



Etude expérimentale et modélisation du comportement en fatigue multiaxiale d'un polymère renforcé pour application automobile

Bert Klimkeit

► To cite this version:

Bert Klimkeit. Etude expérimentale et modélisation du comportement en fatigue multiaxiale d'un polymère renforcé pour application automobile. Sciences de l'ingénieur [physics]. ISAE-ENSMA Ecole Nationale Supérieure de Mécanique et d'Aérotechnique - Poitiers, 2009. Français. NNT: . tel-00464186

HAL Id: tel-00464186

<https://theses.hal.science/tel-00464186>

Submitted on 16 Mar 2010

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.

THESE

Pour l'obtention du grade de

Docteur de l'Ecole Nationale Supérieure de Mécanique et d'Aérotechnique

(Diplôme National – arrêté du 7 Août 2006)

Ecole doctorale : Sciences et Ingénierie en Matériaux, Mécanique,
Energétique et Aérotechnique

Secteur de recherche : Mécanique des Solides, des Matériaux, des
Structures et des Surfaces

Présentée par :

Bert KLIMKEIT

Etude expérimentale et modélisation du comportement en fatigue multiaxiale d'un polymère renforcé pour application automobile

Directeurs de thèse : Y. Nadot et S. Castagnet

Soutenue le 3 Décembre 2009

– JURY –

M. SAUTEREAU H.	Professeur, INSA, Lyon	Président
M. SONSINO C. M.	Professeur, LBF, Allemagne	Rapporteur
M. MERAGHNI F.	Professeur, Arts et Métiers ParisTech, Metz	Rapporteur
Mme CASTAGNET S.	Chargée de recherche au CNRS, ENSMA, Poitiers	Directrice de thèse
M. NADOT Y.	Maître de Conférences, ENSMA, Poitiers	Directeur de thèse
M. DUMAS C.	Ingénieur, RENAULT SA, Guyancourt	Examineur
M. BERGAMO S.	Ingénieur, RENAULT SA, Guyancourt	Invité
M. ODONI L.	Ingénieur de recherche, Rhodia-CNRS, Lyon	Invité

Le Schmilblick des frères Fauderche est, il convient de le souligner, rigoureusement intégral, c'est-à-dire qu'il peut à la fois servir de Schmilblick d'intérieur, grâce à la taille réduite de ses gorgomoches, et de Schmilblick de campagne grâce à sa mostoblase et à ses deux glotosifres qui lui permettent ainsi d'urnapouiller les istioplocks même par les plus basses températures.

Pierre Dac, enregistrement, 1950

Remerciements

Cher lecteur, tout d'abord et avant tout, je tiens à remercier ceux qui m'ont permis de réaliser ce projet de thèse.

Ainsi, je remercie d'abord Henry SAUTEREAU d'avoir assuré la présidence du jury de thèse. Je tiens également à remercier les rapporteurs de thèse Cetin Morris SONSINO et Fodil MERAGHNI et je remercie Christian DUMAS, Sébastien BERGAMO et Ludovic ODONI d'avoir accepté de participer au Jury de thèse.

A l'ENSMA, je souhaite notamment remercier Sylvie CASTAGNET et Yves NADOT, mes directeurs de thèse. Je tiens à souligner à quel point votre encadrement a su me motiver. Votre disponibilité et réactivité surtout en fin de thèse sont phénoménales et sans équivalent. J'apprécie énormément les discussions enrichissantes qui m'étaient d'une aide précieuse et lors desquelles vous m'avez fait part de votre recul et de votre expérience. Je voudrais également remercier Carole NADOT et André DRAGON pour leur patience envers un débutant de la micromécanique. Le laboratoire LMPM m'a accueilli pendant un an et demi et m'a fourni le matériel et surtout le savoir faire pour conquérir la thèse. Je souhaite remercier tout le personnel qui est professionnel et accueillant à la fois et qui a su me soutenir. Les manipulations parfois pointues se sont réalisées grâce à l'aide précieuse de l'équipe de l'atelier : Jean-Louis, Jacques, Richard et Laurent et de l'équipe « S.O.S. essai mécanique » : Denis, Guillaume et David. Je remercie aussi Mustapha de m'avoir appris de manipuler un MEB. Enfin, je tiens à souligner l'aide précieuse que m'ont apportée Mario et Ahmed concernant les belles simulations éléments finis qu'ils ont su réaliser pendant leurs stages.

Je ne saurais oublier les thésards du LMPM, les jeunes ingénieurs d'étude et les stagiaires qui m'ont beaucoup appris pour ma vie (jouer au baby-foot et à la belote, connaître les dernières séries télé, blagues et expressions françaises avancées que l'on n'apprend jamais au cours FLE, etc.). Notamment, mes collègues de bureau Romain, Gaëlle et Thang m'ont apporté une grande joie tous les jours.

Chez RENAULT, je souhaite tout particulièrement remercier Sébastien BERGAMO et Christian DUMAS pour leur encadrement. J'apprécie beaucoup votre sincérité et l'accueil chaleureux que vous m'avez réservés. Je suis particulièrement reconnaissant de la confiance que vous m'avez accordée lors de ces trois ans de thèse. Votre disponibilité et votre soutien méritent d'être soulignés. Je tiens aussi à remercier Eric VAILLANT, François MOUSSY et Daniel NESA qui ont su se rendre disponible afin de discuter de la thèse et d'autres sujets passionnants. Je souhaite également remercier tout le personnel de la DIMat qui m'a fourni un support exceptionnel. D'abord, je souhaite remercier Emmanuel et Mathilde pour la mise en œuvre et le conditionnement des éprouvettes. Je tiens à souligner l'expertise apportée en observations microscopiques de l'équipe MIC, merci à Sonia, Blandine, Sarah et Carlos. Je suis

également reconnaissant à l'équipe END pour les observations effectuées de Jean-Baptiste, Laurent et Eliane et à l'équipe IPOM notamment pour les calculs d'Alain. Je remercie aussi Hicham et Kevin de la DIEC pour l'intérêt qu'ils ont apporté à mon travail. Les essais de l'équipe FAT étaient effectués notamment de Patrick, Richard et Jean-Charles ce qui mérite d'être souligné; je vous en suis très reconnaissant.

Enfin, je ne saurais oublier toute l'équipe de la section MEC qui m'a beaucoup appris sur les coutumes françaises. Votre convivialité est unique. Grâce à vous, j'ai appris le français sous toutes ses facettes, n'est ce pas mon petit bigouden ? Merci aussi à Guillaume et Patrick pour les séances de squash et les cours de portugais qui ont su me distraire.

Au LBF, je souhaite souligner le soutien de Prof. Cetin Morris SONSINO et de Dr. Andreas BÜTER. Ils m'ont laissé profiter de leur expertise connue et reconnue dans le domaine de la fatigue. Le savoir faire important et le recul scientifique sont admirables et vous n'avez pas hésité de contribuer à cette thèse à travers des discussions précieuses. Je remercie également Johanna, René et Julia pour les essais mécaniques.

Enfin, je tiens à remercier ma famille tout simplement pour leur présence pendant ces trois ans. Je suis particulièrement reconnaissant à Klaudia et à Emilia auxquelles j'étais peu disponible surtout pendant la rédaction. Je suis convaincu que nous saurons rattraper ce temps et je commence par me racheter en vous dédiant ce travail.

Table des matières

Remerciements	IV
Table des matières	VI
1 Introduction	1
1.1 Motivation et contexte industriel	1
1.2 Objectifs scientifiques	2
1.3 Démarche adoptée	3
2 Bibliographie	5
2.1 Procédé d'élaboration et propriétés mécaniques	6
2.2 Comportement en fatigue	9
2.2.1 Orientation des fibres	10
2.2.2 Contrainte moyenne	11
2.2.3 Gradient de contrainte	11
2.2.4 Fatigue multiaxiale	12
2.2.5 Synthèse	14
2.3 Mécanismes d'endommagement par fatigue	14
2.4 Modélisation de la tenue en fatigue	19
2.4.1 Approche phénoménologique	20
2.4.2 Critères quadratiques	22
2.4.3 Critère de durée de vie intégrant le procédé	24
2.5 Synthèse bibliographique et objectifs du travail	26
3 Matériaux	29
3.1 Matériaux de l'étude : le PBT+PET GF30 et le PA66 GF35	29
3.2 Eprouvettes	30
3.3 Microstructure du PBT+PET GF30	32
3.4 Comportement mécanique monotone du PBT+PET GF30	37
3.4.1 Essais monotones pour différents chargements	37
3.4.2 Simulation numérique du comportement monotone	39
3.5 Synthèse sur les matériaux de l'étude	44
4 Comportement en fatigue	45
	VI

Table des matières

4.1	Conditions expérimentales pour les essais de fatigue	46
4.2	Fatigue multiaxiale	50
4.2.1	Essais de traction	50
4.2.2	Essais de torsion	53
4.2.3	Essais de cisaillement pur sur éprouvette plate	55
4.3	Analyse de l'effet de la contrainte moyenne	65
4.4	Analyse des résultats expérimentaux	68
5	Mécanismes de rupture	70
5.1	Evolution des grandeurs mécaniques au cours d'essai	70
5.2	Techniques d'observation des mécanismes	78
5.3	Observation des mécanismes d'endommagement par fatigue	79
5.3.1	Stade A : Endommagement aux extrémités des fibres	79
5.3.2	Stade B : Suivi de fissures en surface	86
5.3.3	Stade C : Rupture finale	92
5.4	Scénario des mécanismes d'endommagement en fatigue	103
6	Critère de fatigue	105
6.1	Analyse des résultats avec des critères simples utilisés en bureau d'études	109
6.1.1	Critère de type contrainte principale	109
6.1.2	Critère de type contrainte von Mises	111
6.2	Analyse des résultats avec un critère énergétique	114
6.3	Proposition d'un critère microscopique	123
6.3.1	Evaluation des contraintes moyennées locales avec la démarche de Mori Tanaka	125
6.3.2	Formulation du critère de fatigue à l'échelle locale	132
6.4	Remarques critiques sur l'application des critères étudiés	141
6.5	Application sur pièce réelle	144
7	Conclusions et perspectives	147
8	Références bibliographiques	151
9	Liste des symboles et abréviations	164
10	Liste des figures	167
11	Liste des tableaux	172
Annexe A	Tenseur d'orientation des fibres	173

Annexe B	Démarche de Mori Tanaka	176
B1.	Orientation unidirectionnelle	176
B2.	Orientation aléatoire	178
B3.	Le tenseur de Hill	180
B4.	Paramètres retenus pour l'homogénéisation	181
Annexe C	Résultats PA66 GF35	183
C1.	Comportement mécanique monotone du PA66 GF35	183
C2.	Homogénéisation	185
C3.	Essais en fatigue pour différents chargements	187
Annexe D	Essais de fatigue	191
D1.	Calcul des bandes de confiance	191
D2.	Essai de cisaillement plan	192

1 Introduction

Les thermoplastiques renforcés par fibres de verre courtes présentent de nombreux avantages. D'une part, un allègement est réalisé par cette classe de matériau par rapport aux métaux. L'intégration de plusieurs fonctions dans une seule pièce, la réalisation de géométries complexes et le rapport densité/résistance avantageux permettent de rendre les structures plus légères. Ainsi, l'émission de CO₂ est réduite et le comportement dynamique du véhicule est amélioré. De l'autre, un gain économique est réalisé car le procédé d'élaboration est moins coûteux. Enfin, les thermoplastiques sont recyclables ce qui est en corrélation avec les objectifs de Renault.

1.1 Motivation et contexte industriel

Les gains massiques et économiques incitent Renault à passer de plus en plus de structures métalliques en thermoplastique. Dans un premier temps, les structures faiblement sollicitées ont été remplacées par des thermoplastiques tels que le tableau de bord ou les pare-chocs. Des structures plus sévèrement sollicitées suivaient comme les ailes avant ou la face technique avant. Par contre, ces structures nécessitent l'ajout de fibres de verre afin de renforcer le matériau. Aujourd'hui, c'est au tour des pièces de sécurité. Ceci nécessite une bonne connaissance du comportement en fatigue.

La simulation fiable de la durée de vie des structures est un des enjeux majeurs. En proposant en amont du projet une géométrie de pièce dimensionnée au plus juste, le ticket d'entrée ingénierie est sensiblement réduit et la masse de la pièce est appropriée à l'application ce qui entraîne des gains économiques et massiques.

Ainsi, le bureau d'études a un réel besoin d'un outil de dimensionnement en fatigue. Plus précisément, l'outil doit répondre à certaines exigences.

- Le critère doit s'intégrer dans une chaîne de calcul qui s'appuie sur les outils disponibles chez Renault.
- La chaîne de calcul doit permettre une simulation de durée de vie dans un temps raisonnable.
- L'identification des paramètres du modèle de fatigue doit être réalisable avec les outils présents à la Direction des Matériaux.
- L'identification de paramètres doit se réaliser aux moindres coûts possibles.

Aussi, nous allons tenter de répondre à ces exigences tout en proposant un critère de fatigue pertinent présentant de faibles erreurs sur la durée de vie. Deux matériaux sont choisis afin de

pouvoir baser le critère sur une base de données diversifiée. Le PBT+PET GF30¹ est un candidat pour le remplacement des pieds de barre de toit qui sont aujourd'hui réalisés en aluminium. Le PA66 GF35² est un matériau couramment utilisé sous capot.

1.2 Objectifs scientifiques

Sur le plan scientifique, de nombreuses pistes s'ouvrent pour ce travail puisque les thermoplastiques renforcés par des fibres de verre courtes sont encore peu étudiés en fatigue. Nous allons étudier le PBT+PET GF30 en détail tandis que le PA66 GF35 servira uniquement pour valider les critères proposés.

Les mécanismes de rupture sont aujourd'hui un peu plus étudiés pour le PA66 chargé fibres de verre. Ainsi, un scénario de rupture est proposé pour ce matériau dans la littérature. Les concentrations de contraintes aux bouts de fibres entraîneraient une décohésion de celles-ci. La réduction de raideur observée lors des chargements cycliques pourrait être due à ce mécanisme-là. Afin de proposer un critère en fatigue, il serait fortement souhaitable de mettre en évidence les mécanismes de rupture du PBT+PET GF30. Pour ce matériau, très peu d'études sont disponibles et un scénario de rupture manque. Aussi, nous allons étudier les mécanismes de rupture de ce matériau à l'aide de techniques variées et appropriées. De plus, la connaissance des mécanismes est indispensable dans les études qui visent à relier le procédé au comportement afin d'optimiser le matériau mais aussi le dessin de la pièce.

Aujourd'hui, certains aspects de la tenue en fatigue des thermoplastiques sont étudiés. Le comportement des éprouvettes en traction dans le sens de l'orientation de fibres à différents rapports de charge est connu en détail. L'influence de la contrainte moyenne est décrite par un modèle empirique qui représente bien les résultats d'essais. Cette approche est extrapolée à différentes orientations de fibres et à différents chargements. Ainsi, pour chaque microstructure et pour chaque trajet de chargement, l'influence de la contrainte moyenne doit être mise en évidence ce qui est insatisfaisant sur le plan scientifique. Aussi, nous allons tenter d'analyser l'effet de la contrainte moyenne en détail dans le but de le décrire par une loi plus universelle qui serait fonction de la microstructure et du chargement.

L'effet d'orientation de fibres a été mis en évidence sur éprouvettes haltères en traction uniaxiale. Par contre, cet effet n'est pas encore étudié pour le chargement en cisaillement plan ce qui est autant plus pénalisant que le chargement en cisaillement a un impact néfaste sur la durée de vie. Dans la littérature, le chargement en cisaillement plan est abordé sur tubes en

¹ Mélange de polybutylène téréphtalate et polyéthylène téréphtalate renforcé par des fibres de verre courtes avec un taux massique de 30%.

² Polyamide 66 renforcé par des fibres de verre courtes avec un taux massique de 35%.

torsion. Cette géométrie ne permet pas de varier l'orientation de fibres due à la mise en œuvre. Ainsi, nous allons nous appuyer sur l'essai d'Iosipescu qui permet la réalisation d'essais mécaniques sur des éprouvettes plates. Le but principal est de mettre en évidence l'évolution des contraintes admissibles pour différentes orientations de fibres en cisaillement pur.

1.3 Démarche adoptée

Afin de répondre aux enjeux industriels et scientifiques à la fois, nous allons adopter la démarche suivante.

Dans un premier temps, l'état actuel des connaissances sur le sujet est étudié à travers une bibliographie. Nous abordons les sujets essentiels qui concernent nos objectifs. Le procédé d'élaboration est décrit car la microstructure en découle. Ainsi, les propriétés mécaniques sont fonction de la mise en œuvre de nos matériaux et nous nous intéressons aux outils permettant de coupler le procédé d'élaboration avec les propriétés mécaniques. Les principaux travaux portant sur le comportement en fatigue uniaxiale et multiaxiale sont présentés afin de mieux borner les domaines peu étudiés jusqu'à présent. Ensuite, nous aborderons les mécanismes d'endommagement en fatigue pour différents thermoplastiques chargé ou non. Enfin, la modélisation de la tenue en fatigue est abordée.

Les matériaux et les éprouvettes de cette étude sont ensuite présentés. Afin de pouvoir évaluer les durées de vie, le champ de contrainte local doit être préalablement simulé. Pour des éprouvettes à géométrie simple, l'orientation de fibres est quasi homogène dans la section utile et de type stratifié. Le champ de contrainte est ainsi récupéré à l'aide d'une simulation éléments finis en simulant un stratifié et en utilisant une loi de comportement isotrope transverse pour les couches distinctes. Le comportement du pli unidirectionnel (UD) est mis en évidence par des essais monotones et l'empilement des couches est déterminé à l'aide des observations microscopiques. Même si cette approche est efficace pour décrire le champ de contrainte de nos éprouvettes tout en étant simple à mettre en œuvre, il convient de noter qu'une pièce réelle à géométrie complexe présentera une orientation de fibres plus hétérogène. Ainsi, le transfert des résultats à des méthodes plus universelles sera discuté à la fin du manuscrit présent.

Le comportement en fatigue est mis en évidence par différents essais mécaniques. Pour tous les essais, les chargements seront appliqués pour deux rapports de charge afin de cerner l'influence de la contrainte moyenne. Le chargement en traction pour différentes orientations de fibres est ainsi testé afin d'alimenter notre base de données qui servira à valider les critères de fatigue proposés. Des éprouvettes tubulaires seront soumises à la torsion et à un chargement biaxial de traction/torsion. Ceci nous permet de mettre en évidence la sévérité de ce chargement pour une orientation de fibres donnée. Ces résultats sont également utiles pour la validation de l'essai d'Iosipescu que nous allons mettre en œuvre. Ainsi, un montage dédié est conçu au laboratoire. La géométrie d'éprouvette qui est fonction de l'orientation de fibres est

déterminée par des simulations éléments finis à l'aide du modèle proposé. Aussi, la tenue en fatigue pour différentes orientations de fibres est mise en évidence. En outre, cet essai ouvre de nombreuses pistes comme l'application des charges cisaillement/flexion superposées ou l'étude de l'effet d'entaille sous sollicitation de cisaillement. Enfin, l'influence de la contrainte moyenne est étudiée en se basant sur les contraintes macroscopiques. Cette étude comparera donc l'impact de la contrainte moyenne sur les essais de fatigue variés dans le but de dégager la grandeur pertinente qui gouverne la sensibilité à la contrainte moyenne.

Les mécanismes de rupture sont abordés dans le but de comprendre les effets de fatigue qui ont lieu au long de la durée de vie. Dans un premier temps, l'évolution de grandeurs macroscopiques est suivie lors du chargement cyclique. Ensuite, nous étudierons les mécanismes de fatigue locaux. Ainsi, des ruptures cryogéniques des éprouvettes cyclées en fatigue sont effectuées permettant de repérer des endommagements dans le volume. Afin de juger si une prise en compte de la durée de vie totale ou celle jusqu'à l'amorçage doit être prise en compte, des observations surfaciques sont engagées. La technique de répliques est employée ce qui permet de repérer des endommagements qui ont lieu en surface. Des observations par caméra infrarouge complètent ce travail et permettent de capter l'échauffement causé par une propagation de fissure. Les faciès de rupture sont observés pour différentes conditions d'essai. Enfin, ces travaux nous permettent de proposer un scénario de rupture pour le PBT+PET GF30.

Dans la dernière section, les résultats obtenus sur le PBT+PET GF30 et sur le PA66 GF35 sont utilisés afin de tester différents critères de rupture. Les champs de contrainte simulés à l'aide du modèle proposé sont donnés en entrée. D'abord, les durées de vie sont simulées pour des critères simples couramment utilisés en bureau d'études. Ainsi, la pertinence du critère de contrainte principale et de celui de la contrainte de von Mises est évaluée. Un critère énergétique est ensuite présenté qui prend en compte l'aspect de l'anisotropie à travers la notion de l'énergie. En raison de la pertinence de ce critère, deux approches de prise en compte de la contrainte moyenne sont évaluées. Après avoir présenté des approches classiques, la tentative de proposer une nouvelle méthode d'estimation de durée de vie est entreprise. Le critère proposé évalue les contraintes moyennées à l'échelle micro dans les deux constituants à l'aide de l'approche Mori Tanaka, le but étant de capter l'influence de l'orientation de fibres. L'effet de la contrainte moyenne est quant à lui prise en compte par le critère de Sines. L'ensemble des critères de fatigue est ensuite comparé de manière critique. Enfin, l'exploitation des approches présentées à l'aide d'une méthodologie plus universelle est discutée. Les pièces réelles comportant une orientation des fibres plus complexe, l'orientation des fibres est déterminée en tout point et une homogénéisation est effectuée. Ainsi, le champ de contrainte est récupéré permettant d'employer les critères proposés.

La conclusion expose de quelle manière notre travail tente de répondre d'une part au besoin industriel par l'implantation d'un outil opérationnel en bureau d'études et d'autre part par la proposition d'un nouveau critère de fatigue basé sur les grandeurs locales.

2 Bibliographie

Nous distinguons trois groupes : les thermoplastiques, les thermodurcissables et les élastomères. Dans le contexte automobile, ce sont les thermoplastiques qui sont les plus utilisés puisqu'ils permettent une mise en œuvre facile par le procédé d'injection qui suit la cadence rapide de la production en chaîne. Par rapport aux thermodurcissables, les thermoplastiques présentent l'avantage du recyclage dont le taux réclamé pour une voiture est en forte croissance. En outre, ils profitent d'une bonne résistance au choc.

De plus en plus, des pièces en matériaux métalliques comme l'acier et l'aluminium sont remplacées par des solutions en thermoplastique grâce au faible rapport résistance/densité. De nombreux avantages s'associent au faible volume permettant de réaliser des gains économiques importants :

- Moulage de géométries complexes
- Intégration de nombreuses fonctions dans une seule pièce
- Longévité des moules
- Résistance aux chocs

Pour ces raisons, les thermoplastiques sont de plus en plus employés dans l'automobile. Après avoir remplacé des pièces non structurales en thermoplastique comme les pare-chocs ou les planches de bords, des pièces soumises à de fortes contraintes ont été réalisées en thermoplastique comme les ailes avant ou des parties de la face avant technique. Ces dernières applications exigent des résistances mécaniques importantes qui dépassent les propriétés des thermoplastiques. Aussi, des renforts fibreux ont été ajoutés au polymère, technique déjà connue et appliquée par les ingénieurs de la tombe de Toutankhamon qui bâtirent des arches renforcées par des ligaments d'animaux (env. 1340 av. J.-C.). Aujourd'hui, les fibres de verre sont les renforts les plus répandus pour des applications de grande série grâce à leur rapport résistance/prix attractif. Les fibres de verre ont une raideur de 73 GPa qui est de 25 à 50 fois plus élevée que celle des thermoplastiques. Lorsqu'elles sont mises dans le polymère dans le sens d'une traction, la raideur du composite est augmentée suivant le principe d'un montage en parallèle. En revanche, une orientation orthogonale à la traction, ne change guère le module suivant le principe d'un montage en série.

Dans la suite nous présentons le procédé d'injection qui oriente les fibres de verre et les propriétés mécaniques qui en découlent. Le comportement en fatigue multiaxiale est commenté puis nous abordons les mécanismes d'endommagement. La modélisation de la tenue en fatigue est présentée à travers un modèle phénoménologique et deux types de critères de rupture.

2.1 Procédé d'élaboration et propriétés mécaniques

Les thermoplastiques pour les applications automobiles sont le plus souvent renforcés par des fibres de verre courtes car ces matériaux permettent la mise en œuvre par injection. Pour pouvoir injecter des pièces en thermoplastiques renforcés par des fibres de verre, il faut d'abord passer par le « compoundage » qui confectionne un granulat injectable. Les fibres de verre continues sont d'abord ensimées par un agent qui assurera une bonne cohésion entre les fibres et le polymère. Ensuite, elles sont imprégnées par le thermoplastique et coupées en granulat.

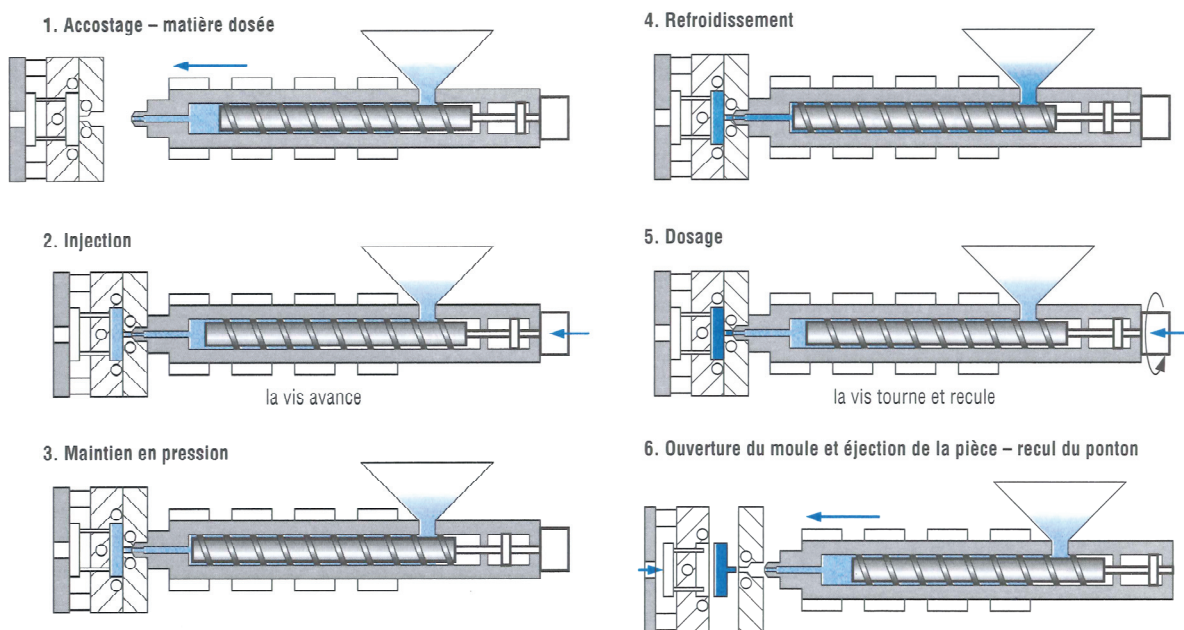


Figure 2-1 : Les phases de la mise en œuvre par le processus d'injection [Tro96].

Les granulés sont ensuite introduits dans une machine d'injection. On peut distinguer trois phases principales.

- Le remplissage : le polymère est chauffé, fondu et homogénéisé dans la partie de la vis d'injection. En tournant et en reculant, la vis transporte le polymère vers le moule et crée un réservoir de polymère, Figure 2-1-1. La vis agit ensuite comme piston et injecte le polymère dans le moule, Figure 2-1-2. Lors de ce processus, la longueur des fibres de verre sera réduite à cause des ruptures dues au cisaillement.
- Le maintien : le polymère est compacté dans le moule afin de limiter les effets de retrait, Figure 2-1-3.
- Le refroidissement : Le polymère est figé et la pièce est éjectée quand sa rigidité est suffisante, Figure 2-1-4 et Figure 2-1-6. Pendant ce refroidissement, la vis dose une nouvelle quantité de matière pour la prochaine pièce, Figure 2-1-5.

Les principaux effets d'orientation des fibres sont liés à des phénomènes rhéologiques. En général, le polymère pénètre le moule en arrivant par une canalisation de faible section. Etant donné que la section du moule est plus importante, la vitesse d'écoulement est réduite suivant l'équation de continuité. Ce gradient de vitesse soumet les extrémités des fibres à différentes vitesses et exerce donc une rotation sur celles-ci, jusqu'à ce qu'elles soient orientées transversalement à l'écoulement. En supposant que le moule soit ensuite une canalisation à section constante, nous observons un gradient de vitesse latéral ainsi qu'un gradient de vitesse vertical. Cet écoulement de cisaillement tridimensionnel est dû au fait que la vitesse de l'écoulement est nulle sur les parois. L'écoulement s'organise selon un champ de vitesse parabolique ce qui implique que les fibres positionnées aux endroits de fort gradient (Fibre I) pivotent dans la direction de l'écoulement. Seules les fibres au centre de la canalisation (Fibre II) conservent leur orientation, Figure 2-2-a [Klo87, Hor97].

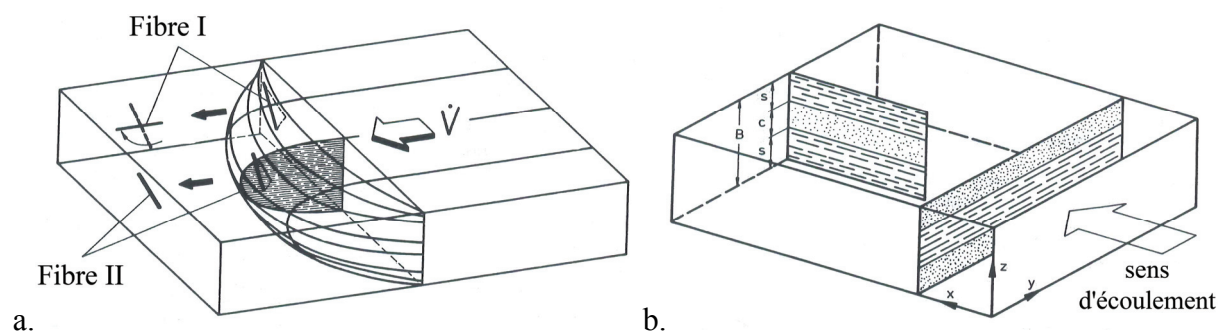


Figure 2-2 : Mécanismes d'orientation des fibres [Klo87, Jan89].

Dans le cas des moules plus complexes qui comportent des convergents et/ou des divergents, les orientations de fibres sont modifiées sous l'effet du gradient de vitesse, selon l'équation de continuité, comme en entrée de moule. Les convergents provoquent une orientation dans le sens de l'écoulement tandis que les divergents privilégient une orientation orthogonale à l'écoulement. La présence d'une variation de section a un fort impact sur l'orientation des fibres [Bar92].

Enfin, l'orientation des fibres aux parois du moule est aléatoire, ceci serait dû au polymère qui dépasse de la matière déjà figée aux parois en amont [Hor97].

Les effets décrits ci-dessus mènent à une microstructure multicouche pour des plaques injectées, Figure 2-2-b. Dans le centre de la plaque en absence de l'influence des bords, on trouve une couche de cœur où les fibres sont orientées transversalement à l'écoulement. Cette couche est plus ou moins épaisse en fonction du polymère, de l'épaisseur de la plaque et de la géométrie de la partie de l'alimentation. Le reste du volume comporte les fibres orientées dans le sens de l'écoulement. Toutefois, une analyse détaillée présente une fine couche de peau et une fine couche de transition (entre les fibres transversales et longitudinales) qui présentent une orientation aléatoire. [Klo87, Hor97, Nou09, Mon07, Ber07, Sch02, Aka91]

Etant donné le caractère anisotrope qui découle de ce type de microstructure, il convient d'introduire la notion de tenseur d'orientation de fibres [Adv87]. Cette partie est détaillée en Annexe A, nous ne présentons ici que la forme du tenseur d'ordre 4 qui permet de définir de façon exacte l'orientation des fibres en un point, équation (2-1).

$$a_{ijkl} = \oint p_i p_j p_k p_l (\bar{p}) d\bar{p} \quad (2-1)$$

Le tenseur d'orientation est déterminé expérimentalement par le traitement d'image des coupes polies [Hin95, Ebe01, Jun01]. Cette méthode permet de récupérer le tenseur d'orientation dans le point de mesure de manière très exacte. D'autre part, des simulations rhéologiques prenant en compte les effets abordés ci-dessus sont engagés afin d'évaluer les tenseurs d'orientation dans toute une pièce. La précision est inférieure à celle des coupes polies notamment à des endroits où l'écoulement est tridimensionnel [Mon07, Bub00, Mil08].

Le comportement mécanique résulte du taux de fibres, du rapport de forme des fibres, des propriétés mécaniques des constituants et de l'orientation des fibres. En absence des outils déterminant l'orientation de fibres, Cox développe un modèle novateur en 1952 qui calcule le module de Young pour un composite unidirectionnel [Cox52]. Depuis, de nombreux modèles ont vu leur apparition qui évaluent soit le module de Young simple soit le tenseur de rigidité complet. Parmi ces modèles, l'approximation de Mori Tanaka est la plus répandue grâce à son implémentation relativement simple et à de bonnes estimations du tenseur de rigidité [Hin02, Mle99, Tuc99]. L'approche est décrite pour un composite unidirectionnel en Annexe B1 et pour un état d'orientation quelconque en Annexe B2.

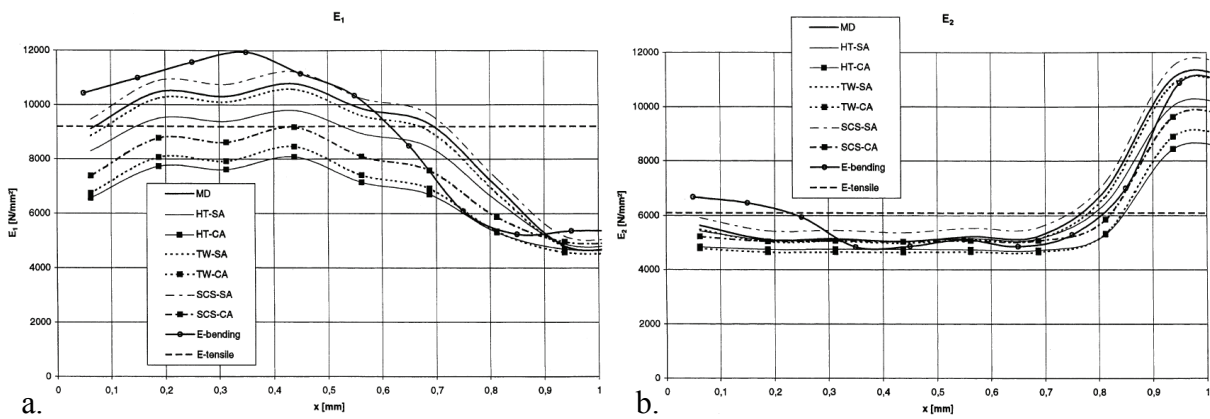


Figure 2-3 : Module de Young a. longitudinal et b. transversal suivant l'épaisseur [Mle99].

Le module de Young en fonction de l'épaisseur d'une éprouvette prélevée longitudinalement d'une plaque moulée est présenté sur la Figure 2-3-a. Les tracés correspondent à différents modèles d'homogénéisation et au module mesuré expérimentalement. On remarque notamment que le module expérimental « E-bending » est élevé dans la couche de cisaillement comportant les fibres orientées longitudinalement et que le module trouve son minimum dans le centre de l'épaisseur $x=1$. Le module d'une éprouvette transversale est présenté sur la

Figure 2-3-b. L'évolution est inversée et le module devient maximal dans le centre de l'épaisseur tandis qu'il est faible dans le reste du volume. Cet exemple montre donc l'anisotropie globale du composite qui est fonction de l'anisotropie locale dans les différentes couches du composite. Les approches utilisées dans cette thèse sont l'approche de Mori Tanaka moyennée sur le tenseur de localisation (tracé « MD ») et l'approche de Mori Tanaka moyennée sur le tenseur de rigidité (tracé « TW-SA »). On remarque que les estimations sont cohérentes avec les résultats expérimentaux.

Les premiers éléments que nous venons de présenter concernant le type de matériau utilisé révèlent une forte anisotropie de microstructure qui se répercute sur les propriétés mécaniques. Pour cela, nous avons illustré ici quelques points importants tout en complétant en annexe les théories à même de décrire l'hétérogénéité de cette microstructure, à la fois d'un point de vue mécanique mais aussi géométrique. La description de l'hétérogénéité de la microstructure en un point ainsi que les variations d'un point à l'autre au sein d'une pièce seront des aspects à traiter avec attention dans notre travail. Lorsque l'orientation des fibres est proche de celle d'un stratifié constitué de plis UD dans le cas des éprouvettes moulées, les pièces réelles peuvent comporter des endroits à orientation aléatoire. De plus, sur pièce, un gradient spatial de l'orientation des fibres en fonction de la géométrie complexe entraîne une variation spatiale du comportement.

2.2 Comportement en fatigue

Le comportement en fatigue des thermoplastiques renforcés par des fibres de verre courtes doit être connu afin de concevoir des applications. La tenue en fatigue est une fonction de nombreux paramètres. La Figure 2-4 présente un schéma non exhaustif de ces influences.

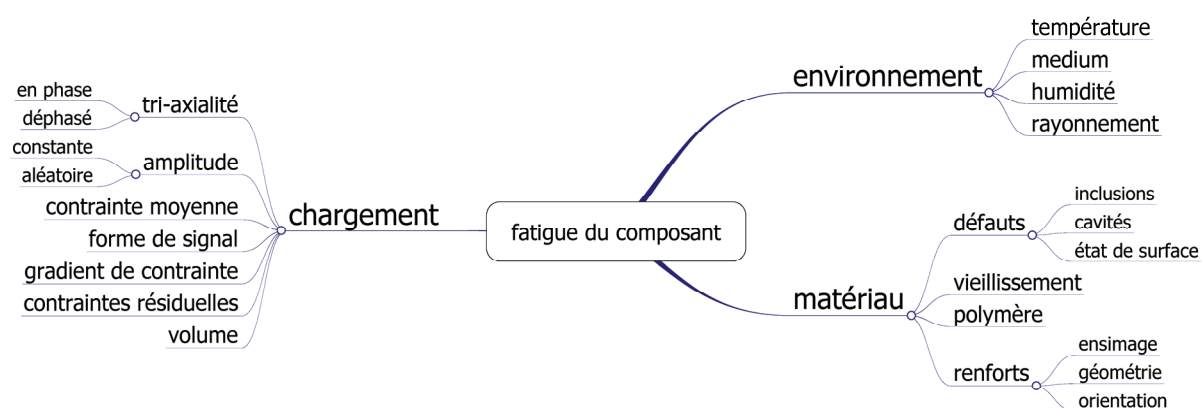


Figure 2-4 : Paramètres qui influencent la tenue en fatigue.

Dans le cadre de ce travail, nous allons nous limiter à l'étude de l'influence de la contrainte moyenne, de l'état d'orientation des fibres, des chargements multiaxiaux et du gradient de

contrainte. Ces paramètres permettent dans un premier temps de dimensionner des pièces en thermoplastiques renforcés qui travailleraient à amplitude et température constante.

2.2.1 Orientation des fibres

La tenue en fatigue, dans le cas le plus simple, est étudiée à l'aide d'éprouvettes haltères soumises à un chargement de traction à amplitude constante. Mandell a présenté une revue de résultats de ce type d'essais pour de nombreuses combinaisons fibre/matrice [Man90]. La notion de l'orientation de fibres n'est pas encore évoquée. Plus tard, de nombreux travaux seront effectués pour comprendre l'influence de l'orientation des fibres sur la réponse au chargement uniaxial [Hor97, Mon07, Ber07, Zag01a, Gus07]. Horst remarque que la tenue en fatigue est une fonction de l'endroit de prélèvement dans la plaque moulée, dû aux effets décrits dans le paragraphe précédent [Hor97]. Bernasconi étudie l'influence des orientations de fibres en faisant varier l'angle de prélèvement d'éprouvettes dans les plaques moulées. Une tenue en fatigue décroissante est observée lorsque l'angle entre l'axe médian de l'éprouvette et le sens de l'écoulement évolue, Figure 2-5 [Ber07]. De plus, il remarque que ces résultats ne sont valables que pour la microstructure étudiée. Cette microstructure est principalement propre au moule utilisé, à l'endroit de prélèvement et au matériau utilisé.

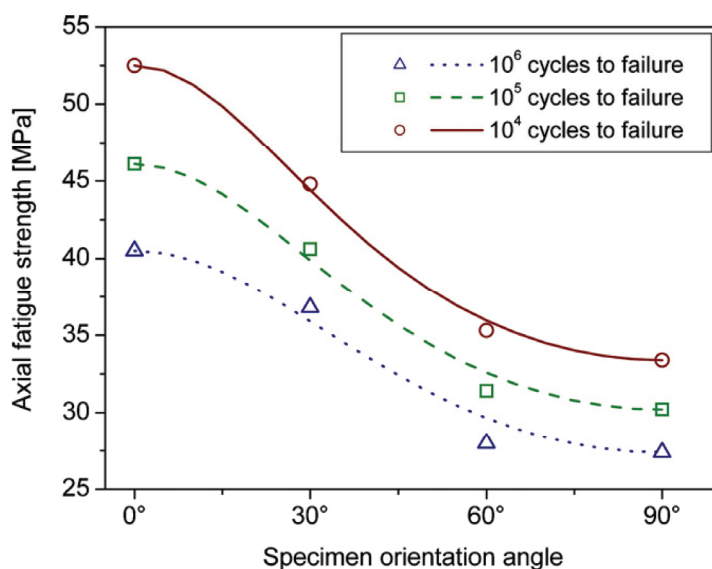


Figure 2-5 : Tenue en fatigue en fonction de l'angle de prélèvement des éprouvettes dans les plaques. 0° = sens de l'écoulement [Ber07].

2.2.2 Contrainte moyenne

L'influence de la contrainte moyenne est étudiée à partir d'essais à différents rapports de charge R , le rapport entre la charge minimale et la charge maximale [Gus07, Zag01a, Mal04, Oka07, Mon07, Son08], équation (2-2).

$$R = \frac{\sigma_{\min}}{\sigma_{\max}} \quad (2-2)$$

Mallick et Zhou testent un PA66 GF33 avec des rapports de charge de 0,1, 0,2, 0,3, 0,6 et 0,8 [Mal04]. Ils constatent que l'équation de Gerber décrit bien les résultats, Figure 2-6. La loi de Gerber décrit l'évolution de l'amplitude de contrainte en fonction de la contrainte moyenne à travers une parabole [Hen05]. Cependant, ils proposent de remplacer la résistance à la traction par la résistance au fluage. Ceci s'explique par le fait que la tenue en fatigue à contrainte moyenne élevée est probablement gouvernée par le fluage. Oka et al. confirment la pertinence de la loi de Gerber pour un PBT GF30 avec des rapports de charge de -1, -0,5, 0,1, 0,5, 0,7, et 0,9 [Oka07].

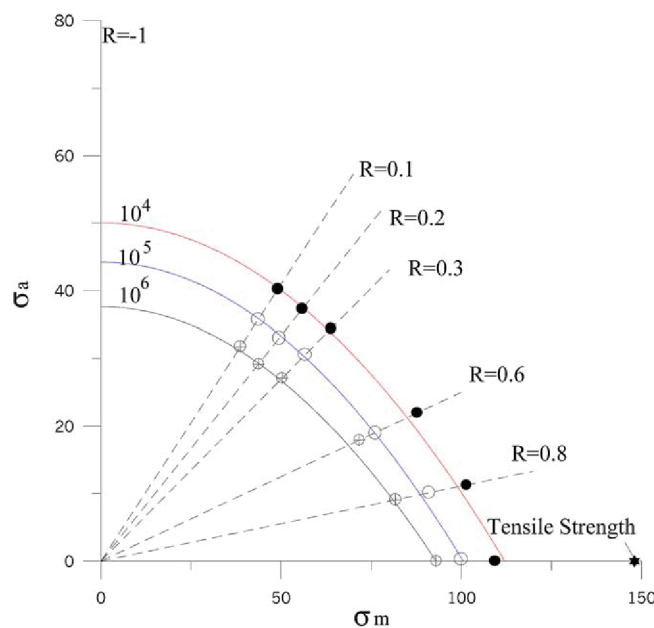


Figure 2-6 : Diagramme de Haigh pour un PA66 GF33 avec paraboles de Gerber [Mal04].

2.2.3 Gradient de contrainte

Lorsqu'un composant comporte une entaille, une concentration de contrainte est observée localement. Ainsi, le champ de contrainte est hétérogène et présente des gradients de contrainte. La tenue en fatigue est abaissée par rapport à une pièce lisse mais reste plus élevée que

celle correspondant à la contrainte locale maximale pour des raisons de plasticité et de volume [Rad02, Hen05].

L'effet d'entaille est étudié en se basant sur les résultats d'éprouvettes entaillées d'orientation longitudinale à l'écoulement. Toll et Aronsson démontrent que le procédé avec lequel les éprouvettes ont été entaillées joue un rôle majeur [Tol92]. En fait, les éprouvettes dont l'entaille a été induite par la forme du moule ont une tenue en fatigue de 6-25% plus élevée que celles dont l'entaille a été percée. Les fibres autour de l'entaille sont fortement orientées tangentiellement sur les cotés de l'entaille lors du moulage grâce à la forme du moule qui influe sur l'écoulement.

Le « point stress criterion » de Whitney et Nuismer est utilisé par Zago et Springer pour un copolyamide chargé par 50% de fibres courtes avec succès [Whi74, Zag01b]. Par contre, Toll et Aronsson obtiennent de mauvais résultats avec ce critère sur un polyamide 66 chargé par 33% de fibres de verre courtes [Tol92]. Ce critère calcule une distance d_0 de l'entaille qui est une propriété du matériau. Pour un essai statique sur éprouvette entaillée, le tracé de contrainte à travers la section utile est calculé. La distance d_0 mesure la distance entre le fond d'entaille et l'endroit où la contrainte principale est égale à la résistance à la traction. L'hypothèse est faite que d_0 est identique pour le chargement cyclique. Toutefois, le comportement en fatigue n'a pas de lien avec le comportement en statique, ni pour les composites [Qua09] ni pour les thermoplastiques renforcés par des fibres courtes [Mon07].

Sonsino préfère employer un critère proposé par Kuguel pour des matériaux métalliques [Son08, Kug61]. La tenue en fatigue est fonction du volume qui est sollicité au delà d'un certain pourcentage de la contrainte maximale géométrique. Kuguel propose un pourcentage de 90% pour les matériaux métalliques qui font objet de son étude tandis que Sonsino constate que 80% semble plus approprié pour le PA66 GF35 utilisé dans son étude. Pour les mêmes points expérimentaux, de Monte emploie un critère énergétique également avec succès [Mon07].

2.2.4 Fatigue multiaxiale

Le chargement uniaxial en cisaillement est un chargement intéressant pour les composites à fibres continues car les critères de fatigue de ce groupe de matériau se basent le plus souvent sur les trois sollicitations : pli UD chargé en traction dans le sens des fibres, en traction sens transverse aux fibres et en cisaillement plan sens fibres/transverse. Le champ de contrainte est multiaxial bien que le chargement soit uniaxial.

La caractérisation de la tenue en fatigue en cisaillement plan se fait le plus souvent par des essais uniaxiaux en traction avec un composite $[45^\circ/-45^\circ]_{ns}$. Ceci en faisant l'hypothèse que la contrainte de cisaillement sous 45° est la contrainte prépondérante. L'essai de torsion sur tubes à parois minces est une solution assez élégante et utilisée par [Bae08]. L'essai à trois rails

est rarement utilisé pour des essais de fatigue [Bae08]. Pour cet essai, les éprouvettes semblent avoir tendance à casser dans les mors. L'essai d'Iosipescu [Ast05, Mel06] ne permet pas d'effectuer des essais en fatigue car les mors s'endommageraient, selon [Sho98].

Les chargements multiaxiaux sont le plus souvent réalisés avec des essais sur tubes en traction/torsion, sur tubes en traction/pression interne [Owe78, Ell01], éprouvettes plates cruciformes avec un chargement biaxial appliqué aux quatre membres [Smi89] ou avec des éprouvettes plates soumises à un flambement biaxial [Cor01, Che93]. Alors que les essais sur tubes présentent l'avantage d'un champ relativement homogène, les essais en flexion biaxiale génèrent un champ hétérogène. L'essai sur éprouvette cruciforme tend à casser dans les bras et non pas dans la section utile. En plus, il s'agit d'un moyen d'essai assez complexe. C'est pour ces raisons que la plupart des essais sont effectués sur des tubes.

La fatigue multiaxiale des thermoplastiques renforcés par des fibres courtes étant peu étudiée, nous allons également aborder les résultats sur d'autres polymères renforcés ou non.

La tenue en fatigue biaxiale d'un thermodurcissable non renforcé (époxy) est analysée par Tao et Xia [Tao09]. L'influence de la contrainte moyenne est plus prononcée pour les chargements en traction qu'en torsion.

Le comportement en fatigue multiaxiale des composites à matrice thermodurcissable renforcés par des fibres continues a été résumé par Quaresimin et al. [Qua09]. Les résultats disponibles dans la littérature sont réexaminés. Ils constatent que la non-proportionnalité du chargement appliqué, c'est-à-dire le déphasage entre les axes du chargement appliqué, a peu d'influence sur la tenue en fatigue. En revanche, la présence de contraintes de cisaillement à un impact néfaste.

Berrehili présente la tenue en fatigue d'un thermoplastique non renforcé (PP) [Berr09]. Des tubes sont soumis à un chargement de traction pure et de torsion pure. La tenue en fatigue pour les deux rapports de charge $R=-1$ et $R=0$ et pour les deux chargements est gouvernée par le deuxième invariant du déviateur du tenseur de contrainte, plus précisément sa valeur maximum.

Ton That et al. étudient le comportement en fatigue biaxiale d'un hydroxyapatite renforcé PE [Ton00]. La torsion a un impact beaucoup plus important sur la durée de vie que la traction. Le déphasage augmente seulement légèrement les durées de vie.

Quant à la fatigue multiaxiale des thermoplastiques renforcés par des fibres de verre courtes, seuls les travaux de Jaschek [Jas07] et de De Monte [Mon07] présentent l'impact de la torsion sur la tenue en fatigue. Pour un PA66 GF35, ils constatent une très légère augmentation des durées de vie avec un déphasage et considèrent que cet effet peut être négligé. Les pentes des courbes SN des essais en torsion et en traction/torsion en phase et déphasées sont très proches de celles en traction. La tenue en fatigue est considérablement abaissée par la contrainte de cisaillement pour les deux rapports de charge $R=-1$ et $R=0$.

2.2.5 Synthèse

Cette analyse des principaux travaux concernant la fatigue multiaxiale des polymères renforcés nous amène à formuler quelques questions auxquelles nous allons tenter de répondre par la suite dans nos travaux. Ces questions correspondent à des points à éclaircir ou à des manques dans les travaux actuels.

- 1) Est-il possible de décrire l'influence de la contrainte moyenne autrement que par des relations empiriques nécessitant des essais mécaniques ?
- 2) Quel est l'outil approprié pour prendre en compte l'influence de l'orientation des fibres et la variation spatiale de ce paramètre dans une pièce ?

La deuxième question sera abordée dans un contexte où nous souhaitons proposer une chaîne de calcul complète (intégrée si possible) depuis la simulation de la mise en forme jusqu'au calcul de la durée de vie en fatigue.

Ces deux questions sont au cœur de notre travail mais nous tenterons aussi d'aborder à notre manière, et en tenant compte de la dernière remarque, la prise en compte de la répartition des contraintes au sens de la tri-axialité et de la répartition spatiale (gradient de contrainte).

2.3 Mécanismes d'endommagement par fatigue

La connaissance des mécanismes de rupture est un élément-clé pour la compréhension du comportement en fatigue [Qua09]. Afin d'aborder les travaux de la bibliographie sur ce point, nous allons classer en deux familles les manières d'étudier ces mécanismes. Dans un premier temps, des grandeurs quantifiables plutôt macroscopiques et, dans un deuxième temps, des grandeurs plus qualitatives que sont l'observation et le suivi des mécanismes d'endommagement. Les grandeurs macroscopiques présentent l'intérêt d'être des variables quantifiables mais l'inconvénient provient de leur possible éloignement de la physique réelle. A l'inverse, la connaissance des mécanismes physiques d'endommagement permet de se rapprocher de la physique et du matériau mais il est souvent difficile de quantifier ces variables.

On constate d'abord que les composites à matrice polymère sont des matériaux extrêmement hétérogènes et qui présentent des localisations de contrainte qui génèrent des endommagements locaux. Lors des chargements cycliques, les composites subissent un endommagement qui modifie leur comportement mécanique. Ce changement de comportement est enregistré à travers différentes grandeurs mécaniques :

- Le module dynamique, défini ici comme la pente de la droite qui relie les points à contrainte minimale à contrainte maximale de la courbe d'hystérésis [Alt89, Wäb97, Mou09, Mon07, Cas06].

- L'amortissement selon Lazan, défini comme l'aire incluse par la courbe d'hystérésis divisée par l'aire au dessous de la ligne médiane de la courbe d'hystérésis [Laz68, Alt89, Jan89, Pav94, Mon07]
- La grandeur dite « nonlinear viscoelastic parameter » selon Noda, défini comme le rapport entre la somme des amplitudes d'ordre $n \geq 2$ et l'amplitude d'ordre 1 d'une analyse de Fourier du signal de déformation [Nod01, Tak94].
- La raideur élastique selon Nouri [Nou09], avec la raideur initiale prise comme la pente initiale lors de la montée statique en charge de l'éprouvette, et la raideur endommagée mesurée ensuite en déchargeant l'éprouvette lors d'un chargement cyclique sinusoïdal.
- La déformation, en suivant la déformation à charge moyenne ou à charge maximale [Alt89, DiB80, Cas06, Hor97].

Pour les thermoplastiques renforcés par des fibres de verre courtes, ces grandeurs sont suivies pour le cas de traction sur des éprouvettes longitudinales. Une baisse de module dynamique est observée entre 5 et 20 % du module initial, selon trois étapes :

- Forte réduction de raideur et augmentation de l'amortissement
- Evolution à gradient constant
- Chute de raideur et amortissement croissant de manière exponentielle

Nous constatons que le stade III n'est pas observé dans la plupart des études portant sur les thermoplastiques renforcés par des fibres de verre courtes [Wäb97, Mon07, Nou09]. L'éprouvette cassant souvent aux extrémités de la section utile sous l'effet de légères sur-contraintes, l'extensomètre peut ne pas contenir l'endroit de la rupture. Cependant, ce n'est qu'un phénomène localisé à l'endroit de la fissure qui produit cette perte de raideur importante pendant le stade III [Ren07].

Ces évolutions seraient liées aux mécanismes à l'échelle microscopique dans le matériau. Wäber démontre que l'évolution de la raideur est proportionnelle à l'évolution de l'émission acoustique (PP GF20) [Wäb97]. L'évolution serait due à l'initiation de microfissures en stade I, décohésion des interfaces fibre/matrice en phase II et rupture finale en stade III.

Casado montre que la perte du module est reliée à l'évolution de la rugosité de la surface des éprouvettes (PA66 GF35) [Cas06]. La rugosité est due à des microcraquelures (« crazes ») observées par microscope électronique à balayage (MEB).

De Monte réalise des essais interrompus lors desquels il effectue des observations par microscope optique et acoustique et par tomographe (PA66 GF35) [Mon07]. Aucun endommagement qui puisse être lié aux évolutions des grandeurs macroscopiques n'est identifié. Par contre, Jantzen observe, à l'aide d'un microscope sur les tranches de l'éprouvette, des fissures qui se formeraient au niveau des fibres orientées transversalement (PBT GF30) [Jan89]. Ces

fissures sont initiées à environ 15% de la durée de vie et se propagent le long de la durée de vie. Tout de même, il estime que l'évolution de l'endommagement serait liée au comportement viscoélastique du polymère. Nisitani et al. suivent une fissure sur éprouvette lisse par la méthode des répliques et constatent que la durée de propagation de fissure est très courte par rapport à la durée de vie totale pour le matériau étudié (PEEK CF30) [Nis92].

Noda (PA66 GF33) observe des cavités aux bouts des fibres parallèles au chargement en surface de l'éprouvette lors du stade I [Nod01]. Le stade II correspond à des microfissures transversales au chargement et le stade III à la coalescence des fissures et la rupture finale.

Les cavités trouvées aux bouts des fibres parallèles au chargement sont également trouvées par Horst pour un polyamide [Hor97], mais, cette fois-ci, dans le volume en effectuant des ruptures cryogéniques. Des cavités aux bouts des fibres parallèles à la charge sont observées par MEB, Figure 2-7. Le scénario d'endommagement proposé est qu'un endommagement est initié aux bouts de fibres longitudinales. Cet endommagement devient une cavité qui grandit au cours de l'essai. Ensuite, les cavités créent des microfissures qui coalescent et mènent à la rupture finale.

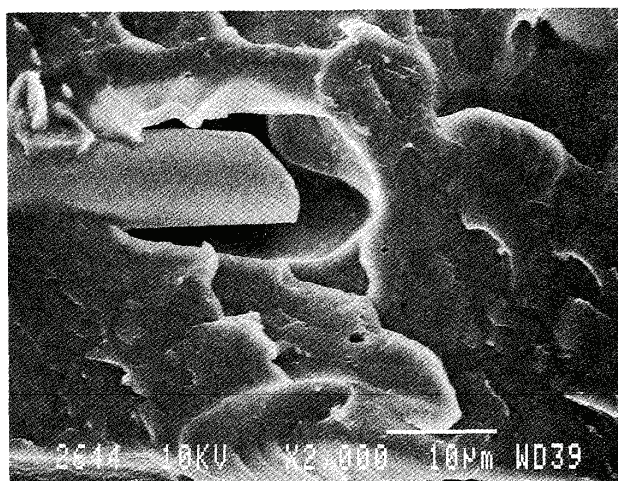


Figure 2-7 : Microcavité au bout d'une fibre parallèle au chargement PA6 GF30 [Hor97].

La localisation de l'endommagement au bout des fibres longitudinales s'explique par la présence de fortes surcontraintes à cet endroit. Horst simule une fibre dans la matrice avec l'extrémité qui n'est pas ensimée à cause au coupage des fibres après l'ensimage de celles-ci [Hor98]. Le calcul non linéaire par éléments finis montre une forte contrainte normale sur l'interface au bout de la fibre ce qui expliquerait la création d'une cavité comme celle de la Figure 2-7. Un calcul analytique en 3D et beaucoup plus sophistiqué est développé par Jiang [Jia04] et ensuite amélioré par Abedian [Abe07]. Abedian effectue un calcul sur fibre également décollée au bout. La concentration de contrainte au bout de la fibre est confirmée. Par contre, les contraintes sont cette fois-ci calculées dans la matrice et non dans l'interface. Au bout de la fibre, une contrainte circonférentielle dans la matrice est observée ; elle s'ajoute à

la contrainte axiale présente à cet endroit. Une composante radiale positive est également présente, mais moins prononcée par rapport aux autres. Ainsi, l'état de contrainte est triaxial au bout de la fibre.

