induit une redistribution continue de la contrainte et une réduction des concentrations de contrainte à l'intérieur du matériau ; en conséquence, la prédiction de l'état d'endommagement et le nombre de cycles à rupture, nécessitent la modélisation et la compréhension du chemin complet de l'endommagement.

Selon Fong (101), il y a deux raisons techniques principales qui rendent la modélisation d'endommagement difficile. La première, est la présence de différentes échelles d'endommagement, de l'échelle atomique à l'échelle du spécimen. La deuxième raison est l'impossibilité de reproduire identiquement la microstructure des spécimens caractérisés, il a aussi attiré l'attention sur les points suivants :

- Les moyens de mesure à différentes échelles sont combinés de façon inappropriée causant ainsi des erreurs importantes.
- Des généralisations incorrectes, par exemple, la perte de rigidité se fait en trois étapes : perte de rigidité drastique, puis une perte graduelle moins importante et finalement la rupture (102,103). La modélisation n'est pas la même dans les trois parties.
- Des erreurs de simplification due au fitting des courbes S-N (104).

Plusieurs modèles sont établis pour un composite bien particulier, avec des conditions aux limites particulières, chargement uni-axial, amplitude et fréquence fixes. L'extrapolation aux

structures réelles subissant des chargements variables est très délicate et s'avère souvent difficile pour ne pas dire impossible.

Beaucoup de difficultés sont à signaler dans la prédiction de la durée de vie en fatigue à savoir :

- Le mécanisme d'endommagement diffère selon l'état de la contrainte (103,104). Le mode de rupture varie avec l'amplitude de la contrainte et avec le nombre de cycles à rupture.
- L'historique du chargement est important pour les cycles de fatigue séquencés (105).
- Les essais expérimentaux établis uni-axialement, en traction-traction ou traction compression, difficilement retrouvables dans la réalité.
- La résistance résiduelle et la durée de vie en fatigue chutent plus rapidement dans le cas où la séquence de chargement est changée constamment et cela dès les premiers cycles (cycle mix effect) (106). L'expérience montre que les laminés ayant subi de petites séquences de chargement voient leur durée de vie chutée considérablement comparée à ceux qui ont subi des séquences plus larges bien que le nombre de cycles total soit le même.
- La fréquence employée lors d'un essai de fatigue a un impact majeur sur la durée de vie (107) et plus particulièrement pour les composites à matrice dominante. Cela est dû principalement au phénomène d'auto-échauffement.

Clairement, d'autres thématiques de recherche doivent être étudiées dans le domaine de la prédiction de la durée de vie en fatigue pour les matériaux composites. Plusieurs études ont été menées afin d'étendre le cas du chargement uni-axial constant à un chargement plus complexe. (Block type and spectrum loading)

1.3.6.1. Différents modèles de fatigues existants

Une classification rigoureuse des différents modèles existants s'avère difficile. Une classification représentative peut être faite selon les critères de fatigue de Sendeckyj (108). Selon ce dernier ces critères de fatigue peuvent être classés en quatre catégories : critère de résistance macroscopique, critère basé sur la résistance résiduelle, critère basé sur la rigidité résiduelle et finalement critère basé sur le mécanisme d'endommagement.

Une autre classification a été faite par d'autres auteurs et qui divise les modèles existants en trois catégories.

- Premièrement, des modèles ne prenant pas en compte des mécanismes d'endommagement mais utilisant les courbes S-N ou des diagrammes de Goodman avec un critère de rupture en fatigue
- Deuxièmement, des modèles phénoménologiques de rigidité résiduelle /résistance résiduelle
- Troisièmement, des modèles d'endommagement progressif utilisant une ou plusieurs variables reliées à des mesures d'endommagement sur le matériau (fissuration transversale de la matrice, taille de délaminage ...)

Bien que le comportement en fatigue des matériaux composites soit différent de celui des métaux, plusieurs modèles sont basés sur les courbes S-N. Ces modèles appartiennent à la première catégorie appelée fatigue life models. Cette approche nécessite un travail expérimental colossal et ne tient pas compte des mécanismes d'endommagement comme la fissuration de la matrice ou la rupture des fibres.

La deuxième catégorie de modèles est appelée modèles phénoménologiques de rigidité résiduelle ou résistance résiduelle. Ces modèles proposent une loi évolutive décrivant la détérioration graduelle de la rigidité ou de la résistance du composite en terme de propriétés macroscopiques observées. Contrairement à la troisième catégorie de modèles ou la loi d'endommagement est en lien directe avec le phénomène d'endommagement. Les modèles à rigidité résiduelle se basent sur la dégradation de la rigidité résiduelle durant la fatigue. Cette dernière peut être mesurée fréquemment tout au long de l'essai de fatigue sans rapporter de dégradation supplémentaire. Le modèle peut être déterministe, c'est-à-dire qu'une seule valeur de rigidité est prédite en supposant qu'elle est la même dans tout le matériau ; ou bien statistique dans laquelle la prédiction est une distribution de rigidité. L'autre approche, c'est-à-dire de résistance résiduelle, est basée sur la résistance résiduelle. Dans plusieurs applications de matériaux composites, il est important de connaître la résistance résiduelle de la structure composite, et en conséquence la durée de vie de la structure durant laquelle la structure peut résister sous chargement externe. C'est dans cette perspective que ces modèles ont été développés, décrivant ainsi, la détérioration de la résistance initiale durant la fatigue. Depuis leurs premières utilisations, ces modèles étaient de nature statistique ; généralement, deux fonctions de Weibull sont utilisées pour décrire la résistance résiduelle et la probabilité de rupture pour des laminés après un nombre de cycles arbitraire.

Etant donné que les mécanismes d'endommagement gouvernant le comportement en fatigue des matériaux composites fibreux ont été bien étudiés durant ces dernières décennies, une dernière catégorie de modèle a été proposée décrivant la détérioration du matériau composite directement à travers un endommagement spécifique, par exemple : la fissuration transversale de la matrice, la taille de délaminage ...

Ces modèles corréleront une ou plusieurs variables mesurées, d'endommagement, à une propriété mécanique du matériau, comptant ainsi, quantitativement, pour une progression de l'état actuel d'endommagement. Ces modèles sont souvent désignés en tant que modèles mécanistiques ou bien micromécaniques.

Les modèles de prédiction de la durée de vie en fatigue peuvent donc finalement être classés en trois catégories, modèle de fatigue empirique, modèle phénoménologie de rigidité résiduelle ou de résistance résiduelle et enfin modèles micromécaniques ou mécanistiques. Tous ces modèles ont pour objectif de prédire la durée de vie en fatigue. Chacun d'eux utilise son propre critère pour déterminer le moment de la rupture finale et ainsi la durée de vie en fatigue.

Les modèles de prédiction de la durée de vie en fatigue utilisent les informations des courbes S-N ou diagrammes de Goodman et introduisent un critère de rupture qui détermine cette durée de vie. Indépendamment de la caractérisation de la courbe S-N et du comportement du matériau en fatigue, Sendeckyj (109) recommande de prendre en considération les hypothèses suivantes :

- Le comportement de la courbe S-N peut être décrit par une équation déterministe.
- La résistance statique n'est pas reliée à la durée de vie et à la résistance résiduelle en fin de vie.

Les modèles de résistance résiduelle ont un critère de rupture tout à fait naturel : la rupture se produit quand la contrainte appliquée est égale à la résistance résiduelle (110,111). Dans l'approche à rigidité résiduelle, la rupture en fatigue se produit quand le module se dégrade et atteint un niveau critique qui se détermine expérimentalement.

Les modèles à accumulation d'endommagement et les méthodologies de prédiction de la durée de vie en fatigue sont étroitement liés, car la durée de vie en fatigue peut être prédite en établissant un critère de rupture imposé à l'accumulation d'endommagement. Pour chaque type d'endommagement, la variable d'endommagement critique est déterminée expérimentalement.

1.3.6.2. Les modèles analytiques de prédiction de durée de vie

La première catégorie de modèle appelé modèle analytique ou modèle de prédiction de durée de vie en fatigue extrait les informations des courbes S-N ou bien des courbes de type Goodman et propose un critère de rupture en fatigue. Ce type de modèle ne prend pas en considération l'accumulation d'endommagement mais prédit le nombre de cycles à rupture sous des conditions de chargement fixes.

L'un des premiers critères de rupture a été proposé par Hashin et Rotem (112). Ils ont distingué une rupture en mode fibre et une autre en mode matrice :

$$\left(\frac{\sigma_T}{\sigma_T^u}\right)^2 + \left(\frac{\tau}{\tau^u}\right)^2 = 1 \quad EQ(1.91)$$

Où σ_a et σ_T sont les contraintes dans le sens des fibres et dans le sens transversal, τ est la contrainte de cisaillement et σ_a^u , σ_T^u , τ^u sont respectivement les contraintes limites de traction longitudinale, transversale et de cisaillement. Puisque les résistances ultimes sont en fonction de l'amplitude du chargement, du ratio de chargement R et du nombre de cycles, le critère est déterminé à partir des trois courbes S-N obtenues expérimentalement en testant des spécimens hors axe sous chargement uni-axial.

Ce critère est uniquement valable pour les laminés à plis unidirectionnels avec une différenciation des deux modes de rupture.

Ellyin et El-Kadi (113) ont montré que la densité d'énergie de déformation peut être utilisée en tant que critère de rupture en fatigue. Le nombre de cycles à rupture N_f est lié au total de l'énergie imposée ΔW^t à travers une loi de type puissance de la forme :

$$\Delta W^t = k N_f^\alpha \quad EQ(1.92)$$

où k et α sont fonctions de l'angle d'orientation des fibres.

Reifsnider et Gao (114) ont mis en place un critère de rupture basé sur la contrainte moyenne dérivée de la méthode Mori-Tanaka. Le critère est à l'échelle micromécanique et prend en considération les propriétés des constituants du composite. Le critère est très similaire à celui de Hashin et Rotem (112), pour le critère de rupture à matrice dominante ou bien à fibre dominante. Ces auteurs utilisent les contraintes moyennes $\langle \sigma_{ij}^m \rangle$ et $\langle \sigma_{ij}^f \rangle$ calculées à partir de la formulation Mori-Tanaka en considérant le problème de l'interface fibre-matrice (interface modélisée par un film élastique).

$$\langle \sigma_{11}^f \rangle = X^f \quad EQ(1.93)$$

$$\left(\frac{\langle \sigma_{22}^m \rangle}{X^m} \right)^2 + \left(\frac{\langle \sigma_{12}^m \rangle}{S^m} \right)^2 = 1 \quad EQ(1.94)$$

Où X^f et X^m sont des fonctions de rupture en fatigue de la fibre et de la matrice. S^m est la fonction de rupture en fatigue de la matrice sous contrainte de cisaillement. Ces fonctions sont elles mêmes fonction du rapport du chargement R, du nombre de cycles N et de la fréquence du chargement. Elles sont issues des courbes S-N obtenues expérimentalement.

Lawrence Wu (115) a utilisé un critère de rupture macroscopique basé sur le critère Tsai-Hil sous la forme suivante :

$$\frac{3}{2(F+G+H)} [(\sigma_y - \sigma_z)^2 + G(\sigma_z - \sigma_x)^2 + H(\sigma_x - \sigma_y)^2 + 2L\sigma_{xy}^2 + 2M\sigma_{zx}^2 + 2N\sigma_{xy}^2] = \sigma'^2 \quad EQ(1.95)$$

Avec F, G, H, L, M, et N fonctions des contraintes limites du stratifié X, Y, Z dans les trois directions de l'espace x, y et z. σ' une contrainte équivalente en fonction de X, Y, Z

Fawaz and Ellyin (116) ont proposé une relation semi-log linéaire entre la contrainte cyclique appliquée et le nombre de cycles N

$$S = m + \log(N) + b \quad EQ(1.96)$$

$$S_r = m_r + \log(N) + b_r \quad EQ(1.97)$$

Avec la deuxième équation appliquée à une référence bien déterminée ; la relation entre les deux paramètres des équations (m, b) et (m_r, b_r) est de la forme suivante :

$$m = f(a_1, a_2, \theta).g(R).m_r, b = f(a_1, a_2, \theta).b_r \quad EQ(1.98)$$

Avec a_1 le premier ratio bi-axial $\frac{\sigma_y}{\sigma_x}$, a_2 est le second axial ratio $\frac{\tau_{xy}}{\sigma_x}$, R le rapport de chargement et θ l'angle d'empilage.

Harris et al (110) et ses collègues (117,118) ont développé un modèle appelé « modèle de constante de vie normalisée » exprimant une combinaison entre la contrainte moyenne et maximale lors de la fatigue et le nombre de cycles à rupture :

$$a = f.(1 - m)^u.(c + m)^v \quad EQ(1.99)$$

Avec f , u et v des fonctions linéaires de $\log(N_f)$; σ_t la résistance à la traction, $a = \sigma_{alt}/\sigma_t$ est la contrainte alternée normalisée ; $m = \sigma_m/\sigma_t$ la contrainte moyenne normalisée et $c = \sigma_c/\sigma_t$ est la contrainte de compression normalisée. Les exposants u et v sont responsables de l'allure à droite et à gauche de la courbe sous forme de cloche. Beheshty et Harris (119) ont montré, par la suite, que leur modèle peut être également appliqué sur des laminés impactés.

Andersons et Korsgaard (120) ont remarqué que le fluage s'accélère sous chargement cyclique pour les composites polyesters fibre de verre. Ils ont utilisé la fraction de vie comme un paramètre d'endommagement D ; l'effet de l'endommagement en fatigue sur la réponse viscoélastique du composite est modélisé via une contrainte effective dépendant de l'endommagement $\sigma_{eff} = \sigma \cdot (1 + c \cdot D)$ avec $D = n/N$ la fraction de vie et c une constante.

Jen et Lee (121,122) ont modifié le critère de rupture Tsai-Hill plan de contrainte en fatigue à un modèle Tsai-Hill de rupture en fatigue étendu :

$$M_{11}^2 \left(\frac{\sigma_{xx}}{\bar{\sigma}_{11}} \right)^2 + M_{22}^2 \left(\frac{\sigma_{xx}}{\bar{\sigma}_{22}} \right)^2 - M_{11}^2 M_{22}^2 \left(\frac{\sigma_{xx}}{\bar{\sigma}_{11}} \right)^2 + M_{12}^2 \left(\frac{\sigma_{xx}}{\bar{\sigma}_{12}} \right)^2 = 1 \quad EQ(1.100)$$

Avec toutes les contraintes dans le plan désignés par σ_{xx} .

Philippidis et Vassiloulos (123) ont proposé un critère de rupture similaire au critère de rupture statique Tsai-Wu quadratique

$$F_{ij} \sigma_i \sigma_j + F_i \sigma_i - 1 \leq 0 \quad i, j = 1, 2, 6 \quad EQ(1.101)$$

Avec F_{ij} et F_i des fonctions du nombre de cycles, du ratio du chargement et de la fréquence. Les contraintes à rupture statique X_t X_c Y_t Y_c sont remplacées par les valeurs des courbes S-N du matériau dans les mêmes directions et dans les mêmes conditions. 5 courbes S-N sont requises pour le critère ou bien 3 en s'assurant alors que $X_t = X_c$ et $Y_t = Y_c$.

Xiao (124) a modélisé l'effet de la fréquence sur la fatigue pour les thermoplastiques carbon/peek. La prédiction de la durée de vie en fatigue à 5 Hz et 10 Hz est basée sur la courbe S-N à 1 Hz. La courbe S-N de référence est modélisée par une relation de type puissance à quatre paramètres :

$$p = p_0 + \frac{1 - p_0}{(1 + \tau N)^n} \quad EQ(1.102)$$

Avec $p = \sigma/\sigma_u$ et $p_0 = \sigma_0/\sigma_u$ où σ_u est la résistance statique et σ_0 est le seuil en fatigue en dessous duquel la rupture ne se produit pas, τ et n deux paramètres déterminés en « fittant » la

courbe. Cette courbe S-N est utilisée comme référence puisque la température d'échauffement moyenne est de 39 °C. Il s'est également assuré que les courbes iso-thermiques S-N peuvent être déduites en translatant la courbe de référence grâce à deux paramètres a_T et b_T

1.3.6.3. Modèles phénoménologiques de prédiction de la résistance / rigidité résiduelle

a) Modèle à rigidité résiduelle

Les modèles à rigidité résiduelle décrivent la dégradation des propriétés élastiques durant la fatigue. Pour décrire la perte de rigidité, on définit la variable $D = 1 - E / E_0$, avec E_0 la rigidité du matériau vierge. Bien que D soit considérée comme une variable d'endommagement ces modèles sont classés en type phénoménologique et non en type progressif. Ceci est dû au fait que le taux de croissance d'endommagement est exprimé en fonction des propriétés macroscopiques et non en fonction de l'état d'endommagement et de son mécanisme.

Hwang et Han(105,125) ont introduit la notion du modèle de fatigue défini comme étant la pente de la courbe contrainte / déformation pour un cycle spécifique. Le taux de dégradation du module de fatigue suit une relation de type puissance en fonction du nombre de cycles :

$$\frac{dF}{dn} = -Acn^{c-1} \quad EQ(1.103)$$

Avec A et c des constantes matériaux. Ils supposent par la suite que la contrainte appliquée σ_a varie linéairement avec la déformation résultante pour un cycle donnée :

$$\sigma_a = F(n_i) \cdot \varepsilon(n_i) \quad EQ(1.104)$$

Avec $F(n_i)$ et $\varepsilon(n_i)$ le module de fatigue et la déformation pour un cycle n_i . La durée de vie N peut être calculée en utilisant la formule suivante :

$$N = [B(1 - r)]^{1/c} \quad EQ(1.105)$$

Où $r = \frac{\sigma_a}{\sigma_u}$ est le ratio de la contrainte cyclique appliquée à la contrainte ultime statique, B et c des constantes matériaux.

Hwang et Han (125) ont proposé trois modèles d'endommagement cumulatif basés sur le module de fatigue $F(n)$ et la déformation résultante, le troisième modèle montre une meilleure correspondance avec les résultats expérimentaux. Il est présenté sous la forme suivante :

$$D = \frac{r}{1-r} \left[\frac{F_0}{F(n)} - 1 \right] \quad EQ(1.106)$$

La rupture se produit quand :

$$D = \sum_{i=1}^m \Delta D_i = 1 \quad EQ(1.107)$$

Avec ΔD_i la fraction d'endommagement cumulé durant la fatigue pour un niveau de contrainte r_i et m le nombre de séquences de chargement jusqu'à rupture.

Sidoroff et Subagio (126) ont proposé le modèle suivant pour la prédiction du taux d'évolution d'endommagement :

$$\frac{dD}{dN} = \begin{cases} \frac{A \cdot (\Delta \varepsilon)^c}{(1-D)^b} & \text{en traction} \\ 0 & \text{en compression} \end{cases} \quad EQ(1.108)$$

Avec la variable $D = 1 - E/E_0$; A , b et c trois constantes matériaux définies expérimentalement et $\Delta \varepsilon$ l'amplitude de déformation appliquée. Le modèle a été appliqué dans le cas de la flexion trois points pour un matériau fibre de verre / époxy unidirectionnel.

Van Paepegem et Degrieck (127,128) ont implémenté le modèle de Sidoroff et Subagio sur un code de calcul commercial.

Le modèle de Sidoroff et Subagio a été adopté récemment par d'autres chercheurs mais en termes d'amplitude de chargement à la place d'amplitude de déformation. Vieilleigne et al (129) ont défini le taux de croissance de l'endommagement :

$$\frac{dD}{dN} = K_d \frac{\sigma_d}{(1-D)^n} \quad EQ(1.109)$$

Avec σ la contrainte locale appliquée, m et n deux paramètres fixés, K_d dépend de la dispersion.

En compression $\frac{dD}{dN}$ est considéré nul.

Whitworth (130) a proposé un modèle de rigidité résiduelle pour un composite graphite/époxy :

$$\left(\frac{E(N^*)}{E(0)} \right)^a = 1 - H \left(1 - \frac{S}{R(0)} \right)^a N^* \quad EQ(1.110)$$

Avec $N^* = \frac{n}{N}$ le ratio du nombre de cycles appliqués n à la durée de vie N . S le niveau de la contrainte appliquée, $R(0)$ la résistance statique, $E(0)$ le module initial, a et H deux paramètres indépendants du niveau de contrainte appliquée. Ce modèle de rigidité résiduelle a été utilisé par Whitworth (131) en 1990 pour proposer un modèle d'endommagement cumulatif où la fonction d'endommagement est définie par :

$$D = \left[\frac{H \cdot (1 - \bar{S})^a}{1 - \bar{S}^a} \right] \frac{n}{N} \quad EQ(1.111)$$

Où $\bar{S} = \frac{S}{R(0)}$ est la contrainte appliquée normalisée, a et H deux paramètres. $D = 0$ pas de cycle appliqué et $E = E(0)$. Quand $D = 1$ la rigidité résiduelle est égale à la rigidité de rupture E_f . Ce modèle d'endommagement a été transformé pour prédire la durée de vie en fatigue des composites sous amplitude variable. Dans ce cas, pour prédire la rupture, Whitworth a utilisé l'approche de cycles équivalents. Dans cette approche le nombre de cycles pour un état de chargement particulier est transformé en un nombre de cycles équivalents pour un état de chargement de référence de sorte que les deux états de chargement produisent le même endommagement. La rupture se produit quand la somme des valeurs d'endommagement pour tous les états de contrainte est égale à 1. Cette approche suppose que le comportement du matériau est indépendant du temps.

Yang et al (132) ont développé un modèle de rigidité résiduelle pour des laminés à fibre dominante :

$$\frac{dE(n)}{dn} = -E(0)Qvn^{v-1} \quad EQ(1.112)$$

Où Q et v sont deux paramètres corrélés par une équation linéaire. Les données expérimentales ont révélé que v peut être écrit sous forme d'une fonction linéaire du niveau de la contrainte appliquée. Les chercheurs ont développé aussi une distribution statistique de la rigidité résiduelle. Ils ont observé que le modèle ne peut plus être appliqué directement aux composites laminés à matrice dominante car la courbe contrainte-déformation n'est plus linéaire. Yang et al (133) ont amélioré le modèle pour les composites à matrice dominante en remplaçant le module $E(n)$ par le module de fatigue $F(n)$, ce dernier est défini comme étant le niveau de contrainte appliquée S divisé par la déformation correspondante pour le n ème cycle. En modélisant la réponse non linéaire de la contrainte-déformation, ils en ont déduit une expression liant le module de fatigue $F(0)$ à la rigidité initiale $E(0)$. Ils ont prouvé que ce nouveau modèle

d'endommagement est un cas particulier du modèle mentionné avant pour les composites à matrice dominante. Ce modèle a été appliqué pour étudier le comportement des laminés graphite/epoxy à +/- 45°.

Brondsted et al(134,135) ont étendu la perte de rigidité à la prédiction de la durée de vie en fatigue pour des composites à fibre de verre. Leur prédiction est basée sur des observations expérimentales sur des matériaux pour turbines à air sujets, selon l'instant, à un chargement à amplitude constante, à des blocs de chargement à amplitude variable et à des chargements à spectre stochastique.

$$\frac{d\left(\frac{E}{E_1}\right)}{dN} = -K \cdot \left(\frac{\sigma}{E_0}\right)^n \quad EQ(1.113)$$

Avec E le module après N cycles, E₁ le module initial, E₀ le module statique, σ la contrainte maximale et K une constante. Cette expression est basée sur la relation observable entre la rigidité et le nombre de cycles lors de la deuxième étape de la courbe de dégradation de la rigidité :

$$\frac{E}{E_1} = A \cdot N + B \quad EQ(1.114)$$

Où la dépendance de la contrainte au paramètre A est présentée comme étant une loi de type puissance.

b) Modèles à résistance résiduelle

Deux types de modèles à résistance résiduelle peuvent être distingués : les modèles à rupture soudaine et les modèles à usure. Quand le composite est sujet à un état de contrainte élevé (low-cycle fatigue), la résistance résiduelle, en fonction du nombre de cycles, est initialement quasiment constante puis diminue drastiquement quand le nombre de cycles à rupture est proche. Le modèle à rupture brutale (136,137) est parfaitement adéquat pour décrire le comportement des composites et surtout les unidirectionnels à haute résistance. Cependant à faible état de contrainte, la résistance résiduelle des laminés, en fonction du nombre de cycles, diminue graduellement. Ce comportement est souvent décrit par des modèles dits à usure. Ces modèles assument généralement que le matériau présentant la plus haute résistance présente la durée de vie la plus longue ou la plus haute résistance résiduelle à l'épuisement. Cette supposition a été expérimentalement prouvée par Han et Kim (138).

Pour les modèles à usure, initialement présentés par Halpin et al (139), il s'avère que la résistance résiduelle $R(n)$ est une fonction monotone décroissante en fonction du nombre de cycles n , et que le changement de la résistance résiduelle peut être décrit approximativement par une loi de type puissance :

$$\frac{dR(n)}{dn} = \frac{-A(\sigma)}{m[R(n)]^{m-1}} \quad EQ(1.115)$$

Où $A(\sigma)$ est une fonction de la contrainte maximale cyclique σ , et m une constante. Cette méthode est utilisée par plusieurs chercheurs: Hahn et Kim (138,140), Chou et Croman (136,137), ainsi que Yang (141).

Les travaux de Yang et Jones ((142) ont abouti à la formule suivante de la résistance résiduelle:

$$R^v(n) = R^v(0) - \frac{R^v(0) - \sigma^v}{R^c - \sigma^c} KS^b n \quad EQ(1.116)$$

Où R est la résistance résiduelle, n le nombre de cycles, σ la contrainte maximale cyclique, v un paramètre, $c = \alpha / \alpha_f$ le ratio du paramètre de forme de la résistance ultime à celui de la durée de vie. $\tilde{N} = 1/KS^b$ est la courbe S-N de la durée de vie caractéristique avec K et b deux constantes et S le niveau de contrainte.

Selon Rotem (143), la résistance initiale est presque maintenue jusqu'à la rupture. Il a ensuite défini une résistance « imaginaire » S_0 lors du premier cycle et d'une valeur supérieure à celle statique déduite de la courbe S-N. Il définit ainsi :

$$s = 1 + K \cdot \log(N) \quad EQ(1.117)$$

Où $s = S_f/S_0$ avec S_f la résistance en fatigue pour une amplitude constante et S_0 la résistance « imaginaire ». La durée de vie restante après un certain nombre de cycles peut être donnée par une courbe S-N similaire mais avec une pente différente passant par le point S_0 . Cette courbe est appelée ligne d'endommagement, elle est définie par :

$$s = 1 + k \cdot \log(N) \quad k < K \quad EQ(1.118)$$

Schaff et Davidson (111) ont présenté un modèle à base de la résistance:

$$R(n) = R_0 - (R_0 - S_p) \left(\frac{n}{N}\right)^v \quad EQ(1.119)$$

Où R est la résistance résiduelle, S_p l'amplitude maximale de la contrainte lors de la fatigue et v un paramètre. Une dégradation linéaire de la résistance correspond à $v = 1$. Une rupture brutale

est obtenue pour $v \gg 1$ et une perte rapide de cette résistance au début est obtenue pour $v < 1$. Ce modèle a été appliqué initialement pour deux amplitudes de chargement. Puisque la perte de résistance sous le niveau de chargement S_2 dépend du nombre de cycles n_1 que le matériau a subi lors du niveau de chargement S_1 , la contribution (S_1, n_1) doit être prise en compte. Dans cette perspective, un nombre de cycles effectifs n_{eff} est défini de telle sorte que (S_1, n_1) cause la même perte de résistance que (S_2, n_{eff}) . Schaff et Davidson ont aussi étudié l'importance de l'effet de mixage de cycles, et ont remarqué que les laminés ayant subi des petits blocs de cycles de haute amplitude ont vu leur durée de vie diminuée par rapport à ceux ayant subi un grand nombre de cycles sous haute amplitude de chargement bien que le nombre de cycles à haute amplitude soit le même à la fin de l'expérience. De ce fait, un coefficient de mixage de cycles est appliqué dans les cas où l'amplitude augmente d'un bloc de chargement à un autre.

Caprino et D'Amore (144) ont réalisé des expériences de fatigue en flexion quatre points sur un thermoplastique à fibre longue. Leur hypothèse sur la loi d'endommagement est que la résistance résiduelle est continuellement décroissante suivant une loi du genre puissance :

$$\frac{d\sigma_n}{dn} = -a_0 \cdot \Delta\sigma \cdot n^{-b} \quad EQ(1.120)$$

Où σ_n est la résistance résiduelle après n cycles, $\Delta\sigma = \sigma_{max} - \sigma_{min}$ une mesure pour l'influence du ratio de chargement R , a_0 et b deux constantes. Caprino et D'Amore ont souligné qu'un modèle fiable doit refléter l'effet du coefficient du chargement R mais aussi le comportement en fatigue que cela soit à bas nombre de cycles ou à grand nombre de cycles.

Les modèles phénoménologiques à rigidité résiduelle ou à résistance résiduelle permettent à l'aide généralement d'équation analytique de prédire la durée de vie des composites. Cependant leurs utilisations exigent une base de données colossale sur le matériau en question. Ces modèles traitent du comportement du matériau à l'échelle macro et font abstraction de sa microstructure et des différents mécanismes d'endommagement qui se produisent lors de la sollicitation mécanique. Par conséquent, un simple changement de la microstructure du matériau limitera leurs utilisations. Ce qui nous amène aux modèles micromécaniques présentés dans le paragraphe suivant.

1.3.6.4. Modèles d'endommagement progressifs (micromécaniques)

Les modèles d'endommagements progressifs diffèrent des modèles présentés avant en introduisant une ou plusieurs variables d'endommagement judicieusement choisies pour décrire la détérioration du composite. Ces modèles sont basés sur des hypothèses physiques décrivant

le mécanisme d'endommagement donnant suite à des dégradations macroscopiques des propriétés mécaniques. Ces modèles ont été divisés en deux catégories : les modèles d'endommagement qui prédisent la croissance de l'endommagement (e.g : le nombre de fissures transversales de la matrice par unité de longueur, la taille de la zone de délaminage) et les modèles corrélant la croissance d'endommagement et les propriétés mécaniques (rigidité, résistance).

a) Modèles prédisant la croissance d'endommagement

Parmi ces modèles, quelques-uns ont été proposés pour modéliser l'accumulation d'endommagement pour un type d'endommagement spécifique tel que la fissuration de la matrice, le délaminage. La majorité des modèles entrant dans cette catégorie utilisent des éprouvettes pré-entaillées pour initier un type d'endommagement bien précis.

Owen et Bishop (145) ont été parmi les premiers chercheurs à étudier une large catégorie de composites à fibre de verre. Ils ont essayé de prédire l'initiation d'endommagement à partir de trous au centre des spécimens sous chargement statique et en fatigue. Ils ont conclu que la loi de Paris est applicable à la croissance de fissure en fatigue pour les deux types de matériaux à fibre de verre qu'ils ont testé.

Bergmann et Prinz (146,147) ont proposé un modèle spécifique de la croissance de délaminage :

$$\frac{dA_i}{dN} = c \cdot f(G_{it})^n \quad EQ(1.121)$$

Avec A_i la zone de délaminage, G_{it} l'amplitude maximale du taux de libération d'énergie, c et n deux valeurs déterminées expérimentalement.

Dahlen et Sringer (148) ont proposé un modèle semi-empirique pour estimer la croissance de délaminage pour des laminés graphite/époxy sous chargement cyclique. Incluant le mode I le mode II et un mode mixte, assumant que le mode II n'a pas d'influence sur la croissance de délaminage. Le taux de croissance des fissures est décrit suivant une loi semblable à celle de Paris :

$$\Delta a \frac{\sigma_f^2}{E_y G_{crit}} = A \left(U \frac{G_{max}}{G_{crit}} \right)^b \quad EQ(1.122)$$

Où Δa est la croissance dans le sens normal du plan de délaminage. σ_f la résistance du pli, E_y le module transversal du pli, G_{crit} le taux de libération d'énergie critique, A et b deux

paramètres dépendants du matériau et de la contribution relative du mode I et du mode II sur la croissance du délaminage, U une fonction de $\frac{G_{max}}{G_{crit}}$ et de $\frac{G_{min}}{G_{max}}$

Feng et al (149) ont développé un modèle de prédiction de la croissance d'endommagement des composites à fibre de carbone due à la fissuration de matrice. A partir des observations expérimentales, ils ont conclu que le mode I de la croissance des fissures peut être décrit par une loi de Paris modifiée :

$$\frac{dA}{dN} = DG_{max}^n \quad EQ(1.123)$$

Avec A la zone d'endommagement due à la fissuration de matrice, N le nombre de cycles en fatigue, G_{max} le taux de libération d'énergie de déformation maximale durant un cycle, D et n deux constantes matériaux. La méthode est appliquée sur une poutre en I entaillée, en flexion quatre points et sur une autre éprouvette entaillée en traction.

b) Modèle d'endommagement progressif prédisant les propriétés mécaniques résiduelles

Cette catégorie de modèle relie une variable d'endommagement avec une propriété mécanique résiduelle (rigidité / résistance). Les équations de croissance d'endommagement sont souvent basées sur les mécanismes d'endommagement, les paramètres thermodynamiques, la micromécanique du critère de rupture (distance entre fissures, zone de délaminage...)

L'une des premières méthodes est de calculer la perte de rigidité due à la fissuration de la matrice. Elle a été établie par Highsmith et Reinfnsnider (150) pour des laminés. D'autres modèles de calcul de la rigidité résiduelle due à la fissuration de matrice basés sur des approches vibrationnelles ou par éléments finis ont été proposés par Nuismer et Tan (151), Brillaud et al mahi (152), El mahi et al (153), Joffe et Varna (154), Pradhan et al (155), Smith et ogin (156) et Kashtalyan et Souti (157).

Liu et Lessard (158) ont développé une variable d'endommagement globale D, égale à $C_m D_m$ ou bien à $C_d D_d$ dépendant du mécanisme d'endommagement dominant : fissuration de la matrice ou délaminage. D_m est une fonction de la densité de fissure tandis que D_d est une fonction de la zone de délaminage alors que C_m et C_d sont deux constantes dépendant des propriétés du matériau.

Le taux de croissance global de la variable d'endommagement est donné par :

$$\frac{dD}{dN} = \frac{A(\sigma_{max})^C}{BD^{B-1}} \quad EQ(1.124)$$

Où $D = 1 - E/E_0$ A, B et C des constantes et σ_{max} la contrainte maximale

Dans le cas de la fatigue traction-traction, quatre cas de figure se présentent afin de déterminer la durée de vie : un critère à fissuration de matrice, un critère de taille de délaminage, un critère à résistance résiduelle et finalement un critère à rigidité résiduelle.

Pour les deux premiers critères, une densité de fissuration ou une taille de délaminage maximale est définie. Pour les deux autres cas (résistance résiduelle ou rigidité résiduelle), on suppose que la relation S-N pour les laminés contenant un pli à 0° suit une loi de type puissance de la forme :

$$KN_f \sigma_{max}^b = 1 \quad EQ(1.125)$$

Où K et b sont deux constantes ; N_f la durée de vie en traction-traction pour le niveau de contrainte maximale σ_{max}

Lee et al (159–161) , proposent un modèle d'endommagement pour les composites à renforts discontinus orientés de manière aléatoire en présence de microfissures issues de la décohésion à l'interface fibre-matrice. L'idée est de remplacer d'une façon probabiliste les fractions de fibres saines en fibres décollées ou partiellement décollées (debonded fibers) grâce à une fonction de type Weibull. Ainsi, les fibres décollées constituent une nouvelle phase avec des propriétés qui diffèrent de celles des fibres saines.

Les travaux de Fitoussi et al (162) , suivis par ceux de Meraghni et al (163) proposent de définir un critère de rupture de type interfacial pour un composite à fibres discontinues implémenté dans un modèle multi-échelle d'homogénéisation. Il est basé sur le calcul des champs de contraintes locales normales et tangentielles au niveau de l'interface. Un critère local de décohésion à l'interface fibre-matrice est alors proposé. Il est de type Coulomb couplant par une fonction linéaire les contraintes normales et tangentielles à l'interface selon l'équation :

$$\sigma + \beta \cdot \tau = R \quad EQ(1.126)$$

où R représente la résistance de l'interface et β un paramètre de couplage.

Une seconde formulation quadratique (écriture elliptique) du critère est donnée par Jendli et al. (164)

$$\left(\frac{\sigma}{\sigma_0}\right)^2 + \left(\frac{\tau}{\tau_0}\right)^2 = 1 \quad EQ(1.127)$$

Les paramètres σ_0 et τ_0 correspondent respectivement aux contraintes normales et tangentielles à la rupture de l'interface. Etant donné que les deux phases principales du composite ont des caractéristiques différentes, il en résulte un saut de contrainte au niveau de l'interface. Il est donc nécessaire de calculer ces champs de contraintes. Pour ce faire, Meraghni et al (163) ont proposé une résolution théorique en posant σ_{int} le champ de contraintes interfaciales du côté renfort et σ_{ext} le champ de contraintes à l'interface du côté de la matrice. En fait, sur un point de l'interface, le vecteur de contraintes σ^v représente la projection de la contrainte σ_{ext} sur la normale \mathbf{n} à l'interface. Tout en respectant la condition de la continuité de la contrainte normale au niveau de l'interface (figure 1-20), il est encore égal à la projection de la contrainte σ_{int} sur la normale \mathbf{n} . Le champ de contraintes dans le renfort est également continu, il est de même projeté sur la normale \mathbf{n}_i . La contrainte normale σ est donc déterminée par une double projection. Celle tangentielle τ en découle selon l'expression suivante:

$$\begin{aligned}\sigma^v &= \sigma_i^{ext} n_i \\ \sigma &= \sigma_{ij}^{ext} n_i n_j \\ \tau &= \sqrt{\|\sigma^v\|^2 - \sigma^2}\end{aligned}\quad EQ(1.128)$$

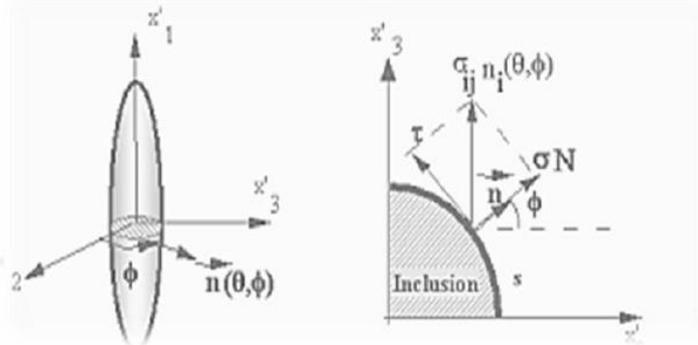


Figure 1-20 Calcul des contraintes normales et tangentielles au niveau de l'interface

Jendli (164) intègre ce critère quadratique sous la forme d'une probabilité de rupture de type Weibull afin de quantifier un pourcentage de rupture interfaciale. De même, Despringre (165) et Achour (17) dans de récents travaux utilisent le même critère elliptique de rupture interfaciale.

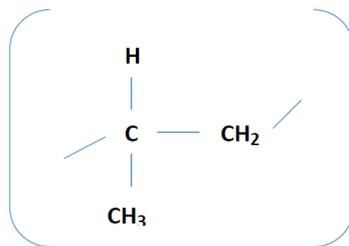
Récemment Tamboura et al (167) ont adapté le modèle initialement proposé par Jendly et al (164) pour la prédiction de la durée de vie en fatigue des SMC. L'approche proposée se base sur le suivi de l'endommagement en fatigue et permet d'introduire dans le modèle l'évolution des contraintes limites normales et tangentielles en fonction du nombre de cycles.

Dans le cadre de notre étude, nous allons essayer de combiner les différents types de modèles cités dans la partie 1.3.6 afin de proposer un modèle hybride pertinent capable de prédire la durée de vie des thermoplastiques renforcés

2. Chapitre 2: Matériau et méthodes

2.1. Matériau de l'étude : Le composite PPGF40

Le matériau composite utilisé dans le cadre de ces travaux est un polypropylène chargé en fibres de verre courtes avec un taux massique de 40 %. Il est fabriqué en collaboration entre les sociétés IDI et FLEX N GATE. Le matériau est obtenu par injection sous forme de plaques rectangulaires de dimensions : $400 \times 300 \times 3 \text{ mm}^3$. Afin de comparer les différents aspects mécaniques entre le polypropylène pur et celui chargé, nous recevons également le polypropylène pur injecté sous les mêmes conditions de fabrication et de dimensions et dont la formule chimique est la suivante :



2.1.1. La fibre de verre

Afin d'observer les fibres de verre contenues dans notre composite, nous utilisons un microscope à platine chauffante afin de prendre des images du matériau à l'état fluide. Les images sont ensuite traitées avec le logiciel ImageJ pour obtenir la longueur moyenne des fibres après injection ainsi que leur diamètre moyen. La fibre de verre utilisée possède un diamètre de $10 \mu\text{m}$. Cette fibre employée pour renforcer le matériau présente une longueur ne dépassant pas les 1 mm avant injection. Or, l'injection produit une rupture de fibres due à l'effort de cisaillement que subit le matériau.

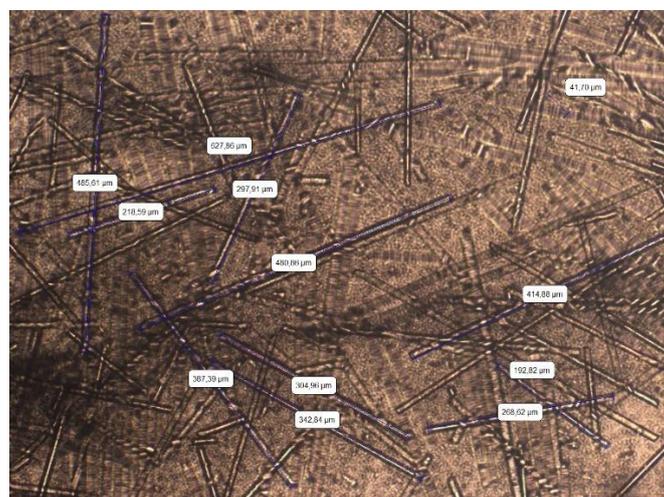


Figure 2-1 Fibres noyées dans la matrice

La figure 2-1 montre des fibres noyées dans la matrice polypropylène avec les longueurs de fibres équivalentes. La figure 2-2 représente les longueurs de fibres mesurées sur une image. Nous nous sommes arrêtés à 110 fibres mesurées puis nous avons tracé la moyenne de la longueur de fibre par cumul de mesures sur la figure 2-3. Nous constatons que la longueur moyenne des fibres se stabilise après 50 mesures sur une valeur d'environ 250 μm . Cette valeur sera utilisée notamment lors de la modélisation micromécanique du matériau.

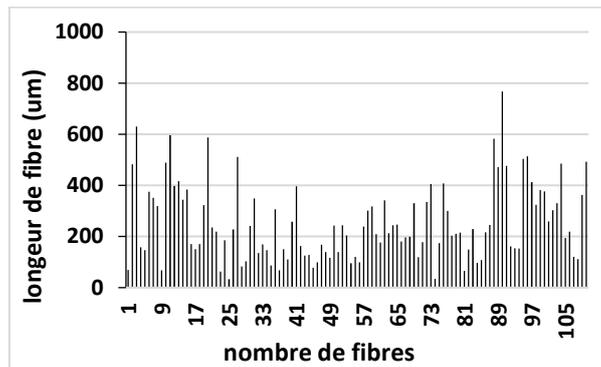


Figure 2-2 Répartition de longueurs de fibre sur 110 fibres mesurées

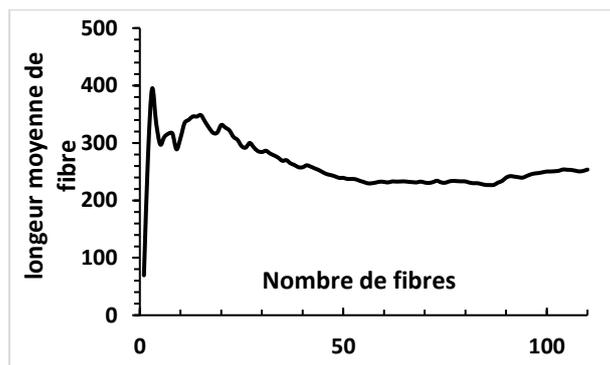


Figure 2-3 Longueurs moyennes des fibres

Quant au diamètre des fibres, nous avons procédé à des observations MEB (figure 2-4). Celles-ci ont un diamètre quasiment régulier de 10 μm .