Horst caractérise également les faciès de rupture en fatigue. Il distingue deux zones : Une zone appelée « microductile » dû à l'aspect étiré de la matrice. L'autre zone est « microfragile » car le polymère ne montre pas de déformation. Etant donné que la zone ductile occupe plus du faciès pour des essais de fatigue que pour des essais statiques, la zone ductile est attribuée à l'endommagement en fatigue.

La mécanique de la rupture devrait permettre de corrélérer la vitesse de propagation de fissure et les aspects du faciès afin de pouvoir en dire plus. Cependant, seulement deux zones sont distinguées, l'aspect microductile est observé à la propagation stable de la fissure et l'aspect microfragile lors de la rupture rapide [Lan87]. Cette distinction de ces deux zones est également faite par Bernasconi et Monte [Ber07, Ber09, Mon07, Wyz91]. La zone microductile attribuée à la fatigue présente des fibres totalement nues. Dans la zone fragile attribuée à la rupture brutale, la rupture s'effectue à quelques microns des fibres dans le polymère. C'est-à-dire, les fibres sont enrobées d'une fine couche de matrice. [Mon07, Ber07, Lan87, Hor98]

Etant donné que les fibres sont nues dans la zone qui est attribuée à la fatigue et enrobées pour la zone attribuée à la rupture fragile, les auteurs suggèrent que le chargement en fatigue est néfaste pour la tenue de l'interface.

Afin de comprendre les mécanismes de rupture du composite, il est utile de comprendre ceux du polymère pur. Pour le PBT, peu d'études sont trouvées. Hobbs effectue des essais de ténacité [Hob80]. Les faciès de rupture présentent une zone comportant de grandes cavités circulaires de 500 microns dont la matrice est étirée aux bords près de l'entaille. La zone de rupture rapide est cassée de manière fragile. Concernant les mécanismes de rupture en fatigue à 5 Hz, Voss et Karger-Kocsis présentent des faciès similaires avec des cavités plus fines [Vos88]. Morelli et Takemori conduisent leurs essais de fatigue à 10 Hz [Mor84]. L'aspect des faciès est similaire à celui de Voss et al. et de Hobbs. Des microcraquelures sont observées dans une couche au dessous du faciès. En fonction des résultats, un échauffement élevé est soupçonné et des essais sont effectués dans de l'eau. Le faciès change d'aspect et un aspect propre à celui des microcraquelures est observé, Figure 2-8-a. En effet, avec la température la rupture en cisaillement est favorisée [Nar90].

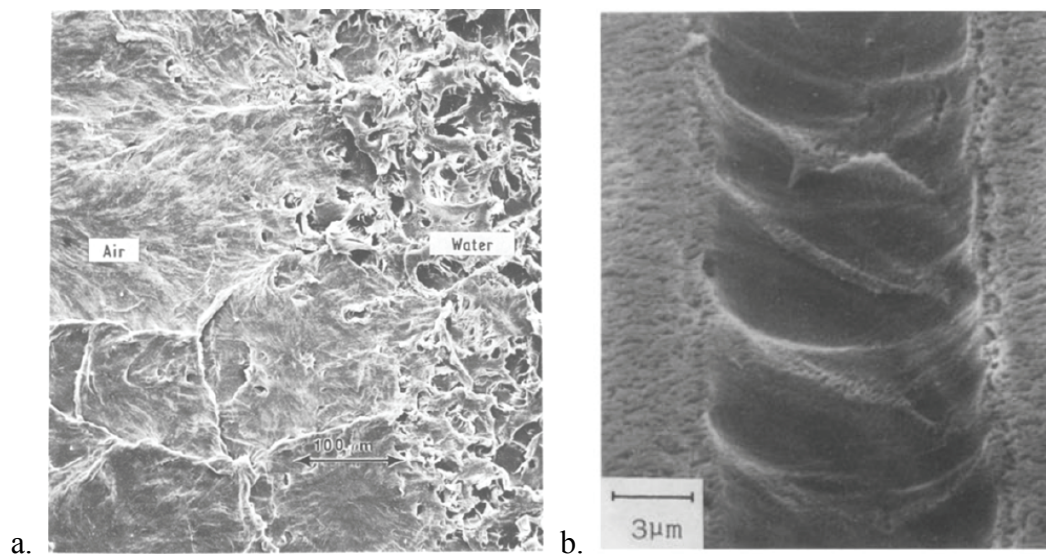


Figure 2-8 : a. Changement de mécanisme PBT [Mor84]. b. Microcraquelure PBT [Nar90].

Les deux mécanismes en compétition sont un mécanisme d'endommagement par formation de microcraquelures et un mécanisme de déformation plastique par bandes de cisaillement. Les microcraquelures se forment dans un plan normal à la première contrainte principale. Il s'agit d'un étirement des macromolécules du thermoplastique. Les macromolécules sont arrangées dans des fibrilles hautement orientées et donc d'une résistance supérieure. Les microcraquelures sont un processus de cavitation et implique donc une augmentation de volume du matériau. C'est pour cela que des contraintes triaxiales favorisent la formation de microcraquelures ce qui a été démontré expérimentalement [Tie02, Nar90].

Des états de contrainte hydrostatiques sont induits dans le matériau par des entailles ou des défauts de surface. Au fond d'entaille, le matériau subit une déformation plastique et un état de contrainte triaxial, Figure 2-9-a. Des microcraquelures apparaissent et pour le cas d'un PBT elles sont présentées sur la Figure 2-9-b et la Figure 2-8-b.

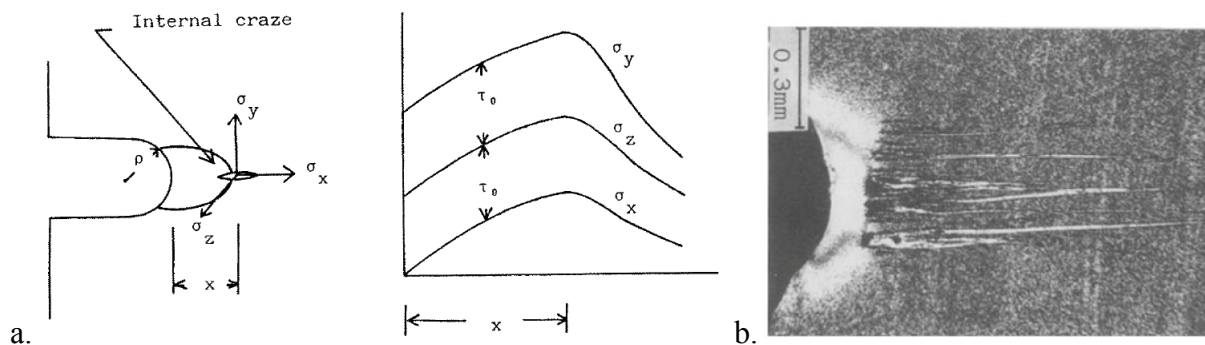


Figure 2-9 : a. Champ de contrainte triaxiale induit par une entaille [Nar90]. b. Microcraquelures observées sur un PBT [Nar90].

Suite à ces observations, il nous semble difficile d'établir un scénario des mécanismes d'endommagement type pour cette classe de matériaux étant donné la forte dépendance au matériau et la variété des observations effectuées. Pour cela nous proposons dans la suite de notre travail de nous concentrer sur les mécanismes d'endommagement selon deux axes. D'une part, étudier l'évolution des grandeurs macroscopiques au cours des différents essais de fatigue et, d'autre part, tenter de comprendre à l'échelle adaptée les mécanismes d'endommagement par fatigue. De plus, ces deux techniques expérimentales seront complétées par des simulations numériques afin d'enrichir les observations microscopiques. Il nous semble nécessaire de coupler ces trois approches afin de bien comprendre la physique de notre problème avant de s'engager dans une démarche de modélisation.

2.4 Modélisation de la tenue en fatigue

Les critères de rupture des composites ont été d'abord développés pour le cas d'un renforcement à fibres continues et pour des chargements statiques. Les contraintes sont souvent exprimées dans le repère du pli UD ce qui permet de prendre en compte l'anisotropie. Le pli UD a un comportement transversal isotrope et son repère est orthonormé comportant les axes 1, 2 et 3. Les axes 2 et 3 sont orthogonaux et dans le plan de symétrie matérielle qui est orthogonal à l'axe 1 qui est l'axe de symétrie matérielle de révolution. Autrement dit, l'axe 1 est orienté dans le sens des fibres. Dans ce qui suit, nous allons définir l'axe 3 comme normal au plan médian du composite. L'orientation de l'axe 2 quant à elle est orthogonale à l'axe 1 et 3. Les surfaces de rupture sont donc le plus souvent représentées dans les contraintes dans ce repère $(\sigma_1, \sigma_2, \sigma_3, \tau_{12}, \tau_{13}, \tau_{23})$ que nous allons appeler « repère du matériau » dans la suite.

Afin de modéliser la tenue en fatigue, différentes approches existent. La présentation suivante non exhaustive se limite à des critères utilisés pour des thermoplastiques renforcés par des fibres de verre courtes.

Les approches phénoménologiques tentent de simuler l'endommagement du matériau qui est relié aux propriétés résiduelles du matériau comme la raideur ou la résistance. Ainsi, le comportement du matériau évolue au fur et à mesure et des redistributions de contrainte sont ainsi prises en compte.

Les critères quadratiques ne prennent pas en compte les évolutions du comportement mais sont basés sur des courbes SN avec un critère d'arrêt donné. La formulation quadratique permet de décrire l'interaction entre les contraintes agissant dans le repère du matériau.

Enfin, des critères qui prennent en compte le procédé d'injection sont abordés. Cette méthodologie de calcul intègre une simulation d'orientation des fibres. La durée de vie est ensuite simulée à l'aide d'un critère capable de prendre en compte l'information du tenseur d'orientation des fibres.

2.4.1 Approche phénoménologique

Les modèles phénoménologiques peuvent être formulés à différentes échelles : microscopique, mésoscopique ou macroscopique. L'approche consiste à définir des variables d'endommagement qui sont identifiées à partir d'observations physiques ou de tests plus macroscopiques comme ceux décrivant l'évolution de la raideur par exemple.

Pour les thermoplastiques à fibres courtes, nous avons retenu comme approche récente les travaux de Nouri [Nou09] qui a développé un modèle phénoménologique pour les thermoplastiques renforcés par des fibres de verre courtes en se basant sur les travaux de Ladevèze et Sedrakian [Lad92, Sed04]. L'approche se base sur la notion de comportement en présence d'endommagement. L'énergie de déformation est définie pour un matériau orthotrope en faisant l'hypothèse des parois minces ou modérément épaisses ($\sigma_{33} = 0$), équation (2-3).

$$\xi_d^0 = \frac{1}{2} \left\{ \frac{1}{1 - \nu_{12}\nu_{21}} [E_1^0 \varepsilon_1 (\varepsilon_1 + \nu_{21}\varepsilon_2) + E_2^0 \varepsilon_2 (\varepsilon_2 + \nu_{12}\varepsilon_1)] + \dots \right. \\ \left. \dots 4G_{12}^0 \varepsilon_{12}^2 + 4G_{13}^0 \varepsilon_{13}^2 + 4G_{23}^0 \varepsilon_{23}^2 \right\} \quad (2-3)$$

où 1 correspond à la direction de l'injection, 2 correspond à la direction transversale à l'injection et 3 correspond à la direction de l'épaisseur. Les modules sont définis en fonction de la variable d'endommagement, équations (2-4) - (2-8).

$$E_1 = E_1^0 (1 - d_1^f) \quad (2-4)$$

$$E_2 = E_2^0 (1 - d_1^f) \quad (2-5)$$

$$G_{12} = G_{12}^0 (1 - d_{12}^f) \quad (2-6)$$

$$G_{13} = G_{13}^0 (1 - d_{13}^f) \quad (2-7)$$

$$G_{23} = G_{23}^0 (1 - d_{23}^f) \quad (2-8)$$

L'énergie de déformation à l'état endommagé s'écrit :

$$\xi_d = \frac{1}{2} \left\{ \frac{1}{1 - \nu_{12}\nu_{21}} [E_1^0 (1 - d_1^f) \varepsilon_1 \langle \varepsilon_1 + \nu_{21}\varepsilon_2 \rangle_+ + E_1^0 \varepsilon_1 \langle \varepsilon_1 + \nu_{21}\varepsilon_2 \rangle_- \right. \\ \left. + E_2^0 (1 - d_2^f) \varepsilon_2 \langle \varepsilon_2 + \nu_{12}\varepsilon_1 \rangle_+ + E_2^0 \varepsilon_2 \langle \varepsilon_2 + \nu_{12}\varepsilon_1 \rangle_- \right] \\ \left. + 4G_{12}^0 (1 - d_{12}^f) \varepsilon_{12}^2 + 4G_{13}^0 (1 - d_{13}^f) \varepsilon_{13}^2 + 4G_{23}^0 (1 - d_{23}^f) \varepsilon_{23}^2 \right\} \quad (2-9)$$

avec : $\langle \rangle_+$: partie positive de l'expression ; $\langle \rangle_-$: partie négative de l'expression.

La variation d'endommagement en fonction de la durée de vie est exprimée par les équations (2-10) - (2-14).

$$\frac{\partial(d_1^f)}{\partial(N)} = \frac{\alpha_1 \beta_1}{1 + \beta_1} \left(-\frac{\partial \xi_d}{\partial d_1^f} \right)^{\beta_1 - 1} + \lambda_1 \left(-\frac{\partial \xi_d}{\partial d_1^f} \right) \left(e^{-(\delta_1 N)} \right) \quad (2-10)$$

$$\frac{\partial(d_2^f)}{\partial(N)} = \frac{\alpha_2 \beta_2}{1 + \beta_2} \left(-\frac{\partial \xi_d}{\partial d_2^f} \right)^{\beta_2 - 1} + \lambda_2 \left(-\frac{\partial \xi_d}{\partial d_2^f} \right) \left(e^{-(\delta_2 N)} \right) \quad (2-11)$$

$$\frac{\partial(d_{12}^f)}{\partial(N)} = \frac{\alpha_{12} \beta_{12}}{1 + \beta_{12}} \left(-\frac{\partial \xi_d}{\partial d_{12}^f} \right)^{\beta_{12} - 1} + \lambda_{12} \left(-\frac{\partial \xi_d}{\partial d_{12}^f} \right) \left(e^{-(\delta_{12} N)} \right) \quad (2-12)$$

$$\frac{\partial(d_{13}^f)}{\partial(N)} = \frac{\alpha_{13} \beta_{13}}{1 + \beta_{13}} \left(-\frac{\partial \xi_d}{\partial d_{13}^f} \right)^{\beta_{13} - 1} + \lambda_{13} \left(-\frac{\partial \xi_d}{\partial d_{13}^f} \right) \left(e^{-(\delta_{13} N)} \right) \quad (2-13)$$

$$\frac{\partial(d_{23}^f)}{\partial(N)} = \frac{\alpha_{23} \beta_{23}}{1 + \beta_{23}} \left(-\frac{\partial \xi_d}{\partial d_{23}^f} \right)^{\beta_{23} - 1} + \lambda_{23} \left(-\frac{\partial \xi_d}{\partial d_{23}^f} \right) \left(e^{-(\delta_{23} N)} \right) \quad (2-14)$$

où α , β , δ et λ sont des paramètres.

Au total, vingt paramètres sont à déterminer. En se limitant à des corps plans et minces chargés dans leur plan et donc en réduisant le problème à un problème 2D, 12 paramètres sont à identifier. Afin d'obtenir les paramètres, deux voies peuvent être employées :

- Une identification inverse est effectuée en mesurant la perte de raideur des essais mécaniques pour les trois sollicitations de base : traction sur des éprouvettes prélevées sens longitudinal, traction sur des éprouvettes prélevées sens transversal et cisaillement pur sur des éprouvettes prélevées sens longitudinal ou transversal.
- Une identification inverse est effectuée en mesurant l'évolution du champ de déformation d'une éprouvette à géométrie complexe (qui donc présentera les trois pertes de raideur).

Dans les travaux de Nouri, la première approche d'identification est utilisée pour les éprouvettes longitudinales et transversales. La perte de raideur pour ces deux types d'éprouvettes est bien reproduite par le modèle.

Les paramètres sont valables pour un rapport de charge donné et la microstructure des éprouvettes. Cette dernière est fonction de la géométrie du moule et susceptible de varier d'un point à l'autre dans une pièce réelle. Quant à des chargements multiaxiaux, une interaction entre les variables d'endommagement peut exister et pourrait nécessiter des termes de couplage [Sed04, Gud09].

La richesse de cette approche repose sur l'évolution de la raideur en fonction de la variable d'endommagement. Ainsi, la répartition des contraintes évolue en fonction du nombre de cycles.

2.4.2 Critères quadratiques

Les critères de type quadratique sont d'abord développés pour des chargements statiques biaxiaux. Le principal avantage est qu'ils prennent en compte l'interaction des contraintes dans le repère du matériau. Hill généralise le critère de von Mises au cas des matériaux isotropes transverses [Hil50]. Le critère de Tsai Hill est une adaptation du critère de Hill à l'utilisation pour les composites [Azz65]. Même si les interactions des contraintes du pli UD sont prises en compte, une distinction de la compression et de la traction n'est pas faite. Tsai-Wu propose un critère polynomial de tenseurs d'ordre 2 et 4 de contraintes de rupture [Tsa71]. Ce critère permet de distinguer les sollicitations en compression et en traction. Cependant, l'identification des paramètres étant laborieuse, le critère est peu utilisé dans sa forme complète.

Les critères quadratiques ont été adaptés aux chargements de fatigue. Le critère de Tsai Hill est modifié par Jen et Lee [Jen98] pour des composites à fibres continues et à matrice thermoplastique. Bernasconi utilise ce critère pour décrire les résultats obtenus sur éprouvettes prélevées à différents angles par rapport à la plaque moulée pour un polyamide, Figure 2-5 [Ber07]. Les résistances statiques sont remplacées par les contraintes de ruptures pour une durée de vie donnée, équation (2-15).

$$\left(\frac{\sigma_{1,\max}}{\sigma_{1,fat}(N)} \right)^2 + \left(\frac{\sigma_{2,\max}}{\sigma_{2,fat}(N)} \right)^2 - \frac{\sigma_{1,\max}\sigma_{2,\max}}{\sigma_{1,fat}^2(N)} + \left(\frac{\tau_{12,\max}}{\tau_{12,fat}(N)} \right)^2 = 1 \quad (2-15)$$

De Monte utilise également une modification du critère de Tsai Hill aux chargements de fatigue pour un polyamide chargé par des fibres de verre courtes [Mon07]. Il emploie la racine du critère de Sims et Brogdon, équation (2-16) [Sim77]. Les résistances statiques sont remplacées par des courbes SN pour un rapport de charge et une température donnée.

$$\left[\left(\frac{\sigma_1}{\sigma_{1,u}(N, R, T)} \right)^2 - \frac{\sigma_1\sigma_2}{\sigma_{1,u}^2(N, R, T)} + \left(\frac{\sigma_2}{\sigma_{2,u}(N, R, T)} \right)^2 + \left(\frac{\tau_{12}}{\tau_{12,u}(N, R, T)} \right)^2 \right]^{\frac{1}{2}} = 1 \quad (2-16)$$

La surface de rupture est présentée sur la Figure 2-10. Les paramètres sont identifiés à l'aide de courbes SN sur éprouvettes plates en traction pour trois différentes orientations. La surface de rupture est ensuite validée avec des essais sur tubes en torsion, traction et traction/torsion. Les erreurs sur la durée de vie sont de l'ordre de 300% pour des durées de vie entre 10^3 et 10^6 cycles.

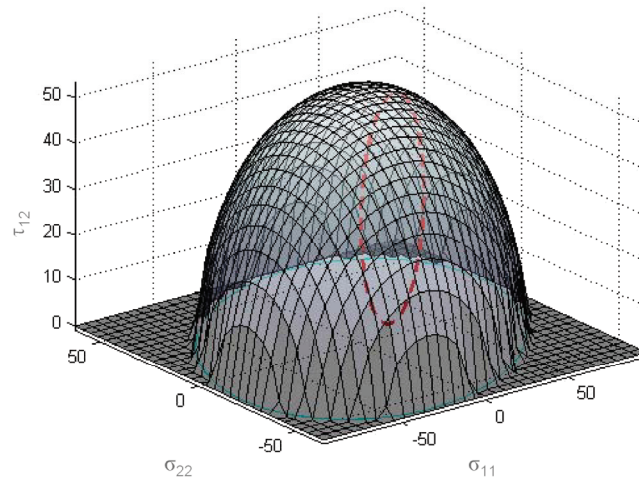


Figure 2-10 : Surface de rupture pour un PA66 GF35 à $R=0$ et $N=10^6$ cycles [Mon06].

Jaschek utilise le critère de Philippidis et Vassilopoulos [Phi99] qui est un critère de Tsai Wu modifié, pour les mêmes essais, équations (2-17) [Jas07].

$$F_{11}\sigma_1^2 + 2F_{12}\sigma_1\sigma_2 + F_{22}\sigma_2^2 + F_{66}\tau_{12}^2 + F_1\sigma_1 + F_2\sigma_2 \leq 1 \quad (2-17)$$

avec :

$$F_{11} = \frac{1}{XX'}, F_1 = \frac{1}{X} - \frac{1}{X'}, F_{22} = \frac{1}{YY'}, F_2 = \frac{1}{Y} - \frac{1}{Y'}, F_{12} = -\frac{1}{2}\sqrt{F_{11}F_{22}}, F_{66} = \frac{1}{S^2}$$

où X et X' sont les contraintes de rupture dans la direction 1 en traction et en compression respectivement. Y et Y' sont les contraintes de rupture dans la direction 2 en traction et en compression et S est la contrainte de rupture en cisaillement. Le critère est identifié avec les résultats en traction et torsion sur tubes et validé avec les essais en traction/torsion. Les erreurs sont de l'ordre de 300% sur la durée de vie entre 10^3 et 10^6 cycles.

En conclusion, les critères quadratiques sont relativement faciles à employer et permettent de prendre en compte l'interaction des différentes contraintes agissant dans le repère du matériau. Même si l'anisotropie est prise en compte à travers la formulation dans les axes de symétrie du matériau, le critère est seulement défini pour la microstructure des éprouvettes qui ont servi pour l'identification [Ber07]. L'emploi du critère sur une pièce réelle exige alors que la pièce ait au moins localement à l'endroit de la rupture la même microstructure que les éprouvettes testées.

Le nombre d'essais pour identifier (courbes S-N) est cependant assez élevé. En utilisant une interpolation pour décrire l'influence de la contrainte moyenne, il faut produire six courbes SN (longitudinale, transversale, en cisaillement pour deux rapports de charge) pour l'identification.

2.4.3 Critère de durée de vie intégrant le procédé

Zago propose un critère de rupture qui prend en compte le processus d'injection [Zag01b]. La chaîne de calcul comprend :

- La simulation d'orientation de fibres de la structure à dimensionner.
- Le calcul par éléments finis de la contrainte principale maximum.
- La détermination de l'angle entre la contrainte principale maximum et l'orientation de la valeur propre du tenseur d'orientation de fibres.

Le critère de rupture retenu est donc le critère de la plus grande contrainte principale qui est également employé par Sonsino et Moosbrugger pour le dimensionnement d'une pièce industrielle [Son08]. Zago prend en compte la contrainte moyenne par la droite de Goodman et l'effet d'entaille par le « point stress criterion » de Whitney et Nuismer [Hen05, Whi74].

Cette approche est améliorée par Fleischer et al. [Fle09]. La chaîne de calcul complète prévoit :

- La simulation des tenseurs d'orientation des fibres.
- La transformation des tenseurs d'orientation d'un maillage adapté au calcul d'orientation de fibres à un maillage optimisé pour un calcul de contrainte.
- La détermination du comportement orthotrope des éléments par l'homogénéisation.
- Le calcul du champ de contrainte par la méthode des éléments finis.
- L'application d'un critère de type plan critique contrainte normale.
 - Rotation du repère dans des incréments de 10°.
 - Calcul des contraintes normales de ces plans en fonction du temps.
 - Détermination des valeurs propres et des orientations propres du tenseur d'orientation.
 - Evaluation des contraintes de rupture dans les orientations propres de l'élément.
 - Evaluation de la contrainte de rupture dans le plan critique.
 - Comptage de cycles pour le chargement variable par la méthode 'Rainflow'.
 - Détermination de la durée de vie par un cumul de dommage non-linéaire [Zag01b].

L'évaluation des contraintes de rupture dans les orientations propres de l'élément est effectuée par interpolation. Pour l'élément considéré, les valeurs propres et les vecteurs propres du tenseur d'orientation sont calculés. Les contraintes de rupture qui correspondent à ces trois

valeurs propres sont interpolées de manière linéaire en considérant les contraintes de rupture pour les éprouvettes prélevées dans le sens longitudinal et transversal par rapport à la plaque moulée en fonction du composant a_{11} de leur tenseur d'orientation (1 = axe longitudinale de l'éprouvette, 2 = axe transversale de l'éprouvette, 3 = axe orthogonale à l'axe 1 et 2), Figure 2-11.

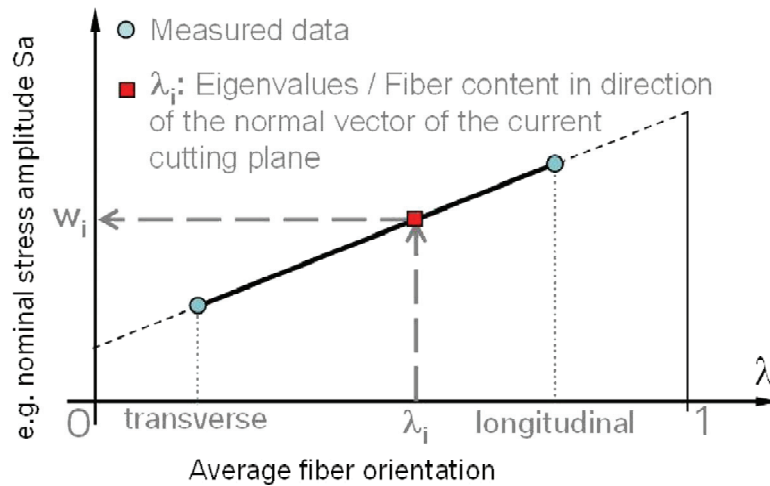


Figure 2-11 : Calcul des contraintes de rupture pour l'élément considéré [Fle09].

L'évaluation de la contrainte de rupture dans le plan critique est effectuée en interpolant par un critère quadratique. Les contraintes de rupture pour les trois valeurs propres précédemment déterminées sont tracées dans un repère orthonormé à l'aide des vecteurs propres, Figure 2-12. A l'endroit où la normale du plan critique transperce la surface de rupture, la contrainte de rupture est déterminée. C'est la longueur du vecteur qui correspond à la contrainte de rupture.

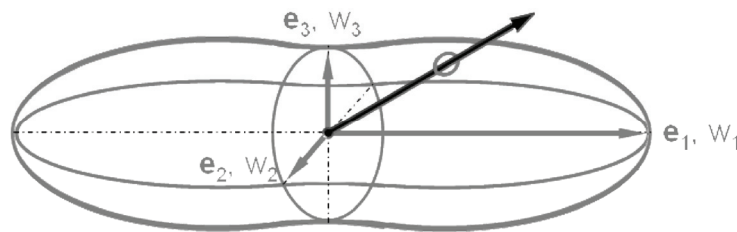


Figure 2-12 : Détermination de la contrainte de rupture pour le plan critique [Fle09].

Ce critère prend en compte la microstructure du composite et peut, à l'aide des interpolations, déterminer la résistance d'une microstructure quelconque. En plus, les paramètres du critère sont faciles à déterminer à partir de deux courbes SN. Pour d'autres rapports de charges, une interpolation à l'aide d'un diagramme de Haigh est envisagée. Cependant, le point faible est sûrement l'absence de la notion de contrainte de cisaillement. En fait, en chapitre 2.2, nous avons vu que le cisaillement avait un impact néfaste sur la tenue en fatigue de la plupart des composites.

2.5 Synthèse bibliographique et objectifs du travail

Le processus d'injection détermine la microstructure de la pièce moulée. Les principaux mécanismes qui orientent les fibres sont des écoulements de cisaillement et des écoulements élongationnels dont l'effet sur l'orientation est prépondérant. La microstructure qui en résulte est observée sur des plaques injectées. Principalement, les fibres sont orientées dans le sens de l'écoulement avec une fine couche de fibres orientées transversalement. Tout de même, l'orientation de fibres sur pièce réelle peut comporter des états d'orientation des fibres plus aléatoire qui peuvent varier fortement d'un point à l'autre en fonction de la géométrie.

La simulation éléments finis permet d'obtenir les orientations des fibres qui sont exprimées par le tenseur d'orientation. La connaissance du tenseur d'orientation, du comportement isotrope des constituants et du rapport de forme des fibres permet de simuler le comportement orthotrope du matériau. Ainsi, des calculs de structure peuvent être effectués avec les tenseurs de rigidité homogénéisés en tout point. La simulation d'orientation des fibres donne qualitativement de bons résultats pour les zones d'épaisseur mince. Il s'agit donc plutôt d'une approximation du vrai comportement qui sera toutefois mieux que l'hypothèse d'un comportement isotrope.

Concernant le comportement en fatigue, l'influence de l'orientation des fibres a été constatée et est simulée par des critères quadratiques. Cependant, les études actuelles sont limitées au cas des éprouvettes plates et lisses en traction uniaxiale. L'effet de l'orientation des fibres sur la tenue en fatigue en cisaillement plan est ignoré ce qui est autant plus pénalisant que le cisaillement a un impact néfaste sur la durée de vie. Quant à l'influence de la contrainte moyenne, de nombreux points expérimentaux pour différents rapports de charge montrent que l'effet de la contrainte moyenne est très bien décrit par la parabole de Gerber. Cependant, l'ensemble d'essais est effectué sans ou avec une contrainte moyenne positive. La droite de Goodman est également souvent employée afin de décrire l'influence de la contrainte moyenne. Malheureusement, l'effet de la contrainte moyenne doit être caractérisé pour chaque orientation de fibres et cas de sollicitation.

La connaissance des mécanismes de rupture pour les polyamides chargés par des fibres de verre courtes est développée. Lors d'un chargement uniaxial en fatigue, des cavités sont créées au bout des fibres longitudinales. Ces cavités grandissent au cours de la durée de vie et coalescent. Une fissure est créée qui mène à la rupture finale. Cependant, nous savons peu de choses sur le moment de l'apparition de la fissure. Pour des PEEK chargés par fibres de verre la méthode de répliques a été appliquée et il est constaté que la macro-fissure apparaît tard. A partir de ces travaux, peu d'informations sont disponibles sur l'identification et l'apparition de macro-fissures. Enfin, tous les auteurs sont d'accord pour dire que les thermoplastiques subissent une perte de raideur et une augmentation de l'amortissement. Ces évolutions sont corrélées avec la rugosité de la surface due à la création de microcraquelures. Les

microcraquelures sont encore peu étudiées. De nombreux facteurs déterminent leur apparition. Une chose est sûre : une contrainte hydrostatique favorisera la création de microcraquelures. Les travaux de microcraquelures semblent limités aux polymères purs. Peu de connaissances sont disponibles sur les thermoplastiques chargés de fibres courtes.

Les approches de modélisation de la tenue en fatigue présentées sont les approches phénoménologiques, les critères quadratiques et les critères de durée de vie intégrant le procédé. L'approche phénoménologique de Nouri est un outil puissant qui permet de décrire la perte de raideur pour un matériau orthotrope. L'identification des paramètres est complexe. L'anisotropie est prise en compte alors que la microstructure exacte ne l'est pas et une interpolation à d'autres microstructures que celle des éprouvettes est à envisager.

Les critères quadratiques prennent bien en compte l'interaction de différentes contraintes. Pour les cas de sollicitations étudiés, les durées de vie sont très bien évaluées. La notion anisotrope est intégrée dans le critère mais le critère n'est également valable que pour une seule microstructure, celle des éprouvettes. La caractérisation est facile à travers des courbes SN mais laborieuse car il faut en effectuer trois pour chaque rapport de charge.

Les critères de durée de vie intégrant le procédé comprennent de nombreuses étapes de calcul. L'avantage principal est que ce critère permet d'interpoler les résultats sur éprouvette à d'autres microstructures. De plus, la microstructure est connue pour tous les éléments et grâce à l'homogénéisation, le comportement de tous les éléments est déterminé ce qui permet la simulation de la durée de vie d'une structure. Les interactions de différentes contraintes sont prises en compte et la caractérisation du critère se fait avec seulement deux courbes SN par rapport de charge. Toutefois, le critère proposé n'est pas sensible aux contraintes de cisaillement qui ont un effet néfaste sur la tenue en fatigue.

A partir de cette analyse bibliographique et en prenant en compte notre objectif industriel (chaîne intégrée de calcul de durée de vie depuis la simulation du procédé), nous proposons d'approfondir les sujets suivants dans le cadre de nos travaux :

- Etant donné l'importance du cisaillement sur les résultats de fatigue, nous proposons de réaliser un montage expérimental de cisaillement pur sur éprouvette plane. Ceci dans le but d'étudier l'effet de l'orientation sur la fatigue en cisaillement plan. Ce type de montage nécessite une analyse EF complète de l'éprouvette de sorte à dimensionner une éprouvette ayant un champ mécanique aussi homogène que possible. Ce type d'essais est assez complexe à réaliser mais cela nous permettra d'accéder à un domaine de chargement encore inexploré en fonction de l'orientation pour ce type de matériau.
- L'étude des mécanismes d'endommagement nous paraît aussi un enjeu important. Nous proposons de coupler des observations macroscopiques comme la mesure de raideur et de température à des mesures beaucoup plus locales grâce aux répliques,

aux essais interrompus et aux faciès de rupture. L'ambition de cette partie est de coupler différentes techniques expérimentales afin de mieux comprendre les mécanismes d'endommagement par fatigue.

- Autant que possible, nous allons essayer de travailler sur la prise en compte de la contrainte moyenne. En effet, de nombreuses approches nécessitent des essais spécifiques pour décrire l'effet de la contrainte moyenne sur la tenue en fatigue pour chaque orientation des fibres. L'idée est ici de travailler sur la forme d'un critère de fatigue intégrant de façon explicite ces effets sans multiplier les essais d'identification.
- Le critère de fatigue sur lequel nous allons travailler devra s'intégrer complètement dans une chaîne de dimensionnement en fatigue qui inclut la simulation du procédé, par la prise en compte des orientations locales de fibres qui en résultent. L'enjeu est donc ici de prendre en compte autant que possible la physique du problème à une échelle fine tout en respectant les contraintes liées aux outils de calcul du bureau d'études. Il conviendra de trouver un compromis acceptable selon les deux points de vue.
- Enfin, nos travaux vont s'appuyer sur deux matériaux afin d'essayer de donner un caractère aussi général que possible à notre proposition.

3 Matériaux

D'abord, les deux matériaux de l'étude sont présentés ainsi que les raisons pour lesquelles ils sont choisis. La microstructure est présentée à l'aide d'observations microscopiques optiques et quelques images tomographiques 3D. Le comportement mécanique est caractérisé à travers plusieurs essais standards sur éprouvette pour alimenter l'identification du modèle de comportement macroscopique. Un modèle simple à comportement orthotrope est présenté et les résultats sont ensuite comparés aux essais mécaniques.

3.1 Matériaux de l'étude : le PBT+PET GF30 et le PA66 GF35

L'enjeu principal de cette thèse étant la proposition d'un critère de fatigue pour les thermoplastiques renforcés par des fibres de verre, nous avons choisi deux différents matériaux renforcés. Cela permet d'évaluer le champ d'application du critère. Certes, le critère ne peut pas assurer le dimensionnement des pièces dans tous les thermoplastiques chargés. En effet, la gamme de thermoplastiques renforcés par des fibres de verre courtes est assez vaste. Mandell constate que les mécanismes de rupture varient fortement entre les différents systèmes fibres/interface/matrice [Man90]. C'est pour cette raison, que nous avons choisi deux matériaux assez proches. Tous les deux sont des thermoplastiques renforcés par des fibres de verre de très courte longueur (rapport de forme d'environ 25). Le choix des matériaux est aussi motivé par le contexte industriel. Le PBT+PET GF30 est choisi car il est candidat pour une application automobile qui est en train de passer d'aluminium au thermoplastique. Le PA66 GF35 est choisi parce que de nombreuses applications sont déjà produites dans ce matériau. Il s'agit donc d'un matériau relativement bien connu pour lequel Renault souhaite disposer d'un outil prédictif de tenue en fatigue en lien avec l'outil de simulation du procédé.

Le PBT+PET GF30 est choisi pour l'application pieds de barre de toit. Jusqu'à présent, ceux-ci étaient dimensionnés en aluminium. Dorénavant, pour certains modèles, l'emploi du PBT+PET GF30 est envisagé afin de réaliser d'importants gains économiques. En plus, l'allégement ainsi réalisé est un des enjeux majeurs pour Renault afin de baisser la consommation des véhicules. Suite au passage de l'aluminium au thermoplastique renforcé, les bureaux d'études ont besoin de nouveaux outils de dimensionnement appropriés aux particularités de ces matériaux encore peu connus. Le PBT+PET GF30 est constitué d'un mélange de polyesters thermoplastiques semi-cristallins de polybutylène téréphtalate et de polyéthylène téréphtalate. La température de transition vitreuse se situe à environ 50°C et le taux massique de fibres de verre courtes est de 30%.

Le PA66 GF35 est utilisé pour de nombreuses applications sous capot comme par exemple le répartiteur d'air. Jusqu'à présent, ces pièces sont dimensionnées par des calculs simples. Souvent, un calcul par éléments finis avec un comportement isotrope est effectué et une évaluation des charges admises est faite en se basant sur la contrainte de von Mises. Ensuite, les moules sont conçus et produits. Les pièces injectées sont finalement validées par des tests d'endurance. Cette approche est extrêmement coûteuse pour deux raisons. D'un côté, lorsque les pièces n'endurent pas les essais de fatigue, une nouvelle boucle de conception doit être effectuée. De l'autre, dans le cas où les pièces sont validées, un surdimensionnement a lieu ce qui coûte de la matière et rajoute du poids au véhicule. D'où le besoin des bureaux d'études d'un outil de dimensionnement en fatigue en lien avec l'outil de simulation du procédé.

Une particularité des polyamides est leur hydrophilie qui a un impact sur les propriétés mécaniques. En sortie du moule le matériau est sec. Dans l'environnement de service, le polyamide prend de l'eau ce qui a un impact important sur les propriétés mécaniques. Afin de caractériser le matériau le plus proche de l'environnement de service possible, il est choisi de conditionner les éprouvettes à un environnement standardisé de 23°C et de 50% d'humidité [Iso08]. Pour ce conditionnement, le module de Young est diminué de 25% pour le PA66 GF35. La prise d'eau est une fonction du temps et de l'épaisseur des parois. La saturation dans un environnement de laboratoire prendrait un an environ. C'est pour cette raison qu'une méthode accélérée de conditionnement suivant la norme ISO 1110 a été choisie [Iso87]. Le long de la thèse, les éprouvettes ont été stockées dans une enceinte climatique afin d'assurer la stabilité des propriétés. Le PA66 GF35 a un taux massique de fibres de verre courtes de 35%. Il s'agit d'un thermoplastique semi-cristallin.

Dans le cadre de la thèse, les essais sur le PBT+PET GF30 ont été effectués à l'ENSMA tandis que les essais sur le PA66 GF35 ont été effectués au LBF à Darmstadt. Le travail de thèse a donc été principalement centré sur le PBT+PET GF30. C'est pour cette raison que l'ensemble des résultats du PA66 GF35 sont présentés en Annexe C. Néanmoins, nous allons référer dans ce qui suit de nombreuses fois aux résultats du PA66 GF35.

3.2 Eprouvettes

Nous allons d'abord introduire les éprouvettes de cette étude. Les éprouvettes plates sont issues de plaques d'une épaisseur de trois millimètres. Les plaques sont injectées par une carotte et la matière pénètre le moule en passant par une nappe qui rétrécit l'épaisseur. Ceci permet à la matière de pénétrer le moule par toute la largeur. De plus, les fibres sont orientées davantage dans le sens de l'injection grâce à l'effet de l'écoulement convergent. Les éprouvettes sont prélevées sous un angle α par usinage conventionnel, Figure 3-1-a. Les tubes, également d'une épaisseur de trois millimètres, sont injectés directement et la géométrie ne permet pas de faire varier l'angle entre la sollicitation et la microstructure. La matière arrive à partir

d'une carotte d'injection et passe ensuite par une collerette qui homogénéise l'écoulement et empêche donc l'apparition de lignes de soudure.

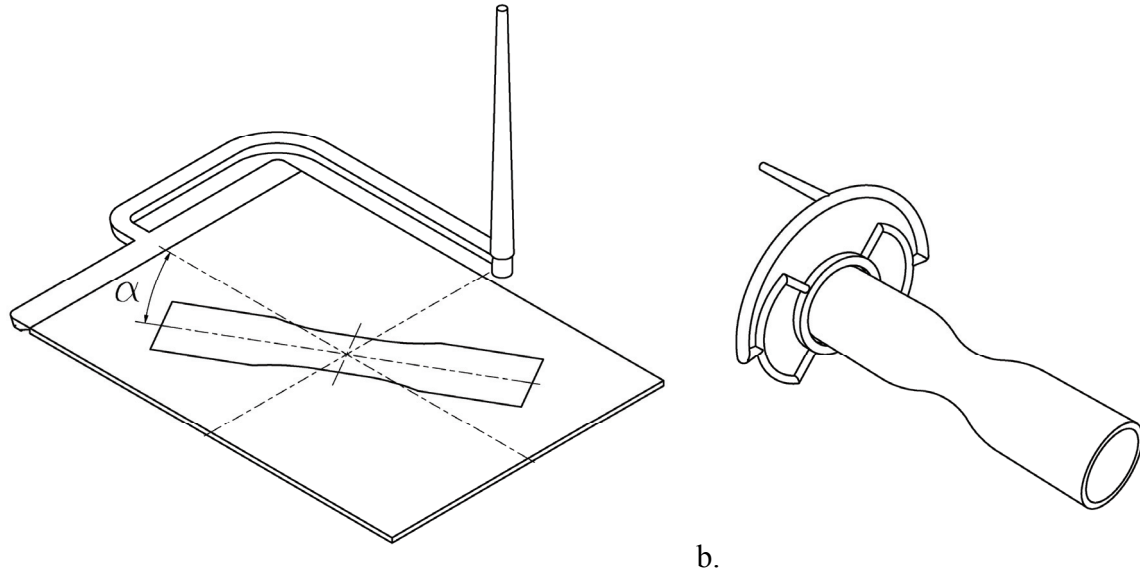


Figure 3-1 : a. Plaque injectée. b. Epreuve tubulaire injectée.

Nous disposons de différents types d'éprouvette afin de caractériser le comportement en fatigue de nos matériaux. Les éprouvettes haltères sont soumises à la traction, Figure 3-2. Le facteur de concentration de contrainte K_t vaut 1 ce qui suggère que le champ de contrainte est homogène [Pet74].

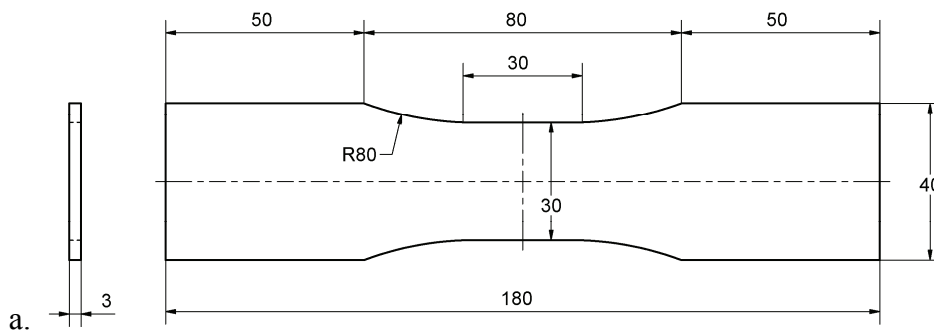


Figure 3-2 : Epreuve haltère K_t 1 [Son08].

Les éprouvettes tubulaires sont présentées sur la Figure 3-3. Cette géométrie permet de les solliciter en traction uniaxiale, torsion uniaxiale et en traction/torsion combinées. La géométrie doublement courbée est choisie en sorte que l'éprouvette rompe dans la section utile et que le champ de contrainte soit proche du cas homogène.

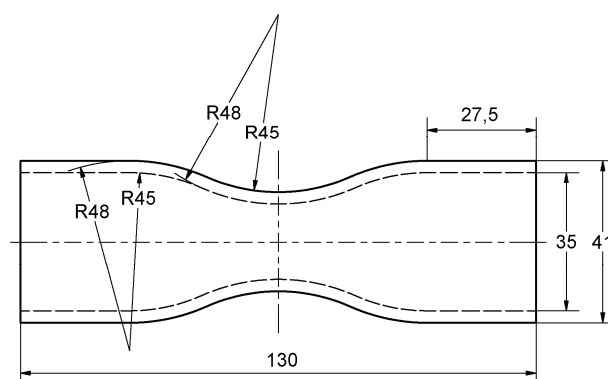


Figure 3-3 : Géométrie de l'éprouvette tubulaire proposée par le LBF.

Enfin, la mini-éprouvette est présentée sur la Figure 3-4. Le petit volume permet le suivi de l'état de surface avec la technique des répliques. De plus, il nous sera possible de prélever des éprouvettes de petite taille directement dans des pièces réelles injectées de sorte à comparer les résultats de fatigue selon le procédé.

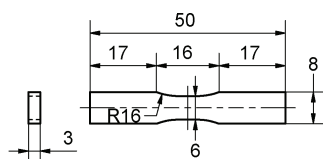


Figure 3-4 : Mini-éprouvette à petit volume permettant le suivi de l'endommagement en surface par des répliques.

3.3 Microstructure du PBT+PET GF30

La microstructure de la plaque moulée est observée dans le centre où se situe la section utile de toutes les éprouvettes plates. Celle du tube est observée au centre dans la section utile.

Ainsi, la microstructure d'une éprouvette longitudinale est mise en évidence par la microscopie optique. La Figure 3-5-a présente la tranche de l'éprouvette longitudinale. La plupart des fibres sont orientées mais une fine couche au centre peut être distinguée. En absence de logiciels de traitement d'image, cette image est cependant peu parlante. C'est pour cette raison que des coupes polies sont observées dans le plan à des intervalles de 50 microns. Etant donné que l'orientation est plane, ces images nous permettent de caractériser la microstructure de manière qualitative.

D'abord, environ 200 microns sont orientés aléatoirement, Figure 3-5-b. Ensuite, une couche épaisse de 1050 microns ayant les fibres orientées longitudinalement est observée, Figure 3-5-c. Une fine couche de 150 microns est ensuite orientée aléatoirement. Enfin, au centre, les fibres sont nettement orientées de manière transversale, Figure 3-5-d.

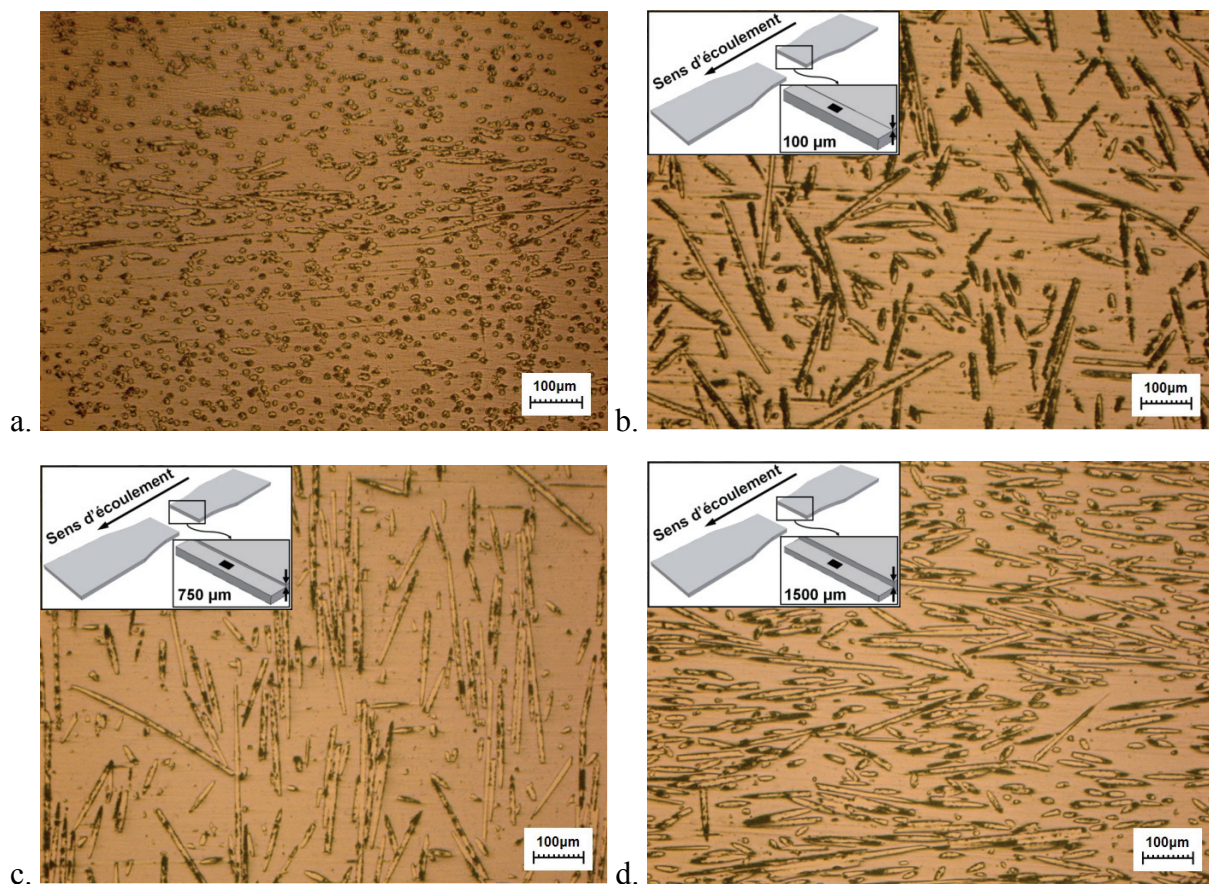


Figure 3-5 : Coupes polies de la microstructure de l'éprouvette longitudinale. a. Tranche. Coupe dans le plan à une épaisseur de b. 100 μm . c. 750 μm . d. 1500 μm .

Vu que la géométrie du tube est doublement courbée, l'application de la même méthode serait difficile à réaliser. La microstructure est donc observée par un tomographe phoenix|x-ray modèle v|tome|x utilisant le nanotube. La taille des voxels est de cinq microns ce qui permet de caractériser l'état d'orientation de fibres.

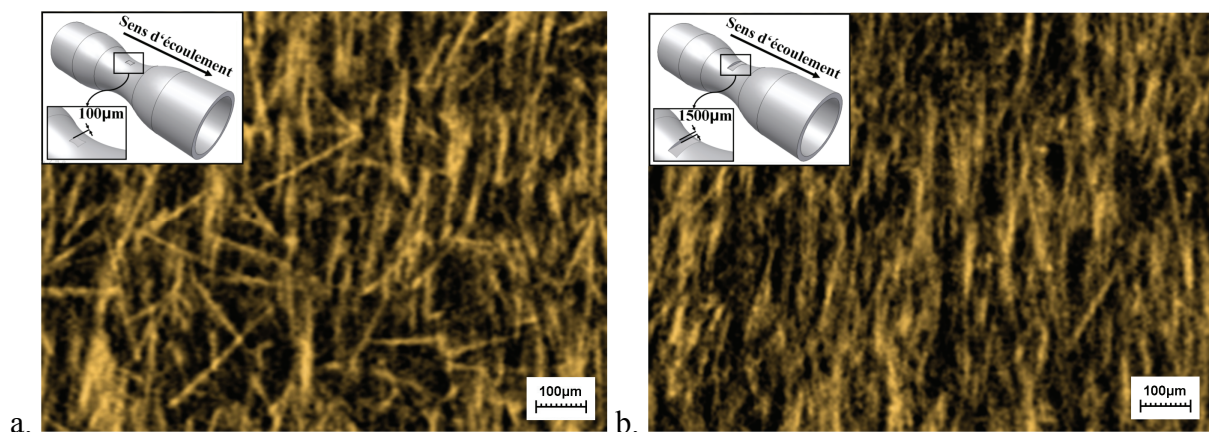


Figure 3-6 : Microstructure du tube. a. Orientation aléatoire. b. Orientation longitudinale.

Les tubes comportent également une fine couche de peau qui est orientée aléatoirement, Figure 3-6-a. Cependant, le reste du volume est orienté dans le sens de l'écoulement, Figure 3-6-b. Ceci est dû à l'effet de l'écoulement convergent.

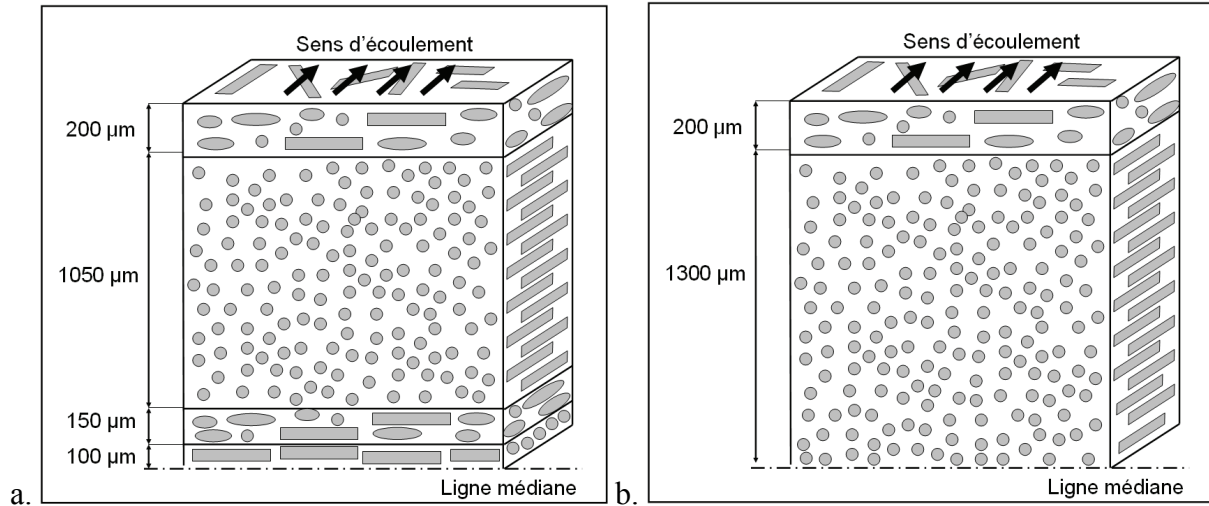


Figure 3-7 : Comparaison des microstructures a. Microstructure de l'éprouvette longitudinale. b. Microstructure du tube.

Les éprouvettes longitudinales sont assimilables à un composite multicouche qui comporte de fines couches de peau orientée aléatoirement, d'importantes couches d'écoulement de cisaillement orientées longitudinalement, de fines couches de transition orientée aléatoirement et enfin une fine couche orientée transversalement au centre, Figure 3-7-a. Les tubes sont plutôt comparables à un pli UD puisque quasiment toutes les fibres sont orientées. Ces résultats sont en bon accord avec la bibliographie.

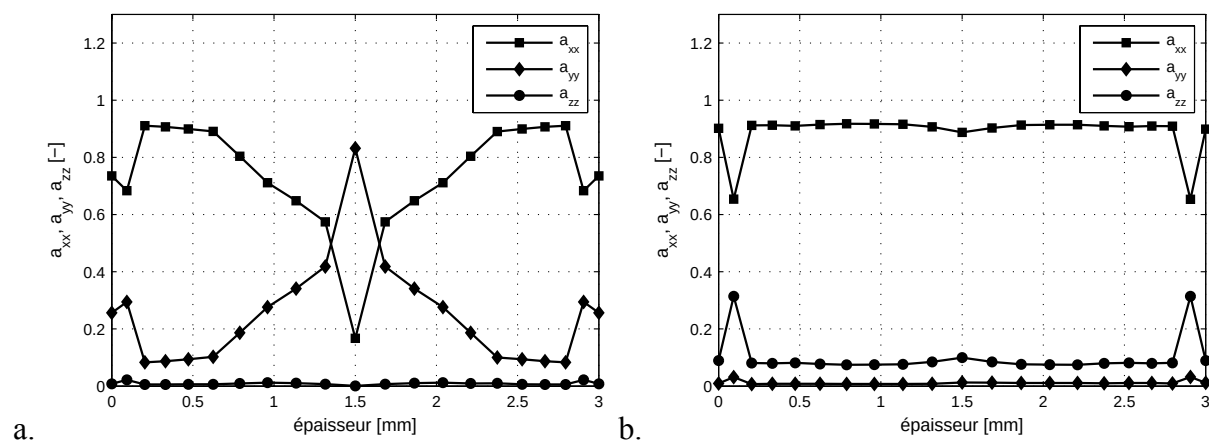


Figure 3-8 : Eléments de diagonale des tenseurs d'orientations simulés par Moldflow. a. Eprouvette longitudinale. b. Tubes.

La microstructure caractérisée expérimentalement est confrontée aux simulations d'orientation de fibres par Moldflow effectuées en bureau d'études. L'état d'orientation est exprimé par les éléments diagonaux du tenseur d'orientation. La parfaite orientation vaut 1 tandis que 0 correspond à aucune composante dans cette direction (x – direction de l'écoulement, y – direction transversale, z – épaisseur). La Figure 3-8-a présente les résultats numériques sur les éprouvettes haltères. Nous constatons que les fibres sont plutôt orientées près de la paroi du moule ce qui ne corrèle pas aux observations microscopiques. En effet, Moldflow ne prend pas en compte l'écoulement complexe près de la paroi [Bub00]. C'est pour cette raison que les logiciels d'homogénéisation mettent une orientation aléatoire pour la première couche par défaut. La couche fortement orientée grâce à l'écoulement de cisaillement est bien représentée. Egalement, une transition de l'orientation longitudinale à une orientation transversale est observée en se rapprochant de la couche de cœur orientée transversalement. Nous constatons que l'état d'orientation est plan. La simulation sur le tube comporte de nouveau une orientation beaucoup trop élevée près de la paroi, Figure 3-8-b. Le reste du volume est bien orienté dans le sens de l'écoulement. Donc, qualitativement, la simulation est en bonne corrélation avec la microstructure observée. La microstructure simulée sur les éprouvettes en PA66 GF35 est quasi identique à la microstructure du PBT+PET GF30, confer Annexe C2. Cette comparaison qualitative est très utile pour la suite car cela nous indique que l'outil de simulation utilisé par Renault pour caractériser la microstructure semble adapté à nos matériaux. Il est donc envisageable dans la suite de ce travail de faire le lien entre la microstructure et la tenue en fatigue pour aboutir au final à un outil de simulation intégré depuis le process jusqu'à la durée de vie en service.

La distribution de longueurs de fibres a été mesurée à l'aide de l'outil de traitement d'image de Matlab suivant la technique proposée par Fu et al. [Fu02]. Dans le centre de la plaque, la longueur moyenne est de 0,23 mm sur mille fibres. La moyenne du diamètre est de 10 microns sur 130 fibres. Les densités de probabilité sont illustrées sur la Figure 3-9. En outre, le taux volumique de fibres a été vérifié par incinération de la matrice. Il s'élève à 0,175.

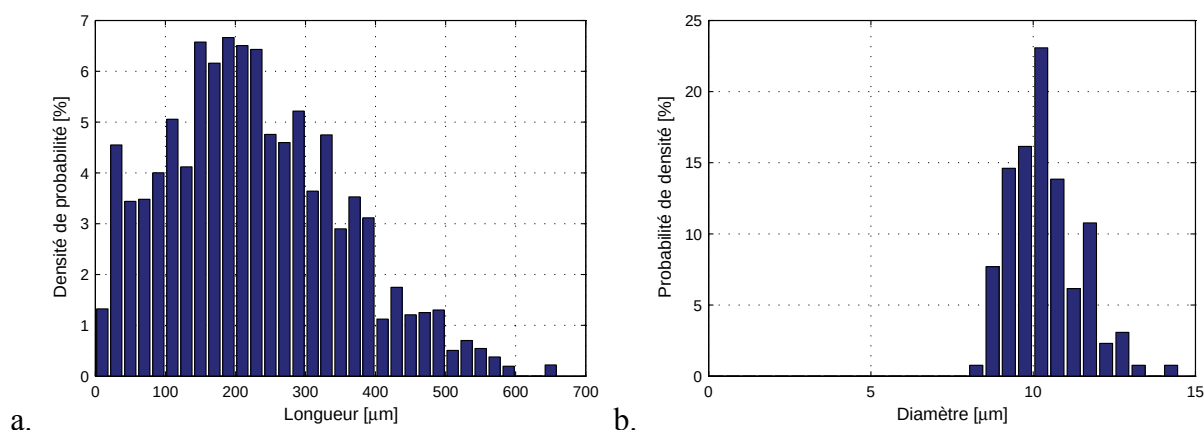


Figure 3-9 : Densité de probabilité a. de longueurs de fibres. b. de diamètres de fibres.

Après avoir abordé la microstructure sur éprouvette, il convient de comparer celle-ci à la microstructure d'une pièce complexe. La question est de savoir si les résultats obtenus sur éprouvette peuvent être transférés à des pièces réelles et quels outils sont nécessaires afin de décrire le comportement qui est fonction de la microstructure des éprouvettes ainsi que de pièces réelles.

Dans ce but, la Figure 3-10 présente des coupes polies d'une pièce réelle. Des endroits comportant une microstructure très similaire à celle des éprouvettes sont observés. L'écoulement ressemble à celui d'une section constante à faible épaisseur tout comme pour les plaques injectées. Ainsi, les fibres sont plutôt orientées dans le sens de l'écoulement comme la Figure 3-10-a le montre. Toutefois, une couche transversale n'est pas aperçue dans l'image ce qui peut être lié au fait que l'écoulement divergent en entrée de moule est beaucoup moins prononcé dû à la section plus faible par rapport à la plaque moulée.

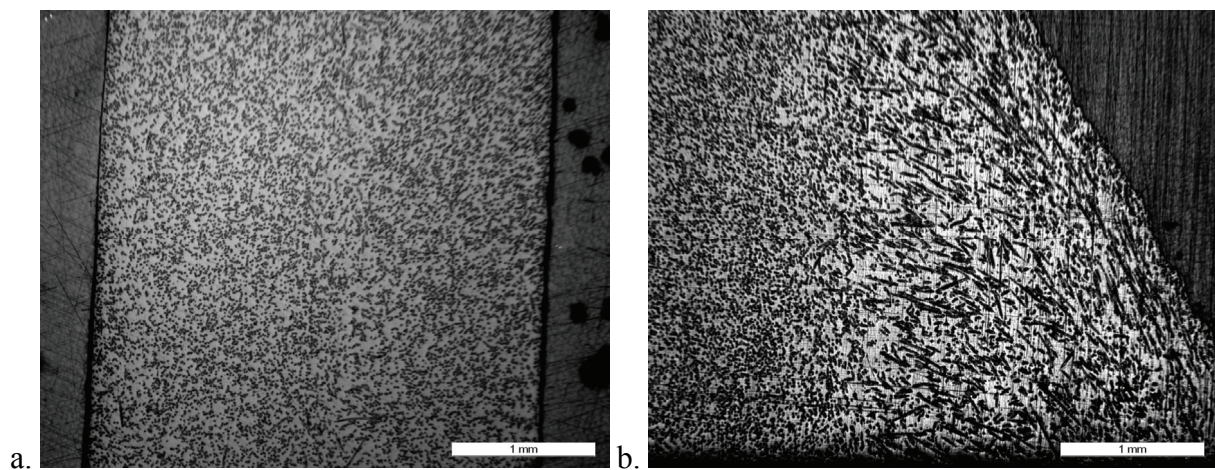


Figure 3-10 : Microstructure d'une pièce. a. Orientée. b. Orientée et désorientée. [Gar08]

Les pièces réelles en thermoplastique comportent des parois minces et de nombreuses nervures afin de rigidifier la structure. La complexité de la pièce peut ainsi entraîner des orientations de fibres beaucoup plus aléatoires que sur éprouvette. La Figure 3-10-b présente une coupe polie qui présente la tranche d'un raccordement d'une nervure de renforcement à la structure principale. Le côté gauche de l'image présente la structure qui comporte les fibres plutôt orientées. Le côté droit représentant la nervure présente une orientation aléatoire. L'orientation des fibres peut donc varier d'un point à l'autre et présenter des états d'orientation aléatoire.

Sur pièce réelle, l'évaluation de la durée de vie qui est fonction de l'orientation des fibres exigera des outils qui nous permettent d'évaluer l'orientation des fibres en tout point. En outre, il sera important de disposer de la loi de comportement également en tout point afin d'évaluer le champ de contrainte.

3.4 Comportement mécanique monotone du PBT+PET GF30

Il est primordial de simuler le champ de contrainte de structures afin d'évaluer la tenue en fatigue à l'aide d'un critère. Dans un premier temps, le calcul des contraintes nécessite la loi de comportement du matériau. Nous avons vu précédemment qu'il convient d'obtenir cette loi par homogénéisation. Après avoir vu que l'orientation des fibres dépend de la géométrie du moule, l'approche à favoriser est de simuler l'orientation des fibres et d'effectuer ensuite une homogénéisation tout en retenant que cette simulation est un rapprochement de la microstructure réelle et non plus la solution exacte. Ainsi, un stratifié discrétisé en plusieurs couches et généré. Les outils nécessaires sont disponibles chez Renault et une telle approche est donc à solliciter. Toutefois, les outils n'étant pas au point en début de thèse, l'auteur a choisi une autre approche d'homogénéisation pour les éprouvettes qui font objet des travaux de thèse.

Aussi, le comportement est approximé en modélisant un stratifié composé de plis UD dont le comportement isotrope transverse est déduit à partir des essais monotones. L'empilement est mis en évidence à l'aide des observations de microstructure. La suite présente les essais monotones servant à l'identification et à la validation du modèle. Ensuite, la modélisation et sa pertinence sont abordées. Vu que le but principal de ce travail est la proposition d'un critère de rupture pour des pièces réelles, nous allons nous intéresser au transfert des résultats obtenus par le modèle à plis UD au modèle d'homogénéisation par Mori Tanaka en chapitre 6.5.

3.4.1 Essais monotones pour différents chargements

Les essais en traction uniaxiale sur éprouvettes plates sont effectués à une vitesse de traction de 1 mm/min sur les éprouvettes haltères $K_t 1$. La déformation est mesurée par un extensomètre de 27,5 mm de longueur initiale tandis que la section utile est de 30 mm longueur. La raideur est calculée suivant ISO 527 [Iso96].

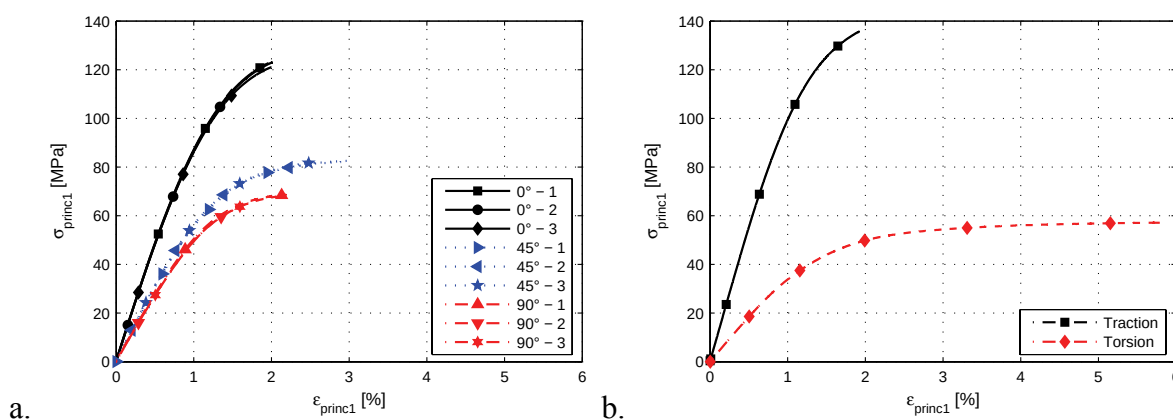


Figure 3-11 : Essais statiques sur : a. éprouvettes haltères $K_t 1$. b. éprouvettes tubulaires.

La Figure 3-11 présente les tracés contrainte/déformation. L'anisotropie du matériau se manifeste dans la raideur qui varie en fonction de l'orientation. Les éprouvettes longitudinales présentent le comportement le plus raide et le plus fragile. Les éprouvettes transversales affichent une non-linéarité plus marquée. La résistance à la traction et le module d'Young sont 43% moins élevés que pour le sens longitudinal. Les éprouvettes diagonales présentent un cas intermédiaire plus rapproché des éprouvettes transversales. Nous remarquons que la dispersion est peu élevée pour l'ensemble des essais.

Les tubes sont sollicités en traction et en torsion. Les déformations sont acquises par des rosettes de jauge EA-06-062RB-120 et les contraintes sont déterminées en fonction de la section et du module de torsion. L'essai en traction est piloté en déplacement à une vitesse de 1mm/min. Le comportement est plus raide que celui des éprouvettes longitudinales, Tableau 3-1. Ceci est partiellement dû à l'orientation plus alignée des fibres dans le cas des tubes. Mais, étant donné que les éprouvettes tubulaires sont une mini structure, le champ de contrainte local non homogène pourrait également avoir un impact sur la raideur des éprouvettes tubulaires. Les tubes sont sollicités en torsion à une vitesse angulaire de 0,6°/min. Le comportement est d'autant plus ductile que la déformation maximale de 5% des jauges est dépassée. Toutefois, le comportement est approximativement linéaire pour de petites contraintes appliquées.

Après avoir effectué des essais sur les éprouvettes, nous nous intéressons à la modélisation du comportement. Les éprouvettes seront modélisées à l'aide d'un stratifié composé de plis UD. Pour ce modèle, le comportement isotrope transverse du pli UD est identifié expérimentalement. La loi de comportement isotrope transverse 3D comporte 5 inconnues indépendantes : E_1 , E_2 , G_{12} , ν_{12} et ν_{23} . La microstructure des éprouvettes plates est simplifiée en négligeant les couches d'orientation aléatoire. L'éprouvette longitudinale devient ainsi un stratifié constitué de deux couches importantes d'orientation longitudinale et d'une couche d'orientation transversale au centre $[0^\circ/90^\circ/0^\circ]$.

Afin d'obtenir des plis UD, les éprouvettes haltères sont usinées par polissage en sorte que nous obtenons une couche unidirectionnellement orientée. Vu que nous avons dans l'idée de quantifier un écart de module d'environ 10% entre l'éprouvette UD et les éprouvettes haltères, l'épaisseur est contrôlée lors de ce procédé à 10 microns près. Selon un calcul d'erreurs cela signifie une erreur d'un pour cent sur la contrainte. Les éprouvettes sont équipées de jauges de la même référence que pour les tubes et les essais sont effectués à 1mm/min.

La Figure 3-12-a présente les tracés de contrainte/déformation. L'éprouvette UD 0° est plus raide que les éprouvettes longitudinales et l'éprouvette UD 90° est moins raide que l'éprouvette transversale, ce qui nous semble cohérent, Tableau 3-1. Les mesures des coefficients de Poisson sont présentées sur la Figure 3-12-b. Ces valeurs sont également cohérentes puisqu'elles remplissent l'exigence de symétrie du tenseur de rigidité, équation (3-1).

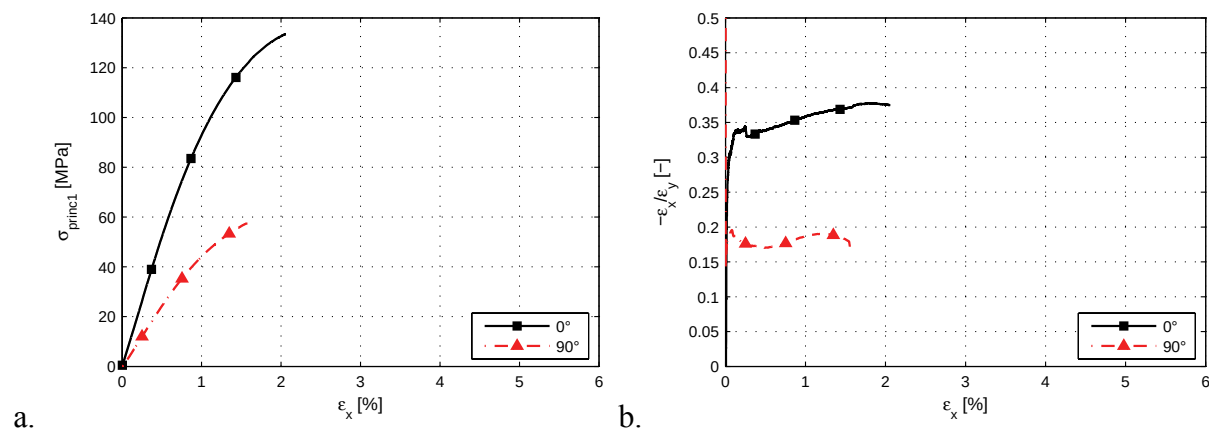


Figure 3-12 : Essais statiques sur couches unidirectionnelles. a. Tracés contrainte/déformation. b. Détermination des coefficients de Poisson.

$$\frac{\nu_{ij}}{E_i} = \frac{\nu_{ji}}{E_j} \quad (3-1)$$

Tableau 3-1 : Résultats des essais statiques.

Eprouvette	Orientation [°]	E [MPa] resp. G [MPa]	R _m [MPa]	ϵ_{rup} [%]	$-\epsilon_x/\epsilon_y$ [-]
Haltère	0	9899±22	122,7±1,7	1,99±0,03	-
Haltère	45	6396±52	82,3±0,3	2,13±0,08	-
Haltère	90	5547±51	68,9±0,6	2,87±0,22	-
UD	0°	E ₁ =10459	134,7	2,06	nu ₁₂ =0,35
UD	90°	E ₂ =4905	58,4	1,56	nu ₂₁ =0,18
Tube traction	0	11207	135,6	1,92	-
Tube torsion	0	G ₁₂ =1879	57,4	>5,00	-

3.4.2 Simulation numérique du comportement monotone

L'approche de calcul consiste à modéliser les éprouvettes haltères par un stratifié constitué de plis UD qui ont une loi de comportement isotrope transverse. Les coefficients sont caractérisés par les essais mécaniques et sont affichés dans le Tableau 3-1 (E_1 , E_2 , G_{12} et ν_{12}). Seul ν_{23} est estimé à 0,35 par manque de valeur expérimentale. Toutefois, ce coefficient aura peu d'effet dans la suite sur notre calcul car il s'agit des corps relativement plans et minces qui sont chargés dans leur plan (contraintes planes).

En s'appuyant sur l'étude de la microstructure des éprouvettes, il semble justifié d'approximer les éprouvettes longitudinales par un stratifié constitué d'un pli UD longitudinal, d'un pli UD transversal fin et d'un pli UD longitudinal $[0^\circ/90^\circ/0^\circ]$. Les éprouvettes transversales quant à elles représentent un stratifié $[90^\circ/0^\circ/90^\circ]$. Les couches aléatoires sont négligées et les épaisseurs des plis UD sont identifiées à partir des coupes polies prélevées au centre de la plaque dans deux plans orthogonaux. L'épaisseur de la couche de cœur est ainsi évaluée sur dix coupes et ensuite moyennée ce qui donne une épaisseur de 0,26mm [Gar08].

La microstructure des tubes est approximée en supposant une seule couche UD. Les fibres sont orientées tangentiellement à la fibre neutre du tube.

Les calculs sont effectués avec ABAQUS v. 6.7-1, les éléments choisis sont des éléments quadratiques hexaédraux. Nous faisons l'hypothèse que les éprouvettes sont encastrées dans les mors de manière rigide. Ainsi, un coté des éprouvettes est encastré. Les degrés de liberté de l'autre coté sont tous bloqués sauf le déplacement le long de l'axe longitudinal. Les tubes sont en plus libres en rotation autour de l'axe longitudinale.

Les raideurs des essais mécaniques simulées sont calculées de la même manière que lors des essais expérimentaux (extensomètre, jauge). Les erreurs sont affichées dans le Tableau 3-2. Nous constatons que les erreurs sont inférieures de 4% à l'exception de l'essai sur les éprouvettes diagonales. En fait, le module de ces éprouvettes est notamment dépendant du module de cisaillement. Nous allons voir en chapitre 4.2.3 que le module de cisaillement mesuré par les tubes est inférieur à celui mesuré par l'essai de cisaillement pur. Le module mesuré sur tube pour déterminer le paramètre G_{12} du modèle peut ne pas correspondre au vrai comportement du matériau.

Tableau 3-2 : Erreurs du modèle éléments finis.

Eprouvette	Orientation $[\circ]$	Propriété	Erreur Modèle EF
Haltère	0	E	4,0
Haltère	45	E	16,3
Haltère	90	E	-0,8
Tube traction	0	E	-3,0
Tube torsion	0	G	-2,7

Après avoir validé notre modèle éléments finis, les champs de contrainte sur éprouvettes plates sont calculés. Nous observons que les haltères K_t 1 génèrent des concentrations de contrainte aux bords au niveau du raccordement du rayon, Figure 3-13. C'est à cet endroit là que les éprouvettes cassent lors des essais mécaniques. En outre, le champ de contrainte de l'éprouvette diagonale n'est pas symétrique dû à l'angle entre la traction uniaxiale et les axes de symétrie du matériau.

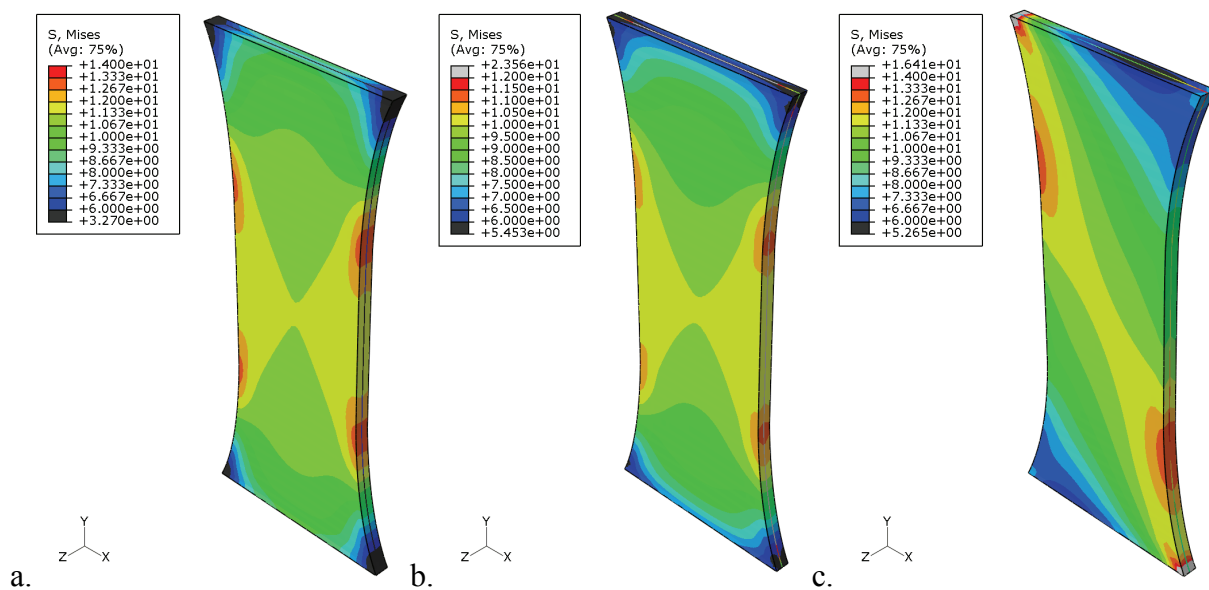


Figure 3-13 : Epreuve haltères en traction. a. Longitudinale. b. Transversale. c. Diagonale.

Les contraintes en direction y dans les différentes couches sont fortement inhomogène. Ainsi, nous constatons un ratio de contrainte couche extérieure/intérieure pour les éprouvettes longitudinales de 2,04, pour les éprouvettes transversales de 0,46 et pour les éprouvettes diagonales de 0,95. Il est intéressant de constater que ces ratios représentent environ le ratio des résistances macroscopiques à la traction des éprouvettes longitudinales et transversales. Cela suggère que les deux couches sont sollicitées de façon semblable. Les couches des éprouvettes diagonales affichent à peu près les mêmes contraintes car la sollicitation dans ce cas de chargement est identique.

Afin d'identifier ou de vérifier un critère de rupture, nous avons besoin de l'état de contrainte au point le plus sévèrement sollicité (« point chaud ») où la rupture apparaît. Avant d'avoir abordé les essais en fatigue en chapitre 4, nous anticipons que l'endroit de rupture en fatigue et celui en statique sont identiques. Les éprouvettes haltères cassent au niveau du raccordement du rayon, l'endroit où notre analyse éléments finis a identifié la contrainte la plus élevée. Les tubes en traction ainsi qu'en torsion cassent dans la section utile. Ainsi, les points chauds sont identifiés et l'état de contrainte de ceux-ci sera l'entrée de notre étude qui porte sur les critères de rupture en chapitre 6.

Afin d'obtenir l'état de contrainte au point chaud d'un essai donné, on peut ainsi effectuer un calcul éléments finis. Il convient d'appliquer une charge unitaire et d'effectuer ce calcul pour chaque type d'essai (épreuve/sollicitation). Puisque notre calcul est linéaire élastique, l'état de contrainte au point chaud est obtenu pour une charge quelconque à partir du calcul à charge unitaire. A cette fin, nous faisons appel au facteur de concentration de contrainte théorique K_t selon Peterson qui signifie le ratio entre la contrainte maximale et la contrainte nominale déterminée par un calcul élastique [Pet74].

A la différence de Peterson, en vue des états de contrainte multiaxiaux, une matrice de facteurs de concentration de contrainte est déterminée. L'état de contrainte au point chaud est calculé en multipliant la matrice avec la charge appliquée selon l'équation (3-2). Les éprouvettes haltères affichent un état de contrainte uniaxial au point chaud orienté dans la direction y. Ainsi, $K_{t,yy}$ est déterminé tandis que les autres composantes sont nulles pour cet essai.

$$\sigma_{pc} = \begin{vmatrix} \sigma_{xx} & \tau_{xy} & \tau_{xz} \\ \tau_{yx} & \sigma_{yy} & \tau_{yz} \\ \tau_{zx} & \tau_{zy} & \sigma_{zz} \end{vmatrix}_{pc} = \begin{vmatrix} K_{xx} & K_{xy} & K_{xz} \\ K_{yx} & K_{yy} & K_{yz} \\ K_{zx} & K_{zy} & K_{zz} \end{vmatrix}_t \cdot \frac{F}{S} \quad (3-2)$$

Dans notre cas de stratifié, nous homogénéisons la contrainte sur l'épaisseur et les facteurs de concentration de contrainte $K_{t,yy}$ pour les éprouvettes haltères sont ainsi calculés suivant l'équation (3-3) où e est l'épaisseur.

$$K_{t,yy} = \frac{\frac{1}{e} \int_0^e \sigma_{y,max} de}{F/S} \quad (3-3)$$

Le facteur de l'éprouvette longitudinale et celui de l'éprouvette diagonale sont de 1,20 tandis que celui de l'éprouvette transversale est de 1,15.

Les tubes sont modélisés pour une sollicitation de traction pure, de torsion pure et de traction/torsion à un rapport de 2/1. Les contraintes sont dépouillées dans le repère cylindrique global x, y, z, où x correspond au rayon, y correspond à l'azimut et z correspond à la hauteur, Figure 3-14. Les éprouvettes tubulaires affichent des champs de contrainte inhomogènes.

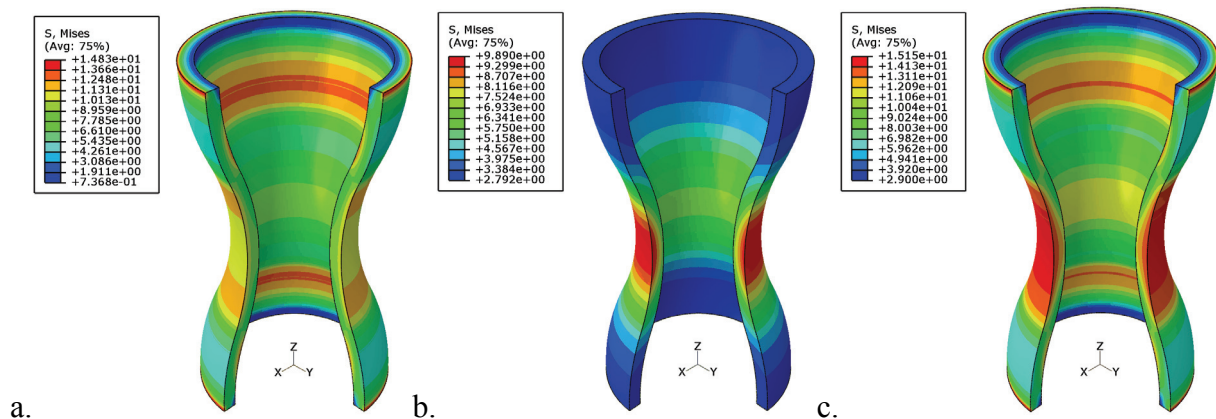


Figure 3-14 : Tube en a. Traction. b. Torsion. c. Traction/torsion =2/1.

La sollicitation en traction pure, Figure 3-14-a, soumet les parois du tube à une flexion. Etant donné que les tubes rompent au centre, nous relevons le tenseur de contrainte à cet endroit. Dans la section utile, nous observons qu'une contrainte circonférentielle s'ajoute à la contrainte axiale car la section utile voudrait s'élargir au cours de l'essai. Pour ce champ de

contrainte biaxial, les deux facteurs de concentration de contrainte sont calculés selon l'équation (3-2) au point chaud qui se situe à l'extérieur de la section utile. Premièrement, le facteur de concentration de contrainte axial s'élève à $K_{t,zz} = \sigma_{zz}/(F/S) = 1,04$. Deuxièmement, le facteur de concentration de contrainte circonférentiel est de $K_{t,yy} = \sigma_{yy}/(F/S) = 0,22$.

Le tube en torsion affiche son maximum dans la section utile à l'extérieur, Figure 3-14-b. Etant donné que l'éprouvette est sollicitée par un moment de torsion, le calcul de l'état de contrainte au point chaud est effectué selon l'équation (3-5) qui fait intervenir le moment de torsion M_t ainsi que le module de torsion (I_0/ν). Nous rappelons que ce calcul permet d'obtenir rapidement le champ de contrainte du point chaud en fournissant le rapport du moment de torsion appliqué et le module de torsion de l'éprouvette selon l'équation (3-5).

$$\sigma_{pc} = \begin{vmatrix} \sigma_{xx} & \tau_{xy} & \tau_{xz} \\ \tau_{yx} & \sigma_{yy} & \tau_{yz} \\ \tau_{zx} & \tau_{zy} & \sigma_{zz} \end{vmatrix}_{pc} = \begin{vmatrix} K_{xx} & K_{xy} & K_{xz} \\ K_{yx} & K_{yy} & K_{yz} \\ K_{zx} & K_{zy} & K_{zz} \end{vmatrix}_t \cdot \frac{M_t}{I_0 / \nu} \quad (3-4)$$

$$\tau_{n,yz} = \frac{M_t}{(I_0 / \nu)} = \frac{M_t}{0,5\pi r_e^3 [1 - (r_i / r_e)^4]} \quad (3-5)$$

L'état de contrainte au point chaud du tube en torsion prélevé par le calcul éléments finis présente un cisaillement pur. Ainsi, le facteur de concentration de contrainte $K_{t,yz}$ est de 1,03.

Enfin, le cas de traction/torsion est une superposition des deux solutions précédentes, Figure 3-14-c. Le ratio entre la contrainte nominale de traction et celle de cisaillement est de 2. La matrice des facteurs de concentration de contrainte est déterminée à l'aide de l'équation (3-2).

Tableau 3-3 : Composantes de la matrice des facteurs de concentration de contrainte.

Eprouvette	$K_{t,x}$	$K_{t,y}$	$K_{t,z}$	$K_{t,xy}$	$K_{t,xz}$	$K_{t,yz}$	Equation	Repère
Haltère 0°	0	1,20	0	0	0	0	(3-2)	x, y, z
Haltère 45°	0	1,20	0	0	0	0	(3-2)	cf. Figure
Haltère 90°	0	1,15	0	0	0	0	(3-2)	3-13
Tube traction	0	0,22	1,04	0	0	0	(3-2)	x=rayon
Tube torsion	0	0	0	0	0	1,03	(3-4)	y=azimut
Tube traction/torsion	0	0,22	1,04	0	0	0,5*1,03	(3-2)	z=hauteur

Les simulations éléments finis fournissent les matrices des facteurs de concentration de contrainte pour les différentes éprouvettes et sollicitations, Tableau 3-3. Cela nous permettra en chapitre 6 de calculer facilement le champ de contrainte au point chaud pour un essai donné d'une courbe SN donnée.

Nous pouvons conclure que le tube ne présente pas un champ de contrainte homogène dans la section utile : D'une part nous sommes en présence d'un léger gradient de contrainte dans l'épaisseur et d'autre part l'état de contrainte n'est pas tout à fait uniaxial. Ces effets ne sont pas très prononcés mais peuvent engendrer quelques écarts sur les résultats observés dans la suite (entre plat et tube), en particulier en fatigue. Cela étant, notre démarche intégrant la simulation du procédé (donc de fait la géométrie) devrait nous permettre d'expliquer ces écarts.

3.5 Synthèse sur les matériaux de l'étude

La microstructure du PBT+PET GF30 des éprouvettes haltères est celle d'un multicouche. Les fibres sont principalement orientées dans le sens de l'écoulement. Une fine couche de cœur d'orientation transversale de 200 microns est observée pour ces éprouvettes. Par contre, les tubes ne comportent pas de couche de cœur dû à l'écoulement divergent causé par la diminution de la section de la canalisation. Ces effets sont qualitativement bien décrits par la simulation Moldflow. Cependant, la bibliographie nous incite à la prudence car les valeurs absolues ne sont pas toujours exactes [Mon07, Bub00]. La longueur et le diamètre moyens des fibres sont déterminés expérimentalement ce qui alimentera le modèle de Mori Tanaka en chapitre 6. Enfin, la microstructure sur pièce réelle est localement proche de celle observée sur éprouvette tandis que, notamment au niveau des nervures, les fibres peuvent être orientées de manière aléatoire. En outre, l'orientation des fibres varie d'un point à l'autre. Selon cette étude de microstructure, les éprouvettes peuvent être modélisées comme un stratifié simple et homogène dans le plan tandis que des pièces réelles devraient faire appel à des outils de simulation d'orientation de fibres et d'homogénéisation.

Les essais monotones montre que le comportement statique du PBT+PET GF30 est fonction de l'orientation des fibres. Ainsi, les éprouvettes longitudinales sont plus résistantes et raides que les éprouvettes transversales. Les tubes en torsion sont légèrement plus raides que les éprouvettes longitudinales dus à la forte orientation des fibres dans le sens de la traction. En torsion, les tubes présentent un comportement extrêmement ductile tout en présentant une plage dans laquelle le comportement est linéaire en première approximation.

Des essais sur des couches UD nous permettent d'évaluer les constantes de la loi de comportement transverse isotrope du pli UD. Un modèle à éléments finis est mis en place pour les éprouvettes haltères et les éprouvettes tubulaires : Il décrit bien les essais statiques dans le domaine où le comportement est linéaire. Ce modèle fournit les matrices des facteurs de concentration de contrainte des éprouvettes haltères et tubulaires qui alimenteront la discussion des résultats en fatigue. En outre, le modèle éléments finis proposé est utile pour optimiser la géométrie des éprouvettes pour un essai de cisaillement pur en chapitre 4.2.3.

Enfin, le PA66 GF35 présente un comportement mécanique similaire de celui du PBT+PET GF30. Les résultats des essais monotones sur PA66 GF35 sont présentés en Annexe C1.

4 Comportement en fatigue

Les structures automobiles travaillant en fatigue sont en général soumises à des chargements aléatoires. En plus, de nombreux facteurs comme la température, l'environnement, le vieillissement interviennent et peuvent, soit augmenter, soit réduire la durée de vie. Afin de proposer un critère réaliste pour le dimensionnement en fatigue des thermoplastiques renforcés, nous choisissons de nous limiter aux effets principaux pour une validation du critère sur une structure. Ainsi, nous allons faire l'hypothèse que notre structure travaille de la manière suivante :

- L'amplitude est constante.
- Les durées de vie sont comprises dans un régime de 10^3 à 10^6 cycles.
- La charge de sollicitation est constante.
- La forme du signal est sinusoïdale.
- La température est constante et égale à 23°C.
- Pas d'influence d'agents tels qu'huile, eau ou gasoil.

Ces choix nous permettent de nous concentrer sur l'essentiel et de proposer un critère de base. Par la suite, les différents effets sur la tenue en fatigue devraient être abordés l'un après l'autre afin de compléter le critère de sorte que la tenue en service d'une pièce puisse être évaluée à l'aide de la simulation. Afin de pouvoir valider au premier ordre le critère sur une structure, nous devons cependant prendre en compte les effets suivants :

- L'orientation des fibres.
- Le champ de contrainte multiaxial.
- La contrainte moyenne.

Afin de disposer de résultats expérimentaux pertinents pour l'analyse des trois effets que nous venons de mentionner, ce chapitre présente des expériences de traction, torsion et cisaillement plan pour différents rapports de charge et différentes éprouvettes dans le but de déterminer le rôle de chacun des paramètres. En particulier, l'essai de cisaillement plan va nous aider à déterminer l'influence de l'orientation des fibres dans un cas de cisaillement pur, résultat non disponible dans la littérature. Après une présentation des conditions expérimentales, les différents résultats sont présentés et analysés. L'étude des mécanismes d'endommagement par fatigue sera présentée dans le chapitre suivant.

4.1 Conditions expérimentales pour les essais de fatigue

Les essais de fatigue ont pour but de caractériser la tenue en fatigue de notre matériau. Afin de mettre en évidence l'effet de l'orientation de fibres, d'un chargement multiaxial et de la contrainte moyenne, nous avons employé différents moyens techniques. Tous les essais sont effectués à deux rapports de charge différents $R=-1$ et $R=0,1$. Les conditions d'essais sont les suivantes : la contrainte est imposée, le signal est sinusoïdal et l'amplitude est constante. Les durées de vie étudiées par nos essais sont entre 10^3 et 10^6 cycles. L'effet de l'orientation des fibres est étudié à l'aide d'éprouvettes haltères parce que nous pouvons choisir l'orientation de la microstructure en les prélevant à différents angles par rapport à l'écoulement. Aussi, des essais de traction ont été effectués sur les éprouvettes plates présentées en chapitre 3.2. Une machine servohydraulique Instron (modèle 1251) est employée et équipée par des mors mécaniques permettant de serrer l'éprouvette sans aucun glissement. Pour les mesures de raideur, un extensomètre (Instron CAT N° : 2620-601) est utilisé. La longueur utile choisie est de 27,5mm afin de mesurer la déformation de la section utile. Nous précisons que la rupture des éprouvettes haltères s'est produite au niveau du raccordement du rayon à cause d'une surcontrainte locale mise en évidence par la simulation numérique en chapitre 3.4.2. Ainsi, l'endroit de rupture n'est pas dans la zone de mesure de l'extensomètre. Les couteaux sont placés sur le côté large de l'éprouvette à $R=0,1$ et sur la tranche à $R=-1$ ce qui permet l'application d'un raidisseur empêchant le flambement, Figure 4-1-a. Le raidisseur est constitué de deux plaques minces en aluminium qui s'étalent sur toute l'éprouvette. Tout frottement est empêché par de fines couches intermédiaires en téflon. Les résultats obtenus sur les éprouvettes longitudinales à $R=-1$ sont en bonne corrélation avec des essais sur des éprouvettes à longueur réduite permettant de ne pas utiliser un raidisseur. La température surfacique et la température ambiante sont mesurées avec des thermocouples de spécification K. Les données sont affichées et enregistrées par une station d'acquisition qui enregistre également les signaux de la machine.

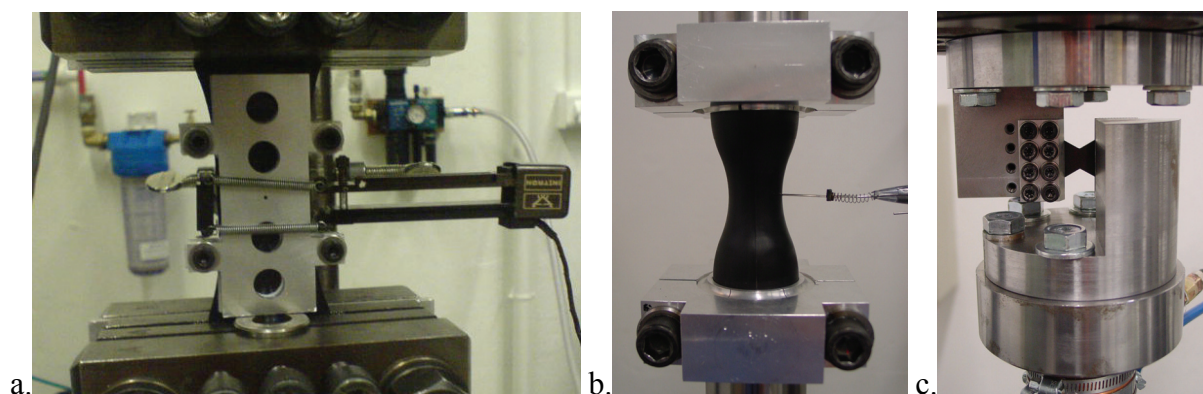


Figure 4-1 : Montage d'essais. a. Traction à $R=-1$. b. Traction/torsion. c. Cisaillement pur.

Les essais sur tubes sont effectués sur une machine servohydraulique Instron (modèle 1343), Figure 4-1-b. Un flux d'air modéré circule dans les colonnes reliant la cellule, les mors, l'éprouvette creuse et le vérin afin d'assurer un environnement comparable à celui de la surface extérieure. Les mors sont également équipés de canalisations dans lesquelles circule un courant d'eau afin d'éviter que la chaleur du vérin ne chauffe l'éprouvette. Le suivi de température est assuré par une station d'acquisition qui mesure les températures surfaciques et les températures ambiantes à l'intérieur du tube et à l'extérieur à l'aide de quatre thermocouples K. Les données de la machine sont également affichées et enregistrées. Le vérin de traction est asservi à charge nulle lorsque des essais en torsion pure sont effectués afin de permettre un mouvement vertical. De la même manière, le vérin de torsion est asservi à moment nul pour les sollicitations en traction pure.

Les essais en cisaillement pur sont également effectués sur la machine Instron 1343, Figure 4-1-c. Le vérin inférieur est refroidi par un tuyau monté sur sa circonférence. Un thermocouple K mesure la température sur la surface arrière de l'éprouvette et un autre la température ambiante dans le but d'évaluer l'augmentation de température de l'éprouvette liée à son auto-échauffement. Le vérin de torsion est contrôlé en rotation fixe imposée plutôt qu'à couple nul. La section utile de 30mm^2 étant très faible, le moindre bruit dans la cellule peut entraîner des mouvements angulaires. Par manque d'inertie en flexion de l'éprouvette, le vérin n'aurait pas de repère pour trouver son zéro en couple.

La fréquence d'essai a une influence sur la tenue en fatigue. Une augmentation de la fréquence peut augmenter la durée de vie à iso-chargement, probablement dû à une durée d'essai moins importante et un comportement viscoélastique plus raide [Xia99]. Cependant, les polymères dissipent de la chaleur à cause de l'amortissement inhérent au matériau qui se manifeste par leur courbe d'hystérésis lors de sollicitations cycliques. L'échauffement réduit la tenue en fatigue de manière importante. Ces deux effets sont donc en compétition. Toutefois, l'effet augmentant la durée de vie semble faible dans ce matériau et l'effet prépondérant est la réduction de la durée de vie par échauffement. La tenue en fatigue étant fortement dépendante de la température, nous devons assurer que l'échauffement est limité. Pour cette raison, nous effectuons quelques essais préliminaires afin de mettre en évidence l'effet de l'échauffement sur la tenue en fatigue.

Selon Xiao et al., la variation de la température de l'éprouvette est décrite par l'équation (4-1) [Xia99]. Le premier terme est lié à la production de chaleur tandis que le deuxième terme est lié au dégagement de la chaleur vers l'extérieur.

Les variables sont la fréquence et l'énergie dissipée qui est fonction du chargement. L'échauffement est proportionnel à la fréquence ce qui est observé expérimentalement tandis que l'éprouvette chauffe de manière exponentielle avec la contrainte appliquée [Kli06].

$$\frac{dT}{dt} = \underbrace{\frac{f \cdot E_d}{\rho \cdot c_p}}_{\text{production}} - \underbrace{\frac{H \cdot S}{\rho \cdot c_p \cdot V}}_{\text{dégagement}} \cdot (T - T_{amb}) \quad (4-1)$$

Avec : f = fréquence, E_d = énergie dissipée, ρ = densité, c_p = capacité calorifique, H = coefficient de transfert de chaleur, S = surface d'éprouvette, V = volume d'éprouvette, T = température, T_{amb} = température ambiante.

L'influence de la température sur la tenue de fatigue se manifeste par un décalage de la courbe SN vers une tenue moins élevée sans que la pente soit modifiée [Epa03]. C'est pour cette raison qu'une courbe SN à iso-fréquence peut présenter un tracé courbé car les essais à forte charge chauffent et présentent donc des durées de vie raccourcies tandis que les essais faiblement chargés comportent un échauffement qui n'affecte pas la durée de vie. Afin de pouvoir obtenir des courbes SN sans influence de l'échauffement pour toutes les durées de vie dans un temps raisonnable, nous allons ajuster la fréquence de l'essai de sorte que l'échauffement reste en dessous d'une valeur maximale qui ne nuira pas à la tenue en fatigue.

Des essais en traction et en torsion pour un rapport de charge de $R=0,1$ sont effectués à différentes fréquences et nous observons une faible augmentation de la durée de vie en augmentant la fréquence, Figure 4-2-a et Figure 4-2-b. Ensuite, l'échauffement plus important réduit la durée de vie fortement. Les températures mesurées par thermocouple sont présentées sur la Figure 4-3-a et la Figure 4-3-b. Nous constatons que les essais présentant une durée de vie plus faible dépassent deux degrés d'échauffement. C'est pour cette raison que nous choisissons la fréquence de manière à ce que l'échauffement reste en dessous de deux degrés.

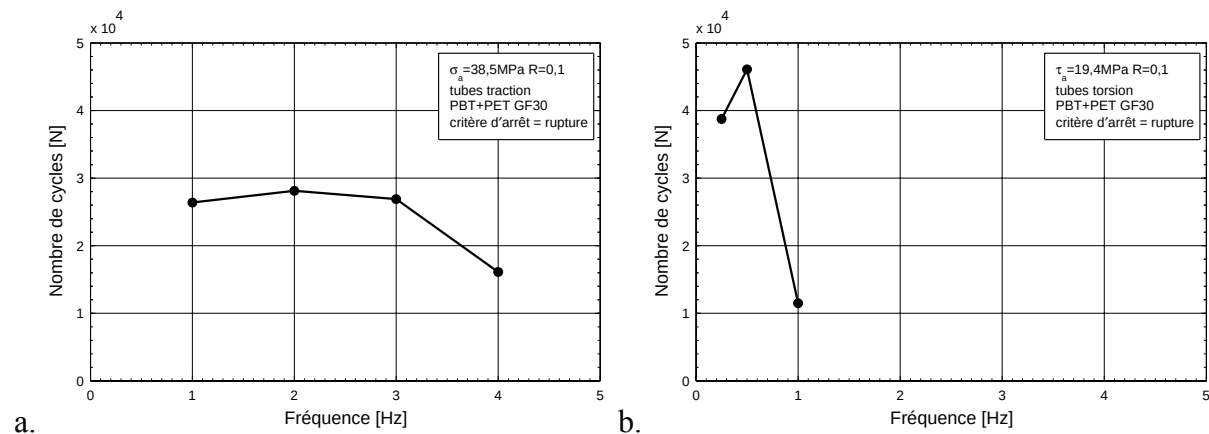


Figure 4-2 : Impact de la fréquence sur la durée de vie des tubes en a. traction. b. torsion.

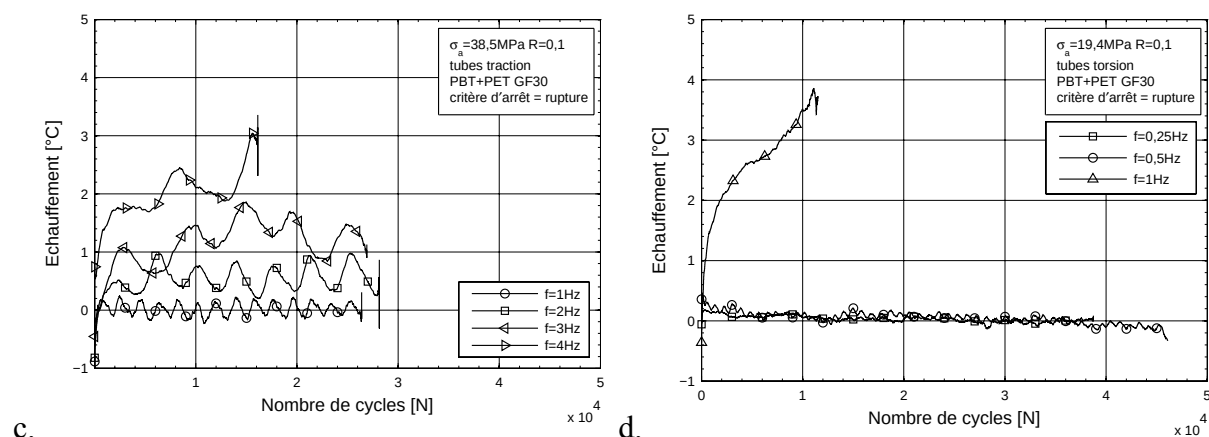


Figure 4-3 : Chauffage des éprouvettes tubulaires en c. traction. d. torsion.

Vu que les essais sur tubes comportent des mors refroidis et un système qui fait passer un courant d'air modéré par l'intérieur, l'échauffement maximal déterminé n'est que valable sous ces conditions. Pour cette raison, une étude similaire est effectuée sur les éprouvettes plates à $R=0,1$. La Figure 4-4-a présente les tracés de température en fonction des cycles pour les éprouvettes longitudinales en traction à $R=0,1$ soumises à une amplitude de contrainte de $\sigma_a=35,9$ MPa. Une réduction de durée de vie est observée pour l'essai à 6Hz. Jusqu'à un échauffement de 4°C , les durées de vie ne sont pas raccourcies. L'échauffement maximal retenu pour les éprouvettes plates est donc de 4°C . Les évolutions de température au cours de l'essai pour différentes conditions d'essai sont peu dispersées, Figure 4-4-b.

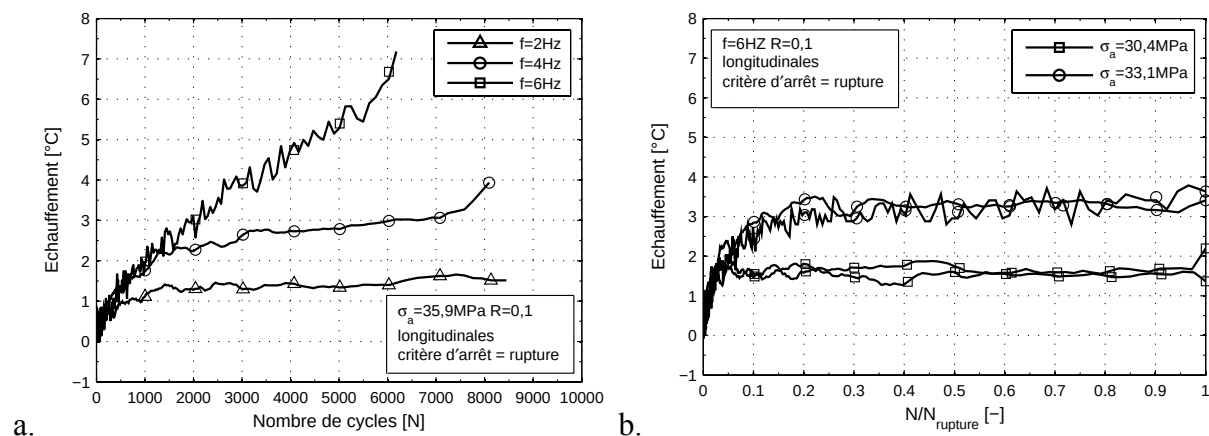


Figure 4-4 : a. Chauffage des éprouvettes longitudinales b. Dispersion de l'échauffement.

Une étude similaire est entreprise par le LBF qui effectue les essais sur le PA66 GF35 [Son08]. Le critère retenu pour ce matériau est une température maximale de la surface de l'éprouvette de 35°C , ce qui correspond à une augmentation de température de plus de 10 degrés si le test est mené à une température ambiante de 20°C . Cette différence faisant intervenir de nombreux paramètres ne peut aujourd'hui être expliquée.

4.2 Fatigue multiaxiale

Les résultats des essais mécaniques sous différents chargements ont pour but d'alimenter une base de données expérimentale afin de cerner l'effet de l'orientation de la microstructure, des contraintes multiaxiales et de la contrainte moyenne.

4.2.1 Essais de traction

Nous présentons les essais en traction qui sont effectués sur éprouvettes haltères $K_t 1$ et sur éprouvettes tubulaires. Les courbes SN sont dépouillées en termes d'amplitude de contrainte nominale, équation (4-2). La contrainte nominale est le rapport de la charge appliquée et de la section de l'éprouvette pour le chargement en traction.

$$\sigma_n(t) = \sigma_{m,n} + \sigma_{a,n} \cdot \sin(\omega t) \quad (4-2)$$

La loi de Basquin est un modèle approprié pour décrire le comportement en fatigue des thermoplastiques renforcés par des fibres de verre courtes, équation (4-3) [Man90].

$$\sigma_{a,n} = \sigma_f \cdot N^{(-1/m)} \quad (4-3)$$

où σ_f correspond à l'ordonnée à l'origine et m est la pente de la courbe SN.

Ainsi, toutes les courbes sont présentées en termes de leurs points expérimentaux et en termes du modèle de Basquin. Ce modèle sera affiché pour une probabilité de survie de 90%, de 50% et de 10% respectivement. La dispersion faible des résultats nous permet d'effectuer les courbes SN avec peu d'essais. Cela nous amène à calculer les bandes de confiance de probabilité de survie en faisant l'hypothèse que la dispersion est constante pour toutes les durées de vie dans le domaine étudié. Ainsi, la bande de confiance de 50% est déterminée en effectuant une régression linéaire sur la loi de Basquin exprimée en notion double logarithmique, équation (4-4). L'écart type empirique corrigé est ainsi déterminé.

$$\log_{10}(N) = A \log_{10}(\sigma_{a,n}) + B \quad (4-4)$$

avec $A = -m$ et $B = m \log_{10}(\sigma_f)$.

Les bandes de confiance de 10% et de 90% sont ensuite calculées en connaissant l'écart type et en se basant sur la loi de Student. Afin de quantifier la dispersion par une mesure il convient de faire appel à la mesure de dispersion de la contrainte T_S et à la mesure de la dispersion de la durée de vie T_N [Hai06, Rad02]. Ces mesures sont la valeur inverse du rapport de la grandeur concernée de probabilité de survie de 10% et celle de 90%. L'ensemble des équations utiles à ces fins est documenté en Annexe D1.

Effectivement, les dispersions des courbes SN sont très faibles pour les essais en traction aux rapports de charges $R=-1$ et $R=0,1$. Le coefficient de dispersion T_S est compris entre 1:1,02 et 1:1,08, Tableau 4-1. Cette faible dispersion semble inhérente à cette classe de matériau [Son08, Mon07] tandis que les matériaux métalliques présentent une dispersion plus élevée avec des valeurs de T_S entre 1:1,2 et 1:1,5 [Hai06]. Le coefficient de dispersion T_N peut être jugé également faible. Il est compris entre 1:1,30 et 1:3,69. On rencontre des valeurs entre 1:2,5 et 1:5 pour les matériaux métalliques [Hai06]. Toutefois, plus d'essais devraient être effectués pour tirer une conclusion quantitative sur la dispersion.

Nous renseignons également la contrainte de référence à 10^6 cycles pour des raisons de comparaison. Cette valeur n'est pas à confondre avec la « limite de fatigue » qui n'est pas observée pour ces matériaux. Des essais sur éprouvettes plates jusqu'à une durée de vie de 10^7 cycles indiquent une diminution de la contrainte admissible de manière continue [Son08].

Les essais au rapport de charge $R=-1$ sont présentés sur la Figure 4-5-a. Nous constatons que pour ce rapport de charge, les pentes sont comprises entre 9,3 et 16,2. La courbe SN des éprouvettes longitudinales se distingue des autres courbes par sa pente plus faible. Curieusement, ce résultat ne se reproduit pas sur éprouvette ISO527 et la pente dans ce cas là n'est pas réduite. La pente réduite peut être due au facteur de surélévation de contrainte élevé de $K_{t,yy}=1,2$ des éprouvettes longitudinales qui aurait un effet néfaste sur la durée de vie pour des petites charges. Les tubes présentent la tenue en fatigue la plus élevée et sont plus résistants que les éprouvettes longitudinales. Cela est en partie dû à la forte orientation des fibres de verre dans la direction de la charge. Mais, le champ de contrainte joue également un rôle. Lorsque les éprouvettes longitudinales comportent une surcontrainte de $K_{t,yy}=1,2$, les tubes ne comportent qu'une surcontrainte de $K_{t,zz}=1,04$. Par contre, les tubes sont soumis à une sollicitation biaxiale dans la section utile avec une contrainte circonférentielle de 0,22 fois la contrainte axiale. La somme de ces influences (microstructure, K_t et triaxialité) fait que les tubes sont légèrement plus résistants. Un critère multiaxial incluant l'effet d'orientation devrait prendre en compte ces effets afin de décrire l'écart entre les courbes.

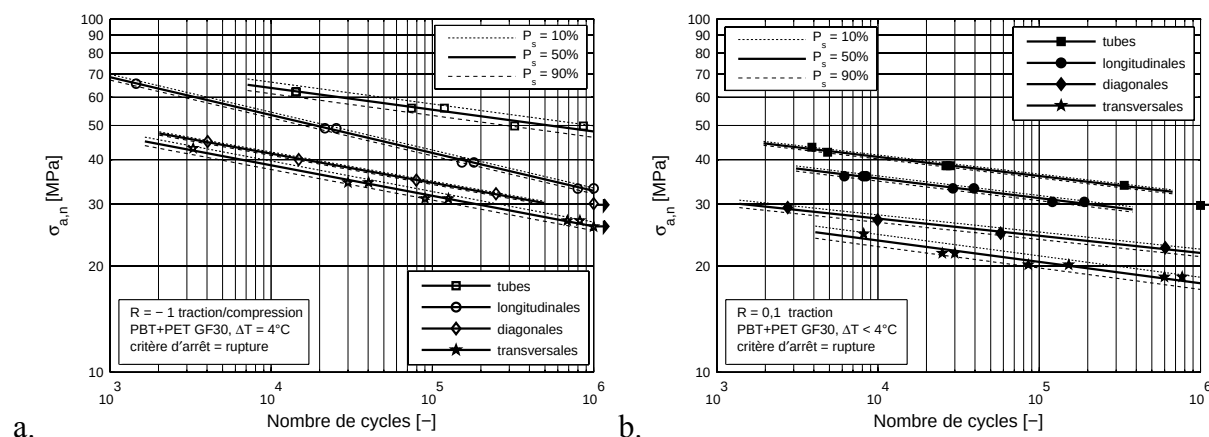


Figure 4-5 : Courbes SN en traction à a. $R=-1$ et b. $R=0,1$.

Les éprouvettes diagonales présentent une tenue en fatigue moins élevée car les fibres sont principalement orientées à 45° par rapport à la charge. L'effet renforçant des fibres a quasiment disparu. Les éprouvettes transversales sont encore moins endurantes. Pour cette orientation, les fibres représentent davantage des entailles qui fragilisent la matrice plutôt que des éléments renforçants.

Les résultats pour le rapport de charge de $R=0,1$ sont présentés sur la Figure 4-5-b. Nous constatons que toutes les courbes ont une pente quasi identique. Les valeurs sont comprises entre 16,5 et 20,6, Tableau 4-1. Ainsi, nous calculons une pente moyenne de 18,4 tandis que la pente moyenne pour le rapport de charge de $R=-1$ était de 12,3. L'influence de la contrainte moyenne augmente donc la pente et réduit les amplitudes de contrainte admises.

Tableau 4-1 : Paramètres des courbes SN en traction.

Eprouvette	Orientation [°]	R [-]	Pente m [-]	Ordonnée à l'origine	$\sigma(10^6)$ [MPa]	T_S [-]	T_N [-]
				σ_f [MPa]			
Tube	0	-1	16,2	112,8	48,0	1 : 1,08	1 : 3,38
Haltère	0	-1	9,3	143,9	32,6	1 : 1,04	1 : 1,42
Haltère	45	-1	12,1	88,9	28,4	1 : 1,02	1 : 1,30
Haltère	90	-1	11,6	85,5	25,9	1 : 1,06	1 : 1,90
Tube	0	0,1	18,5	67,0	31,7	1 : 1,03	1 : 1,60
Haltère	0	0,1	18,0	59,0	27,4	1 : 1,03	1 : 1,84
Haltère	45	0,1	20,6	42,6	21,8	1 : 1,05	1 : 2,73
Haltère	90	0,1	16,5	41,3	17,8	1 : 1,08	1 : 3,69

Les éprouvettes haltères cassent toutes à partir du raccordement du rayon où la contrainte est la plus élevée, Figure 4-6. L'éprouvette longitudinale et l'éprouvette transversale rompent dans un plan normal à la contrainte principale tandis que l'éprouvette diagonale casse à un angle d'environ 25°. L'orientation de fibres à 45° influence donc le trajet de la rupture.