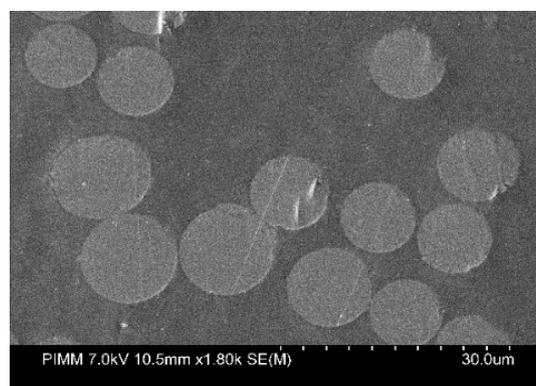


Figure 2-4 Diamètre des fibres

2.2. Caractérisation de la microstructure

L'utilisation des matières composites est fortement conditionnée par la capacité du constructeur à dimensionner les structures sous divers types de chargements. Dans la pratique, une pièce de structure réelle obtenue par le procédé d'injection (ou de compression) comporte inévitablement de multiples microstructures extrêmement variables d'un endroit à l'autre dues aux géométries complexes des pièces mécaniques mais aussi aux variations des forces d'écoulement induites lors du procédé de mise en forme. Cela rend le dimensionnement de ce type de pièce particulièrement difficile. En pratique les constructeurs utilisent pour le dimensionnement une même microstructure dite - équivalente - dans toute la structure. La connaissance de la microstructure et de sa variabilité dans la pièce à dimensionner est de première importance afin de proposer un modèle micromécanique prédictif de son comportement

2.2.1. Caractérisation par ultrasons

L'utilisation des techniques ultrasonores à des fins de contrôle ou de caractérisation des pièces et structures mécaniques est de plus en plus courante. Il s'agit d'onde vibratoire se propageant (dans notre cas) à des fréquences aux alentours de 5 MHz. L'objectif est de faire propager dans le matériau d'étude ces ondes ultrasonores suivant différentes directions et de mesurer leurs vitesses de propagation. La vitesse de propagation des ondes ultrasonores est directement liée à la rigidité du matériau et cela suivant le tenseur de Christoffel. Nous pouvons dès à présent dire que plus la vitesse de propagation est élevée dans une direction particulière, plus le matériau sera rigide et donc comporte plus de fibres orientées dans cette direction.

Pour les méthodes de contrôle, nous distinguons principalement les deux suivantes :

- Méthode par contact : Cette technique nécessite l'utilisation de 2 sondes placées de part et d'autre et en vis-à-vis de la pièce à examiner. L'une des sondes est émettrice, l'autre réceptrice.
- Méthode par immersion : Dans cette méthode, et comme sa désignation l'indique, la pièce est intégralement immergée dans un liquide généralement de l'eau.

Nous nous intéressons plus particulièrement à la technique par immersion et nous allons présenter dans la partie suivante son principe d'utilisation ainsi que les différentes étapes suivies en vue de caractériser la macrostructure des plaques injectées.

La variabilité de la microstructure au sein d'une pièce ou d'une plaque composite injectée peut être mise en évidence grâce à une technique ultrasonore originale développée au sein du Laboratoire PIMM. Cette technique non destructive détecte une éventuelle anisotropie dans le matériau étudié, ce qui nous permet d'identifier les zones ayant une microstructure similaire type ce qui nous permettra par la suite de bien choisir les endroits pour prélever nos échantillons.

2.2.1.1. Démarche expérimentale

Elle consiste à immerger deux sondes identiques dans un bac rempli d'eau : une première émettrice notée (E.) et une seconde réceptrice notée (R). Les deux sondes sont positionnées l'une en face de l'autre à une distance (d) connue (figure 2-5). Dans un premier temps il s'agit de mesurer la vitesse de propagation des ondes dans le liquide seul. Pour cela, à l'aide d'un oscilloscope, on détermine le temps de vol t_0 et connaissant la distance d on en déduit la vitesse V_0 :

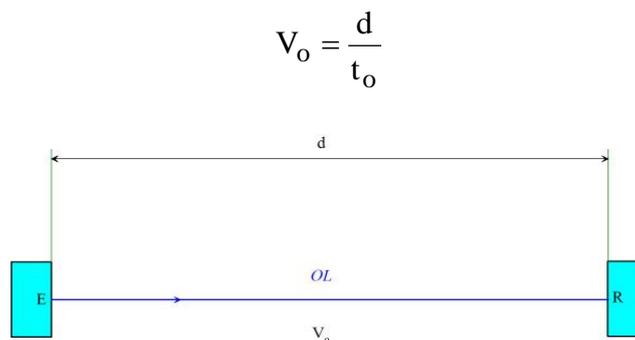


Figure 2-5 Principe de la méthode ultrasonore : détermination du temps de vol V_0

Dans un second temps, on dispose sur le trajet ultrasonore, l'élément de notre matériau dont on souhaite connaître la direction privilégiée des fibres (figure 2-6). Cet élément est disposé perpendiculairement au faisceau ultrasonore. Cela permet de générer des ondes longitudinales OL (onde de compression) dans le matériau. L'épaisseur « e » est généralement déterminée à l'aide d'un micromètre ou un pied à coulisse. Nous mesurons alors le nouveau temps de vol t_e (toujours à l'aide d'un oscilloscope).

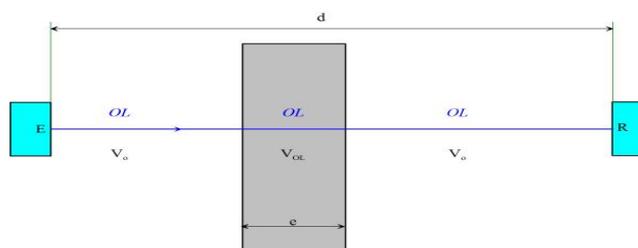


Figure 2-6 : Principe de la méthode ultrasonore : détermination de la vitesse V_e

Le temps t_e est alors égal à :

$$t_e = \frac{d-e}{V_o} + \frac{e}{V_e}$$

Où V_e est la vitesse, en OL, dans l'échantillon. Calculs faits, nous obtenons finalement :

$$V_e = \frac{e}{t_e - \frac{d-e}{V_o}} = V_{OL}$$

Pour beaucoup de matériaux composites de faible épaisseur tels que ceux utilisés dans l'automobile, on constate que les fibres sont toutes contenues dans le plan de la plaque. Il est alors possible de considérer que la vitesse de l'onde longitudinale V_{OL} ne dépend principalement que de la teneur en fibres. En effet, dans cette configuration, la vitesse de l'onde longitudinale ne dépend pas de l'orientation des fibres et restera donc quasiment constante malgré l'anisotropie du matériau.

Une troisième étape de l'analyse par ultrasons consiste à tourner l'échantillon à l'aide du dispositif illustré dans la figure 2-7 d'un angle d'incidence (i). Cette configuration permet de générer des ondes transversales qui vont à leur tour se propager à la vitesse V_{OT} à travers l'épaisseur de l'échantillon selon une direction (r) régie par la loi de Snell-Descartes (figure 2-8):

$$\frac{\sin(i)}{V_o} = \frac{\sin(r)}{V_{OT}}$$

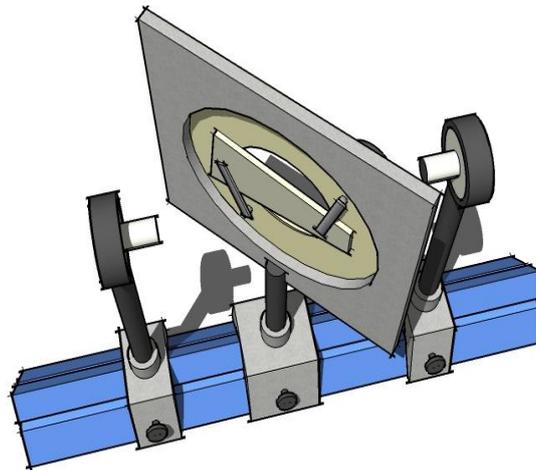


Figure 2-7 : Porte échantillon utilisé pour la caractérisation ultrasonore permettant le contrôle de l'angle d'incidence (i) ainsi que le sens de propagation des ondes transversales

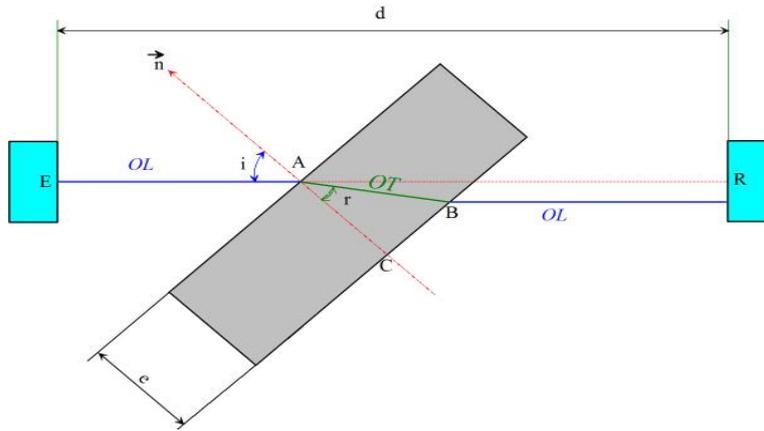


Figure 2-8 : Principe de la méthode ultrasonore : détermination de la vitesse des ondes transversales

Sur l'oscilloscope nous lisons le nouveau temps de vol t_e . En tenant compte des parcours EA et BR qui se font à la vitesse V_o et le parcours AB qui lui s'effectue à la vitesse V_{OT} , le temps de vol est égal à :

$$t_e = \frac{EA + BR}{V_o} + \frac{AB}{V_{OT}}$$

Cette dernière relation, couplée à celle de Snell-Descartes, nous donne, tous calculs faits, l'expression suivante pour la vitesse V_{OT} :

$$V_{OT} = \frac{eV_o}{\sqrt{e^2 + 2eV_o(t_e - t_o) \cos(i) + V_o^2(t_e - t_o)^2}}$$

Envisageons les deux cas extrêmes où les renforts (fibres) sont orientés, dans un premier temps, selon le plan d'incidence (plan contenant les axes du faisceau ultrasonore dans l'eau et dans l'échantillon ainsi que la normale \vec{n}), puis dans un second temps orthogonalement à ce dernier représentés dans la figure 2-9 (par rotation de 90° autour de la normale \vec{n}).

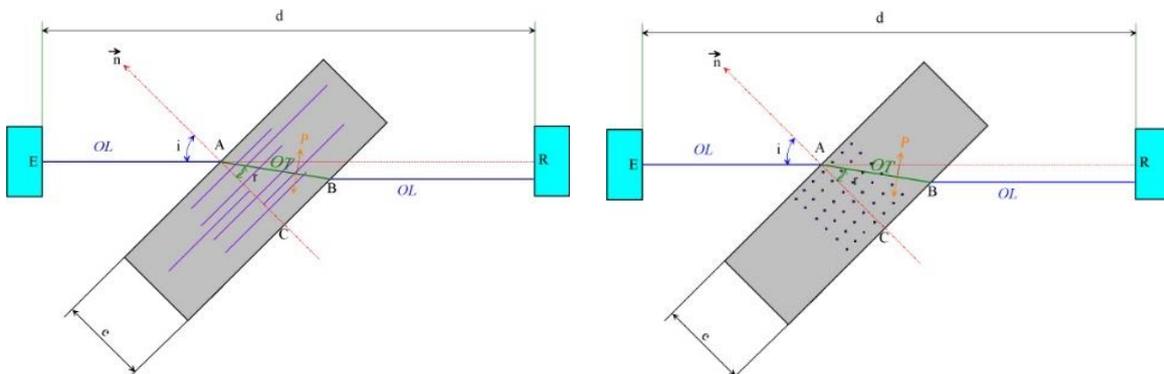


Figure 2-9 Orientation des renforts selon le plan incidence Orientation des renforts perpendiculairement au plan d'incidence.

Dans le premier cas, la vitesse des OT est plus importante que celle du second cas. Toutes choses égales par ailleurs, les sections de renforts offertes au cisaillement sont plus importantes dans le 1^{er} cas que dans le second. Si nous faisons varier « i » de -90° à +90° nous aurons une figure des vitesses qui aura l'allure générale suivante :

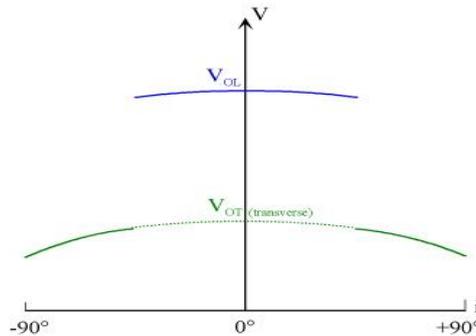


Figure 2-10 Allure de la vitesse des ondes longitudinales et transversales pour une rotation entre -90°/90 °

Mais dans un cas plus général où il y a une distribution angulaire (non aléatoire) des fibres, il est important de définir sur la pièce à étudier un repère local. Ainsi on pourra indiquer, dans ce repère, les directions pour lesquelles nous obtenons les V_{OT} rapides (sens des fibres majoritairement dans le plan d'incidence) et lentes (sens des renforts dans un plan orthogonal au plan d'incidence)

Nous pouvons aussi définir un coefficient de biréfringence K , en faisant tourner l'élément (par pas angulaire régulier et connu ce qui conduit à N points de mesure sur les 360°) autour de l'axe n :

$$K = \frac{V_{OT\max} - V_{OT\min}}{V_{OT\text{moy}}}$$

avec

$$V_{OT\text{moy}} = \frac{1}{N} \sum V_{OT\text{mesurées}}$$

Ce coefficient donne une indication sur le facteur de distribution F_d . Plus ce coefficient est important, plus il y a de renforts orientés dans la direction de $V_{OT\max}$ par rapport à ceux orientés dans la direction $V_{OT\min}$.

2.2.2. Observation microscopique

Dans le but de caractériser la microstructure en termes d'orientation des fibres dans l'épaisseur, orientation induite par le procédé d'injection en nappe des plaques de polypropylène renforcées par des fibres courtes, on a utilisé la technique d'observation au MEB

(Microscope Electronique à Balayage). On a établi par ailleurs une cartographie d'images (environ 32 images) à un grossissement de 200 sur une zone dans l'épaisseur de l'échantillon de dimensions ($3 \times 2 \text{ mm}^2$) pour mettre en évidence l'effet « cœur-peau » de la microstructure. Nous utilisons pour cette étude des échantillons rectangulaires de dimensions $50 \times 10 \times 3 \text{ mm}^3$ découpés par jet d'eau dans le sens d'injection (Mold flow direction). Ces échantillons sont ensuite polis puis métallisés comme décrit ci-dessous

2.2.2.1. Préparation d'échantillon

- **Le polissage**

Il s'agit d'un polissage manuel avec des vitesses de rotation variant entre 150 et 300 tr/min. Nous commençons par réaliser un premier polissage d'ébauche avec drap rigide de $9 \mu\text{m}$ pendant 10 min puis avec un drap de $6 \mu\text{m}$ pendant 15 min. Cette première phase de polissage permet de retirer pratiquement tous les défauts induits par le procédé de découpe par jet d'eau.

Nous procédons ensuite à un polissage plus fin avec des draps semi-rigides de types tissu et velours et des solutions diamantées de différentes finesses. Nous utilisons dans cette étape trois draps différents :

- Drap semi-rigide tissu avec solution de $9 \mu\text{m}$ pendant 10 min
- Drap semi-rigide tissu avec solution diamantée de $6 \mu\text{m}$ pendant 20 min
- Drap semi-rigide velours avec solution diamantée de $1 \mu\text{m}$ pendant 15 min

L'étape de polissage est de grande importance pour la suite des observations MEB et plus particulièrement pour l'observation des mécanismes d'endommagement. Il s'agit ici de préserver au maximum l'interface fibre-matrice afin de ne pas engendrer des défauts supplémentaires qui peuvent fausser nos observations. Notons ici que le polissage est effectué de manière manuelle. Plusieurs techniques peuvent être utilisées ; nous avons privilégié des rotations de 90° de l'échantillon toutes les minutes avec un déplacement radial de l'extérieur des draps vers l'intérieur.

- **La métallisation**

Cette étape consiste à déposer une fine couche d'or sur la surface de l'échantillon à observer afin d'améliorer sa conductivité et ainsi la résolution des images acquises. L'échantillon est positionné en face de la source d'or puis maintenu en rotation sous vide

pendant 1min 30 à 2 min. Les fines particules d'or se déposent alors sur la surface de l'échantillon à observer.

2.2.2.2. Détermination du V.E.R

Afin d'analyser quantitativement la distribution d'orientation des fibres par des observations au MEB, nous avons procédé à une analyse préliminaire visant à déterminer le V.E.R (Volume Élémentaire Représentatif) sur notre matériau composite. Ce dernier doit être suffisamment grand pour contenir toutes les échelles à considérer et par conséquent toutes sortes d'hétérogénéités de la microstructure (toutes les orientations de fibres, porosités, zones pauvres en fibres, zones riches en fibres). Toutefois, ce volume doit être également assez petit afin de justifier une sollicitation macroscopique homogène.

Cette analyse consiste à optimiser le nombre de mesures à prendre ou autrement dit, le nombre minimal et nécessaire d'images permettant de définir un V.E.R qui nous assure une mesure statistiquement représentative afin de déterminer la distribution de l'orientation des fibres. Pour ce faire, on a pris un certain nombre de photos de l'échantillon au MEB avec un grossissement de 500 et on a calculé le nombre de fibres par image. On reporte sur un graphe le résultat pour chaque cumul d'images (figure 31). Une fois la courbe stabilisée, on admet que le nombre d'images est suffisant pour la caractérisation de la microstructure de notre matériau à une échelle micro (grossissement 500) où Δn représente sur le graphe l'erreur de mesure admissible. La figure 2-11 permet de déterminer le nombre d'images à prendre en considération pour l'analyse de la microstructure ; il est fixé à environ 24 images

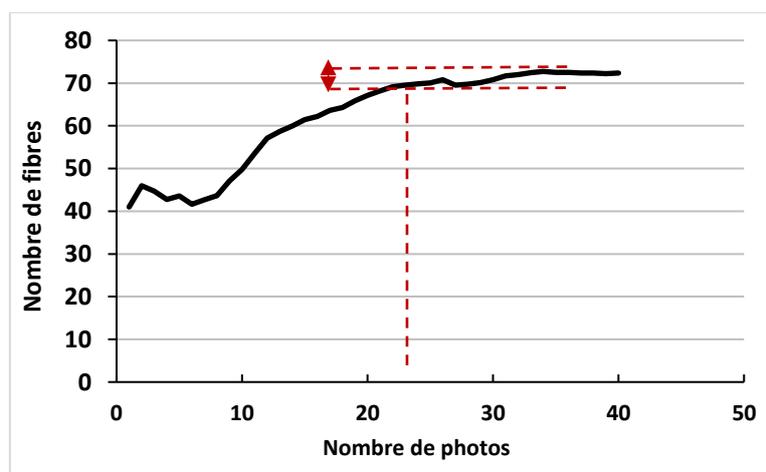


Figure 2-11 Optimisation du nombres d'images

2.3. Caractérisation physico-chimique

L'analyse physico-chimique fait appel à plusieurs techniques de caractérisation des polymères. Des analyses par calorimétrie différentielle à balayage (DSC) et par Analyse Mécanique Dynamique (DMA) ont été utilisées pour déterminer les différentes propriétés physico-chimiques.

2.3.1. Analyse thermique : Calorimétrie différentielle à balayage (DSC)

L'analyse enthalpique différentielle (DSC) est une technique basée sur l'étude des échanges thermiques entre un échantillon et le milieu extérieur. Appliquée aux domaines des polymères, elle permet de déterminer des caractéristiques thermiques telles que les transitions du 1^{er} ordre, à savoir la fusion et la cristallisation ou les transitions du 2nd ordre comme la transition vitreuse. Elle permet également de mesurer la capacité thermique spécifique ou encore d'observer des phénomènes chimiques tels que l'oxydation, la réticulation, la dégradation ou autres types de réactions.

La DSC peut se résumer à la mesure de la variation du flux de chaleur (dQ/dt) entre un échantillon et une référence à pression constante. Elle s'exprime selon l'équation suivante:

$$\frac{dQ}{dt} = C_p \frac{dT}{dt} + \frac{dq}{dt}$$

Où $\frac{dQ}{dt}$ est le flux de chaleur enregistré, C_p est la capacité thermique de l'échantillon, $\frac{dT}{dt}$ la vitesse de chauffe, et $\frac{dq}{dt}$ le flux de chaleur absorbée ou libérée lors d'un changement d'état.

Dans cette étude nous avons utilisé l'appareil DSC Q10 V9.0 de chez TA instruments. L'analyse des thermogrammes nous permet de mettre en évidence les changements structuraux du matériau qui se produisent avec la température.

▪ Détermination de la température de transition vitreuse T_g

La température de transition vitreuse marque le passage réversible de la phase amorphe de l'état vitreux ($T < T_g$) à l'état caoutchoutique ($T > T_g$) visqueux. Cette température est généralement déterminée par un point d'inflexion. Dans la procédure employée, la détection du saut de capacité calorifique qui identifie la transition vitreuse est difficile à déterminer à partir de la DSC pour les polymères semi-cristallins. Cependant, la T_g sera facilement identifiée par la méthode d'analyse dynamique mécanique (DMA).

2.3.2. Essais dynamiques spectroscopie mécanique (DMTA)

Un comportement viscoélastique à une sollicitation donnée va permettre de rendre compte de l'influence du temps dans la réponse du matériau. Lorsqu'un polymère est soumis à une sollicitation répétée, un décalage entre la déformation (sollicitation) et la contrainte (réponse du matériau) est mesuré. L'angle de déphasage δ provient du comportement viscoélastique. Si on émet l'hypothèse que la déformation et donc la contrainte varient sinusoïdalement dans le temps :

$$\varepsilon = \varepsilon_0 \cdot \sin \omega t = \varepsilon_0 \cdot e^{i\omega t}$$

$$\sigma = \sigma_0 \cdot \sin(\omega t + \delta) = \sigma_0 \cdot e^{i(\omega t + \delta)}$$

Où ω est la fréquence angulaire. A partir des deux équations précédente on pourra écrire l'expression du module complexe E^* ,

$$E^* = \frac{\sigma}{\varepsilon} = \frac{\sigma_0 \cdot e^{i(\omega t + \delta)}}{\varepsilon_0 \cdot e^{i\omega t}} = \frac{\sigma_0}{\varepsilon_0} e^{i\delta} = \frac{\sigma_0}{\varepsilon_0} (\cos \delta + i \sin \delta) = E' + i \cdot E''$$

E' est le module de conservation. Il représente la partie réelle, soit le module élastique (énergie accumulée sous forme d'énergie potentielle). E'' est le module de perte, il représente la partie imaginaire, soit l'aspect visqueux (caractéristique de la dissipation d'énergie). $\tan \delta$ est le facteur de dissipation ($\tan \delta = \frac{E''}{E'}$).

Nous avons utilisé pour cette analyse un spectromètre mécanique dynamique de type TA instrument DMA Q800. Ces analyses ont consisté à solliciter, en flexion 3 points, un barreau de PPGF de dimension ($50 \times 10 \times 3 \text{ mm}^3$) en lui appliquant une déformation sinusoïdale de 0.1%, les fréquences d'études sont fixées à 1 Hz et 10 Hz. L'essai est réalisé sur une plage de températures allant de $-70 \text{ }^\circ\text{C}$ à $120 \text{ }^\circ\text{C}$ avec une vitesse de $2 \text{ }^\circ\text{C}/\text{min}$. L'analyseur applique des oscillations en flexion avec double encastrement à l'échantillon en utilisant le montage dit « Dual cantilever » tout en évoluant lentement à travers la plage de température utilisée. Ces essais ont pour but de déterminer les transitions que subit le matériau en fonction de la température par la mesure de ses réponses viscoélastiques à partir de la variation du module de Young complexe. Les résultats d'un essai DMTA sont généralement donnés sous forme d'un

tracé graphique de E , E'' , et $\tan \delta$ en fonction de la température. Ceci nous permet d'identifier les régions de transition de la matière généralement, la zone de transition vitreuse.

2.4. Caractérisation mécanique

2.4.1. Traction monotone

Les essais de traction monotone sont réalisés à l'aide d'une machine servo-hydraulique MTS à température ambiante et à une vitesse de déplacement de 2 mm/min. correspondant à une vitesse de déformation de $4 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$. Cela nous permet de tracer les courbes contrainte-déformation pour les trois orientations testées (0° , 45° et 90°) ainsi que pour le PP pur. Une technique d'analyse d'image sans contact permet de mesurer la déformation en suivant le déplacement relatif de deux points marqués sur la surface de l'échantillon avant le test. Nous utilisons ici une caméra Nikon pour enregistrer une vidéo de l'essai. La vidéo est ensuite traitée avec le logiciel imageJ et permet d'avoir la déformation réelle de l'éprouvette dans la zone utile.

Sur la même machine servo-hydraulique MTS, et étant limité par la capacité de la machine, nous effectuons les essais de traction à des vitesses de déplacement de 2mm/min, 150mm/min et 300 mm/min, cela correspond respectivement aux taux de déformation de : $4 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$, $0,04 \text{ s}^{-1}$ et de $0,25 \text{ s}^{-1}$. Nous pouvons ainsi observer l'effet de la vitesse sur le comportement en traction à la limite du domaine quasi-statique.

L'effet de la température a également été étudié en effectuant les essais à des températures contrôlées de 85°C et -30°C et à une vitesse de déformation de $4 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$. Dans ce cas, les échantillons sont conditionnés à l'intérieur d'une enceinte climatique pendant 30 min afin d'obtenir une température uniforme sur tout l'échantillon

2.4.2. Essais de charge décharge

Afin d'étudier l'évolution de l'endommagement et de la plasticité macroscopiques au régime quasi-statique, des tests de charge-décharge à différentes contraintes maximales sont effectués à une vitesse de 2 mm/min et à température ambiante. Pour chaque essai, l'échantillon est soumis à un total de huit à dix cycles de charge-décharge et à un écart de contrainte croissant progressivement d'environ 10% de la contrainte de traction ultime (S_u), comme indiqué sur la figure 2-12. La déformation résiduelle à contrainte nulle donne une évaluation de la déformation plastique apparente macroscopique résiduelle. Le module d'Young est calculé par la pente de la courbe dans la zone quasi-linéaire de chaque cycle. L'évolution du module d'Young au long de l'essai est utilisée comme indicateur d'endommagement macroscopique.

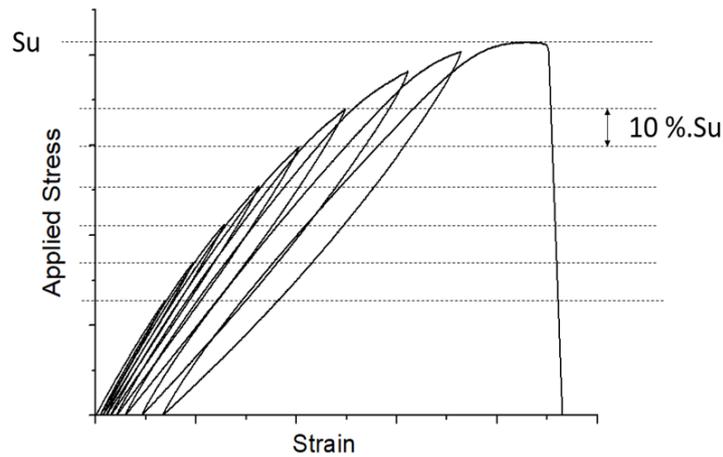


Figure 2-12 Méthodologie expérimentale des essais de charge décharge

2.4.3. Essais de fatigue traction- traction

Les essais de fatigue ont été effectués sur une machine de fatigue hydraulique MTS 830 équipée d'une cellule de 10 kN. Un signal sinusoïdal a été appliqué avec un pilotage en force, à amplitude constante et à rapport de charge fixe R de 0.1. La fréquence principale d'étude est fixée à 10 Hz, cela correspond approximativement à un taux de déformation de $0,25 \text{ s}^{-1}$.

Les essais de fatigue sont précédés d'un premier cycle de charge-décharge-recharge à la contrainte appliquée en fatigue, cela afin de déterminer la première baisse de raideur $\left(\frac{E_1}{E_0}\right)$. Cette première perte de raideur peut également être déterminée via les essais de charge-décharge monotones.

La machine de fatigue que nous utilisons permet généralement d'atteindre la consigne appliquée c'est-à-dire l'amplitude voulue après 22 cycles correspondant à la période de stabilisation comme décrit sur la figure (2-13). Ce nombre de cycles nécessaires à la stabilisation est lié à plusieurs paramètres notamment la puissance de la machine, la résistance du matériau et la fréquence appliquée.

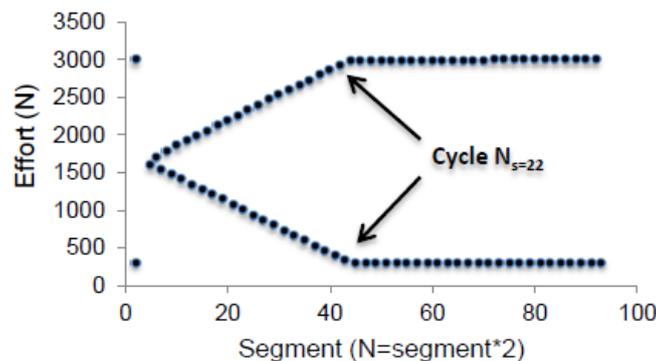


Figure 2-13 Nombre de cycles nécessaires pour la stabilisation de la consigne

Pour chaque essai, le matériau subit un premier cycle de charge-décharge-recharge, suivi de 22 cycles correspondant à la période de stabilisation et finalement le nombre de cycles à rupture correspondant à l'amplitude appliquée. Toutefois, lors du suivi de l'endommagement en fatigue nous supposons que pour les 22 cycles de stabilisation le matériau ne subit aucun endommagement supplémentaire.

Le comportement mécanique en fatigue des trois orientations testées (0°, 90° et 45°) à la fréquence de 10 Hz est étudié via l'évolution de la perte de rigidité en fatigue $\left(\frac{E_n}{E_{22}}\right)$, de la déformation plastique apparente et de l'auto-échauffement tout au long des essais. Notons ici que le module dynamique pour chaque cycle E_n est calculé via la méthode pic-pic. La température de l'échantillon est suivie à l'aide d'une caméra infrarouge sans contact.

La fréquence a généralement un impact majeur sur le comportement et la durée de vie en fatigue et notamment lors de la fatigue thermomécanique. De ce fait une deuxième fréquence de 1 Hz est étudiée car pour cet ordre de fréquence l'auto-échauffement est presque inexistant. Une comparaison entre les deux fréquences et notamment leurs impacts sur la durée de vie est réalisée.

Le cahier des charges des hayons en PPGF 40 impose une température de fonctionnement pouvant atteindre les 85 °C. La nature semi-cristalline de la matrice PP implique une grande dépendance du comportement mécanique du matériau à température d'utilisation et particulièrement à cause de la T_g du matériau relativement basse (de l'ordre de 5 °C). Nous réalisons une autre campagne d'essais de fatigue à 10 Hz et à température de 85 °C ; les éprouvettes sont alors conditionnées, comme déjà cité, dans une enceinte climatique pendant 30 min.

Afin de surmonter les problèmes liés au processus d'usinage, les éprouvettes de traction ont été obtenues par la technique de découpe par jet d'eau à partir des plaques injectées.

Les échantillons ont été extraits du centre des plaques pour avoir une microstructure globalement uniforme. Afin d'étudier l'anisotropie du matériau due à l'orientation des fibres, les échantillons ont été découpés selon trois directions: 0 ° (sens longitudinal), 90 ° (sens travers) et à 45 ° par rapport à la direction d'injection. La figure 2-14 montre la géométrie en haltère permettant une répartition uniforme des contraintes tout au long de la zone utile.

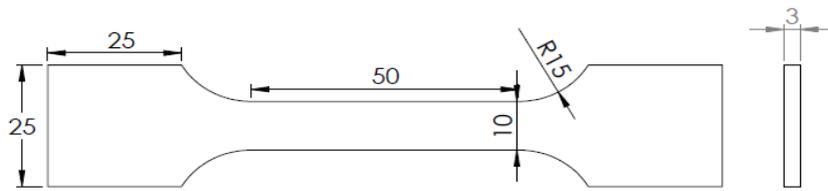


Figure 2-14 Eprouvettes pour essais mécaniques

2.5. Analyse des mécanismes d'endommagement

L'analyse des mécanismes d'endommagement en monotone est menée à partir des essais in situ sous MEB. L'intérêt de ce type d'essais est de pouvoir observer en temps réel les mécanismes d'endommagement qui interviennent lors du chargement, leur seuil et leur cinétique d'évolution. La zone d'observation est située à la surface de l'épaisseur du matériau, avec une attention particulière pour la zone soumise à des contraintes de traction. En effet, sous un chargement en flexion 3 points, la contrainte de traction est maximale sur la zone extérieure opposée au point d'appui central. Cette technique permet de limiter la zone d'observation à celle où l'endommagement est maximal. Elle permet aussi d'observer les différences de mécanismes entre traction et compression.

L'analyse quantitative des mécanismes d'endommagement est réalisée sur un certain nombre d'images délimitant le V.E.R. Afin de déterminer ce dernier nous avons procédé à une analyse statistique qui permet de déterminer le nombre d'images nécessaire pour constituer le VER

Les essais de flexion in situ sont pilotés en déplacement avec une vitesse de 0,2 mm/min et sont effectués dans un MEB Hitachi 4800. Dans le cadre de notre étude, les échantillons ont tous été métallisés à l'or afin d'améliorer la résolution des images acquises. En se basant sur les résultats de la caractérisation du comportement du PPGF 40 en flexion monotone et en charge-décharge, on a pu déterminer les niveaux d'observation in situ à des efforts préalablement définis. L'étude des mécanismes d'endommagement s'est limitée sur les échantillons de composite découpés dans le sens transversal et à 45° uniquement. Afin d'analyser et comparer les mécanismes d'endommagement en fatigue par rapport à ceux induits par un chargement monotone, on a effectué des observations au MEB sur des échantillons sollicités en fatigue à un niveau de durée de vie défini préalablement en se basant sur la courbe de Wöhler.

Les essais de flexion trois points in situ MEB ont pour objectif d'étudier qualitativement et quantitativement les mécanismes d'endommagement qui interviennent dans le PPGF 40 ainsi

que leur seuil et leur cinétique d'apparition. Nous utilisons pour les essais des éprouvettes rectangulaires découpées par jet d'eau dans les trois directions 0° , 45° et 90° de dimensions $50 \times 10 \times 3 \text{ mm}^3$. La procédure de polissage et de métallisation est décrite dans la partie 2.2.2.1.

2.5.1.1. *Protocole d'essai*

Nous utilisons pour les essais de flexion le montage trois points indiqué sur la figure 2-15. L'entraxe du montage est de 40 mm et les axes ont un diamètre de 5 mm. Le montage est lié à une platine de micro-flexion DEBEN d'une capacité maximale de 5 kN. Le tout est disposé délicatement à l'intérieur du MEB HITACHI. Avec un pilotage en déplacement d'une vitesse de 0,2 mm/min nous effectuons des arrêts a certain niveau de la charge afin d'observer et de prendre des images de l'évolution de l'endommagement au sein de la surface observée. Nous essayons de minimiser au maximum les temps d'arrêt afin d'éviter les phénomènes de relaxation.

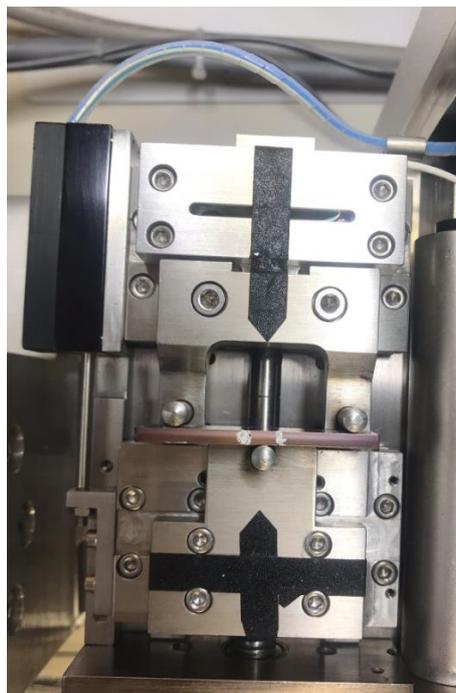


Figure 2-15 Image du montage de flexion trois points

Les conditions de l'essai sont schématisées sur la figure 2-16. Nous nous focalisons sur la zone travaillant en traction, toutefois pour les éprouvettes sens transversal, nous prenons des images sur la zone travaillant en compression.

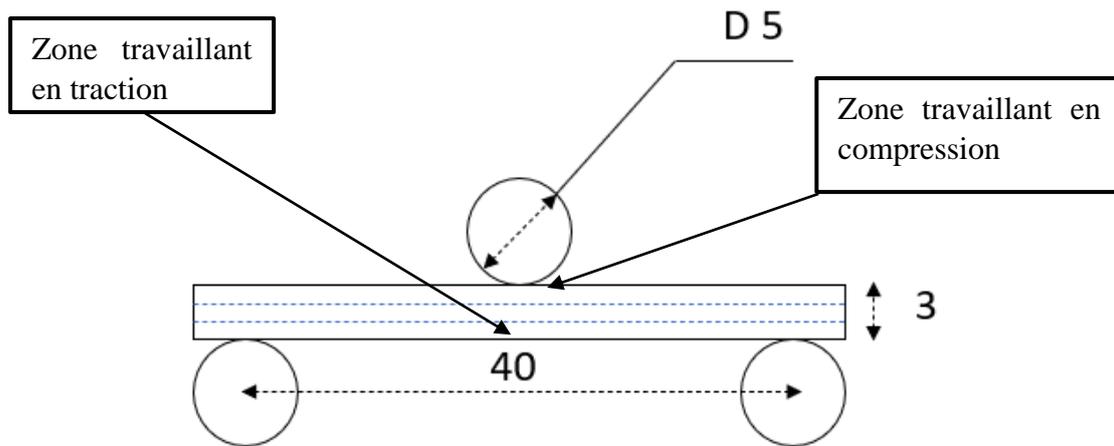


Figure 2-16 Schématisation des essais de flexion trois points

De cette façon nous allons pouvoir analyser les mécanismes d'endommagement qui se manifestent lors d'une sollicitation mécanique de type flexion. Un chapitre est entièrement dédié à cet effet.

2.5.2. Fractographie

Nous nous intéressons à l'observation des faciès de rupture dans le cas de la traction monotone et de la fatigue traction-traction. Les éprouvettes rompues lors des essais de traction et de fatigue sont conservées et soumises à des observations microscopiques à l'aide du MEB HITACHI afin d'analyser qualitativement et de comparer les mécanismes d'endommagement se produisant pour les deux types de sollicitation. Nous avons choisi pour les éprouvettes de fatigue celles ayant une durée de vie entre 70 000 cycles et 100 000 cycles. Afin de préserver la morphologie et les informations contenues dans les faciès de rupture, ces dernières ne sont pas soumises au polissage, cependant nous procédons à une métallisation à l'or comme décrit dans le paragraphe 2.2.2.1.

Outre les observations au niveau de la tranche des échantillons, on a effectué des observations sur les faciès de rupture des échantillons sollicités en flexion monotone et en fatigue à des fins de comparaison. Ainsi, on pourra évaluer l'effet du type de chargement sur les mécanismes d'endommagement locaux et évaluer la nécessité de les intégrer dans la simulation prédictive

3. Chapitre 3 : Caractérisation expérimentale

3.1. Caractérisation de la microstructure

Nous commençons ce chapitre par la caractérisation de la microstructure du matériau d'étude qui conditionne les propriétés mécaniques qui seront étudiées par la suite. Au chapitre suivant, nous étudierons les mécanismes de dégradation de cette microstructure lorsque le matériau est sollicité. Enfin, notons que les paramètres de la microstructure déterminés dans ce chapitre constituent une partie des données d'entrée du modèle micromécanique développé au chapitre 5. La méthodologie ultrasonore développée au sein du laboratoire et détaillée au chapitre précédent est tout d'abord utilisée.

3.1.1. Caractérisation par ultrasons

Les plaques injectées sont découpées en 16 parties comme illustrées sur la figure 3-1-a. Nous excluons les bords des plaques de l'étude, car ces derniers montrent généralement beaucoup plus de dispersion microstructurale due aux effets de bord. Les seize échantillons sont ensuite caractérisés par ultrasons afin de déterminer les vitesses de propagation des ondes transversales V_{OT} et de pouvoir calculer le coefficient de biréfringence.

Les diagrammes polaires de vitesses des ondes ultrasonores de cisaillement en fonction de l'angle de rotation de l'échantillon sont représentés sur la figure 3-1-b. Ces derniers montrent clairement une forte anisotropie du matériau due au procédé d'injection utilisé. L'axe principal de la courbe polaire ainsi que sa forme plus ou moins allongée indiquent une orientation des renforts plus ou moins marquée. Cette dernière est d'ailleurs caractérisée par le coefficient de biréfringence acoustique K défini au chapitre 2. La flèche rouge indique la direction privilégiée des renforts. La direction des flèches est donc choisie selon la direction des $V_{OT \max}$. On constate que l'orientation principale des fibres ainsi déterminée correspond bien à la direction d'injection des plaques prise comme axe de référence pour les 16 échantillons.

La cartographie de la plaque injectée (figure 3-1-b) mettant en évidence les orientations privilégiées dans toute la plaque et montre que cette dernière est relativement homogène. Toutefois, quelques variations peuvent être localement constatées, ce qui expliquera certaines variations du comportement mécanique. Par ailleurs, la figure 3-2 montre que l'intensité de l'orientation des fibres évolue à la hausse quand on passe du bas de la plaque ($K=15,48$) au haut de la plaque ($K=18,35$). Toutefois, cette variation reste relativement faible. On note aussi que la valeur moyenne des vitesses varie peu, ce qui permet d'affirmer que le taux de renforts est relativement homogène au sein de la plaque.