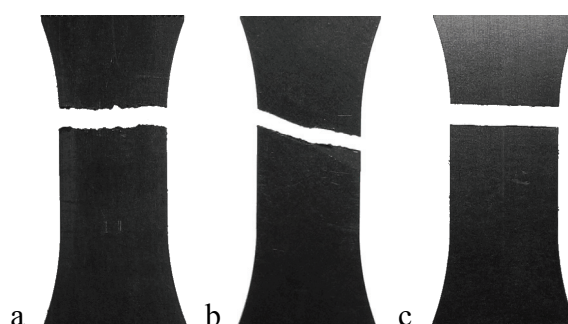


Figure 4-6 : Eprouvette après essai en fatigue. a. longitudinale. b. diagonale. c. transversale.

4.2.2 Essais de torsion

La sollicitation de torsion a un impact néfaste sur la durée de vie des composites [Qua09]. C'est pour cette raison que la caractérisation du comportement de fatigue en torsion et en traction/torsion est effectuée. Pour ces sollicitations, les éprouvettes tubulaires sont employées.

Les courbes SN des tubes en traction sont affichées en contrainte axiale nominale $\sigma_{a,n}=F/S$. Les essais en torsion pure sont affichés en contrainte de cisaillement nominale $\tau_{a,n}=M_t/(I_0/v)$. Enfin, les essais en traction/torsion sont réalisés avec un rapport de 2 entre la contrainte axiale $\sigma_{a,n}$ et la contrainte de cisaillement $\tau_{a,n}$. Les résultats sont affichés en contrainte axiale nominale.

La tenue en fatigue sous sollicitation alternée symétrique est présentée sur la Figure 4-7-a. Nous constatons que les pentes sont très similaires de 13 à 16,2, Tableau 4-2. La dispersion est peu élevée et comparable aux essais en traction. L'essai en traction/torsion présente une forte réduction de la tenue en fatigue malgré la composante de torsion peu élevée par rapport aux tubes en traction. La tenue à 10^6 cycles est réduite d'environ 40%. La sollicitation en torsion pure engendre une tenue en fatigue à 10^6 cycles qui est de 60% réduite par rapport aux tubes en traction. Cette différence importante interdit d'utiliser la contrainte principale maximale macroscopique comme critère de rupture en fatigue.

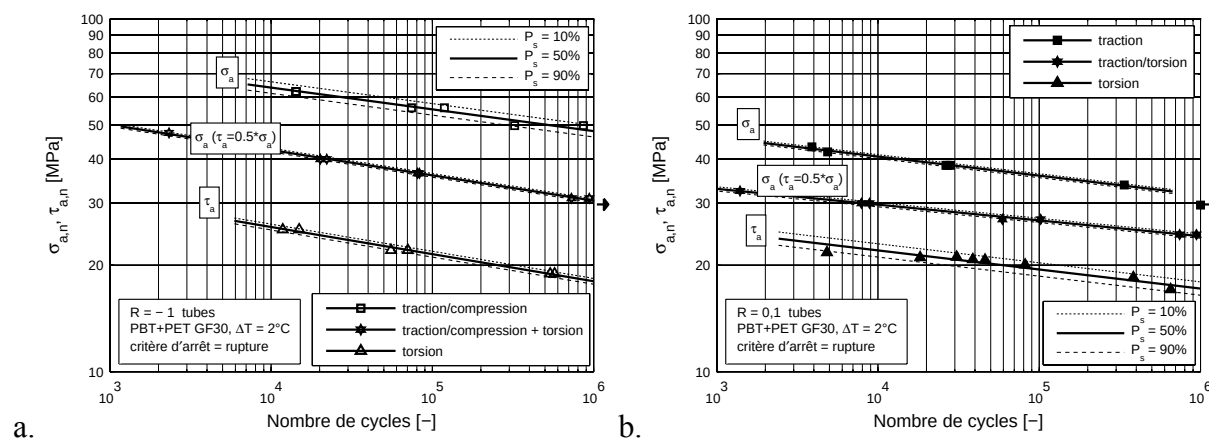


Figure 4-7 : Courbes SN en traction, traction/torsion et torsion à a. $R=-1$ et b. $R=0,1$.

Sous sollicitation ondulée (rapport de charge de $R=0,1$) nous retrouvons les mêmes grandes lignes, Figure 4-7-b. Les pentes sont également très proches l'une de l'autre avec des valeurs comprises entre 18,5 et 22,4, Tableau 4-2. En moyenne, la pente vaut 19,8 tandis que la moyenne des pentes est de 14,4 pour le rapport de charge de $R=-1$. Ainsi, l'influence de la contrainte moyenne augmente les pentes à l'instar des essais en traction présentés dans la section précédente.

L'effet de la composante de torsion a cependant moins d'effet que pour le rapport de charge $R=-1$. La tenue en fatigue à 10^6 cycles est de 20% réduite pour les éprouvettes en trac-

tion/torsion et de 45% réduite pour les éprouvettes en torsion par rapport aux essais en traction. Ceci est dû au fait que les amplitudes de contrainte admissibles sont moins réduites pour les éprouvettes en torsion tandis que l'effet est plus prononcé pour le cas de la traction pure. Il est intéressant de remarquer que la courbe de fatigue en torsion est très voisine pour les deux cas de chargement ($R = -1$ et $R = 0,1$) ce qui tend à montrer que l'amplitude de cisaillement est un paramètre plus important que le cisaillement maximum.

Tableau 4-2 : Paramètres des courbes SN en traction, traction/torsion et torsion.

Eprouvette	$\sigma_{a,n}/\tau_{a,n}$	R	Pente m	Ordonnée à l'origine σ_f	$\sigma(10^6)$	T_s	T_N
		[-]	[-]	[MPa]	[MPa]	[-]	[-]
Traction	$\pm \infty$	-1	16,2	112,8	48,0	1,08	3,38
Traction/Torsion	2	-1	13,9	82,2	30,5	1,02	1,40
Torsion	0	-1	13,0	52,2	18,0	1,04	1,64
Traction	$\pm \infty$	0,1	18,5	67,0	31,7	1,03	1,60
Traction/Torsion	2	0,1	22,4	44,9	24,2	1,03	1,84
Torsion	0	0,1	18,5	36,3	17,2	1,09	5,00

Les zones de rupture des tubes se situent dans la section utile, Figure 4-8. Pour la sollicitation en traction à $R = -1$, l'amorçage se produit dans la section utile normale à la contrainte principale. La rupture finale se propage ensuite à un angle d'environ 45° dans le plan du cisaillement maximal. Les tubes en torsion cassent également dans la zone utile. La rupture est observée en mode 2 dans un plan transversal aux fibres, dans lequel la contrainte de cisaillement est maximale. La rupture se propage de manière très droite vers les mors où une bifurcation est observée à la fin.

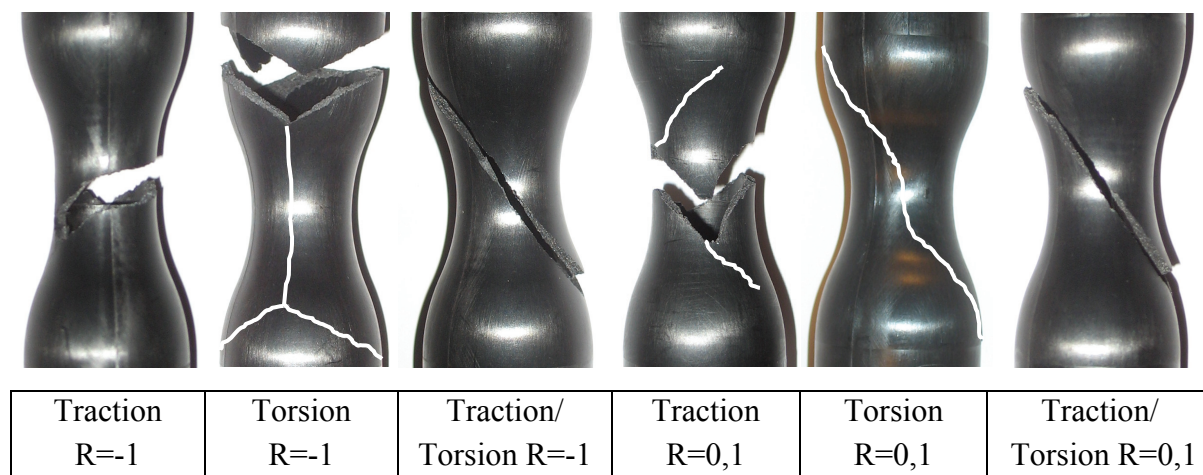


Figure 4-8 : Ruptures des éprouvettes tubulaires en traction, traction/torsion et torsion.

En traction/torsion, nous observons une inclinaison de la rupture d'environ 35° par rapport à la ligne médiane. Dans ce plan là, la contrainte de cisaillement devient maximale. Dû au chargement biaxial, une contrainte normale se superpose à cette contrainte de cisaillement.

Pour le rapport de charge $R=0,1$, le même comportement est observé en traction. Par contre, la sollicitation de torsion montre pour ce rapport de charge une fissure en mode 2 relativement courte comparé au rapport de charge de $R=-1$. L'effet de la contrainte moyenne se manifeste en déviant la rupture plus tôt dans un plan de plus grande contrainte normale. Les éprouvettes en traction/torsion montrent cependant à peu près le même comportement qu'à $R=-1$. Afin de bien analyser ces chemins de propagation, il convient de garder en mémoire le fait que la durée de vie totale recouvre souvent un stade d'amorçage et un stade de propagation. Ces figures montrent le chemin de la fissure qui mène à rupture mais il faudra dans le chapitre 5 analyser en détail les mécanismes d'endommagement au cours de la durée de vie avant de proposer un critère de fatigue.

4.2.3 Essais de cisaillement pur sur éprouvette plate

Les essais sur tubes ont révélé l'impact important du cisaillement sur la durée de vie. Toutefois, l'influence de la contrainte de cisaillement en fonction de l'orientation des fibres n'est pas connue pour les thermoplastiques renforcés par des fibres de verre. De plus, notre essai sur tube ne permet pas de faire varier l'orientation des fibres pour une sollicitation de cisaillement. C'est pour cette raison qu'un essai de cisaillement pur est mis en œuvre ; il permet de faire varier l'angle entre les fibres et les composantes de cisaillement.

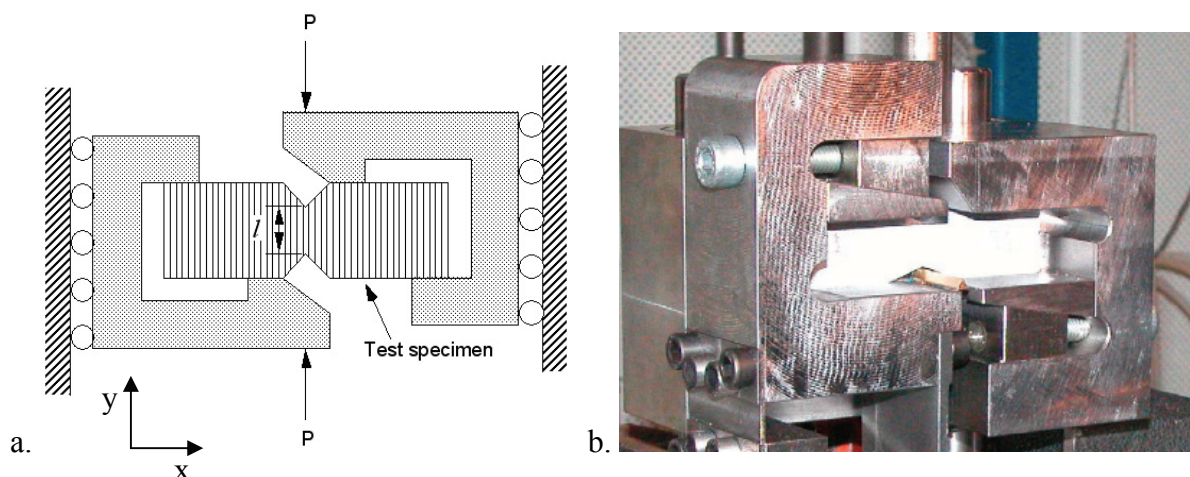


Figure 4-9 : a. Schéma de l'essai d'Iosipescu [Dan09]. b. Montage d'essai [Neu03].

L'essai de cisaillement pur d'Iosipescu est un essai sur éprouvettes plates qui est en bonne corrélation par rapport à des essais sur tubes en torsion [Swa85]. Issue de la caractérisation des tôles en cisaillement pur [Ios67], l'essai a été employé pour les composites à fibres continues [Ast05, Mel00]. Le principe de l'essai est que l'éprouvette est soumise à une charge par

le vérin en direction y lorsque les extrémités de l'éprouvette sont encastrées de manière à rester parallèles l'une à l'autre, Figure 4-9-a. Ce chargement génère un champ de cisaillement pur et homogène dans la section utile si la géométrie est bien choisie.

Pour les composites à fibres continues, il faut employer un montage précis et d'une rigidité très élevée, Figure 4-9-b. Par contre, pour les matériaux étudiés, un montage moins encombrant peut être utilisé qui permet d'appliquer des chargements cycliques.

Pour les matériaux isotropes un angle d'ouverture de 110° est proposé par la norme ASTM D 5379M [Ast05]. Cependant, compte tenu de l'anisotropie, un angle approprié à l'orientation des fibres doit être déterminé. Neumeister et Melin proposent un angle d'ouverture qui est fonction des modules dans l'axe longitudinal et transversal de l'éprouvette, équation (4-5) [Neu03].

$$\tan(\theta) = \frac{\tan(\theta_{iso})}{\sqrt[4]{\lambda}} \quad \text{avec } \lambda = \frac{E_y}{E_x} \quad \text{et } \theta_{iso} = 110^\circ / 2 \quad (4-5)$$

Nous allons étudier quatre cas d'orientation. La dénomination des éprouvettes employées est choisie de manière à ce que l'angle α soit l'angle entre l'orientation des fibres principale et l'axe x , présenté sur la Figure 4-9-a. Nous allons tester deux cas d'une orientation de 0° et 90° qui sont mécaniquement comparables aux éprouvettes tubulaires. En outre, deux cas de sollicitations diagonales sont étudiés : $+45^\circ$ et -45° .

Selon la formule de Neumeister, les angles peuvent être déterminés par les modules des essais statiques. Nous calculons 118° pour les éprouvettes 0° , 102° pour les éprouvettes 90° et 110° pour les éprouvettes $+45^\circ$ et -45° en utilisant les modules de Young des éprouvettes 0° et 90° en traction, Tableau 3-1. Cependant, nous préférons effectuer des calculs par éléments finis afin d'observer le champ de contrainte de nos éprouvettes et de pouvoir comparer celui-ci aux éprouvettes tubulaires en torsion. En outre, le serrage de notre essai se distingue de celui utilisé par Neumeister.

Nous utilisons le modèle à éléments finis présenté en chapitre 3.4.2. Le modèle est, grâce à la symétrie en z (épaisseur), réduit à la moitié. Par contre, le modèle ne peut pas être réduit d'avantage étant donné que, pour les éprouvettes 45° , la réponse n'est plus symétrique. Une étude de sensibilité de la taille de maillage est effectuée et le maillage est optimisé. La simulation s'appuie sur la théorie des petites déformations ce qui est suffisant compte tenu des faibles charges appliquées lors des essais d'endurance. De plus, une comparaison à des calculs qui prennent en compte les non-linéarités géométriques présente des écarts inférieurs à 1%.

Le montage développé à l'ENSMA pour les essais de cisaillement pur nous impose les conditions aux limites, Figure 4-1-c. Les deux mors parallèles distants de 15mm encastrent l'éprouvette aux extrémités et la charge est appliquée de manière parallèle. L'éprouvette comporte deux entailles en forme de V selon la Figure 4-9-a. Par le calcul, nous trouvons que l'entaille doit s'étendre jusque dans les mors pour notre système de serrage. Si le raccorde-

ment de l'entaille et la partie droite de l'éprouvette ne se situe pas dans les mors, de très importantes surcontraintes sont rencontrées au niveau des mors. L'essai expérimental confirme ce résultat, les éprouvettes cassant dans les mors. L'influence de la géométrie du fond d'entaille est étudiée et un fond à angle vif se révèle être la solution la plus pertinente. En fait, dans le cas d'un rayon, des surcontraintes sont rencontrées au raccordement du rayon et le champ de contrainte est moins homogène. Cette déviation de la norme ASTM 5379 qui propose un angle de 1,3mm est également faite par Neumeister et al. [Neu03] avec la même explication.

L'influence de l'angle d'ouverture est étudiée avec notre modèle et les angles optimaux sont choisis, le critère étant un champ de contrainte de cisaillement le plus homogène possible dans la section utile. La Figure 4-10 présente l'évolution de la contrainte de cisaillement à travers la largeur de la section utile pour les éléments en surface. Les lignes continues correspondent aux angles optimaux et retenus pour les essais. Le rapport de charge/section est de 1 pour ce calcul et nous constatons que pour l'ensemble des tracés, qui correspondent aux angles retenus, nous observons premièrement un champ de contrainte très homogène et deuxièmement que la contrainte maximale est de 4% plus élevé que le rapport charge/section.

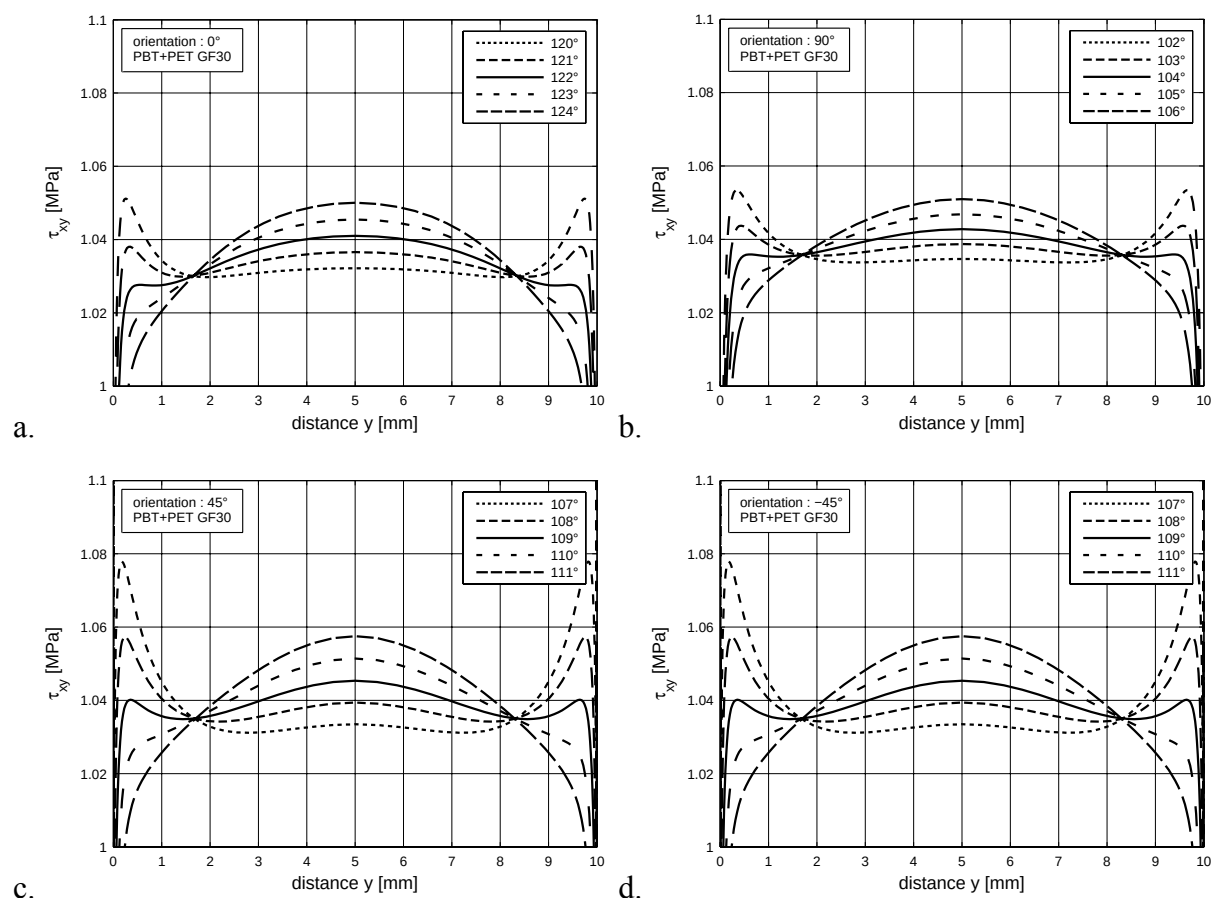


Figure 4-10 : Influence de l'angle de l'ouverture 2θ pour $\alpha =$ a. 0° b. 90° c. 45° d. -45° .

Les angles d'ouverture ne sont pas tout à fait en corrélation avec les angles proposés par la formule de Neumeister et al. ce qui pourrait être dû aux conditions aux limites (serrage).

L'influence de la largeur de la section utile a également été étudiée pour 10mm, 15mm et 20mm en Annexe D2. La section la plus avantageuse en termes d'homogénéité du champ de contrainte comporte une largeur de 10mm. En outre, ce choix limite les charges appliquées lors des essais ce qui permet d'utiliser un montage simple.

Les champs de contrainte de von Mises sont présentés sur la Figure 4-11 pour les quatre orientations. Des surcontraintes sont aperçues sur les bords des éprouvettes. Cependant, ces surcontraintes de von Mises ne sont pas l'outil approprié pour juger la sévérité des champs de contraintes sur les bords. La contrainte de cisaillement rencontrée au centre est sûrement une sollicitation sévère. La surcontrainte sur les bords des éprouvettes 0° est principalement composée d'une contrainte en x, c'est-à-dire dans le sens des fibres. Cette contrainte est donc peu endommageante. L'éprouvette 90° présente peu de surcontraintes sur les bords et une rupture dans la zone utile peut être attendue. Les éprouvettes diagonales présentent un cas de sollicitation difficile car ici de très importantes contraintes sont rencontrées sur les bords de l'éprouvette. Vu que les fibres sont orientées à 45° , elles sont soit chargées en compression, soit chargées en traction. L'endroit de rupture ne peut pas être prédit en l'absence de critère de rupture.

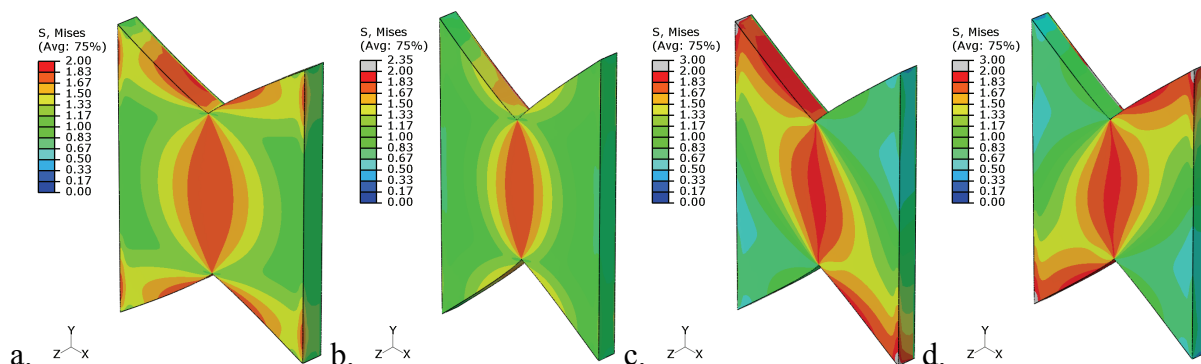


Figure 4-11 : Calculs éléments finis pour les orientations de fibres : a. 0° b. 90° c. 45° d. -45° .

L'essai d'Iosipescu génère un champ de déformation de cisaillement pur et homogène dans la section utile, ce qui est équivalent à un champ de contrainte de cisaillement pur et homogène pour les cas des matériaux isotropes ou pour le cas où les axes d'orthotropie sont dans le plan de l'éprouvette et parallèles aux composantes de cisaillement.

Les éprouvettes $+45^\circ$ et -45° exigent une analyse plus détaillée. Le champ de déformation pour une sollicitation de $30\text{N}/30\text{mm}^2$ est décrit par le tenseur en équation (4-6), (pour l'éprouvette -45° ; le champ de déformation étant assez homogène, les valeurs au centre de la section utile sont notées).

$$\boldsymbol{\varepsilon}(x, y) = \begin{bmatrix} -0,03E-4 & 1,69E-4 \\ 1,69E-4 & -0,16E-4 \end{bmatrix}, \quad \boldsymbol{\varepsilon}(1,2) = \begin{bmatrix} 1,59E-4 & 0,07E-4 \\ 0,07E-4 & -1,78E-4 \end{bmatrix} \quad (4-6)$$

Le tenseur de déformation dans le repère géométrique x, y présente approximativement un cisaillement plan en déformation. Toutefois, les déformations ε_x et ε_y ne sont pas nulles. Dans le repère du matériau 1, 2, la valeur absolue de la déformation dans l'orientation des fibres (ε_{11}) est légèrement plus faible que celle dans la direction orthogonale (ε_{22}). Ceci pourrait être dû au comportement isotrope transverse qui présente des coefficients de Poisson différents ν_{12} et ν_{21} (une traction dans le sens des fibres génère une plus importante contraction latérale qu'une traction dans le sens transverse).

Les champs de contrainte correspondants dans les deux repères sont présentés en équation (4-7). Dans le repère géométrique x, y , le champ de contrainte comporte non seulement du cisaillement mais aussi une composante hydrostatique. Ceci est dû au module plus élevé dans la direction des fibres, qui génère une contrainte plus élevée dans le repère du matériau 1, 2.

$$\boldsymbol{\sigma}(x, y) = \begin{bmatrix} 0,43 & 1,04 \\ 1,04 & 0,38 \end{bmatrix}, \quad \boldsymbol{\sigma}(1,2) = \begin{bmatrix} 1,45 & -0,02 \\ -0,02 & -0,64 \end{bmatrix} \quad (4-7)$$

Les éprouvettes $+45^\circ$ présentent les mêmes effets. Par contre, une contrainte hydrostatique négative est superposée au cisaillement dans le repère géométrique, équations (4-8) et (4-9).

$$\boldsymbol{\varepsilon}(x, y) = \begin{bmatrix} 0,03E-4 & 1,69E-4 \\ 1,69E-4 & 0,16E-4 \end{bmatrix}, \quad \boldsymbol{\varepsilon}(1,2) = \begin{bmatrix} -1,59E-4 & 0,07E-4 \\ 0,07E-4 & 1,78E-4 \end{bmatrix} \quad (4-8)$$

$$\boldsymbol{\sigma}(x, y) = \begin{bmatrix} -0,43 & 1,04 \\ 1,04 & -0,38 \end{bmatrix}, \quad \boldsymbol{\sigma}(1,2) = \begin{bmatrix} -1,45 & -0,02 \\ -0,02 & 0,64 \end{bmatrix} \quad (4-9)$$

Les tracés de contrainte dans le repère géométrique sont présentés sur la Figure 4-12 pour les éprouvettes $+45^\circ$ et -45° respectivement.

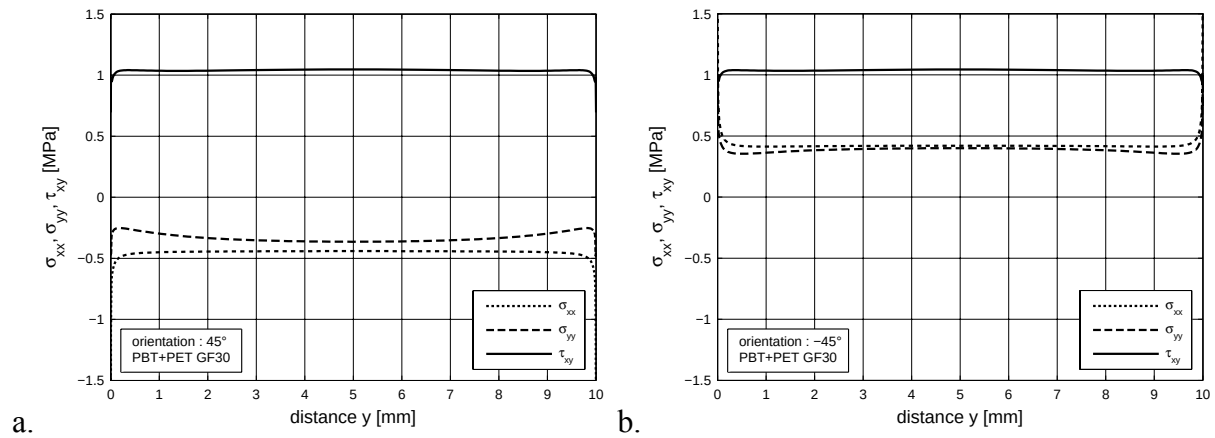


Figure 4-12 : Tracé des contraintes σ_{xx} , σ_{yy} , τ_{xy} . a. 45° . b. -45° .

La matrice des facteurs de surélévation de contrainte introduite en chapitre 3.4.2 est déterminée pour les différents essais dont les composantes sont documentées dans le Tableau 4-3. Ces matrices permettent de facilement calculer le champ de contrainte au point chaud pour un type d'éprouvette donné et un niveau de charge donné selon l'équation (3-2).

Tableau 4-3 : Composantes de la matrice des facteurs de surélévation de contrainte.

Eprouvette	$K_{t,xx}$	$K_{t,yy}$	$K_{t,zz}$	$K_{t,xy}$	$K_{t,xz}$	$K_{t,yz}$	Equation	Repère
0°	0	0	0	1,04	0	0	(3-2)	x, y, z cf. Figure 4-11.
45°	-0,43	-0,38	0	1,04	0	0	(3-2)	
90°	0	0	0	1,04	0	0	(3-2)	
-45°	0,43	0,38	0	1,04	0	0	(3-2)	

Les éprouvettes sont usinées et le respect des tolérances notamment des fonds d'entailles vifs est vérifié. Les plans des éprouvettes sont trouvés en Annexe D2.

Les essais statiques sont effectués à une vitesse de vérin de 1mm/min. Les déformations sont mesurées dans la section utile par des rosettes de jauges également utilisées pour les essais de torsion sur tube (Vishay EA-06-062RB-120).

Les courbes contrainte/déformation sont présentées sur la Figure 4-13 pour les quatre types d'éprouvettes.

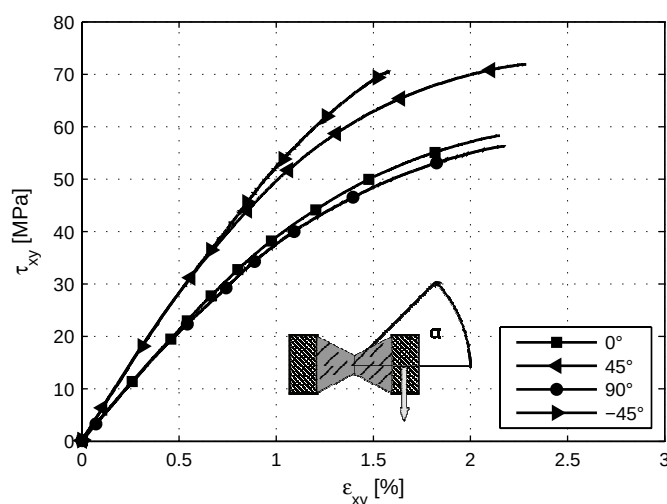


Figure 4-13 : Essais statiques à 1mm/min.

Les éprouvettes 0° et 90° affichent un module τ_{xy}/ϵ_{xy} de 2162 MPa et de 2151 MPa, ce qui est très proche, Tableau 4-4. Même si l'orientation des fibres n'est pas la même, mécaniquement le chargement consiste toujours dans les mêmes contraintes de cisaillement. Nous notons un écart de 13% par rapport aux tubes, Tableau 4-4. Cependant, les deux essais devraient être

comparables en termes de module [Swa85]. En prenant en compte également l'erreur du modèle éléments finis pour l'éprouvette en traction à 45° observée en chapitre 3.4.2, l'essai de torsion sur tube est soupçonné de ne pas représenter le module de cisaillement dû à la mesure ou à l'essai. En revanche, il est intéressant de noter que les contraintes à rupture $\tau_{xy,max}$ des essais de cisaillement 0° et 90° et celle de l'essai de torsion sont comprises dans une fourchette de 3%.

Tableau 4-4 : Résultats des essais statiques.

Eprouvette	Orientation [°]	$\tau_{xy} / \varepsilon_{xy}$ [MPa]	Erreur [%]	$\tau_{xy,max}$ [MPa]	$\varepsilon_{xy,rupt}$ [%]
Iosipescu	0	2162	-13,1	58,6	2,15
Iosipescu	45	2948	5,1	72,2	2,18
Iosipescu	90	2151	-12,6	56,5	2,29
Iosipescu	-45	2928	5,9	70,7	1,58
Tube torsion	0	1879	-2,7	57,4	>5,00

Les essais à +45° et à -45° ont un comportement plus raide par rapport aux éprouvettes 0° et 90° car les fibres sont orientées dans le sens d'une des déformations principales. Les modules $\tau_{xy}/\varepsilon_{xy}$ ainsi que les résistances à rupture $\tau_{xy,max}$ sont très similaires pour les deux essais.

Les erreurs de module $\tau_{xy}/\varepsilon_{xy}$ par rapport aux modules obtenus par la simulation éléments finis sont élevées pour les éprouvettes 0° et 90° d'environ 13%. En fait, la simulation calcule un module de 1879 MPa ce qui est la valeur de G_{12} donnée comme paramètre de la loi orthotrope. Cela met encore en question l'essai ou la mesure du module sur tube en torsion. Par contre, les modules sur les éprouvettes 45° et -45° sont bien prédits. Pour ce chargement, les modules E_1 et E_2 interviennent. Ces modules étaient mesurés sur éprouvette plate UD et semblent être des paramètres proprement mesurés.

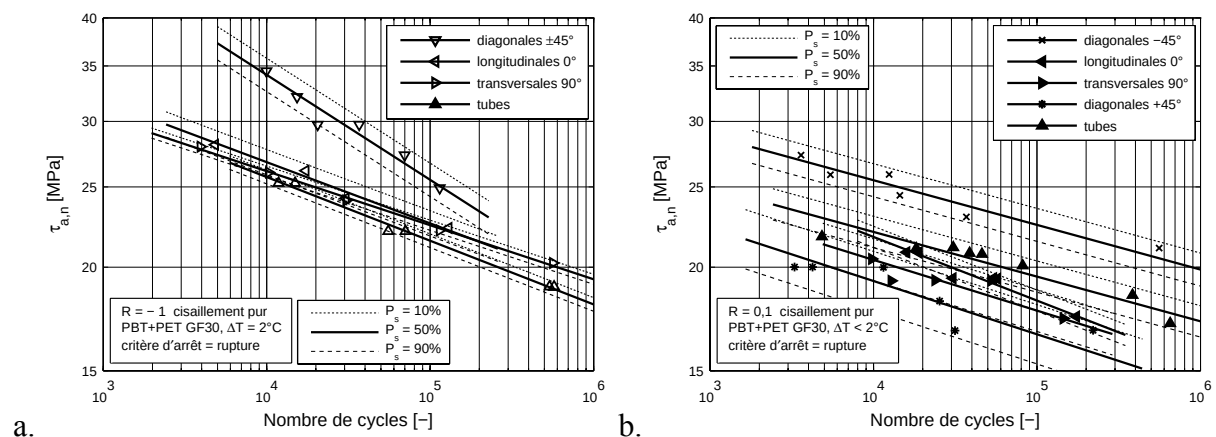


Figure 4-14 : Essais de fatigue sur éprouvettes plates en cisaillement pur. a. $R=-1$. b. $R=0,1$.

Les essais de fatigue sont effectués pour les deux différents rapports de charge $R=-1$ et $R=0,1$. Nous constatons que pour le rapport de charge $R=-1$ nous n'avons que trois cas d'orientation : 0° , 90° et $\pm 45^\circ$. Les éprouvettes 0° et 90° affichent quasiment les mêmes résultats que les tubes en torsion ce qui indique que l'essai de cisaillement est bien mis en œuvre car les trois essais sont très similaires au niveau de la microstructure et de la sollicitation.

La microstructure est légèrement différente dans le cas des tubes et des éprouvettes plates mais elle a peu d'influence car les couches transversalement orientées et longitudinalement orientées voient la même sollicitation, le cisaillement plan longitudinal et transversal aux fibres. En outre, les facteurs de concentration de contrainte sont quasiment identiques pour ces trois essais. Les plans de rupture sont bien dans la section utile et donc dans le plan du cisaillement maximal, Figure 4-15-a et Figure 4-15-b.

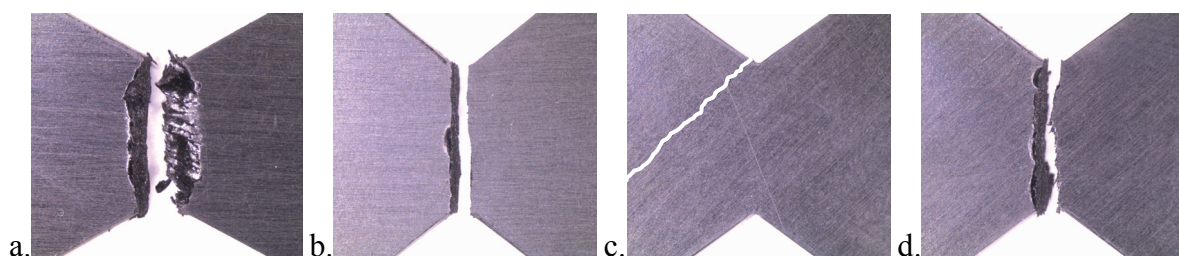


Figure 4-15 : Zones de rupture pour $R=-1$ a. 0° . b. 90° . c. $\pm 45^\circ$. d. $\pm 45^\circ$ à $\sigma_a=34,5\text{MPa}$.

Les essais à $\pm 45^\circ$ sont plus résistants et présentent un coefficient de pente $m=7,8$ plus faible que les autres courbes ($m=13,5$ et $m=15,3$), Tableau 4-5. Cette pente altérée est peut être liée à un changement de mécanisme.

Tableau 4-5 : Résultats des essais de fatigue en cisaillement pur.

Eprouvette	Orientation [°]	$\frac{\sigma_H}{\sqrt{J_2}}$ [-]	R [-]	Pente m [-]	Ordonnée à l'origine σ_f [MPa]	$\sigma(10^6)$ [MPa]	T_S [-]	T_N [-]
Tube	0°	0	-1	13,0	52,18	18,04	1,04	1,64
Iosipescu	0°	0	-1	13,5	52,9	19,1	1,07	2,59
Iosipescu	± 45	$\pm 0,25$	-1	7,8	109,6	19,0	1,10	2,08
Iosipescu	90	0	-1	15,3	47,7	19,3	1,03	1,54
Tube	0°	0	0,1	18,5	36,3	17,2	1,09	5,00
Iosipescu	0°	0	0,1	13,0	44,2	15,3	1,06	2,15
Iosipescu	$+45$	-0,25	0,1	15,6	34,8	14,3	1,18	13,00
Iosipescu	90	0	0,1	16,3	35,9	15,4	1,12	6,66
Iosipescu	-45	+0,25	0,1	18,5	41,9	19,9	1,10	5,5

Dans un régime de faibles contraintes, l'éprouvette ne casse pas dans la section utile mais sur le bord proche du fond d'entaille probablement dû à la surcontrainte observée par le calcul, Figure 4-11-c et Figure 4-15-c. Cependant, l'éprouvette casse dans la section utile selon la Figure 4-15-d dans un régime de hautes contraintes. Probablement, pour de hautes contraintes une régularisation de type viscoplastique a lieu à l'endroit des surcontraintes locales. Cette courbe SN ($R=-1$) n'est donc pas rigoureusement comparable aux autres mais indique, par son côté plus résistant, que le cas des éprouvettes 0° et 90° semble montrer le cas le plus critique en cisaillement. Ce résultat est, d'un côté, une bonne nouvelle car l'essai de torsion peut être considéré comme le cas critique mais d'un autre côté il engendre un dimensionnement un peu trop conservatif. Une conclusion définitive sur ce point nécessite une analyse prenant en compte la répartition des contraintes dans l'éprouvette vue alors comme une structure.

Pour le rapport de charge de $R=0,1$, les éprouvettes 0° et 90° présentent également des résultats très proches de ceux obtenus sur éprouvettes tubulaires en torsion. Toutefois, la tenue en fatigue des éprouvettes 0° et 90° est légèrement moins élevée que celle des éprouvettes tubulaires.

Bien que les éprouvettes 0° amorcent dans le fond d'entaille, la rupture se produit dans un plan normal à la contrainte principale, Figure 4-16-a. L'éprouvette 90° casse nettement dans la section utile, Figure 4-16-b. Nous allons détailler dans le chapitre suivant le rôle de la phase de propagation macroscopique, en particulier nous montrerons que cette phase est négligeable dans la durée de vie totale. Dans le domaine de durées de vie où nous travaillons, il faut se concentrer plus sur le lieu d'amorçage de la fissure plutôt que le chemin de propagation macroscopique.

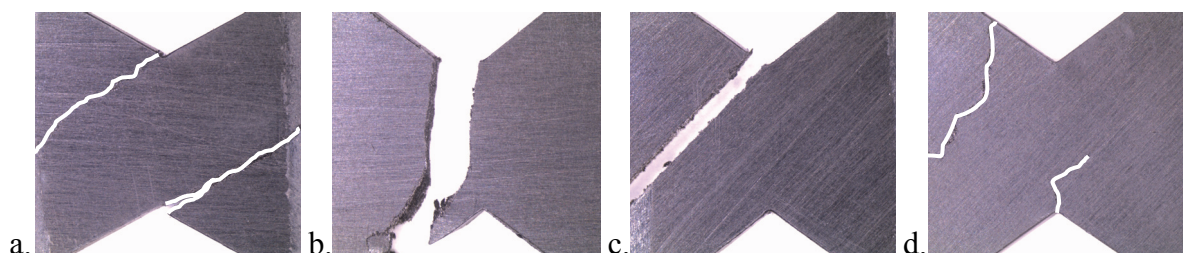


Figure 4-16 : Zones de rupture pour $R=0,1$. a. 0° . b. 90° . c. $+45^\circ$ d. -45° .

Les éprouvettes diagonales à $+45^\circ$ présentent une tenue de fatigue réduite par rapport aux essais de torsion. La rupture amorce dans le fond d'entaille et se produit dans le plan de la contrainte principale parallèle aux fibres, Figure 4-16-c. Les éprouvettes diagonales à -45° ont une tenue de fatigue élevée par rapport aux autres éprouvettes. Nous observons deux fissures sur l'éprouvette cassée et nous ignorons quelle fissure est la première à apparaître, Figure 4-16-d. Ce dernier constat nous montre que le rapport de charge joue un rôle important sur les effets d'orientation et la conclusion précédente à $R=-1$ que le cisaillement à 0° et 90° serait le cas le plus pénalisant n'est plus valable à $R=0,1$.

Les éprouvettes 0° et 90° valident l'essai d'Iosipescu par rapport aux essais sur tubes en torsion. Les essais à 45° constituent une nouveauté et nous allons dans une première analyse essayer de les décrire avec le critère de Tsai Hill, équation (2-15). Ce critère était bien validé par Bernasconi et De Monte pour les chargements en fatigue sur éprouvettes plates en traction [Ber07, Mon07]. Quid de la pertinence de ce critère vis-à-vis à des chargements biaxiaux dans le plan de contraintes σ_1 - σ_2 . Les paramètres du critère de Hill pour ce cas sont les contraintes à rupture des éprouvettes longitudinales et transversales pour un rapport de charge et un nombre de cycles donnés. Ainsi, avec les tenseurs de contrainte dans le repère du matériau des éprouvettes 45° et -45° en cisaillement, équations (4-7) et (4-9) des diagrammes de $\sigma_2=f(\sigma_1)$ sont tracés sur la Figure 4-17 pour les deux durées de vie 10^3 et 10^6 cycles.

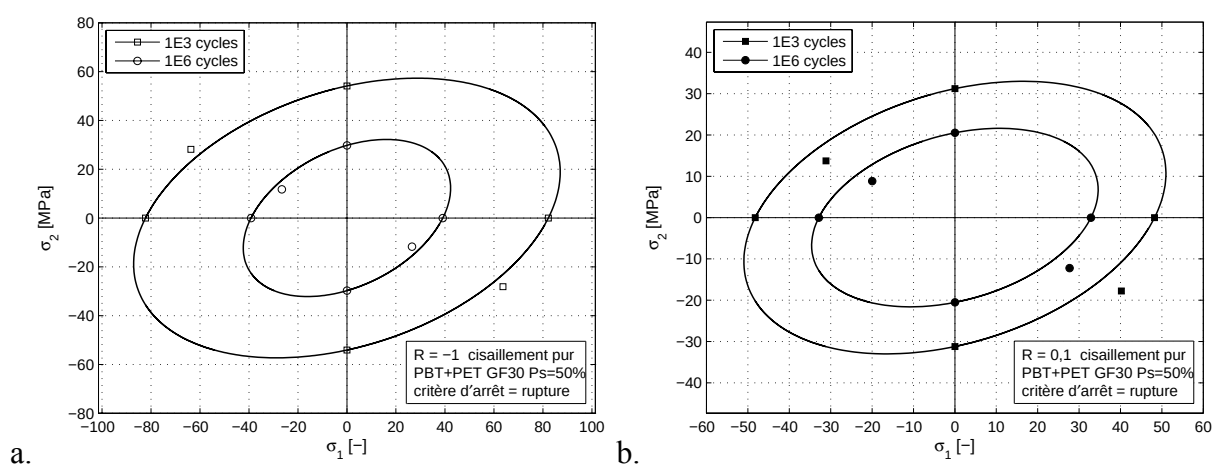


Figure 4-17 : Critère de Tsai Hill pour a. $R=-1$ et b. $R=0,1$.

Pour le rapport de charge de $R=-1$ sur la Figure 4-17-a, les contraintes σ_1 et σ_2 des éprouvettes $\pm 45^\circ$ sont tracées pour le maximum et le minimum de la charge appliquée (quadrant 2 et 4). Le critère de Tsai Hill étant symétrique par rapport à l'origine, la sévérité serait la même lors du minimum et du maximum du cycle. Pour les deux durées de vie, les prédictions du critère sont en bonne corrélation par rapport aux résultats mécaniques.

Les résultats pour le rapport de charge de $R=0,1$ sont présentés dans la Figure 4-17-b. Les éprouvettes $+45^\circ$ se situent dans le deuxième quadrant. Le critère surestime la tenue en fatigue pour les deux durées de vie. Les points qui correspondent aux éprouvettes -45° se trouvent dans le quatrième quadrant. Pour ce chargement, le critère sous-estime les contraintes admissibles. L'influence de la contrainte moyenne semble donc avoir une influence différente pour les deux cas de chargement. Forte réduction de l'amplitude pour les éprouvettes 45° et très légère réduction pour les éprouvettes -45° . Même si le critère de Tsai Hill décrit bien les essais à 45° ($R=-1$), l'influence de la contrainte moyenne différente pour les deux essais $+45^\circ$ et -45° ($R=0,1$) n'est pas captée. En outre, le critère a besoin de six courbes SN pour sa description complète en 2D et n'est que valable pour une microstructure. L'enjeu est donc, de mieux décrire cet effet de contrainte moyenne plus prononcé pour les éprouvettes 45° ,

d'intégrer la microstructure dans le critère et d'arriver à réduire les courbes SN de caractérisation.

En conclusion, la campagne sur l'essai de cisaillement pur nous a permis de mettre au point un nouvel essai au laboratoire qui permet de solliciter des éprouvettes plates en cisaillement pur. Les essais sur tubes sont bien reproduits avec notre essai, ce qui valide l'expérience pour cette classe de matériau. Nous avons pu montrer grâce à notre essai que l'orientation à 45° présente un comportement complexe qui dépend du rapport de charge.

De plus, ce montage installé sur la machine de traction/torsion peut effectuer une sollicitation complexe flexion pure/cisaillement pur, ce qui va permettre dans l'avenir de mieux comprendre les effets de flexion sur éprouvette plate. Ceci représente un enjeu important pour les pièces injectées qui sont assez fines alors qu'aucun résultat n'est disponible dans la littérature sur ce sujet à notre connaissance. Les essais à gradient de contrainte en cisaillement pur étant difficile à réaliser sur tubes en torsion [Mon07], l'essai proposé peut générer un champ de contrainte comportant un gradient de contrainte maîtrisé grâce à la simulation numérique.

4.3 Analyse de l'effet de la contrainte moyenne

L'influence de la contrainte moyenne est d'abord évaluée sur la base des essais effectués sur haltères K_t 1 et sur les éprouvettes tubulaires en traction, en torsion et en traction/torsion. Ensuite, les essais en cisaillement pur sont abordés.

Pour avoir une vue globale de l'effet de la contrainte moyenne, les amplitudes de contrainte et les contraintes moyennes pour une durée de vie de 10³ cycles et une durée de vie de 10⁶ cycles sont calculées à 50% de probabilité de survie.

Le résultat pour les éprouvettes plates en traction et les tubes en traction, en torsion et en traction/torsion est affiché dans un diagramme de Haigh présenté sur la Figure 4-18. Afin de caractériser l'effet de la contrainte moyenne, nous allons nous appuyer sur la sensibilité à la contrainte moyenne M proposé par Schütz [Sch65], équation (4-10). Cependant, nous allons employer l'amplitude de contrainte et la contrainte moyenne à R=0,1 au lieu de R=0.

$$M = \frac{\sigma_a(R = -1) - \sigma_a(R = 0)}{\sigma_m(R = 0)} \quad (4-10)$$

Pour la durée de vie de 10⁶ cycles, l'influence de la contrainte moyenne varie en fonction des différentes conditions d'essai. Tandis que les tubes en traction affichent l'influence la plus prononcée avec M=0,46, les amplitudes des tubes en torsion restent quasiment inchangées avec la contrainte moyenne, Tableau 4-6. A l'instar des tubes en traction, les éprouvettes transversales affichent également une forte dépendance de l'amplitude de la contrainte moyenne avec M=0,41.

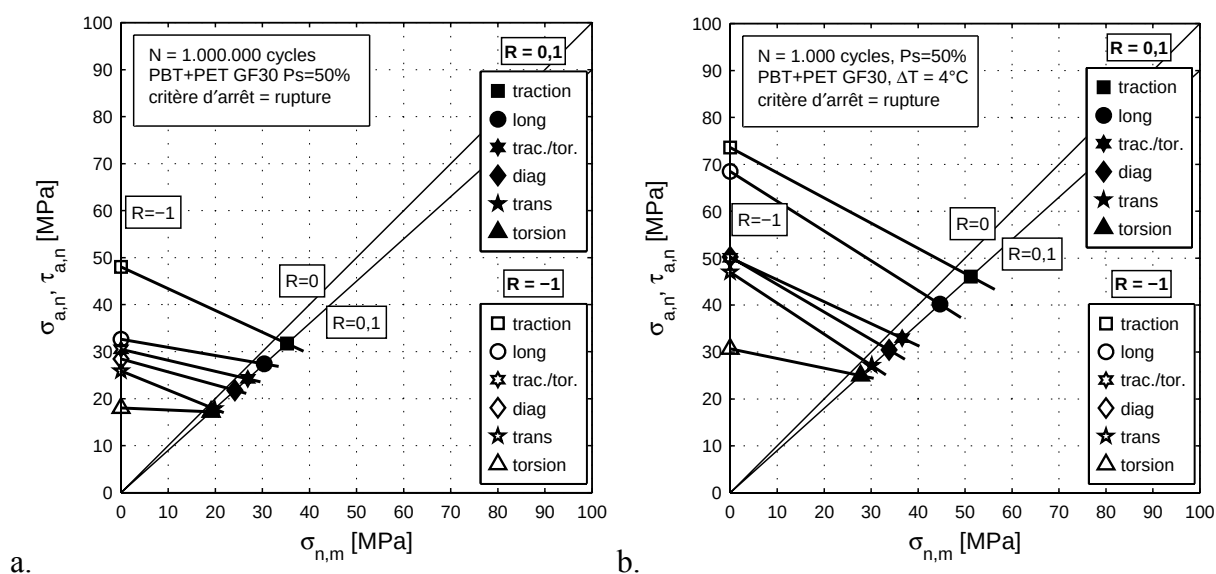


Figure 4-18 : Diagramme de Haigh pour une durée de vie de a. 10^6 cycles et b. 10^3 cycles.

Les autres cas de sollicitation affichent des sensibilités à la contrainte moyenne semblables comprises entre $M=0,17$ et $M=0,28$. Il est intéressant de remarquer que le tube en traction/torsion avec un ratio de 2/1 affiche une sensibilité à la contrainte moyenne peu élevée même si les tubes en traction affichaient une sensibilité élevée. En fait, la composante du cisaillement faible présente tout de même l'effet prépondérant pour cette sollicitation multiaxiale.

Tableau 4-6 : Sensibilités à la contrainte moyenne pour 10^3 et 10^6 cycles en traction, torsion.

Eprouvette	Sollicitation	Orientation	$M(10^3)$	$M(10^6)$
		[°]	[-]	[-]
Haltère	Traction	0°	0,63	0,17
Haltère	Traction	45°	0,59	0,28
Haltère	Traction	90°	0,66	0,41
Tube	Traction	0°	0,54	0,46
Tube	Traction/Torsion	0°	0,47	0,23
Tube	Torsion	0°	0,21	0,04

La sensibilité à la contrainte moyenne M est tracée en fonction du rapport de la contrainte hydrostatique (σ_H)/racine du deuxième invariant du déviateur du tenseur de contrainte (J_2) sur la Figure 4-19 afin d'évaluer l'influence de la contrainte hydrostatique, équation (4-11) et (4-12). Pour les deux durées de vie (10^6 cycles et 10^3 cycles), la sensibilité à la contrainte moyenne est plus prononcée avec la présence d'une contrainte hydrostatique. On remarque également que l'influence à la contrainte moyenne n'est que fonction de la contrainte hydros-

tatique mais aussi de la microstructure car les éprouvettes plates affichent différents coefficients M bien que le rapport $\sigma_H/J_2^{0,5}$ soit le même. Toutefois, la dispersion, même si elle est faible, pourrait également jouer un rôle.

$$\sigma_H = I_1 / 3 = (\sigma_{xx} + \sigma_{yy} + \sigma_{zz}) / 3 \quad (4-11)$$

$$J_2 = \frac{1}{6} [(\sigma_{xx} - \sigma_{yy})^2 + (\sigma_{yy} - \sigma_{zz})^2 + (\sigma_{zz} - \sigma_{xx})^2 + 6(\tau_{xy}^2 + \tau_{yz}^2 + \tau_{zx}^2)] = \frac{1}{3} \sigma_{vm}^2 \quad (4-12)$$

En outre, notamment pour la durée de vie de 10^3 cycles, la contrainte déviatorique influence légèrement la sensibilité à la contrainte moyenne comme le témoigne le facteur M de 0,21 rencontré sur les tubes en torsion.

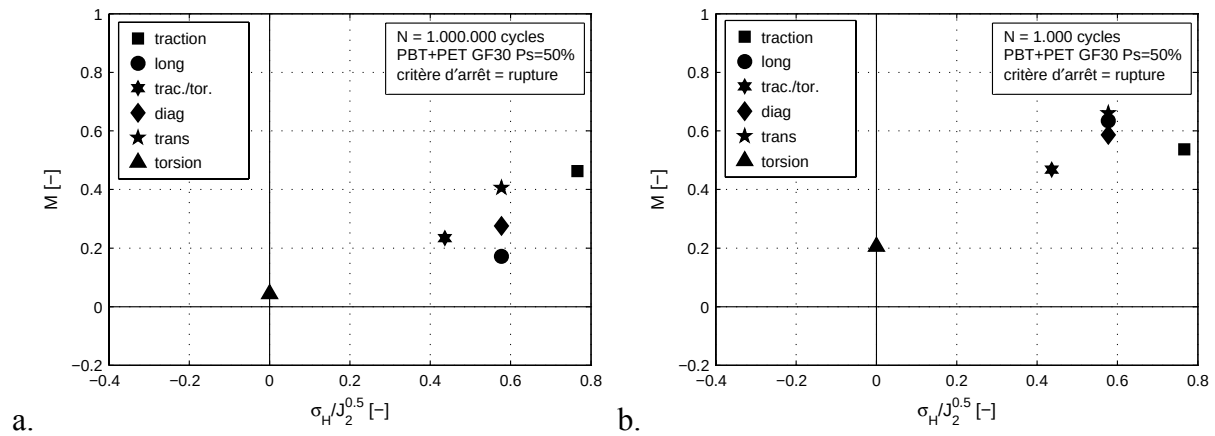


Figure 4-19 : Sensibilité à la contrainte moyenne en fonction du rapport $\sigma_H / \sqrt{J_2}$. a. 10^6 cycles. b. 10^3 cycles.

Dans la suite, la notion de la microstructure doit être intégrée dans le critère afin de tenter de décrire l'influence de la contrainte moyenne non seulement en fonction de la contrainte hydrostatique mais également en fonction de l'orientation des fibres.

Après avoir étudié l'influence de la contrainte moyenne sur les essais classiques en traction et en torsion sur tubes, les résultats sur l'essai de cisaillement sont intégrés dans les diagrammes $M=f(\sigma_H/J_2^{0,5})$, Figure 4-20. Les sensibilités à la contrainte moyenne sont documentées dans le Tableau 4-7. On remarque que notamment l'essai de cisaillement $+45^\circ$ pour la durée de vie de 10^3 cycles affiche une sensibilité à la contrainte moyenne accrue. La prise en compte de la contrainte hydrostatique à l'échelle macroscopique ne semble pas le critère pertinent afin de prendre en compte les effets rencontrés sur cet essai. En fait, pour ce chargement, une traction est générée perpendiculairement aux fibres tandis qu'une compression plus élevée d'un facteur deux est exercée dans le sens des fibres. La contrainte hydrostatique devient ainsi négative. Cependant, la traction perpendiculaire aux fibres semble gouverner l'influence de la contrainte moyenne davantage que la contrainte hydrostatique macroscopique.

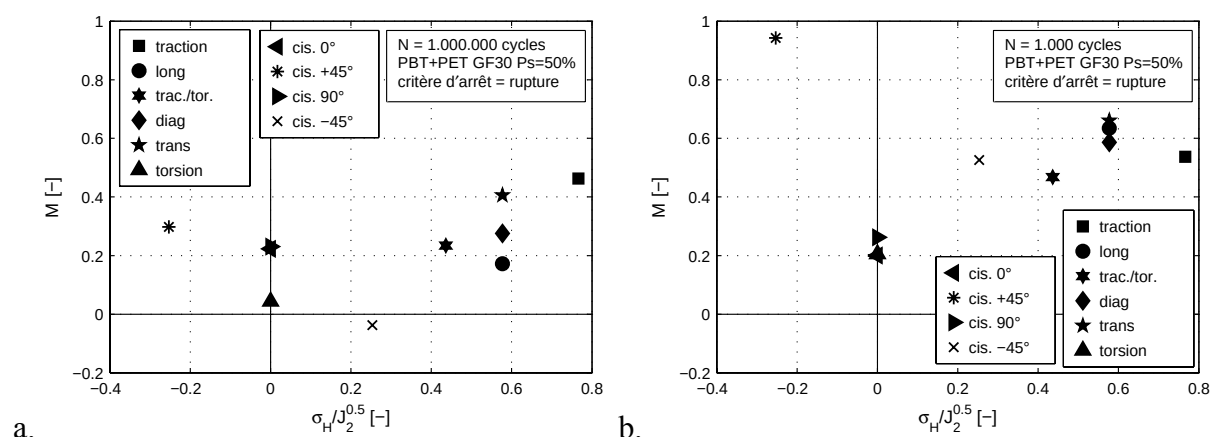


Figure 4-20 : Influence de la contrainte moyenne intégrant les résultats de l'essai cisaillement pur. a. 10^6 cycles. b. 10^3 cycles.