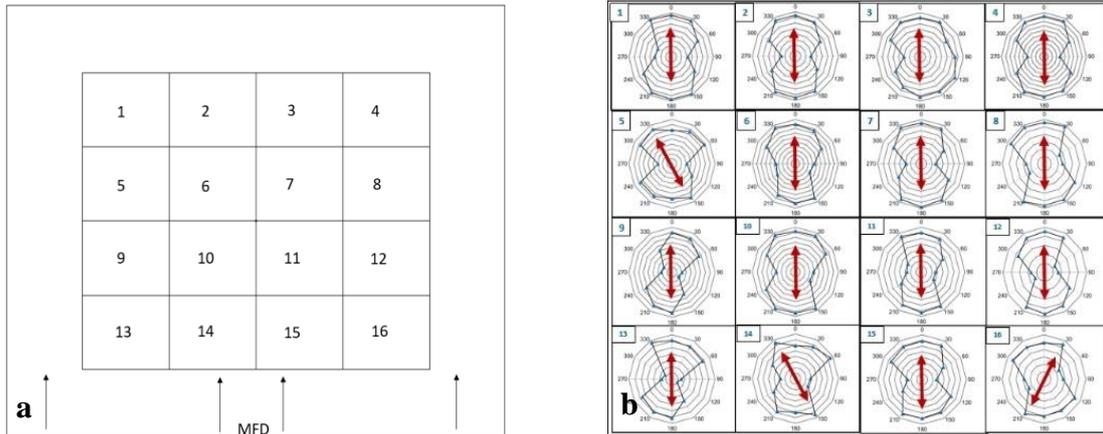


Figure 3-1 a) Plan de découpe des plaques injectées b) Diagrammes polaires de vitesses des ondes ultrasonores de cisaillement en fonction de l'angle de rotation de l'échantillon

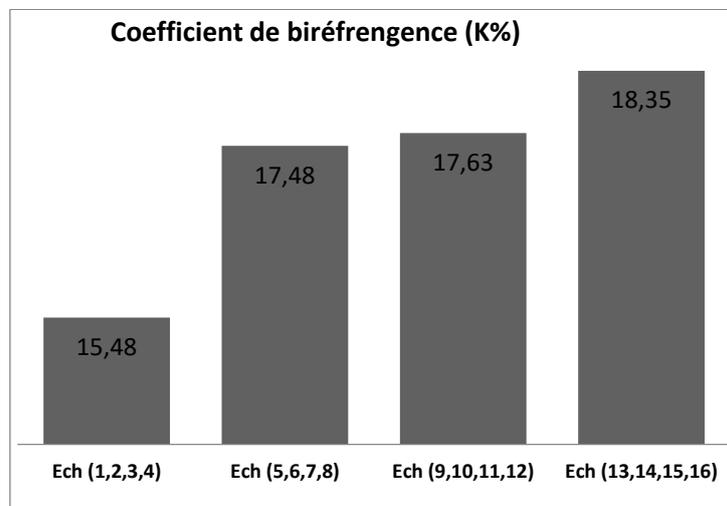


Figure 3-2 Variation en moyenne du coefficient de biréfringence K (%)

Ces résultats permettent de conclure à une bonne homogénéité globale des plaques injectées.

3.1.2. Caractérisation par observation MEB

3.1.2.1. Analyse qualitative de la microstructure

Les résultats des observations au MEB dans l'épaisseur de l'échantillon découpé parallèlement à la direction de l'écoulement sont présentés ci-après sous forme d'une cartographie d'images assemblées (32 images) sur une zone de l'échantillon de dimensions ($3 \times 2 \text{ mm}^2$) :

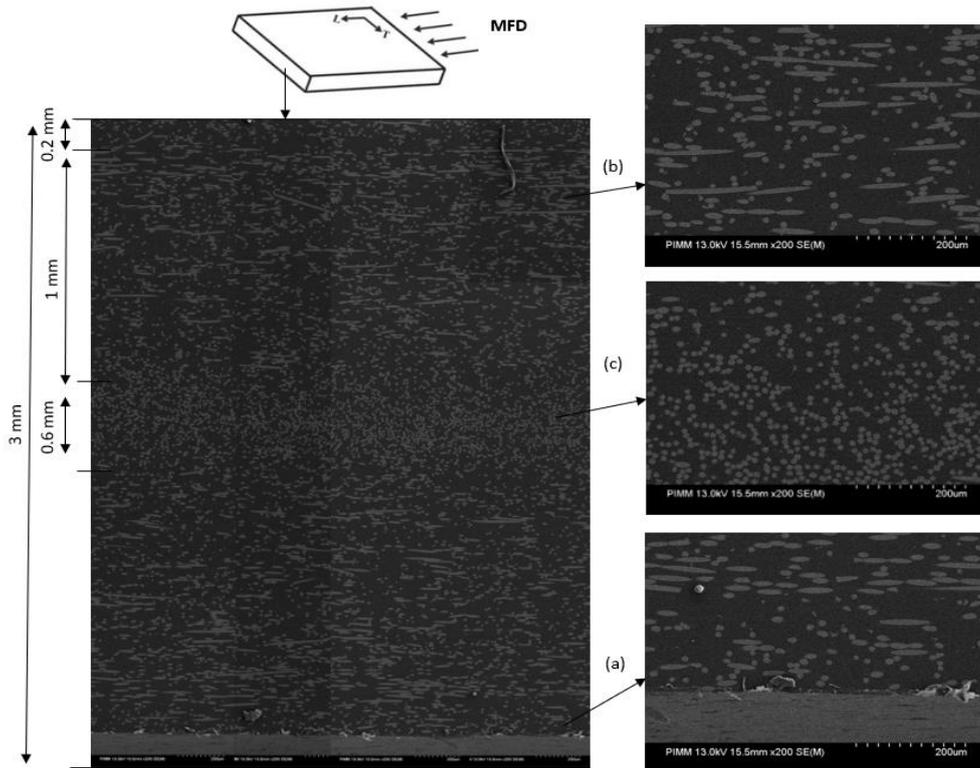


Figure 3-3 Observation de la structure « cœur-peau » dans le PPGF40. Vue dans l'épaisseur d'une coupe dans le sens de l'injection d'un échantillon de dimension (3 × 2 mm²)

Les observations (grossissement de 200) mettent en évidence un empilement particulier des fibres selon la structure dite « cœur-peau ». On observe dans ce cas deux zones de peaux (b) où les fibres sont orientées majoritairement dans le sens de l'écoulement. Le passage entre la zone de cœur et la zone de peau se fait par une couche de transition comportant une distribution de fibres orientées aléatoirement (a). La zone de cœur située au milieu (c) est d'une épaisseur d'environ 0.6 mm et présente des fibres orientées perpendiculairement au sens d'injection.

3.1.2.2. Analyse quantitative de la microstructure

L'analyse quantitative de la distribution d'orientation des fibres est effectuée sur un élément de dimension (1.5×0.6 mm²) dans l'épaisseur de l'échantillon (figure 3-4). En se basant sur la technique d'acquisition d'images évoquée précédemment (paragraphe 2.2.2.2) pour un grossissement de 500 au MEB et notamment sur la symétrie particulière de distribution des fibres par rapport à la zone de cœur, la caractérisation est limitée sur la zone présentée sur la figure 3-4 qui est l'équivalent de 12 images, ce qui représente alors environ la moitié du nombre d'images du V.E.R. La technique de calcul consiste à mesurer les orientations des fibres qui composent chaque image. Ceci en considérant que chaque fibre est un cylindre circulaire situé dans le plan de la plaque. L'intersection des fibres avec la surface polie du plan d'observation

est une ellipse. Donc, il suffit de mesurer le degré d'ellipticité pour trouver l'orientation d'une fibre comme il est illustré dans la figure 3-5. Chaque image est traitée avec le logiciel d'analyse d'image Image J . Puis, l'image est convertie en niveau de noir et blanc pour passer à une image binaire. Les dimensions de chaque ellipse sont déterminées directement pour être calculées ensuite en termes d'angles. L'orientation θ de la fibre est déterminée à partir de la relation (les deux paramètres a et b sont sur la figure 3-5) :

$$\theta = \sin^{-1} \frac{a}{b} \quad EQ(3.1)$$

Il est a noté que cette méthode est moyennement précise. Nous avons alors choisi de travailler sur des intervalles d'orientations de fibres, à savoir, une centrée autour de 0° , une deuxième centrée autour de 45° et la dernière autour de 90° . De cette façon la méthodologie permet d'avoir une bonne approximation des orientations de fibres.

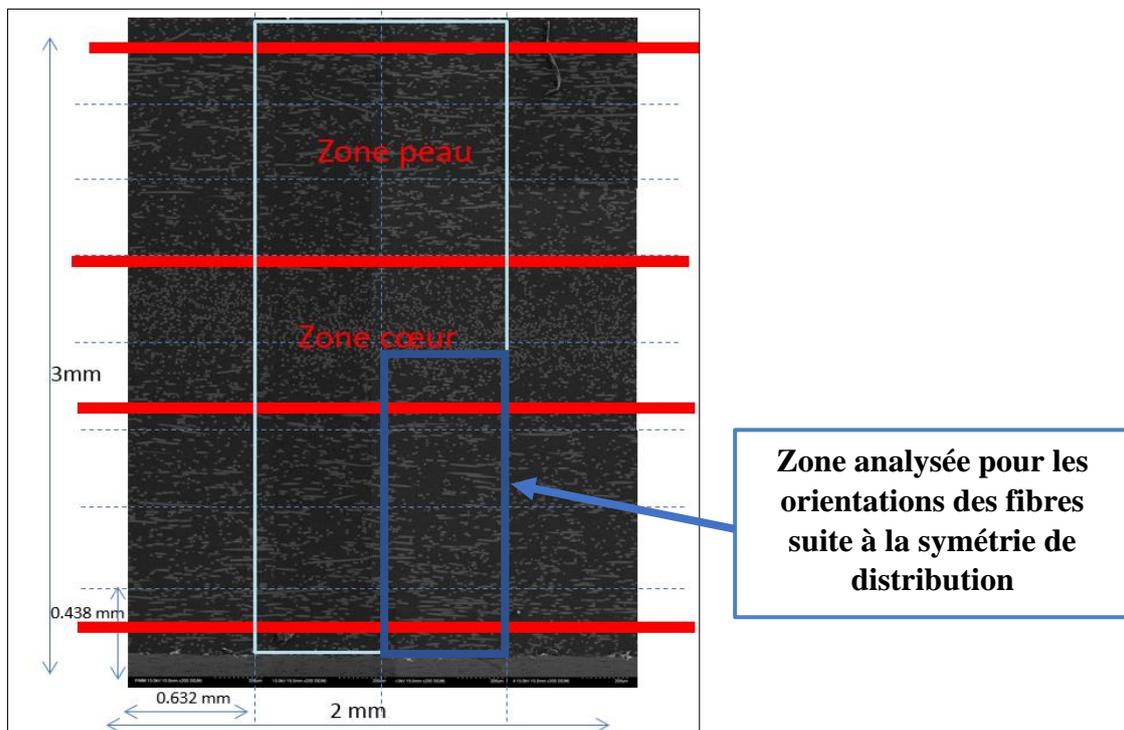


Figure 3-4 Zone étudiée pour la distribution d'orientation des fibres

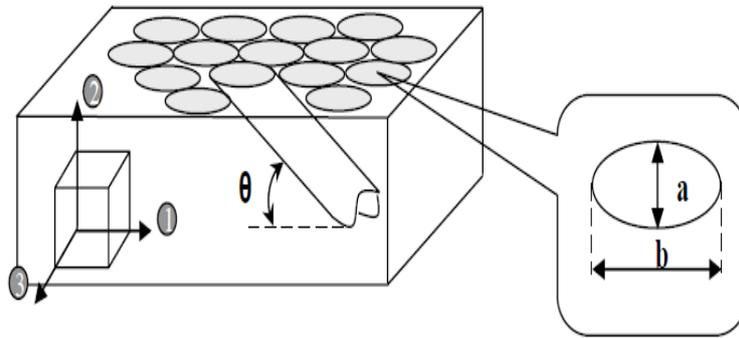


Figure 3-5 Principe de mesure de l'orientation des fibres à partir de l'élongement de sa trace sur le plan de coupe

On peut donc décrire notre matériau par 3 familles d'orientation : une famille majoritaire orientée de (0°-30°) d'environ 55.75% en densité de fibres, une famille (31°-60°) à 32.52% et une famille orientée (61°-90°) à 11.74%. Ces résultats de distribution vont nous servir comme entrée pour notre modèle micromécanique qui sera utilisé.

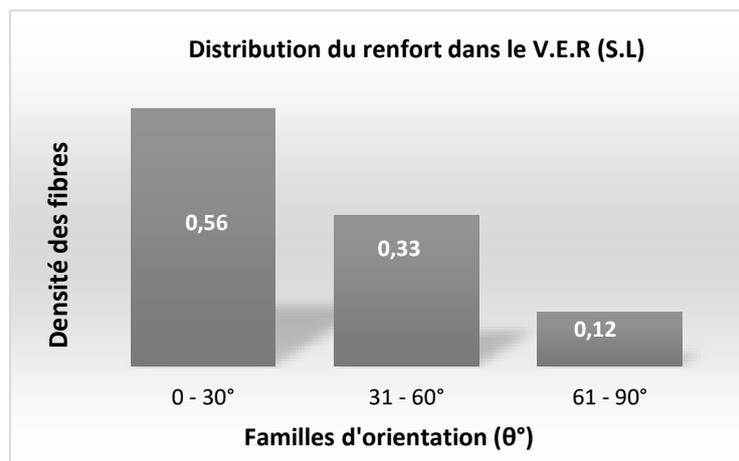


Figure 3-6 : Familles d'orientation des fibres au centre de la plaque

3.2. Caractérisation physico-chimique

3.2.1. Calorimétrie différentielle à balayage (DSC)

▪ Détermination de la température de fusion T_F et de cristallisation T_c :

Pour mesurer les températures de fusion et de cristallisation, les 3 échantillons de polypropylène (de masses qui varient de 5.3 à 6.3 mg) ont été placés dans des capsules standard en aluminium. Deux échantillons ont été chauffés de 100 °C jusqu'à 200 °C avec une vitesse de chauffe de 5°/min et un maintien de 2 min. Ensuite ils ont subi un refroidissement avec la même vitesse jusqu'à -50 °C. Le 3^{ème} échantillon a été chauffé de -50 °C jusqu'à 200 °C avec la même vitesse.

La figure 3-7 obtenue par DSC permet de déterminer la température de fusion T_F correspondant au pic endothermique, elle est estimée à 167 °C. La température de cristallisation correspondant au pic exothermique est estimée à 118 °C.

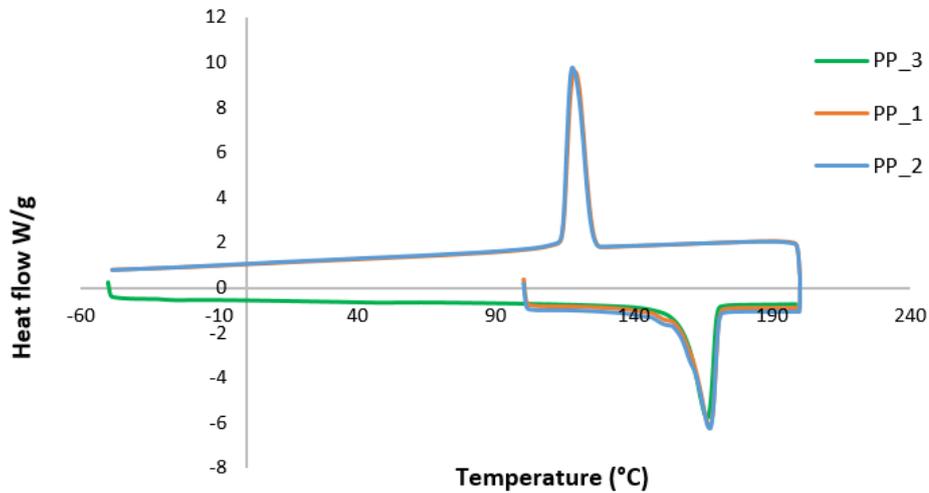


Figure 3-7 Thermogrammes des analyses DSC de la matrice PP

3.2.2. Analyse thermomécanique (DMA)

L'évolution du module de conservation (E) et du module de perte (E') en fonction de la température est représentée sur la figure 3-8. Sur cette figure, nous pouvons remarquer trois zones différentes. La première se situant entre -70 °C et 0 °C correspond à la zone du comportement vitreux, la deuxième zone se situant dans plage de températures allant de 0 °C à 25 °C délimite la zone de transition vitreuse et puis au-delà la zone caoutchoutique. Nous remarquons aussi qu'en augmentant la fréquence, les courbes (E) et (E') ont tendance à se translater vers la droite. Il est intéressant de noter que nous avons trois températures de transition qui correspondent aux trois pics observés sur la courbe (E'). Ces trois transitions sont T_β à une température de -30 °C, T_α à 10 °C et T_{ac} à une température de 70 °C. T_β correspond à la mobilité des chaînes moléculaires de petite taille, t_α est liée à la transition vitreuse, elle ne dépend pas de la présence des fibres et T_{ac} est liée à la mobilité des chaînes à proximité des sphérulites.

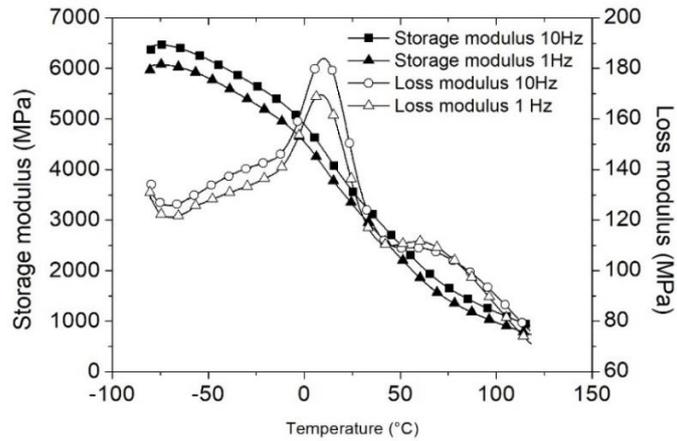


Figure 3-8 Modules de stockage et module de perte lors des essais DMTA à différentes fréquences

3.3. Caractérisation mécanique

Toutes les contraintes et déformations présentées dans cette partie (y compris sur les courbes) sont des contraintes et déformations globales.

3.3.1. Comportement monotone quasi-statique

Cinq échantillons ont été testés pour toutes les directions des fibres y compris pour le PP pur à une vitesse de déformation de $4 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$. Les résultats sont présentés sur la figure 3-9. La forte anisotropie induite par le processus de moulage par injection du matériau est mise en évidence. En effet, les éprouvettes chargées dans le sens longitudinal présentent des propriétés mécaniques plus élevées que celles dans le sens transversal (augmentation de 100% du module d'Young et de la contrainte ultime) et à 45°. Cependant, les échantillons transversaux et à 45° présentent des propriétés plus ductiles caractérisées par un allongement à rupture plus élevé.

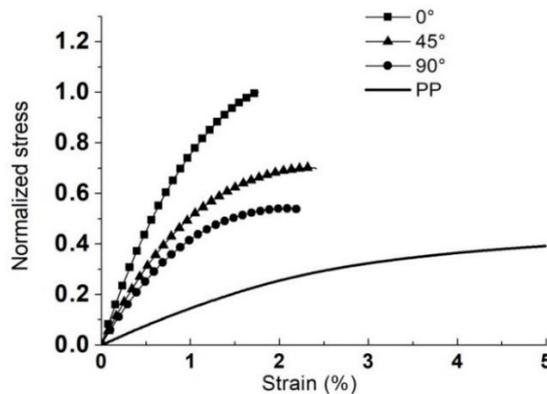


Figure 3-9 Comportement mécanique du PP et du PPGF à vitesse quasi statique pour les différentes orientations

Il est intéressant de noter que pour les trois orientations d'échantillon, les courbes contrainte-déformation présentent un comportement non linéaire en raison de la plasticité et de l'endommagement. Notons que ce comportement non linéaire augmente lorsque les fibres sont mal orientées par rapport à la direction de traction. En effet, dans ce cas, les interfaces fibre-matrice sont plus sollicitées que dans le cas d'un chargement longitudinal pour lequel un comportement non linéaire minimum est observé. Les propriétés mécaniques des différentes orientations testées sont synthétisées dans le tableau ci-dessous :

		E (MPa)	σ_{\max} (MPa)	ϵ_{\max} (mm/mm)
0°	Moyenne	7883.3	84.858	0.02
	Ecart type	277.8	1.581	0.001
45°	Moyenne	5090	55.896	0.025
	Ecart type	432	1.146	0.002
90°	Moyenne	4466.7	44.013	0.025
	Ecart type	155.6	0.388	0.002

Tableau 3-1 Synthèse des propriétés mécaniques du PPGF 40 en fonction de l'orientation de la microstructure

3.3.2. Effet de la vitesse de déformation

3.3.2.1. Effet de la vitesse sur la matrice pure

Les essais de traction réalisés sur le polypropylène non chargé à différentes vitesses sont présentés sur la figure 3-10 ci-dessous. Pour chaque vitesse au moins trois échantillons sont testés. Ces résultats mettent en évidence une forte dépendance du comportement mécanique à la vitesse de sollicitation.

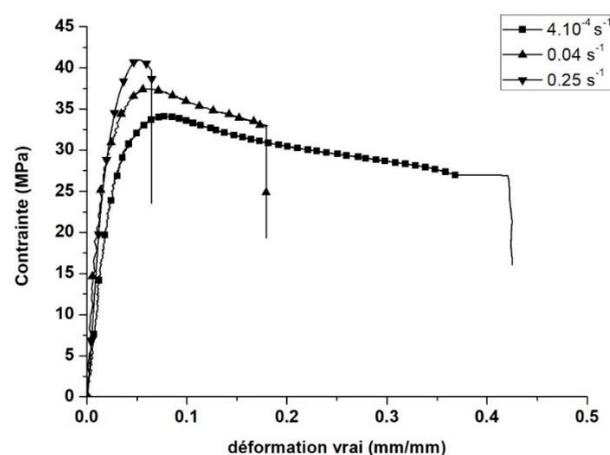


Figure 3-10 Courbes de contrainte – déformation à différentes vitesses de sollicitation sur le PP

En effet, on observe initialement une faible composante viscoélastique linéaire qui apparaît pour les faibles niveaux de chargement. Avec l'augmentation du chargement, le comportement

devient progressivement non linéaire viscoélastique jusqu'à atteindre la contrainte maximale élastique d'environ $\sigma_e = 23$ MPa. Au-delà de cette contrainte, la viscoplasticité devient prédominante sans seuil d'écoulement marqué mettant en évidence un comportement fortement ductile notamment pour des vitesses de sollicitations de $4.10^{-1} s^{-1}$ et $0.04 s^{-1}$. Toutefois, une transition ductile fragile au niveau du comportement du matériau est très marquée avec l'augmentation de la vitesse. Cette transition entraîne par ailleurs une augmentation du module de Young apparent. L'augmentation de la vitesse induit également une augmentation des contraintes seuils de plasticité et des contraintes de rupture.

On peut donc en conclure que le comportement de la matrice polypropylène est viscoélastique viscoplastique. À titre indicatif, nous avons synthétisé l'évolution des propriétés mécaniques de la matrice polypropylène en fonction de la vitesse dans le tableau ci-dessous :

Vitesse de sollicitation (mm/min)		$4.10^{-1} s^{-1}$	$0.04 s^{-1}$	$0,25 s^{-1}$
E. (MPa)	Moyenne	1045	2121	2141
	Ecart type	75	53	45
σ max (MPa)	Moyenne	31	36.8	41
	Ecart type	2	2.7	3.2
ϵmax (mm/mm)	Moyenne	0.39	0.12	0.06
	Ecart type	0.003	0.002	0.002

Tableau 3-2 Synthèse des propriétés mécaniques du PP en fonction du taux de déformation

3.3.2.2. Effet de la vitesse sur le PPGF 40

La nature visco-élasto-plastique de la matrice PP induit une forte dépendance des propriétés mécaniques à la vitesse de déformation. Même pour des vitesses de déformation inférieures à $1 s^{-1}$, on peut observer une légère amélioration du module de Young et de la contrainte maximale. En effet, la figure 3-11 montre une amélioration de 20% de la contrainte maximale à un taux de déformation de $0,25 s^{-1}$ pour les trois orientations par rapport au chargement quasi-statique réalisé à $4.10^{-4} s^{-1}$. A un taux de déformation plus élevé, l'augmentation des propriétés devrait être beaucoup plus marquée. En effet, le comportement viscoélastique de la matrice impacte la réponse du composite. De plus, l'effet du «visco-endommagement», introduit par Fitoussi et al. (39) et confirmé par la suite pour divers composites, produit un retard du seuil d'endommagement.

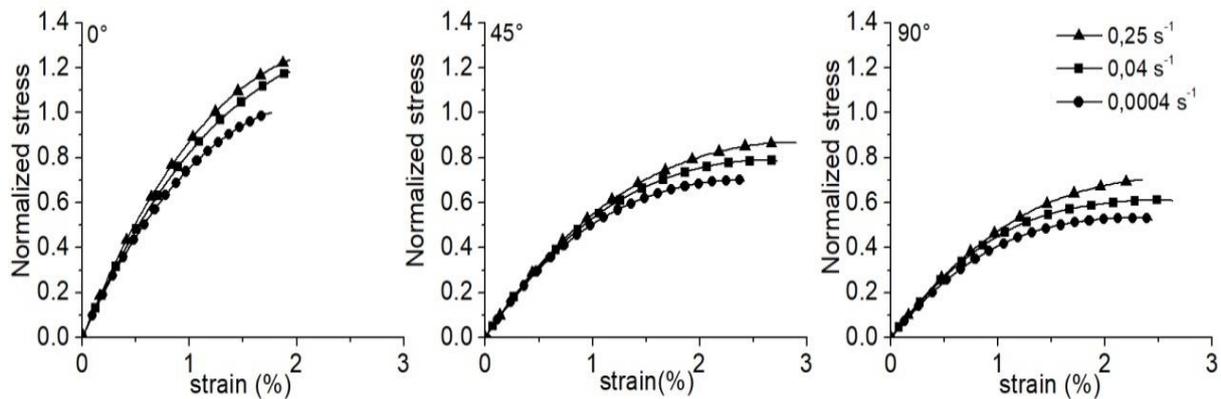


Figure 3-11 Comportement mécanique du PPGF 40 à différents taux de déformation

3.3.3. Effet de la température

Le comportement en traction du PPGF 40 dépend fortement de la température du fait que sa T_g (environ $10\text{ }^\circ\text{C}$, voir figure 3-8 représentant les résultats de la DMTA) est relativement basse. La figure 3-12 illustre l'effet des températures élevées ($+85\text{ }^\circ\text{C}$) et basses ($-30\text{ }^\circ\text{C}$) sur les propriétés de traction ; cela montre qu'à $85\text{ }^\circ\text{C}$, le matériau est encore très anisotrope, mais le module d'Young et la contrainte maximale enregistrent une chute de plus de 50% par rapport aux résultats à température ambiante. Cependant, la ductilité est améliorée de plus de 350% même pour la direction longitudinale. A $-30\text{ }^\circ\text{C}$, on observe une amélioration de la contrainte maximale, mais la modification du module de Young reste négligeable. Cet effet est probablement dû à la transition β ($-30\text{ }^\circ\text{C}$ voir figure 3-8) de la matrice à l'état vitreux, liée à la mobilité moléculaire des segments de chaîne courts.

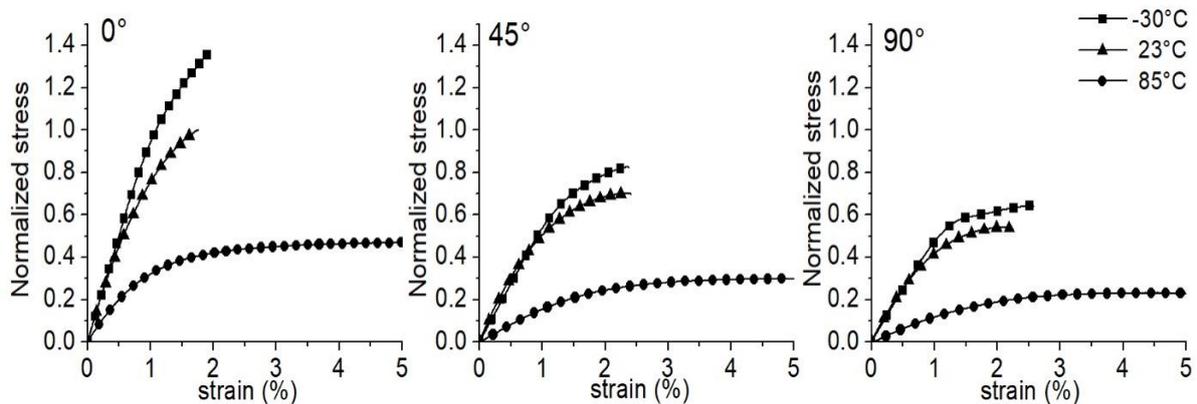


Figure 3-12 Comportement mécanique du PPGF 40 à différentes températures

3.3.4. Endommagement et plasticité macroscopique : essais de charge-décharge

La figure 3-13 illustre à la fois la réponse en charge-décharge et les courbes de contrainte-déformation monotone pour les trois orientations de la microstructure. Cette figure montre que les décharges et recharges successives n'affectent pas le comportement mécanique puisqu'on ne constate pas d'écart significatif entre les courbes monotones et les enveloppes des courbes de charge-décharge.

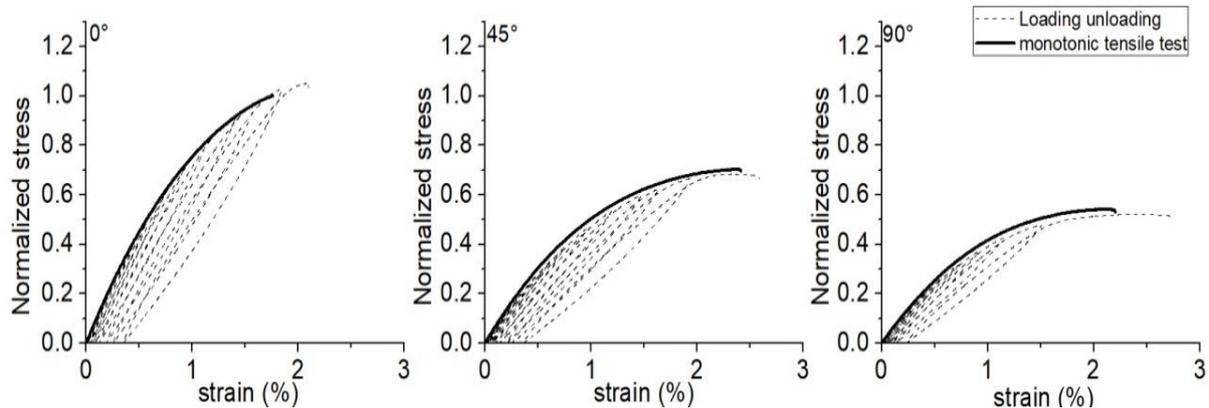


Figure 3-13 Essais de charge décharge et de traction monotone pour les trois orientations.

L'évolution de l'endommagement et de la déformation résiduelle (déformation plastique apparente) en fonction de la contrainte maximale appliquée pendant les essais quasi-statiques de charge-décharge sont présentées sur la figure 3-14. Trois échantillons ont été testés pour chaque orientation. Quelle que soit l'orientation, nous remarquons que le seuil de plasticité est inférieur au seuil d'endommagement. On peut donc conclure à la présence de trois étapes de déformation:

- La première impliquant un comportement linéaire sans plasticité ni endommagement,
- La deuxième étape correspondant à un comportement anélastique dû à la plasticité matricielle,
- Finalement un comportement couplant l'endommagement et la plasticité.

De la figure 3-14, on peut aussi extraire la valeur de la déformation plastique atteinte au seuil d'endommagement que nous avons noté: ε_p^S . Les seuils d'endommagement et de plasticité ainsi que la déformation plastique au seuil d'endommagement sont représentés sur le tableau ci-après :

	Orientation de la microstructure		
	0°	45°	90°
Seuil de plasticité (MPa)	24	12	9
Seuil d'endommagement (MPa)	35	30	22
ε_p^S (%)	0.05	0.03	0.02

Tableau 3-3 Récapitulatif des seuils d'endommagement et de plasticité ainsi que la déformation plastique au seuil d'endommagement pour les trois orientations

Il est intéressant de noter que le maximum de l'endommagement ainsi que celui de la plasticité est observé pour la direction transversale suivie par la direction à 45 ° et enfin la direction longitudinale. En effet, c'est cette dernière direction qui présente les niveaux les plus faibles d'endommagement et de plasticité.

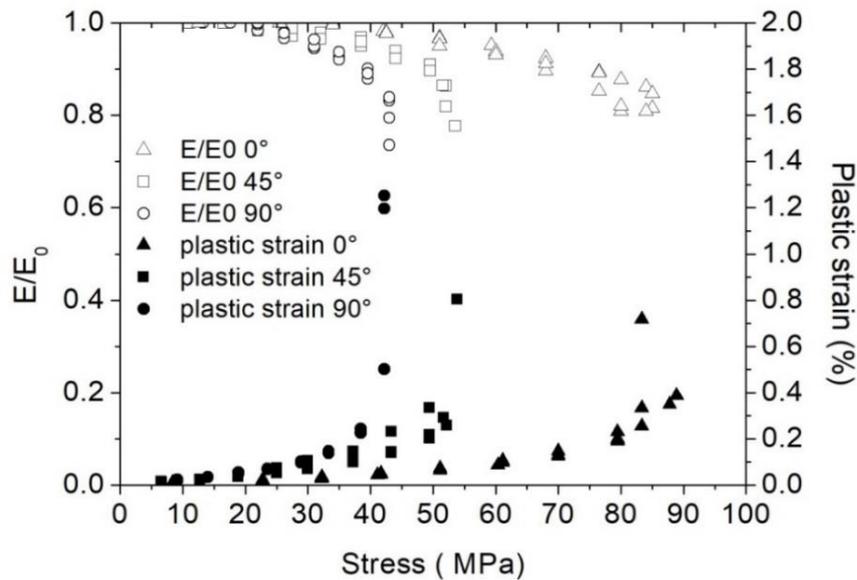


Figure 3-14 Evolution de l'endommagement et de la plasticité en fonction de la contrainte pour les trois orientations

3.3.4.1. Couplage endommagement-plasticité en monotone

Nous nous intéressons ici à la troisième étape de l'évolution de la déformation, car c'est dans cette partie où nous enregistrons à la fois, de la plasticité et de l'endommagement. L'objectif ici, est de déterminer une loi permettant de relier la plasticité à l'endommagement. En effet, l'établissement d'une telle relation phénoménologique couplant l'endommagement à la plasticité s'avère très important, en particulier, lors de la modélisation du comportement mécanique avec prise en compte de l'endommagement.

Pour y parvenir, intéressons-nous à la déformation plastique au seuil d'endommagement ε_p^S . Cette valeur peut être lue directement dans la figure 3-14 pour chaque orientation. Par conséquent, la différence entre la déformation plastique totale ε_p , et ε_p^S représente l'incrément

de déformation plastique au cours de la troisième étape impliquant à la fois l'endommagement et la plasticité. Ainsi, l'effet de ce couplage doit être souligné en traçant l'évolution de la perte de rigidité $\frac{E}{E_0}$, en fonction de $\varepsilon_P - \varepsilon_P^S$. La figure 3-15 montre que cette évolution suit une courbe unique pour toutes les orientations. Cela signifie qu'il existe une relation intrinsèque entre la perte macroscopique de rigidité et l'augmentation de la déformation plastique au cours de cette troisième étape de déformation. Par conséquent, on peut conclure que pour une microstructure donnée, connaître la perte de rigidité pour une charge appliquée conduit directement à la déformation plastique correspondante, indépendamment de l'orientation des fibres. Ce résultat devrait par conséquent être utile pour la conception des composants mécaniques.

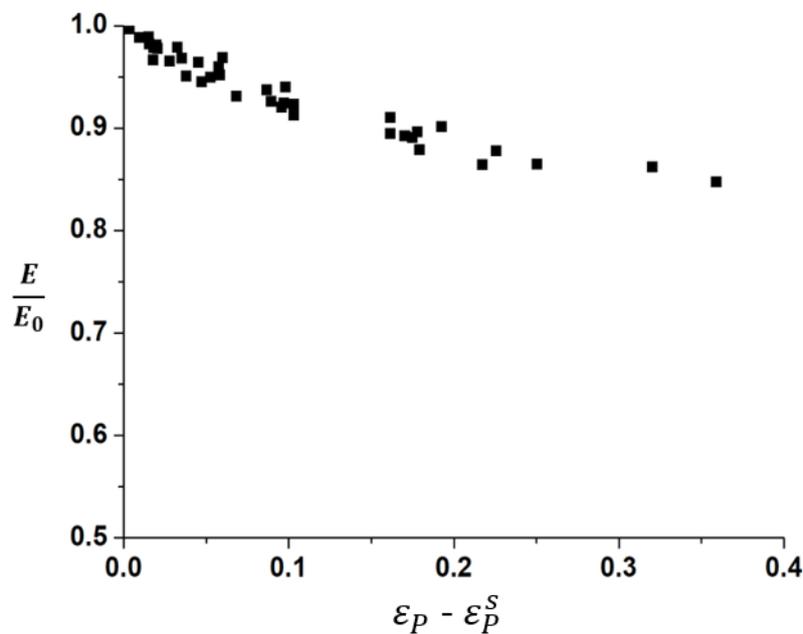


Figure 3-15 Evolution de l'endommagement macroscopique en fonction de la déformation plastique au seuil d'endommagement

3.3.4.2. La perte de rigidité en fonction de la déformation plastique

La relation permettant de relier l'évolution de l'endommagement à la déformation plastique peut être exprimée de la façon suivante:

$$\frac{E}{E_0} = \left(\frac{E}{E_0}\right)_u + \left(1 - \left(\frac{E}{E_0}\right)_u\right) e^{(\beta \cdot \log(1 + (\varepsilon_P - \varepsilon_P^S)))} \quad EQ(3.2)$$

ou représente $\left(\frac{E}{E_0}\right)_u$ l'endommagement ultime et β est un paramètre de forme.

En remplaçant $\left(\frac{E}{E_0}\right)_u$ et $\left(\frac{E}{E_0}\right)_0$ par leurs valeurs :

$$\frac{E}{E_0} = 0.86 + 0.14 \exp(\beta \cdot \log(1 + (\varepsilon_p - \varepsilon_p^s))) \quad EQ(3.3)$$

L'effet du paramètre β est illustré sur la figure ci-dessous :

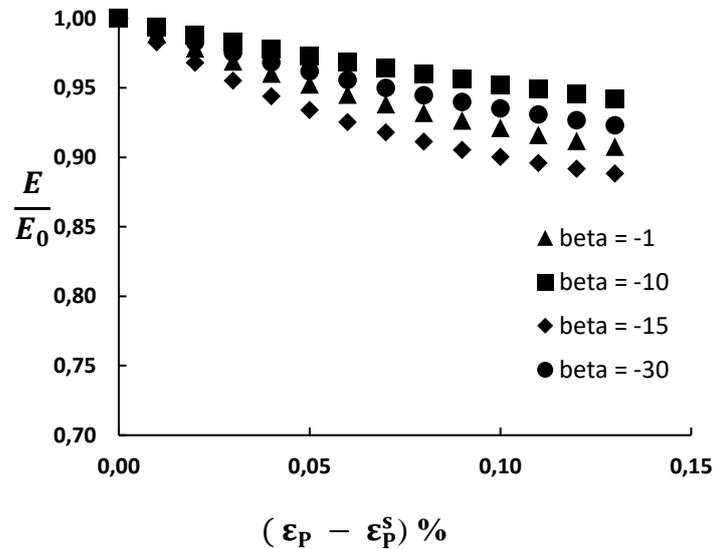


Figure 3-16 Effet du paramètre β

La valeur du paramètre β identifiée par fitage de la courbe de la figure 3-15 est de 18. La figure 3-17 montre l'évolution de l'endommagement en fonction de la déformation plastique au seuil de l'endommagement obtenue expérimentalement et en utilisant la fonction proposée. Cette dernière montre que pour $\beta = 18$, nous avons une bonne concordance.

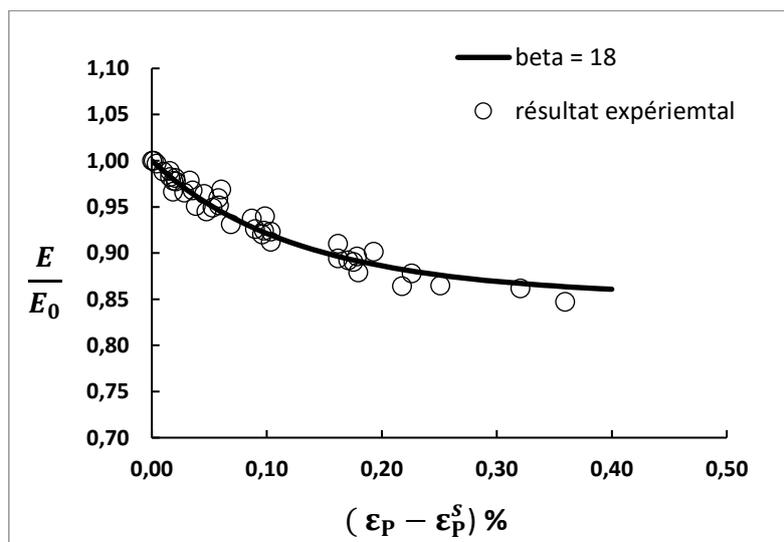


Figure 3-17 Comparaison entre l'évolution de l'endommagement en fonction de la déformation plastique au seuil d'endommagement versions expérimentale et calculée

3.4. Comportement en fatigue

3.4.1. Courbes de Wöhler – effet de la fréquence – auto-échauffement

La figure 3-18 représente les courbes S-N à 10 Hz et 1 Hz pour les trois directions. En accord avec les résultats de traction, la direction longitudinale montre une résistance à la fatigue deux fois plus élevée que la direction transversale. Il est intéressant aussi de noter que la durée de vie en fatigue est légèrement améliorée lors de l'augmentation de la fréquence de 1 Hz à 10 Hz. La vitesse de déformation moyenne subie lors d'un essai de fatigue à 10 Hz est d'environ $0,25 \text{ s}^{-1}$. Comme il a été montré sur la figure 3-11 représentant l'effet de la vitesse de déformation sur la réponse mécanique à ce taux de déformation, le matériau présente des propriétés mécaniques plus élevées en raison de la viscoplasticité et du visco-endommagement de la matrice. Par conséquent, les étapes de plasticité et de couplage endommagement-plasticité qui ont été soulignées à la figure 3-14 traitant les essais de charge- décharge, peuvent être influencées en termes de seuils (retardés) et de cinétiques (inférieures). Cela peut expliquer l'amélioration de la résistance à la fatigue.

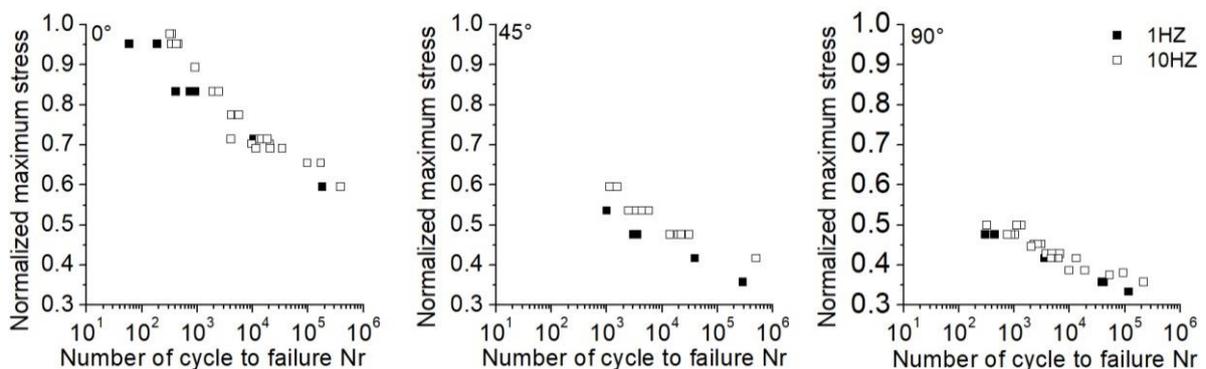


Figure 3-18 Courbes de Wöhler pour les trois orientations aux fréquences de 1 Hz et 10 Hz

La figure 3-19 ci-après illustre l'évolution de la perte de rigidité, de la déformation plastique apparente et de la température des éprouvettes pendant la fatigue. Ces résultats montrent que la direction longitudinale présente l'évolution maximale de la température avec un auto-échauffement de 10 °C . Cette température est atteinte pour des amplitudes moyennes. En effet, les amplitudes inférieures et supérieures présentent un auto-échauffement plus faible. On peut également noter qu'une variation de la température de 22 °C à 32 °C due à l'auto-échauffement correspond à une baisse du module de conservation de 3725 MPa à 3275 MPa (soit une variation de 12%) ; effet observable sur la figure 3-8 représentant les résultats de la DMTA. Nous parlons ici de fatigue thermomécanique qui devrait avoir une influence négative sur la durée de vie en fatigue en particulier pour des fréquences supérieures à 10 Hz. Toutefois

dans notre cas, l'effet de vitesse de déformation montré sur la figure 3-11 ainsi qu'une possibilité de déformation plus élevée à cause de l'auto-échauffement conduisent à une légère amélioration de la résistance à la fatigue à 10 Hz. Rappelons que pour les fréquences de 1 Hz seulement un à deux degrés d'auto-échauffement ont été enregistrés.