L'analyse de l'effet de la contrainte moyenne en traction et en torsion dans le domaine des grandes durées de vie nous permet de tirer deux conclusions importantes pour la suite de notre étude. En premier lieu, il semble que d'un point de vue macroscopique l'amplitude du cisaillement joue un rôle plus important que le maximum ou la moyenne de cette grandeur. Ce résultat est un constat expérimental validé d'un point de vue macroscopique, il convient probablement de mener une analyse locale prenant en compte la microstructure pour expliquer un tel comportement. En second lieu, il semble que la contrainte hydrostatique joue un rôle important pour expliquer l'influence de la contrainte moyenne. Cette grandeur mécanique suggère un rôle non négligeable de la cavitation mais demande aussi une analyse locale pour expliquer cela en détail.

Tableau 4-7 : Sensibilités à la contrainte moyenne pour 10^3 et 10^6 cycles en cisaillement pur.

Eprouvette	Sollicitation	Orientation [°]	$M(10^3)$ [-]	$M(10^6)$ [-]
Iosipescu	Cisaillement	0°	0,20	0,22
Iosipescu	Cisaillement	45°	0,94	0,30
Iosipescu	Cisaillement	90°	0,26	0,23
Iosipescu	Cisaillement	-45°	0,53	-0,04

4.4 Analyse des résultats expérimentaux

Cette campagne expérimentale va servir de base à la suite de nos travaux. D'une part pour orienter l'étude des mécanismes d'endommagement en fatigue et d'autre part pour la validation d'un critère de fatigue. Nos résultats sont complétés par ceux effectués au LBF sur le

PA66 GF35, Annexe C. Avant d'aborder la suite de nos travaux, il est cependant possible de faire quelques conclusions intéressantes sur la base de ces premiers résultats.

Les tests de fatigue effectués semblent montrer que la contrainte diminue de façon continue même pour les grandes durées de vie. Ce matériau ne présente pas d'asymptote horizontale dans le domaine des grandes durées de vie et il est donc nécessaire de ne pas employer la notion de la limite de fatigue mais de parler d'une contrainte de référence pour un nombre de cycles donné (p.ex. 10^6 cycles). Globalement, nous avons vu que la dispersion est très faible (T_S compris entre 1:1,02 et 1:1,18) pour l'ensemble des essais multiaxiaux réalisés et ceci quel que soit le type d'éprouvette. Ceci tend à montrer que le volume de matériau sollicité pour nos éprouvettes est bien adapté pour représenter les hétérogénéités de microstructure. Il faudra par la suite effectuer une analyse du comportement sur pièce avant de transposer ce résultat sur structure.

Le comportement en traction sur éprouvette plate est influencé par l'orientation des fibres comme le montrent de nombreux autres résultats de la bibliographie. La comparaison des résultats de traction sur tube et sur plat nous montre qu'il faut tenir compte d'une part, de la réalité de la microstructure et, d'autre part, de l'hétérogénéité du champ de contrainte, ce qui est important en vue de l'application à une structure. Pour pouvoir décrire finement l'effet de l'anisotropie, le caractère multicouche et l'effet d'un champ de contrainte biaxial, nous aurons besoin dans la suite d'un critère multiaxial qui prend en compte l'orientation des fibres. Ce critère devra prendre en compte l'influence de la contrainte moyenne et nous avons montré que cette influence est assez importante dans le cas de la traction.

La réponse en fatigue du matériau à une sollicitation de cisaillement pur montre le caractère sévère de ce type de chargement vis-à-vis de l'endommagement (les tests ont été réalisés sur plat et sur tube). L'orientation des fibres en présence du cisaillement pur joue aussi un rôle non négligeable comme en traction, l'analyse des résultats demande cependant un peu de prudence car les essais sont assez complexes et demandent une analyse par le biais d'un critère couplé à une description de la microstructure. Cependant, nous avons comparé les résultats obtenus au critère de Tsai Hill. Il est important de remarquer la très faible influence de la contrainte moyenne dans le cas du cisaillement pur à 0° et 90° . En revanche, l'influence de la contrainte moyenne est plus élevée pour les sollicitations de $+45^\circ$ et -45° , sollicitations qui génèrent des contraintes normales dans la direction des fibres et transversales aux fibres.

Ces résultats peuvent être analysés tels quels en première approximation de sorte à dégager les grandeurs mécaniques pertinentes pour une analyse macroscopique du problème de fatigue. Cependant, comme nous l'avons mentionné tout au long de notre analyse, il semble nécessaire de prendre en compte l'hétérogénéité de la microstructure et des champs mécaniques pour mener une analyse plus fine des paramètres qui gouvernent la tenue en fatigue. De plus ce travail doit être complété par une analyse des mécanismes d'endommagement à l'échelle des fibres.

5 Mécanismes de rupture

Afin de comprendre le comportement en fatigue des thermoplastiques renforcés par des fibres de verre courtes, le déroulement de l'endommagement doit être cerné du début de l'essai jusqu'à la fin. C'est pour cette raison que des observations ciblées sont entreprises à l'aide d'outils appropriés.

L'analyse des mécanismes de rupture porte sur le PBT+PET GF30, matériau sur lequel peu d'informations sont disponibles dans la littérature. Le travail se limite aux sollicitations ondu-
lées au rapport de charge de $R=0,1$ même si quelques courbes d'hystérésis à $R=-1$ sont présentées en début de ce chapitre 5.

L'endommagement au cours de l'essai est quantifié à travers l'évolution des grandeurs mécaniques comme la raideur, l'amortissement et la déformation moyenne. Une fois que ces évolutions sont connues, leur cause est étudiée. Pour cela, cette étude s'appuie sur la technique des cryofractures afin de révéler l'endommagement ayant lieu dans le volume.

La technique des répliques et l'emploi d'une caméra infrarouge nous permet de suivre les évolutions d'endommagement qui se manifestent en surface. Ainsi, des fissures peuvent être repérées et le moment de leur apparition est crucial pour la définition d'un critère de fatigue.

Enfin, les faciès de rupture sont étudiés à l'aide du MEB. Les observations précédentes permettent de bien caractériser les différents aspects et ainsi un scénario de rupture est proposé.

5.1 Evolution des grandeurs mécaniques au cours d'essai

La réponse au chargement mécanique d'un matériau à constituant polymérique varie potentiellement en fonction de plusieurs facteurs dont la température, la vitesse de chargement ou le temps de sollicitation, l'état d'endommagement du matériau [Alt89, Hor97, Wäb97, Nou09, Nod01, Tak94]. L'ampleur de ces dépendances est fonction des conditions de sollicitation et peut évoluer en cours d'essai. Dans le cas des essais de fatigue, nous observons en général une perte de raideur, une augmentation de l'amortissement suivant Lazan [Laz68] et de la déformation moyenne. D'autres grandeurs macroscopiques observables peuvent aussi varier comme par exemple la rugosité de surface [Cas06]. Ces évolutions de grandeurs sont liées à des mécanismes de fatigue propres au matériau. Dans une approche scientifique, les évolutions sont d'abord caractérisées, ensuite l'endommagement associé est identifié et dans certains cas une corrélation est effectuée.

Nous allons ensuite présenter les évolutions de la raideur dynamique, de l'amortissement et de la déformation moyenne. La raideur dynamique est calculée suivant l'équation (5-1) pour un cycle donné.

$$E_{dyn} = \frac{\sigma_{max} - \sigma_{min}}{\varepsilon_{max} - \varepsilon_{min}} \quad (5-1)$$

L'amortissement suivant Lazan est le rapport entre l'aire de la courbe d'hystérésis et l'aire qui est comprise entre la ligne médiane de la courbe d'hystérésis et l'abscisse [Laz68]. L'aire de la courbe d'hystérésis correspond à l'énergie dissipée d'une manière ou d'une autre et l'aire comprise entre la ligne médiane de la courbe d'hystérésis et l'abscisse représente l'énergie emmagasinée lors du chargement. Ainsi, l'amortissement suivant Lazan correspond à l'équation (5-2).

$$\lambda = \frac{E_{diss}}{E_{emm}} \quad (5-2)$$

La ligne médiane divise la courbe d'hystérésis en deux en sorte que pour toute valeur de déformation, la contrainte de la ligne médiane soit située au milieu de la contrainte de la branche ascendante et celle de la branche descendante. Enfin, la déformation moyenne est la valeur pour laquelle la contrainte moyenne de la ligne médiane est observée. Le lecteur trouvera des informations plus détaillées sur le calcul de ces grandeurs dans la thèse d'Altstädt [Alt89]. L'extensomètre est placé sur le grand côté des éprouvettes pour les essais à $R=0,1$. Par contre, pour les essais à $R=-1$, l'extensomètre a été positionné sur la tranche à cause du raidisseur. La longueur initiale de l'extensomètre est de 27,5mm tandis que la longueur de la section utile est de 30mm. La rupture a lieu au raccordement du rayon de l'éprouvette qui est situé en dehors de la zone de mesure.

La courbe d'hystérésis peut être le résultat de plusieurs contributions : des couplages thermo-élastiques et des mécanismes dissipatifs de plusieurs natures comme la viscoélasticité, la plasticité et l'endommagement, lesquels peuvent évoluer au cours du cyclage. Dans la première partie de cette analyse, nous n'évoquerons pas les couplages thermiques, faute d'une information précise sur les évolutions de température à l'échelle du cycle. En général, la courbe gonfle et se couche en fonction de la durée de vie et des conditions d'essai. Les courbes d'hystérésis pour le rapport de charge $R=-1$ sont présentées sur la Figure 5-1 pour le premier cycle, 20% de la durée de vie, 80% de la durée de vie et le dernier cycle.

Les éprouvettes longitudinales présentent des courbes d'hystérésis peu modifiées par la sollicitation en fatigue, Figure 5-1-a. L'aire constante de ces boucles suggère que les évolutions viscoélastiques de la matrice au cours du cyclage sont de second ordre par rapport au comportement des fibres (ce que confirme l'absence d'évolution notable de la raideur dynamique). D'éventuels mécanismes d'endommagement ne semblent pas non plus affecter la raideur de façon détectable. Les éprouvettes transversales affichent un comportement moins raide au début du cyclage : ceci est cohérent avec une sollicitation accrue de la matrice polymère. Elles présentent ensuite une légère augmentation de la déformation maximale au cours de l'essai tandis que la déformation minimale varie peu, Figure 5-1-b. Cette évolution dissymétrique des

boucles au cours du temps peut correspondre à une manifestation de la viscoélasticité de la matrice dont le comportement en traction et compression est susceptible d'être différent. Le dernier cycle présente une perte importante de déformation maximale ce qui n'est par contre pas attribué à l'endommagement dans la zone de mesure. L'extensomètre étant positionné sur la tranche de la section utile, l'endommagement important en fin d'essai au niveau du raccordement qui est situé en dehors de la zone de mesure et du même côté que l'extensomètre réduit la déformation mesurée.

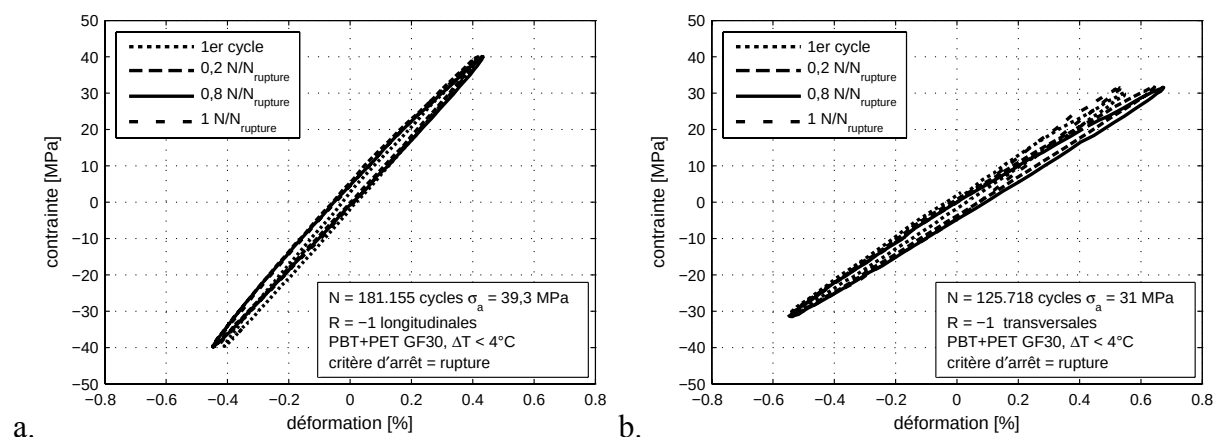


Figure 5-1 : Courbes d'hystérésis à $R=-1$ pour éprouvettes a. longitudinales. b. transversales.

Enfin, le comportement en traction et en compression est le même pour les deux types d'éprouvettes testés. Les courbes d'hystérésis qui penchent au niveau du zéro de charge comme pour le SMC ne sont pas observées [Alt89, Kli05].

Les diagrammes contrainte/déformation à $R=0,1$ sont présentés sur la Figure 5-2.

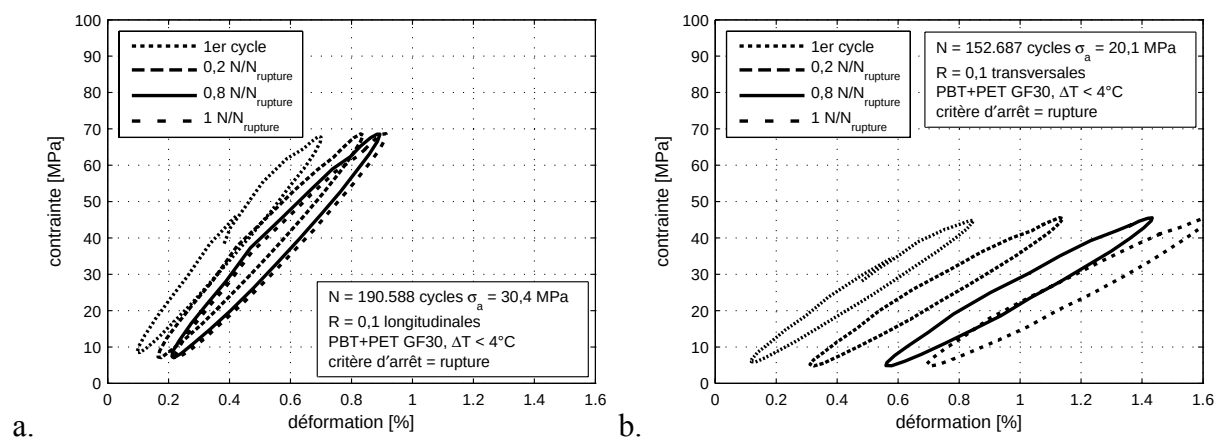


Figure 5-2 : Courbes d'hystérésis à $R=0,1$ pour éprouvettes a. longitudinales. b. transversales.

Les courbes d'hystérésis sont davantage gonflées en comparaison au rapport de charge de $R=-1$. Plusieurs phénomènes peuvent expliquer cette observation. D'une part, la contrainte

maximale plus élevée peut accroître l'endommagement, augmentant ainsi les sources de dissipation et l'aire de la boucle d'hystérésis. L'évolution de la raideur dynamique n'apparaît pourtant pas très importante, mais elle ne l'était pas davantage dans le cas des essais sur éprouvettes longitudinales à $R=-1$. D'autre part, la contribution visqueuse peut aussi être plus importante. Le décalage des boucles d'hystérésis vers les déformations croissantes suggère d'ailleurs un fluage du matériau sous l'effet de la contrainte moyenne. Cette variation de la déformation moyenne sous l'influence de la charge moyenne a déjà été constatée par Horst [Hor97]. Cet effet de rochet est très prononcé au début de la durée de vie. Ensuite, la déformation moyenne évolue jusqu'à la rupture finale. Les éprouvettes transversales, pour lesquelles la matrice est plus fortement sollicitée, présentent une accentuation cohérente de cet effet.

Dans la suite, nous allons nous limiter au rapport de charge $R=0,1$.

La perte de raideur de notre matériau est analysée à travers la raideur normée par la raideur initiale en fonction de la durée de vie normée par la durée de vie à la rupture pour tous les niveaux de charge testés, Figure 5-3. Les éprouvettes longitudinales présentent une perte de raideur en trois étapes. La première étape est une forte perte jusqu'à 10% de durée de vie. La deuxième étape est une évolution de la raideur quasi linéaire et la troisième étape correspond à une très forte perte de raideur. Toutefois, cette troisième phase est rarement observée. Les pertes de raideur se situent autour de 10% pour tous les niveaux de charges avec une tendance vers des pertes légèrement plus élevées pour les hauts niveaux de charge. A la fois une augmentation de l'endommagement et des phénomènes viscoélastiques pourraient contribuer à cette évolution.

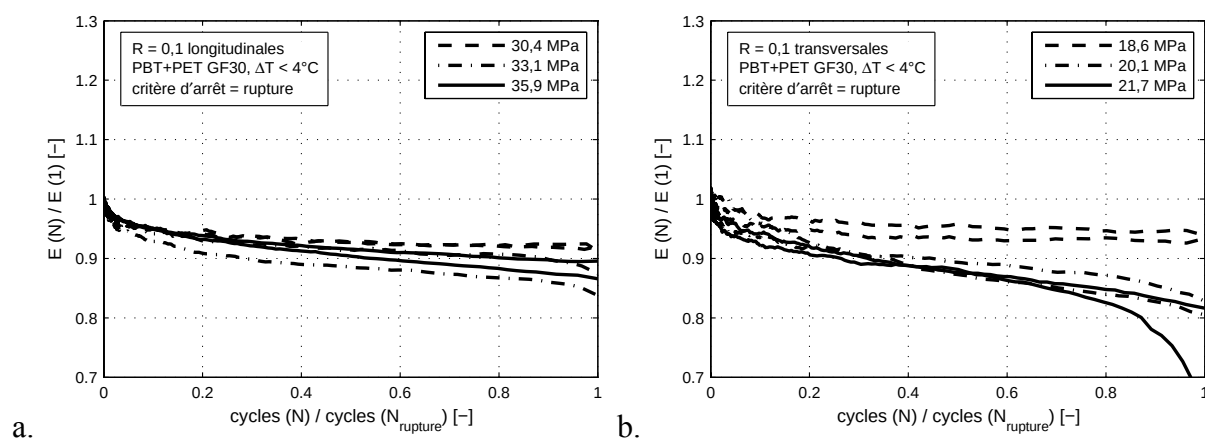


Figure 5-3 : Perte de raideur à $R=0,1$ pour les éprouvettes a. longitudinales. b. transversales.

Les éprouvettes transversales affichent une perte de raideur semblable pour les bas niveaux de charge. Par contre, lorsque l'amplitude de charge est élevée, la perte de raideur est beaucoup plus prononcée jusqu'à des pertes de 20%. Cette observation pourrait être expliquée par une sollicitation accrue de la matrice viscoélastique. Néanmoins, il n'est pas possible d'exclure une contribution également plus importante de mécanismes d'endommagement comme de la décohésion fibre-matrice ou encore d'une cavitation matricielle.

L'amortissement suit l'évolution de la raideur de manière inversement proportionnelle, Figure 5-4. Le comportement des éprouvettes longitudinales, Figure 5-4-a, est comparable à celui des éprouvettes transversales, Figure 5-4-b.

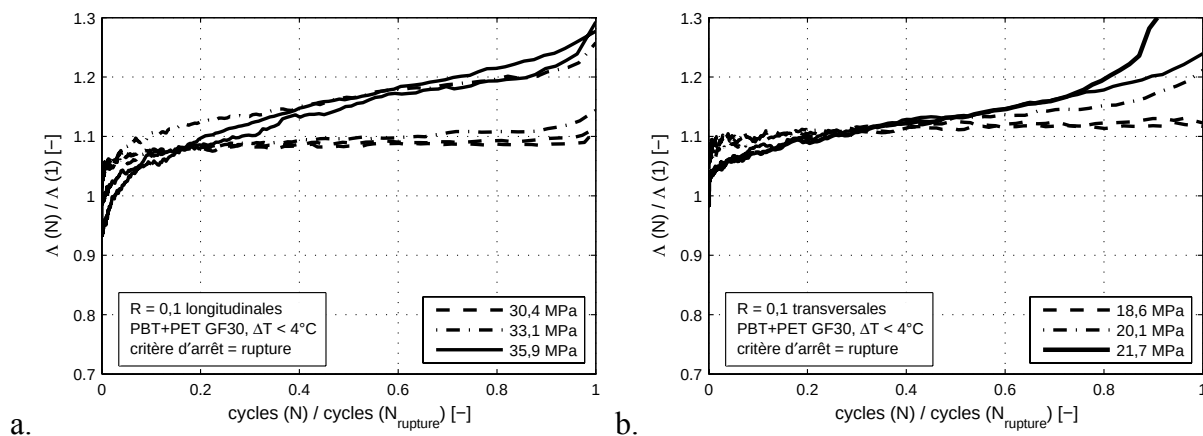


Figure 5-4 : Amortissement à $R=0,1$ pour les éprouvettes a. longitudinales. b. transversales.

La déformation moyenne est tracée en fonction du nombre de cycles normé par la durée de vie sur la Figure 5-5. Nous observons une évolution exponentielle au début de l'essai, cohérente avec la forte chute de raideur dans l'hypothèse d'une contribution majeure de la viscoélasticité. Après 10% de la durée de vie, l'évolution est dans un régime stabilisé et linéaire. La boucle se décale vers les plus fortes déformations moyennes, selon ce que l'on pourrait qualifier de vitesse de « fluage » stationnaire.

Pour les éprouvettes longitudinales, l'évolution est similaire entre les différents niveaux de charge bien que légèrement plus prononcée pour les hauts niveaux de charge, Figure 5-5-a. Quant aux éprouvettes transversales, l'évolution est beaucoup plus prononcée, Figure 5-5-b.

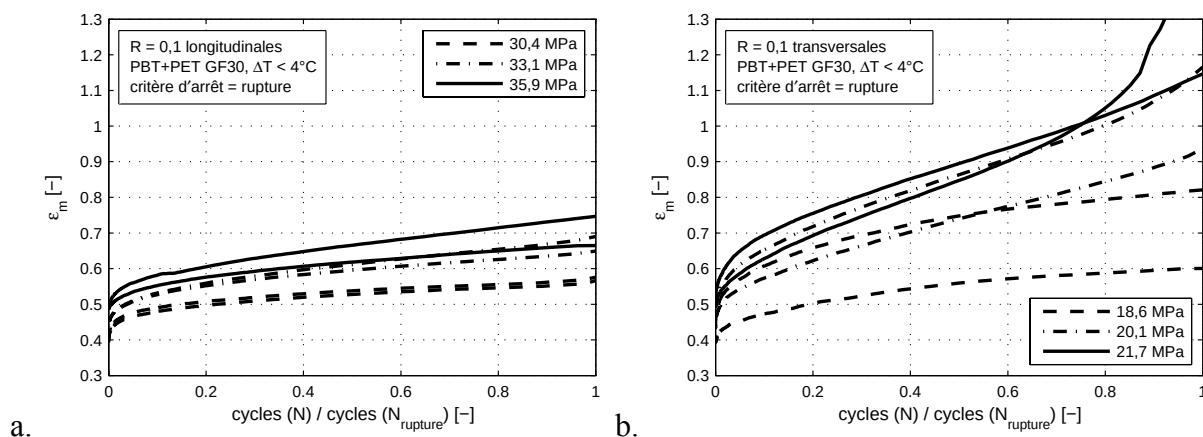


Figure 5-5 : Evolution de la déformation moyenne à $R=0,1$ a. longitudinales. b. transversales.

La perte de raideur des éprouvettes tubulaires en torsion est présentée sur la Figure 5-6-a. Par contre, la raideur est calculée à partir des valeurs angulaires du vérin. Etant donné que cette

raideur est fonction de l'ensemble des moments d'inertie de torsion le long de l'éprouvette, la variation de la raideur de la section utile ainsi mesurée est moins prononcée que la variation réelle. Une mesure locale éventuellement par des jauges devrait être envisagée pour des mesures plus précises et comparables au cas de traction. Ainsi, nous observons des pertes très faibles le long de l'essai.

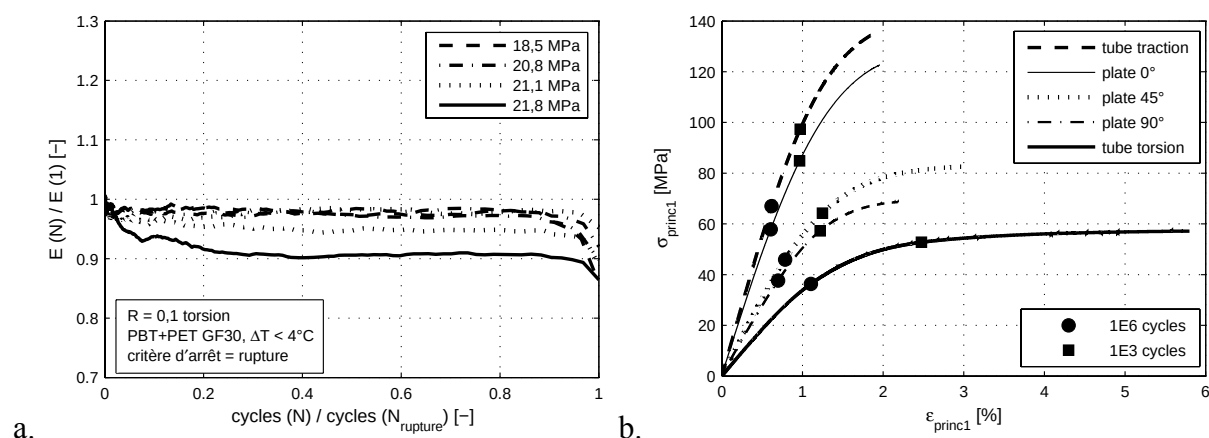


Figure 5-6 : a. Perte de raideur des tubes en torsion à $R=0,1$. b. Comportement mécanique et plage de contrainte maximale des essais de fatigue.

Par contre, sur ces éprouvettes en torsion, une perte de raideur progressive est remarquée en fin de l'essai pour l'ensemble des niveaux de charges. Une fissure qui serait forcément située dans le champ de mesure (entre les deux mors) pourrait entraîner une telle perte drastique en fin de la durée de vie. Le niveau le plus haut à 21,8 MPa d'amplitude affiche une perte de raideur particulièrement élevée. Pour ce haut niveau de charge, nous nous situons déjà dans un régime de comportement mécanique fortement non-linéaire. La Figure 5-6-b présente pour les durées de vie de 10^3 et de 10^6 cycles les valeurs maximales des essais à $R=0,1$.

Tous les essais de fatigue en traction se situent dans ce régime de durée de vie et de contrainte. Nous remarquons que la tenue en fatigue à 10^6 cycles comporte des valeurs maximales dans la partie linéaire. Entre les durées de vie de 10^6 et de 10^3 cycles, le comportement mécanique devient de plus en plus non-linéaire. Autrement dit, dès que le comportement rentre dans un régime non-linéaire, les durées de vie sont fortement réduites. Les tubes en torsion travaillent cependant dans une plage non-linéaire depuis le début et affichent un comportement non-linéaire marqué pour les durées de vie au-delà de 10^6 cycles. Cette observation purement mécanique ne permet pas néanmoins de préciser la nature des mécanismes responsables de l'apparition de cette forte non-linéarité.

Enfin, nous avons cherché à savoir quelle est la part liée à l'échauffement de l'éprouvette sur l'évolution des grandeurs mécaniques présentées, même s'il est délicat d'interpréter séparément les effets viscoélastiques des effets thermiques. Pour cela, nous comparons un essai continu avec un essai interrompu sous les mêmes conditions d'essai. Il s'agit d'un essai de

fatigue à $R=0,1$ sur éprouvette longitudinale. L'essai interrompu est arrêté aux intervalles : 10^3 , $3 \cdot 10^3$, $6 \cdot 10^3$ et 10^4 cycles pour 24h respectivement. Pendant ce temps, la charge est asservie à 0. L'éprouvette peut donc refroidir et des effets de recouvrance vont éventuellement avoir lieu. Pour des raisons de lisibilité, les marqueurs qui servent à distinguer les tracés sur les graphes suivants ne sont affichés que tous les 1000 cycles bien qu'un point expérimental par cycle soit présent.

L'essai continu chauffe de 0° jusqu'à 4° , Figure 5-7-a. L'essai interrompu cependant est refroidi pendant chaque pause à la température ambiante. Sinon, l'évolution globale suit celle de l'éprouvette continue. A chaque pause, la déformation moyenne diminue, Figure 5-7-b. Ce phénomène peut être à la fois attribué à de la recouvrance et à une contraction thermique liée à la chute de température. La chute de déformation moyenne reste néanmoins minoritaire par rapport au niveau de déformation totale, suggérant une contribution plastique et/ou d'endommagement non négligeable. Après avoir relancé l'essai, l'augmentation de la déformation moyenne reprend mais progressivement : elle ne saute pas directement à la valeur obtenue avant l'arrêt.

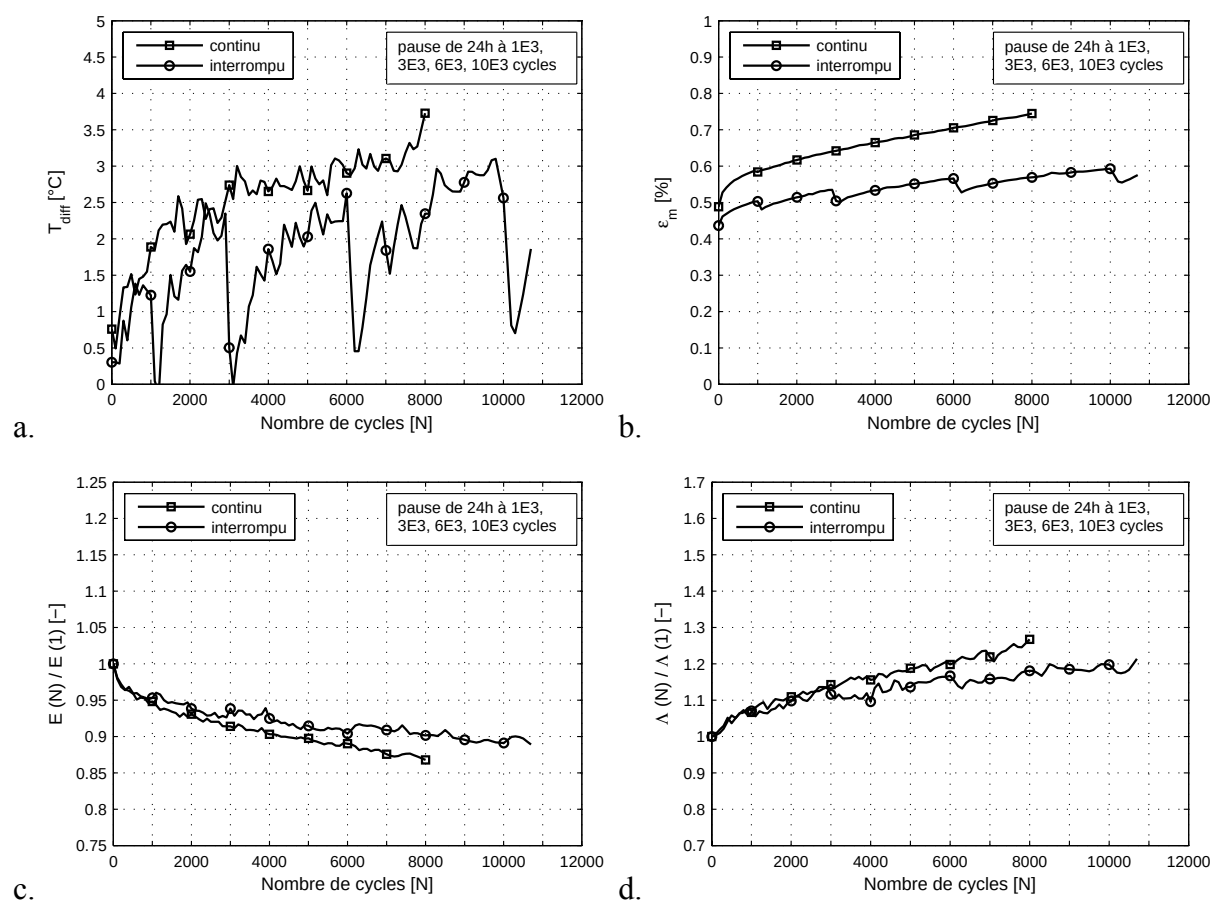


Figure 5-7 : a. Evolution de la température. b. Evolution de la déformation moyenne. c. Evolution de la raideur. d. Evolution de l'amortissement.

On observe également une très légère augmentation de la raideur dynamique à la reprise de la sollicitation, Figure 5-7-c. Dans le cas d'une diminution de raideur liée seulement à l'endommagement, le cyclage reprendrait avec la même valeur de raideur dégradée. Cependant, les tracés de perte de raideur restent très semblables. La perte de raideur légèrement moins élevée et la durée de vie légèrement plus élevée sont probablement liés à l'effet de recouvrance (durée de vie pour ce niveau sur trois essais continus $N=7577\pm1218$ cycles). Nous observons également une augmentation de l'amortissement moins importante mais nous n'apercevons pas de discontinuité dans le tracé, Figure 5-7-d.

Une tentative d'analyse via des grandeurs mécaniques globales de phénomènes qui peuvent être couplés reste limitée. La principale difficulté réside dans le fait que des mécanismes différents, comme l'endommagement progressif et de la viscoélasticité peuvent avoir des conséquences identiques en termes de raideur ou d'échauffement. De la même façon, ces deux mécanismes peuvent expliquer l'évolution vers un domaine de comportement non-linéaire au cours du cyclage. En conclusion de ce dépouillement d'essais de fatigue, nous constatons que la contrainte moyenne génère un effet de Rochet prononcé, surtout sur les éprouvettes transversales qui affichent des déformations moyennes très élevées au cours de l'essai. La contrainte macroscopique y est moins élevée que pour les éprouvettes longitudinales mais les fibres ne renforcent pas le polymère, ce qui amène à ces grandes déformations.

La sollicitation en traction alternée ne modifie guère le comportement macroscopique du matériau. Les éprouvettes longitudinales présentent des courbes d'hystérésis peu modifiées au long de l'essai. Toutefois, les éprouvettes transversales quant à elles subissent une faible évolution de la déformation maximale. En conclusion, l'évolution du comportement est minime pour les cas observés au rapport de charge $R=-1$.

En revanche, le matériau soumis à des chargements cycliques ondulés présente une perte de raideur et une augmentation de l'amortissement. Dans une première étape, l'évolution est progressive afin de passer dans une deuxième étape qui est quant à elle linéaire. La perte de raideur et l'augmentation de l'amortissement ont lieu de manière inversement proportionnelle. Les éprouvettes transversales subissent davantage de perte de raideur que les éprouvettes longitudinales. L'évolution de la déformation moyenne est également plus prononcée sur les éprouvettes transversales.

La plupart des essais de fatigue en traction comportent des valeurs maximales de contrainte dans un régime quasi linéaire. Cependant, les tubes en torsion travaillent dans un régime de comportement très adoucissant. Pour les niveaux de charge correspondant à un domaine de comportement non-linéaire, nous observons des pertes de raideur très élevées (transversales et tubes en torsion pour les hauts niveaux).

Un endommagement progressif du matériau (selon des mécanismes favorisés par une contrainte moyenne positive) et/ou des effets visqueux (également amplifiés par une contrain-

te moyenne positive) peuvent être avancés pour interpréter ces évolutions, sans que les scénarios ne soient d'ailleurs forcément identiques pour les deux orientations de fibres.

Dans le cas des éprouvettes longitudinales, seule une petite partie de la déformation générée semble récupérable lors d'une interruption du cyclage, cette recouvrance pouvant résulter à la fois d'un effet thermique et d'une contribution viscoélastique ou viscoplastique. Néanmoins, la perte de raideur et l'augmentation de l'amortissement semblent très majoritairement dues à l'endommagement.

Dans le cas des éprouvettes transversales, une contribution relative plus importante de la matrice semble raisonnable, mais les essais disponibles ne permettent pas de se prononcer sur la prépondérance de cet effet par rapport à celui de l'endommagement.

5.2 Techniques d'observation des mécanismes

Dans le but de déceler les mécanismes de rupture de notre matériau, différentes techniques d'observation sont utilisées.

Afin de pouvoir caractériser les faciès de rupture, nous employons un microscope électronique à balayage (MEB) JEOL JSM 6400. Les échantillons thermoplastiques doivent être revêtus d'une fine couche d'un matériau conducteur. Ainsi, les échantillons ont été recouverts d'une fine couche de palladium. La tension d'accélération choisie pour les observations au MEB est de 7kV.

Les faciès de rupture observés sont issus de différents essais afin de tenter de comprendre l'endommagement en fatigue. Les faciès obtenus après rupture cryogénique nous servent comme faciès de référence. Il s'agit d'un essai de traction à haute vitesse et à basse température afin d'éliminer tout endommagement du matériau avant la rupture fragile. Pour ce faire, les éprouvettes sont trempées dans de l'azote liquide à une température de 77 Kelvin durant cinq minutes. Ensuite, l'éprouvette est rapidement serrée dans une machine de traction grâce à des mors hydrauliques et un essai de traction à 500mm/min est réalisé. En revanche, les faciès des essais quasi-statiques sont issus d'essais à 1mm/min à température ambiante.

Afin d'étudier l'influence d'une pré-fissure, nous usinons une micro-entaille en utilisant une scie circulaire avec une lame très fine en carbone revêtue de poudre de diamant. L'épaisseur de la coupe est de 50 microns tandis que la profondeur s'élève à 350 microns, Figure 5-8. La vitesse de traction de l'essai statique de l'éprouvette micro-entaillée est de 1mm/min.

Afin de suivre l'état de surface de nos éprouvettes lors de l'essai de fatigue, nous utilisons la technique des répliques. Une empreinte négative de la surface de l'éprouvette est prélevée régulièrement au cours du chargement. Pour cela, l'essai est interrompu et une empreinte dentaire à base de silicone est appliquée. La pâte est déposée sur l'éprouvette et après la prise complète, la réplique est enlevée et stockée. Ensuite, l'ensemble des répliques d'un essai de

fatigue est recouvert d'une fine couche de palladium afin de pouvoir les observer au MEB. Le matériau d'empreinte utilisé est le Coltène Président light body [Pal02]. Dans le but de repérer des endommagements surfaciques de l'ordre de quelques microns, les éprouvettes sont polies avec une gamme de papier de carbure de silicium d'une granulométrie de 1000, 2400 et 4000 et d'un feutre de polissage de 3 micron et de 1 micron.

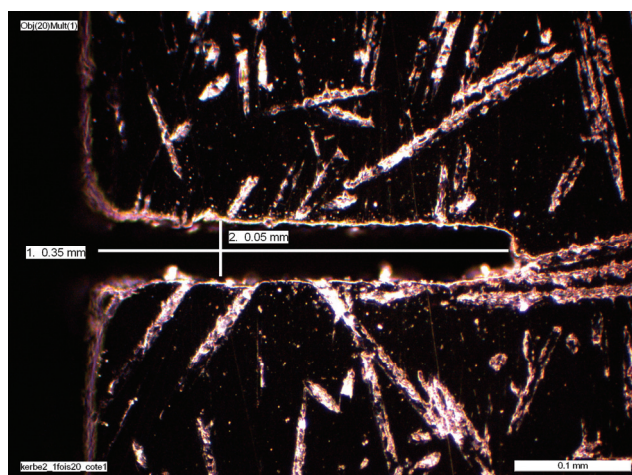


Figure 5-8 : Micro-entaille de 50*350 microns.

Dans le cadre des observations, la thermographie est employée afin de repérer des échauffements globaux ainsi que des échauffements locaux [Blu07]. La caméra Cédip Silver 420 MW est utilisée avec soit un objectif sans grossissement soit un objectif macro G3 permettant de réaliser une résolution spatiale de 10 micron. La résolution de température est de 20mK.

5.3 Observation des mécanismes d'endommagement par fatigue

Les mécanismes d'endommagement sont étudiés en s'appuyant sur les techniques présentées précédemment. D'abord, l'endommagement au cours de l'essai de fatigue est mis en évidence grâce à des cryofractures d'éprouvettes cyclées. Ensuite, la présence d'une macro-fissure est présentée et le moment de l'apparition est identifié. Enfin, les différentes formes de la rupture finale pour différents chargements sont présentées. Ces éléments nous amènent à proposer un scénario de rupture en fatigue à la fin de ce chapitre pour le PBT+PET GF30.

5.3.1 Stade A : Endommagement aux extrémités des fibres

Le faciès de la rupture en fatigue présente des particularités liées à l'endommagement en fatigue mais aussi des artefacts propres à la rupture finale. Afin de découpler ces deux mécanismes, des cryofractures sont effectuées sur des éprouvettes qui ont subi un essai de fatigue jus-

qu'à la rupture. En comparant les faciès ainsi obtenus à des cryofractures du matériau vierge, l'endommagement propre aux effets de la fatigue est identifié.

Des éprouvettes longitudinales au rapport de charge $R=0,1$ sont cyclées jusqu'à la rupture qui a lieu au niveau du raccordement du rayon où la contrainte est maximale, Figure 5-9.

Une cryofracture est effectuée en recassant l'éprouvette de sorte que l'éprouvette rompe dans un plan perpendiculaire à la charge et parallèle par rapport à la rupture en fatigue. Cette cryofracture est dénommée ci-après cryofracture transversale, Figure 5-9. Elle s'est produite à l'autre raccordement du rayon où une surcontrainte est présente et où le matériau est susceptible d'avoir subi un endommagement en fatigue plus élevé par rapport au reste du volume. L'éprouvette avait subi une amplitude de contrainte de 30,4 MPa résultant en une durée de vie de 120 772 cycles.

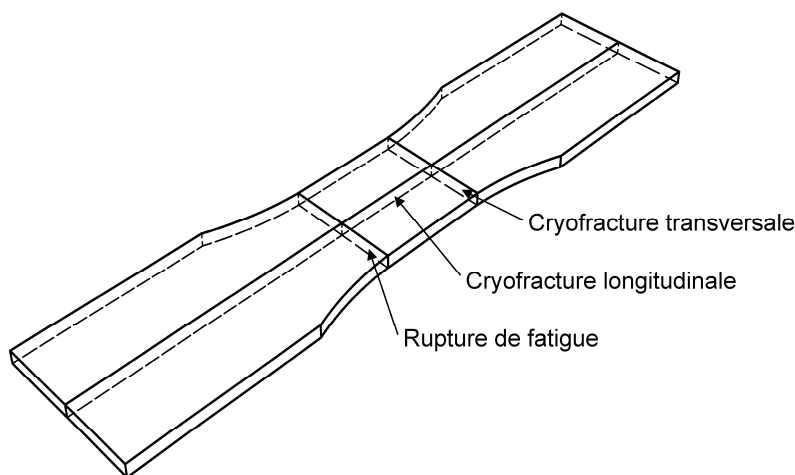


Figure 5-9 : Plan présentant les endroits de la rupture en fatigue et des cryofractures.

Afin d'observer un plan parallèle à la charge et perpendiculaire à la rupture en fatigue, une autre cryofracture est effectuée selon la Figure 5-9 et dénommée cryofracture longitudinale. L'éprouvette concernée avait été cyclée à une amplitude de 33,1 MPa avec une durée de vie de 29 131 cycles.

En premier, le résultat de l'observation de la cryofracture transversale, qui est orientée perpendiculaire à la charge et donc perpendiculaire à la plupart des fibres est abordé. L'observation au MEB de la cryofracture transversale présente globalement un faciès comme celui de la référence. Par contre, localement nous observons des endommagements liés à la fatigue. Le polymère se situant au bout d'une fibre orientée dans la direction de la charge est endommagé, Figure 5-10-a. Cet aspect est observé aux endroits où la rupture se situe dans le même plan que le bout de la fibre de manière répétée. Il s'agit donc d'un endommagement diffus dans le volume. La référence cassant rarement dans un tel plan présente le polymère non endommagé, Figure 5-10-b.

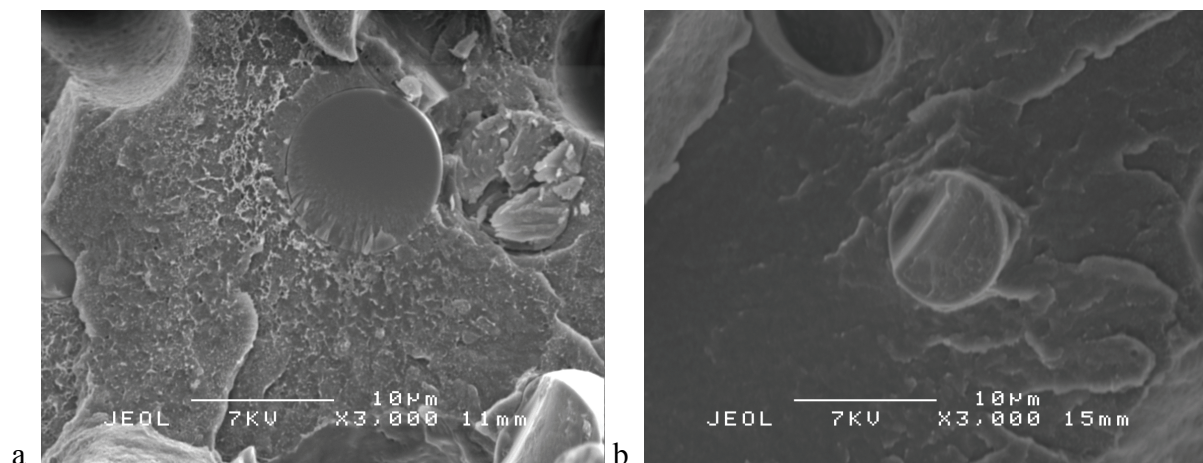


Figure 5-10 : Plan perpendiculaire au chargement. a. Endommagement du polymère. b. Référence.

La présence de fibrilles sur la surface du polymère endommagé rappelle des effets de micro-craquelures observés sur un PET pur par exemple, Figure 5-11-a et Figure 5-11-b.

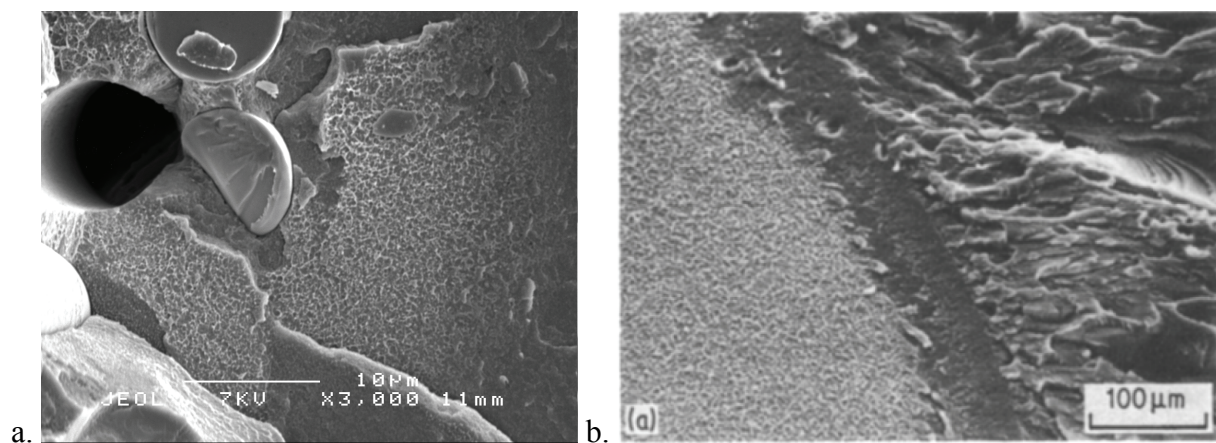


Figure 5-11 : a. Endommagement sur PBT+PET GF30. b. Microcraquelures observées sur PET [Sch84].

Agarwal montre que le polymère au bout d'une fibre longitudinale est soumis à un état de contrainte biaxial [Aga06]. En plus de la contrainte axiale, une contrainte radiale est mise en évidence par un calcul aux éléments finis. Ce résultat est souligné par les travaux de Jiang qui confirme la présence d'une contrainte axiale au bout de la fibre par un calcul analytique [Jia04]. Abedian améliore le modèle analytique de Jiang de manière qu'il puisse prendre en compte une fibre qui n'adhère pas à la matrice au bout [Abe07]. L'origine de cette décohésion repose dans le fait que les fibres ne sont pas ensimées au bout car elles sont découpées après l'application de l'ensimage. En plus de la contrainte axiale et radiale, une contrainte circonférentielle est mise en évidence par son modèle analytique. Il est montré que ce résultat est en bonne corrélation avec une analyse par éléments finis. Enfin, Horst confirme la présence

d'une contrainte radiale pour une fibre dont le bout n'adhère pas [Hor98]. L'état de contrainte est donc triaxial au bout de la fibre avec la contrainte axiale comme contrainte principale. Un endommagement par la formation de microcraquelures serait donc privilégié.

Après avoir relevé un endommagement dans un plan perpendiculaire à la charge, le plan parallèle à la charge et donc parallèle à la plupart des fibres est observé. Les observations sur le faciès obtenu par la cryofracture longitudinale présentent un endommagement situé sur les cotés des fibres orientées dans la direction de la charge, Figure 5-12.

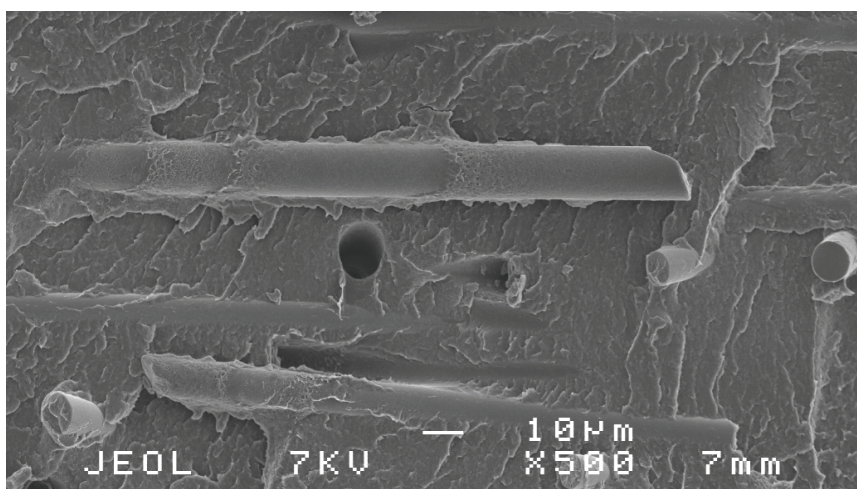


Figure 5-12 : Endommagement sur une fibre orientée dans la direction de la charge.

Nous observons que cet endommagement est présent en plusieurs endroits sur une seule fibre. Ce phénomène marque la plupart des fibres orientées dans la direction de la charge. A un grossissement plus élevé, nous observons que les fibres sont encore enrobées d'une fine couche de polymère, Figure 5-13-a. L'endommagement se manifeste par une surface présentant des cratères plutôt étirés. La référence présente des fibres également enrobées par une fine couche de polymère, Figure 5-13-b. Par contre, l'aspect est plus lisse.

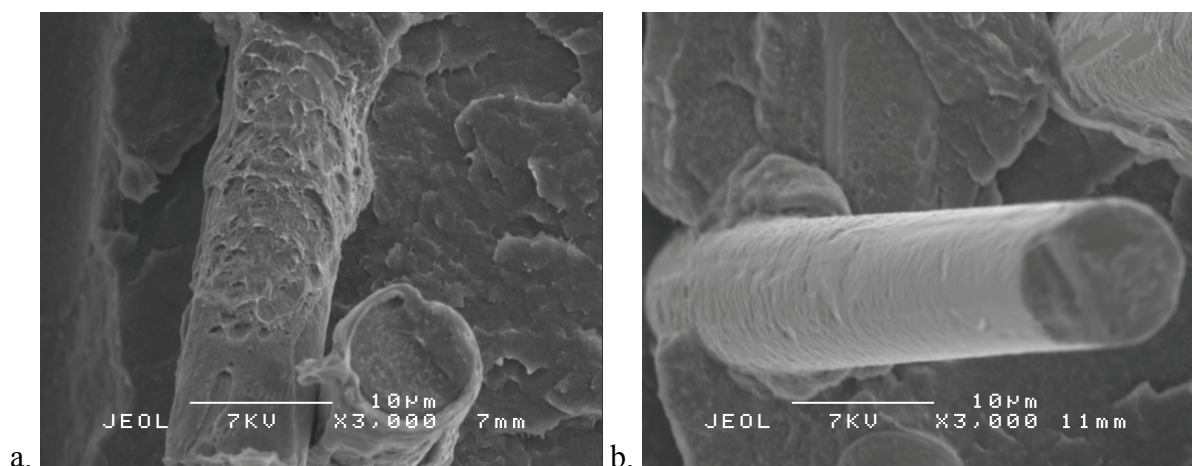


Figure 5-13 : Fibre parallèle au chargement. a. Etat endommagé par la fatigue. b. Référence.

Une simulation par éléments finis a été réalisée par El Habib au laboratoire afin de comprendre l'endommagement situé sur les cotés des fibres [ElH09]. Pour cela, un champ de fibres orientées dans la direction de la charge est mis en données. La simulation est effectuée avec ABAQUS 6.7-1 en 2D. L'assemblage de fibres comprend 289 fibres d'une longueur de 250 microns et d'une largeur de 10 microns, Figure 5-14.

Le polymère a un module de Young de 2 500 MPa et un coefficient de Poisson de 0,35 tandis que le module des fibres de verre vaut 73 000 MPa et son coefficient de Poisson est de 0,22. Enfin, le taux surfacique est de 0,3. Le positionnement des fibres longitudinales dans le polymère est effectué de manière aléatoire ce qui donne des distances inter fibres variées. Ce modèle élément fini 2D cherche à donner une représentation spatiale des fibres.

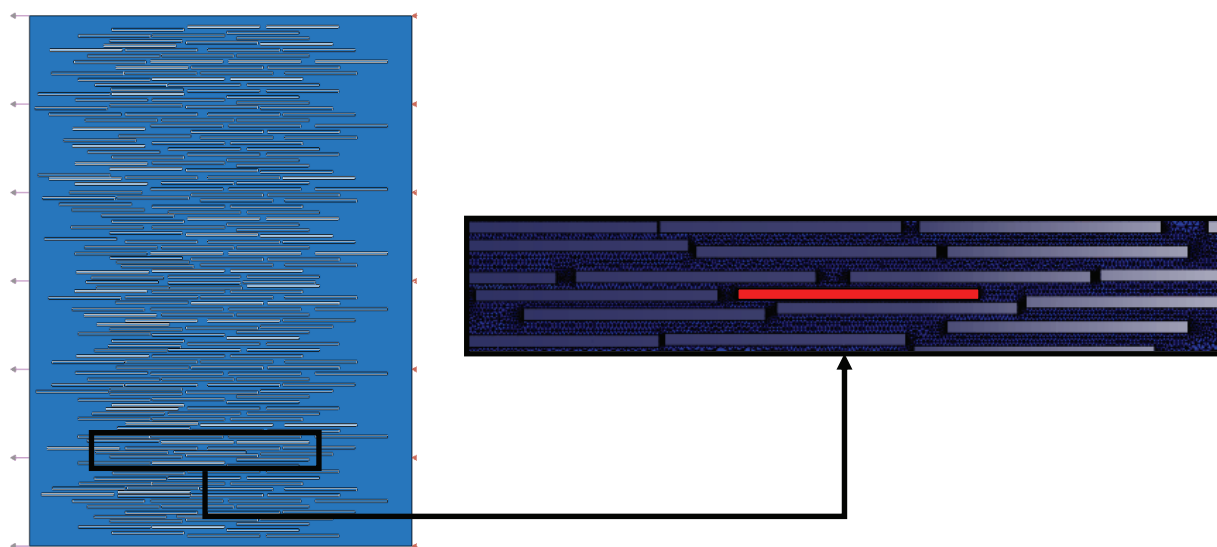


Figure 5-14 : Modèle éléments finis d'un assemblage de fibres longitudinales.

Une traction uniaxiale dans le sens des fibres est appliquée. L'analyse est effectuée sur la base d'une fibre située dans cet arrangement de fibres, Figure 5-14.

La Figure 5-15 donne l'évolution de la contrainte de von Mises le long de la fibre représentée en position centrale sur la cartographie de contrainte en haut de la Figure. Les deux tracés correspondent à l'évolution de la contrainte de von Mises observée sur la face supérieure (rouge) et sur la face inférieure (bleu) de la fibre. Des contraintes élevées sont observées en extrémité de fibre. En outre, sur la face supérieure, deux pics sont présents au niveau du bout des fibres adjacentes. Sur la face inférieure, nous observons également un pic au niveau d'un bout d'une fibre adjacente. Ce type d'analyse a été mené pour différentes fibres extraites de la microstructure de 289 fibres. En conclusion, les extrémités des fibres proches des cotés de la fibre en cause exercent une surcontrainte.

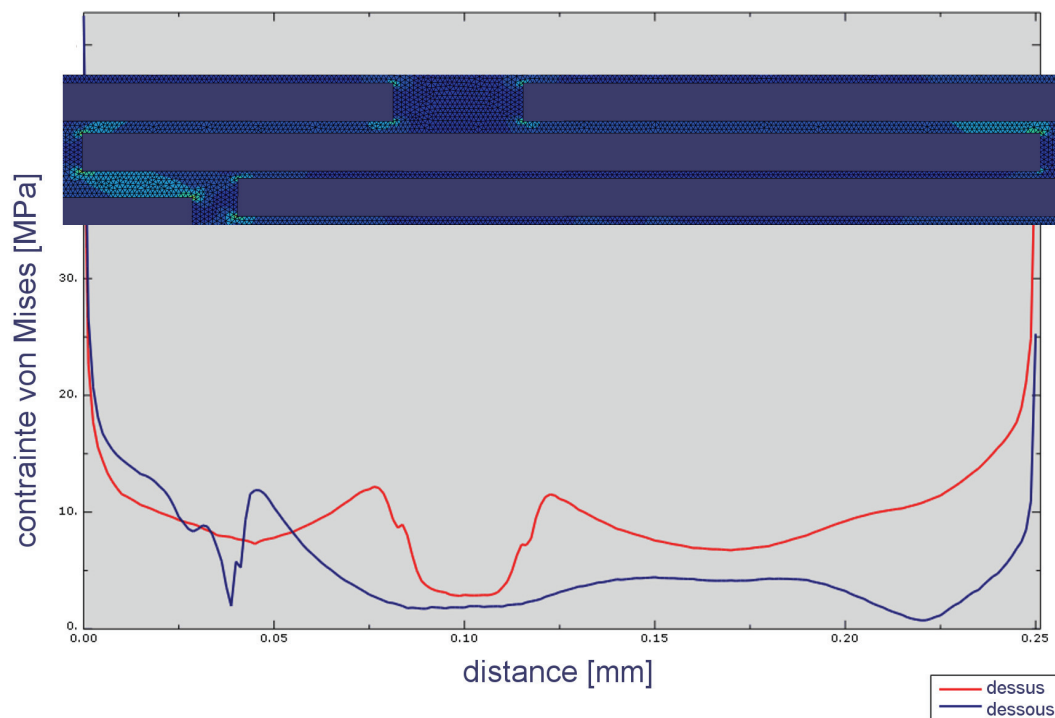


Figure 5-15 : Tracé de la contrainte de von Mises le long de la fibre.