3.4.2. Analyse thermomécanique

La figure 3-19 illustre les évolutions du module dynamique normalisé, de la déformation plastique maximale et de la température pour les trois orientations étudiées. Dans l'hypothèse d'un endommagement continu, la perte de rigidité dynamique pourrait être utilisée comme indicateur d'endommagement en fatigue. A partir de l'évolution de ce dernier, nous pouvons noter que pour des amplitudes supérieures à $0,85 S_u$ (où S_u est la contrainte ultime), le module dynamique diminue rapidement dans une représentation logarithmique-linéaire jusqu'à la rupture de l'échantillon. Pour des amplitudes comprises entre $0,85 S_u$ et $0,60 S_u$, le module dynamique présente trois régimes décroissants, un rapide au cours des 1000 premiers cycles, suivi d'un progressif, et enfin une baisse drastique juste avant la rupture. Notons que pour une amplitude inférieure à $0,6 S_u$, l'échantillon présente une durée de vie en fatigue plus élevée jusqu'à 10^6 cycles. Il est intéressant de noter que les amplitudes moyennes présentent les plus grandes valeurs de perte de rigidité et de déformation plastique. Pour les amplitudes élevées, les mécanismes d'endommagement se produisent rapidement de sorte que la perte de rigidité, la déformation plastique et l'auto-échauffement ne peuvent pas évoluer jusqu'aux valeurs maximales atteintes pour les amplitudes moyennes

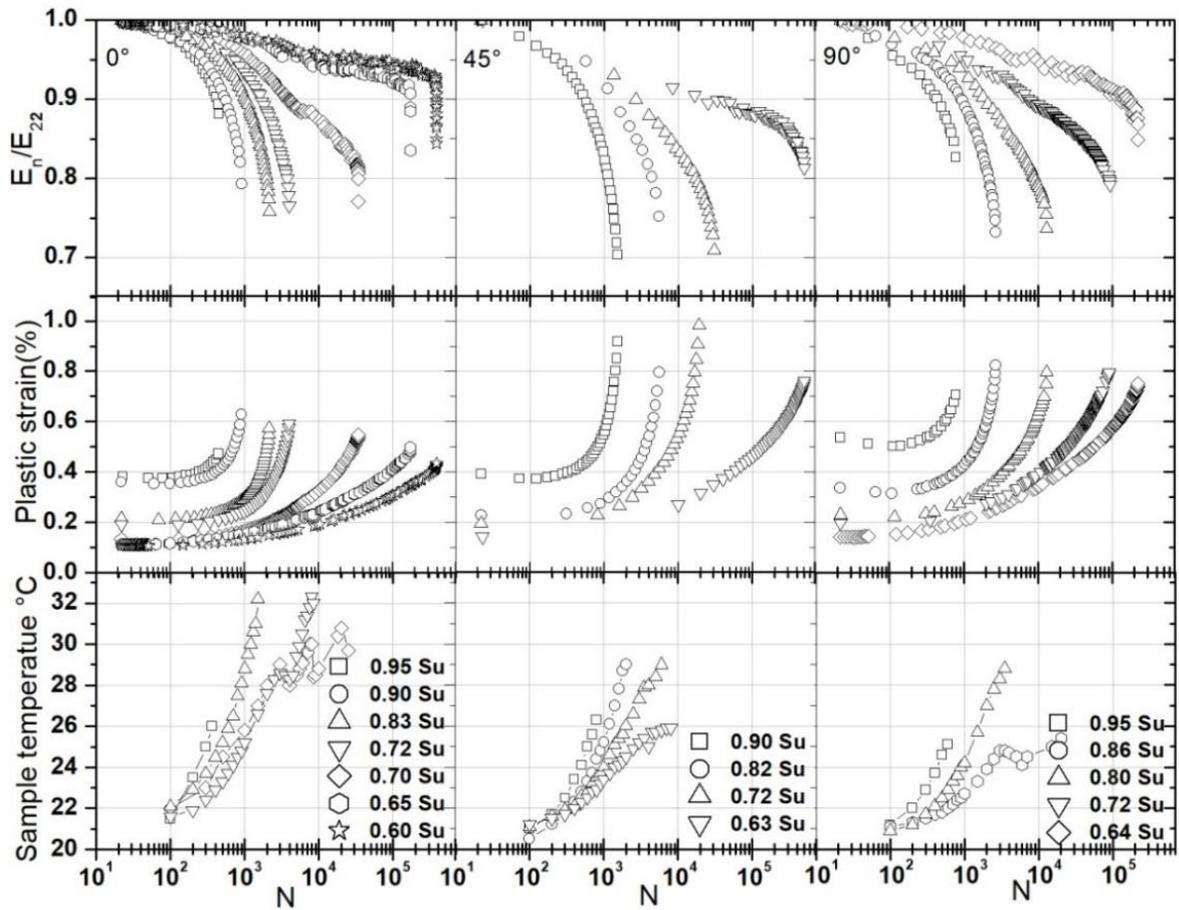


Figure 3-19 Évolution du module normalisé, de la déformation plastique maximale et de la température en fatigue

3.4.2.1. Couplage endommagement plasticité en fatigue

Comme il a été analysé au paragraphe 3.3.4 pour le chargement quasi-statique, l'effet du couplage endommagement-plasticité pendant la fatigue doit être étudié. Tout d'abord, il ressort de la figure 3-19 qu'après un premier incrément dû au premier cycle, la déformation plastique reste stable tandis que la rigidité diminue. Ainsi, contrairement au chargement quasi statique où la deuxième étape de déformation a été décrite par une plasticité sans endommagement, dans le cas d'un chargement en fatigue, avec pilotage en contrainte, la deuxième étape ne correspond qu'au phénomène d'endommagement. Cependant, rapidement (généralement après 1000 cycles), la déformation plastique et l'endommagement augmentent simultanément au cours d'une troisième étape.

Afin de comparer le couplage endommagement-plasticité en quasi statique avec celui de la fatigue nous nous intéressons ici à l'évolution en fatigue à partir des quantités $\left(\frac{E_n}{E_0}\right)$ avec E_0 le module du matériau vierge en quasi-statique et E_n le module résiduel au cycle n. Nous pouvons alors écrire :

$$\left(\frac{E_n}{E_0}\right) = \left(\frac{E_{22}}{E_0}\right) \times \left(\frac{E_n}{E_{22}}\right) \quad EQ(3.4)$$

$\frac{E_n}{E_{22}}$ représente l'évolution du module normalisé tracé sur la figure 3-19. Toutefois le module dynamique en fatigue est calculé pic à pic en utilisant la déformation fournie par la machine, alors que le E_0 est calculé à partir de la pente à l'origine de la courbe de traction avec un suivi optique de la déformation. Les deux méthodes de mesure et de calcul ne sont pas identiques. Nous ne pouvons donc pas calculer $\frac{E_{22}}{E_0}$ directement.

Ajoutons qu'à la variation de la vitesse de sollicitation entre le premier cycle quasi-statique et la fatigue à 10 Hz (0.0004 s^{-1} et 0.25 s^{-1}) et notamment son effet sur le retardement du seuil et de la cinétique de l'endommagement, nous ne pouvons pas supposer que $E_1 = E_{22}$. En revanche nous supposons que l'égalité suivante est vraie pour ce taux de déformation:

$$\left(\frac{E_1}{E_0}\right)_{\text{quasi statique}} = \frac{E_{1\text{dyn}}}{E_{0\text{dyn}}} = \frac{E_{22}}{E_{0\text{dyn}}} \quad EQ(3.5)$$

Avec $\frac{E_1}{E_0}$ la première baisse de raideur, connue soit à partir du premier cycle de charge-décharge-recharge ou bien à partir des résultats des essais de charge-décharge quasi-statique. $E_{0\text{dyn}}$ est le module à la vitesse de 0.25 s^{-1} et $E_{1\text{dyn}}$ est le module du premier cycle

Nous pouvons alors en déduire que :

$$\left(\frac{E_n}{E_0}\right) = \left(\frac{E_n}{E_{22}}\right) \times \left(\frac{E_{0\text{dyn}}}{E_0}\right) \times \left(\frac{E_1}{E_0}\right)_{\text{quasi statique}} \quad EQ(3.6)$$

À partir de cette équation nous pouvons tracer l'évolution de $\frac{E_n}{E_0}$ en fonction de $\varepsilon_P - \varepsilon_P^S$.

Comme sur la figure 3-15, la figure 3-20 illustre l'effet du couplage endommagement-plasticité au cours des essais de fatigue. Quelques remarques générales peuvent être faites:

- ❖ Pour les trois orientations, nous pouvons remarquer que la perte de raideur en fonction de l'incrément de déformation plastique en fatigue commence sur la courbe monotone, mais ces figures ne montrent pas toujours la même cinétique, même au début de la courbe. En particulier, on peut remarquer que les déformations plastiques et les endommagements maximaux atteints sous chargement cyclique sont considérablement supérieurs à ceux atteints lors des tests monotones (jusqu'à $\times 2,5$ pour l'endommagement et $\times 2$ pour la déformation plastique). Cela peut être interprété de

différentes façons. Tout d'abord, on sait que lors d'un chargement répété, une déformation plastique locale peut être accumulée dans la zone localisée autour de la fibre. Cette zone alors fortement plastifiée se comporte comme une barrière empêchant les microfissures de l'interface fibre-matrice de se propager et de coalescer dans la matrice. En conséquence, l'endommagement se délocalise sur de nouveaux sites. Finalement, beaucoup plus de sites d'endommagement à l'interface sont générés conduisant à une baisse de raideur globale plus importante. Par le même mécanisme, le fait que la coalescence des fissures conduisant à la rupture finale est repoussée, de plus grands niveaux de déformation plastique moyenne peuvent se développer dans la matrice PP très déformable. Cependant, cet effet est limité lorsque les fibres sont orientées dans le sens du chargement (0°). En effet, dans ce cas, la plasticité de la matrice et l'endommagement à l'interface fibre-matrice sont réduits.

Par ailleurs, le phénomène d'autoéchauffement contribue aussi à la baisse de raideur et à la plasticité accrue. On peut en effet constater sur les courbes de DMA qu'une augmentation de la température peut contribuer à 15 à 20% de baisse de la raideur apparente du fait de la mobilité des chaînes augmentée.

- ❖ Deux étapes sont observées: la première étape est caractérisée par une forte cinétique d'endommagement, ce qui signifie qu'à un incrément de déformation plastique donné correspond une forte perte de rigidité. Ce dernier effet augmente en augmentant l'amplitude. Ensuite, la cinétique d'endommagement diminue progressivement pour se stabiliser autour d'une cinétique moyenne qui semble être assez indépendante de l'orientation et de l'amplitude de la contrainte appliquée. Toutefois, pour une amplitude très élevée, cette deuxième étape de stabilisation peut disparaître en raison d'une rupture précoce. On peut considérer que la première étape est liée à la combinaison des deux phénomènes évoqués plus haut, la forte plasticité et l'endommagement des premiers cycles qui s'accompagnent aussi du phénomène d'autoéchauffement qui se stabilise généralement après 1000 cycles.
- ❖ Les niveaux plus élevés d'endommagement et de déformation plastique sont généralement obtenus pour l'amplitude maximale appliquée la plus faible. En effet, lors de l'application d'une amplitude de contrainte élevée, la barrière de déformation plastique autour des fibres ne se met pas en place facilement. En effet, cette dernière apparaît à la suite de l'accumulation de petits incréments de déformation plastique suite au cyclage. Par contre, lorsque l'amplitude de contrainte appliquée est grande, elle se développe de façon plus homogène et moins concentrée autour des renforts. Par

conséquent, la redistribution des contraintes et de déformations locales est limitée et une coalescence de microfissures peut se produire plus tôt, entraînant une rupture précoce.

- ❖ Pour de très faibles amplitudes, les courbes de couplage en fatigue commencent par suivre la courbe établie sous sollicitation monotone puis se détache du fait d'une baisse de la cinétique de dégradation jusqu'à arriver à une saturation de l'endommagement ou tout au moins à une cinétique bien amoindrie. A ce stade, la déformation est dominée par la plasticité. Enfin, un troisième stade d'endommagement drastique correspondant à la bifurcation des microfissures et leur coalescence se produit conduisant à la fracture de l'échantillon.

Les différents stades de l'évolution du couplage endommagement plasticité en fatigue sont schématisés dans la figure 3-21.

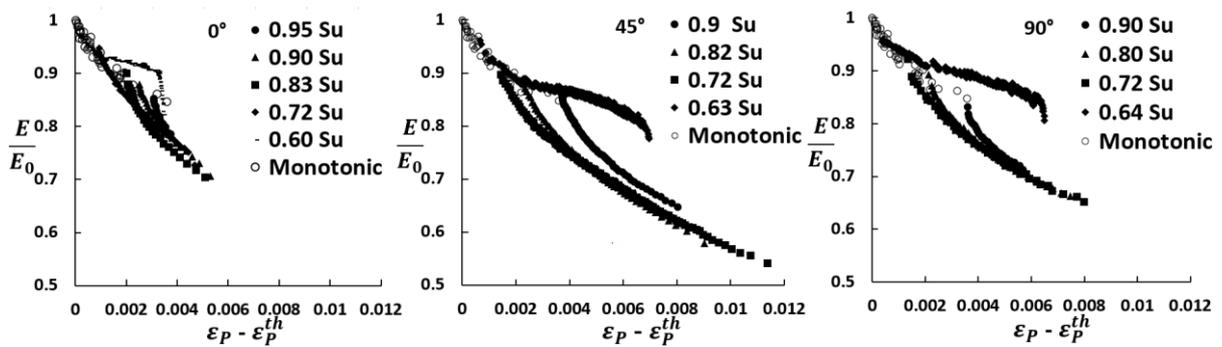


Figure 3-20 Perte de rigidité en fonction de la déformation plastique au seuil d'endommagement en fatigue et en monotone

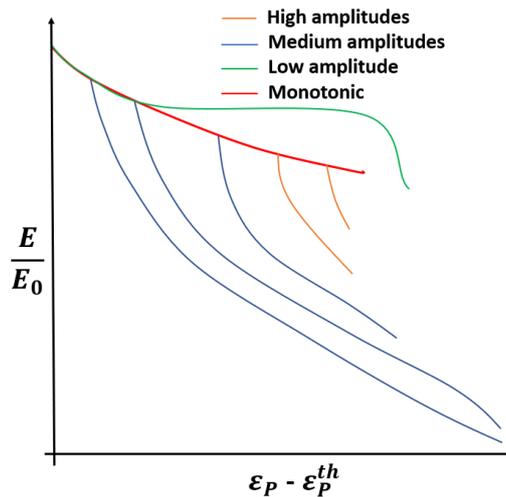


Figure 3-21 Schématisation de l'évolution du couplage endommagement-plasticité en fatigue

3.5. Conclusion

Dans ce chapitre, la microstructure du matériau est étudiée de façon qualitative et quantitative à l'aide d'une méthode ultrasonore originale et d'observations MEB. Par ailleurs,

les propriétés mécaniques globales du PPGF40 sont étudiées au moyen d'essais de traction monotone quasi-statiques et dynamiques, de charge-décharge et de fatigue. Les effets de la température et de la vitesse de déformation sont illustrés. Les tests de fatigue sont effectués à deux fréquences différentes et une légère amélioration de la résistance à la fatigue est observée à 10 Hz. Le module dynamique, la déformation plastique et les évolutions auto-échauffantes permettent d'analyser l'évolution des propriétés macroscopiques du composite lors de la fatigue. L'évolution de la perte de rigidité en fatigue en fonction de l'incrément de la déformation plastique cumulée est analysée et interprétée en fonction de l'orientation et de l'amplitude. La forte augmentation de l'endommagement et de la plasticité observée dans le cas des chargements cycliques comparés aux chargements monotone est interprétée.

4. Chapitre 4 : Analyse des mécanismes d'endommagement

4.1. Introduction

Ce chapitre intitulé analyse des mécanismes d'endommagement a pour objectif d'analyser ceux qui se produisent lors d'une sollicitation mécanique de type monotone et de type fatigue. L'étude de ces derniers, permettra de déterminer le ou les mécanismes d'endommagement prépondérants de façon à l'(ou les) intégrer de manière pertinente dans la modélisation de l'endommagement qui sera présentée dans le chapitre suivant.

Les analyses effectuées se divisent en trois parties. La première partie concerne des essais in situ MEB de flexion trois points ; dans cette partie nous allons observer et analyser à l'intérieur d'une enceinte MEB tous les mécanismes d'endommagement se produisant en traction et en compression pour les trois orientations de l'étude de manière qualitative. Nous allons aussi observer ceux qui se produisent dans le cas de la fatigue via des essais interrompus. Dans cette partie des analyses de l'effet de l'orientation des fibres, du type de sollicitation (traction compression), du mode de sollicitation (monotone, fatigue) sur l'endommagement seront présentées et reliées à l'analyse macroscopique présentée dans le chapitre 3. La deuxième partie concerne une analyse quantitative des mécanismes d'endommagement pour les trois orientations et dans la troisième partie nous allons effectuer des analyses de faciès de rupture pour des éprouvettes cassées en monotone et fatigue. Une comparaison des mécanismes d'endommagement des deux modes de sollicitation sera présentée.

4.2. Analyse qualitative des mécanismes d'endommagement

Cette analyse qualitative des mécanismes d'endommagement a pour but de recenser tous les phénomènes locaux se produisant lors de la sollicitation mécanique ainsi que leurs contributions à la rupture finale. Afin de mener l'étude, nous avons réalisé un essai de flexion trois points sur un échantillon découpé dans la direction 90° qui sera considéré comme un essai de référence. Par la suite des comparaisons seront présentées avec les orientations 45° et 0° . Nous focalisons nos observations au centre des éprouvettes, en particulier dans la zone peu sollicitée en traction, en nous éloignant au maximum de la fibre neutre afin d'avoir une contrainte non nulle relativement homogène. Tout au long de l'essai de flexion trois points in situ, nous effectuons des arrêts afin d'observer les mécanismes d'endommagement. A chaque arrêt, un nombre d'images est pris. Nous respectons toutefois une durée maximale de 5 minutes afin de minimiser les phénomènes de relaxation et de propagation des fissures. Une comparaison entre les mécanismes d'endommagement se produisant sur la partie de

l'échantillon travaillant en compression sera aussi présentée. Finalement une analyse des mécanismes d'endommagement en fatigue sera décrite.

4.2.1. Etat initial et zone d'observation

L'état initial des échantillons polis observés au MEB est présenté dans la figure 4-1. En général, après un polissage parfaitement abouti, on observe des fibres avec des interfaces nettes sans aucun endommagement préalable. Les fibres sont majoritairement saines et ne montrent aucune fissuration. De plus, on note que les conditions d'injection conduisent à une microstructure saine sans présence de porosité ou autre défaut qui pourrait perturber l'analyse des phénomènes d'endommagement.

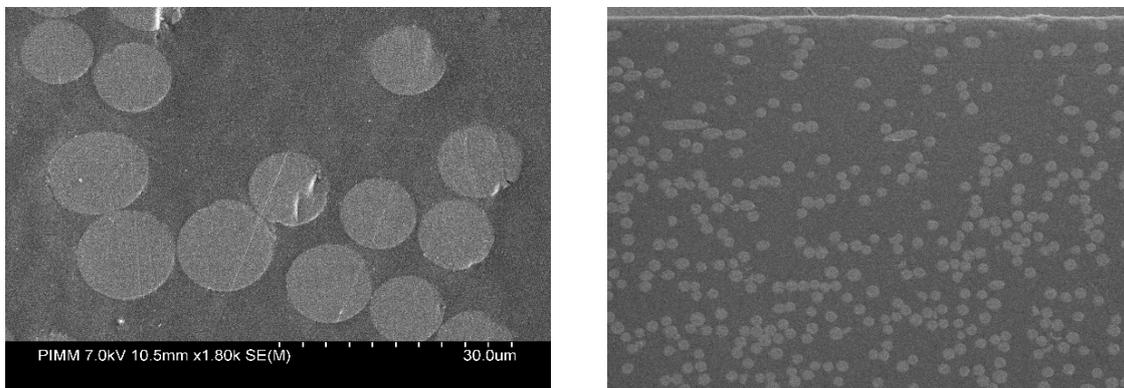


Figure 4-1 Etat initial après polissage

4.2.2. Analyse qualitative des mécanismes d'endommagement et de plasticité en monotone.

4.2.2.1. Mécanisme d'endommagement en traction : Configuration de référence à 90°

- L'endommagement commence dès 30 à 40% de la charge à rupture par la décohésion des renforts les plus désorientés par rapport à la direction principale de la charge. Il s'agit de fibres orientées à 90° et apparaissant comme des cercles sur notre plan d'observation (figure 4-2). A ce stade, les interfaces des fibres plus orientées (apparaissant comme des ellipses de taille moyenne) ne subissent encore aucun décollement. En effet, l'interface est sollicitée par un couplage entre une contrainte normale et une contrainte de cisaillement. Les fibres les plus désorientées (à 90°) subissent une forte contrainte normale à l'interface ce qui produit rapidement un décollement puisque ce mode de sollicitation (de l'interface) est le plus sévère. Par contre, les interfaces des fibres plus orientées (apparaissant comme des ellipses) subissent une contrainte normale moins importante combinée à une contrainte de cisaillement plus ou moins importante en fonction de l'orientation du renfort. On peut noter

toutefois quelques décollements sur les têtes des fibres orientées quasiment à 0° (figure 4-2b). Ceci peut s'expliquer par une faiblesse de l'interface en tête de fibre du fait de l'absence d'ensimage et d'une forme irrégulière favorisant les concentrations de contrainte.

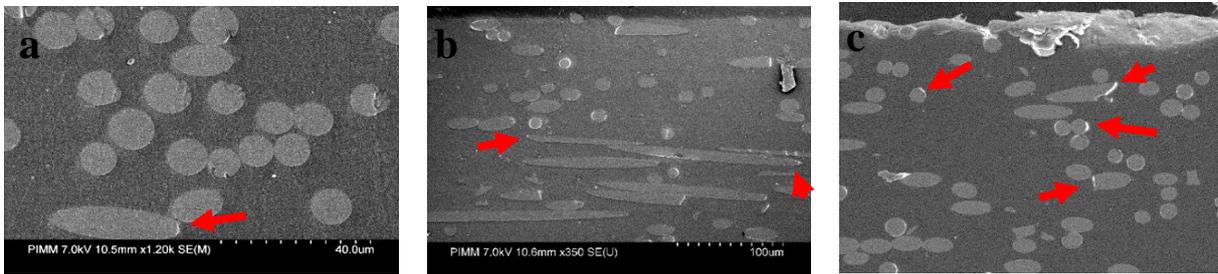


Figure 4-2 Initiation de l'endommagement à l'interface fibre matrice à 35% de σ_f

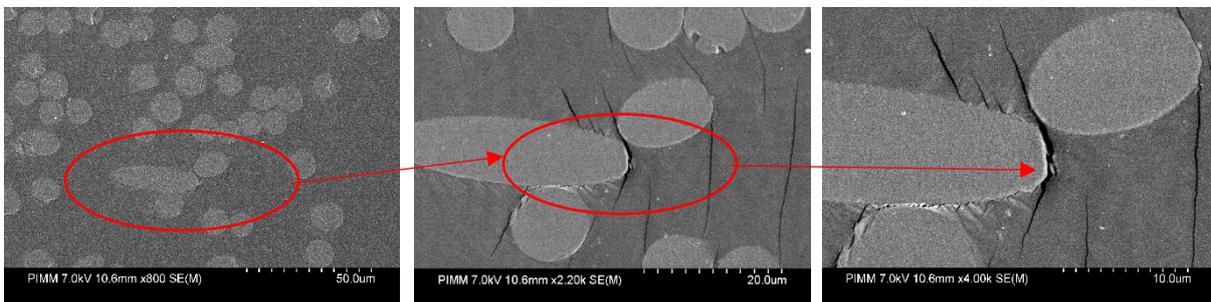


Figure 4-3 Evolution de l'endommagement à 50% de σ_f dans la zone proche du cœur

- Par la suite, en augmentant la charge, les micro sites d'initiation d'endommagement se multiplient en particulier sur les fibres à 90° . Toutefois, à 50% de la charge à rupture, des fibres orientées à 45° sont aussi touchées par l'endommagement interfacial (figure 4-3). Les microfissures se propagent soit à l'interface fibre-matrice, soit dans la matrice, cela en fonction de la densité de fibre dans cette zone particulière mais aussi de par sa position dans la section sollicitée. Dans les zones où les fibres sont isolées et dont la situation est proche de la zone cœur (figure 4-3), la micro fissure se propage dans la matrice. Par contre dans les endroits où les fibres sont rapprochées les unes des autres et qui sont situées dans la zone peau (figure 4-4), généralement la micro fissure se propage entre les interfaces fibres-matrice. La figure 4-3 représente l'évolution de l'endommagement à 50% de σ_f dans la même zone mais plus proche du cœur. Sur ces images nous observons clairement la création de microfissures qui se propagent transversalement à la direction du chargement accompagnée d'un phénomène de plastification locale de la matrice mais aussi de microfissurations dans les zones avoisinantes. Nous trouvons ces mêmes résultats dans les travaux de Rolland et al (49,167,168) où notamment les auteurs expliquent que la matrice, dans les endroits les moins denses en fibres, a plus d'espace et est moins sollicitée pour pouvoir se déformer et donner naissance à de la cavitation sous forme sphéroïdale.

Toutefois, il faut noter que ce phénomène reste très localisé dans des zones relativement restreintes.

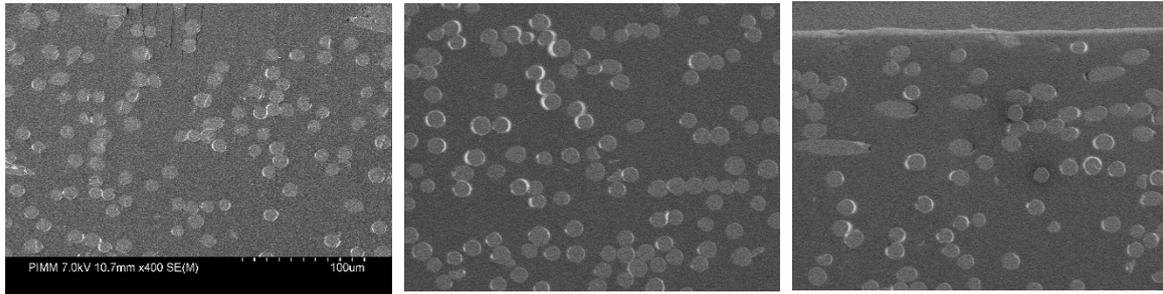


Figure 4-4 Evolution de l'endommagement dans les interfaces fibres matrice à 50% de σ_f

- La figure 4-4 représente un second cas de figure de l'évolution de l'endommagement, c'est-à-dire, la multiplication des sites d'endommagement à l'interface fibre-matrice. Ici, des décollements de fibres orientées aux alentours de 45° de la direction de la charge sont assez nombreux; cela est dû principalement aux efforts de cisaillement qui sont maximaux pour cette orientation. Il est intéressant de noter que ce deuxième cas de figure est de loin prédominant par rapport au premier cas sur toutes les observations que nous avons réalisées. Il est possible que des variations du procédé d'élaboration d'une plaque à l'autre ou encore des gradients de température au sein d'une même plaque puissent être à l'origine de variation de la morphologie du polymère conduisant à des réponses mécaniques locales différentes. De plus, les variations locales de fraction volumique peuvent conduire à une déformation de la matrice accrue du fait d'un appauvrissement en fibres.
- Nous observons à ce stade-là, de la plastification locale de la matrice autour des fibres orientées aux alentours de 45° (figure 4-3 et 4-5). Cette plastification se manifeste sous forme de bandes de cisaillement microscopiques et de craquelures. Elle semble être d'autant plus intense que les fibres sont orientées dans la direction principale de la charge. Soulignons ici que nous avons observé la plastification de la matrice après l'initiation de l'endommagement contrairement aux résultats macroscopiques où nous avons noté un seuil de plasticité plus bas que celui de l'endommagement. Nous reviendrons sur ce point un peu plus loin lors de l'analyse micro-macro. Nous observons aussi de la microfissuration matricielle particulièrement dans la zone cœur moins dense en fibre ainsi que quelques ruptures de fibres dans le sens travers.

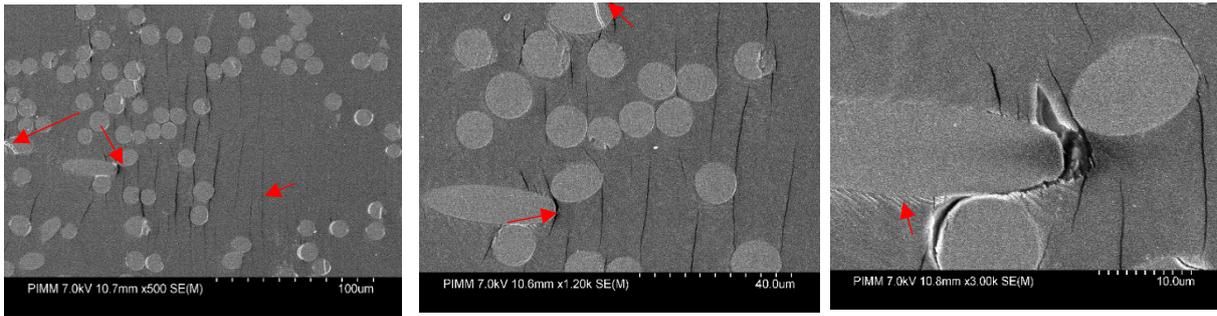


Figure 4-5 Rupture de fibres, plastification locale ainsi que microfissuration de la matrice

- En augmentant la charge, tous les autres phénomènes d'endommagement cités plus haut se généralisent et se multiplient. Au stade final de l'endommagement nous observons une coalescence des microfissures entre les interfaces fibre-matrice donnant naissance à une fissure macroscopique menant à la ruine de l'éprouvette. Nous observons finalement des fibres totalement déchaussées et fragmentées, de la plastification généralisée dans toute la matrice et une microfissuration généralisée (figure 4-6). Il est important de noter que la microfissuration matricielle ainsi que la rupture de fibre sont localisées dans des zones réduites et ne mènent pas à la ruine de l'éprouvette alors que la décohésion des interfaces fibres-matrice est bien plus diffuse et conduit, du fait de la coalescence des fissures à travers ces dernières, à la rupture de l'éprouvette suite à la création d'une macro fissure.

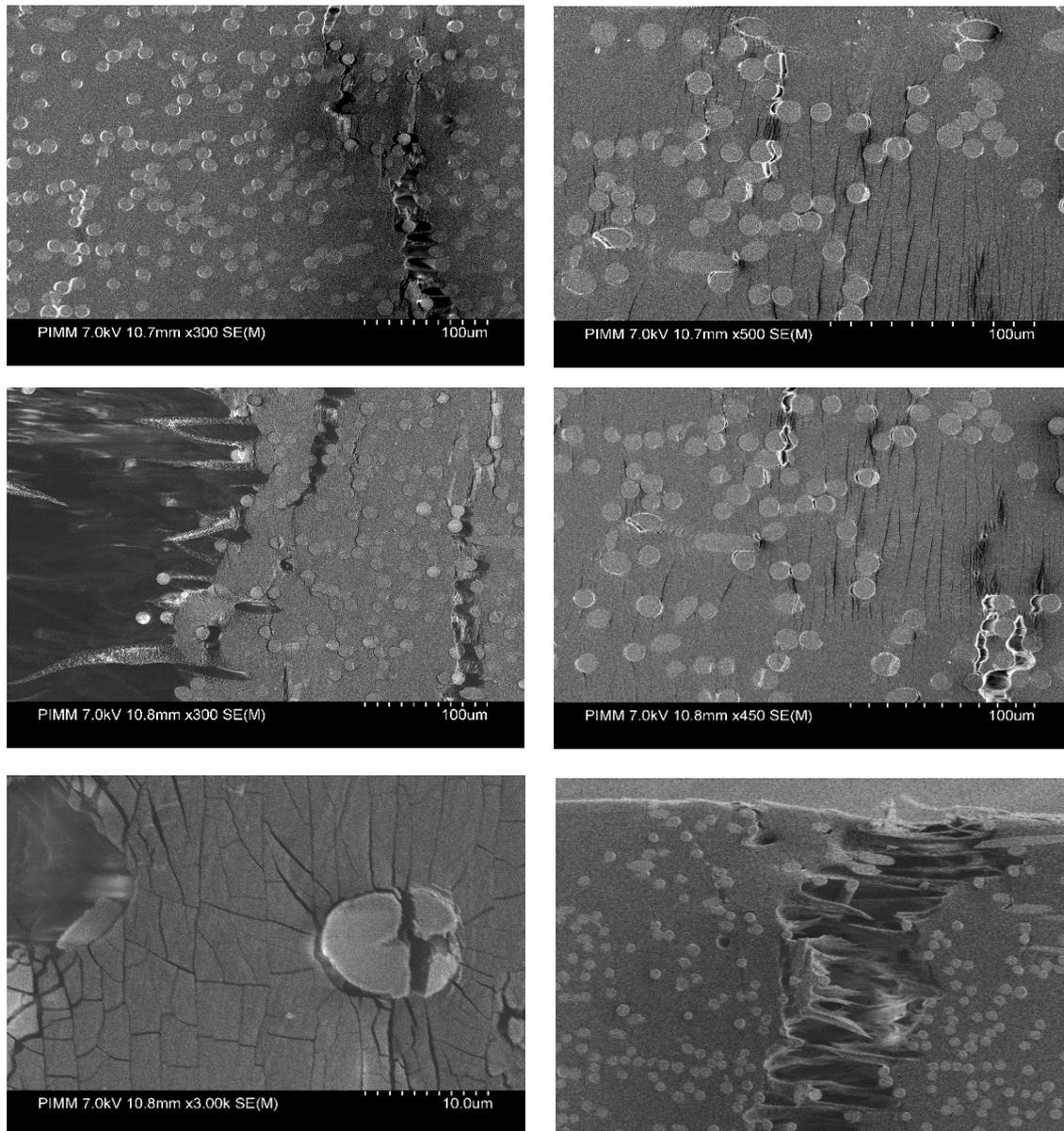


Figure 4-6 Images in situ de la rupture finale des éprouvettes sens travers

4.2.2.2. Effet de l'orientation sur les mécanismes d'endommagement

Une étude détaillée de l'effet de l'orientation des fibres sur les mécanismes d'endommagement est faite par Rolland et al en utilisant des essais in situ tomographiques sur du PA6 chargé en fibres de verre courtes (169). Les principales conclusions présentées par ces auteurs ont été confirmées dans le cas de notre matériau d'étude. L'analyse qualitative des mécanismes d'endommagement pour le sens longitudinal et 45° est basée sur les images présentées dans la partie 4.3 de ce chapitre dédié à l'analyse quantitative de l'endommagement.

Les différents effets de l'orientation des fibres sur les mécanismes d'endommagement sont les suivants :

- Nous commençons notre analyse par souligner que l'initiation de l'endommagement à l'interface fibre-matrice a été observée dans tous les cas de figure même dans le cas des fibres orientées dans la direction principale de la sollicitation. L'orientation des fibres n'a donc pas d'effet sur l'initiation de l'endommagement.
- La décohésion de l'interface fibre-matrice est prépondérante dans tous les cas de figure y compris pour le sens longitudinal. Cependant pour le sens travers et 45°, elle est beaucoup plus dense et son évolution est plus rapide par rapport au sens longitudinal.

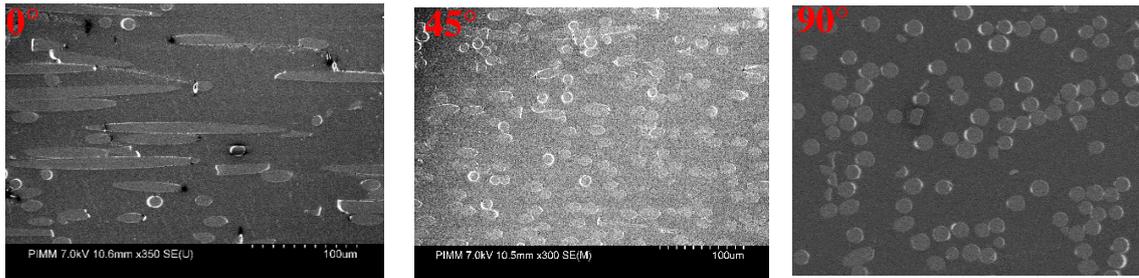


Figure 4-7 Evolution de l'endommagement à l'interface fibre-matrice pour les trois orientations

- Dans le cas des essais réalisés à 0°, nous observons dans la figure 4-8, que pour les stades avancés de l'endommagement, une décohésion en tête de fibre est plus marquée

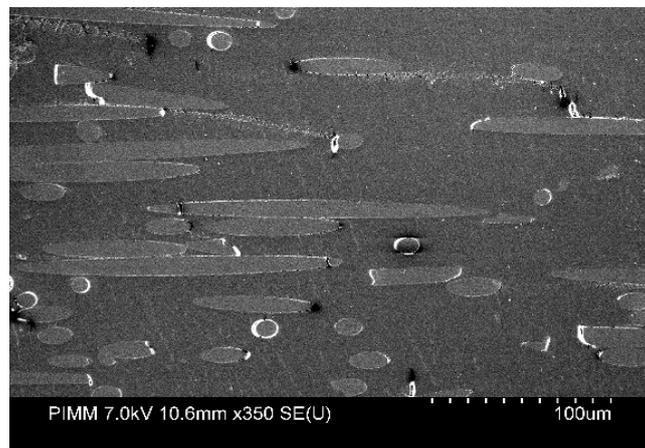


Figure 4-8 Endommagement pour le SL démontrant la création de vides en têtes de fibres

Comme expliqué dans la littérature (9,170,171) cela est dû à la concentration de contrainte dans cet endroit mais aussi à la faible adhésion de l'interface fibre-matrice en tête de fibre dû au précédé de mise en forme. L'endommagement se traduit alors par la création d'un micro-vide à l'interface fibre-matrice, ces analyses sont en parfaite concordance avec la littérature (6,48,53,54,167,168,171) et notamment avec le scénario d'endommagement proposé par Sato (52). Rolland et al dans leurs travaux (48) et à l'aide d'analyses micro tomographiques ont démontré que le vide crée dans la tête de fibre a une forme plutôt sphérique et un diamètre proche de celui de la fibre.

- Pour les trois orientations, la rupture des fibres est observée au fur et à mesure que la charge de flexion augmente et cela juste après l'initiation de l'endommagement dans l'extrémité de la zone peau, mais aussi aux derniers stades de l'endommagement dans les zones proches du cœur de l'éprouvette. Cependant elle est plus concentrée pour l'échantillon sens longitudinal où nous observons aussi de la fragmentation sur toute la longueur des fibres (figure 4-9)

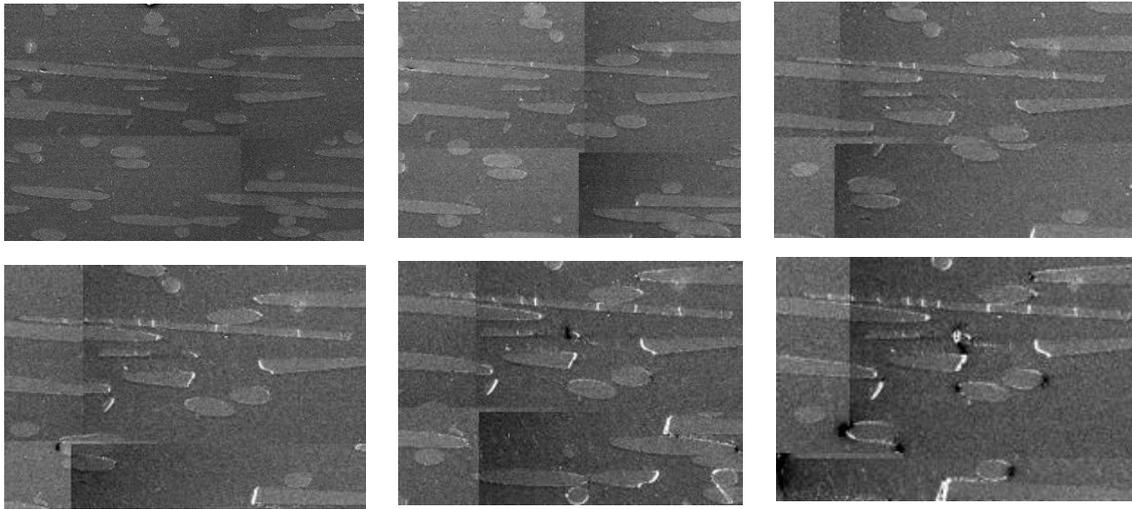


Figure 4-9 Evolution de la fragmentation d'une fibre du début à la fin pour une éprouvette SL

- La microfissuration matricielle ainsi que les phénomènes de plastification locale de la matrice autour des interfaces sont observés pour les trois orientations de fibres étudiées. Toutefois elles sont beaucoup plus présentes dans les échantillons à 45° ou les conditions sont plus favorables du fait d'une contrainte de cisaillement maximale.

4.2.2.3. Mécanismes d'endommagement observés dans la zone sollicitée en compression

Pour cette analyse, l'étude des mécanismes d'endommagement sur un échantillon coupé sens 45° a été choisie. En effet, l'état de contrainte pour le sens 45° fait intervenir simultanément les contraintes normales et de cisaillement à l'interface des fibres. Les différentes images sont présentées dans les figures de 4-10 à 4-13.

- Les mécanismes d'endommagement se produisant en compression diffèrent de ceux observés en traction. En effet la contrainte de compression appliquée n'est ni favorable à la création de microfissure ni à la propagation de l'endommagement dans la matrice. Elle conduit plutôt à de la plastification locale menant à l'arrachement des fibres du plan d'observation. Nous pouvons noter par exemple que la microfissuration matricielle ainsi que la rupture des fibres sont quasiment inexistantes dans les zones de compression.

- Sous l'effet de la contrainte de cisaillement, des ruptures d'interface sont observées. Elles se propagent autour de l'interface. Puis des bandes de cisaillement sont créées dans la matrice entre les fibres adjacentes. La matrice subit dans ces bandes une microfissuration intense menant à des fissures continues qui passent d'une interface à l'autre à travers ces bandes de cisaillement. Finalement, les fissures coalescent pour former des fissures traversant plusieurs interfaces et la matrice. Si l'on augmentait la contrainte de compression, ces grandes fissures continueraient à coalescer et mèneraient fatalement à la rupture finale.

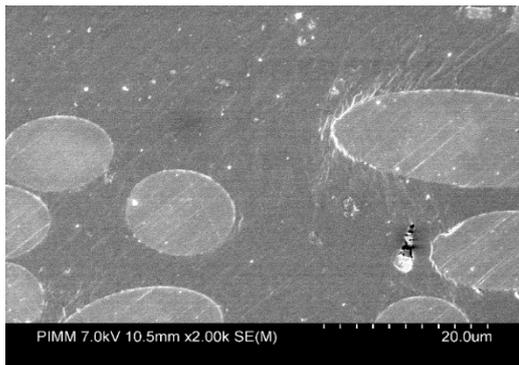


Figure 4-10 initiation de l'endommagement en compression pour le sens 45° à 46% Sf

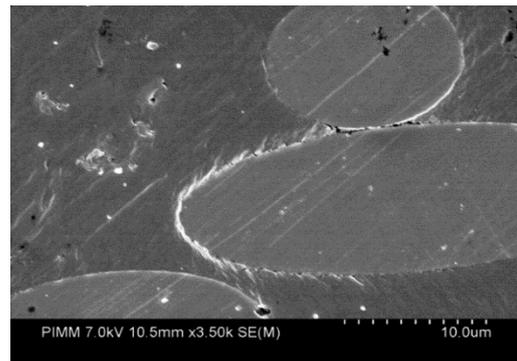


Figure 4-11 Evolution de l'endommagement en compression sens 45° à 53% Sf

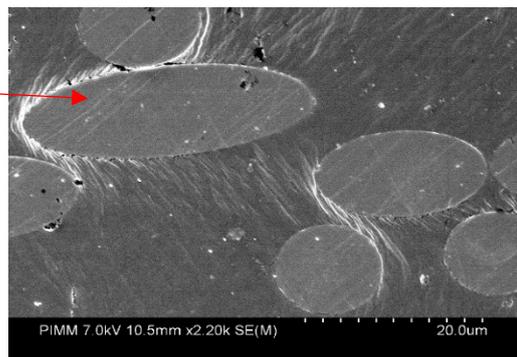
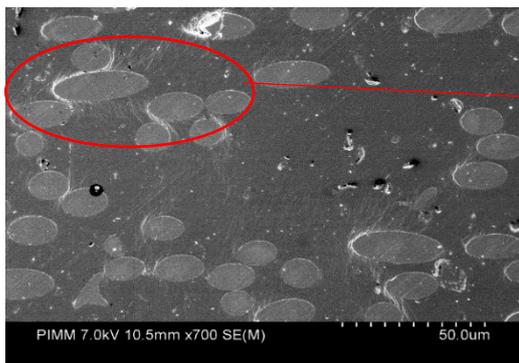


Figure 4-12 Endommagement en compression à 69% Sf

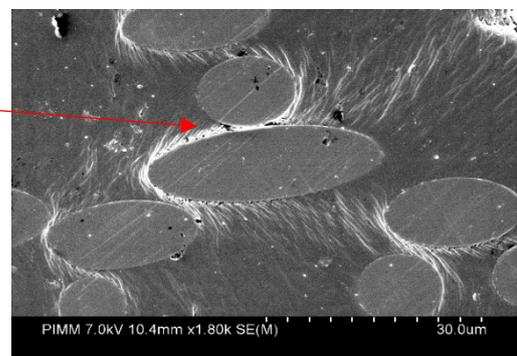
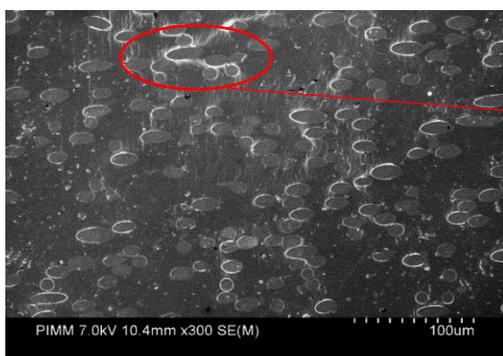


Figure 4-13 Etat final de l'éprouvette sens 45° à la rupture 130 N rupture

4.2.3. Analyse des mécanismes d'endommagement en fatigue flexion trois points

Nous avons réalisé ici, une analyse des mécanismes d'endommagement sur une éprouvette sens travers sollicitée en fatigue flexion trois points à 10Hz. Avec un pilotage en déplacement (flèche de 2.5 mm) l'éprouvette présente une durée de vie de l'ordre de 10 000 cycles. Nous avons ensuite effectué un second essai avec les mêmes paramètres mais que nous avons arrêté à 1000 cycles ce qui correspond à la fin de la première phase de baisse de raideur rapide comme on peut le voir sur la figure 4-14 qui présente l'évolution de la charge en fonction du nombre de cycles pour la flèche appliquée.

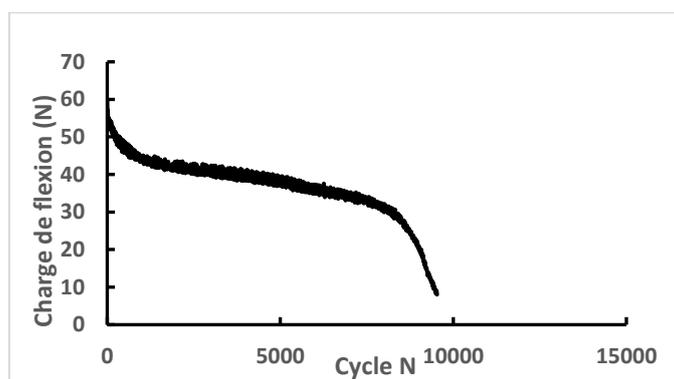


Figure 4-14 Courbe charge – nombre de cycles en fatigue flexion trois points pour une flèche de 2.5 mm

L'éprouvette préalablement polie et métallisée a été soumise à des observations MEB, nous sommes particulièrement intéressés à la zone peau juste en dessous de l'axe de sollicitation. Les images obtenues sont présentées dans la figure 4-15.

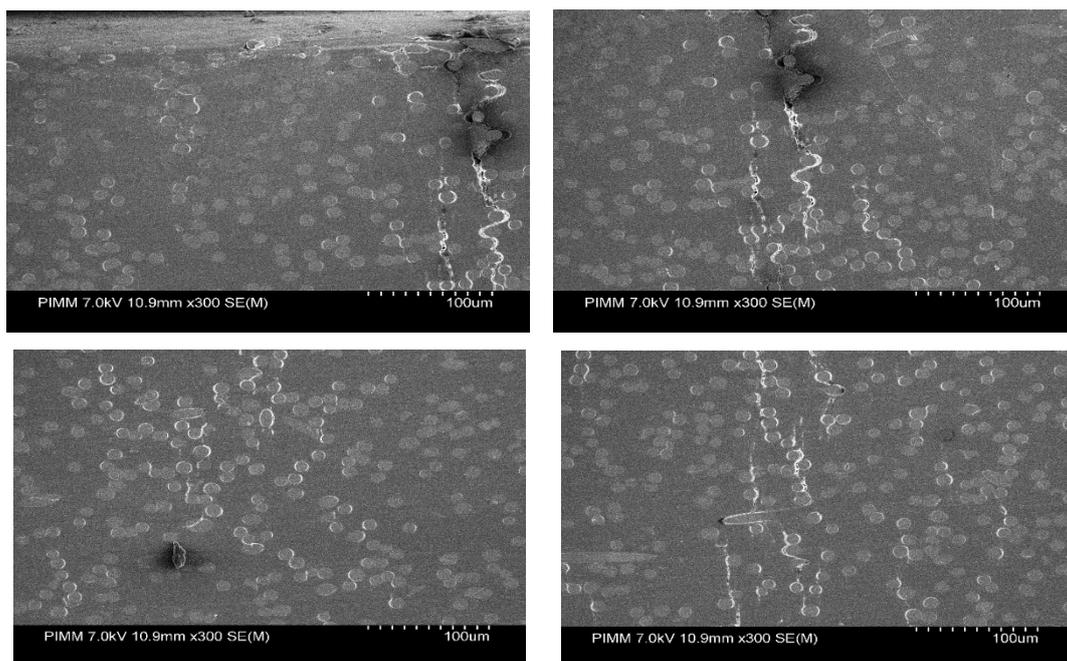


Figure 4-15 Observations MEB pour l'essai de fatigue flexion trois points interrompu à 10% de la durée de vie

Sur ces images, nous observons que malgré un arrêt effectué à seulement 10% de la durée de vie, une grande parties des fibres sont déjà endommagées (aux alentours de 70% des fibres dans la zone observée). En effet, le point d'observation se situe sur la courbe charge / nombre de cycles présentée dans la figure 4-14 juste avant le pseudo-plateau durant lequel la charge évolue peu. L'endommagement observé correspond donc à celui atteint à la fin du premier régime de fatigue. Au paragraphe 1.2.4 du chapitre 1, nous avons vu que la courbe charge / nombre de cycle en fatigue présente trois régimes, le premier pour un nombre de cycle de 1000 correspond généralement à la mise en place du régime thermique, le deuxième correspond à l'amorçage de l'endommagement et le dernier correspond à la propagation et la coalescence des microfissures. Or, nous observons que dès la fin du premier régime nous avons déjà une quasi-saturation de l'endommagement. Nous pouvons donc déduire que dès les premières phases de la fatigue, la mise en place du régime thermique équivalent est couplée à la mise en place d'un état de d'endommagement équivalent qui lui mènera à la rupture finale après un certain nombre de cycle. Nous pouvons en déduire que les premiers cycles de l'endommagement fatigue conditionnent la durée de vie totale de l'échantillon.

Concernant les mécanismes d'endommagement, nous observons à nouveau une diffusion de l'endommagement à travers les interfaces mais aussi à travers la matrice. La plastification de la matrice sous forme de stries a elle aussi été observée dans les endroits les plus endommagés. Par contre nous n'avons pas observé de rupture de fibre à ce niveau de la durée de vie. Soulignons ici que, malgré les effets locaux de la plastification de la matrice qui diffèrent entre le mode de chargement monotone et fatigue, le scénario d'endommagement est semblable à celui observé sous sollicitation monotone : initiation de l'endommagement par décohésion des interfaces fibre-matrice, menant à la création d'une microfissure plus grande se propageant à travers les interfaces et finalement coalescence des microfissures et leur propagation à travers la matrice menant à la rupture du matériau suite à la création d'une macro-fissure.

4.2.4. Comparaison monotone – fatigue par fractographie

Nous avons effectué une étude qualitative dans le but d'analyser et de comparer les mécanismes d'endommagement se produisant lors d'une sollicitation mécanique de type quasi-statique et de type fatigue. Cette étude porte sur la caractérisation sous MEB des faciès de rupture en fatigue et en monotone sur les trois orientations de fibres.

La figure 4-16 illustre une comparaison des faciès de rupture pour les essais de traction monotone et de fatigue. Pour les trois directions et pour les charges monotones et de fatigue, on peut observer la création de cavités autour de l'interface fibre-matrice indiquant la plasticité locale avant décollement. Cependant, dans le cas de charges de fatigue, on peut également observer des déformations plastiques sous forme de stries situées autour des fibres. Deux conclusions peuvent être proposées à partir de cette observation :

- L'interface fibre-matrice est le maillon le plus faible dans notre matériau et sa décohésion constitue le phénomène d'endommagement prépondérant lors de la sollicitation mécanique que ce soit en quasi-statique ou en fatigue,
- La confirmation de l'interprétation donnée lors de l'analyse macroscopique de l'endommagement et de la plasticité en fatigue dans le paragraphe 3.4.2.1 du chapitre 3 sur la création d'une barrière de déformation plastique située autour des fibres qui permet d'éviter la propagation de microfissures à travers la matrice et conduisant à un endommagement et une déformation plus importante.
- En revanche, les images MEB révèlent une ductilité locale apparente plus élevée dans le cas de la traction. En effet, sous une charge monotone, la matrice autour des fibres se déforme plastiquement librement alors qu'en fatigue, lors de la décharge, la déformation apparente diminue bien que la déformation plastique locale cumulée augmente à chaque cycle.

Ainsi, on peut conclure qu'indépendamment des effets de la plasticité localisée autour des fibres, notre matériau passe par des états d'endommagement équivalents à ceux observés sous chargement monotone. De plus, ces états d'endommagement successifs sont conduits par un phénomène prépondérant : la rupture de l'interface fibre-matrice. L'effet de barrière dû à la déformation plastique localisée étant différent sous chargement monotone et fatigue agira uniquement sur les seuils et les cinétiques d'endommagement. Finalement, on peut conclure que l'effet du type de chargement n'est observé qu'au niveau des seuils et des cinétiques d'endommagement. Cette idée est fondamentale pour l'approche de modélisation proposée au chapitre 5. En effet, l'approche hybride qui y est développée permet de prévoir la durée de vie du composite en fatigue à partir de la modélisation du comportement monotone.

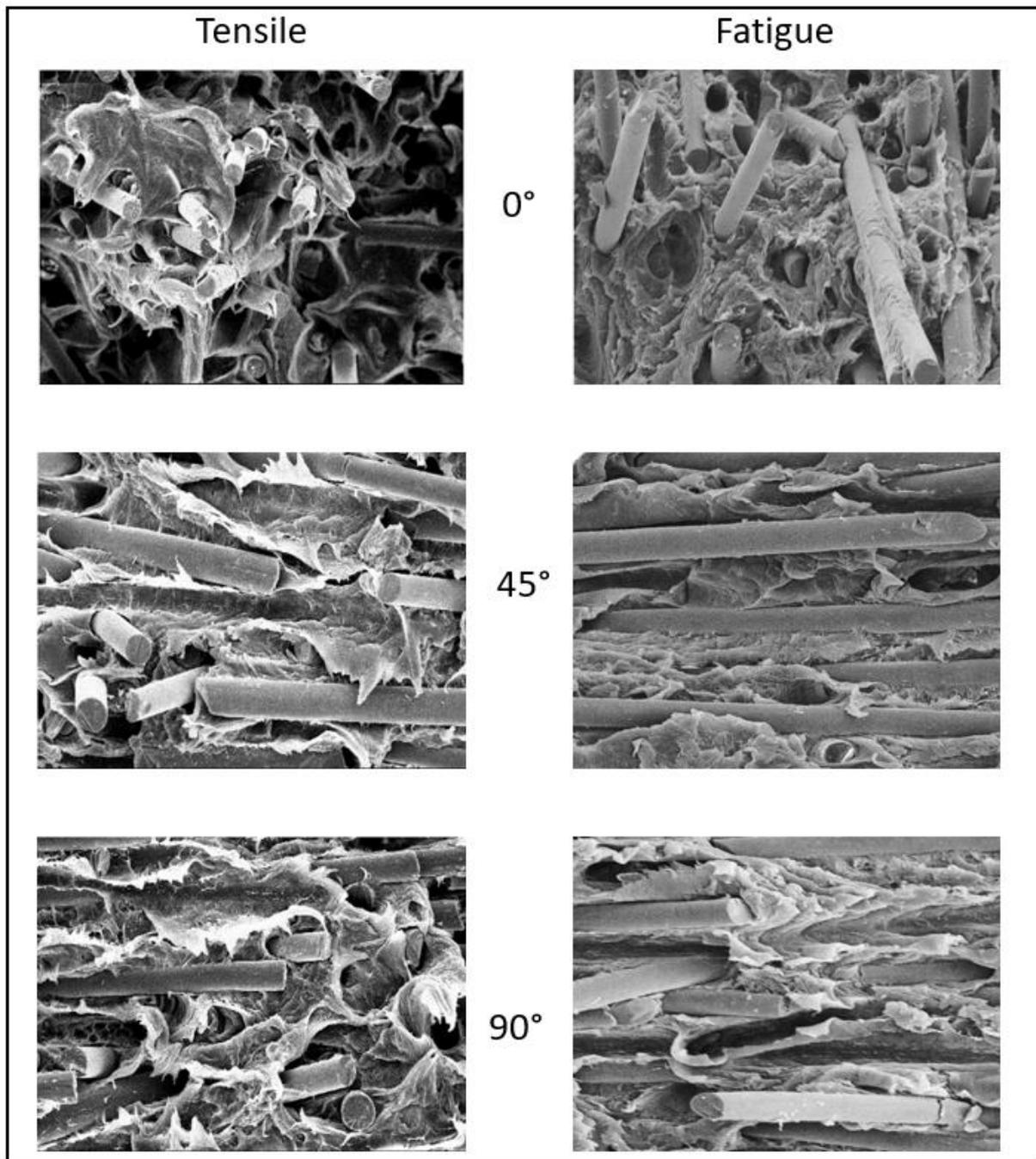


Figure 4-16 Faciès de rupture en fatigue et en monotone

4.3. Analyse quantitative de l'endommagement

4.3.1. Eprovettes sens travers (90°)

La zone d'observation est un rectangle de 2mm×1mm situé dans la zone travaillant en traction. Avec un grossissement de 300 cela correspond à un nombre de 8×6 images soit un total de 64 (donc largement supérieur à celui déterminé pour le VER). L'essai est effectué à une vitesse moyenne de 0.2 mm/min. Tout au long de l'essai de flexion trois points in situ, nous effectuons des arrêts afin d'observer les mécanismes d'endommagement. A chaque arrêt, un

nombre d'images est pris, nous respectons toutefois une durée maximale de 5 min afin de minimiser les phénomènes de relaxation.

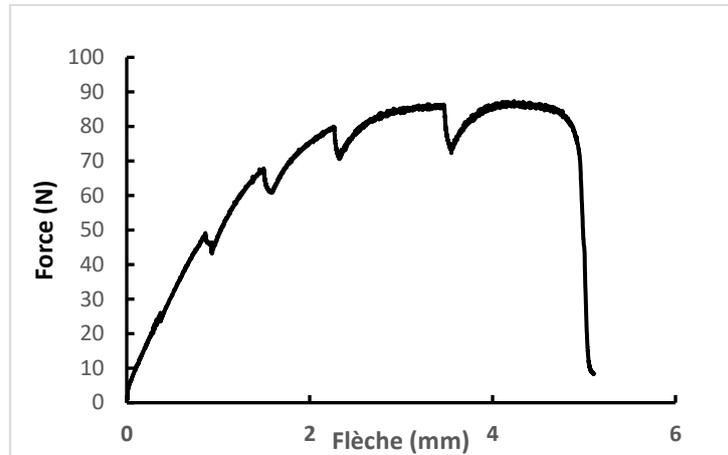


Figure 4-10 Courbe charge flèche de l'essai de flexion in situ

Les résultats de cet essai sont présentés ci-dessous sous la forme d'une cartographie. A chaque niveau de charge, nous actualisons un certain nombre d'images (en rouge) correspondant aux zones dans lesquelles de nouveaux phénomènes d'endommagement sont observés. Ainsi, l'évolution du taux d'endommagement local, défini par le rapport entre le nombre de fibres fissurées à l'interface sur le nombre de fibres total dans la zone analysée, peut être déterminée.

Sur les 64 images analysées, nous remarquons que l'endommagement est concentré sur la partie centrale (représentée par un rectangle noir sur la cartographie) en particulier sur les deux côtés de la zone en contact avec l'axe central mobile (zone représentée avec deux ellipses en noir sur la cartographie à 80 N). Pour les éprouvettes sens long et ceux à 45° nous nous focaliserons aussi sur cette zone qui est équivalente à un rectangle de $1 \times 0.5 \text{ mm}^2$. Cela présente l'avantage de conduire à une zone d'analyse soumise à une contrainte équivalente relativement homogène. De plus, cela permet aussi de minimiser le temps d'observation et donc les phénomènes de relaxation. Le nombre d'images de la zone analysée est de l'ordre de 9. Il ne permet donc pas de prendre en considération toute les hétérogénéités de la microstructure et donc ne peut pas être considéré comme VER. Toutefois pour les trois orientations, la zone analysée présente une microstructure très régulière et permet de suivre l'endommagement pour les trois familles d'orientation de l'étude (0°, 90° et 45°).

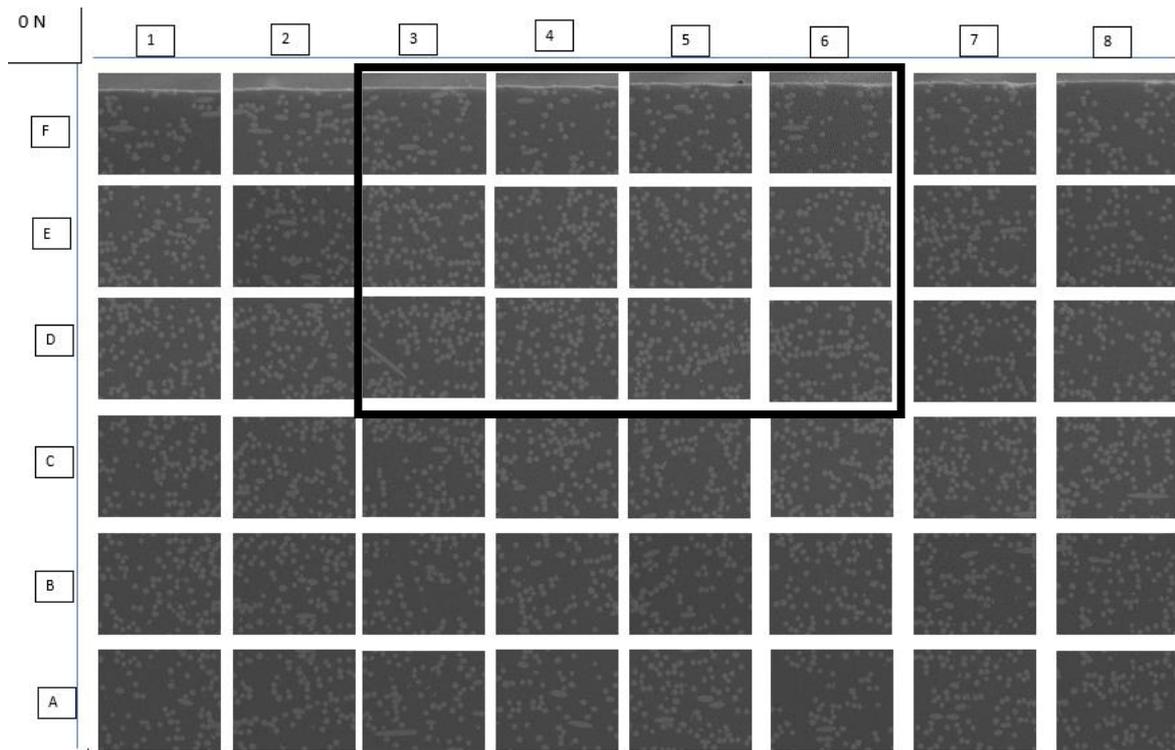


Figure 4-11 Cartographie MEB in situ éprouvette à 90° de la zone analysée à 0 N

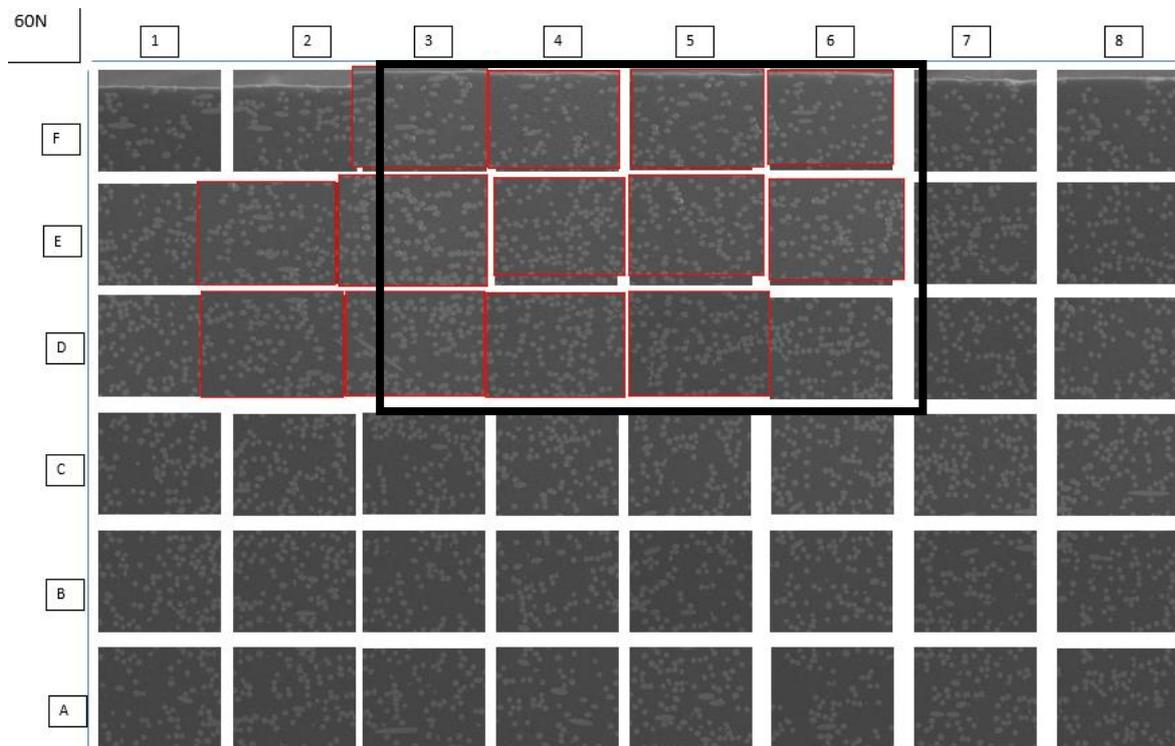


Figure 4-12 Cartographie MEB in situ éprouvette à 90° de la zone analysée à 60 N

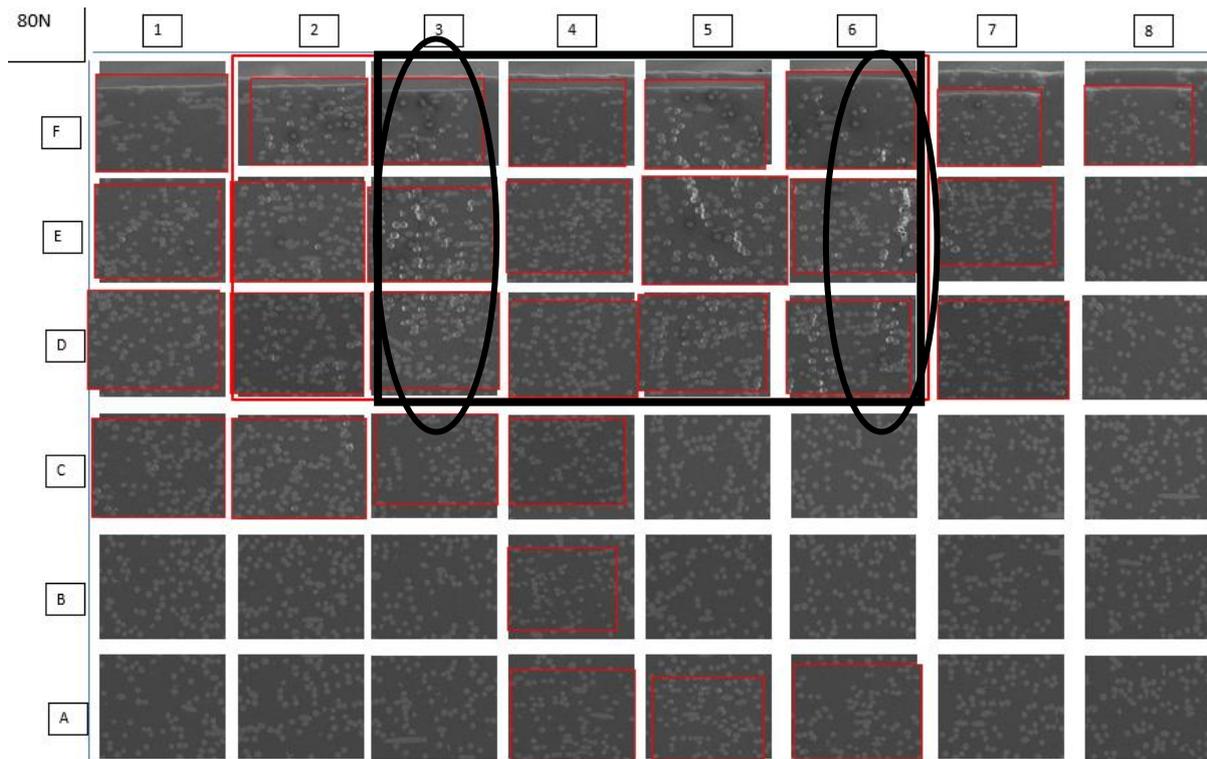


Figure 4-13 Cartographie MEB in situ éprouvette à 90° de la zone analysée à 80 N

4.3.2. Éprouvettes sens long (0°)

Les résultats obtenus précédemment sur le sens travers ont permis de réduire considérablement la zone d'analyse (voir paragraphe précédent). Le même type d'analyses que celles réalisées sur les éprouvettes sens travers sont développées sur des éprouvettes découpées dans le sens long. Lors de cet essai de flexion trois points in situ un total de six arrêts sont effectués aux charges suivantes : 50 N, 70 N, 90 N, 120 N, 150 N et 180 N. Le suivi des mécanismes d'endommagement sur la zone centrale de l'éprouvette est donné ci-après :

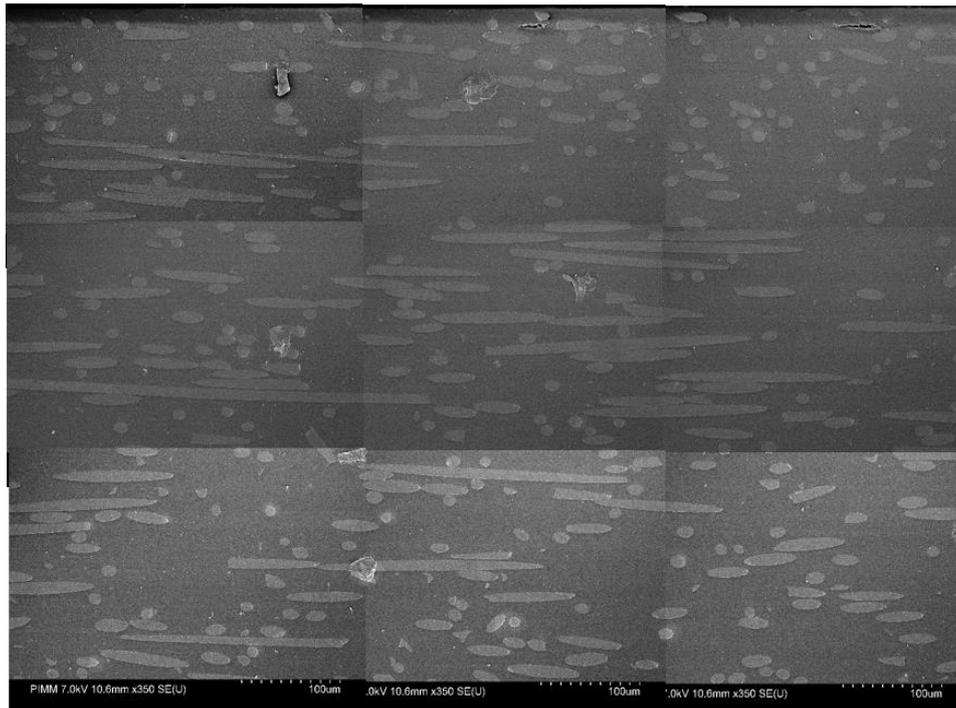


Figure 4-14 Cartographie MEB in situ éprouvette SL de la zone analysée à 0 N

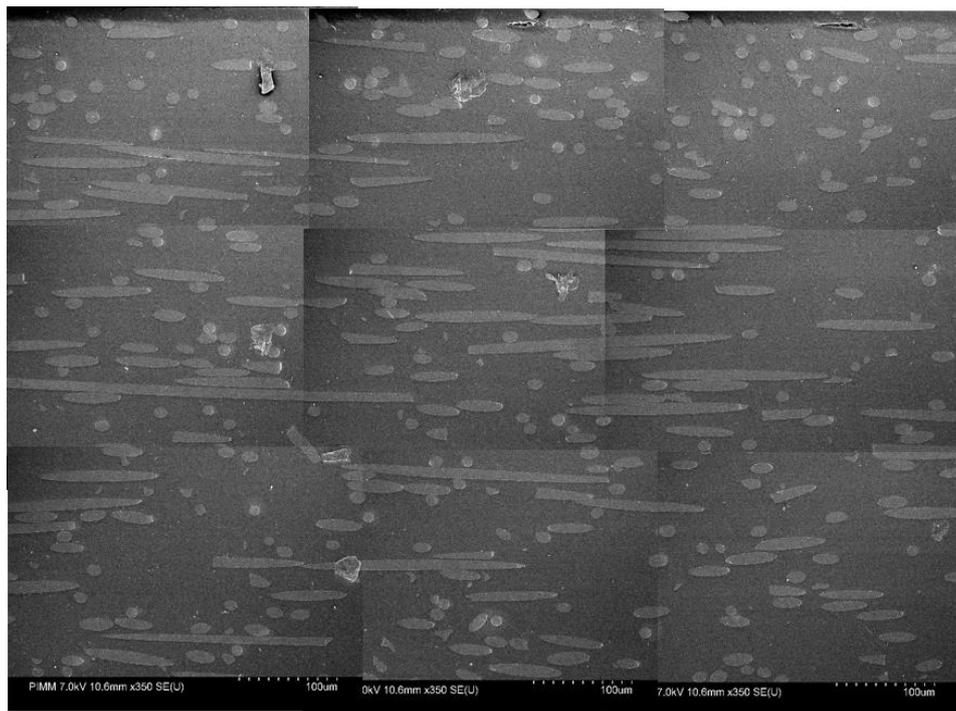


Figure 4-15 Cartographie MEB in situ éprouvette SL de la zone analysée à 70 N

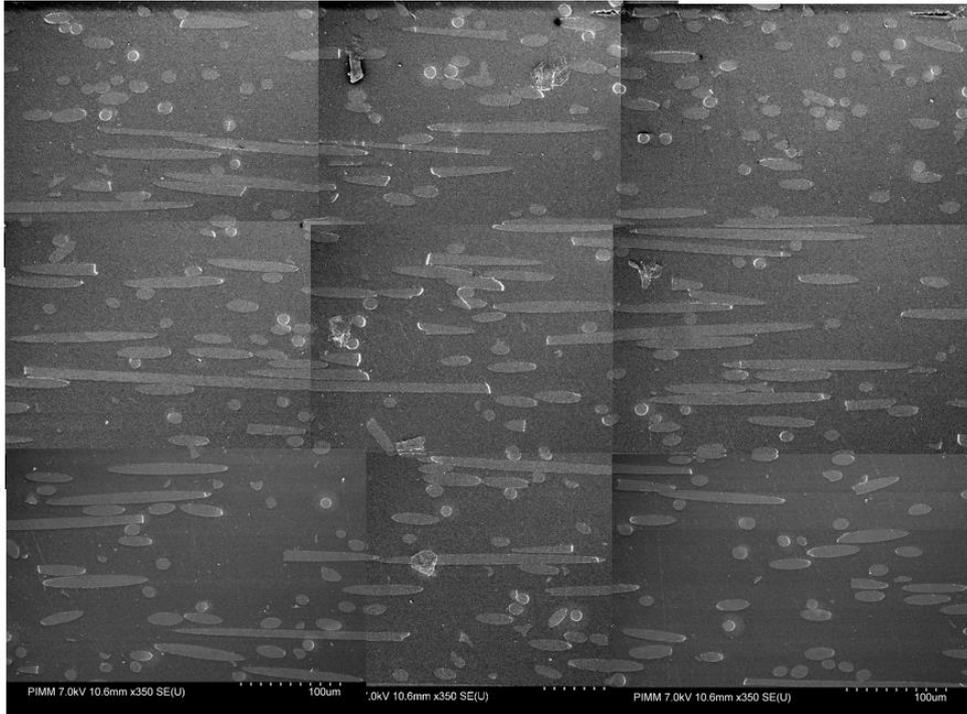


Figure 4-16 Cartographie MEB in situ éprouvette SL de la zone analysée à 120 N

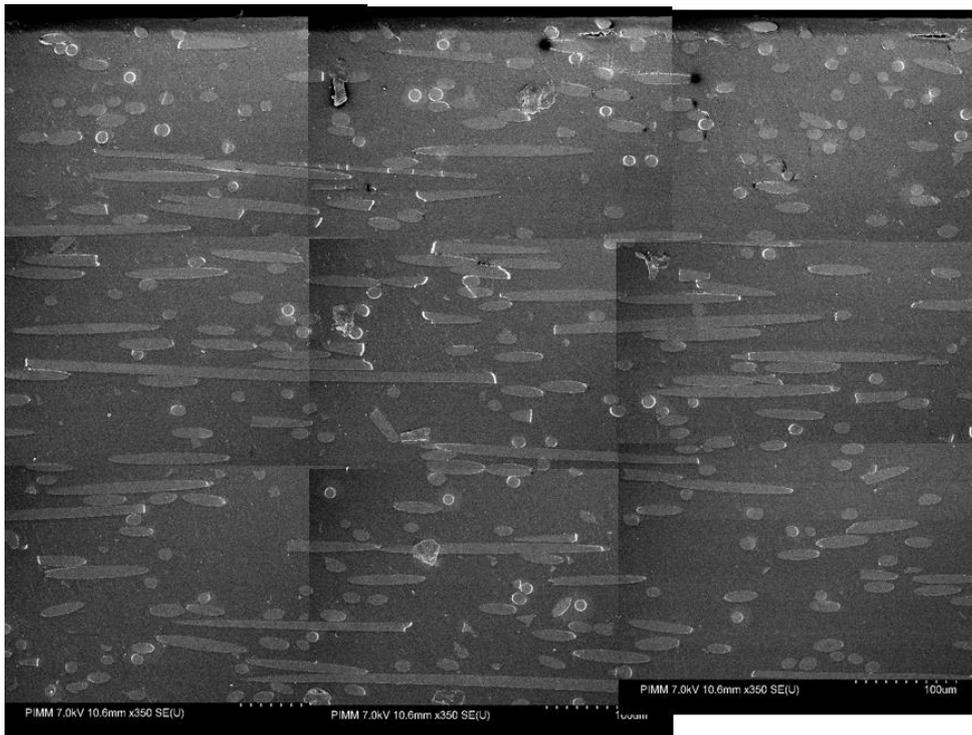


Figure 4-17 Cartographie MEB in situ éprouvette SL de la zone analysée à 150 N

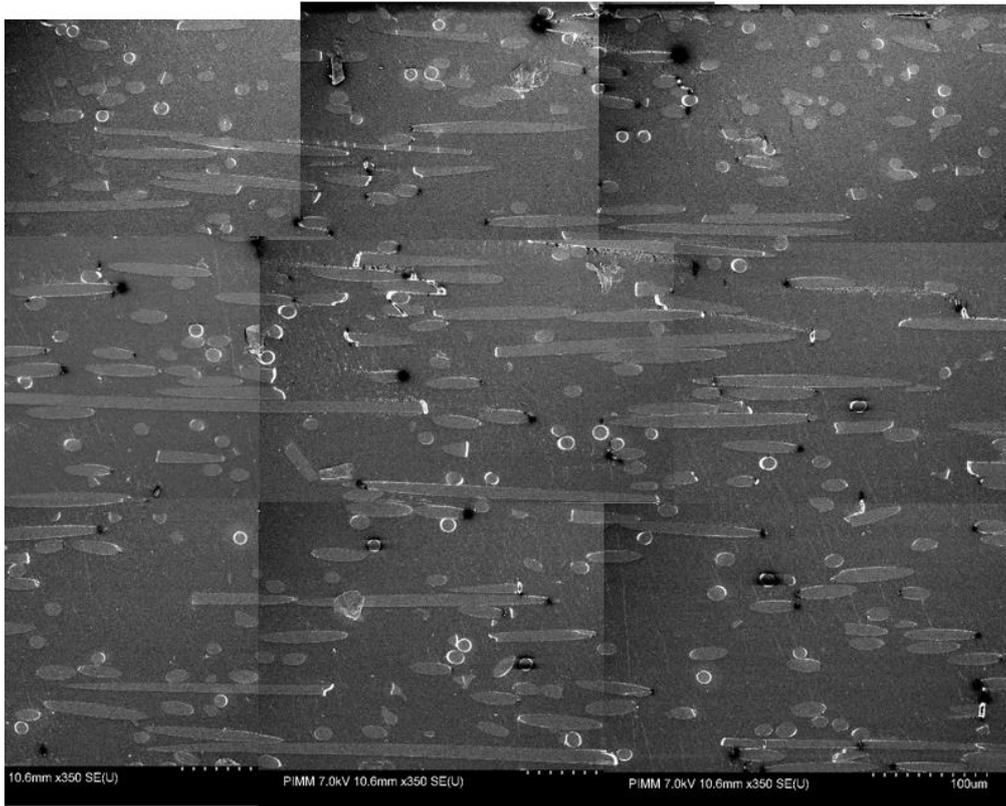


Figure 4-18 Cartographie MEB in situ éprouvette SL de la zone analysée à 180 N

4.3.3. Eprouvtes sens (45°)

Le suivi de l'endommagement pour les éprouvettes sens 45° est réalisé de la même façon que pour les autres sens. Lors de cet essai nous avons effectué un total de quatre arrêts aux charges suivantes : 40 N, 70 N, 100 N et 130 N. Les images correspondantes à cet essai sont présentées ci-dessous. Notons ici que l'endommagement s'initie pour une charge de 40 N qui correspond à 30% de la charge ultime et toujours à l'interface fibre-matrice. Avec l'augmentation de la charge l'endommagement se propage entre les interfaces. Au stade final nous observons une coalescence des fissures dans la matrice provoquant la rupture.