Le tracé de la pression hydrostatique est présenté sur la Figure 5-16. Les mêmes effets sont observés. La pression hydrostatique devient plus négative aux endroits où les bouts des fibres adjacentes causent une surcontrainte.

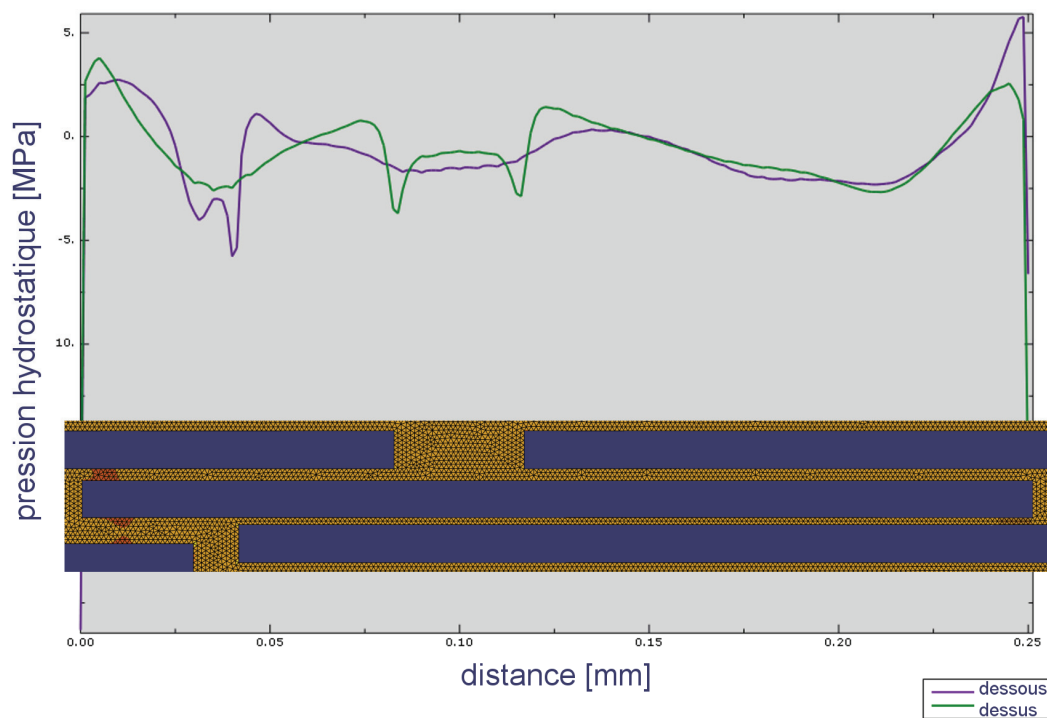


Figure 5-16 : Tracé de la pression hydrostatique le long de la fibre.

Grâce aux observations microscopiques couplées aux résultats éléments finis d'El Habib, deux mécanismes d'endommagement en fatigue sont identifiés.

Le polymère est endommagé de manière circulaire autour du bout des fibres longitudinales. L'aspect de cet endommagement révèle des fibrilles comme il a été observé pour les microcraquelures sur d'autres matériaux. De nombreuses simulations numériques constatent un champ de contrainte hydrostatique à cet endroit en particulier car les fibres ne sont pas ensimées et n'adhèrent pas à la matrice lors de la mise en forme. La formation de microcraquelures serait donc privilégiée et semble probable d'autant plus que l'endommagement est orienté de façon normale à la contrainte principale. Ce point est un constat admis par les quelques auteurs ayant travaillé sur la fatigue de ces matériaux. Ce résultat est important pour l'élaborateur car une voie pour améliorer la tenue en fatigue pourrait consister en l'ensimage de l'extrémité des fibres pour diminuer l'effet 'fissure initiale'.

Toujours sur les fibres longitudinales, le polymère est endommagé sur le côté des fibres. L'aspect comporte des cratères et le polymère est localement étiré. Une simulation par éléments finis d'un champ de fibres représentatif révèle que les extrémités des fibres adjacentes exercent une surcontrainte sur le polymère dans la proximité d'une fibre donnée. Ce résultat est nouveau et montre que la présence d'endommagement le long des fibres est à relier à la distribution spatiale des fibres plutôt qu'à la contrainte de cisaillement le long de la fibre. Les analyses sur une seule fibre sont donc probablement insuffisantes pour comprendre notre problème.

Les deux endommagements observés par MEB sont donc trouvés sur les fibres longitudinales. L'endommagement autour des bouts des fibres semble être des microcraquelures de par la présence d'un champ de contrainte hydrostatique et en raison de l'orientation perpendiculaire à la contrainte principale. En outre, l'aspect est très similaire à celui des microcraquelures. L'endommagement au long des fibres n'est cependant pas orienté perpendiculairement à la contrainte principale et l'aspect est très 'étiré'. Eventuellement la présence de la composante de cisaillement sur les côtés des fibres joue un rôle important et privilégie un endommagement par formation de bandes de glissement. Il convient aussi de garder en mémoire que les zones autour des fibres sont des interphases autant que des interfaces, l'ensimage qui génère un gradient de microstructure et de propriétés de la matrice peut jouer un rôle important.

A ce stade, seule une étude expérimentale encore plus orientée et couplée à une modélisation micromécanique fine permettrait de comprendre le rôle respectif de chacun de ces endommagements.

5.3.2 Stade B : Suivi de fissures en surface

L'endommagement identifié dans le chapitre précédent est diffus dans le matériau et localisé à l'échelle des fibres. Il évolue au cours de l'essai de fatigue et la perte de raideur et l'augmentation de l'amortissement sont les témoins de ce processus. L'endommagement croissant réduit la section saine qui porte la charge et les effets de frottement produisent de la chaleur et augmentent donc l'amortissement.

Au bout de la durée de vie, la formation d'une macro-fissure est observée qui est probablement due au fait que les micro-endommagements propagent et coalescent au long de l'essai. Ces macro-fissures ont déjà été identifiées pour cette classe de matériau [Jan89, Nis92]. Dans la suite, le moment d'apparition de la macro-fissure est déterminé par l'emploi de la caméra infrarouge et l'application de la technique des répliques.

Un essai de fatigue à $R=0,1$ et à une amplitude de contrainte de 35,9 MPa, donnant une durée de vie de 15 544 cycles, est effectué sur une mini-éprouvette longitudinale. La surface de l'éprouvette est revêtue d'une fine couche de peinture noire appliquée avec une bombe aérosol dans le but de nous approcher d'un facteur d'émission de 1 et d'éviter toute réflexion. La température ambiante est de 21,5°C.

La Figure 5-17 présente l'évolution de la chaleur de la surface de l'éprouvette en fonction des fractions de la durée de vie. L'éprouvette est chauffée de manière homogène dans la section utile due à l'effet viscoélastique et à un endommagement diffus. Aucune particularité n'est observée jusqu'à un nombre de cycles de 98 % de la durée de vie. Un échauffement local a lieu dans le raccordement du rayon supérieur gauche. Cette singularité s'amplifie rapidement jusqu'à la rupture. La température maximale de cet échauffement local est de 25,5°C lorsque le reste du volume de la section utile affiche une température de 23,3°C.

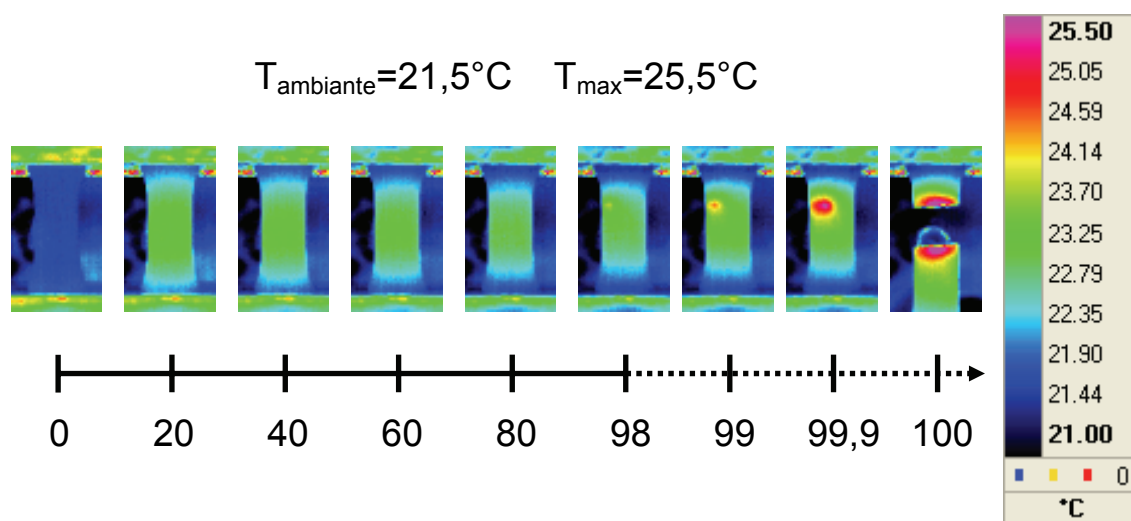


Figure 5-17 : Echauffement de la surface lors d'un essai de fatigue en fonction des fractions de durées de vie.

L'observation d'une dissipation de chaleur locale au niveau de la rupture est vraisemblablement liée à la propagation d'une macro-fissure.

La technique des répliques est appliquée à une mini-éprouvette longitudinale qui est soumise à un essai de fatigue avec une amplitude de contrainte de 33,1 MPa au rapport de charge de $R=0,1$ (durée de vie de 135 944 cycles). L'essai est arrêté tous les 10 000 cycles et des répliques sont effectuées sur les quatre faces de l'éprouvette.

Une macro-fissure est repérée au niveau du raccordement du rayon inférieur droit. Elle se propage le long de la face avant et de la face droite. Des images MEB sont donc présentées à cet endroit précis à un grossissement de 100.

Les répliques de l'état de surface initial sont présentées sur la Figure 5-18-a et la Figure 5-18-b. Aucune particularité n'est observée sauf quelques artefacts qui correspondent à des impuretés. Les répliques sont ensuite analysées tous les 10 000 cycles et nous n'apercevons pas de fissure. A 130 000 cycles, une fissure microscopique est observée dans le coin de l'éprouvette s'étendant environ 200 microns sur la face avant et la face droite, Figure 5-18-c et Figure 5-18-d. Cependant, nous ignorons s'il s'agit d'une fissure ou d'une microcraquelure qui n'est pas une fissure dans le sens propre. En fait, les microcraquelures correspondant au déplacement de deux plans perpendiculaires d'environ 10 microns. Par contre, les plans sont toujours interconnectés par des fibrilles étirées.

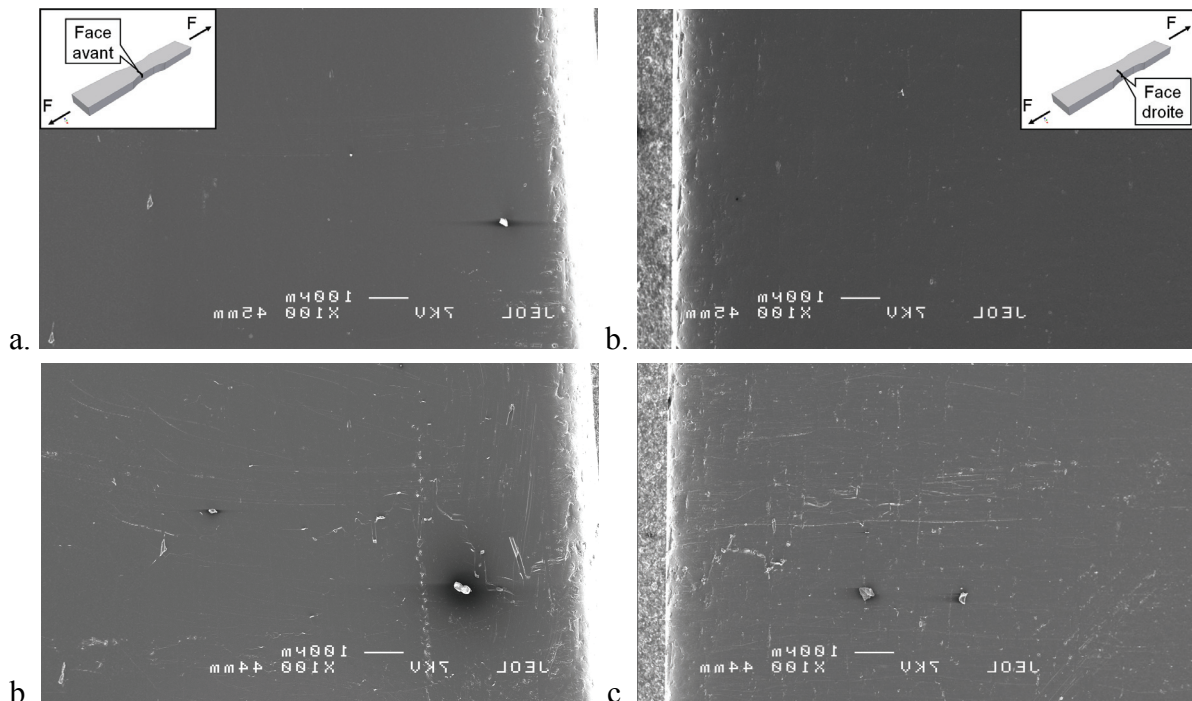


Figure 5-18 : Répliques a. Face avant 0 cycles. b. Face droite 0 cycles. c. Face avant $1,3 \cdot 10^5$ cycles. d. Face droite $1,3 \cdot 10^5$ cycles.

En outre, nous observons de multiples stries sur la photo de la face droite en pointe de ce qui paraît être une fissure. Ces stries pourraient correspondre à des microcraquelures qui avancent la fissure. De façon cyclique, les microcraquelures cassent et propagent la fissure. De nouvelles microcraquelures sont ensuite formées en pointe de fissure.

A partir de 135 000 cycles, nous apercevons un premier échauffement local ce qui nous amène à arrêter l'essai afin d'appliquer les dernières répliques avant la rupture finale. Les répliques présentées sur la Figure 5-19 sont prélevées à 135 400 cycles lorsque la rupture a lieu 544 cycles plus loin. La macro-fissure s'est propagée à une longueur d'environ 1,3 mm sur les deux faces de manière symétrique. Pour des raisons techniques de métallisation, l'image de la face droite apparaît moins nette. L'image de la caméra infrarouge prise sur la face avant présente l'échauffement local qui est situé en pointe de fissure.

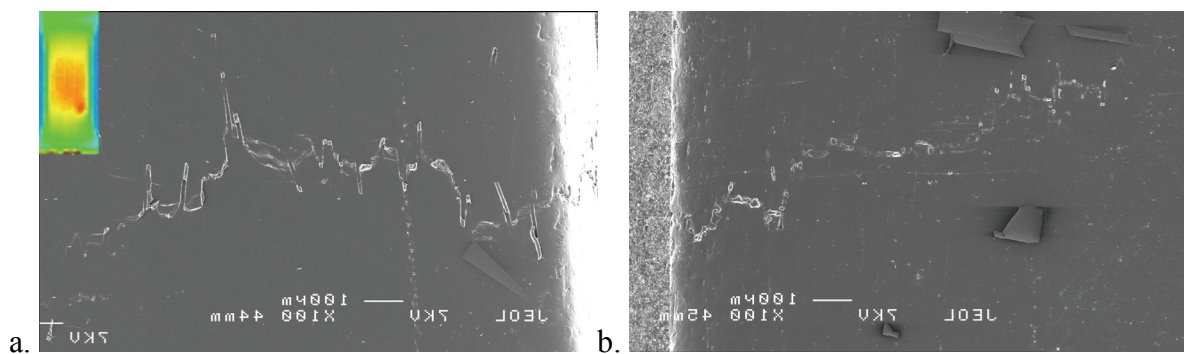


Figure 5-19 : Macro-fissure observée à 135 400 cycles sur a. la face avant. b. la face droite.

La comparaison des artefacts observés sur les répliques avec la fissure finale montre en détail que la technique des répliques nous a permis de suivre une fissure de fatigue, Figure 5-20.

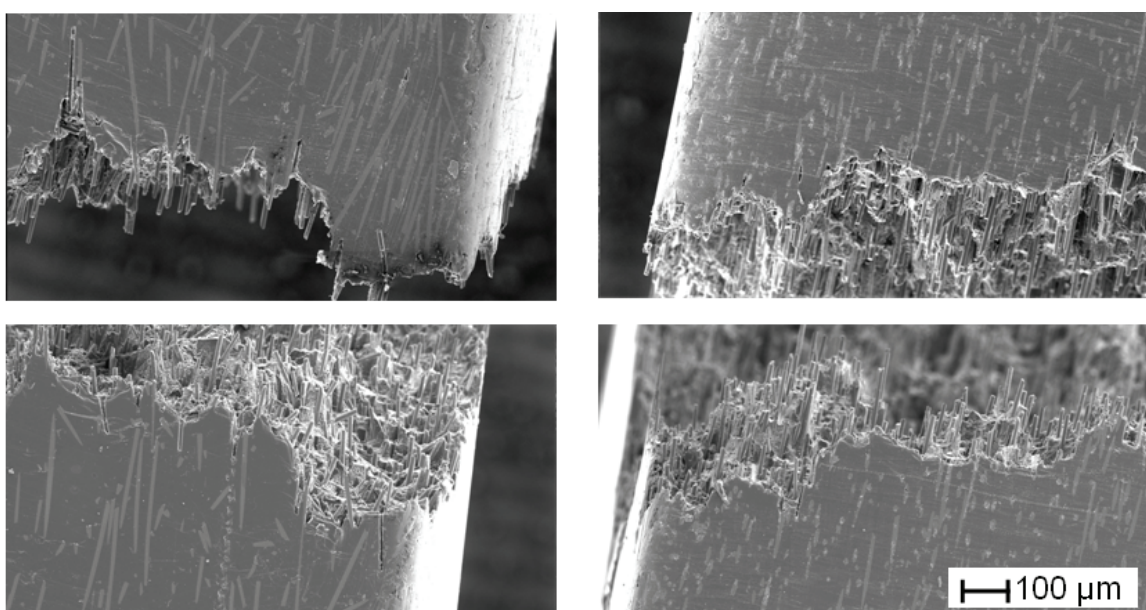


Figure 5-20 : Rupture finale. Gauche : Face avant. Droite : Face droite.

La fissure apparaît assez tard dans la durée de vie. Ainsi, la durée de vie de propagation de fissure semble négligeable par rapport à la durée de vie à ‘l’amorçage’. Cependant, le rôle des microcraquelures n’est pas encore bien compris. Ceci d’autant plus que la mise en évidence et leur caractérisation n’est pas simple [Nar90, Saw96].

En analysant les faces de l’éprouvette rompue, des microfissures ou bien des microcraquelures sont observées. Sur la Figure 5-21, la face avant et la face droite est présentée. Le tracé en blanc correspond à l’étendue de la macro-fissure au moment de la rupture finale. Cette macro-fissure s’est propagée au long de la durée de vie et en fin d’essai la rupture finale apparaît. Le tracé en noir correspond aux endroits où des endommagements sont observés.

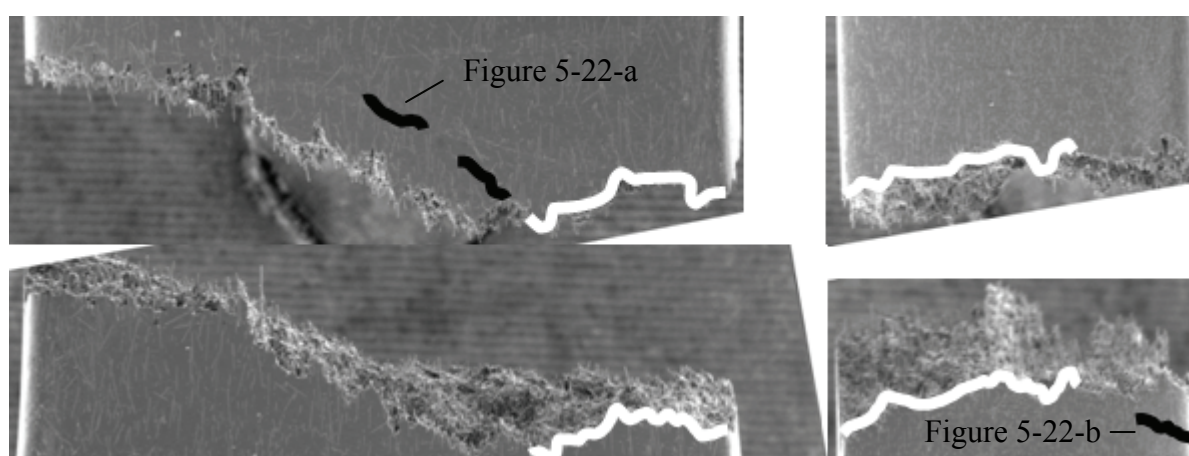


Figure 5-21 : Face avant et droite avec en blanc : macro-fissure et en noir : microcraquelures

La Figure 5-22-a présente l’aspect de l’endommagement observé en pointe de fissure sur la face avant. On peut supposer que cette fissuration en pointe de la macro-fissure aurait été le tracé de la fissure si la rupture finale n’était pas intervenue. Ceci pourrait être dû à des mécanismes différents pour la propagation de fissure en fatigue et celle en statique (rupture brutale lors du dernier cycle). Une autre fissure s’amorce au raccordement du rayon opposé comme l’indique la Figure 5-22-b.

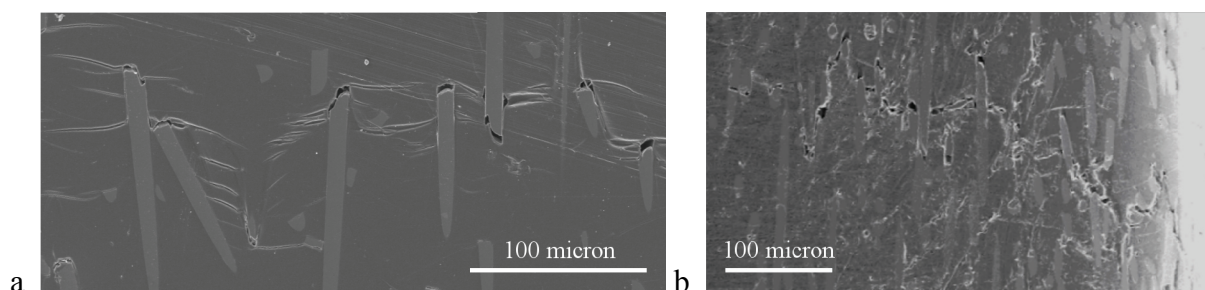


Figure 5-22 : a. Endommagement en pointe de fissure. b. Endommagement au raccordement de rayon opposé.

Afin de mieux comprendre la propagation de la macro-fissure, un essai sur éprouvette micro-entaillée longitudinale est entrepris. Les conditions d'essai sont un rapport de charge de $R=0,1$ et une amplitude de contrainte de 33,1 MPa. La durée de vie interpolée par la loi de Basquin est de 32 924 cycles. La propagation de la fissure est suivie par la caméra infrarouge équipée d'un objectif macro.

La durée de vie de l'essai est de 700 cycles. Un deuxième essai identique affichait 897 cycles. En moyenne, la rupture a lieu après 2,4% de la durée de vie obtenue sur éprouvette lisse. Cela souligne qu'une fois la macro-fissure présente, la propagation se déroule très rapidement par rapport à la durée de vie totale.

La longueur de la fissure est évaluée sur la base des données de la caméra infrarouge. Un graphique présentant l'évolution en fonction des cycles est présentée sur la Figure 5-23. Des images de la fissure dans son état initial et avant rupture est présentée dans la même figure sur la gauche. Ainsi, la longueur de la fissure sur la photo correspond à la longueur de fissure dans le graphe.

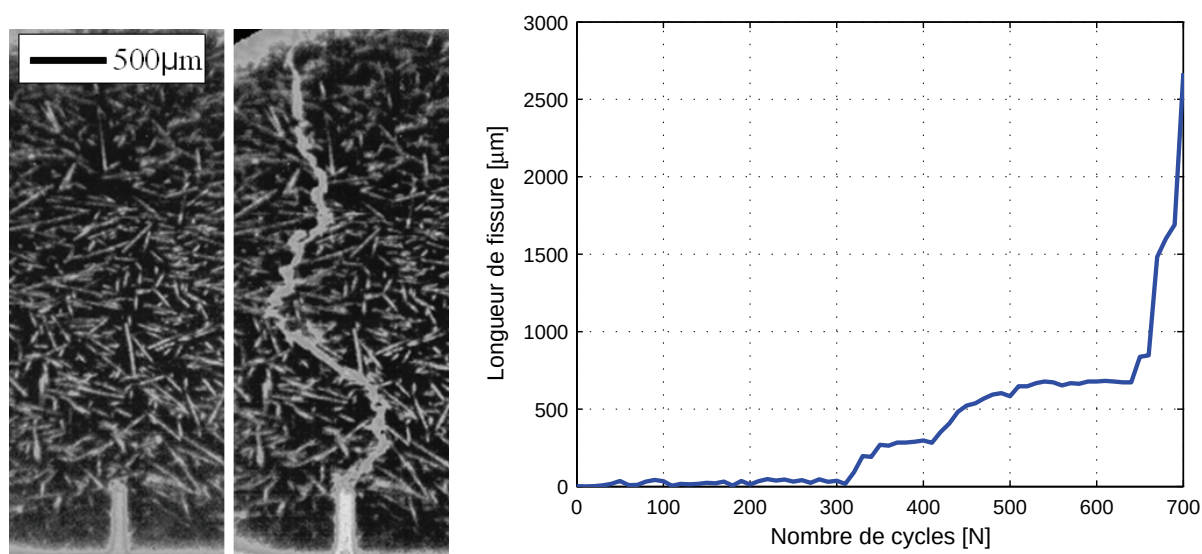


Figure 5-23 : Cheminement et évolution de longueur de fissure en fonction de la durée de vie.

Nous constatons que la fissure s'amorce après 300 cycles. Au cours de la propagation, des arrêts ont lieu au niveau des bifurcations. Ces déviations de fissure sont liées à la présence de fibres. Mandell propose une propagation de fissure selon le modèle de contournement de fibres (« fibre avoidance model ») [Man90]. Selon ce modèle, la fissure cherche à suivre le cheminement de résistance la plus faible. Ce comportement est également observé pour notre matériau. Quand la rupture est arrivée à une agglomération de fibres condamnant le chemin, la fissure est arrêtée et est obligée d'avancer dans un autre plan moins favorable que le plan perpendiculaire à la contrainte principale. Nous observons cet effet à partir de 500 cycles où

la fissure est arrêtée et déviée dans un plan sous 45° . Toutefois, ces conclusions sont limitées à des observations en surface.

Sur la Figure 5-24, le champ de température de la surface est présenté dans une échelle permettant d'observer la fissure. En phase de traction, l'ouverture de la fissure est nettement aperçue, Figure 5-24-a. Lors de la phase de décharge suivant, un échauffement important est observé le long de la fissure. Cet échauffement est lié à la friction entre les surfaces de rupture. On peut également supposer que cet effet est lié à un endommagement ayant lieu en phase de décharge. Notamment, les microcraquelures étirées dans la direction de la charge rentrent en compression lors de la décharge, ce qui les altère [Saw96].

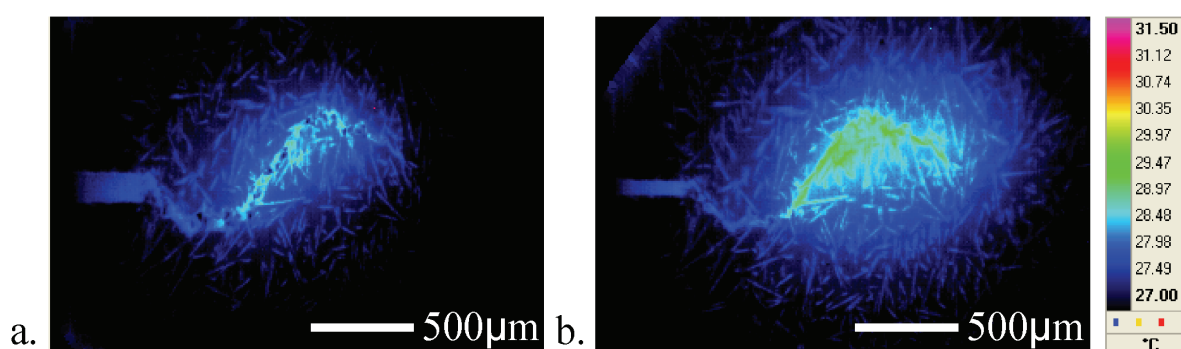


Figure 5-24 : a. Phase de traction au moment de la contrainte maximale. b. Phase de décharge suivant au moment de la contrainte minimale.

En conclusion, pour le chargement au rapport de charge $R=0,1$ et les éprouvettes longitudinales, une fissure macroscopique est observée à la fin de l'essai de fatigue. L'échauffement créé par la propagation de cette fissure est mis en évidence par une mesure de thermographie et la fissure est suivie grâce à l'application de répliques. Nous observons d'ailleurs que l'échauffement se produit en phase de décharge ce qui pourrait être lié au frottement des surfaces de fissure mais également à la destruction de structures de microcraquelures. Une étude plus profonde devrait porter sur l'identification exacte de l'endommagement ce qui nous amènerait à identifier clairement quand les premières microcraquelures apparaissent et comment s'opère le passage à une fissure macroscopique. Néanmoins, il est possible de conclure que la propagation macroscopique représente une part négligeable de la durée de vie qui semble gouvernée par un mécanisme microscopique (lié à la répartition spatiale des fibres) plutôt diffus tel que nous l'avons décrit dans la section précédente.

5.3.3 Stade C : Rupture finale

D'abord, les faciès en chargement quasi-statique sont présentés afin d'identifier quel endommagement est lié à la rupture finale de l'essai de fatigue. Ensuite un essai statique sur une éprouvette micro-entallée est étudié afin de caractériser l'effet d'une fissure. Enfin, les faciès en fatigue sont analysés en comparaison aux résultats obtenus en statique. L'étude de la rupture finale nous permet de mieux comprendre les faciès de rupture dans le but d'identifier les zones d'endommagement par fatigue.

5.3.3.1 Chargement monotone

La référence ayant subi un essai de traction à une vitesse de 500mm/min et une température de 77K présente un faciès fragile, Figure 5-25-a. Les plans de rupture sont orientés perpendiculairement à la contrainte et les fibres sont déchaussées de la matrice laissant des trous en contrepartie. Le polymère ne montre aucune déformation plastique. Même à un grossissement de 3000, la matrice présente un comportement de type fragile, Figure 5-25-b.

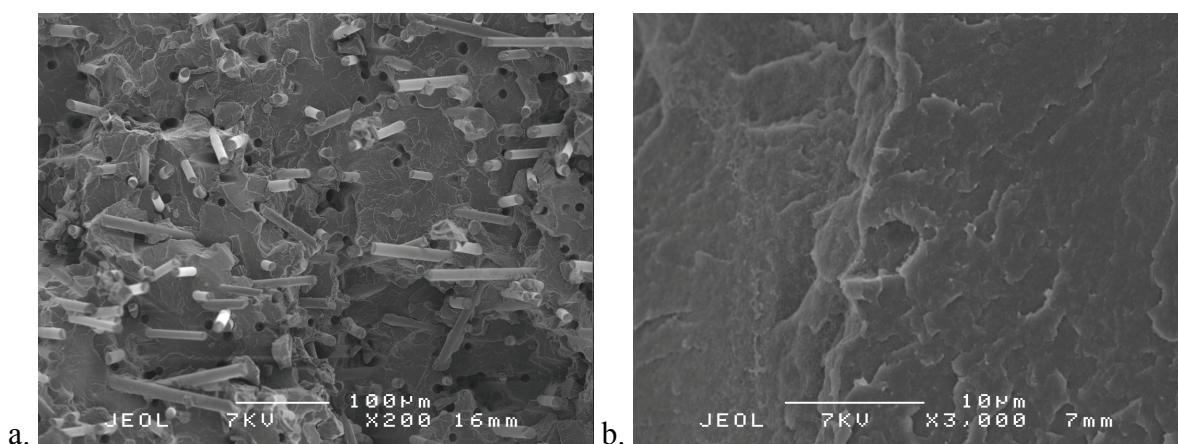


Figure 5-25 : Faciès de rupture fragile à un grossissement de a. 200. b. 3000.

Ce comportement est trouvé sur l'ensemble du faciès de rupture. Par contre, en traction monotone à une vitesse de 1mm/min et à température ambiante, le polymère subit localement des déformations plastiques. Ce phénomène est observé sur les éprouvettes longitudinales et les éprouvettes transversales. La déformation plastique se produit donc indépendamment de l'orientation de fibres. Par contre, les aspects sont différents. Alors que le polymère est très étiré dans les sections comportant les fibres orientées longitudinalement, Figure 5-26-a et Figure 5-26-b, le polymère se déforme moins aux endroits où les fibres sont orientées transversalement, Figure 5-27-a et Figure 5-27-b.

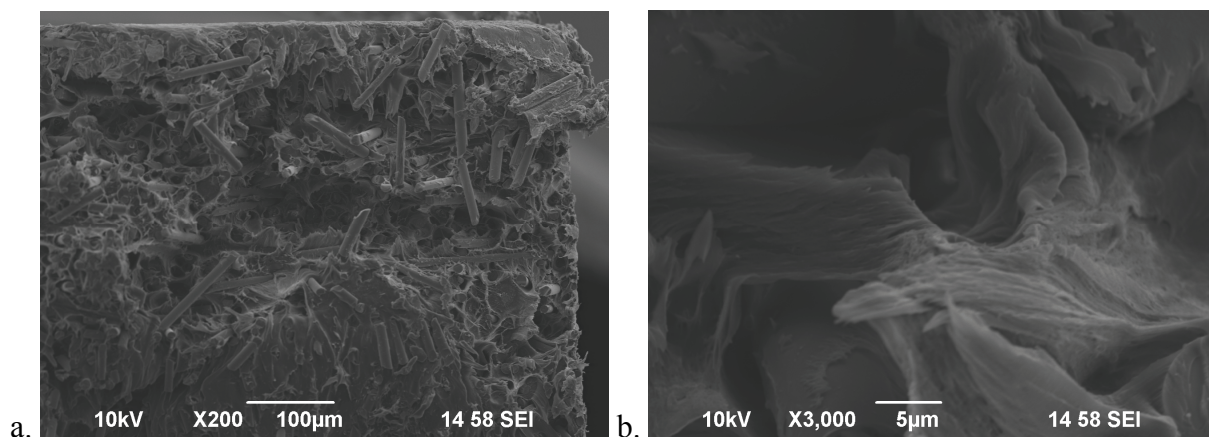


Figure 5-26 : Zone ductile de l'éprouvette longitudinale en traction monotone. a. x200. b. x3000. [Des09]

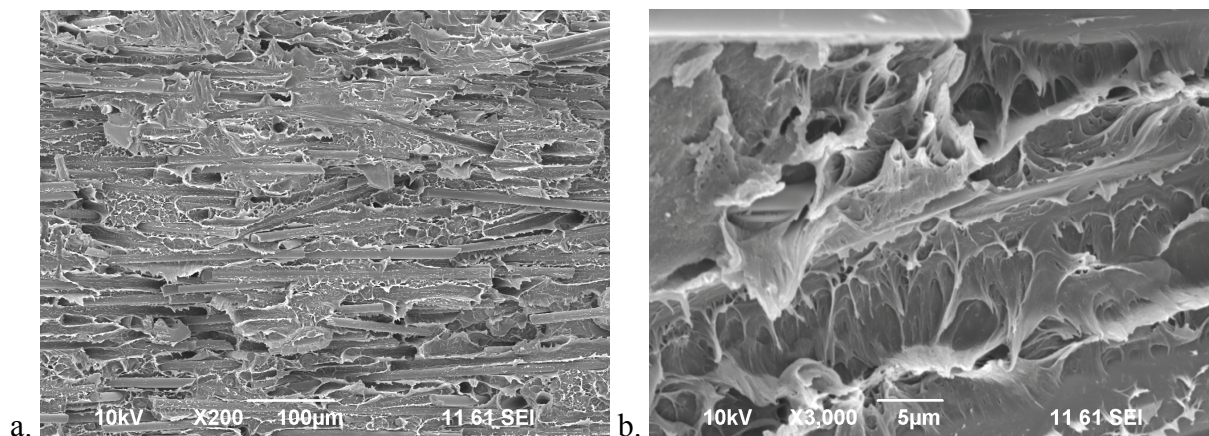


Figure 5-27 : Zone ductile de l'éprouvette transversale en traction monotone. a. x200. b. x3000. [Des09]

La rupture ayant lieu au niveau du raccordement de rayon, la déformation plastique se situe pour les éprouvettes longitudinales et les éprouvettes transversales dans le coin de la section. La Figure 5-28-a et la Figure 5-28-b présentent les étendues de la zone fragile marquée avec un A et de la zone ductile marquée par un B. La zone ductile correspond à environ 1% de la section totale pour les éprouvettes longitudinales tandis que l'étendue est plus élevée d'environ 2% pour les éprouvettes transversales. L'étendue de la zone ductile varie peu et est quasi identique sur deux éprouvettes observées pour chacune des orientations. Le reste du faciès casse de manière fragile comme observé sur le faciès de la référence.

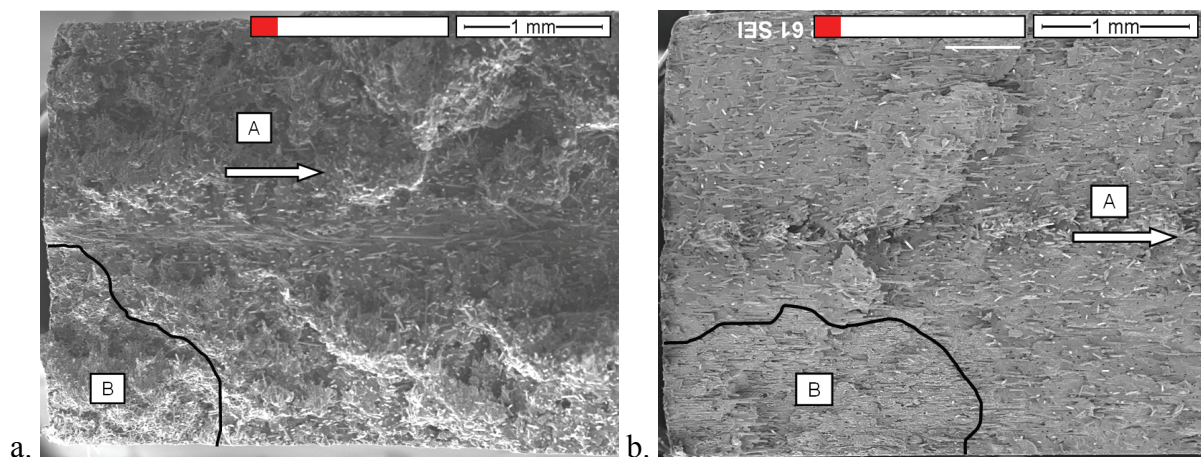


Figure 5-28 : Faciès de rupture en chargement monotone. a. Longitudinale. b. Transversale [Des09].

Le scénario de rupture est alors le suivant. La surcontrainte provenant du raccordement du rayon mise en évidence par simulation au chapitre 3.4.2 augmente localement la contrainte, Figure 5-29. Le volume local soumis à cette surcontrainte dépasse, lors du chargement, la limite de la contrainte d'écoulement et commence à plastifier. Le reste de la section n'est pas plastifié. En augmentant la charge, le reste du volume s'approche également de la limite de la contrainte d'écoulement. Par contre, le reste du volume étant sollicité de manière homogène, aucune plastification a lieu car la rupture se produit très rapidement ce qui ne laisse pas le temps au matériau de se déformer de manière plastique. Ainsi, le reste du faciès apparaît fragile.

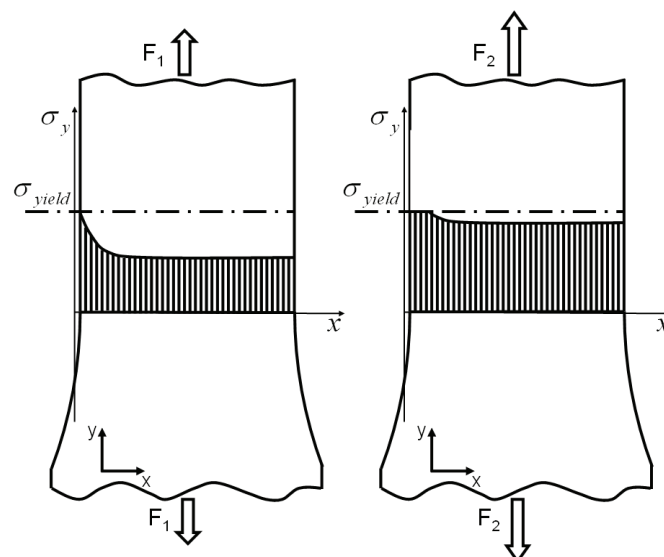


Figure 5-29 : Scénario de rupture d'un essai statique.

5.3.3.2 Influence d'une micro-entaille

Afin de valider le scénario de rupture en chargement monotone, un essai quasi-statique sur une éprouvette micro-entaillée est effectué. En outre, cette micro-entaille ressemble à la macro-fissure observée lors des essais de fatigue dans le chapitre 5.3.2. C'est pour cela que cet essai peut apporter des éléments-clés pour la compréhension de la rupture en fatigue. Il a déjà été constaté qu'un essai de traction en monotone laisse un faciès avec une petite zone ductile et qu'un essai de fatigue laisse également une zone ductile mais d'une étendue plus importante [Hor97]. Même si la zone ductile est également trouvée pour l'essai de traction, la zone ductile a été caractérisée comme endommagement en fatigue en raison de son étendue plus élevée. Nous allons essayer de clarifier ces faits à travers l'essai micro-entaillé.

La Figure 5-30-a présente le faciès d'une éprouvette longitudinale micro-entaillée rompue lors d'une traction quasi-statique dont la micro-entaille est aperçue sur le coté gauche. Une zone cassée de manière ductile et ayant l'aspect décrit dans le chapitre précédent est identifiée en pointe d'entaille tandis que le reste du faciès est rompue fragilement. L'étendue de la zone ductile est beaucoup plus importante que sur les éprouvettes lisses. Le rapport entre la zone ductile et la section utile est augmenté de 1% à 4%.

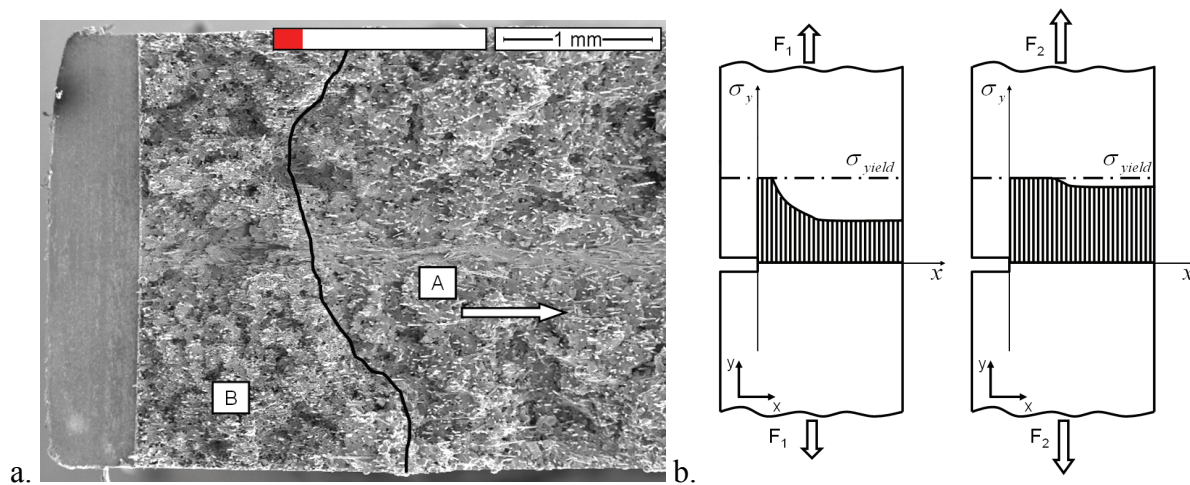


Figure 5-30 : a. Faciès d'une éprouvette micro-entaillée en monotone b. Scénario de rupture.

La forte surcontrainte de l'entaille a donc influencé la formation de la zone ductile. Ainsi, le scénario de rupture pour cette éprouvette serait que la surcontrainte plus élevée fait dépasser à un volume plus important la limite d'écoulement avant que l'éprouvette casse de manière fragile, Figure 5-30-b.

L'étendue de la zone ductile est donc principalement fonction de la répartition de contrainte. Ces éléments contrastent avec l'hypothèse que la zone ductile serait un endommagement en fatigue.

5.3.3.3 Chargement en fatigue

Afin de caractériser les faciès obtenus sur éprouvettes sollicitées au rapport de charge de $R=0,1$ en fatigue, l'essai sur lequel les répliques ont été prises est analysé en premier, Figure 5-31. Il s'agit d'une mini-éprouvette longitudinale sollicitée en traction au rapport de charge de $R=0,1$. Trois zones distinctes sont identifiées sur le faciès. La zone fragile déjà observée, présentant le même aspect que sur la référence, s'étend sur la surface A. Une zone ductile se situe à proximité, surface B. Une nouvelle zone C est repérée ; elle correspond à la macro-fissure comme en témoigne la confrontation entre répliques et faciès.

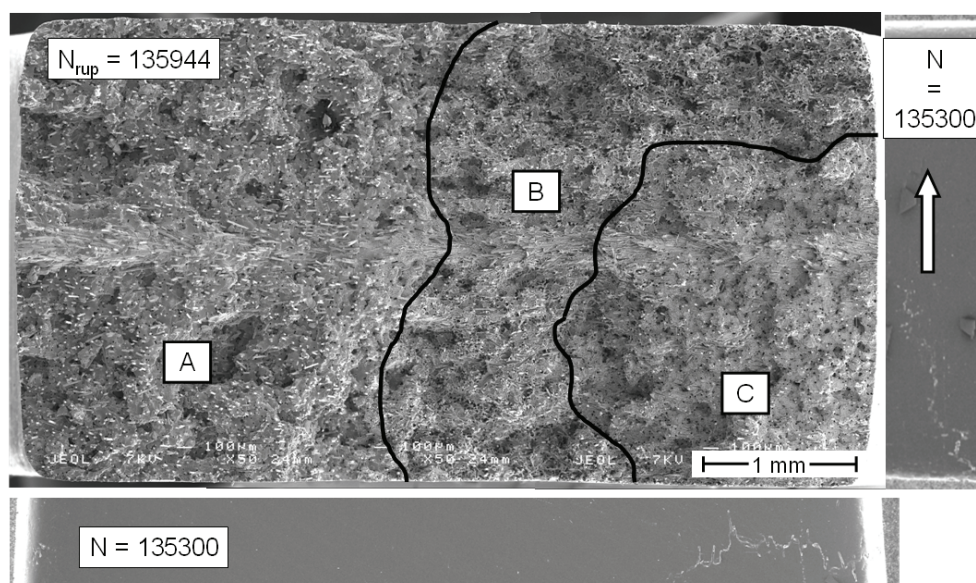


Figure 5-31 : Faciès de la mini-éprouvette longitudinale à $R=0,1$ confronté aux répliques.

A un grossissement de 200, la zone C ressemble plus à la rupture fragile qu'à la rupture ductile, Figure 5-32-a. Les fibres sont nettement déchaussées et le polymère peu étiré. Par contre, à un grossissement de 3000, le polymère est finement étiré, Figure 5-32-b.

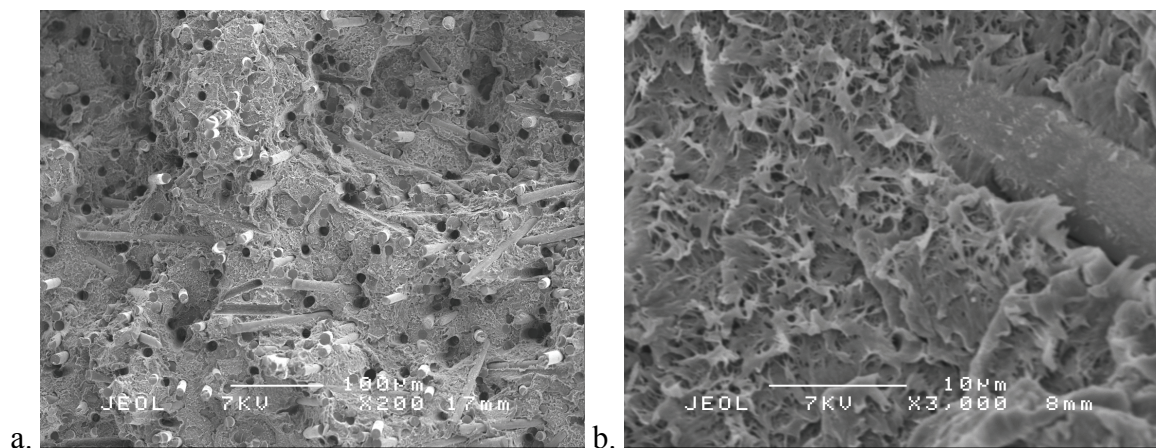


Figure 5-32 : Zone C à un grossissement de a. 200. b. 3000.

Cet aspect ressemble à l'aspect des microcraquelures observé sur un PET [Sch84]. D'ailleurs, le champ de contrainte est triaxial en pointe de fissure privilégiant la formation de microcraquelures, cf. chapitre 2.3. Cette hypothèse devrait être confirmée par des analyses expérimentales mettant en évidence les microcraquelures avant rupture.

Le faciès des éprouvettes longitudinales est présenté sur la Figure 5-33-a. Nous trouvons les mêmes trois zones qu'observées sur la mini-éprouvette longitudinale à laquelle ont été appliquées les répliques. L'étendue de la zone de microcraquelures C est d'environ 6,5% et celle cassée de façon ductile B est d'environ 4% de la section totale. L'étendue de la zone ductile est similaire à celle observée sur éprouvette micro-entaillée en statique. La Figure 5-33-b présente le faciès de l'éprouvette transversale. Nous observons une zone de microcraquelures C moins étalée tandis que la zone ductile B est plus étendue que sur l'éprouvette longitudinale.

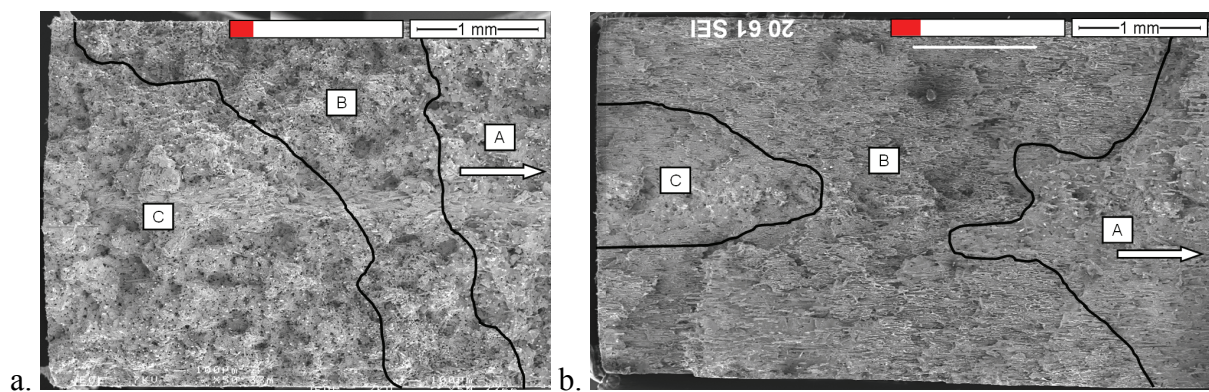


Figure 5-33 : Faciès de rupture en fatigue de l'éprouvette a. longitudinale. b. transversale.

Les différents aspects sont observés dans la zone où les fibres sont orientées longitudinalement pour l'éprouvette longitudinale. L'aspect fragile est en corrélation avec la référence, Figure 5-34-a. Les fibres sont nettement déchaussées et le plan de rupture est bien orthogonal à la contrainte principale.

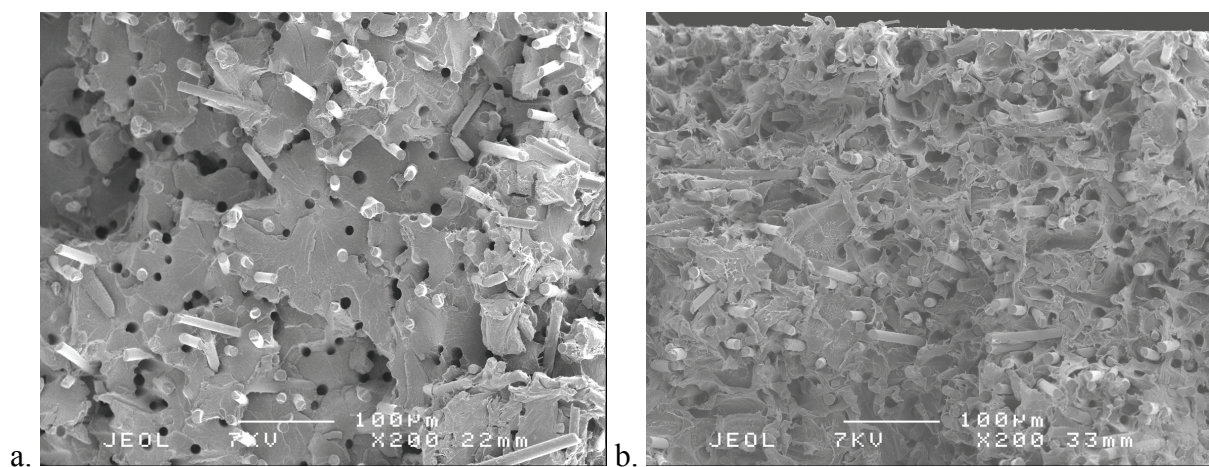


Figure 5-34 : Faciès de l'éprouvette longitudinale. a. Aspect fragile. b. Aspect ductile.

L'aspect ductile correspond à du polymère fortement étiré, Figure 5-34-b. Le polymère étant déformé plastiquement, les trous des fibres déchaussées apparaissent plus larges que le diamètre des fibres. L'aspect est très proche de celui de la zone ductile observée sur le faciès de l'éprouvette longitudinale en statique.

La zone de microcraquelures se présente comme celle observée sur la mini-éprouvette longitudinale sur laquelle les répliques ont été appliquées, Figure 5-35. Les fibres sont nettement déchaussées tout comme sur le faciès de référence et le plan de rupture est perpendiculaire à la contrainte principale. A fort grossissement, la matrice est étirée dans la direction de la contrainte principale.

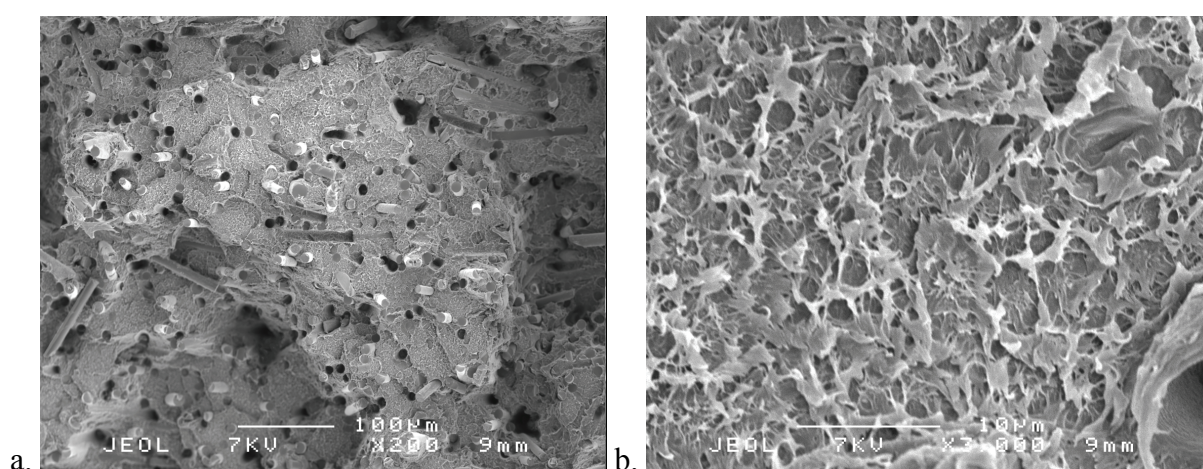


Figure 5-35 : Zone de microcraquelures sur éprouvette longitudinale. a. x200. b. x3000.

Après avoir présenté les faciès en fatigue des éprouvettes longitudinales, les faciès des éprouvettes transversales sont analysés. Nous nous limitons aux endroits où les fibres sont orientées transversalement. L'aspect fragile se présente comme sur l'éprouvette longitudinale, Figure 5-36-a. Le polymère est rompu de manière lisse et orthogonale à la contrainte principale.

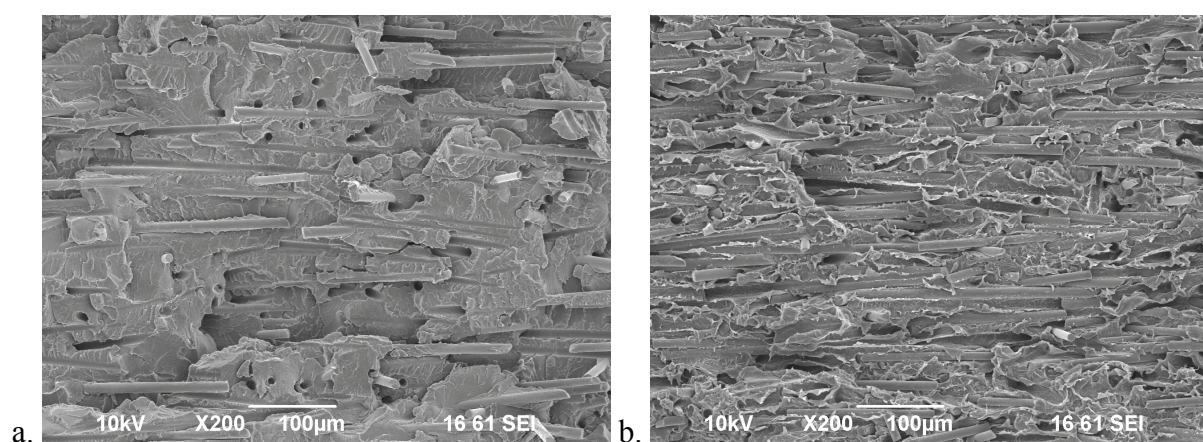


Figure 5-36 : Faciès sur l'éprouvette transversale. a. Aspect fragile. b. Aspect ductile.[Des09]

La zone ductile est beaucoup moins étirée et ressemble à ce qui est observé en statique, Figure 5-36-b. L'étirement du polymère est restreint par rapport à l'éprouvette longitudinale. Vraisemblablement, les fibres en cours de déchaussement déforment davantage la matrice sur les éprouvettes longitudinales.