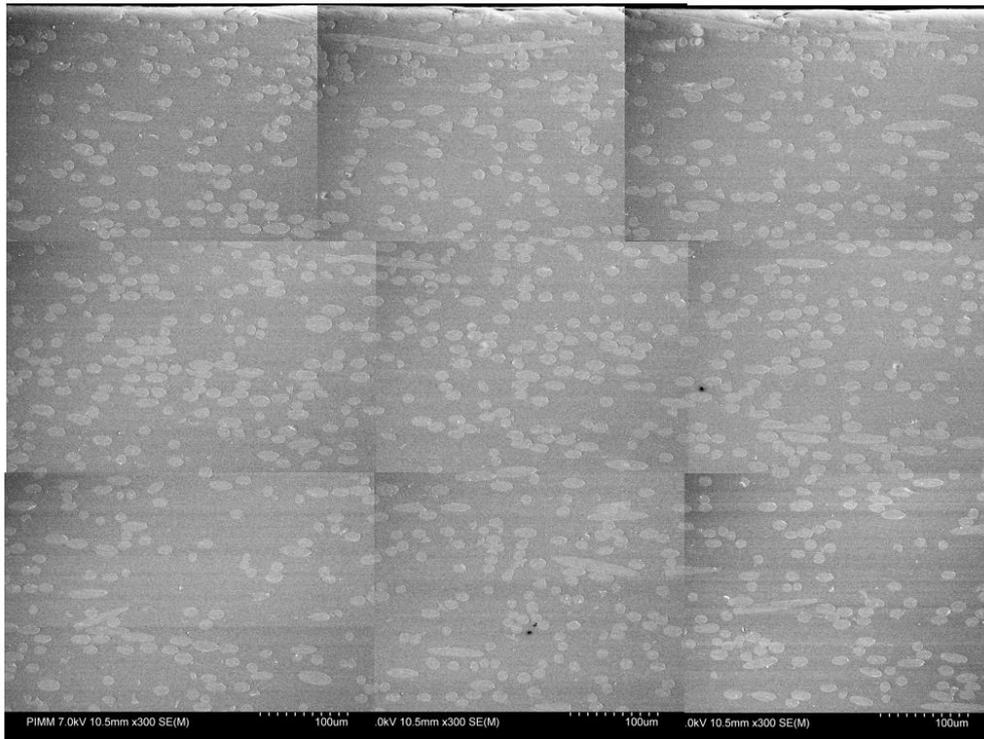


Figure 4-19 Observation MEB in situ sens 45° de la zone centrale à 0 N

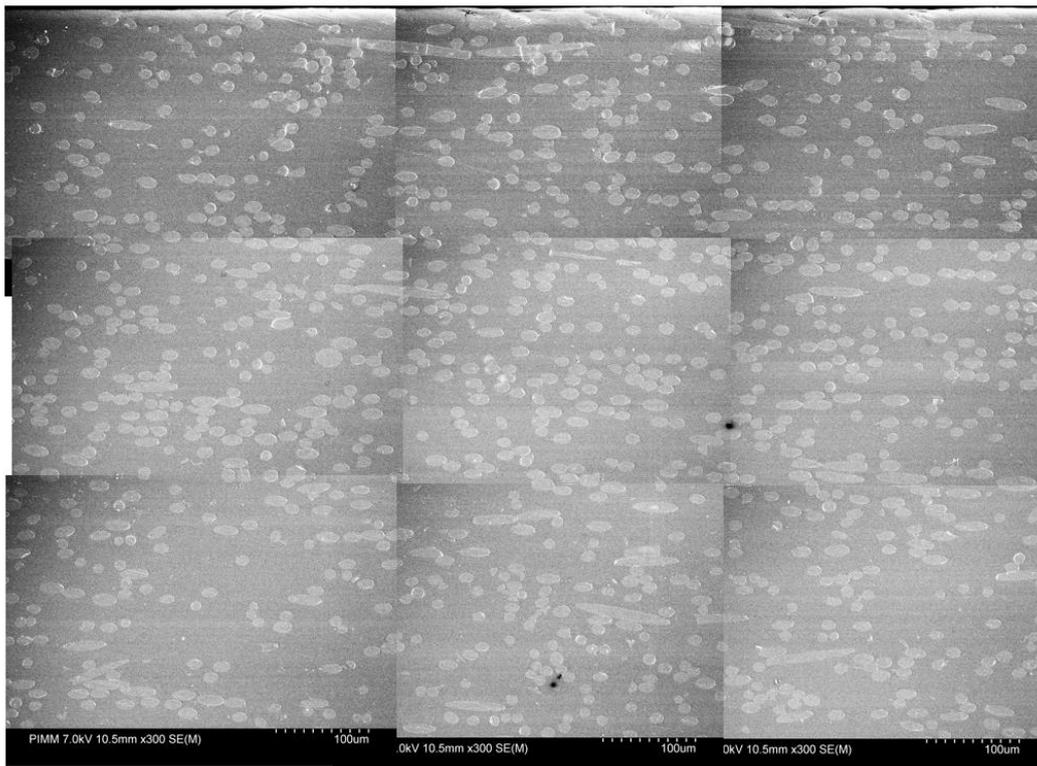


Figure 4-20 Observation MEB in situ S45 de la zone centrale à 70 N

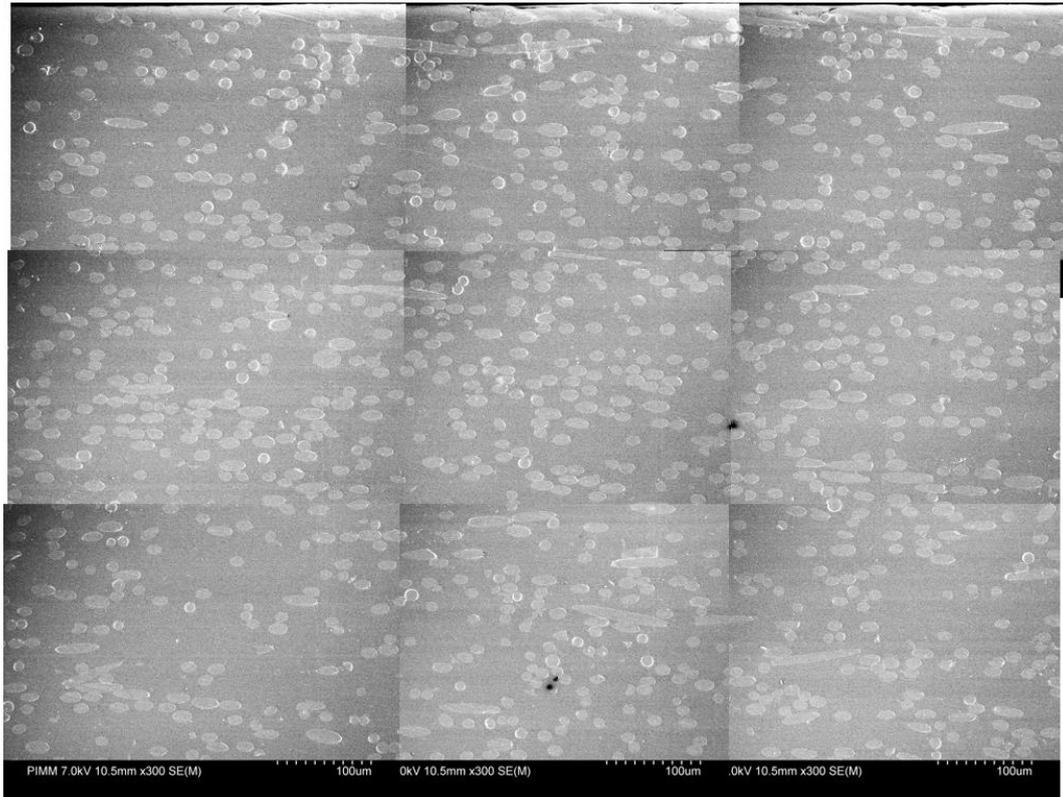


Figure 4-21 Observation MEB in situ S45 de la zone centrale à 100 N

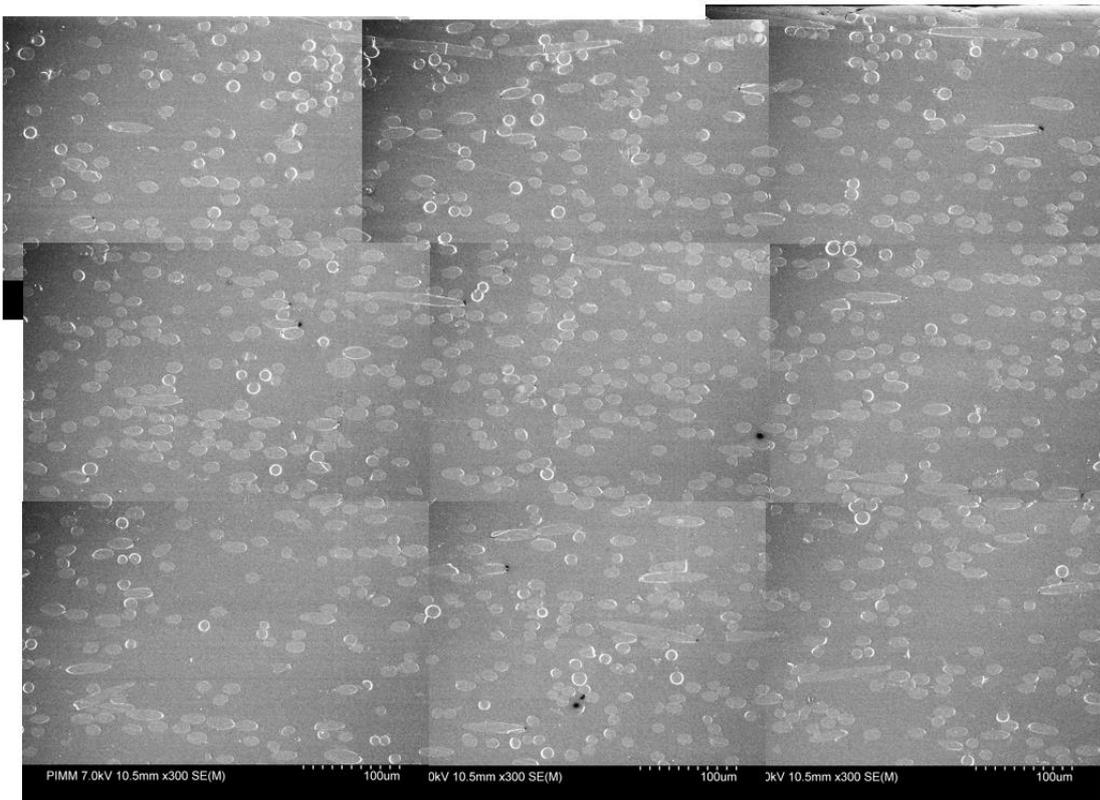


Figure 4-22 Observation MEB in situ S45 de la zone centrale à 130 N

4.3.4. Analyse des résultats – Paramètre d’endommagement micro

L’analyse et traitement des essais interrompus de flexion trois points présentés ci-dessus pour les trois orientations permet de tracer l’évolution de l’indicateur d’endommagement micro (d) sur la figure 4-26. Ce dernier est défini comme étant la densité de fibres déchaussées ; c’est-à-dire le rapport du nombre de fibres déchaussées sur le nombre de fibres total présentes dans la zone d’observation. Dans cette analyse, nous considérons qu’une fibre est déchaussée dès que l’interface de cette dernière est endommagée. Pour les trois orientations, nous pouvons remarquer que le seuil d’endommagement est plus bas pour le sens travers, suivi par le sens 45° et finalement le sens longitudinal. La cinétique d’endommagement est plus rapide pour le sens travers suivie par le sens 45° et finalement le sens longitudinal ; ces résultats viennent confirmer ceux obtenus dans l’analyse macro du chapitre 3.

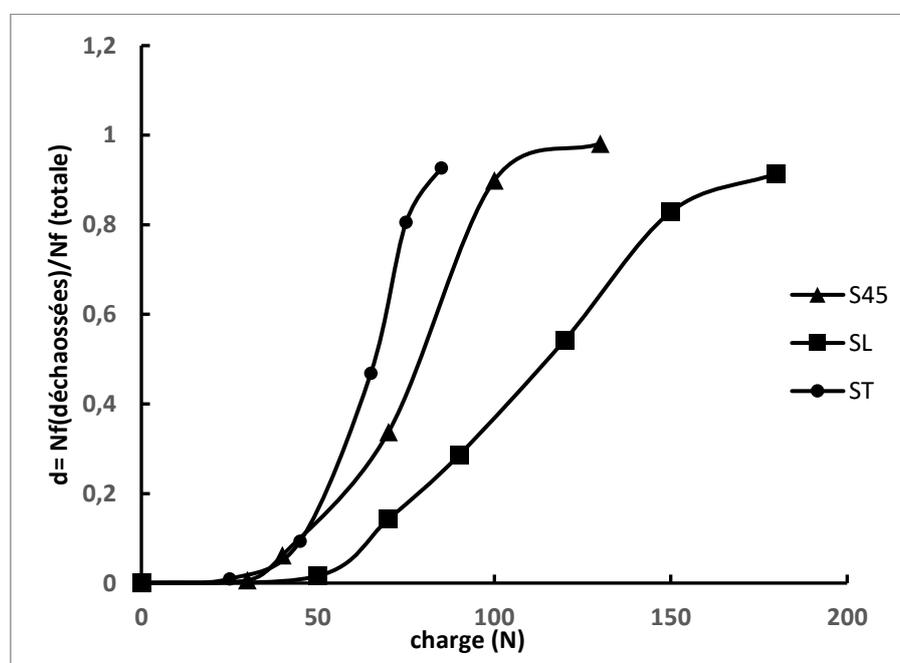


Figure 4-23 Evolution de l’indicateur « d » de l’endommagement microscopique

4.4. Analyse multi-échelle de l’endommagement

Dans cette partie nous allons nous intéresser à la relation entre mécanismes d’endommagement observés microscopiquement et l’endommagement mesuré macroscopiquement via la perte de rigidité et la plasticité résiduelle réalisées dans le chapitre 3. :

- Sur les trois orientations analysées nous avons noté un seuil d’endommagement plus bas pour le sens travers suivi par le sens 45° et finalement le sens longitudinal. La même

observation a été faite lors des analyses micros. Nous avons également noté que l'endommagement est maximal pour le sens travers suivi par le sens 45° et finalement le sens longitudinal. En effet pour le sens travers la contrainte normale à l'interface fibre-matrice est maximale tandis que celle de cisaillement est nulle, cela a pour conséquence de faciliter la décohésion de l'interface fibre-matrice menant à une redistribution des états de contrainte à l'interface fibre-matrice qui conduisent à augmenter la plastification locale de la matrice. Ceci est en concordance avec les résultats macros où nous avons un taux de plasticité plus important par rapport aux autres orientations.

- A la différence de l'analyse macro où nous avons noté un seuil d'endommagement plus haut que celui de la plastification, les images in situ montrent un endommagement avant la plastification de la matrice. Cela peut être expliqué par la difficulté d'observer, sous MEB, les phénomènes de plastification à leurs premiers stades. Rolland et al(172) ont montré, par des examens micro-tomographiques, l'existence de phénomène de cavitation dans du PA 66 chargé en fibres de verre en traction monotone et en fatigue via des essais in situ. Ils ont noté que ce phénomène se produit au début de l'endommagement à un niveau de chargement qui diffère entre le monotone et la fatigue. En effet, au premier stade de la sollicitation, la plastification se traduit par la création de micro vide aux endroits peu fibreux mais aussi au niveau des interfaces. Ce n'est qu'à partir d'un certain degré que cela devient visible sous forme de bandes de cisaillement et craquelures ou bien encore de microfissures.
- En fatigue, nous avons noté que le module dynamique évolue rapidement durant le premier régime (moins de 1000 cycles), nous avons pu confirmer cela grâce à l'essai interrompu où nous avons noté un fort taux d'endommagement.

4.5. Conclusion

Les essais in-situ ont permis de mettre en évidence différents mécanismes d'endommagement. Les degrés de présence et de contribution à la rupture de chaque phénomène ne sont pas égaux. La décohésion de l'interface fibre-matrice et la propagation des fissures à travers les interfaces paraissent être les phénomènes prépondérants menant à la ruine du matériau, et cela indépendamment de l'orientation des fibres et du mode de sollicitation monotone ou fatigue. Les autres phénomènes tels que la rupture de fibres, la plastification locale de la matrice ainsi que sa microfissuration existent à des degrés qui diffèrent d'une orientation à l'autre. Cependant, ils sont relativement moins importants que la décohésion de l'interface. En compression nous avons vu que l'interface reste l'endroit idéal pour l'initiation de l'endommagement. De plus, la plastification locale de la matrice autour des fibres ainsi que l'arrachement de ces dernières autour de bandes de cisaillement dans lesquelles la microfissuration est intense sont les phénomènes les plus observés en compression.

Une des conclusions importante est qu'indépendamment du type de chargement, monotone ou cyclique, le matériau passe globalement par la même succession d'états d'endommagement. L'effet du type de chargement n'est visible qu'au niveau de la plasticité très locale autour des interfaces qui n'influence que les seuils et les cinétiques d'endommagement et non le scénario d'endommagement. Par conséquent, on peut supposer que la description des différents états d'endommagement rencontrés lors d'une sollicitation monotone peut être utilisée pour prédire la durée de vie en fatigue. C'est l'objet des développements du chapitre 5.

5. Chapitre 5 :
Modélisation
micromécanique et
prédiction de la durée de vie
en fatigue

5.1. Introduction

Dans le contexte du dimensionnement des matériaux composites à fibres courtes soumis à des chargements monotones et cycliques, les industriels sont tenus de présenter, pour chaque pièce à développer, un dimensionnement pertinent répondant au cahier des charges client. Dans le domaine automobile, et par exemple pour les hayons, ce cahier des charges impose généralement un nombre de cycles N (correspondant au nombre de cycles d'ouverture et de fermeture), une plage de températures d'utilisation allant généralement de -30°C à 80°C et des profils de chargements types.

Les méthodologies largement utilisées par les bureaux d'études des équipementiers « automobile » pour un dimensionnement optimal sont organisées comme suit :

- Conception et prédimensionnement de la pièce en question,
- Choix de la formulation matériau / process,
- Simulation du procédé de fabrication (injection, compression) sur des logiciels type MoldFlow. Cette simulation fournit une estimation de la distribution spatiale de la microstructure dans toute la pièce,
- Campagne d'essais de caractérisation en monotone et en fatigue pour le(s) matériau(x) choisi(s),
- Simulation d'un cycle de claquage sur des logiciels de calcul type Abaqus et déduction de la contrainte maximale,
- Vérification sur la courbe de Wöhler de la résistance du matériau pour la contrainte donnée,
- Optimisation de la conception.

Le problème ici est que le bureau d'études doit refaire les mêmes étapes pour chaque nouveau projet ou modification et notamment les campagnes de caractérisations expérimentales qui sont souvent lourdes et onéreuses mais malgré tout nécessaires à la détermination des lois « matériau » ainsi que des critères de rupture. En effet, un simple changement de design de la structure composite entraîne un changement de la distribution de la microstructure induite par le process et donc de sa réponse mécanique. Il est donc de première importance de mettre en place des méthodologies de dimensionnement en monotone et en fatigue qui soient à la fois rapides et pragmatiques et qui permettent d'identifier la « carte matériau » constituée de la loi de comportement et du critère de rupture. Elles doivent par ailleurs s'inscrire dans le cadre d'une approche découplée, facilement utilisable par l'ingénieur et ceci quelle que soient les microstructures induites. Dans ce chapitre, nous proposons une méthodologie pragmatique

simple à utiliser et capable de prédire la durée de vie du composite en fonction de sa microstructure.

5.2. Principe de la démarche hybride proposée

Nous avons présenté dans le chapitre 1 une bibliographie des différents modèles permettant la prédiction de la durée de vie en fatigue que nous avons d'ailleurs classifiés en trois catégories à savoir : analytique, phénoménologique et micromécanique. Les approches analytiques de type S-N permettent de lier une mesure expérimentale (contrainte appliquée) à un nombre de cycles à rupture. Les approches phénoménologiques s'intéressent à l'endommagement macroscopique que subit le matériau et qui se manifeste soit par une perte de rigidité, de résistance ou bien les deux à la fois. Les approches micromécaniques, dites progressives, proposent, en se basant sur des observations des mécanismes d'endommagement, de mettre en place une variable d'endommagement micro directement liée à la rupture du matériau. Dans le cadre d'une démarche multi-échelle, les approches micromécaniques permettent de lier la variable d'endommagement identifiée expérimentalement à une propriété macroscopique du matériau, généralement la rigidité. Ce type d'approche a été initialement proposée par Highsmith et Reifsnider (150) et depuis souvent repris par d'autres auteurs notamment Reifsnider et Gao (114), Jain et al (173,174), Le pen et al (175), Guo et al (176,177), Fitoussi et al (162,178,179), Derien et al (180). Il s'agit donc ici d'un couplage entre les méthodologies phénoménologiques et micromécaniques. Connaissant la microstructure du matériau ainsi que le (ou les) mécanisme(s) d'endommagement prépondérant(s) menant à la rupture, ce type d'approche permet de déterminer les lois matériaux du composite en question.

L'analyse des mécanismes d'endommagement réalisée dans le chapitre 4 a permis de confirmer, qu'indépendamment du type de sollicitation et de l'orientation des fibres, la décohésion de l'interface fibre-matrice conduit à la création de microfissures puis à leur coalescence. La propagation de ces dernières à travers les interfaces conduit à la création d'une macro fissure et donc à la ruine du matériau. Ce même scénario d'endommagement a été proposé par Jendi et al (32,181) pour la modélisation du comportement monotone des matériaux composites type. Ce scénario d'endommagement a été introduit dans une démarche d'homogénéisation de type Mori-Tanaka, les auteurs ont mis en place un critère de rupture quadratique à l'interface fibre-matrice associé à une loi probabiliste de type Weibull. Cette approche micromécanique de l'endommagement se traduit par l'introduction graduelle dans le modèle d'homogénéisation de plusieurs familles d'hétérogénéité, à savoir : une première famille de fibres non déchaussées

participant encore pleinement à la rigidité du matériau, une seconde famille constituée de microfissures (générées par l'activation du critère statistique de rupture interfacial), ainsi qu'une famille de fibres déchaussées qui continuent toutefois à contribuer partiellement la rigidité du matériau. Dans ce travail, nous proposons d'utiliser la même démarche que celle utilisée par Jendli et al (164) pour prédire le comportement monotone du PPGF 40. Toutefois, dans notre cas, le comportement de la matrice thermoplastique est défini pas à pas à travers une procédure de linéarisation. En effet, à la différence des matrices polyester étudiées par Jendli et al dont le comportement est linéaire fragile, notre matrice polypropylène présente un comportement non linéaire dû la plasticité. Une linéarisation de ce dernier est donc primordiale pour la démarche d'homogénéisation. Nous avons présenté dans le chapitre 1 une revue bibliographique des différentes méthodologies de linéarisation. Nous proposons alors d'utiliser une approche en champs moyens avec une formulation sécante qui a été initialement proposée par Hutchison (97) puis reprise par Berveiller et Zaoui (96) et Qiu et Weng (98,182). Cette démarche propose de décrire le comportement de la matrice comme étant une succession d'états élastiques au cours du chargement, elle est donc parfaitement convenable pour la démarche itérative d'homogénéisation que nous proposons.

L'analyse des mécanismes d'endommagement en fatigue présentée dans le chapitre 4, a montré que la première phase de fatigue (pour $n < 1000$ dans notre cas) est de première importance dans le développement des mécanismes d'endommagement. Nous avons effectivement remarqué que l'essentiel de l'endommagement se produit pour un nombre de cycles égal à 10% de la durée de vie. On remarque effectivement dans cette première phase une perte de rigidité drastique. Ainsi, la durée de vie est conditionnée par les tous premiers stades de l'endommagement. Suivant cette idée, nous proposons d'analyser la relation entre la première perte de rigidité en fatigue $\frac{E_1}{E_0}$ consécutive au tout premier cycle et la durée de vie en fatigue. Pour cela, nous avons tracé sur la figure 5-1 l'évolution du paramètre macroscopique d'endommagement au premier cycle $D_1 = 1 - \frac{E_1}{E_0}$, en fonction de N_r pour différentes amplitudes et pour les trois orientations ($0^\circ, 45^\circ$ et 90°) et pour une fréquence de 10Hz.

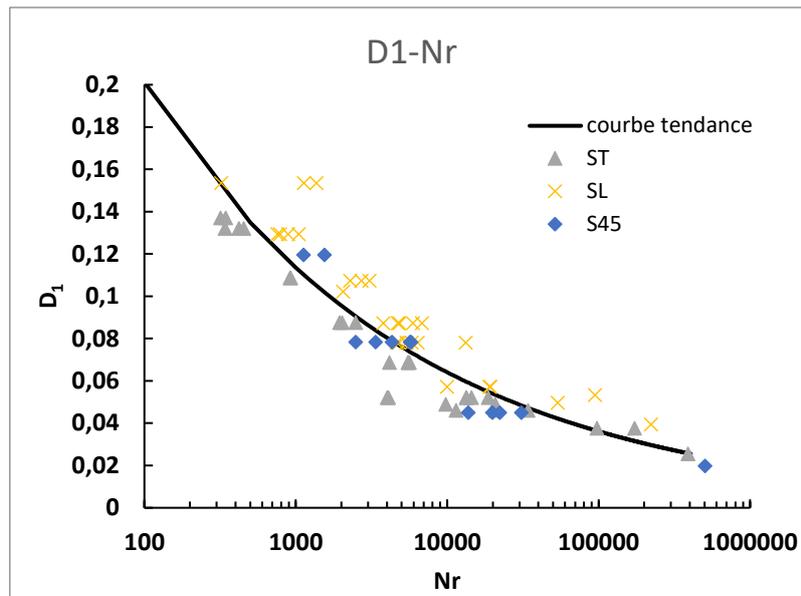


Figure 5-1 D_1 en fonction de N_r pour les trois orientations de l'étude

Sur cette courbe, nous pouvons considérer une relation unique, indépendamment de l'orientation des fibres, entre le paramètre d'endommagement D_1 et N_r de la forme :

$$D_1 = a \times N_r^b \quad EQ(5.1)$$

La courbe D_1 vs N_r peut donc être considérée comme une courbe « maîtresse » capable, indépendamment de la microstructure, de nous fournir la durée de vie en fatigue pour une amplitude donnée, à partir de la connaissance de la baisse de rigidité qu'un cycle appliqué à cette amplitude occasionne. Cette démarche s'apparente aux travaux de Jain et al (174) qui ont proposé une approche associant l'état d'endommagement macroscopique sous charge quasi-statique à celui atteint à un certain point de la courbe S-N. Les auteurs proposent une méthodologie permettant de prédire les courbes S-N pour d'autres microstructures composites à partir de la connaissance de la "courbe maîtresse" qui correspond à la courbe S-N établie pour une microstructure spécifique prise comme référence (183). Cette approche a été déjà validée et publiée dans un précédent travail réalisé sur des composites SMC (184). Elle a l'avantage de combiner et de tirer avantage des trois approches micromécanique, phénoménologique et empirique. Ainsi, pour une microstructure donnée, si on est capable de prédire l'évolution de la baisse de raideur pour plusieurs valeurs de contrainte, on pourra déduire facilement la courbe de Wöhler associée à cette microstructure. En d'autres termes, la simulation du comportement sous sollicitation monotone pour une microstructure donnée donne accès à la durée de vie à travers la « courbe maîtresse ». L'objet du prochain paragraphe est donc de détailler le modèle micromécanique utilisé.

5.3. Présentation du modèle micromécanique

Le modèle micromécanique permet à partir d'un VER connu du matériau hétérogène, de remonter aux propriétés macroscopiques du matériau homogène équivalent MHE. L'approche Mori-Tanaka est utilisée ici et permet, en s'appuyant sur la microstructure du VER ainsi que des caractéristiques des différentes phases, de remonter au tenseur de rigidité du matériau homogène équivalent d'une part et aux champs de contraintes et de déformations moyens pour chacune des phases d'autre part. A chaque incrément de la charge appliquée, la proportion des fibres déchaussées est déterminée par un critère local d'endommagement à l'interface fibre-matrice. La prise en compte de l'endommagement interfacial est réalisée dans le modèle via l'introduction progressive d'une densité de microfissures représentées par des hétérogénéités à rigidité nulle de forme « penny shape ». Parallèlement, le même critère local génère une diminution de la fraction volumique des fibres actives qui continuent à contribuer à la rigidité du composite. Ces dernières correspondent aux fibres non endommagées d'une part et à une partie des fibres déchaussées d'autre part. Ainsi, pas à pas, les états d'endommagement d'interface fibre-matrice successifs observés expérimentalement sont reproduits. Notons enfin qu'une procédure de linéarisation du comportement de la matrice de type approche sécante est appliquée. Dans la suite, nous détaillons cette approche micromécanique.

5.3.1. Les équations de base

5.3.1.1. La rigidité macroscopique

Les équations de base permettent de calculer la rigidité du composite et les champs de contraintes moyens dans les différentes phases. Les contraintes à l'interface fibre-matrice peuvent être facilement dérivées, comme détaillé ci-après. La matrice et les fibres sont considérées comme isotropes. La fraction volumique, la longueur moyenne et la distribution d'orientation des renforts sont les données d'entrée du modèle.

Le tenseur de rigidité composite est donné par l'expression suivante :

$$C^{Comp} = C^m [I + f \langle Q \rangle (I + f \langle (S - I) Q \rangle)^{-1}]^{-1} \quad EQ(5.2)$$

où $\langle \rangle$ désigne la moyenne, C^m et S sont respectivement le tenseur de rigidité de la matrice et le tenseur d'Eshelby (185), et Q un tenseur dit de « pseudo-localisation » défini pour chaque famille d'orientation des fibres θ :

$$Q^\theta = ((C^m - C^\theta)(S^\theta - I) - C^\theta)^{-1}(C^\theta - C^m) \quad EQ(5.3)$$

où C^θ représente le tenseur de rigidité des familles de renforts orientés à θ° (figure 5-2). A noter que pour les composites de faible épaisseur, on peut considérer que toutes les fibres sont contenues dans le plan de la plaque. Par conséquent, on peut simplifier la représentation en considérant que chaque famille de fibres n'est caractérisée que par son orientation dans le plan θ .

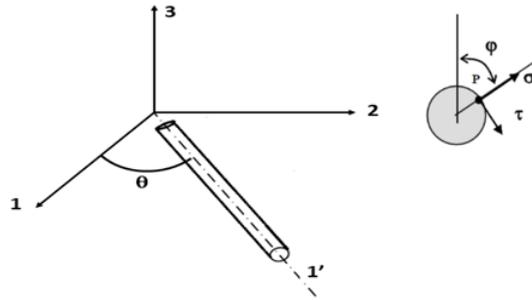


Figure 5-2 Définition des contraintes d'interfaces fibre-matrice

5.3.1.2. Calcul des contraintes locales à l'interface fibre-matrice

Pour une contrainte macroscopique appliquée σ^{imp} , le tenseur des contraintes moyennes subies par une famille de fibres orientées θ est donné par

$$\sigma^\theta = C^m(I + (S^\theta - I)Q^\theta)(I + f((S - I)Q))C^{m-1}\sigma^{imp} \quad EQ(5.4)$$

En considérant la condition de continuité de la contrainte normale au passage entre la fibre et la matrice, nous pouvons déduire son expression à l'interface. En fonction de la contrainte moyenne dans la fibre, la contrainte normale à l'interface aura alors la forme suivante :

$$\sigma_n = \vec{T} \cdot \vec{n} \quad EQ(5.5)$$

Avec \vec{T} le vecteur contrainte au point d'interface fibre-matrice de normale \vec{n} .

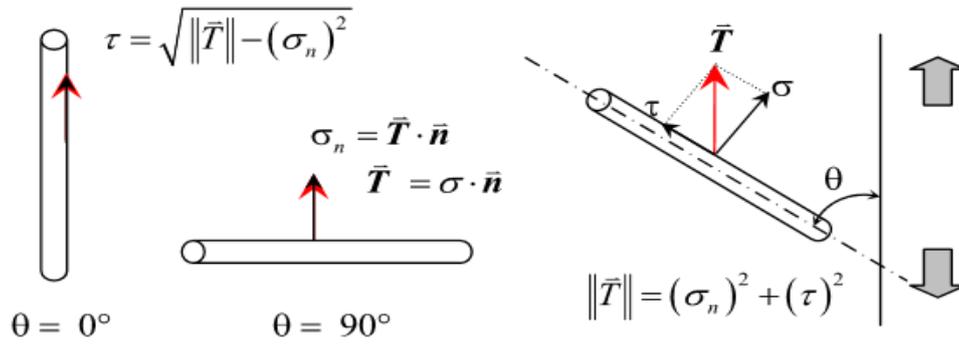


Figure 5-3 Contraintes exercées sur la fibre en fonction de son orientation, θ ($^\circ$), par rapport à la direction du chargement

La contrainte moyenne dans les fibres est donc utilisée, pour chaque orientation, afin de calculer les contraintes interfaciales normales et de cisaillement, σ_n et τ , en chaque point situé à l'interface fibre-matrice (figure 5-3).

Notons que pour chaque orientation θ , les contraintes interfaciales, σ_n et τ , sont calculées sur chaque point de l'interface défini par l'angle φ (figure 5-2).

5.3.1.3. Critère local d'endommagement à l'interface fibre-matrice

Fitoussi et al. (94) ont proposé un critère de rupture à l'interface fibre-matrice s'appuyant sur le calcul des champs de contraintes locales normales et tangentielles au niveau de l'interface. Un critère local de décohésion à l'interface fibre-matrice est alors proposé. Il est de type Coulomb couplant, par une fonction linéaire, les contraintes normales et tangentielles à l'interface selon l'équation :

$$\sigma + \beta\tau = R \quad \text{EQ(5.6)}$$

R représente la résistance de l'interface et β un paramètre de couplage.

Une seconde formulation exprimée par Jendli et al. (186) est de type quadratique. Elle s'écrit sous la forme :

$$\left(\frac{\sigma}{\sigma_0}\right)^2 + \left(\frac{\tau}{\tau_0}\right)^2 = 1 \quad \text{EQ((5.7)}$$

Les paramètres σ_0 et τ_0 correspondent respectivement aux contraintes normales et tangentielles à la rupture de l'interface.

Afin de prendre en compte l'aspect statistique de la rupture interfaciale liée aux variations locales de la microstructure, nous pouvons définir une probabilité de rupture interfaciale de type

Weibull calculable en chaque point d'interface fibre-matrice définie par les orientations des fibres θ et φ voir figure 5-2 :

$$P_r(\theta, \varphi) = 1 - \exp\left(-\left(\left(\frac{\sigma}{\sigma_0}\right)^2 + \left(\frac{\tau}{\tau_0}\right)^2\right)^m\right) \quad EQ(5.8)$$

Où m est un paramètre statistique lié à la microstructure du matériau. σ et τ sont respectivement les contraintes normales et de cisaillement qui dépendent de la contrainte macroscopique appliquée, de la fraction volumique et de l'orientation des fibres considérée et des propriétés élastiques de la matrice et des fibres.

Ainsi, à chaque incrément de charge, les contraintes locales à l'interface sont évaluées et la proportion de fibres touchées par l'endommagement interfacial est évaluée pour chaque famille d'orientation de fibres.

5.3.1.4. Représentation d'un état local endommagé

Lorsqu'une fibre est touchée par l'endommagement interfacial, on peut noter deux effets :

- 1) La présence d'une fissure autour de la fibre,
- 2) Une diminution de la participation de la fibre à la rigidité globale du composite.

Du point de vue de la modélisation micromécanique, le premier effet peut être modélisé à travers l'introduction d'une hétérogénéité ellipsoïdale plate (de forme proche de celle d'une pièce de monnaie ou 'penny shape'). Le second effet peut être modélisé à travers une diminution de fraction volumique des fibres de la famille d'orientation considérée.

Ainsi, une fois la probabilité de rupture interfaciale calculée pour chaque famille de fibres, l'état d'endommagement peut être défini à chaque incrément de calcul n comme une microstructure contenant :

- Des fibres saines (non endommagées sur leur interface) (notée f_n^{nd})
- Des fibres actives (notées f_n^{act}) contribuant encore à la rigidité du composite et comprenant deux populations : les fibres non endommagées (notées f_n^{nd}) et une partie résiduelle des fibres ayant subi un endommagement interfacial mais qui contribuent encore partiellement au renforcement des composites. Leur contribution est définie par un coefficient de réduction, « k », appliqué à la quantité de fibres déchaussées sur leur interface.
- Des microfissures (notées f_n^{mc}).

Cependant, à chaque étape de calcul n, la détermination des probabilités de rupture locale à l'interface permet de décrire l'état d'endommagement local par les équations suivantes :

$$f_n^{nd} = (1 - P_r^n) * f_{n-1}^{nd} \quad EQ(5.9)$$

$$f_n^{act} = f_n^{nd} + k \sum_{i=1}^n P_r^i \cdot f_{i-1}^{nd} \quad EQ(5.10)$$

$$f_n^{mc} = f_{n-1}^{mc} + h \cdot P_r^n \cdot f_{n-1}^{nd} \quad EQ(5.11)$$

Il est à noter que le paramètre de réduction « k » a été évalué par des calculs par éléments finis effectués sur une cellule représentative contenant une fibre partiellement décollée. La valeur de ce paramètre est comprise entre 0.3 et 0,5. De plus, "h" est le rapport entre le volume de 'penny shape' à rigidité nulle introduite (représentant une microfissure interfaciale) et le volume de la fibre décollée. Ce paramètre est évalué géométriquement.

Cette description micromécanique de l'état d'endommagement peut être réalisée quel que soit le chargement appliqué : monotone (quasi-statique ou dynamique) ou fatigue.

5.3.2. Plasticité de la matrice et méthode des modules sécants

Les contraintes locales à l'interface fibre-matrice intervenant dans le critère d'endommagement (Eq. 5.7) sont aussi fonction des propriétés de la matrice. Cette dernière présentant un comportement non linéaire, il est nécessaire de prendre en compte ce dernier, pas à pas. Une approche dite incrémentale par module sécant a été proposée par Qiu & Weng (182) dans les années 90. Elle présente l'intérêt de décrire la plasticité (non linéarité) de la matrice comme une succession d'états élastiques au cours du chargement du composite (figure 5.4). Ainsi, le modèle d'homogénéisation (ici Mori-Tanaka) fournit l'état de contrainte de la matrice à chaque pas de calcul. Qiu & Weng (182) proposent d'utiliser la loi de comportement de Ludwik généralisée au cas des contraintes combinées.

Cette loi simple est présentée par l'équation suivante en contrainte et déformation effectives au sens de Von Mises :

$$\sigma = \sigma_y + c \cdot (\varepsilon_p)^n \quad EQ(5.12)$$

Où ε_p est la déformation plastique au sens de Von Mises, σ_y est la contrainte seuil d'élasticité, c et n sont directement identifiés sur les courbes de traction effectuées sur la matrice seule.

Le module sécant de la matrice E_i^s , ainsi que le coefficient de Poisson ν_i^s sont définis par ailleurs par les équations ci-dessous :

$$E_i^s = \frac{1}{\frac{1}{E_0} + \frac{\varepsilon^p}{\sigma_y + h. (\varepsilon^p)^n}} \quad EQ(5.13)$$

$$\nu_i^s = \frac{1}{2} - \left(\frac{1}{2} - \nu_0\right) \frac{E_i^s}{E_0} \quad EQ(5.14)$$

La méthode de linéarisation est schématisée ci-dessous :

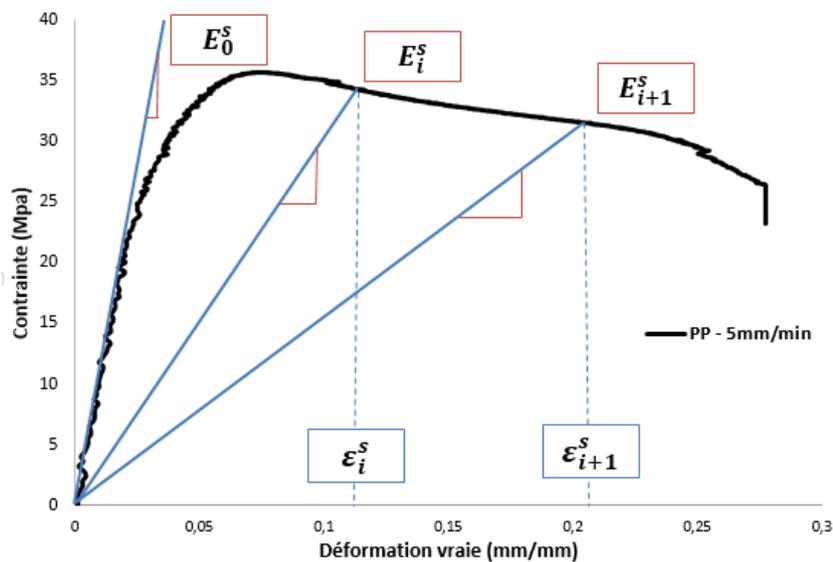


Figure 5-4 Linéarisation du comportement de la matrice

Ainsi, à chaque étape du chargement monotone, les états de contrainte et de déformation de la matrice sont déterminés. Le calcul des modules sécants est effectué. Cela produit un effet sur la redistribution des contraintes locales. Par conséquent, les contraintes locales à l'interface fibre-matrice sont ainsi affectées par la non-linéarité de la matrice, ce qui conduit à un couplage fort entre l'endommagement et la plasticité à l'échelle locale. Il est à noter que la méthode du module sécant reste valide tant qu'on ne simule pas les décharges. Dans notre utilisation, ce sera le cas.

5.3.3. Les différentes étapes du modèle micromécanique

Soit i l'incrément de calcul. Nous pouvons alors organiser le modèle utilisé suivant les différentes étapes suivantes en fonction de cet incrément de calcul.

- **Pour $i=1$: matériau non endommagé et matrice élastique**

- Homogénéisation et estimation du tenseur global de rigidité du matériau à partir des propriétés des différents constituants, en utilisant l'approche du champ moyen proposée par Mori et Tanaka couplée avec le modèle d'inclusion équivalent d'Eshelby. Ainsi, le champ des contraintes locales et autour des inclusions est estimé ce qui nous permet d'identifier la composante normale et tangentielle de la contrainte interfaciale.
- Calcul du critère de rupture à l'interface fibre-matrice et quantification de la fraction volumique des fibres déchaussées ainsi que la fraction volumique des microfissures et des fibres actives.
- Calcul de E_1^s .

- **Pour $i > 1$ matériau endommagé et matrice représenté par E_i^s**

- Première homogénéisation entre la matrice et les microfissures.
- Deuxième homogénéisation avec prise en compte des fibres et calcul des contraintes locales à l'interface fibre-matrice ainsi que dans la matrice.
- Calcul du critère de rupture à l'interface fibre-matrice et quantification de la fraction volumique des fibres déchaussées ainsi que la fraction volumique des microfissures.
- Calcul de E_i^s .

Pour $i > 1$ l'homogénéisation se fait alors en deux étapes et nous continuons ainsi jusqu'à atteindre le dernier incrément. Les résultats de simulation du comportement monotone en traction sont présentés dans le paragraphe suivant. Par la suite, ces résultats seront utilisés pour prédire les courbes de Wöhler dans le cas de différentes orientations de renforts.

5.4. Résultats

5.4.1. Modélisation de la plasticité seule

L'évolution du module sécant de la matrice est évaluée sur la base de la courbe de traction obtenue à 4.10^{-4} s^{-1} , ce qui correspond à la vitesse des essais de charge-décharge-recharge réalisés avant chaque essai de fatigue.

Une fois intégrée dans le modèle de Mori et Tanaka, une simulation de la courbe de traction est réalisée pour chaque orientation (figure 5-5). Lors de ces simulations, aucun endommagement n'est simulé dans un premier temps afin de mettre en évidence l'effet de la non-linéarité de la matrice.

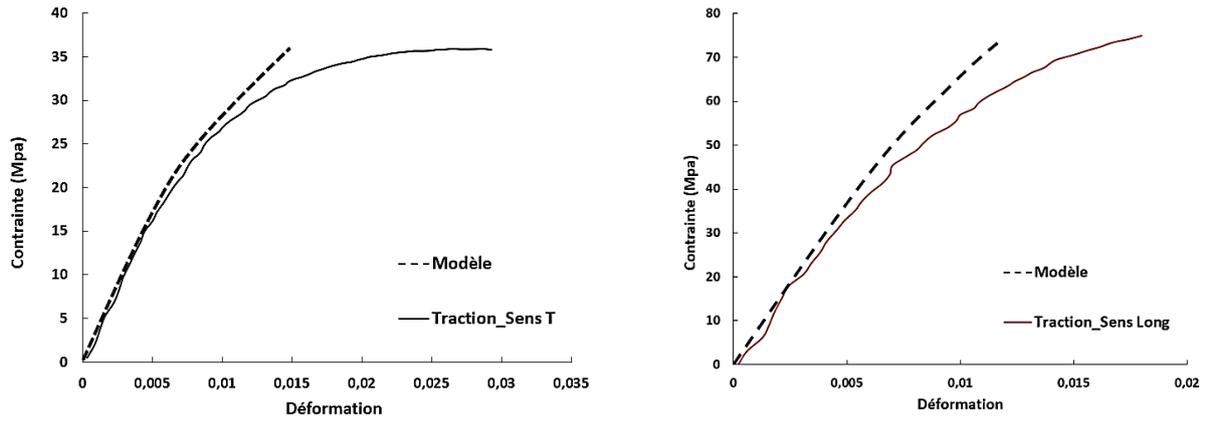


Figure 5-5 Résultats de simulation des courbes de traction du PPGF40 avec prise en compte de la plasticité du PP par la méthode des modules sécants et sans prise en compte de l'endommagement

On note que l'orientation joue un rôle important dans la plasticité de la matrice. En effet, à 90° (sens T), c'est elle qui traduit globalement le comportement non linéaire du matériau, alors qu'à 0°(sens long), c'est plus l'endommagement qui est à l'origine de la non linéarité

5.4.2. Modélisation de l'endommagement à l'interface fibre-matrice

Les paramètres du critère d'endommagement (σ_0 , τ_0 , m , h et k) ont été identifiés par une méthode inverse sur la base des résultats à 0 et 90°. Ils sont ensuite validés sur l'orientation à 45°. Lors de ces simulations, la plasticité est aussi prise en compte par la méthode des modules sécants. Les résultats de baisse de raideur simulée comparés à ceux obtenus expérimentalement sont montrés dans la figure 5-6 suivante :

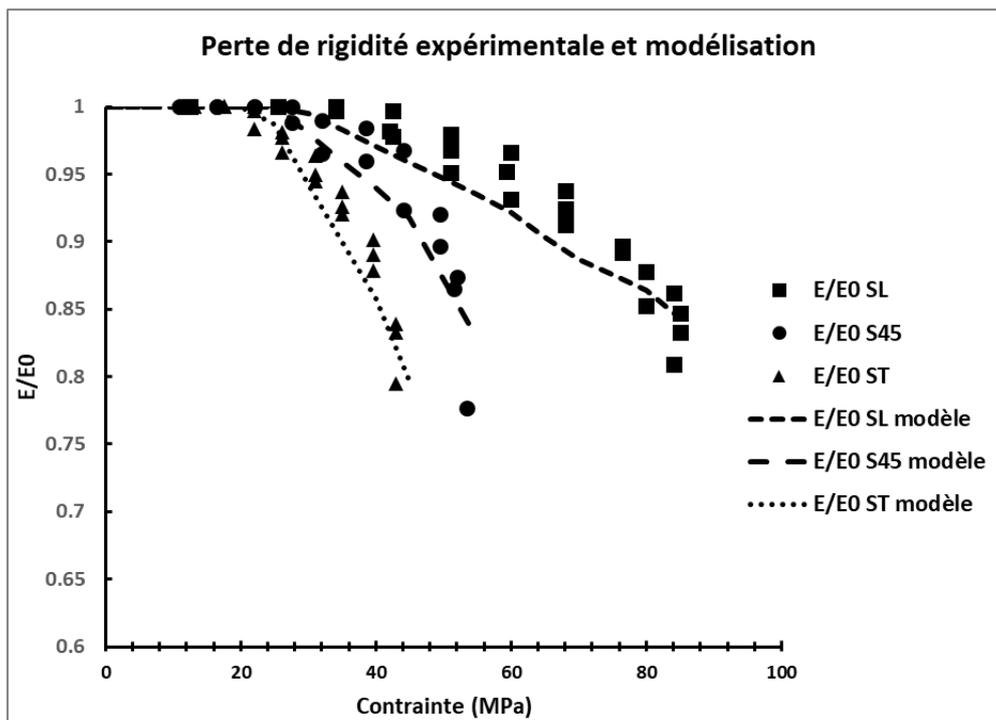


Figure 5-6 Résultats de la simulation micromécanique de l'endommagement sous chargement monotone de traction

On constate une concordance satisfaisante entre les résultats expérimentaux et ceux issus du modèle. Nous pouvons donc, à travers le modèle, prévoir la perte de rigidité quelle que soit la microstructure.

5.4.3. Prédiction de la durée de vie en fatigue

Nous avons tracé sur la figure 5-1 la première baisse de raideur mesurée lors du premier cycle en fonction de la durée de vie N_r . Sur cette courbe, toutes les amplitudes et pour toutes les orientations apparaissent. Une relation directe a été établie entre l'endommagement sous sollicitation monotone et la durée de vie sous chargement cyclique. Cette relation paraît être indépendante de la microstructure. Il est à noter que cette constatation a été faite sur d'autres matériaux (plusieurs familles de SMC, PA66GF30).

La démarche prédictive des courbes de Wöhler est développée, comme discuté dans le chapitre 4 ainsi que dans la présentation de la démarche hybride dans le paragraphe 5.2. Cette démarche se fonde sur le fait que l'endommagement macroscopique du matériau n'est que le résultat de la décohésion interfaciale qui est le phénomène prédominant aussi bien sous chargement monotone qu'en fatigue.

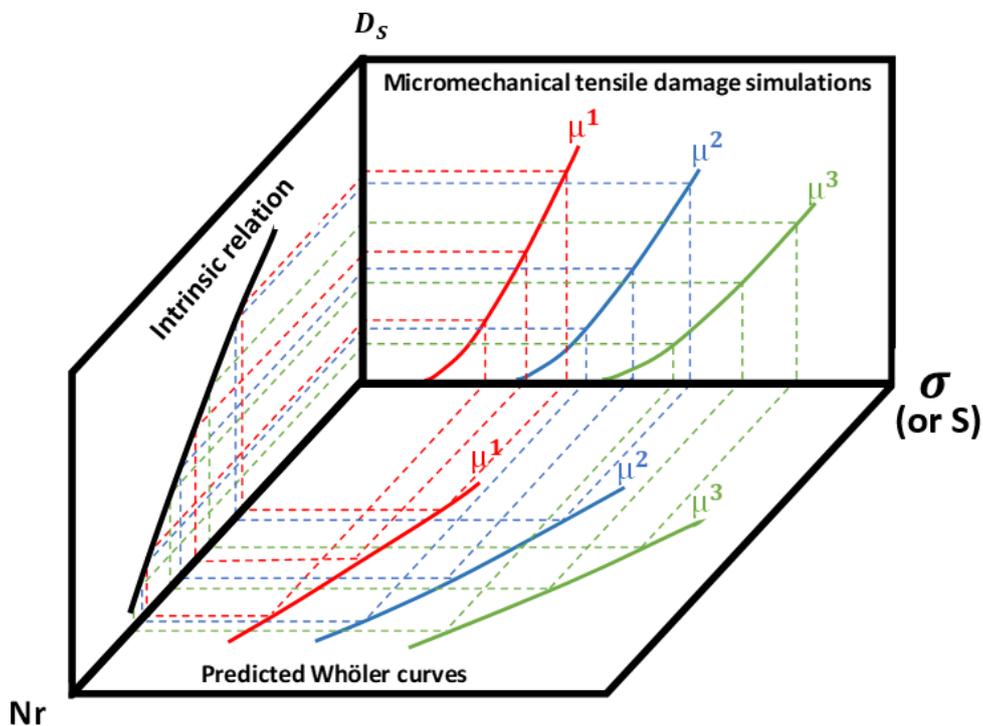


Figure 5-7 Schéma de la méthodologie hybride prédictive de la durée de vie en fatigue

La méthodologie prédictive hybride de la durée de vie en fatigue schématisée sur la figure 5-7 repose essentiellement sur les étapes suivantes :

- ⇒ le modèle élasto-plastique endommageable étant identifié, par ailleurs, par la simulation des courbes de l'évolution de l'endommagement macroscopique en fonction de la contrainte appliquée (D, σ) pour la microstructure choisie. L'essai de traction en chargement monotone pour toute autre microstructure est modélisé,
- ⇒ La valeur de l'endommagement macroscopique D_S atteinte pour une contrainte $\sigma = S$ est lue sur la courbe modélisée (D_s, σ),
- ⇒ Par la suite, le nombre correspondant de cycles à rupture N_R , est lu directement sur la courbe (D_1, N_R). On enregistre donc le couple de valeur (S, N_R),
- ⇒ Ces étapes successives sont répétées pour d'autres valeurs de contrainte S afin d'établir la courbe S-N de la microstructure choisie.

La méthodologie développée a pu être validée par comparaison avec les résultats expérimentaux des courbes de Wöhler obtenues sur le PPGF40 orienté à 0° , 45° et 90° . Les courbes de Wöhler des orientations 15° , 30° et 60° ont été également modélisées voir figure (5-8)

Courbes S-N pour toutes les orientations.

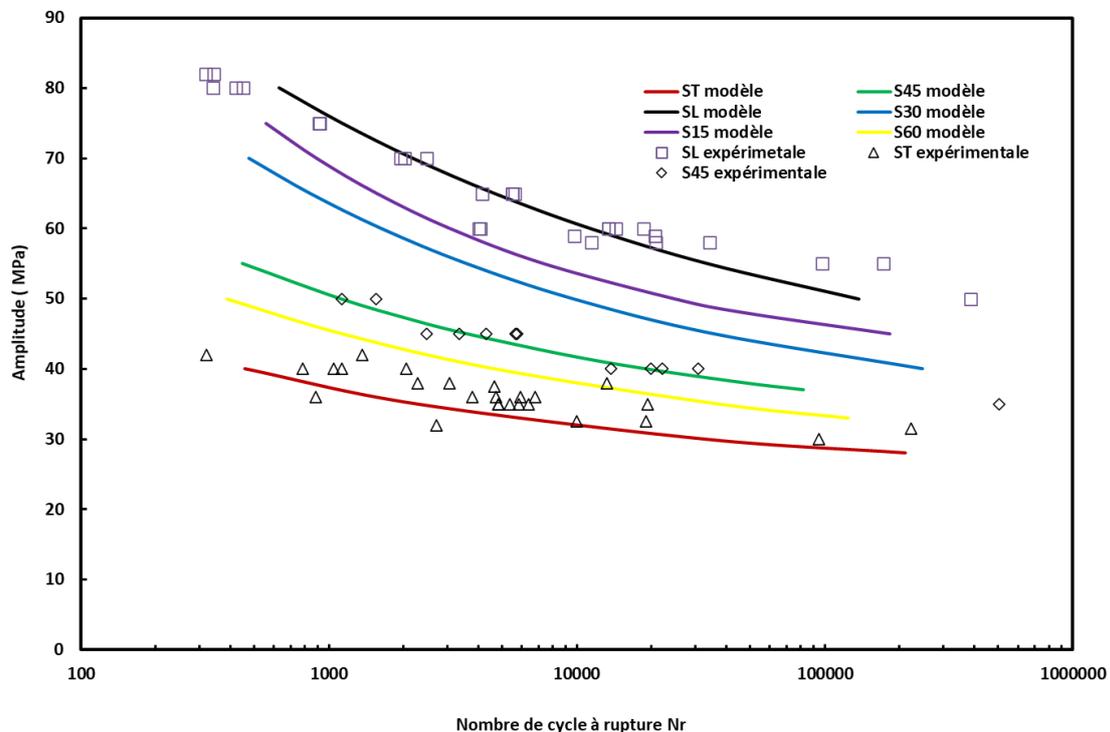


Figure 5-8 Comparaison expérience-simulation sur les courbes de Wöhler pour toutes les orientations

5.4.4. Critère de rupture en fatigue

La détermination d'un critère de rupture en fatigue est de première importance pour tout calcul de structure. Nous nous intéressons ici au critère de rupture de type Tsai-Wu. Ce type de critère est facilement implémentable voire même pré-implémentés dans les codes de calcul commerciaux. L'équation mathématique du critère Tsai-Wu dans le cas d'un chargement 2D est la suivante :

$$F_1\sigma_{11} + F_2\sigma_{22} + F_{11}\sigma_{11}^2 + F_{22}\sigma_{22}^2 + F_{66}\sigma_{12}^2 + 2F_{12}\sigma_{11}\sigma_{22} < 1 \quad (5.15)$$

$F_1, F_2, F_{11}, F_{22}, F_{66}, F_{12}$ sont des paramètres du matériau qui dans notre cas doivent être évalués en fonction du nombre de cycles.

Nous supposons, à des fins de simplification, que les contraintes de rupture sont supposées égales en traction et en compression. Dans ce cas, les coefficients Tsai-Wu sont définis comme suit :

$$F_1 = F_2 = 0, F_{11} = -\frac{1}{X^2}, F_{22} = -\frac{1}{Y^2}, F_{66} = -\frac{1}{S^2} \quad (5.16)$$

Où X, Y sont respectivement, les contraintes de rupture en traction dans la direction 1, 2 et S la contrainte de rupture en cisaillement dans le plan.

Dans le cas d'une contrainte de traction σ_x appliquée dans la direction x, le critère Tsai-Wu conduit à l'expression suivante

$$\sigma_x < \left[\frac{1}{\frac{c^4}{X^2} + \frac{s^4}{Y^2} + c^2s^2 \left(\frac{1}{S^2} + 2F_{12} \right)} \right]^{\frac{1}{2}} \quad (5.17)$$

où c et s désignent respectivement $\cos(\theta)$ et $\sin(\theta)$ et θ l'angle entre la direction principale des fibres et l'axe local du matériau. X et Y correspondent respectivement aux valeurs de σ_x pour $\theta = 0^\circ$ et $\theta = 90^\circ$. Par conséquent, pour un nombre de cycles à la rupture donnée Nr, ces valeurs peuvent être lues directement sur les courbes de Wöhler des différentes orientations présentées précédemment dans la figure 5-8.

Il nous reste à déterminer les valeurs de S et F_{12} . Pour ce faire nous pouvons tracer les différentes courbes σ_x en fonction de θ à différents nombre de cycles à rupture Nr à partir des courbes de

la figure 5-9. Les différentes valeurs de σ_x en fonction de θ sont déduites directement à partir de la figure 5-8 représentant les différentes courbes de Wöhler. Nous déterminons dans un premier temps la valeur de S en supposant que F_{12} est nul (critère Tsai-Hill) puis nous déterminons la valeur de F_{12} sur le critère Tsai-Wu par fitage des courbes de la figure 5-9.

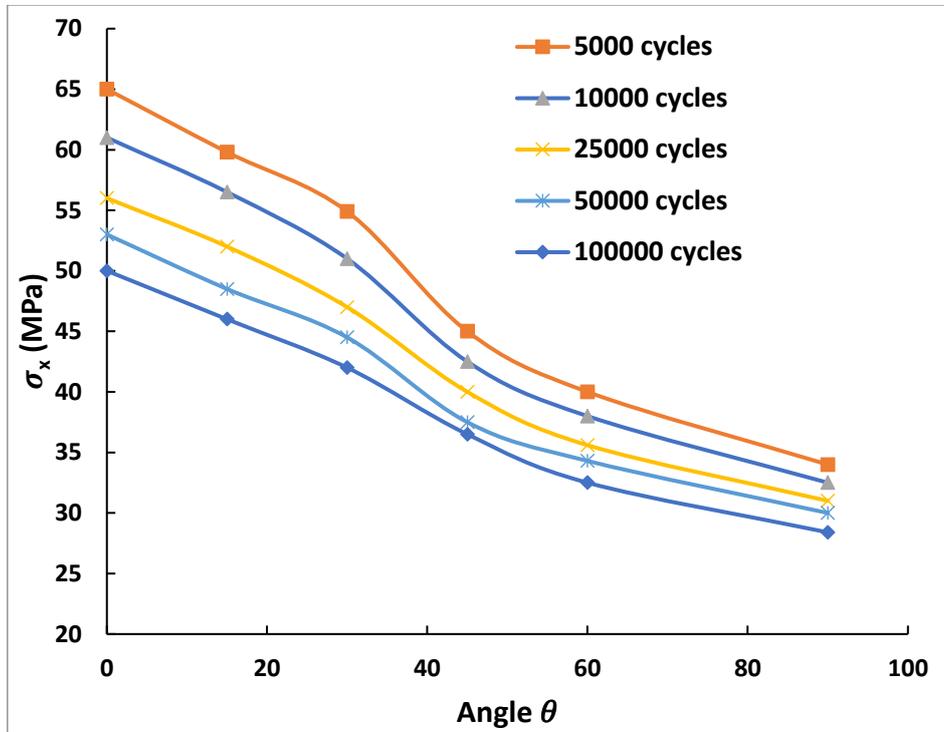
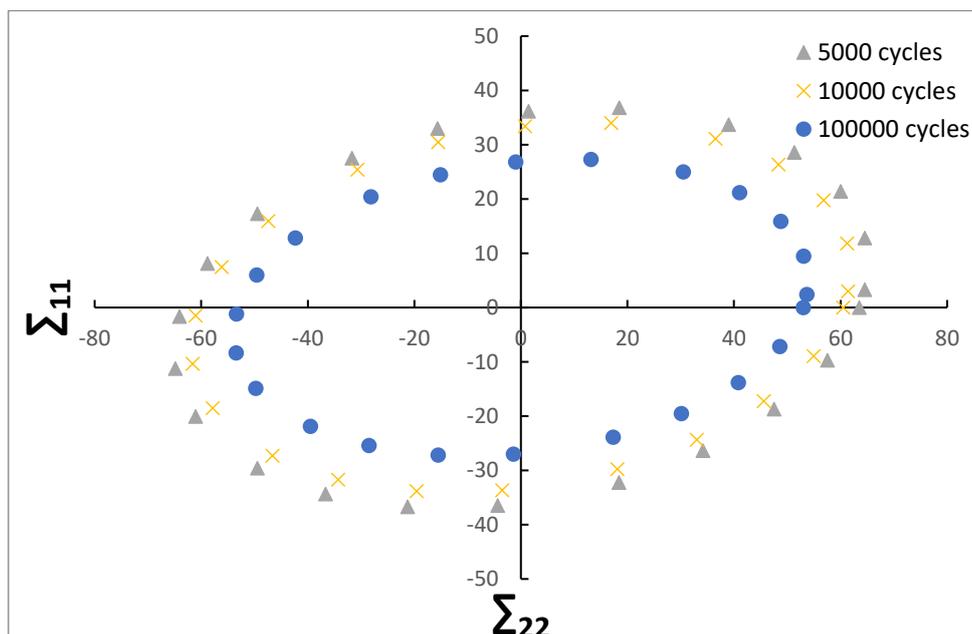


Figure 5-9 : Evolution de σ_x en fonction de l'orientations (θ) pour différent Nr

Une fois les quatre paramètres identifiés pour les différents nombres de cycles appliqués visés, nous pouvons alors à tracer le critère Tsai-Wu en fonction du nombre de cycles Nr tel que représenté sur la figure 5-10.



5.5. Conclusion

Dans ce chapitre une démarche hybride originale pour la prédiction de la durée de vie en fatigue du PPGF40 est présentée. Cette dernière correspond à une combinaison d'un modèle micromécanique, avec une approche phénoménologique et empirique. Le principe de cette approche est fondée sur une relation intrinsèque permettant de prédire la durée de vie en fatigue à travers la modélisation micromécanique du comportement en monotone du matériau. Cette dernière est réalisée sur la base d'un modèle micromécanique de type Mori et Tanaka dans lequel l'endommagement à l'interface fibre-matrice est introduit à travers un critère local proposé par Jendli et al. (164) couplé à la linéarisation du comportement plastique de la matrice à travers la méthode des modules sécants proposée par Qiu et Weng (182). Les différents paramètres du modèle sont identifiés en comparaison avec les résultats de la baisse des raideurs expérimentales. Les courbes S-N des différentes orientations modélisées sont présentées. Enfin, nous avons proposé l'identification du critère de rupture Tsai-Wu en fatigue cela, à travers les différents résultats obtenus de la modélisation hybride. Ce type de critère peut s'avérer extrêmement utile dans le dimensionnement des structures telles que les hayons. En effet, une fois le modèle micromécanique validé, la démarche peut être appliquée à tout autre microstructure présente dans la structure. Un couplage de cette méthodologie avec des prédictions de microstructure réalisées par Moldflow ou autre logiciel similaire permet d'optimiser les relations procédé-microstructure-propriétés en fatigue.

Conclusion générale

Ce travail de thèse rentre dans le cadre d'une collaboration CIFRE entre le laboratoire PIMM, l'école doctorale HESAM et l'équipementier automobile Flex-N-Gate. L'objectif principal est de proposer un outil numérique capable de prédire l'endommagement et la durée de vie en fatigue des matériaux et structure composite, en particulier ceux à matrice thermoplastique à renfort fibreux. Un tel outil devra réduire considérablement les campagnes d'essais et les itérations de dimensionnement des structures composites sous sollicitation cyclique.

Après une recherche bibliographique exhaustive où nous avons présenté différents aspects en relation avec la microstructure, le comportement mécanique et la modélisation. Le travail de thèse est divisé en trois parties : la première est une étude expérimentale globale du matériau PPGF40 en commençant par sa microstructure induite par le procédé d'injection jusqu'aux différents aspects de son comportement macroscopique sous sollicitation monotone et fatigue. En effet à travers des observations MEB, nous avons mis en évidence la microstructure particulière dite « cœur-peau » et nous avons pu quantifier, en se basant sur les analyses d'images, les orientations de fibre dans toute la microstructure. Nous avons étudié l'effet de différents paramètres tels que l'orientation de la microstructure (0° , 45° et 90°), la température (-30°C , 23°C et 80°C) la vitesse de sollicitation (0.004 s^{-1} , 0.04 s^{-1} et $0,25\text{ s}^{-1}$) ainsi que la fréquence de fatigue (1 Hz et 10 Hz) sur le comportement macroscopique du matériau.

Dans cette partie du travail nous nous sommes particulièrement intéressé à l'évolution de la perte de rigidité en fonction de la plasticité en monotone et en fatigue ceci dans le but d'effectuer une analyse macroscopique de l'endommagement. L'effet du couplage de l'endommagement et de la plasticité a été analysé en traçant l'évolution de la perte relative de rigidité par rapport à l'incrément de déformation plastique pour les chargements monotones et cycliques. Dans le cas d'un chargement quasi-statique, les résultats mettent en évidence une courbe intrinsèque indépendante de la direction de chargement. De plus, une forte augmentation des niveaux d'endommagement et de plasticité due à des effets locaux se produisant pendant le chargement cyclique est observée et interprétée

La deuxième partie du travail est dédiée à l'analyse des mécanismes d'endommagement se produisant lors d'une sollicitation mécanique. Une analyse qualitative, mais aussi quantitative des différents mécanismes d'endommagement a été réalisée à travers des essais de

flexion trois points in situ MEB, des essais de fatigue interrompus et des observations des faciès de rupture en monotone et en fatigue. A la lumière de ces essais nous avons conclu que la décohésion de l'interface fibre-matrice et la propagation des fissures à travers les interfaces apparaît être le phénomène prépondérant menant à la ruine du matériau et cela indépendamment de l'orientation des fibres et le mode de sollicitation monotone ou fatigue. Les autres phénomènes tels que la rupture de fibres, la plastification locale de la matrice ainsi que sa microfissuration existent à des degrés qui diffèrent d'une orientation à l'autre. Cependant, ils sont relativement moins importants que la décohésion de l'interface. Quant à l'observation des faciès de rupture, elle a démontré une forte augmentation des niveaux d'endommagement et de plasticité due à un effet local de plasticité se produisant pendant le chargement cyclique, cela a été corrélé à l'analyse macroscopique de l'endommagement et de la plasticité.

En compression, nous avons observé que l'interface reste l'endroit idéal pour l'initiation de l'endommagement. La plastification locale de la matrice autour des fibres joue un rôle primordial dans le seuil et la cinétique d'endommagement. L'arrachement des renforts autour de bandes de cisaillement dans lesquelles la microfissuration est intense est le phénomène le plus observé en compression.

Les différents résultats expérimentaux obtenus dans les deux parties précédemment citées ont contribué à alimenter et développer un outil numérique prédisant les lois matériaux de ce type de composite. Cet outil est basé sur une modélisation multi-échelle et est capable de prédire le comportement non linéaire du matériau en prenant en compte l'endommagement et la plasticité. L'approche multi-échelle a été choisie car cette dernière a l'avantage de prendre en compte les différents aspects liés à la microstructure du matériau à savoir ; la loi de comportement des différentes phases, la forme et la fraction volumique des fibres, leurs distribution et orientation, elle a aussi l'avantage de pouvoir introduire dans l'homogénéisation les différents mécanismes d'endommagement observés à travers des critères locaux. Dans notre cas, un critère de rupture à l'interface fibre-matrice a été utilisé.

La troisième partie du travail est donc dédiée à cet outil numérique de modélisation. Dans celle-ci nous avons présenté le principe de la démarche hybride proposée comme étant un couplage des modèles micromécaniques, phénoménologiques et analytiques. Elle est basée sur un résultat expérimental important qui stipule que la durée de vie en fatigue est directement liée à la première baisse de raideur.

En effet, les observations MEB lors des essais de fatigue interrompus à 10% de la durée de vie ont démontré une quasi-saturation des mécanismes d'endommagement. Nous avons donc pensé qu'il existe une relation intrinsèque entre la première perte de rigidité en fatigue $\frac{E_1}{E_0}$ et le nombre de cycles à rupture. Cette relation a été vérifiée pour le matériau de l'étude et est relativement indépendante de la microstructure. Avec la modélisation micromécanique capable de prédire la perte de rigidité pour une charge donnée nous pouvons alors prédire les courbes S-N quelle que soit la microstructure. Notons ici que cette démarche a été testée et validée au PIMM sur d'autres matériaux composites tels que les SMC.

Le modèle micromécanique utilisé permet de prédire le comportement du matériau sous chargement monotone avec la prise en compte de l'endommagement à l'interface fibre/matrice et de la plasticité. Pour ce faire, un critère local statistique d'endommagement à l'interface fibre-matrice est introduit dans un modèle Mori et Tanaka et la linéarisation du comportement plastique de la matrice est réalisée pas à pas en utilisant une approche en champs moyens avec une formulation sécante. Les différents paramètres du modèle, notamment ceux du critère de rupture locale à l'interface sont déterminés par une méthode inverse en se basant sur les différents résultats expérimentaux.

Grâce à cette démarche nous avons pu tracer les courbes S-N pour d'autres orientations de la microstructure. Cela a rendu possible l'identification du critère de rupture de Tsai-Wu en fonction du nombre de cycles pour notre matériau d'étude. Ce critère de rupture à l'avantage d'être facilement utilisé en post-traitement dans les codes de calculs commerciaux.

Perspectives

Le travail de cette thèse a permis de contribuer à l'évolution des thématiques de recherche liées à la modélisation micromécanique des matériaux composites à matrice thermoplastique. Il a permis un approfondissement des connaissances des mécanismes d'endommagement se produisant pour ce type de matériaux. Pour la continuité du travail nous proposons les perspectives suivantes :

Afin d'aller au bout de la démarche proposée, il serait intéressant d'appliquer cette démarche dans le cadre d'un calcul de structure réel. Prenons l'exemple d'un hayon, il s'agit ici d'introduire les lois matériau déterminées à travers le modèle dans un logiciel de calculs par éléments finis et d'effectuer un simple calcul quasi-statique correspondant à la situation de claquage puis à travers un post-traitement d'évaluer la durée de vie en utilisant le critère de Tsai-Wu identifié en fonction du nombre de cycles. Notons que cette démarche permet de prendre en compte la variation spatiale des microstructures toujours présentes dans une pièce réelle. Un couplage de notre approche avec un logiciel tel que Moldflow permettrait aussi d'optimiser les paramètres du procédé et le design afin d'assurer au mieux le cahier des charges fatigue.

La démarche proposée est validée pour le cas d'un chargement uniaxial, il serait intéressant de la vérifier dans le cas de chargement complexe tel que la bi-traction ou bien la traction-cisaillement.

La relation intrinsèque entre la première perte de rigidité et le nombre de cycles à rupture a été vérifiés dans le cas du PPGF40 à température ambiante. Nous avons démontré que cette dernière est relativement indépendante de l'orientation de la microstructure ; il serait alors intéressant de la vérifier pour une autre microstructure telle que celle du PPGF 30 ou encore du PPGF 60, mais aussi de la vérifier dans le cas de différentes températures extérieures et aussi pour différentes fréquences.

Nous avons vu que le comportement mécanique du matériau dépend étroitement de la vitesse de sollicitation, il serait donc intéressant de caractériser l'endommagement à différentes vitesses de sollicitation car cela devrait avoir un effet sur le seuil et la cinétique de l'endommagement de façon à l'intégrer dans la démarche de modélisation. En effet, il serait intéressant d'étudier l'effet d'une sollicitation cyclique sur le comportement dynamique et

inversement. En effet, nous avons démontré qu'indépendamment du type de sollicitation appliquée, le matériau passe par des états d'endommagement successifs globalement équivalents si on fait abstraction des effets très locaux de plasticité localisée autour des interfaces qui finalement n'influencent que les seuils et les cinétiques de l'endommagement. Par conséquent, si on est capable de décrire ces différents états d'endommagement successifs, un modèle unique permettrait de prédire l'effet de l'histoire du chargement sur les propriétés résiduelle du matériau.

Toutefois, nous avons démontré que l'effet de la plasticité locale autour des interfaces permettait au matériau sollicité en fatigue de repousser le moment de la propagation et de la coalescence des fissures menant à la rupture finale en délocalisant la fissuration interfaciale et en multipliant le nombre de sites d'endommagement. Une étude expérimentale approfondie de cet effet à l'échelle locale et macroscopique serait donc nécessaire.

Liste des figures

FIGURE 1-1 PROCEDE DE FABRICATION PAR INJECTION. (1) REMPLISSAGE ; (2) COMPACTAGE ; (3) REFROIDISSEMENT ; (4) REFROIDISSEMENT-DOSAGE ; (5) EJECTION	17
FIGURE 1-2 MICROSTRUCTURE CŒUR-PEAU INDUITE LE PROCEDE D'INJECTION (15)	19
FIGURE 1-3 VISUALISATION DE LA MICROSTRUCTURE EN CŒUR-PEAU DU PPGF40 AVEC UNE ORIENTATION DES FIBRES DANS LE SENS DE L'ÉCOULEMENT DANS LES ZONES DE PEAU ET UNE ORIENTATION ORTHOGONALE AU SENS D'INJECTION DANS LA ZONE DE CŒUR (LE SENS DE L'ÉCOULEMENT EST REPRESENTÉ PAR LES FLECHES) (17)	19
FIGURE 1-4 COURBES CONTRAINTE /DEFORMATION A DIFFERENTES VITESSES DE DEFORMATION POUR DU PP PUR (26)	21
FIGURE 1-5 COURBES CONTRAINTE-DEFORMATION DU PPS CHARGÉ POUR DIFFERENTES ORIENTATIONS (27)	22
FIGURE 1-6 DOMAINES DE SOLlicitATION MECANQUES	23
FIGURE 1-7 COURBES DE TRACTION SUR LE PPGF40 A DIFFERENTES VITESSES DE DEFORMATIONS (17)	23
FIGURE 1-8 COURBE TYPE DE L'ÉVOLUTION DE LA CONTRAINTE EN FATIGUE POUR UN PILOTAGE EN DEFORMATION	25
FIGURE 1-9 ÉVOLUTION DU MODULE DYNAMIQUE, DE LA DEFORMATION MAXIMALE ET DE LA TEMPERATURE EN FATIGUE DU PA66	28
FIGURE 1-10 MECANISMES D'ENDOMMAGEMENT PROPOSÉS PAR SATO (52)	30
FIGURE 1-11 MECANISMES D'ENDOMMAGEMENT OBSERVÉS PAR MCT SUR UNE ÉPROUVETTE DE PA66/GF30 CONDITIONNÉE A HR = 50% ET SOUMISE A UN ESSAI DE TRACTION : A) DECOHESION DE LA MATRICE EN TÊTE DE FIBRE, B) DECOHESION DE L'INTERFACE FIBRE/MATRICE, C) RUPTURES DE FIBRE ET D) MICROFISSURES MATRICIELLES (53).	31
FIGURE 1-12 IMAGE OBTENUE PAR MICROTOPOGRAPHIE D'UNE ZONE FORTEMENT ENDOMMAGÉE D'UNE ÉPROUVETTE QUI A ÉTÉ CHARGÉE EN FATIGUE JUSQU'À LA RUPTURE. LES COULEURS BLEUE ET VERTE REPRESENTENT RESPECTIVEMENT LA FIBRE ET LA ZONE ENDOMMAGÉE (6).	32
FIGURE 1-13 RAPPORT DE VIDE DANS UN MATERIAU	33
FIGURE 1-14 PASSAGE MICRO-MACRO	36
FIGURE 1-15 : SCHEMA DU PROBLEME DE L'INCLUSION HOMOGENE	43
FIGURE 1-16 : ÉQUIVALENCE DU PROBLEME HETEROGENE ET DU PROBLEME HOMOGENE AVEC UNE DEFORMATION LIBRE	44
FIGURE 1-17 PRINCIPE DU MODELE AUTO COHERENT	46
FIGURE 1-18 : PRINCIPE DU MODELE DE MORI TANAKA	48
FIGURE 1-19 SCHEMA DE LA METHODE TANGENTE	54
FIGURE 1-20 CALCUL DES CONTRAINTES NORMALES ET TANGENTIELLES AU NIVEAU DE L'INTERFACE	72
FIGURE 2-1 FIBRES NOYÉES DANS LA MATRICE	75
FIGURE 2-2 REPARTITION DE LONGUEURS DE FIBRE SUR 110 FIBRES MESURÉES	76
FIGURE 2-3 LONGUEURS MOYENNES DES FIBRES	76
FIGURE 2-4 DIAMÈTRE DES FIBRES	76
FIGURE 2-5 PRINCIPE DE LA METHODE ULTRASONORE : DÉTERMINATION DU TEMPS DE VOL V_0	78
FIGURE 2-6 : PRINCIPE DE LA METHODE ULTRASONORE : DÉTERMINATION DE LA VITESSE V_e	78
FIGURE 2-7 : PORTE ÉCHANTILLON UTILISÉ POUR LA CARACTÉRISATION ULTRASONORE PERMETTANT LE CONTRÔLE DE L'ANGLE D'INCIDENCE (I) AINSI QUE LE SENS DE PROPAGATION DES ONDES TRANSVERSALES	79
FIGURE 2-8 : PRINCIPE DE LA METHODE ULTRASONORE : DÉTERMINATION DE LA VITESSE DES ONDES TRANSVERSALES	80
FIGURE 2-9 ORIENTATION DES RENFORTS SELON LE PLAN INCIDENCE ORIENTATION DES RENFORTS PERPENDICULAIREMENT AU PLAN D'INCIDENCE	80
FIGURE 2-10 ALLURE DE LA VITESSE DES ONDES LONGITUDINALES ET TRANSVERSALES POUR UNE ROTATION ENTRE $-90^\circ/90^\circ$	81

FIGURE 2-11 OPTIMISATION DU NOMBRES D'IMAGES	83
FIGURE 2-12 METHODOLOGIE EXPERIMENTALE DES ESSAIS DE CHARGE DECHARGE	87
FIGURE 2-13 NOMBRE DE CYCLES NECESSAIRES POUR LA STABILISATION DE LA CONSIGNE.....	87
FIGURE 2-14 EPROUVETTES POUR ESSAIS MECANQUES.....	89
FIGURE 2-15 IMAGE DU MONTAGE DE FLEXION TROIS POINTS.....	90
FIGURE 2-16 SCHEMATISATION DES ESSAIS DE FLEXION TROIS POINTS	91
FIGURE 3-1 A) PLAN DE DECOUPE DES PLAQUES INJECTEE B) DIAGRAMMES POLAIRES DE VITESSES DES ONDES ULTRASONORES DE CISAILLEMENT EN FONCTION DE L'ANGLE DE ROTATION DE L'ECHANTILLON.....	94
FIGURE 3-2 VARIATION EN MOYENNE DU COEFFICIENT DE BIREFRINGENCE K (%).....	94
FIGURE 3-3 OBSERVATION DE LA STRUCTURE « CŒUR-PEAU » DANS LE PPGF40. VUE DANS L'EPAISSEUR D'UNE COUPE DANS LE SENS DE L'INJECTION D'UN ECHANTILLON DE DIMENSION (3 × 2 MM ²)	95
FIGURE 3-4 ZONE ETUDIEE POUR LA DISTRIBUTION D'ORIENTATION DES FIBRES	96
FIGURE 3-5 PRINCIPE DE MESURE DE L'ORIENTATION DES FIBRES A PARTIR DE L'ELANCEMENT DE SA TRACE SUR LE PLAN DE COUPE	97
FIGURE 3-6 : FAMILLES D'ORIENTATION DES FIBRES AU CENTRE DE LA PLAQUE	97
FIGURE 3-7 THERMOGRAMMES DES ANALYSES DSC DE LA MATRICE PP.....	98
FIGURE 3-8 MODULES DE STOCKAGE ET MODULE DE PERTE LORS DES ESSAIS DMTA A DIFFERENTES FREQUENCES	99
FIGURE 3-9 COMPORTEMENT MECANIQUE DU PP ET DU PPGF A VITESSE QUASI STATIQUE POUR LES DIFFERENTES ORIENTATIONS	99
FIGURE 3-10 COURBES DE CONTRAINTE – DEFORMATION A DIFFERENTES VITESSES DE SOLICITATION SUR LE PP	100
FIGURE 3-11 COMPORTEMENT MECANIQUE DU PPGF 40 A DIFFERENTS TAUX DE DEFORMATION	102
FIGURE 3-12 COMPORTEMENT MECANIQUE DU PPGF 40 A DIFFERENTES TEMPERATURES	102
FIGURE 3-13 ESSAIS DE CHARGE DECHARGE ET DE TRACTION MONOTONE POUR LES TROIS ORIENTATIONS.	103
FIGURE 3-14 EVOLUTION DE L'ENDOMMAGEMENT ET DE LA PLASTICITE EN FONCTION DE LA CONTRAINTE POUR LES TROIS ORIENTATIONS	104
FIGURE 3-15 EVOLUTION DE L'ENDOMMAGEMENT MACROSCOPIQUE EN FONCTION DE LA DEFORMATION PLASTIQUE AU SEUIL D'ENDOMMAGEMENT	105
FIGURE 3-16 EFFET DU PARAMETRE B.....	106
FIGURE 3-17 COMPARAISON ENTRE L'EVOLUTION DE L'ENDOMMAGEMENT EN FONCTION DE LA DEFORMATION PLASTIQUE AU SEUIL D'ENDOMMAGEMENT VERSIONS EXPERIMENTALE ET CALCULEE	106
FIGURE 3-18 COURBES DE WÖHLER POUR LES TROIS ORIENTATIONS AUX FREQUENCES DE 1 HZ ET 10 HZ.....	107
FIGURE 3-19 ÉVOLUTION DU MODULE NORMALISE, DE LA DEFORMATION PLASTIQUE MAXIMALE ET DE LA TEMPERATURE EN FATIGUE	109
FIGURE 3-20 PERTE DE RIGIDITE EN FONCTION DE LA DEFORMATION PLASTIQUE AU SEUIL D'ENDOMMAGEMENT EN FATIGUE ET EN MONOTONE	112
FIGURE 3-21 SCHEMATISATION DE L'EVOLUTION DU COUPLAGE ENDOMMAGEMENT-PLASTICITE EN FATIGUE....	112
FIGURE 4-1 ETAT INITIAL APRES POLISSAGE	116
FIGURE 4-2 INITIATION DE L'ENDOMMAGEMENT A L'INTERFACE FIBRE MATRICE A 35% DE Σ_F	117
FIGURE 4-3 EVOLUTION DE L'ENDOMMAGEMENT A 50% DE Σ_F DANS LA ZONE PROCHE DU CŒUR	117
FIGURE 4-4 EVOLUTION DE L'ENDOMMAGEMENT DANS LES INTERFACES FIBRES MATRICE A 50% DE Σ_F	118
FIGURE 4-5 RUPTURE DE FIBRES, PLASTIFICATION LOCALE AINSI QUE MICROFISSURATION DE LA MATRICE.....	119
FIGURE 4-6 IMAGES IN SITU DE LA RUPTURE FINALE DES EPROUVETTES SENS TRAVERS	120
FIGURE 4-7 EVOLUTION DE L'ENDOMMAGEMENT A L'INTERFACE FIBRE-MATRICE POUR LES TROIS ORIENTATIONS	121
FIGURE 4-8 ENDOMMAGEMENT POUR LE SL DEMONTRANT LA CREATION DE VIDES EN TETES DE FIBRES	121
FIGURE 4-9 EVOLUTION DE LA FRAGMENTATION D'UNE FIBRE DU DEBUT A LA FIN POUR UNE EPROUVETTE SL..	122
FIGURE 4-10 INITIATION DE L'ENDOMMAGEMENT EN COMPRESSION POUR LE SENS 45° A 46% SF	119
FIGURE 4-11 EVOLUTION DE L'ENDOMMAGEMENT EN COMPRESSION SENS 45° A 53% SF	119
FIGURE 4-12 ENDOMMAGEMENT EN COMPRESSION A 69% SF.....	119
FIGURE 4-13 ETAT FINAL DE L'EPROUVETTE SENS 45° A LA RUPTURE 130 N RUPTURE	119

FIGURE 4-14 COURBE CHARGE FLECHE DE L'ESSAI DE FLEXION IN SITU	128
FIGURE 4-15 CARTOGRAPHIE MEB IN SITU EPROUVETTE A 90° DE LA ZONE ANALYSEE A 0 N	129
FIGURE 4-16 CARTOGRAPHIE MEB IN SITU EPROUVETTE A 90° DE LA ZONE ANALYSEE A 60 N	129
FIGURE 4-17 CARTOGRAPHIE MEB IN SITU EPROUVETTE A 90° DE LA ZONE ANALYSEE A 80 N	130
FIGURE 4-18 CARTOGRAPHIE MEB IN SITU EPROUVETTE SL DE LA ZONE ANALYSEE A 0 N	131
FIGURE 4-19 CARTOGRAPHIE MEB IN SITU EPROUVETTE SL DE LA ZONE ANALYSEE A 70 N	131
FIGURE 4-20 CARTOGRAPHIE MEB IN SITU EPROUVETTE SL DE LA ZONE ANALYSEE A 120 N	132
FIGURE 4-21 CARTOGRAPHIE MEB IN SITU EPROUVETTE SL DE LA ZONE ANALYSEE A 150 N	132
FIGURE 4-22 CARTOGRAPHIE MEB IN SITU EPROUVETTE SL DE LA ZONE ANALYSEE A 180 N	133
FIGURE 4-23 OBSERVATION MEB IN SITU SENS 45° DE LA ZONE CENTRALE A 0 N	134
FIGURE 4-24 OBSERVATION MEB IN SITU S45 DE LA ZONE CENTRALE A 70 N	134
FIGURE 4-25 OBSERVATION MEB IN SITU S45 DE LA ZONE CENTRALE A 100 N	135
FIGURE 4-26 OBSERVATION MEB IN SITU S45 DE LA ZONE CENTRALE A 130 N	135
FIGURE 4-27 EVOLUTION DE L'INDICATEUR « D » DE L'ENDOMMAGEMENT MICROSCOPIQUE.....	136
FIGURE 5-1 D ₁ EN FONCTION DE N _r POUR LES TROIS ORIENTATIONS DE L'ETUDE.....	143
FIGURE 5-2 DEFINITION DES CONTRAINTES D'INTERFACES FIBRE-MATRICE	145
FIGURE 5-3 CONTRAINTES EXERCEES SUR LA FIBRE EN FONCTION DE SON ORIENTATION, θ (°), PAR RAPPORT A LA DIRECTION DU CHARGEMENT	146
FIGURE 5-4 LINEARISATION DU COMPORTEMENT DE LA MATRICE	149
FIGURE 5-5 RESULTATS DE SIMULATION DES COURBES DE TRACTION DU PPGF40 AVEC PRISE EN COMPTE DE LA PLASTICITE DU PP PAR LA METHODE DES MODULES SECANTS ET SANS PRISE EN COMPTE DE L'ENDOMMAGEMENT	151
FIGURE 5-6 RESULTATS DE LA SIMULATION MICROMECHANIQUE DE L'ENDOMMAGEMENT SOUS CHARGEMENT MONOTONE DE TRACTION.....	152
FIGURE 5-7 SCHEMA DE LA METHODOLOGIE HYBRIDE PREDICTIVE DE LA DUREE DE VIE EN FATIGUE.....	152
FIGURE 5-8 COMPARAISON EXPERIENCE-SIMULATION SUR LES COURBES DE WÖHLER POUR TOUTES LES ORIENTATIONS	153
FIGURE 5-9 : EVOLUTION DE ΣX EN FONCTION DE L'ORIENTATIONS (θ) POUR DIFFERENT N _r	155
FIGURE 5-10 CRITERE DE TSAI-WU POUR DIFFERENTS NOMBRES DE CYCLES.	156