La zone de rupture de microcraquelures apparaît encore comme la zone fragile, Figure 5-37-a. La matrice est moins étirée que dans la zone ductile. A fort grossissement, de la microductilité est observée ; elle ressemble fortement à celle observée sur l'éprouvette longitudinale, Figure 5-37-b.

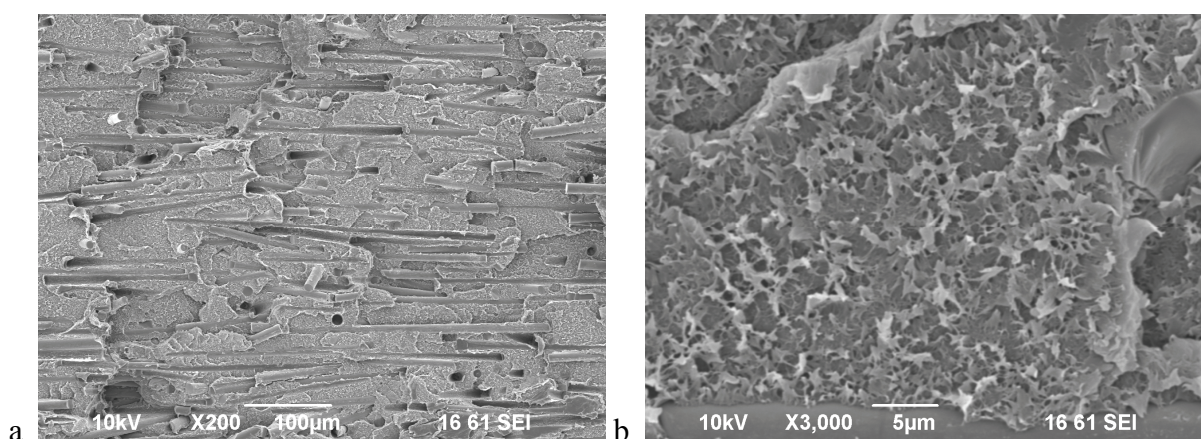


Figure 5-37 : Zone de microcraquelures à un grossissement de a. 200. b. 3000. [Des09]

Les faciès de rupture observés sur éprouvette longitudinale et transversale présentent les mêmes zones de rupture. Une première zone correspond à la propagation de la macro-fissure. L'aspect de cette zone présente le polymère étiré avec un espacement de quelques microns. Le fait que l'état de contrainte soit triaxial, que le plan de rupture soit perpendiculaire à la contrainte principale et que l'espacement des morceaux étirés soit de quelques microns évoque un endommagement par microcraquelures. Toutefois, cette hypothèse doit être vérifiée à l'aide d'autres observations.

L'aspect de la zone de rupture ductile est similaire à celui observé en chargement monotone. Cependant, l'étendue est plus élevée et cela vraisemblablement de par la présence de la macro-fissure. Le déroulement de la rupture finale est pour cela identique à celui de l'éprouvette entaillée, la macro-fissure jouant le rôle du concentrateur de contrainte, Figure 5-38.

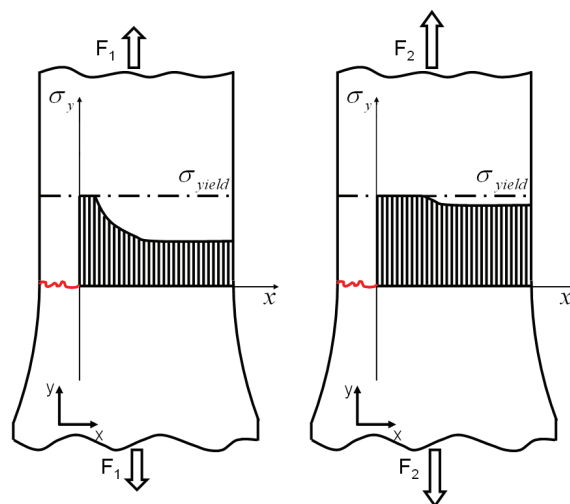


Figure 5-38 : Scénario de la rupture finale en fatigue.

La dispersion des zones de rupture observées est très faible pour le PBT+PET GF30. Les étendues de la zone de microcraquelures et de la zone ductile varient peu d'une éprouvette à l'autre et pour différentes durées de vie. Ainsi, nous observons des étendues quasi similaires pour trois éprouvettes longitudinales à trois différents niveaux de charge. Les éprouvettes transversales ne montrent également pas d'évolution des deux zones pour six différentes éprouvettes et pour trois différents niveaux de charge.

Enfin, les faciès des éprouvettes tubulaires en torsion pure sont étudiés. Trois différentes zones sont observées, Figure 5-39. La zone A correspond à la rupture fragile tandis que la zone B présente la zone ductile.

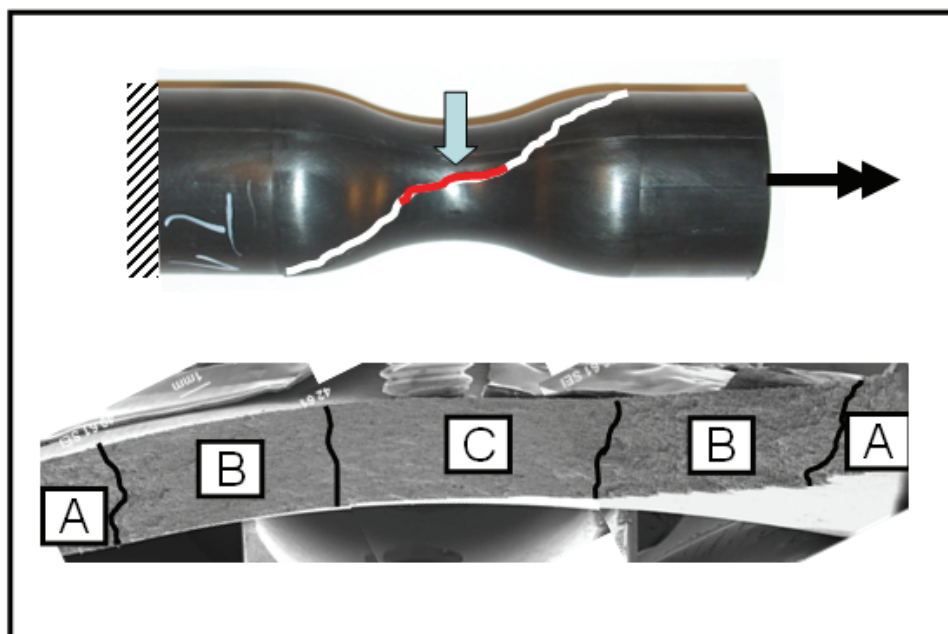


Figure 5-39 : Faciès de l'éprouvette tubulaire en torsion.

Les aspects de ces deux zones sont proches de ceux observés sur les éprouvettes transversales, Figure 5-40. Toutefois, la matrice de la zone ductile est plus étirée dans la direction de la contrainte de cisaillement, Figure 5-40-b.

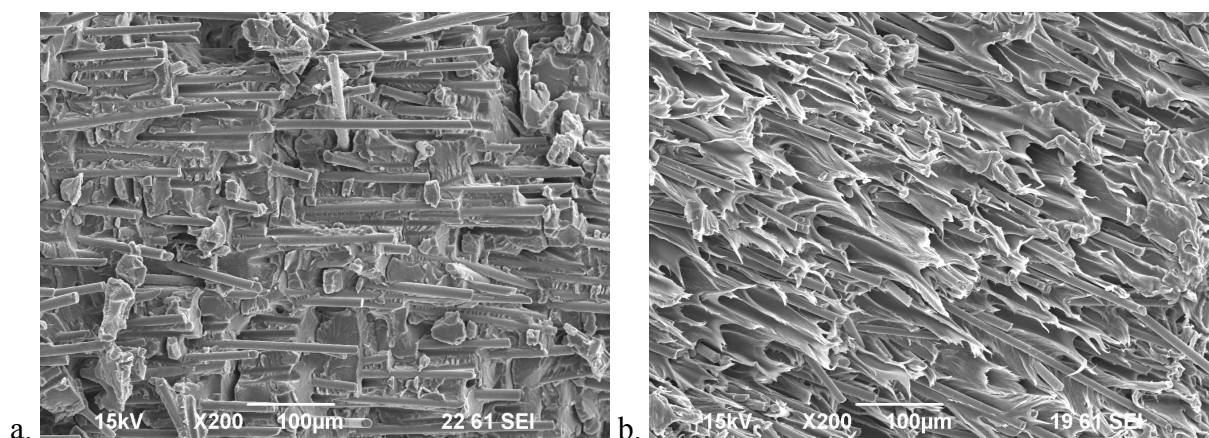


Figure 5-40 : Faciès du tube en torsion. a. Aspect fragile. b. Aspect ductile. [Des09]

La zone C se situe dans la section utile où la contrainte est maximale et où la rupture s’amorce naturellement. A un faible grossissement de 200, le polymère semble peu plastifié, Figure 5-41-a. Au grossissement de 3000, la matrice est déformée et des bandes sont formées, qui sont étirées dans la direction de la contrainte de cisaillement, Figure 5-41-b. Cet endommagement plastique est plus grossier que celui observé sur les éprouvettes plates en traction et sous de telles conditions, la formation de bandes de glissement semble privilégiée.

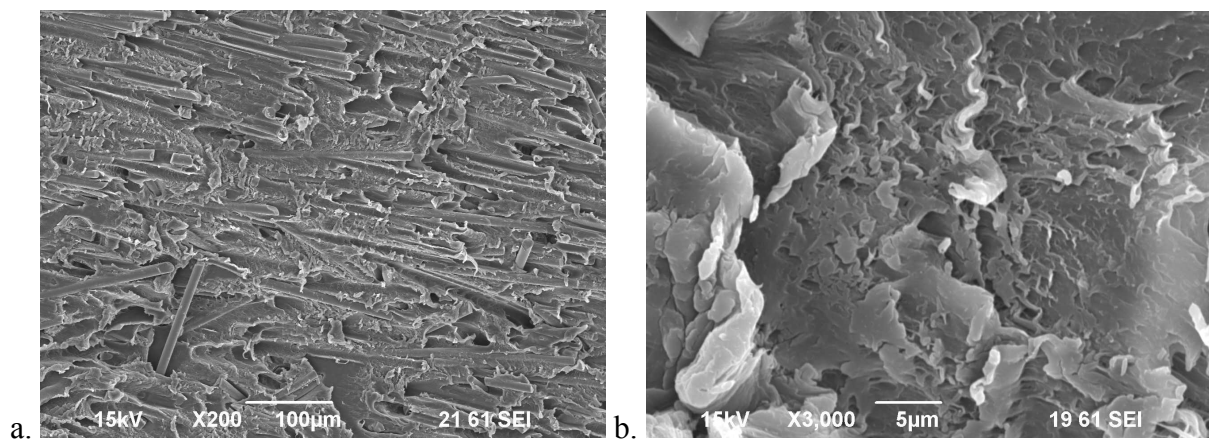


Figure 5-41 : Zone C. a. Grossissement x200. b. Grossissement x3000. [Des09]

La forte réduction de raideur présentée au chapitre 5.1 peut s’expliquer par la formation d’une macro-fissure dans la section utile en fin d’essai. Par contre, le mécanisme d’endommagement n’étant pas le même que celui des éprouvettes plates, cette hypothèse devrait être vérifiée par la technique des répliques.

Enfin, sur le PA66 GF35, les mêmes tendances sont retrouvées. Les éprouvettes plates longitudinales comme transversales en fatigue présentent également trois zones distinctes.

En conclusion, les faciès en statique présentent un faciès principalement fragile avec une étendue de 1% de la section utile cassé ductilement. Cette zone ductile est vraisemblablement liée à la surcontrainte rencontrée au raccordement du rayon. L'observation sur l'éprouvette micro-entaillée en statique souligne cette hypothèse. La surcontrainte plus élevée entraîne une étendue accrue de zone ductile. On note également que les éprouvettes transversales présentent plus de zone ductile que les éprouvettes longitudinales.

Les éprouvettes cassées en fatigue à un rapport de charge de $R=0,1$ comportent une zone que nous avons appelée zone de microcraquelures. En fait, cette zone correspond à la macro-fissure qui est repérée grâce à la technique des répliques. L'aspect finement étirée avec un espacement entre les fibrilles de quelques microns ressemble à des faciès comportant des microcraquelures sur un PET [Sch84]. En outre, en pointe de fissure, un champ de contrainte hydrostatique est rencontré et le plan est perpendiculaire à la contrainte principale. Toutefois, cette hypothèse devrait être confirmée par des observations dédiées. On note que cette zone est trouvée pour les éprouvettes longitudinales ainsi que pour les éprouvettes transversales. La microstructure n'influence donc guère l'apparition de ce mécanisme. Toutefois, l'étendue est moins élevée pour les éprouvettes transversales.

En proximité de la zone de microcraquelures, la zone ductile est retrouvée. Vraisemblablement, la macro-fissure génère une forte surcontrainte et lors du dernier cycle les mêmes effets ont lieu que pour l'essai statique sur éprouvette micro-entaillée. Le reste du faciès casse de manière fragile.

Enfin, sur les tubes en torsion, également trois zones distinctes sont repérées. Dans la section utile, une zone à micro-étirements est observée. Par contre, cette micro-ductilité ne ressemble guère à celle observée dans la zone de microcraquelures des éprouvettes sollicitées en traction. La structure est plus grossière et étirée dans le sens du cisaillement. Une fissuration par une formation de bandes de glissement semble plus vraisemblable. Il est fort probable que cette zone se propage en fin d'essai comme la forte réduction de raideur l'indique en chapitre 5.1.

5.4 Scénario des mécanismes d'endommagement en fatigue

Après avoir exploré les mécanismes des différents stades de l'essai de fatigue, un scénario d'endommagement est proposé pour le PBT+PET GF30.

Premièrement, un endommagement circulaire est observé au bout des fibres longitudinales. L'absence d'ensimage à cet endroit, due au procédé de fabrication qui doit répondre à certaines contraintes budgétaires, mène à la décohésion. Des calculs par éléments finis et des calculs analytiques montrent que cela augmente considérablement la contrainte circonférentielle [Abe07]. Quelle que soit l'adhésion de la fibre à la matrice, le champ de contrainte comporte une forte composante hydrostatique. C'est pour cela qu'une formation de microcraquelures semble probable.

Deuxièmement, les cotés des fibres longitudinales sont endommagés par le chargement en fatigue. Des calculs par éléments finis d'un champ de fibres longitudinales révèlent que les extrémités des fibres juxtaposées génèrent une surcontrainte sur le coté de la fibre en cause. Ce mécanisme est donc fortement corrélé à la répartition spatiale des fibres plutôt qu'à la répartition de la contrainte de cisaillement sur une seule fibre. Ce résultat montre la nécessité de prendre en compte un ensemble de fibres pour l'analyse mécanique à l'échelle microscopique.

Ces deux endommagements évoluent au cours de l'essai. La raideur diminue car la section porteuse est également diminuée et l'amortissement augmente avec la friction des lèvres de microfissures. A ce stade, il n'est pas encore possible de découpler le rôle de chacun des deux mécanismes. Pour cela, des essais spécifiques doivent être développés pour faire travailler l'un ou l'autre des mécanismes. Une étude expérimentale de ce type doit être complétée par une analyse mécanique microscopique prenant en compte ces deux mécanismes afin de mieux comprendre le rôle de chacun sur l'endommagement total du composant.

Cependant, les évolutions des grandeurs macroscopiques peuvent également être liées à des effets viscoélastiques ou à de l'endommagement diffus du polymère. Il serait souhaitable de compléter notre étude par des essais sur le polymère pur.

En fin d'essai, une macro-fissure est repérée grâce à la caméra infrarouge et la technique des répliques. Probablement, les endommagements locaux grandissent et coalescent pour former le départ de la macro-fissure. Cette fissure apparaît très tard au cours de l'essai et la phase de propagation ne représente que quelques pour cents de la durée de vie. Un échauffement local est observé en pointe de fissure qui vaut quatre degrés dans le cas présenté. En utilisant la caméra infrarouge avec un objectif macro, il s'avère que l'échauffement semble plutôt créé en phase de décharge. Cet effet est très probablement lié au frottement des fibres dans les trous, à la friction entre les lèvres de fissure et éventuellement à la destruction de microcraquelures. Après une propagation de fissure suffisante, le polymère dans la proximité de la fissure subi

une déformation plastique à cause de la forte surélévation de contrainte locale. Lorsque la charge monte, le reste de la section casse brusquement. L'analyse de la rupture finale nous permet de conclure que le mécanisme principal qui gouverne la durée de vie en fatigue est plutôt diffus et implique fortement l'échelle de la microstructure ; la propagation d'une fissure macroscopique occupe une part négligeable de la durée de vie

Ce scénario d'endommagement en fatigue manquait pour le PBT+PET GF30. Sur la base de ce scénario de nombreuses pistes s'ouvrent. Les mécanismes devraient être explorés davantage car de nombreuses questions restent ouvertes. Quelle est le rôle de chacun des endommagements observés sur la tenue en fatigue ? Peut-on corréler la perte de raideur et l'évolution des micro-endommagements ? Quels effets entrent en jeu au rapport de charge de $R=-1$? En revanche, les travaux présentés ici vont nous permettre d'alimenter la réflexion que nous devons mener sur le critère de fatigue. La nature fortement locale et diffuse des mécanismes d'endommagement nous incite à opter pour une description locale des grandeurs mécaniques utilisées dans le critère de fatigue. Ce d'autant plus que notre travail a pour objectif de relier le procédé à la tenue en service.

6 Critère de fatigue

L'objectif de ce chapitre est de proposer un outil de calcul de la durée de vie en fatigue valable pour nos deux matériaux, nos trois éprouvettes et pour l'ensemble des cas de chargements testés (orientation, triaxialité et rapport de charge). Cet outil doit être transposable ensuite à un calcul complet allant de la simulation du procédé jusqu'au calcul de la durée de vie sur pièce avec un temps de calcul raisonnable. L'ensemble des résultats présentés dans ce chapitre concerne les éprouvettes et permet de valider les critères étudiés dans ce cas. Le passage à la structure est présenté en fin de chapitre. Afin de bien avoir en mémoire nos objectifs, les voici listés ci-dessous :

Le critère doit prendre en compte :

- les deux matériaux de notre étude,
- les trois types d'éprouvettes testées,
- toutes les orientations rencontrées sur éprouvette,
- tous les chargements,
- les deux rapports de charge.

Afin de répondre au problème que nous venons de poser, deux voies sont assez classiquement utilisées dans le contexte de calcul de durée de vie en bureau d'études, Figure 6-1.

- 1) La première voie est l'utilisation d'un modèle de comportement qui va décrire la durée de vie par le biais d'une variable d'endommagement dont il faut identifier l'évolution au cours du chargement cyclique. Ces modèles sont à même de bien décrire l'aspect phénoménologique de l'endommagement en fatigue pour nos matériaux [Nou09] mais ils sont complexes à identifier et n'intègrent pas explicitement l'effet de rapport de charge. De plus, le temps de calcul peut devenir problématique pour les grandes durées de vie.
- 2) La deuxième voie est couramment utilisée dans le contexte automobile : on utilise la notion de critère de fatigue. On suppose le comportement du matériau élastique linéaire et on écrit une contrainte équivalente permettant de décrire les principaux effets de triaxialité et de rapport de charge en fatigue. Les paramètres de cette contrainte équivalente sont identifiés sur des essais de fatigue. On effectue un calcul monotone sur la structure et on applique le critère dans la zone fortement sollicitée. L'application d'une telle démarche n'est valable que dans le cas où le comportement reste élastique linéaire tout le long de la durée de vie.

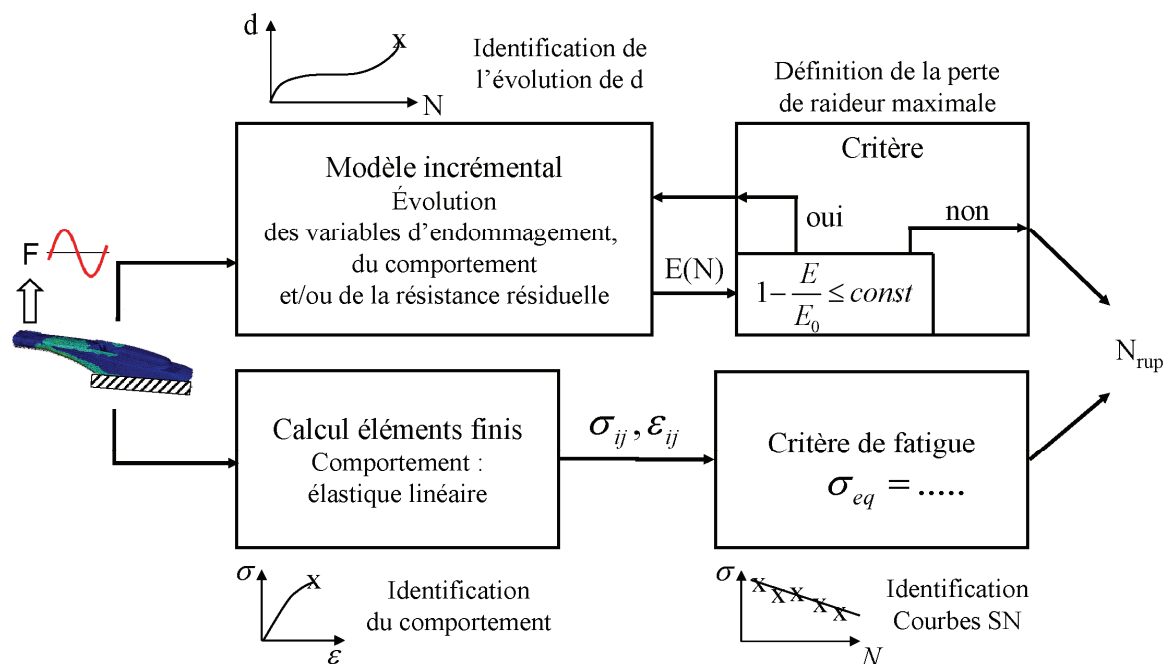


Figure 6-1 : Modèle de comportement incrémental et critère de fatigue.

Nous allons tenter d'évaluer la pertinence d'une démarche type 'critère de fatigue' dans nos matériaux malgré les remarques effectuées au chapitre 5. En effet, nous avons montré que le matériau subit une perte de raideur de l'ordre de 10% pour les chargements étudiés, nous ne sommes plus dans le cadre élastique linéaire et l'endommagement diffus mis en évidence expérimentalement affecte la réponse macroscopique. Ceci étant, la perte de raideur n'est pas très importante (10%) et elle n'évolue que très lentement après la première phase d'adoucissement. Par ailleurs, nous avons pu mettre en évidence que la propagation de fissure macroscopique représentait une part négligeable de la durée de vie.

Dans le but de capter les effets d'orientation, de triaxialité et de rapport de charge, nous allons supposer que le comportement reste élastique linéaire et nous allons proposer un critère de fatigue. Le critère proposé sera identifié sur des essais de fatigue et validé pour tous les autres cas étudiés. Au total 19 courbes SN sont utilisées pour valider notre proposition, ce qui représente un domaine d'étude très important (orientation, triaxialité, rapport de charge) et permet d'envisager raisonnablement une application sur structure.

Le chapitre est organisé de la manière suivante :

- Dans un premier temps, des critères macroscopiques usuels très simples tels que contrainte principale ou von Mises sont testés et les limites de ces critères sont évaluées.
- Un critère macroscopique de type énergétique est testé. Ce critère se base sur les travaux d'Ellyin [Ell88] et prend en compte l'anisotropie par le biais de la loi de comportement. Le rapport de charge est décrit à l'aide d'une fonction empirique.

- Un critère de type microscopique est proposé. Il utilise la démarche de Mori Tanaka pour tenter de rendre compte des effets d'orientation.
- Les critères étudiés sont comparés et des remarques critiques sur l'application sont faites.
- Enfin, la démarche proposée pour les deux critères testés est transposée au cas de calcul sur pièce réelle.

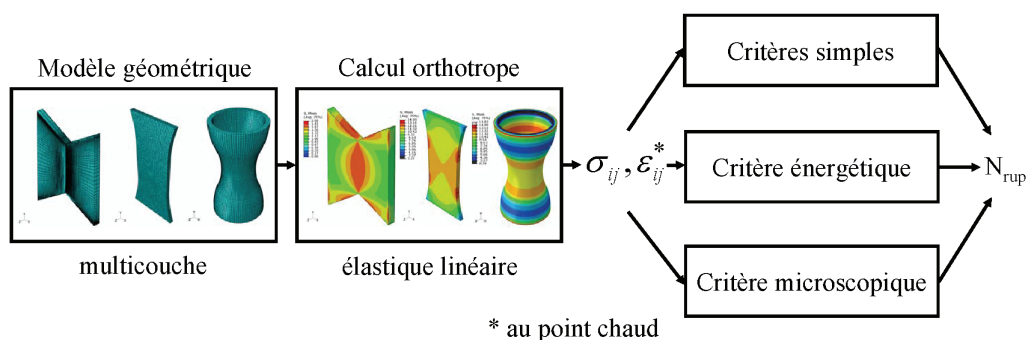


Figure 6-2 : Méthodologie de calcul pour les critères de rupture.

La méthodologie de calcul pour les critères de rupture est présentée sur la Figure 6-2. La géométrie des éprouvettes est modélisée et les éprouvettes sont ensuite maillées. Ensuite, le tenseur de contrainte et de déformation sont calculés à l'aide d'un calcul orthotrope au point chaud. Tous les modèles testés dans la suite du travail font appel à ces entrées. Le bloc « calcul orthotrope » est détaillé sur la Figure 6-3. La microstructure des éprouvettes est mise en évidence par des observations microscopiques ce qui révèle que nous avons affaire à des stratifiés constitués de plis UD. Ensuite, le comportement isotrope transverse du pli UD est déterminé. Une orientation spatiale est attribuée aux éléments du modèle et enfin le calcul éléments finis est effectué. Les observations, les essais et les simulations sont détaillés en chapitre 3.4.2 pour les éprouvettes plates en traction et les tubes (PBT+PET GF30), en chapitre 4.2.3 pour l'essai d'Iosipescu (PBT+PET GF30) et en Annexe C2 pour le PA66 GF35.

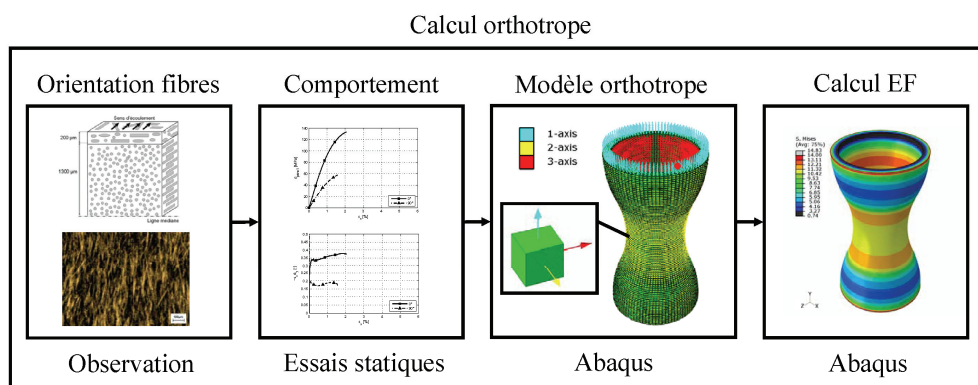


Figure 6-3 : Schéma du calcul orthotrope.

Le point chaud de nos éprouvettes se situe :

- localisé au raccordement du rayon pour les éprouvettes transversales,
- dans la section utile pour les éprouvettes tubulaires et les éprouvettes de cisaillement.

Après avoir identifié le point chaud de nos éprouvettes, il convient de définir quelles contraintes seront prises en compte selon l'épaisseur. La Figure 6-4 présente dans la première ligne les microstructures de l'éprouvette plate transversale et des tubes. Dans un premier temps, la microstructure est ramenée à un stratifié constitué de couches UD. Le comportement de chacune des couches UD est homogénéisé et pour les deux types d'éprouvettes le modèle au niveau du point chaud est présenté dans la deuxième colonne.

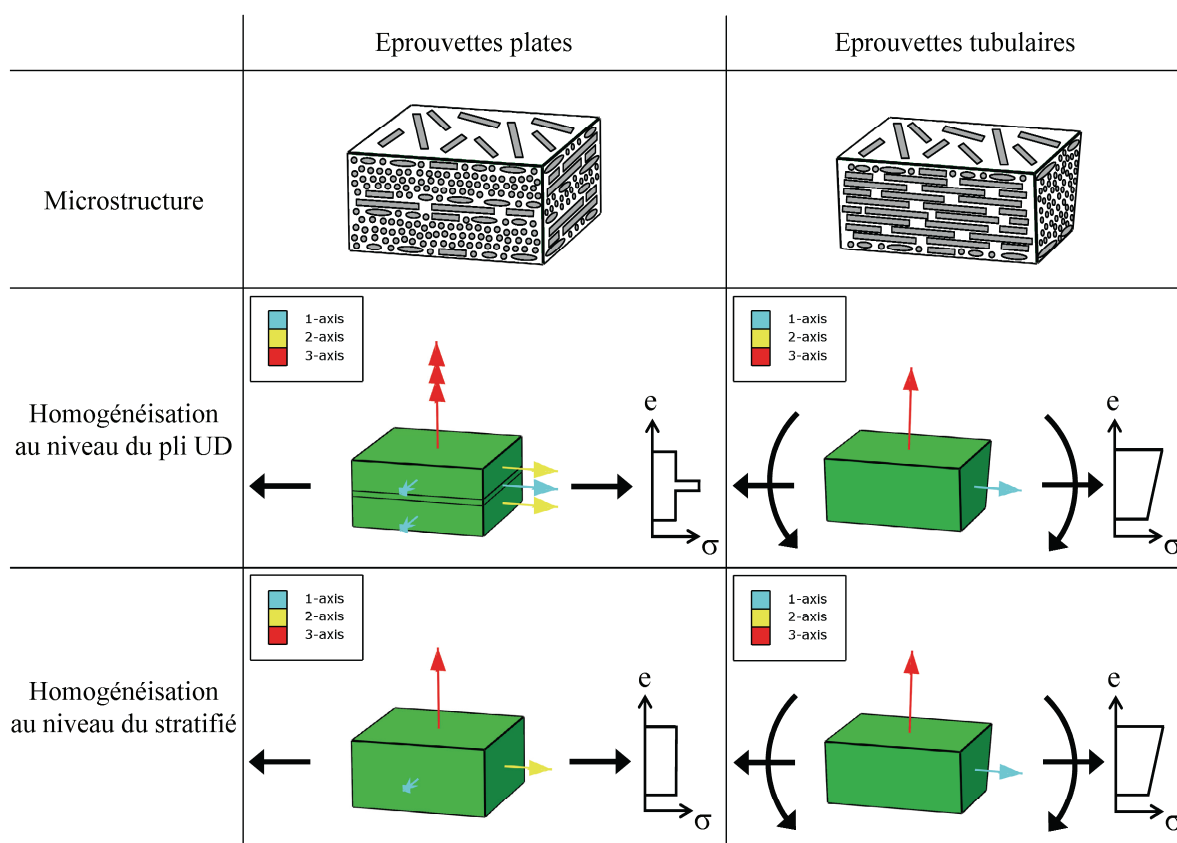


Figure 6-4 : Tracés de contrainte à travers l'épaisseur selon l'homogénéisation.

L'éprouvette plate est sollicitée en traction et le tracé de contrainte présente un pic au niveau de la couche centrale qui est orientée longitudinalement. En fait, toutes les couches subissent la même déformation mais de par leur comportement différent, la contrainte varie. On peut s'imaginer de prendre en compte le maximum observé dans la couche centrale. Cependant, aujourd'hui nous ignorons les effets qui ont lieu dans chacune de ces couches. Si la chute de la raideur témoigne que le composite est altéré dû au chargement cyclique, nous ignorons toujours le déroulement exact de l'endommagement dans les couches distinctes. Vraisemblable-

ment, certaines couches seront sollicitées plus sévèrement que d'autres et une redistribution de contrainte aura lieu au cours de l'essai de fatigue. Aujourd'hui, nous proposons de prendre en compte cette redistribution de contrainte en prenant la moyenne de contrainte à l'aide d'une homogénéisation au niveau du stratifié. Le modèle est présenté dans la troisième ligne pour les deux essais. Le tracé de contrainte devient constant pour l'éprouvette transversale et c'est cette contrainte qui sera prise en compte.

L'éprouvette tubulaire est déjà modélisée avec une seule couche UD. Le modèle est donc le même pour les deux niveaux d'homogénéisation. Le tube en traction est localement soumis à une traction superposée d'une flexion. Le tracé de contrainte affiche un maximum que nous allons prendre en compte pour notre modèle de fatigue.

En conclusion, le maximum de contrainte dans l'épaisseur est prise en compte après homogénéisation au niveau du stratifié.

6.1 Analyse des résultats avec des critères simples utilisés en bureau d'études

Le critère de la plus grande contrainte principale et le critère de von Mises sont évalués sur la base des résultats pour le PBT+PET GF30. Une seule courbe SN par rapport de charge suffit pour l'identification de ces critères. Ici, l'identification est effectuée à l'aide des courbes SN des éprouvettes longitudinales. Cette donnée est assez souvent disponible auprès du fournisseur de la matière. L'évaluation de la précision est faite à travers la comparaison entre les durées de vie expérimentales et les durées de vie calculées.

6.1.1 Critère de type contrainte principale

Le critère de la contrainte principale maximale est souvent utilisé en statique pour les matériaux fragiles. En utilisant ce critère pour des chargements en fatigue, nous faisons l'hypothèse que le comportement en fatigue est gouverné par l'amplitude de la plus grande contrainte principale. L'amplitude est choisie car nous ne tentons pas de faire intervenir la contrainte moyenne mais de juger la pertinence dans un premier temps pour un rapport de charge donné. L'amplitude de la contrainte principale est calculée pour l'état plan de contrainte selon l'équation (6-1).

$$\sigma_{a,1,princ} = \frac{\sigma_{x,a} + \sigma_{y,a}}{2} + \sqrt{\left(\frac{\sigma_{x,a} - \sigma_{y,a}}{2}\right)^2 + \tau_{xy,a}^2} \quad (6-1)$$

Les courbes SN des amplitudes de contrainte principale sont décrites par la loi de Basquin, équation (6-2).

$$\sigma_{a,1,princ} = \sigma_f \cdot N^{-(1/m)} \quad (6-2)$$

Les courbes SN sont présentées sur la Figure 6-5. Nous observons que les éprouvettes longitudinales se sont rapprochées des éprouvettes tubulaires en traction par rapport aux courbes SN tracées en contrainte nominale, Figure 6-5-a et Figure 6-5-b. Ceci est dû au facteur de concentration de contrainte élevé des éprouvettes haltères ($K_t=1,2$).

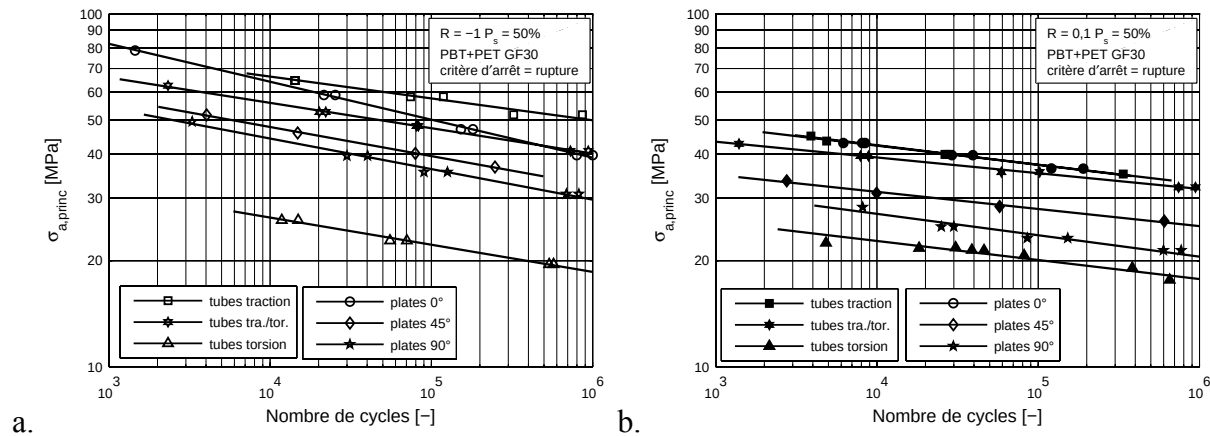


Figure 6-5 : Critère de l'amplitude de la plus grande contrainte principale. a. $R=-1$. b. $R=0,1$.

Vu que les éprouvettes plates en traction pour différentes orientations ne se rapprochent pas, le comportement anisotrope du matériau n'est pas adressé par ce critère. Toutefois, une prise en compte de l'anisotropie pourrait se réaliser en définissant que la contrainte principale est fonction de l'angle entre l'orientation principale de fibres et la contrainte principale elle-même. Cela améliorerait le résultat sur éprouvettes plates pour différentes orientations. Cependant, l'écart élevé entre les éprouvettes diagonales en traction et les tubes en torsion persisterait car les deux essais présentent le même angle de 45° entre la contrainte principale et l'orientation principale des fibres. Nous pouvons en conclure que le critère ne tient pas suffisamment compte de la sévérité des sollicitations en cisaillement car les courbes SN en torsion sont très éloignées des autres et le resteraient même avec une correction d'orientation des fibres.

Les coefficients de la loi de Basquin sont identifiés pour les éprouvettes longitudinales et pour les deux rapports de charge selon l'équation (6-2). En connaissant les coefficients m et σ_f , on peut exprimer la durée de vie N en fonction de l'amplitude de la contrainte principale $\sigma_{a,1,princ}$. Ainsi, les durées de vie pour l'ensemble des essais sont évaluées. Les erreurs occasionnées sont élevées en termes de durée de vie. La Figure 6-6 présente les durées de vie expérimentales en fonction des durées de vie évaluées.

La droite en trait continu constitue une erreur nulle tandis que les droites en trait alterné présentent une erreur de $\pm 200\%$ de durée de vie, ce qui est relativement faible pour le domaine des grandes durées de vie.

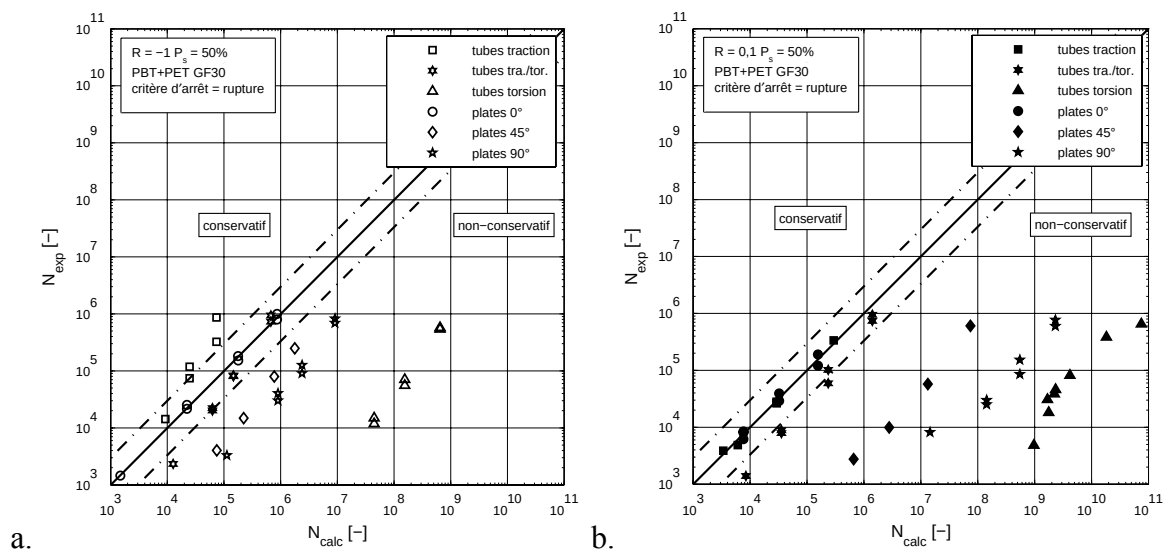


Figure 6-6 : Précision du critère de l'amplitude de la contrainte principale. a. $R=-1$. b. $R=0,1$.

Les erreurs pour les éprouvettes en traction sont d'un facteur dix pour les essais à $R=-1$. Par contre, le tube en torsion affiche une erreur de 1000 fois la durée de vie vers le coté non-conservatif. Ce critère peut donc occasionner des sous-dimensionnements importants, ce qui peut mener à des coûts très élevés lors de la pré-série mais à des coûts encore plus élevés dans le cas d'une pièce entrée en série. Le même scénario est observé pour le rapport de charge $R=0,1$. Pour ce rapport de charge, les erreurs sont encore plus élevées vers le coté non-conservatif.

En conclusion, le critère de l'amplitude de la contrainte principale ne devrait qu'être employé dans des cas particuliers. L'orientation des fibres par rapport à la contrainte principale devrait être proche de celle des éprouvettes d'identification. Dans un tel cas, le critère est employé pour le dimensionnement d'une structure complexe par Sonsino et al. avec succès [Son08]. Lorsque les orientations des fibres diffèrent du cas d'identification, le critère pourrait être élargi par un paramètre prenant en compte l'orientation des fibres. Cependant, pour des structures chargées en cisaillement, le critère s'avère moins pertinent.

6.1.2 Critère de type contrainte von Mises

La contrainte équivalente de von Mises est souvent utilisée pour le dimensionnement de structures en bureau d'études. Il s'agit d'un critère de plasticité pour les matériaux ductiles et isotropes. Ce critère énergétique postule qu'un écoulement plastique a lieu quand l'énergie de distorsion dépasse une valeur critique. Ainsi, la contrainte équivalente pour l'état de contraintes planes s'écrit :

$$\sigma_{eq} = \sigma_{VM} = \sqrt{\sigma_{xx}^2 + \sigma_{yy}^2 - \sigma_{xx}\sigma_{yy} + 3\tau_{xy}^2} \quad (6-3)$$

Même si le critère de von Mises n'est pas un critère de rupture ni de fatigue, il est fréquemment sollicité pour le dimensionnement en fatigue de pièces en plastique en bureau d'études. Pour cela, la pertinence du critère est évaluée en ce qui suit. Les résultats expérimentaux sont ainsi évalués en termes de l'équation (6-4).

$$\sigma_{a,VM} = \sigma_f \cdot N^{-(1/m)} \quad (6-4)$$

Les courbes SN sont affichées sur la Figure 6-7. Le critère de von Mises regroupe mieux les courbes SN que le critère de la contrainte principale. Pour le rapport de charge de $R=-1$, les courbes SN en torsion pure sont davantage remontées vers les courbes SN en traction. Ce critère étant un critère de plasticité, il reproduit bien la sévérité du chargement en cisaillement car l'écoulement se produit dû à la scission.

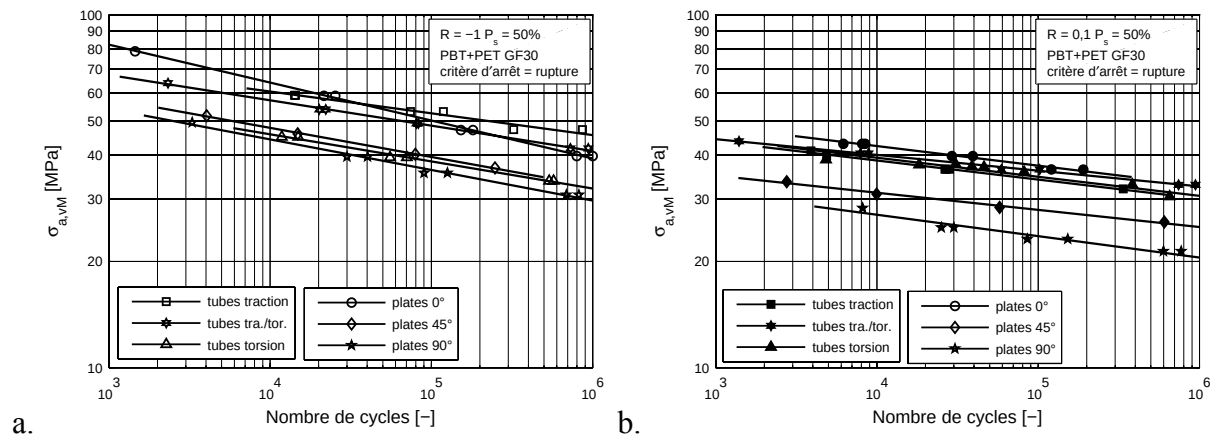


Figure 6-7 : Courbes SN en termes de la contrainte de von Mises. a. $R=-1$. b. $R=0,1$.

Bien que ce critère constitue une approximation au comportement en fatigue de notre matériau, l'anisotropie n'est pas prise en compte car les courbes SN des éprouvettes plates en traction pour différentes orientations présentent toujours les mêmes écarts entre elles. Une fonction de prise en compte de l'orientation des fibres pourrait améliorer les résultats. Vu que le critère est basé sur le deuxième invariant du tenseur de contrainte déviatorique, il est délicat de définir par rapport à quel grandeur l'orientation des fibres serait prise en compte. Si l'on considère que le critère de von Mises est proche du critère de Tresca, on pourrait choisir la plus grande contrainte de cisaillement. Cependant, ce choix ne changerait pas les courbes SN obtenues sur éprouvettes longitudinales et transversales car dans les deux cas une orientation de 45° par rapport à la plus grande contrainte de cisaillement est observée. Pour respecter l'anisotropie du matériau, il faudrait employer le critère de Tsai Hill qui est la généralisation du critère de von Mises aux matériaux orthotropes.

Au rapport de charge de $R=0,1$, les courbes SN obtenues sur tube en traction et en torsion coïncident, alors que les éprouvettes diagonales et transversales sont loin des autres en absence d'une formulation anisotrope.

L'identification de la courbe équivalente est effectuée sur la courbe SN des éprouvettes longitudinales pour le rapport de charge de $R=0,1$ et $R=-1$ respectivement selon l'équation (6-4). Ainsi, les durées de vie pour les autres cas de sollicitation sont évaluées et les résultats sont présentés sur la Figure 6-8.

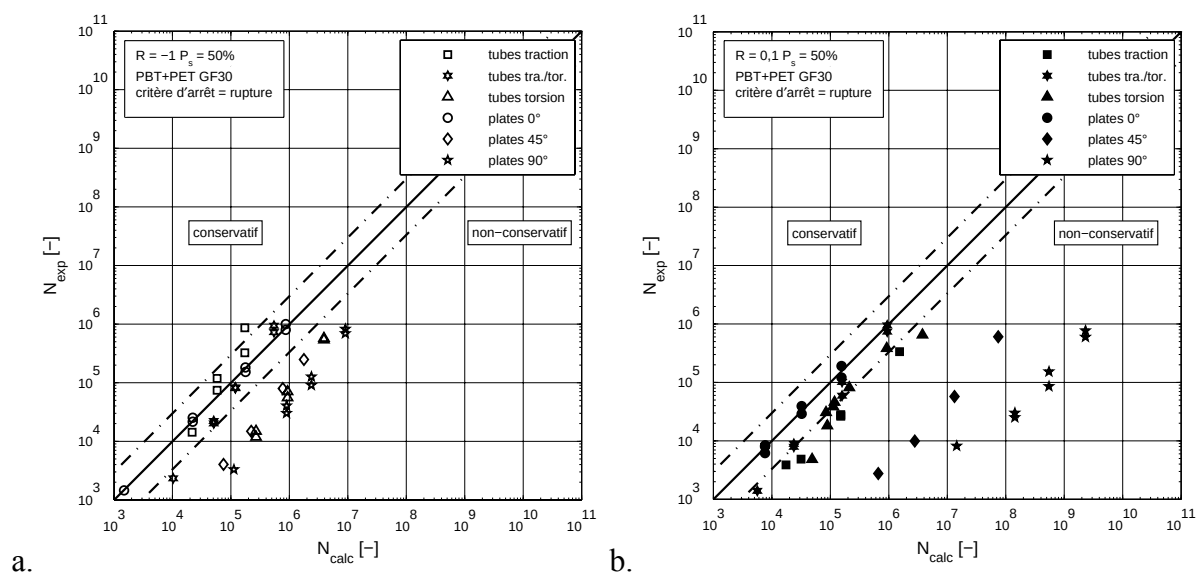


Figure 6-8 : Précision du critère de la contrainte de von Mises. a. $R=-1$. b. $R=0,1$.

Au rapport de charge $R=-1$, les points expérimentaux sont rapprochés de la bande d'erreur de $\pm 200\%$, Figure 6-8-a. Par contre, les erreurs pour le rapport de charge de $R=0,1$ sont encore très élevées, Figure 6-8-b.

En conclusion, le critère de von Mises est, en effet, un critère qui peut servir pour un premier dimensionnement de pièces dans notre matériau, en restreignant le cadre au rapport de charge $R=-1$. Toutefois, les erreurs sont encore de l'ordre 20 sur la durée de vie et une évaluation du nombre de cycles à rupture sur la base du critère de von Mises est grossière.

L'effet de la contrainte moyenne est varié pour les différents essais et aujourd'hui aucun outil visant à égaliser ces effets n'est employé. C'est pour cette raison que le critère affiche des erreurs importantes. Ainsi, l'emploi du critère dans sa forme actuelle sous ces conditions de chargement est déconseillé. La prise en compte de l'orientation des fibres et du rapport de charge pourrait améliorer ce critère.

Nous pouvons cependant retenir de ce critère l'importance du paramètre 'amplitude du cisaillement' vis-à-vis de la tenue en fatigue pour des trajets de chargements très variés.

6.2 Analyse des résultats avec un critère énergétique

Pour les chargements en fatigue, on constate que la contrainte hydrostatique intervient dans la formulation de nombreux critères de fatigue. En particulier les contraintes moyennes hydrostatiques ont un impact néfaste sur la durée de vie. De ces constats expérimentaux, les critères de Sines, Crossland ou Dang Van découlent. Nous avons constaté les mêmes effets sur notre matériau au chapitre 4.3.

C'est pour cette raison qu'un critère énergétique prenant en compte la densité d'énergie de déformation est testé pour décrire le comportement en fatigue de notre matériau. Au lieu de se limiter à la prise en compte de l'énergie de distorsion, l'énergie de variation de volume qui fait partie de la densité d'énergie de déformation est également considérée.

En outre, l'énergie est calculée à partir des contraintes et des déformations auxquelles le volume considéré est soumis. Ceci fait intervenir le comportement orthotrope du matériau. On peut réaliser ce calcul en s'appuyant sur un modèle éléments finis orthotrope comme celui en chapitre 3.4.2. Par contre, un tel calcul exige la connaissance des orientations de fibres et de la loi orthotrope qui doit être évaluée expérimentalement. Ceci limite donc l'application d'une telle démarche au cas des éprouvettes. La transposition à la structure désorientée sera discutée plus loin.

Ellyin propose de relier la densité d'énergie de déformation à la durée de vie des métaux en fatigue multiaxiale [Ell88], équation (6-5).

$$\Delta W = \Delta W_p + \Delta W_e = \kappa N^\alpha + C \quad (6-5)$$

où ΔW correspond à la densité d'énergie de déformation et κ , α et C sont des coefficients de matériau. D'autres travaux reprennent ce critère dans sa forme initiale [Xia96, Xia98, Tao07, Tao09] ou en faisant l'hypothèse que la déformation plastique est nulle pour les sollicitations en fatigue à grand nombre de cycles [Kuj95, Ell90]. Ainsi, le terme de ΔW_p devient nul.

Ellyin applique le critère au cas des composites renforcés par des fibres continues sollicités en traction à différents angles [Ell90]. Le critère appliqué au composite nécessite par contre que les coefficients α et κ dépendent de l'orientation de fibres. Plumtree et Cheng élargissent le critère et calculent localement le produit de la contrainte maximale et de l'étendue de la déformation dans un plan critique parallèle aux fibres [Plu99]. Le modèle n'a plus besoin d'un coefficient d'orientation de fibres et décrit bien les essais mécaniques en traction à différents angles.

Ce critère permet de prendre en compte l'influence de la contrainte moyenne à travers une fonction de pondération f , équation (6-6) [Kuj95, Tao07, Xia96].

$$\Delta W = f \cdot \Delta W_e = (\kappa N^\alpha + C) \quad (6-6)$$

Kujawski et Ellyin donnent une vue globale des approches existantes [Kuj95] et proposent pour f l'équation (6-7).

$$f = \left(1 + \alpha \frac{\sigma_m}{\sigma_a} \right)^{2m} \quad (6-7)$$

Cette formule est équivalente à l'expression de Smith Watson Topper pour $\alpha=1$ et $m=0,5$ [Smi70]. Si l'on choisit $\alpha=m=0,5$, l'expression décrit le paramètre de Leis [Lei77]. Une vision graphique de ces modèles est présentée sur la Figure 6-9.

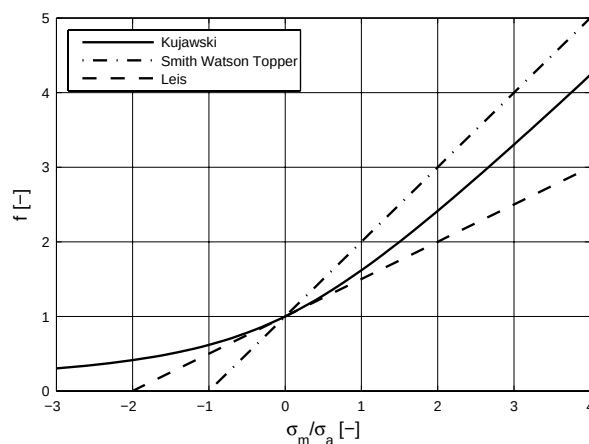


Figure 6-9 : Paramètre f de la contrainte moyenne.

Kujawski constate que le paramètre f devient nul pour un rapport de σ_m/σ_a inférieur de -1 pour le modèle de Smith Watson Topper. Pour le modèle de Leis, le même effet est rencontré à partir de $\sigma_m/\sigma_a = -2$. Cela correspond à une énergie nulle selon l'équation (6-6) et donc une tenue en fatigue illimitée. Par contre, les composites sont sensibles à des contraintes moyennes négatives dus à la présence de fibres. C'est pour cette raison qu'ils proposent un nouveau modèle qui est représenté par le tracé en trait continu qui tend vers zéro avec $-\sigma_m/\sigma_a$, Figure 6-9, équation (6-8).

$$f^2 - \frac{\sigma_m}{\sigma_a} f - 1 = 0 \quad (6-8)$$

Tao et Xia préfèrent choisir les paramètres α et m en fonction des résultats obtenus pour différents rapports de charge. Ceci est intéressant car un point expérimental est utilisé pour capter l'effet du rapport de charge. Ainsi, α vaut 2,35 et m vaut 0,5 pour une résine époxy [Tao07]. Par contre, l'effet de la contrainte moyenne sur l'époxy étudié est fonction de la contrainte hydrostatique. Pour cette raison, Tao et Xia proposent un facteur qui prend en compte la sensibilité de la contrainte moyenne en fonction de la contrainte hydrostatique plus tard [Tao09].

Dans la suite, nous allons tenter de prendre en compte l'effet de la contrainte moyenne pour nos deux matériaux à travers le modèle de Smith Watson Topper et celui de Kujawski. Ces fonctions sont basées sur les expériences expérimentales des auteurs (matériaux métalliques). L'avantage principal est qu'aucune identification supplémentaire n'est nécessaire. En revanche, il faut bien garder en mémoire que la description de l'influence de la contrainte moyenne est totalement empirique dans cette approche. L'évaluation de ces deux modèles répondra à la question si l'on peut se passer des essais d'identification pour décrire l'effet de la contrainte moyenne. Le fait, de pouvoir comparer les résultats de deux matériaux différents vis-à-vis ces modèles donne un certain poids à la réponse apportée. Le modèle de Smith Watson Topper suppose la plus importante sensibilité à la contrainte moyenne ce qui est cohérent à nos résultats. Le modèle proposé par Kujawski est également employé car l'approche est plus universelle dans le domaine des sollicitations de compression.

Dans le cadre de cette thèse, nous faisons l'hypothèse que le comportement est élastique linéaire. La densité d'énergie de déformation est donc calculée selon l'équation (6-6). Pour le chargement en fatigue, nous allons calculer la densité d'énergie de déformation avec l'équation (6-9) sur les **amplitudes** de déformation et de contrainte issues de notre modèle éléments finis au point chaud. La courbe de ΔW en fonction de la durée de vie est décrite par le modèle de Basquin avec les coefficients κ et α .

$$\Delta W = f \cdot \Delta W_e = f \cdot \frac{\varepsilon_{ij} \sigma_{ij}}{2} = f \cdot (\kappa N^\alpha) \quad (6-9)$$

Les densités d'énergie de déformation sont ainsi calculées pour les essais au rapport de charge $R=-1$ et présentées sur la Figure 6-10-a. L'ensemble des points des essais mécaniques y est présent et nous constatons que le critère regroupe bien les différents essais.

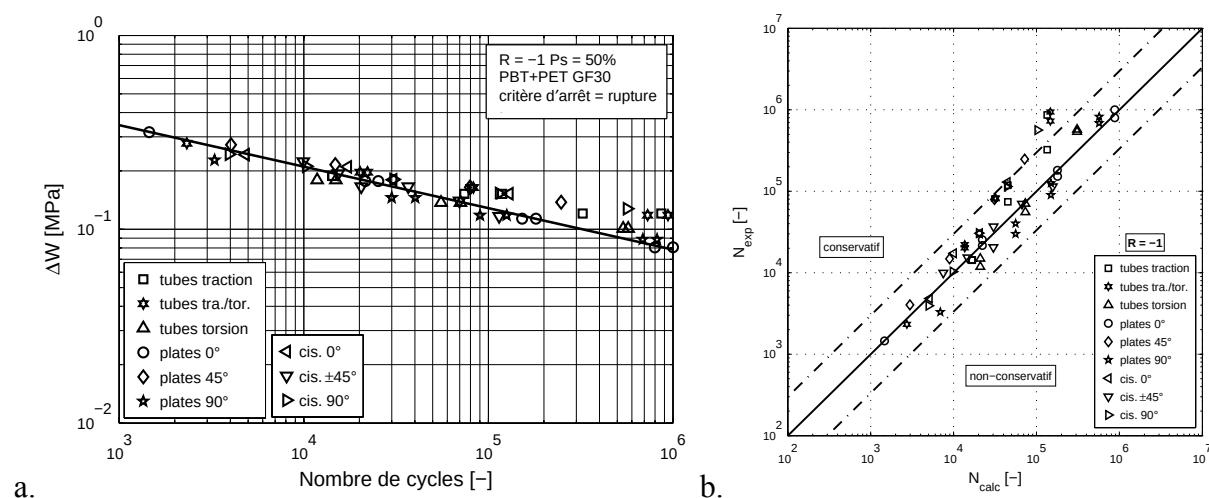


Figure 6-10 : a. Densité d'énergie de déformation à $R=-1$. b. Précision du modèle à $R=-1$.