Liste des tableaux

TABLEAU 1-1 PARAMETRES MATERIAU DE LA FIBRE DE VERRE TYPE E	17
TABLEAU 3-1 SYNTHESE DES PROPRIETES MECANIQUES DU PPGF 40 EN FONCTION DE L'ORIENTATION DE LA MICROSTRUCTURE.....	100
TABLEAU 3-2 SYNTHESE DES PROPRIETES MECANIQUES DU PP EN FONCTION DU TAUX DE DEFORMATION	101
TABLEAU 3-3 RECAPITULATIF DES SEUILS D'ENDOMMAGEMENT ET DE PLASTICITE AINSI QUE LA DEFORMATION PLASTIQUE AU SEUIL D'ENDOMMAGEMENT POUR LES TROIS ORIENTATIONS	104

Bibliographie

1. Friedrich K, Almajid A. Manufacturing Aspects of Advanced Polymer Composites for Automotive Applications. *Applied Composite Materials*. 1 avr 2012;20.
2. Reyne M. Solutions composites : thermodurcissables et thermoplastiques [Internet]. CERN Document Server. JEC; 2006 [cité 15 avr 2020]. Disponible sur: <https://cds.cern.ch/record/1144059>
3. Karger-Kocsis J, éditeur. Polypropylene Structure, blends and Composites: Volume 2 Copolymers and Blends [Internet]. Springer Netherlands; 1995 [cité 5 oct 2020]. Disponible sur: <https://www.springer.com/gp/book/9780412614200>
4. Fujiyama M, Azuma K. Skin/core morphology and tensile impact strength of injection-molded polypropylene. *Journal of Applied Polymer Science*. 1979;23(9):2807-11.
5. Kantz MR, Newman HD, Stigale FH. The skin-core morphology and structure–property relationships in injection-molded polypropylene. *Journal of Applied Polymer Science*. 1972;16(5):1249-60.
6. Arif MF, Saintier N, Meraghni F, Fitoussi J, Chemisky Y, Robert G. Multiscale fatigue damage characterization in short glass fiber reinforced polyamide-66. *Composites Part B: Engineering*. 1 mai 2014;61:55-65.
7. Mlekusch B. Fibre orientation in short-fibre-reinforced thermoplastics II. Quantitative measurements by image analysis. *Composites Science and Technology*. 1 mars 1999;59(4):547-60.
8. Hessman PA, Riedel T, Welschinger F, Hornberger K, Böhlke T. Microstructural analysis of short glass fiber reinforced thermoplastics based on x-ray micro-computed tomography. *Composites Science and Technology*. 20 oct 2019;183:107752.
9. HORST JJ, SPOORMAKER JL. Fatigue fracture mechanisms and fractography of short-glassfibre-reinforced polyamide 6. *J mater sci*. 1997;32(14):3641-51.
10. Haramburu E. Approche intégrée du dimensionnement mécanique de structures en composite injecté avec fibres courtes : une interface entre injection et calcul de structure [Internet] [thesis]. <http://www.theses.fr>. Toulouse 3; 2003 [cité 16 avr 2020]. Disponible sur: <http://www.theses.fr/2003TOU30048>
11. Bay RS, Tucker CL. Fiber orientation in simple injection moldings. Part I: Theory and numerical methods. *Polymer Composites*. 1992;13(4):317-31.
12. Bay RS, Tucker CL. Fiber orientation in simple injection moldings. Part II: Experimental results. *Polymer Composites*. 1992;13(4):332-41.
13. Gupta M, Wang KK. Fiber orientation and mechanical properties of short-fiber-reinforced injection-molded composites: Simulated and experimental results. *Polymer Composites*. 1993;14(5):367-82.
14. Kamal MR, Papathanasiou TD. Filling of a complex-shaped mold with a viscoelastic polymer. Part II: Comparison with experimental data. *Polymer Engineering & Science*. 1993;33(7):410-7.
15. Gerard P, Pabiot J. Maîtrise technologique de la répartition et de l'orientation des fibres dans les pièces injectées en composites thermoplastiques. In: *Composites (Paris)* [Internet]. 1997 [cité 16 avr 2020]. p. 71-9. Disponible sur: <http://pascal-francis.inist.fr/vibad/index.php?action=getRecordDetail&idt=2687666>
16. K.K.Wang MG. fiber orientation effects during the flow of short fiber reinforced thermoplastic. *Polymer Composite*. 1993;

17. Achour N. Modélisation multi-échelle et analyse expérimentale du comportement de composites à matrice thermoplastique renforcés fibres de verre sous sollicitations dynamiques modérées [Internet] [thesis]. <http://www.theses.fr>. Paris, ENSAM; 2017 [cité 15 avr 2020]. Disponible sur: <http://www.theses.fr/2017ENAM0062>
18. Bright PF, Crowson RJ, Folkes MJ. A study of the effect of injection speed on fibre orientation in simple mouldings of short glass fibre-filled polypropylene. *J Mater Sci*. 1 nov 1978;13(11):2497-506.
19. Folkes MJ, Russell DAM. Orientation effects during the flow of short-fibre reinforced thermoplastics. *Polymer*. 1 nov 1980;21(11):1252-8.
20. Vincent M, Agassant JF. Experimental study and calculations of short glass fiber orientation in a center gated molded disc. *Polymer Composites*. 1986;7(2):76-83.
21. Bay RS, Tucker CL, Davis RB. Effect of processing on fiber orientation in simple injection moldings. *Annual Technical Conference - Society of Plastics Engineers*. 1 déc 1989;539-42.
22. Darlington MW, Gladwell BK, Smith GR. Structure and mechanical properties in injection moulded discs of glass fibre reinforced polypropylene. *Polymer*. 1 déc 1977;18(12):1269-74.
23. Megally A. Étude et modélisation de l'orientation de fibres dans des thermoplastiques renforcés [Internet] [phdthesis]. École Nationale Supérieure des Mines de Paris; 2005 [cité 14 avr 2020]. Disponible sur: <https://pastel.archives-ouvertes.fr/pastel-00001471>
24. Spahr D. E., Friedrich K, Schultz JM, Bailey RS. Microstructure and fracture behaviour of short and long fibre-reinforced polypropylene composites. *J Mater Sci*. 1 oct 1990;25(10):4427-39.
25. BILLON N, BOUVARD J-L. Propriétés et comportement mécanique des polymères thermoplastiques [Internet]. Ref: TIP100WEB - « Plastiques et composites ». 2015 [cité 25 juin 2018]. Disponible sur: <https://www.techniques-ingenieur.fr/base-documentaire/materiaux-th11/proprietes-generales-des-plastiques-42152210/proprietes-et-comportement-mecanique-des-polymeres-thermoplastiques-am3115/>
26. Meftah H, Tamboura S, Fitoussi J, BenDaly H, Tcharkhtchi A. Characterization of a New Fully Recycled Carbon Fiber Reinforced Composite Subjected to High Strain Rate Tension. *Appl Compos Mater*. 1 juin 2018;25(3):507-26.
27. Zuo P, Benevides RC, Laribi MA, Fitoussi J, Shirinbayan M, Bakir F, 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*. 15 juill 2018;145:173-81.
28. Nadia Achour Renault, Fodil MERAGHNI, Laurent Peltier, Joseph Fitoussi. Microstructural and experimental analysis of strain rate effect for short glass fiber reinforced polypropylene. 20th International Conference on Composite Materials (ICCM'20), Jul 2015, Copenhagen, Denmark. fihal-01218601.
29. Todo M, Takahashi K, Béguelin P, Kausch HH. Strain-rate dependence of the tensile fracture behaviour of woven-cloth reinforced polyamide composites. *Composites Science & Technology*. 1 avr 2000;60(5):763-71.
30. Fitoussi J, Bocquet M, Meraghni F. Effect of the matrix behavior on the damage of ethylene-propylene glass fiber reinforced composite subjected to high strain rate tension. *Composites Part B: Engineering*. 1 févr 2013;45(1):1181-91.
31. Jendli Z, Meraghni F, Fitoussi J, Baptiste D. Micromechanical analysis of strain rate effect on damage evolution in sheet molding compound composites. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*. 1 juill 2004;35(7):779-85.
32. Jendli Z, Fitoussi J, Meraghni F, Baptiste D. Anisotropic strain rate effects on the fibre-matrix interface decohesion in sheet moulding compound composites. *Composites Science and Technology*. 1 mars 2005;65(3):387-93.

33. Bonnet B. Comportement au choc de matériaux composites pour applications automobiles [Internet]. Ecole des mines; 2005 [cité 15 avr 2020]. Disponible sur: <http://catalog.mines-paristech.fr/these.php?id=1744>
34. Mandell JF. Chapter 7 - Fatigue Behavior of Short Fiber Composite Materials. In: Reifsnider KL, éditeur. Composite Materials Series [Internet]. Elsevier; 1991 [cité 19 avr 2020]. p. 231-337. (Fatigue of Composite Materials; vol. 4). Disponible sur: <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/B9780444705075500111>
35. Jia N, Kagan VA. Effects of time and temperature on the tension-tension fatigue behavior of short fiber reinforced polyamides. *Polymer Composites*. 1998;19(4):408-14.
36. Broutman LJ. *Fracture and Fatigue: Composite Materials, Vol. 5*. Elsevier; 2016. 485 p.
37. Noda K, Takahara A, Kajiyama T. Fatigue failure mechanisms of short glass-fiber reinforced nylon 66 based on nonlinear dynamic viscoelastic measurement. *Polymer*. 1 juin 2001;42(13):5803-11.
38. Handa K, Kato A, Narisawa I. Fatigue characteristics of a glass-fiber-reinforced polyamide. *Journal of Applied Polymer Science*. 1999;72(13):1783-93.
39. Zhou Y, Mallick PK. Fatigue performance of an injection-molded short E-glass fiber-reinforced polyamide 6,6. I. Effects of orientation, holes, and weld line. *Polymer Composites*. 2006;27(2):230-7.
40. Mallick PK, Zhou Y. Effect of mean stress on the stress-controlled fatigue of a short E-glass fiber reinforced polyamide-6,6. *International Journal of Fatigue*. 1 sept 2004;26(9):941-6.
41. Bellenger V, Tcharkhtchi A, Castaing Ph. Thermal and mechanical fatigue of a PA66/glass fibers composite material. *International Journal of Fatigue*. 1 oct 2006;28(10):1348-52.
42. Esmaeillou B, Fitoussi J, Lucas A, Tcharkhtchi A. Multi-scale experimental analysis of the tension-tension fatigue behavior of a short glass fiber reinforced polyamide composite. *Procedia Engineering*. 1 janv 2011;10:2117-22.
43. Meneghetti G, Quaresimin M. Fatigue strength assessment of a short fiber composite based on the specific heat dissipation. *Composites Part B: Engineering*. 1 mars 2011;42(2):217-25.
44. Bernasconi A, Kulin RM. Effect of frequency upon fatigue strength of a short glass fiber reinforced polyamide 6: A superposition method based on cyclic creep parameters. *Polymer Composites*. 2009;30(2):154-61.
45. Pegoretti A, Riccò T. Fatigue crack propagation in polypropylene reinforced with short glass fibres. *Composites Science and Technology*. 1 mai 1999;59(7):1055-62.
46. Shirinbayan M, Fitoussi J, Abbasnezhad N, Meraghni F, Surowiec B, Tcharkhtchi A. Mechanical characterization of a Low Density Sheet Molding Compound (LD-SMC): Multi-scale damage analysis and strain rate effect. *Composites Part B: Engineering*. 15 déc 2017;131:8-20.
47. Tran AT. *Etude du délaminage en mode II de composites unidirectionnels soumis à des sollicitations rapides : approche globale et approche locale*. 2011.
48. Rolland H, Saintier N, Robert G. Damage mechanisms in short glass fibre reinforced thermoplastic during in situ microtomography tensile tests. *Composites Part B: Engineering*. 1 avr 2016;90:365-77.
49. Rolland H, Saintier N, Raphael I, Lenoir N, King A, Robert G. Fatigue damage mechanisms of short fiber reinforced PA66 as observed by in-situ synchrotron X-ray microtomography. *Composites Part B: Engineering*. 15 juin 2018;143:217-29.
50. Cosmi F, Bernasconi A. Micro-CT investigation on fatigue damage evolution in short fibre reinforced polymers. *Composites Science and Technology*. 18 avr 2013;79:70-6.

51. Sato N, Kurauchi T, Sato S, Kamigaito O. Microfailure behaviour of randomly dispersed short fibre reinforced thermoplastic composites obtained by direct SEM observation. *J Mater Sci.* 1 juill 1991;26(14):3891-8.
52. Sato N, Kurauchi T, Sato S, Kamigaito O. SEM observations of the initiation and propagation of cracks in a short fibre-reinforced thermoplastic composite under stress. *J Mater Sci Lett.* 1 mai 1983;2(5):188-90.
53. Arif MF, Meraghni F, Chemisky Y, Despringre N, Robert G. In situ damage mechanisms investigation of PA66/GF30 composite: Effect of relative humidity. *Composites Part B: Engineering.* 1 mars 2014;58:487-95.
54. Horst JJ, Spoomaker JL. Mechanisms of fatigue in short glass fiber reinforced polyamide 6. *Polymer Engineering & Science.* 1996;36(22):2718-26.
55. Brunbauer J, Mösenbacher A, Guster C, Pinter G. Fundamental influences on quasistatic and cyclic material behavior of short glass fiber reinforced polyamide illustrated on microscopic scale. *Journal of Applied Polymer Science* [Internet]. 2014 [cité 17 avr 2020];131(19). Disponible sur: <https://onlinelibrary.wiley.com/doi/abs/10.1002/app.40842>
56. Tamboura S, Sidhom H, Baptiste D, Fitoussi J. Evaluation de la tenue en fatigue du composite SMC R42. *Matériaux & Techniques.* 2001;89(3-4):3-11.
57. Rabotnov YN. Creep rupture. In: Hetényi M, Vincenti WG, éditeurs. *Applied Mechanics.* Berlin, Heidelberg: Springer; 1969. p. 342-9. (International Union of Theoretical and Applied Mechanics).
58. Rabotnov YuN. Experimental data on creep of engineering alloys and phenomenological theories of creep. A review. *J Appl Mech Tech Phys.* 1 janv 1965;6(1):137-54.
59. Kachanov M. On a Continuum Modelling of Damage. In: Shah SP, éditeur. *Application of Fracture Mechanics to Cementitious Composites* [Internet]. Dordrecht: Springer Netherlands; 1985 [cité 20 avr 2020]. p. 521-31. (NATO ASI Series). Disponible sur: https://doi.org/10.1007/978-94-009-5121-1_18
60. Lemaitre J, Chaboche JL. ASPECT PHENOMENOLOGIQUE DE LA RUPTURE PAR ENDOMMAGEMENT. *J MEC APPL* [Internet]. 1978 [cité 20 avr 2020];2(3). Disponible sur: <https://trid.trb.org/view/1048150>
61. Lemaitre J, Chaboche J-L. MECANIQUE DES MATERIAUX SOLIDES. :3.
62. Siron O. Approche micro-macro du comportement mécanique et de la rupture d'un composite carbone-carbone à architecture fibreuse multidirectionnelle [Internet] [thesis]. <http://www.theses.fr>. Bordeaux 1; 2027 [cité 20 avr 2020]. Disponible sur: <http://www.theses.fr/1996BOR10609>
63. Aubard X. Modélisation et identification du comportement mécanique des matériaux composites 2D SiC-SiC [Internet] [thesis]. <http://www.theses.fr>. Paris 6; 1992 [cité 20 avr 2020]. Disponible sur: <http://www.theses.fr/1992PA066393>
64. Hochard Ch, Aubourg P-A, Charles J-P. Modelling of the mechanical behaviour of woven-fabric CFRP laminates up to failure. *Composites Science and Technology.* 1 févr 2001;61(2):221-30.
65. Ladevèze P, Lubineau G. On a damage mesomodel for laminates: micro-meso relationships, possibilities and limits. *Composites Science and Technology.* 1 nov 2001;61(15):2149-58.
66. Gasser A. Sur la modélisation et l'identification du comportement mécanique des composites céramique-céramique à température ambiante [Internet] [thesis]. <http://www.theses.fr>. Cachan, Ecole normale supérieure; 1994 [cité 20 avr 2020]. Disponible sur: <http://www.theses.fr/1994DENS0024>
67. Camus G. Modelling of the mechanical behavior and damage processes of fibrous ceramic matrix composites: application to a 2-D SiC/SiC. *International Journal of Solids and Structures.* 1 févr 2000;37(6):919-42.

68. Maire JF, Chaboche JL. A new formulation of continuum damage mechanics (CDM) for composite materials. *Aerospace Science and Technology*. 1 juin 1997;1(4):247-57.
69. Voigt W. Ueber die Beziehung zwischen den beiden Elasticitätsconstanten isotroper Körper. *Annalen der Physik*. 1889;274(12):573-87.
70. Reuss A. Berechnung der Fließgrenze von Mischkristallen auf Grund der Plastizitätsbedingung für Einkristalle . *ZAMM - Journal of Applied Mathematics and Mechanics / Zeitschrift für Angewandte Mathematik und Mechanik*. 1929;9(1):49-58.
71. Hill R. The Elastic Behaviour of a Crystalline Aggregate. *Proc Phys Soc A*. mai 1952;65(5):349–354.
72. Eshelby JD. The determination of the elastic field of an ellipsoidal inclusion and related. *Proceeding of the Royal Society*. 1957;(1421):376–396,.
73. Mori T, Tanaka K. Average stress in matrix and average elastic energy of materials with misfitting inclusions. *Acta Metall*. 1973;21(5).
74. Kröner E. Allgemeine Kontinuumstheorie der Versetzungen und Eigenspannungen. *Arch Rational Mech Anal*. 1 janv 1959;4(1):273.
75. Hashin Z, Shtrikman S. On some variational principles in anisotropic and nonhomogeneous elasticity. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*. 1 oct 1962;10(4):335-42.
76. Hashin Z, Shtrikman S. A variational approach to the theory of the elastic behaviour of multiphase materials. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*. 1 mars 1963;11(2):127-40.
77. Bruggeman DAG. Berchnung verschiedener physikalisher konstante von heterogene substansen. *Ann physik*. 1935;24,636.
78. Bornert M, Bretheau T, Gilormini P. Homogénéisation en mécanique des matériaux, Tome 1 : Matériaux aléatoires élastiques et milieux périodiques [Internet]. Hermes science; 2001 [cité 25 avr 2020]. 250 pages. Disponible sur: <https://hal.archives-ouvertes.fr/hal-00112720>
79. Bornert M, Bretheau T, Gilormini P. Homogénéisation en mécanique des matériaux, Tome 2 : Comportements non linéaires et problèmes ouverts [Internet]. Hermes science; 2001 [cité 25 avr 2020]. 250 pages. Disponible sur: <https://hal.archives-ouvertes.fr/hal-00112721>
80. Praud F, Chatzigeorgiou G, Bikard J, Meraghni F. Phenomenological multi-mechanisms constitutive modelling for thermoplastic polymers, implicit implementation and experimental validation. *Mechanics of Materials*. vol. 114, p. 9-29. 2017;
81. Kanit T, Forest S, Galliet I, Mounoury V, Jeulin D. Determination of the size of the representative volume element for random composites: statistical and numerical approach. *International Journal of Solids and Structures*. 40: 3647-3679. 2003;
82. Mura T. *Micromechanics of Defects in Solids*. Netherlands: Martinus Nijhof; 1987.
83. Wakashima K, Otsuka M, Umekawa S. Thermal Expansions of Heterogeneous Solids Containing Aligned Ellipsoidal Inclusions , Thermal Expansions of Heterogeneous Solids Containing Aligned Ellipsoidal Inclusions. *J Compos Mater*. 1974;8(4).
84. Benveniste Y. A new approach to the application of Mori-Tanaka's theory in composite materials. *Mechanics of Materials*. 1 juin 1987;6(2):147-57.
85. Dvorak G. Transformation fields analysis of inelastic composite materials. *Proceeding of the Royal Society*. 1992;(1437):311–327,.
86. Pottier T. Modélisation multiéchelle du comportement et de l'endommagement de composites à matrice métallique, Thèse de doctorat de l'Ecole nationale des ponts et chaussées. 1998.

87. Roussette. Analyse par champs de transformation de matériaux élastoviscoplastiques multiphases-application aux combustibles mox, these de doctorat de l'université de la méditerranée Aix. Marseille II; 2005.
88. W. Lin IB. Comparison of micromechanics methods for effective properties of multiphase viscoelastic composites. *Composite Structures*. 1998;41:353–367,.
89. L. Tevet-Deree GD. The response of a fiber-reinforced composite with a viscoelastic matrix phase. *Journal of composite materials*. 2004;38:1255–1277,.
90. Hashin Z. Complex moduli of viscoelastic composites – II. *International journal of solids and structures*. 1970;6:797–807,.
91. Masson R. Modélisation micromécanique des matériaux hétérogènes en régimes transitoires : contributions en vue de l'étude du vieillissement des structures en service. In: Université de la Méditerranée - Aix-Marseille II. 2011.
92. Lévesque M, Gilchrist MD, Bouleau N, D. Baptiste KD. Numerical inversion of the Laplace–Carson transform applied to homogenization of randomly reinforced linear viscoelastic media. *Computational mechanics*. 2007;40(14):771–789,.
93. Rezik ABR. evaluation de la methode de collocation pour l'homogeneisation en viscoelasticité linéaire. In: chez 18ème Congrès Français de Mécanique. grenoble; 2007.
94. Vu QH, Brenner R, H. Moulinec OC. Une méthode incrementale pour l'homogeneisation viscoelastique lineaire de polycristaux. In: 20 Congrès Français de Mécanique. Besançon; 2011.
95. Hill R. Continuum micro-mechanics of elastoplastic polycrystals. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*. 1965;13.
96. Berveiller M, Zaoui A. an extension of the self consistent scheme to plastically-flowing polycrystals. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*. 1979;26:325–344,.
97. Hutchinson J. Elastic-plastic behaviour of polycrystalline metals and composites. *Proceeding of the Royal Society A*. 1976;319:247–272,.
98. G. Weng GT. the overall elastoplastic stress-strain relations of dual phases metal. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*. 1990;38:419–441,.
99. Masson R, Bornert M, A. Zaoui PS. An affine formulation for the prediction of the effective properties of nonlinear composites and polycrystals. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*. 2000;48:1203–1227,.
100. Doghri I. *Mechanics of Deformable Solids: Linear, Nonlinear, Analytical and Computational Aspects* [Internet]. Berlin Heidelberg: Springer-Verlag; 2000 [cité 25 avr 2020]. Disponible sur: <https://www.springer.com/gp/book/9783540669609>
101. Fong JT. What is fatigue damage? In: Reifsnider KL, éditeur. *Damage in composite materials ASTM STP 775 Am Soc for Testing and Materials*. 1982. p. 243–266.
102. Schulte K, Ch B, Neubert H, Bader MG, Boniface L, Wevers M, et al. Damage development in carbon fibre epoxy laminates: cyclic loading. In: *Proc of MRS-Symp Advanced Materials for Transport*. Strassbourg; 1985. p. 8.
103. Daniel LM, Charewicz A. *Engineering fracture mechanics*. Vol 25, P. 793-808. 1986;
104. Barnard PM, Butler RJ, Curtis PT. Fatigue scatter of UD glass epoxy, a fact or fiction? In: Marshall IH, éditeur. *Composite Structures 3, Proc of 3rd Int Conf on Composite Structures (ICCS-3*. Scotland, Elsevier; 1985. p. 69–82.

105. Hwang W, Han K. Fatigue of composites - Fatigue modulus concept and life prediction. *J Compos Mater.* 1986;20:154–165.
106. Farrow IR. Damage accumulation and degradation of composite laminates under aircraft service loading: assessment and prediction. Volumes I and II. Cranfield Inst of Tech [PhD thesis.]. 1989.
107. Ellyin F, Kujawski D. Fatigue testing and life prediction of fibreglass-reinforced composites. In: Neale K, Labossière P, éditeurs. 1st Int Conf on Advanced Composite Materials in Bridges and Structures (ACMBS-I), 1992. Sherbrooke, Québec, Canada: Canadian Soc for Civil Eng; 1992. p. 111–118.
108. Sendeckyj GP. Life prediction for resin-matrix composite materials. Reifsnider KL, éditeur. Elsevier; 1990. 431–483 p. (Composite Material Series 4).
109. Sendeckyj GP. Fitting models to composite materials fatigue data. In: Chamis CC, éditeur. ASTM STP 734 Am Soc for Testing and Materials. 1981. p. 245–260.
110. Harris B. Fatigue behavior of polymer-based composites and life prediction methods. AIB-Vincotte Leerstoel. 1985;28.
111. Schaff J, Davidson. Life prediction methodology for composite structures. Part I—Constant amplitude and two-stress level fatigue. *J Compos Mater.* 1997;31:128–157.
112. Hashin Z, Rotem A. A fatigue criterion for fibre reinforced composite materials. *J Compos Mater.* 1973;7:448–464.
113. Ellyin F, El-Kadi H. A fatigue failure criterion for fiber reinforced composite laminae, *Compos. Struct.* 1990;15:61–74.
114. Reifsnider K, Gao Z. A micromechanics model for composites under fatigue loading. *Int J Fatigue.* 1991;13:149–156.
115. Lawrence Wu C. Thermal and mechanical fatigue analysis of CFRP laminates, *Compos. Struct.* 1993;25:339–344.
116. Fawaz Z, Ellyin F. Fatigue failure model for fibre-reinforced materials under general loading conditions. *J Compos Mater.* 1994;28:1432–1451.
117. Adam T, Gathercole N, Reiter H, Harris B. Life prediction for fatigue of T800/5245 carbon-fibre composites: II. Variable-amplitude loading. *Int J Fatigue.* 1994;16:533–547.
118. Gathercole N, Reiter H, Adam T, Harris B. Life prediction for fatigue of T800/5245 carbon-fibre composites: I. Constant-amplitude loading. *Int J Fatigue.* 1994;16:523–532.
119. Beheshty M, Harris B. A constant-life model of fatigue behavior for carbon-fibre composites: the effect of impact damage, *Compos. Sci Technol.* 1998;58:9–18.
120. Andersons J, Korsgaard J. The effect of stress ratio on durability and damage accumulation in GRP at uniaxial loading. In: Degallaix S, Bathias C, Fougères R, éditeurs. Int Conf on Fatigue of Composites Proc. Paris, France, La Société Française de Mécanique et de Matériaux; 1997. p. 315–322.
121. Jen M, Lee C. Strength and life in thermoplastic composite laminates under static and fatigue loads. Part I: Experimental, *Int J Fatigue.* 1998;20:605–615.
122. Jen M, Lee C. Strength and life in thermoplastic composite laminates under static and fatigue loads. *Int J Fatigue.* 1998;20:617–629.
123. Philippidis T, Vassilopoulos A. Fatigue strength prediction under multiaxial stress. *J Compos Mater.* 1999;33:1578–1599.

124. Xiao XR. Modeling of load frequency effect on fatigue life of thermoplastic composites. *J Compos Mater.* 1999;33:1141–1158.
125. Hwang W, Han K. Cumulative damage models and multi-stress fatigue life prediction. *J Compos Mater.* 1986;20:125–153.
126. Sidoroff F, Subagio B. Fatigue damage modeling of composite materials from bending tests. In: Matthews FL, Buskell NCR, Hodgkinson JM, Morton J, éditeurs. 6th Int Conf on Composite Materials (ICCM-VI) & Second European Conf on Composite Materials (ECCM-II. London, UK: Proc; 1987. p. 4 32–4 39.
127. Van Paepegem W, Degrieck J. Numerical modeling of fatigue degradation of fibre-reinforced composite materials. In: Topping BHV, éditeur. Proc of 5th Int Conf on Computational Structures Technology Volume F: Computational Techniques for Materials, Composites and Composite Structures. Leuven: Civil-Comp Press; 2000. p. 319–326.
128. Van Paepegem W, Degrieck J. Experimental setup for and numerical modeling of bending fatigue experiments on plain woven glass/epoxy composites, *Compos. Struct.* 2001;51:1–8.
129. Vieilleigne S, Jeulin D, Renard J, Sicot N. Modeling of the fatigue behavior of a unidirectional glass epoxy composite submitted to fatigue loadings. In: Degallaix S, Bathias C, Fougères R, éditeurs. Int Conf on Fatigue of Composites Proc. Paris, France, La Société: Française de Mé tallurgie et de Matériaux; 1997. p. 424–430.
130. Whitworth HA. Modeling stiffness reduction of graphite epoxy composite laminates. *J Compos Mater.* 1987;21:362–372.
131. Whitworth HA. Cumulative damage in composites. *J Eng Mater Technol.* 1990;112:358–361.
132. Yang JN, Jones DL, Yang SH, Meskini A. A stiffness degradation model for graphite/epoxy laminates. *J Compos Mater.* 1990;24:753–769.
133. Yang JN, Lee LJ, Sheu DY. Modulus reduction and fatigue damage of matrix dominated composite laminates, *Compos. Struct.* 1992;21:91–100.
134. Brondsted P, Andersen SI, Lilholt H. Fatigue damage accumulation and lifetime prediction of GFRP materials under block loading and stochastic loading. *Polymeric Composites—Expanding the Limits Proc of 18th Risø/Int Symp on Materials Science.* 1997;269–278.
135. Brondsted P, Lilholt H, Andersen SI. Fatigue damage prediction by measurements of the stiffness degradation in polymer matrix composites. In: Degallaix S, Bathias C, Fougères R, éditeurs. International Conference on fatigue of composites Proc. Paris, France, La Société: Française de Mé tallurgie et de Matériaux; 1997. p. 370–377.
136. Chou PC, Croman R. Composite materials, testing and design. *ASTM STP 674.* p 431–454. 1979;
137. Chou P, Croman R. Residual strength in fatigue based on the strength-life equal rank assumption. *J Compos Mat* 1978;12:177–94.
138. Hahn H T, Kim R. Y. Proof Testing of Composite Materials. *J Compos Mat* (1975), 9, pp 297.
139. Halpin JC, Jerina KL, Johnson TA. Characterization of composites for the purpose of reliability evaluation. In: Analysis of the test methods for high modulus fibers and composites. *ASTM STP.* 1973;521:5–64.
140. Hahn H, Kim R. Fatigue behavior of composite laminates. *J Compos Mater.* 1976;10:156–180.
141. Yang YN. Fatigue and residual strength degradation for graphite/epoxy composites under tension-compression cyclic loadings. *J Compos Mater.* 1978;12:19–39.
142. Yang J, Jones D. Load sequence effects on the fatigue of unnotched composite materials. Lauraitis KN, éditeur. *ASTM STP.* 1981;723:213–232.

143. Rotem A. Fatigue and residual strength of composite laminates, *Eng. Fract Mech.* 1986;25:819–827.
144. Caprino G, D'Amore A. Flexural fatigue behavior of random continuous-fibre-reinforced thermoplastic composites, *Compos. Sci Technol.* 1998;58:957–965.
145. Owen M, Bishop P. Prediction of static and fatigue damage and crack propagation in composite materials. *AGARD Conf Proc.* 1974;163(CP-163):1 1–1 12.
146. Bergmann H, Prinz R. Fatigue life estimation of graphite/epoxy laminates under consideration of delamination growth. *Int J Numer Methods Eng.* 1989;27:323–341.
147. Prinz R. Damage rates for interlaminar failure of fatigue CFRP laminates. *Developments in the science and technology of composite materials Proc of 4th European Conf on Composite Materials.* 1990;CCM(4):25–28.
148. Dahlen C, Springer G. Delamination growth in composites under cyclic loads. *J Compos Mater.* 1994;28:732–781.
149. Feng X, Gilchrist MD, Kinloch AJ, Matthews FL. Development of a method for predicting the fatigue life of CFRP components. In: Degallaix S, Bathias C, Fougères R, éditeurs. *Int Conf on Fatigue of Composites Proc.* Paris, France, La Société Française de Mécanique et de Matériaux; 1997. p. 407–414.
150. Highsmith A, Reifsnider K. Stiffness-reduction mechanisms in composite laminates. In: *Damage in composite materials ASTM STP 775.* Am Soc for Testing and Materials; 1982.
151. Nuismer R, Tan S. Constitutive relations of a cracked composite lamina. *J Compos Mater.* 1988;22:306–321.
152. Brillaud J, El Mahi A. Numerical simulation of the influence of stacking sequence on transverse ply cracking in composite laminates, *Compos. Struct.* 1991;17:23–35.
153. El Mahi A, Berthelot J, Brillaud J. Stiffness reduction and energy release rate of cross-ply laminates during fatigue tests, *Compos. Struct.* 1995;30:123–130.
154. Joffe R, Varna J. Analytical modeling of stiffness reduction in symmetric and balanced laminates due to cracks in 90° layers, *Compos. Sci Technol.* 1999;59:1641–1652.
155. Pradhan B, Venu Kumar N, Rao NS. Stiffness degradation resulting from 90° ply cracking in angle-ply composite laminates, *Compos. Sci Technol.* 1999;59:1543–1552.
156. Smith P, Ogin S. On transverse matrix cracking in cross-ply laminates loaded in simple bending, *Composites. Part A.* 1999;30:1003–1008.
157. Kashtalyan M, Soutis C. Stiffness degradation in cross-ply laminates damaged by transverse cracking and splitting, *Composites. Part A.* 2000;31:335–351.
158. Liu C, Lessard L. Fatigue and damage-tolerance analysis of composite laminates: stiffness loss, damage-modeling, and life prediction, *Compos. Sci Technol.* 1994;51:43–51.
159. Lee H, Simunovic S. Modeling of progressive damage in aligned and randomly oriented discontinuous fiber polymer matrix composites. *Compos B Eng,* 31. pp. 77-86. 2000;
160. Lee JW, Allen DH, Harris CE. Internal state variable approach for predicting stiffness reductions in fibrous laminated composites with matrix cracks. *J Compos Mater.* 1989;23:1273–1291.
161. Lee HK, Simunovic S. A damage constitutive model of progressive debonding in aligned discontinuous fiber composites. *Int J Solid Struct,* 38 (5). pp. 875-895. 2001;

162. Fitoussi J, Guo G, Baptiste D. Determination of Tridimensional Failure Criterion at the Fiber/Matrix Interface at an Organic Matrix and Discontinuous Reinforced Composite. JNC9, JP Favre and AVaurin, Ed, AMAC, St Etienne, France. p 213-222. 1994;
163. Meraghni F, Blakeman C, Benzeggagh M. Effect of interfacial decohesion on stiffness reduction in a random discontinuous-fibre composite containing matrix microcracks. *Composites Science and Technology*. vol. 56, n° 115, p. 541-555. 1996;
164. Jendli Z, Meraghni F, Fitoussi J, Baptiste D. Multi-scales modeling of dynamic behaviour for discontinuous fibre SMC composites. *Composites Science and Technology*. 69:97–103. 2009;
165. Despringre N. Analyse et modélisation des mécanismes d'endommagement et de déformation en fatigue multiaxiale de matériaux composites : polyamide renforcé par des fibres courtes [Internet] [These de doctorat]. Paris, ENSAM; 2015 [cité 9 sept 2020]. Disponible sur: <http://www.theses.fr/2015ENAM0058>
166. Tamboura S, Ayari H, Shirinbayan M, Laribi M-A, Bendaly H, Sidhom H, et al. Experimental and numerical multi-scale approach for Sheet-MoldingCompound composites fatigue prediction based on fiber-matrix interface cyclic damage. *International Journal of Fatigue*. Volume 135, 105526. juin 2020;
167. Rolland H, Saintier N, Wilson P, Merzeau J, Robert G. In situ X-ray tomography investigation on damage mechanisms in short glass fibre reinforced thermoplastics: Effects of fibre orientation and relative humidity. *Composites Part B*. 109: 170-186. 2017;
168. Rolland H, Saintier N, Robert G. Damage mechanisms in short glass fibre reinforced thermoplastic during in situ microtomography tensile tests. *Composites Part B: Engineering*. 1 avr 2016;90:365-77.
169. Rolland H, Saintier N, Wilson P, Merzeau J, Robert G. In situ X-ray tomography investigation on damage mechanisms in short glass fibre reinforced thermoplastics: Effects of fibre orientation and relative humidity. *Composites Part B: Engineering*. 15 janv 2017;109:170-86.
170. Klimkeit B, Castagnet S, Nadot Y, Habib AE, Benoit G, Bergamo S, et al. Fatigue damage mechanisms in short fiber reinforced PBT+PET GF30. *Materials Science and Engineering: A*. 25 janv 2011;528(3):1577-88.
171. 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*. 1 janv 1998;29(5-6):525-31.
172. Rolland H, Saintier N, Raphael I. Fatigue damage mechanisms of short fiber reinforced PA66 as observed by in-situ synchrotron X-ray microtomography. *Composites Part B: Engineering*. 15 juin 2018;143:217-29.
173. Jain A, M Veas J, Straesser S, Van Paepegem W, Verpoest I, Lomov S. The Master SN curve approach – A hybrid multi-scale fatigue simulation of short fiber reinforced composites. *Composites: Part A*. 2015;
174. Jain A, Van Paepegem W, Verpoest I, Lomov S. A feasibility study of the Master SN curve approach for short fiber reinforced composites. *International Journal of Fatigue*. 91: 264–274. 2016;
175. Le Pen E, Baptiste D, Hug G. Multi-scale Fatigue Behaviour Modelling of Al-Al₂O₃ Short Fibre Composites. *Int J Fatigue*. 24^e, p 205-214 éd. 2002;
176. Guo G, Fitoussi J, Baptiste D. Modelling of damage behavior of a short fiber reinforced composite structure by the finite element analysis using a micro-macro law. *International Journal of Damage Mechanics*. 278^e–299. doi:0803973233 éd. 1997;
177. Guo G, Fitoussi J, Baptiste D. Optimisation of a Failure Criterion for the Short-Fiber Reinforced Composites Materials by the Finite Element Analysis Using a Damage Micromechanics Model, *Progress in Advanced Materials and Mechanics*. Peking University Press. p 675-687. 1996;
178. Fitoussi J, Guo G, Baptiste D. A statistical micromechanical model of anisotropic damage for SMC composites. *Composites Science and Technology*. 58:759–63. 1998;

179. Fitoussi J, Bourgeois N, Guo G, Baptiste D. Prediction of the anisotropic damaged behavior of composite materials: introduction of multilocal failure criteria in a micro-macro relationship. *Comput Mater Sci*, 5. pp. 87-100. 1996;
180. Derrien K, Fitoussi J, Guo G, Baptiste D. Prediction of the effective damage properties and failure properties of nonlinear anisotropic discontinuous reinforced composites. *Comput Meth Appl Mech Eng*, 185 (2–4). pp. 93-107.
181. Jendli Z. Analyse et modélisation multi échelles du comportement mécanique sous sollicitations rapides de composites SMC. Thèse de l'ENSAM, Paris; 2005.
182. Qiu YP, Weng GJ. The influence of inclusion shape on the overall elastoplastic behavior of a two-phase isotropic composite. *Int J Solids Struct*. 1991;27(12).
183. LARIBI M-A. Caractérisation et Modélisation du comportement micromécanique des matériaux composites SMC sous chargement thermomécanique de type quasi-statique et fatigue. ENSAM centre Paris; 2018.
184. Ayari H, Fitoussi J, Imaddahen A, Tamboura S, Shirinbayan M, Dali HB, et al. Two Hybrid Approaches to Fatigue Modeling of Advanced-Sheet Molding Compounds (A-SMC) Composite. *Appl Compos Mater* [Internet]. 3 janv 2020 [cité 30 janv 2020]; Disponible sur: <https://doi.org/10.1007/s10443-019-09793-3>
185. Eshelby JD. The Determination of the Elastic Field of an Ellipsoidal Inclusion and Related Problems. *Proc Roy Soc. A* 241, 1957, p. 376-396.
186. Jendli Z, Meraghni F, Fitoussi J, Baptiste D. Multi-scales modeling of dynamic behaviour for discontinuous fibre SMC composites. *Composites Science and Technology*. 69:97–103. 2009

Étude expérimentale multi-échelle et modélisation hybride prédictive du comportement, de l'endommagement et de la durée de vie en fatigue d'un matériau composite polypropylène / fibres de verre

Résumé :

L'objectif final de ce travail est de proposer un outil numérique capable de prédire l'endommagement et la durée de vie en fatigue des matériaux et structures en composite à matrice thermoplastique. Pour ce faire, une étude expérimentale multi-échelle du matériaux PPGF40 (polypropylène chargé en fibre de verre à 40% en masse) est réalisée. Une analyse qualitative, mais aussi quantitative des différents mécanismes d'endommagement se produisant lors d'une sollicitation mécanique a été réalisée à travers des essais de flexion trois points in situ MEB, des essais de fatigue interrompus et des observations des faciès de rupture en monotone et en fatigue. A la lumière de ces essais nous avons conclu que la décohésion de l'interface fibre-matrice et la propagation des fissures à travers les interfaces apparaît être le phénomène prépondérant menant à la ruine du matériau et cela indépendamment de l'orientation des fibres et du mode de sollicitation monotone ou fatigue. La démarche hybride proposée est basée sur un modèle micromécanique / phénoménologique permettant de prendre en compte l'endommagement à l'interface fibre-matrice et la plasticité de la matrice. Pour ce faire, un critère local statistique d'endommagement à l'interface fibre-matrice est introduit dans un modèle de Mori et Tanaka et la linéarisation du comportement plastique de la matrice est réalisée pas à pas, en utilisant une approche en champs moyens avec une formulation sécante. Le modèle micromécanique utilisé permet alors de prédire le comportement du matériau sous chargement monotone et notamment la première perte de rigidité en fatigue. L'analyse des résultats montre que cette dernière est directement liée à la durée de vie en fatigue du matériau. Ainsi, une méthodologie prédictive de la durée de vie est proposée et validée pour différentes configurations microstructurales. Un critère de rupture en fatigue est proposé en fonction du nombre de cycles.

Mots clés : Endommagement, Fatigue, Modélisation micromécanique, Moulage par injection, Thermoplastiques renforcés en fibres de verre courtes, Couplage endommagement plasticité

Multi-scale experimental study and predictive hybrid modeling of the behavior, the damage and the fatigue life of a polypropylene / glass fiber composite material

Abstract :

The main objective of this work, is to provide a numerical tool, capable of predicting the damage and fatigue life of thermoplastic matrix composites materials and structures. To do this, a multi-scale experimental study of the PPGF40 material (polypropylene loaded with 40% by mass of glass fiber) is carried out. A qualitative, but also a quantitative analysis of the various damage mechanisms occurring during mechanical loading was carried out through in-situ three-points SEM bending tests, interrupted fatigue tests and observations of fracture faces in monotonic and cyclic loading. In the light of these tests, we concluded that the decohesion of the fiber-matrix interface, and the propagation of cracks through the interfaces, appears to be, the predominant damage phenomenon leading to the fracture of the material and that, regardless of the orientation of the fibers and the loading mode. The proposed hybrid approach is based on a micromechanical / phenomenological model taking into account the damage at the fiber / matrix interface and the plasticity of the matrix. To do this, a local statistical criterion of damage at the fiber-matrix interface is introduced into a Mori and Tanaka model, and the linearization of the plastic behavior of the matrix is done step by step, using the mean field approach with a secant formulation. The micromechanical model used then, makes it possible to predict the behavior of the material under monotonic loading, and in particular the first stiffness loss during the fatigue. Analysis of the experimental results shows that the latter is directly related to the fatigue life of the material. Thus, a predictive methodology of the fatigue life is proposed and validated for various microstructural configurations. A fatigue failure criterion is proposed according to the number of cycles.

Keywords : Damage, Fatigue, Micromechanical modeling, Injection molding, Short fiber reinforced thermoplastics, Damage / plasticity coupling