Afin d'évaluer la précision en termes de durée de vie, le dernier terme de l'équation (6-9) est déterminé pour les éprouvettes longitudinales à $R=-1$. Cette courbe SN est la seule courbe d'identification nécessaire pour ce critère et elle est affichée en trait continu sur le graphe d'énergie.

Ensuite, la durée de vie pour l'ensemble des essais est calculée. Les durées de vie expérimentales en fonction des durées de vie calculées sont présentées sur la Figure 6-10-b. Nous constatons que le critère décrit assez bien le comportement en fatigue en sollicitation alternée car les erreurs sont comprises entre $\pm 200\%$. Ce bon résultat est dû au fait que le comportement anisotrope est intégré dans le critère par le biais du calcul de l'énergie avec le modèle orthotrope.

Une explication est apportée à travers l'exemple des éprouvettes longitudinales et transversales. Nous avons constaté que les contraintes admissibles sur éprouvettes longitudinales sont plus élevées que sur les éprouvettes transversales pour une durée de vie donnée N_x , cf. ordonnée sur la Figure 6-11. Nous avons aussi pu constater que le module des éprouvettes longitudinales est plus élevé que celui des éprouvettes transversales. De par la différence du module, la densité d'énergie de déformation pour les deux types d'éprouvettes et pour la durée de vie N_x est très proche car les éprouvettes transversales affichent une déformation plus élevée.

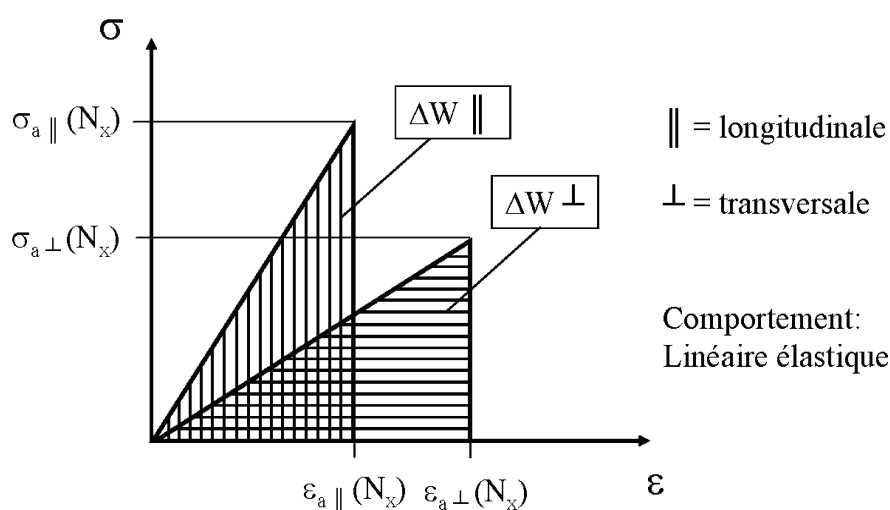


Figure 6-11 : Densité d'énergie de déformation pour les longitudinales et les transversales.

En outre, la densité d'énergie de déformation semble un paramètre pertinent décrivant la tenue en fatigue car les essais en torsion sont également bien regroupés avec les essais en traction.

La description de l'influence de la contrainte moyenne est effectuée à l'aide du paramètre de Smith Watson Topper qui est obtenu par l'équation (6-7) avec $\alpha=1$ et $m=0,5$. Les densités d'énergie de déformation sont calculées à $R=0,1$ et affichées sur la Figure 6-12-a. La droite présente la courbe SN d'identification (longitudinales $R=-1$).

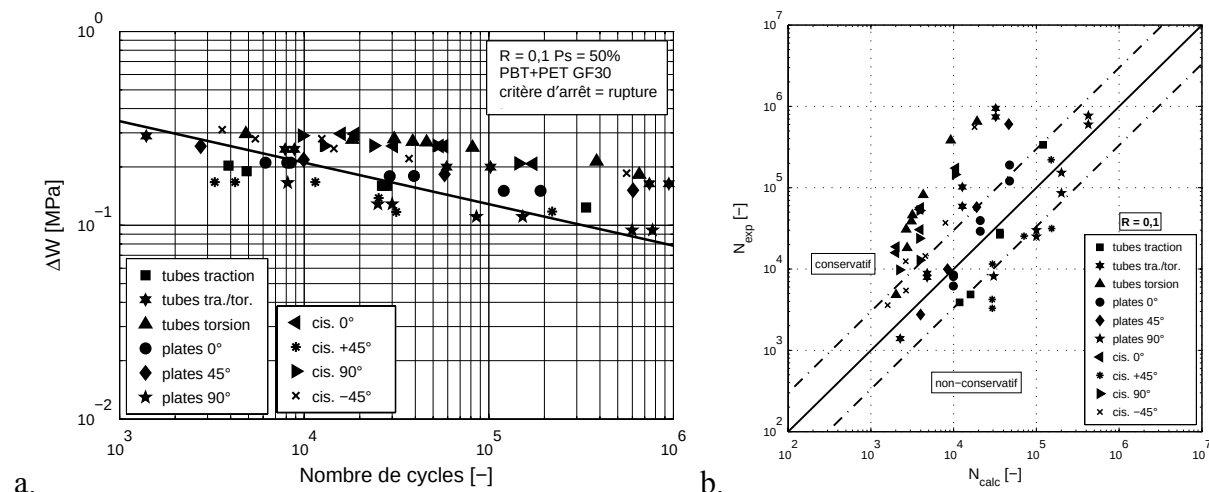


Figure 6-12 : a. Densité d'énergie de déformation en utilisant le paramètre de Smith Watson Topper à $R=0,1$. b. Précision du modèle à $R=0,1$.

Les points des différents essais sont plus dispersés. Les points formant une courbe pour une condition d'essai sont décalés en densité d'énergie de déformation par rapport aux autres. Les éprouvettes tubulaires et les plates transversales en traction présentent une densité d'énergie de déformation moins élevée par rapport aux autres points. Les tubes en torsion affichent une énergie plus élevée par rapport aux autres points. Ceci est dû au fait que l'influence de la contrainte moyenne décrite par le facteur de Smith Watson Topper est identique indépendamment de la condition d'essai. Cependant, en chapitre 4.3, une influence de la contrainte moyenne plus élevée pour les essais comportant une composante hydrostatique est mise en évidence. Ces effets ne sont pas captés par le modèle de Smith Watson Topper. La précision en termes de durées de vie est présentée sur la Figure 6-12-b. Même si l'influence de la contrainte moyenne est prise en compte par un simple recalage par un facteur dépendant seulement du facteur σ_m/σ_a , la précision est bien meilleure que pour les critères von Mises et contrainte principale car le critère intègre l'anisotropie du matériau. De plus, l'influence de la contrainte moyenne, assez élevée pour les éprouvettes longitudinales sur lesquelles l'identification a été effectuée, fait que la plupart des essais sont situés dans le côté conservatif.

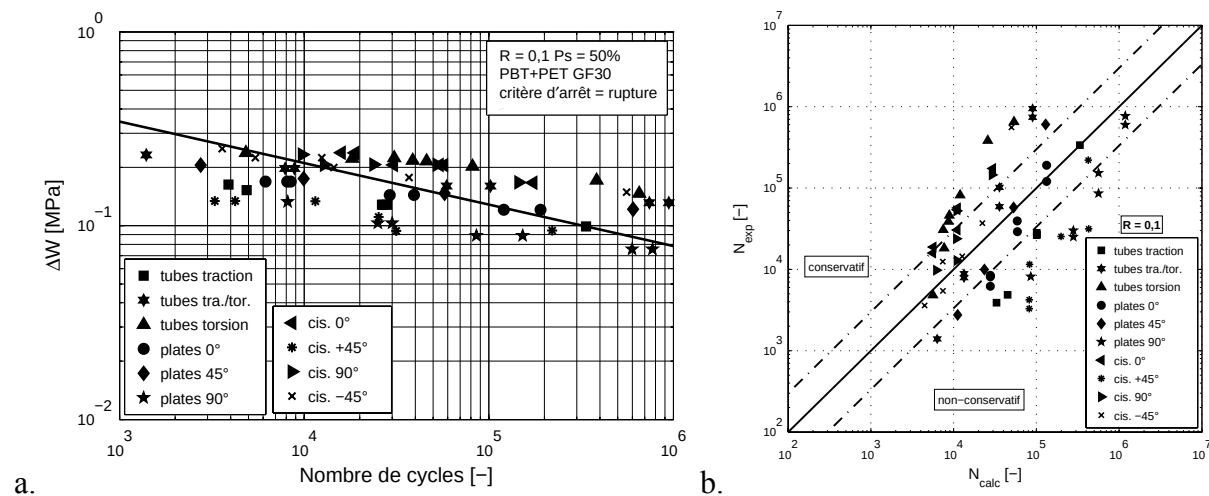


Figure 6-13 : a. Densité d'énergie de déformation à $R=0,1$ en utilisant le paramètre proposé par Kujawski [Kuj95]. b. Précision du modèle à $R=0,1$.

Vu que le critère calcule des énergies nulles pour des sollicitations en compression pure, nous sommes intéressés par la précision du paramètre proposé par Kujawski. La densité d'énergie de déformation est affichée sur la Figure 6-13-a. Les mêmes erreurs sont occasionnées par ce paramètre pour les mêmes raisons. Par contre, l'influence de la contrainte moyenne est jugée moins sévère et les évaluations de durée de vie notamment pour les tubes en traction et les éprouvettes transversales en traction sont non-conservatives, Figure 6-13-b.

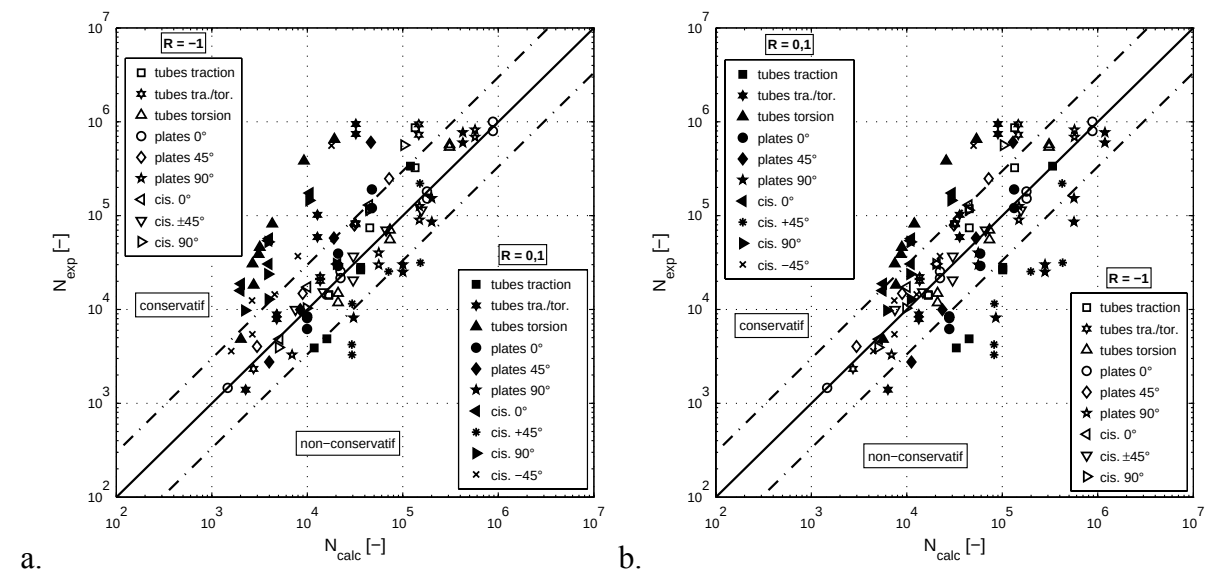


Figure 6-14 : a. Précision pour $R=-1$ et $R=0,1$ pour le PBT+PET GF30. a. Paramètre de Smith Watson Topper. b. Paramètre de Kujawski [Kuj95].

La précision globale du critère énergétique avec le facteur de contrainte moyenne de Smith Watson Topper pour les deux rapports de charge est présentée sur la Figure 6-14-a tandis que

celle comportant le facteur selon Kujawski est affichée sur la Figure 6-14-b. Les deux approches arrivent à rassembler les essais de fatigue dans une bande d'erreur très intéressante. Lorsque le critère selon Smith Watson Topper est conservatif, celui selon Kujawski l'est moins pour les chargements testés.

Afin de mieux comparer les deux approches, la fréquence relative en fonction de l'erreur relative sur la durée de vie est présentée sur la Figure 6-15.

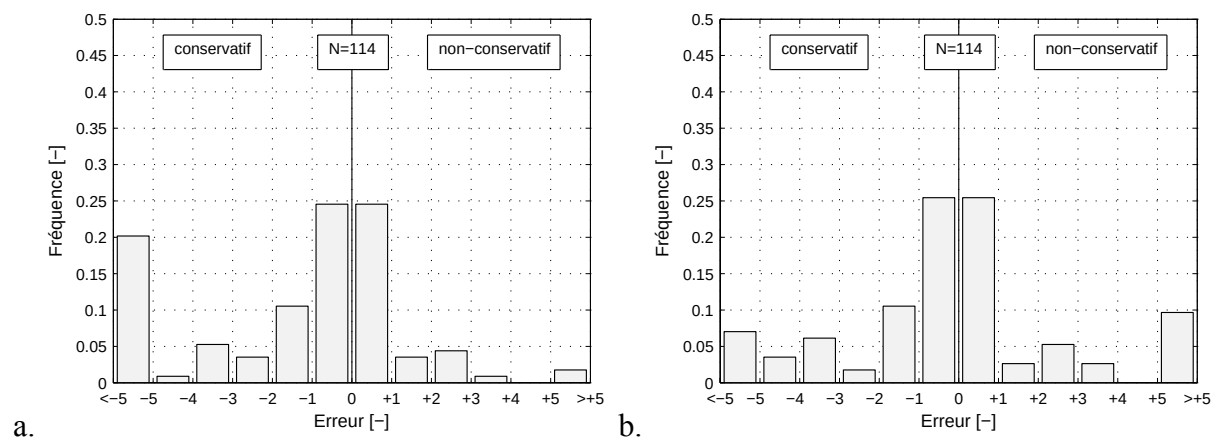


Figure 6-15 : Fréquence en fonction de l'erreur sur la durée de vie pour les deux rapports de charge (PBT+PET GF30). a. Smith Watson Topper. b. Kujawski.

L'erreur est définie suivant les équations (6-10) et (6-11). Ainsi, la valeur absolue de l'erreur ne dépend pas du signe de ΔN ce qui rend comparable les erreurs positives et négatives.

$$N_{calc} \geq N_{exp} : Erreur = (N_{calc} - N_{exp}) / N_{exp} \quad (6-10)$$

$$N_{calc} < N_{exp} : Erreur = (N_{calc} - N_{exp}) / N_{calc} \quad (6-11)$$

On remarque que la plupart des essais présentent une erreur comprise entre $\pm 100\%$ pour les deux modèles sur un échantillon de 114 essais. Cependant, on remarque encore que le critère avec la fonction f suivant Smith Watson Topper sur la Figure 6-15-a permet un dimensionnement plus conservatif que l'approche suivant Kujawski, Figure 6-15-b. Même si les critères affichent de très bons résultats globalement, les essais comportant des erreurs plus élevées que $\pm 500\%$ présentent une faiblesse de ces critères. En revanche, la force de cette approche est de décrire la tenue en fatigue de manière pertinente en demandant une seule courbe SN.

Le critère énergétique est appliqué également au PA66 GF35. La densité d'énergie de déformation pour le rapport de charge de $R=0,1$ est présentée sur la Figure 6-16-a. Pour ce rapport de charge, le critère regroupe bien les essais autour de la courbe continue qui correspond à la courbe des éprouvettes longitudinales à $R=-1$. Les erreurs sur la durée de vie sont comprises entre $+200\%$ et -200% , Figure 6-16-b.

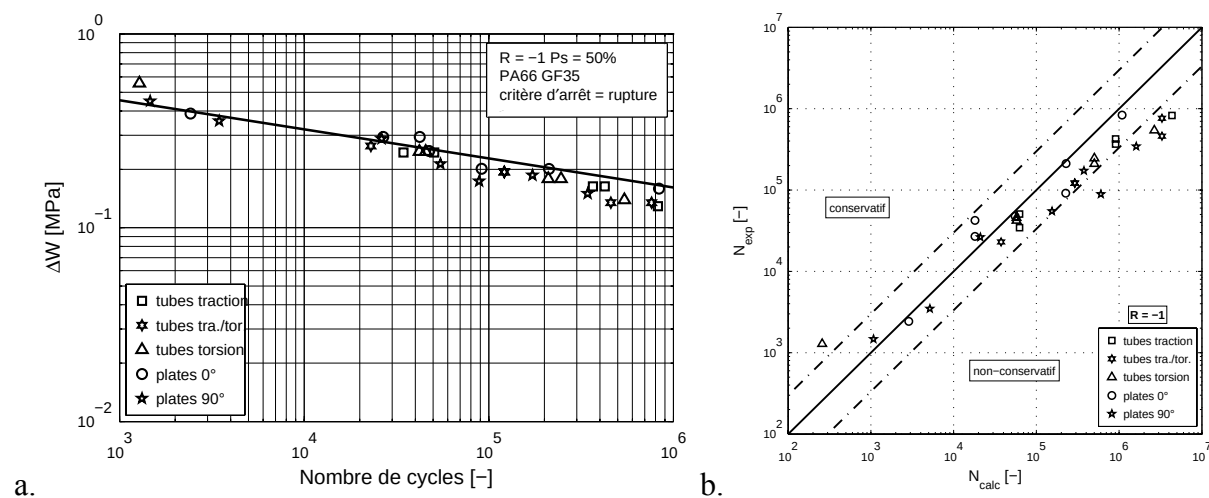


Figure 6-16 : Critère énergétique appliqué au PA66 GF35 pour $R=-1$. a. Energies. b. Erreurs.

Les fonctions de prise en compte de la contrainte moyenne sont intégrées dans le critère et les énergies correspondantes sont calculées. Les résultats en termes d'erreur sur la durée de vie sont présentés sur la Figure 6-17-a pour la fonction f qui correspond au paramètre de Smith Watson Topper. On remarque notamment que la durée de vie des tubes en torsion est sous-estimée. La prise en compte de la contrainte moyenne par la simple fonction f n'est pas assez pertinente afin de décrire le vrai comportement en fatigue du matériau. La fonction f selon Kujawski étant basée sur le même principe ne donne pas de meilleurs résultats, Figure 6-17-b. Par contre, plus d'essais basculent vers le côté non-conservatif pour le rapport de charge $R=0,1$ (notamment les essais en traction). Dans les deux cas présentés, la fonction f n'est pas fonction du chargement ce qui entraîne les erreurs observées.

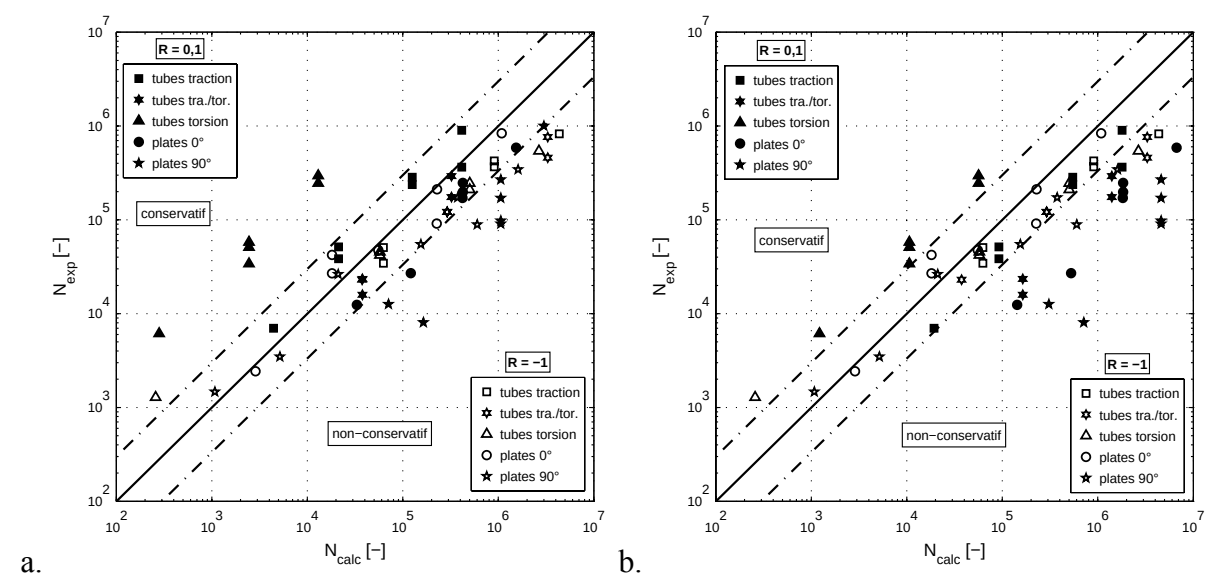


Figure 6-17 : Erreurs sur la durée de vie pour le PA66 GF35 à $R=-1$ et $R=0,1$. a. Smith Watson Topper. b. Kujawski.

La fréquence en fonction de l'erreur est présentée sur la Figure 6-18. Pour ce matériau on remarque que les fréquences d'erreurs sont moins concentrées dans le centre ou l'erreur devient minimale. Notamment le critère selon Kujawski affiche une dispersion des fréquences vers le côté non-conservatif. Enfin, 30% des résultats affichent une erreur supérieure de 500%.

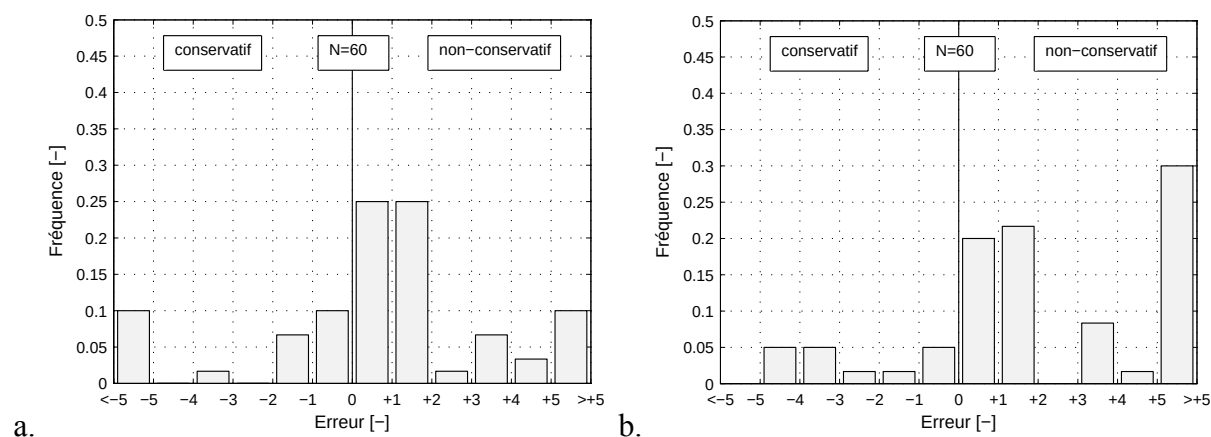


Figure 6-18 : Fréquence en fonction de l'erreur sur la durée de vie pour les deux rapports de charge (PA66 GF35). a. Smith Watson Topper. b. Kujawski.

Toutefois, il faut prendre en compte que l'échantillon est moins élevé que celui pour le PBT+PET GF30. Les erreurs maximales sont plus élevées sur le PA66 GF35. Pour le PA66 GF35 les erreurs maximales sont de -2300% et de +8800% pour la prise en compte par le modèle de Smith Watson Topper et celui de Kujawski respectivement. Pour le PBT+PET GF30, les erreurs maximales étaient de -4100% et de +2400% pour ces deux modèles.

Il est intéressant de noter que la tenue en fatigue est très bien décrite pour le rapport de charge de $R=-1$ pour les deux matériaux, Figure 6-10-b et Figure 6-16-b. Les erreurs sont comprises entre +200% et -200% ce qui est un résultat très intéressant pour une approche qui n'a que besoin d'une seule courbe SN. Ainsi, le critère énergétique proposé par Ellyin décrit bien le comportement en fatigue en fonction du chargement ainsi qu'en fonction de l'orientation des fibres grâce à une description adaptée du comportement.

Quant à la prise en compte de la contrainte moyenne, nous avons tenté d'employer des lois empiriques qui n'exigent aucune identification supplémentaire. Il semble que cette approche n'est pas suffisante pour cette classe de matériaux. Les résultats montrent que la description de l'effet de la contrainte moyenne devrait s'appuyer sur une identification qui prend aussi en compte que l'influence de la contrainte moyenne dépend de la triaxialité.

Si nous revenons sur les objectifs que nous nous sommes fixés au début de ce chapitre, ce critère donne des résultats satisfaisants pour l'ensemble des trajets de chargements. Il est possible de l'implanter dans une chaîne de dimensionnement complète du procédé à la durée de vie dans le cas des éprouvettes que l'on peut modéliser comme un stratifié. Nous discuterons en chapitre 6.5 de l'application d'un tel critère dans le cas de pièce réelle.

6.3 Proposition d'un critère microscopique

Les thermoplastiques renforcés par des fibres de verre courtes sont composés de deux phases, le polymère constituant la phase molle et les fibres constituant la phase rigide. Vu l'hétérogénéité du module des deux phases, le matériau est localement soumis à un champ de contrainte hétérogène. Les critères de fatigue présentés dans la bibliographie et ceux employés dans la section précédente sont basés sur des grandeurs macroscopiques.

Au chapitre 5, un endommagement aux bouts des fibres et sur les cotés des fibres a été observé. Ces endommagements locaux sont dus à des surcontraintes locales. L'endommagement de microcraquelures et de bandes de glissement se produit en fonction de la nature du champ de contrainte. L'endommagement est ainsi lié à la microstructure complexe.

Aussi, même si le critère macroscopique d'Ellyin donne des résultats intéressants, nous proposons ici de tester un critère de fatigue formulé à l'échelle microscopique afin de pouvoir prendre en compte les effets de champ de contrainte locaux. Ce travail étant relativement long sur le plan théorique nous proposons une première étape qui évalue les champs locaux moyennés. Avant de simuler les champs locaux moyennés et de formuler le critère de fatigue, quelques travaux pertinents à l'échelle microscopique sont présentés.

Tanaka, Mori et Nakamura proposent un critère de contrainte critique de décohésion pour une inclusion dans une matrice basé sur les travaux d'Eshelby [Mon86].

Reifsnider et Gao présentent un critère micromécanique pour un époxy chargé par des fibres de verre continues [Rei91]. Les contraintes moyennées microscopiques sont calculées pour la matrice et les fibres respectivement à l'aide du problème d'Eshelby et l'approximation de Mori Tanaka. Les contraintes maximales du chargement à $R=0,1$ sont ainsi évaluées pour différentes orientations de stratifiés unidirectionnels en traction uniaxiale. Ces contraintes sont ensuite insérées dans le critère de Hashin et Rotem formulé en contraintes locales au lieu des contraintes macroscopiques pour un état plan de contrainte, équation (6-12) et (6-13).

$$\langle \sigma_{11}^f \rangle = X^f \quad (6-12)$$

$$\left(\langle \sigma_{22}^m \rangle / X^m \right)^2 + \left(\langle \sigma_{12}^m \rangle / S^m \right)^2 = 1 \quad (6-13)$$

Les valeurs entre crochets sont les contraintes moyennées des deux phases (m=matrice, f=fibres). L'indice 1 représente la direction des fibres et l'indice 2 la direction transversale du pli UD. X^m et X^f sont les résistances à la traction de la matrice et des fibres respectivement alors que S^m représente la résistance en cisaillement de la matrice. Ainsi, le critère permettrait d'évaluer la tenue en fatigue si l'on connaissait le comportement en fatigue des constituants isotropes. Toutefois, Reifsnider effectue une détermination inverse des résistances des constituants à partir des essais sur des plis UD. Les paramètres du modèle sont identifiés pour un rapport de charge donné.

Ha et al. calculent le champ complet de contrainte d'une fibre dans la matrice à l'aide d'analyses éléments finis 3D d'une cellule unitaire. Ainsi, ils identifient des matrices couplant les déformations microscopiques avec les déformations macroscopiques pour en point dans la cellule unitaire [Ha08a].

Ainsi, cette technique permet de récupérer le champ complet pour tout chargement dans la cellule unitaire. Afin de simuler la résistance statique pour différents chargements, un critère de rupture est proposé pour chacune des deux constituants fibres et matrice [Ha08b]. Le critère de Rankine est choisi pour les fibres alors qu'un critère quadratique fonction de la contrainte de von Mises et de la contrainte hydrostatique est proposé pour la matrice, équation (6-14) et équation (6-15) dont le dernier est basé sur les travaux de Raghava.

$$-C_f < \sigma_{f11} < T_f \quad (6-14)$$

$$\sigma_{vm}^2 + (C_m - T_m)I_1 = C_m T_m \quad (6-15)$$

où C_f et C_m sont les résistances en compression des fibres et de la matrice respectivement. T_f et T_m sont les résistances en traction des deux phases. σ_{vm} est la contrainte de von Mises et I_1 le premier invariant du tenseur des contraintes. Pour des chargements en fatigue, la contrainte équivalente de l'amplitude et de la moyenne des contraintes est calculée [Ha09]. L'amplitude de contrainte à $R=-1$ est déterminée à l'aide d'un diagramme de Haigh obtenu en traction.

Ces approches développées pour l'application à des composites renforcés par des fibres continues sont également applicables aux composites à fibres longues ou courtes. Ainsi, Meraghni et al. emploient l'approche Mori Tanaka afin de calculer les contraintes interfaciales d'un thermodurcissable renforcé par des fibres longues (SMC) [Mer96]. Un critère local de décohésion permet ensuite d'évaluer la réduction de raideur du matériau chargé en monotone. Ben Cheikh Larbi et al. utilisent une approche similaire et déterminent la perte de raideur d'un SMC en fatigue à $R=0,1$ [Ben06]. La contrainte gouvernant la décohésion selon Ben Cheikh Larbi est la contrainte dans l'inclusion.

Tandis que les critères macroscopiques considèrent les composites comme un milieu continu et homogène, les critères microscopiques essayent de capter les grandeurs locales. Ceci dans le but de mieux décrire les mécanismes locaux qui mènent à la rupture mais aussi pour réduire le nombre d'essais de caractérisation.

Dans la suite, nous allons présenter un critère micromécanique en fatigue pour les thermoplastiques renforcés par des fibres de verre courtes. De nombreux critères de rupture sont basés sur les contraintes moyennées. Cependant, l'apport novateur de notre étude est que le critère est validé sur une base de données importante pour différents trajets de chargements, différentes orientations de fibres et sous influence de la contrainte moyenne. La proposition d'un critère qui est basé sur les grandeurs moyennées pour les thermoplastiques renforcés par des fibres de verre n'est pas encore apparue dans la littérature selon la connaissance de l'auteur.

6.3.1 Evaluation des contraintes moyennées locales avec la démarche de Mori Tanaka

Les contraintes moyennées peuvent être facilement calculées par la démarche de Mori Tanaka dans le volume élémentaire représentatif (VER) d'un pli UD. Pour la proposition d'un critère de fatigue pour les thermoplastiques renforcés par des fibres courtes, il est cependant plus pertinent de prendre en compte la vraie microstructure qui est plus complexe que celle d'un pli UD. Par conséquent, les contraintes moyennées qui sont calculées dans la suite prennent en compte le tenseur d'orientation.

Dans un premier temps nous aborderons la méthodologie de calcul des contraintes moyennées. Les résultats qui sont fortement dépendant de la microstructure et de son orientation sont discutés ensuite.

Dans l'Annexe B1, le tenseur de localisation d'Eshelby et l'approximation de Mori et Tanaka sont introduits. Les équations sont rappelées afin d'en déduire la démarche d'estimation des contraintes moyennées dans les fibres et dans la matrice, équation (6-16) et équation (6-17).

$$\mathbf{A}_{\text{Eshelby}} = [\mathbf{I}_4 + \mathbf{E} : \mathbf{S}_m : (\mathbf{C}_f - \mathbf{C}_m)]^{-1} \quad (6-16)$$

$$\bar{\boldsymbol{\varepsilon}}_f = \mathbf{A}_{\text{Eshelby}} : \bar{\boldsymbol{\varepsilon}}_m \quad (6-17)$$

Afin de pouvoir calculer les déformations moyennées sur le tenseur d'orientation des fibres a_{ijkl} , les déformations moyennes des fibres $\bar{\boldsymbol{\varepsilon}}_f(\mathbf{p})$ d'orientation décrite par $\mathbf{p}$ sont moyennées selon Maewal et Dandekar, équation (6-18) [Mae87].

$$\bar{\boldsymbol{\varepsilon}}_f = \oint \bar{\boldsymbol{\varepsilon}}_f(\mathbf{p}) \nu(\mathbf{p}) d\mathbf{p} \quad (6-18)$$

Le tenseur de localisation des déformations proposé par Eshelby décrit le rapport entre les déformations moyennes des fibres et les déformations moyennes de la matrice pour chaque famille d'orientation décrite par $\mathbf{p}$, équation (6-19).

$$\bar{\boldsymbol{\varepsilon}}_f(\mathbf{p}) = \mathbf{A}_{\text{Eshelby}}(\mathbf{p}) : \bar{\boldsymbol{\varepsilon}}_m \quad (6-19)$$

Ainsi, l'équation (6-18) prend la forme (6-20) - (6-21).

$$\bar{\boldsymbol{\varepsilon}}_f = \bar{\mathbf{A}}_{\text{Eshelby}} : \bar{\boldsymbol{\varepsilon}}_m \quad (6-20)$$

$$\bar{\mathbf{A}}_{\text{Eshelby}} = \oint \mathbf{A}_{\text{eshelby}}(\mathbf{p}) \nu(\mathbf{p}) d\mathbf{p} \quad (6-21)$$

La moyenne du tenseur de localisation est calculée avec les formules proposées par Mlekusch, Annexe B2 qui font intervenir le tenseur d'orientation d'ordre 2 et celui d'ordre 4 [Mle99].

Le tenseur d'orientation d'ordre 4 est approximé à partir du tenseur d'ordre 2 fourni par la simulation Moldflow et l'approximation de fermeture hybride d'Advani et Tucker, Annexe A [Adv90].

En prenant en compte les lois de comportement de la matrice et des fibres et l'équation (6-20), le tenseur de localisation des contraintes selon Eshelby est déduit :

$$\bar{\mathbf{B}}_{\text{Eshelby}} = \frac{\bar{\boldsymbol{\sigma}}_f}{\bar{\boldsymbol{\sigma}}_m} = \frac{\mathbf{C}_f}{\mathbf{C}_m} : \bar{\mathbf{A}}_{\text{Eshelby}} \quad (6-22)$$

Ensuite, les tenseurs de localisation des contraintes pour la matrice et pour les fibres sont définis respectivement par les équations (6-23) et (6-24) en prenant en compte l'équation (6-22) et l'équation $\bar{\boldsymbol{\sigma}} = c_m \bar{\boldsymbol{\sigma}}_m + c_f \bar{\boldsymbol{\sigma}}_f$ introduite en Annexe B1 [Hil63].

$$\bar{\mathbf{B}}_m = \frac{\bar{\boldsymbol{\sigma}}_m}{\bar{\boldsymbol{\sigma}}} = \left[c_m \mathbf{I}_4 + c_f \bar{\mathbf{B}}_{\text{Eshelby}} \right]^{-1} \quad (6-23)$$

$$\bar{\mathbf{B}}_f = \frac{\bar{\boldsymbol{\sigma}}_f}{\bar{\boldsymbol{\sigma}}} = \bar{\mathbf{B}}_{\text{Eshelby}} : \left[c_m \mathbf{I}_4 + c_f \bar{\mathbf{B}}_{\text{Eshelby}} \right]^{-1} \quad (6-24)$$

Les contraintes moyennées dans les fibres et la matrice peuvent ainsi être calculées à partir des contraintes macroscopiques. En outre, le tenseur de rigidité homogénéisé est calculé par l'équation (6-25) déduite des équations $\bar{\boldsymbol{\varepsilon}} = c_m \bar{\boldsymbol{\varepsilon}}_m + c_f \bar{\boldsymbol{\varepsilon}}_f$, $\bar{\boldsymbol{\varepsilon}}_m = \mathbf{S}_m : \bar{\boldsymbol{\sigma}}_m$, $\bar{\boldsymbol{\varepsilon}}_f = \mathbf{S}_f : \bar{\boldsymbol{\sigma}}_f$ introduites en Annexe B1.

$$\mathbf{C}_{\text{MT}} = \left[c_m \mathbf{S}_m : \bar{\mathbf{B}}_m + c_f \mathbf{S}_f : \bar{\mathbf{B}}_f \right]^{-1} \quad (6-25)$$

Les paramètres dont ce modèle a besoin sont documentés en Annexe B4 pour le PBT+PET GF35 et en Annexe C2 pour le PA66 GF35. Les erreurs sur les modules des éprouvettes haltères en traction sont inférieures à 6,5% pour les deux matériaux. Les éprouvettes plates en cisaillement pur en PBT+PET GF30 affichent une erreur maximale de 6%.

Le comportement des deux matériaux est donc bien reproduit pour l'ensemble d'essais statiques. Dans la suite, le comportement et les contraintes moyennées sont modélisés pour différentes microstructures et orientations pour le PBT+PET GF30.

Les simulations du comportement mécanique et des contraintes moyennées sont effectuées sur différentes microstructures dans le but d'évaluer l'effet de l'orientation de fibres. Les cas limites sont étudiés à l'aide d'une microstructure unidirectionnelle et d'une microstructure aléatoire dans le plan. A ces résultats s'ajoutent les simulations sur les éprouvettes de cette étude. D'abord, le comportement mécanique est simulé et ensuite deux cas de chargement, la traction et le cisaillement pur. Dans cette présentation, nous allons nous limiter à la contrainte de von Mises et la contrainte hydrostatique. A titre informatif, le tenseur de contrainte tridimensionnel est récupéré par l'approche employée. Les graphiques présenteront la variation des grandeurs simulées en fonction de l'angle où 0° correspond à l'axe dans laquelle la plupart des fibres sont orientées.

Dans un premier temps, les modules de Young et de cisaillement sont simulés en fonction de l'angle, Figure 6-19-a. L'orthotropie du matériau est le plus prononcée pour la microstructure

unidirectionnelle. Les tubes en traction affichent un module longitudinal moins élevé et les éprouvettes plates sont encore au-dessous. Alors que le module longitudinal diminue avec une microstructure moins orientée, le module transversal est peu affecté. La microstructure aléatoire présente un module indépendant de l'orientation.

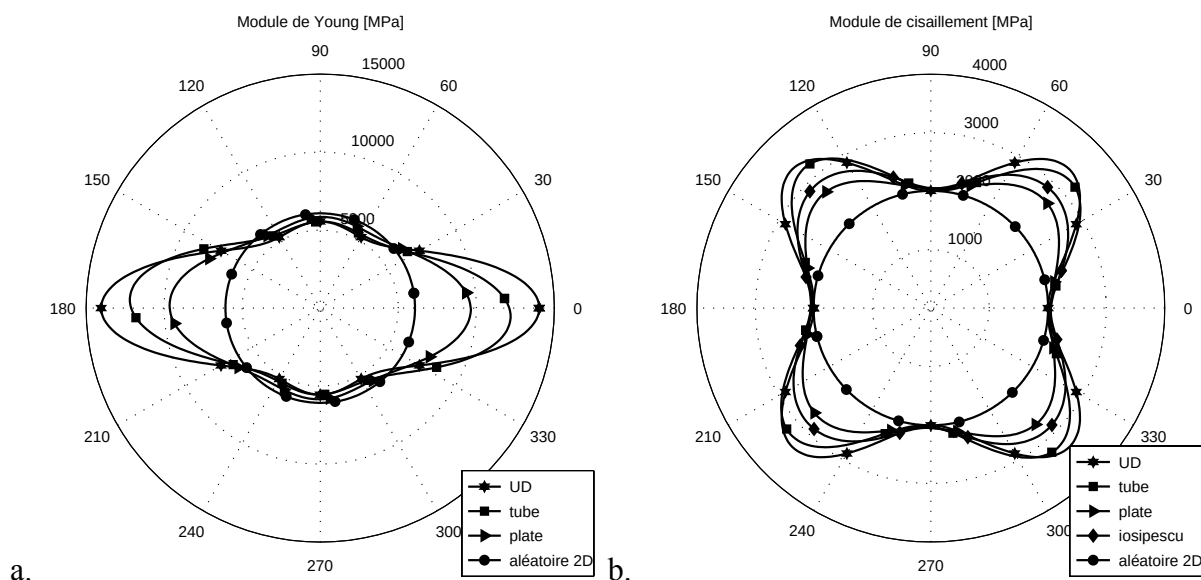


Figure 6-19 : Modules simulés pour différentes microstructures (PBT+PET GF30). a. Module de Young b. Module de cisaillement.

Le module de cisaillement est simulé en appliquant une contrainte de cisaillement de 1 MPa à l'exception de l'essai d'Iosipescu. Celui-ci sera modélisé en appliquant une déformation de cisaillement plan et pure de sorte que la contrainte de cisaillement soit de 1 MPa. Ce choix s'explique par le fait que l'essai d'Iosipescu soumet l'éprouvette à une telle sollicitation en première approximation, chapitre 4.2.3. La Figure 6-19-b montre que toutes les microstructures présentent un module plus élevé à $+45^\circ$ et -45° ce qui est dû aux fibres qui pour cette orientation sont sollicitées en compression ou en traction respectivement.

En vue d'un critère de fatigue basé sur les invariants du tenseur de contrainte, la contrainte de von Mises et la contrainte hydrostatique sont simulées dans la matrice et dans les fibres respectivement, équation (4-11) et (4-12). Compte tenu de l'endommagement observé dans le polymère, les contraintes dans la matrice nous semblent la grandeur pertinente pour le critère en fatigue. Cependant, vu que les endommagements sont proches des fibres, les contraintes dans les fibres sont également analysées.

Deux cas de chargements sont abordés :

- Nous allons solliciter des éprouvettes haltères en traction avec trois différentes microstructures : une microstructure unidirectionnelle (UD), celle des nos éprouvettes (plate) et une microstructure aléatoire dans le plan (aléatoire 2D). En comparaison à ces résultats s'ajoute le tube en traction. La contrainte nominale des éprouvettes s'élève à 1

MPa et le champ de contrainte résultant au point chaud est calculé à l'aide des facteurs de surélévation de contrainte.

- Nous allons solliciter quatre microstructures en cisaillement selon l'essai de torsion sur tube : une microstructure unidirectionnelle (UD), celle de nos tubes (tube), celle de nos éprouvettes plates (plate) et une microstructure aléatoire dans le plan (aléatoire 2D). La contrainte nominale est de 1 MPa. En comparaison, la microstructure des éprouvettes plates est sollicitée en cisaillement selon l'essai d'Iosipescu (déformation ε_{xy} imposée en sorte que τ_{xy} soit 1 MPa). Toujours, les contraintes au point chaud sont dépouillées.

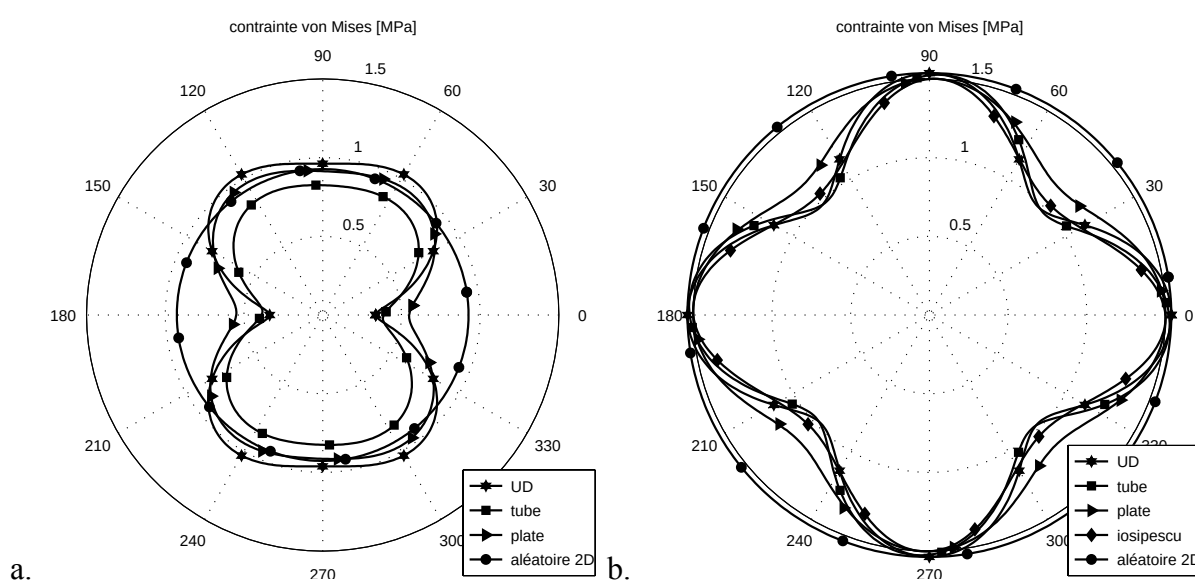


Figure 6-20 : Contrainte de von Mises dans la matrice pour différentes microstructures (PBT+PET GF30). a. Traction. b. Cisaillement.

La contrainte de von Mises en traction affiche un minimum à 0°, direction dans laquelle la plupart des fibres sont orientées. Les fibres portant l'essentiel de la charge, les contraintes dans la matrice sont peu élevées. Le maximum se situe à 90° où la matrice et les fibres sont arrangées en série. Le tube comporte moins de contrainte de von Mises par rapport aux éprouvettes plates car le chargement est biaxial. On remarque que les tendances de la contrainte de von Mises sont corrélées à ce qui a été observé sur les essais en fatigue. Les éprouvettes transversales affichent une contrainte de von Mises élevée menant à des durées de vie courtes. Les éprouvettes longitudinales comportent beaucoup moins de contrainte de von Mises lorsqu'elles sont plus durantes. Enfin, les tubes à 0° affichent légèrement moins de contrainte de von Mises et sont légèrement plus résistants que les éprouvettes longitudinales.

Les contraintes en cisaillement dans la matrice sont présentées sur la Figure 6-20-b. L'éprouvette aléatoire affiche des contraintes indépendantes du repère. Les autres microstructures orientées dans la direction 0° présentent des contraintes de von Mises élevées lors-

qu'elles sont sollicitées dans les axes d'orthotropie. A une déviation de 45°, la contrainte devient moins importante. Ce résultat est encore en corrélation avec les résultats expérimentaux.

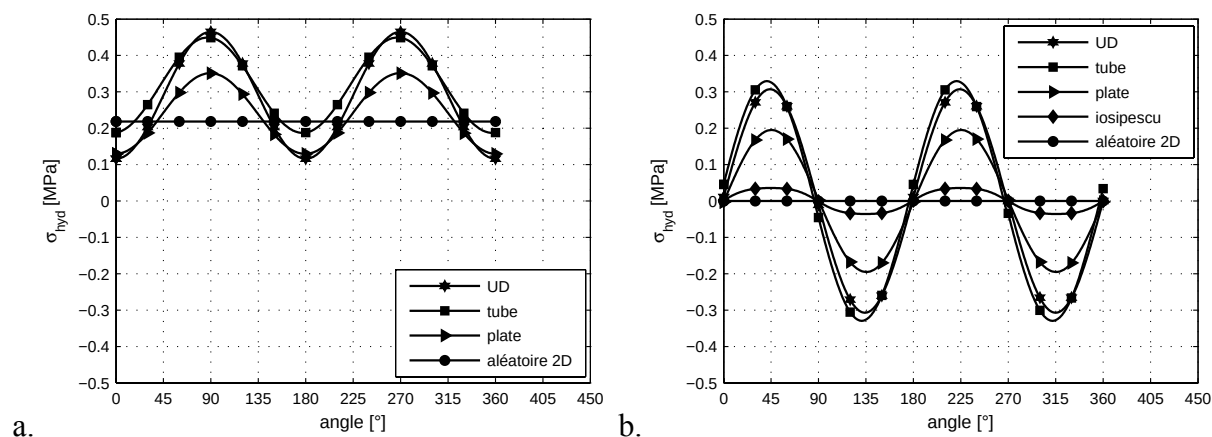


Figure 6-21 : Contrainte hydrostatique dans la matrice pour différentes microstructures (PBT+PET GF30). a. Traction. b. Cisaillement.

Les tracés de contrainte hydrostatique sont présentés dans des graphiques à coordonnées cartésiennes car des valeurs négatives sont observées. En traction, la contrainte hydrostatique est minimale à 0° et augmente vers 90° pour y trouver son maximum, Figure 6-21-a. Cette contrainte élevée à 90° est due au fait que la matrice et les fibres sont arrangées en série. Ainsi, la contrainte dans la matrice devient importante car les fibres n'ont pas d'effet renforçant. De plus, une contrainte biaxiale est observée, due aux fibres transversales qui empêchent la contraction transversale. Les tubes en traction affichent une contrainte hydrostatique supérieure aux éprouvettes plates car ils sont soumis à un champ de contrainte biaxial de par leur géométrie. En conclusion, les éprouvettes transversales affichent une forte contrainte hydrostatique ce qui pourrait expliquer la forte sensibilité à la contrainte moyenne. Les tubes affichent une contrainte hydrostatique plus élevée que les éprouvettes longitudinales. Ils sont également plus sensibles à la contrainte moyenne.

Les contraintes hydrostatiques simulées pour le cas du cisaillement sont présentées sur la Figure 6-21-b. L'ensemble des éprouvettes affichent une contrainte hydrostatique nulle lors d'un chargement dans l'axe de l'orthotropie. Les tubes, les éprouvettes unidirectionnelles et les éprouvettes plates sont soumis à une forte contrainte hydrostatique positive à 45°. Ceci est dû au fait que la composante de traction est orientée transversalement aux fibres. On observe l'effet inverse à 135°. Ces effets d'anisotropie font que l'éprouvette aléatoire présente une contrainte hydrostatique nulle pour toutes les orientations. Dans ce composite, la population de fibres orientée à 0° n'exerce aucune contrainte hydrostatique. Les autres populations de fibres sont réparties de manière symétrique et ainsi, la contrainte hydrostatique générée par les fibres orientées à $+\alpha$ est annulée par les fibres orientées à $-\alpha$. Enfin, les éprouvettes Iosipescu affichent une contrainte hydrostatique beaucoup moins importante que celle observée en configuration torsion sur éprouvette tubulaire. Nous rappelons que pour l'essai d'Iosipescu, la

contrainte de cisaillement macroscopique est superposée d'une contrainte hydrostatique macroscopique pour les orientations 45° et -45° , chapitre 4.2.3.

La contrainte hydrostatique dans la matrice est positive pour l'orientation 45° tandis que celle pour l'orientation -45° est négative. Dans ce contexte, il est intéressant de noter que la tenue en fatigue à $R=0,1$ était moins importante à 45° qu'à -45° .

Les contraintes dans les fibres sont ensuite présentées. En traction, la contrainte de von Mises affiche des valeurs importantes lorsque la microstructure est orientée dans la direction de la charge, Figure 6-22-a. En cisaillement, on observe des contraintes plus élevées à $+45^\circ$ et -45° , Figure 6-22-b, chargements pour lesquels une compression ou une traction est générée dans l'axe des fibres.

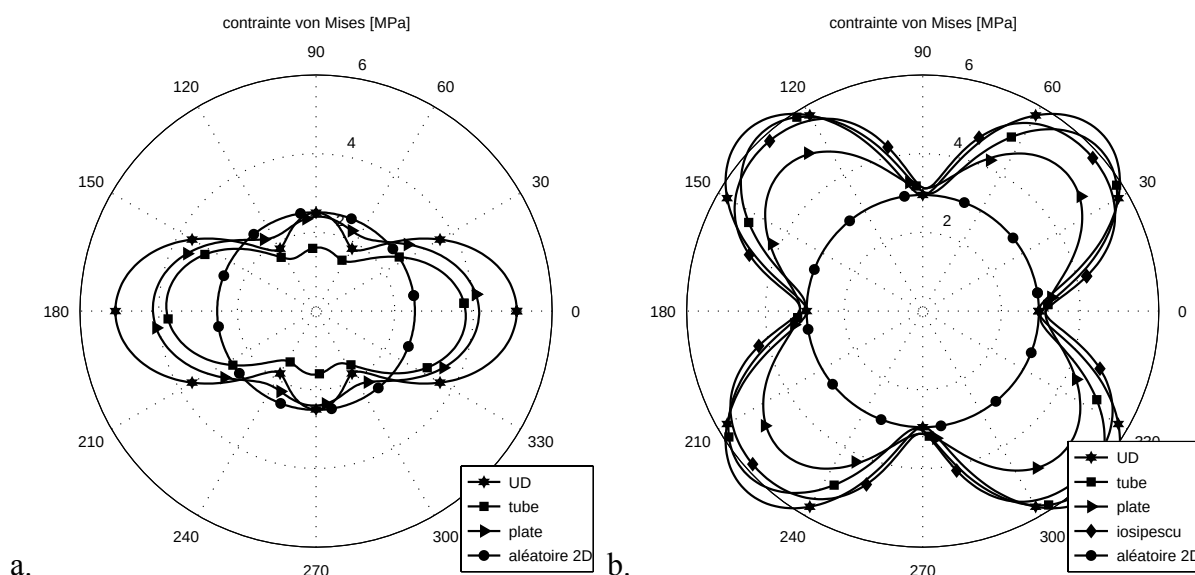


Figure 6-22 : Contrainte de von Mises dans les fibres (PBT+PET GF30). a. Traction. b. Cisaillement.

En traction, les contraintes hydrostatiques suivent les mêmes évolutions que les contraintes de von Mises, Figure 6-23-a. En cisaillement, les contraintes hydrostatiques dans les fibres sont présentées sur la Figure 6-23-b. A 45° les fibres sont sollicitées en compression ce qui se manifeste par une contrainte hydrostatique négative tandis qu'à -45° (135°) les fibres sont soumises à une traction ce qui génère une contrainte hydrostatique positive.

La contrainte hydrostatique dans les fibres ne semble pas représenter ce qui est observé en essai de fatigue. L'essai d'Iosipescu pour une orientation de 45° affichait des durées de vie plus faibles que pour l'orientation de -45° . Cependant, les contraintes hydrostatiques microscopiques sont négatives pour 45° et positives pour -45° . En partant de l'hypothèse qu'une contrainte positive serait plus endommageante qu'une contrainte négative, une prise en compte de la contrainte hydrostatique dans le critère ne serait pas cohérente.

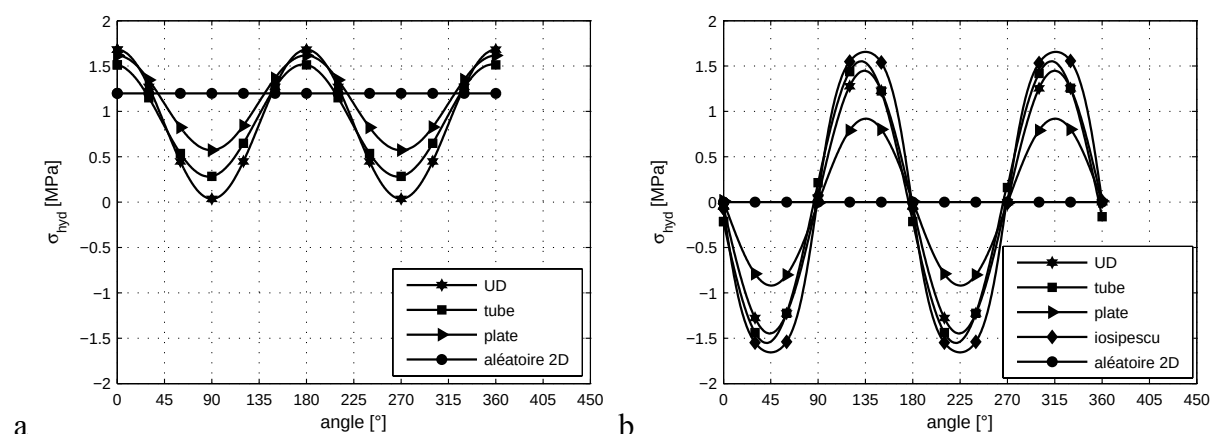


Figure 6-23 : Contrainte hydrostatique dans les fibres (PBT+PET GF30). a. Traction. b. Cisaillement.

En conclusion, l'approche présentée reflète bien le comportement mécanique de nos essais. La microstructure est prise en compte à travers le tenseur d'orientation et ainsi, le comportement varie en fonction de celle-ci et en fonction de son orientation. Quant au calcul des contraintes moyennées, les résultats varient également en fonction de la microstructure et de son orientation. Pour l'exemple du tube en traction et de l'éprouvette plate en traction deux paramètres sont considérés. D'un côté, le tenseur de contrainte au point chaud est pris en compte comme pour de nombreux critères. De l'autre, les différentes microstructures sont prises en compte, le tube étant très orientée alors que l'éprouvette plate est moins orientée. Cette extrapolation d'une microstructure à une autre manque à de nombreux critères et est également inhérente au critère énergétique et au critère de durée de vie intégrant le procédé.

La simulation des contraintes moyennées nous a permis de conclure que la contrainte de von Mises dans la matrice est une grandeur qui suit les évolutions des essais mécaniques en fatigue. Les essais à forte tenue présentent des contraintes de von Mises peu élevées et les essais à faible tenue des contraintes élevées. Les contraintes de von Mises dans les fibres suivent celles dans la matrice et sont donc aussi en corrélation avec les essais de fatigue.

Une forte contrainte hydrostatique dans la matrice est observée pour les combinaisons éprouvette/chargement qui montraient une importante sensibilité à la contrainte moyenne. La contrainte hydrostatique dans les fibres semble cependant peu cohérente par rapport aux essais de fatigue notamment parce que l'évolution est en contradiction avec les essais d'Iosipescu.

L'évaluation des grandeurs mécaniques locales que nous venons de présenter et les liens avec les résultats de fatigue vont nous permettre d'orienter les choix effectués pour l'écriture d'un critère de fatigue à l'échelle locale.

6.3.2 Formulation du critère de fatigue à l'échelle locale

Le critère de fatigue est développé dans ce qui suit. Etant donné que l'endommagement est situé dans le polymère, les contraintes dans la matrice sont d'abord considérées. Le chapitre précédent présente les tracés des contraintes de von Mises et hydrostatiques dans la matrice. En conclusion, la contrainte de von Mises semble être liée au comportement en fatigue sous sollicitation alternée tandis que la contrainte hydrostatique semble représenter la sensibilité à la contrainte moyenne. Ainsi, les résultats pour deux critères de fatigue prenant en compte la partie déviatorique et hydrostatique du tenseur de contrainte sont présentés, le critère de Sines et le critère de Crossland. La tenue en fatigue est gouvernée par le deuxième invariant du déviateur de contrainte J_2 qui est proportionnel à la contrainte de von Mises. Le critère de Sines prend en compte l'influence de la contrainte moyenne par le biais de la contrainte hydrostatique moyenne, équation (6-26), tandis que le critère de Crossland est fonction de la contrainte hydrostatique maximale, équation (6-27) [Hen05].

Nous proposons donc de commencer par l'étude de ces deux critères à l'échelle locale. L'idée étant ici de commencer par les grandeurs mécaniques les plus importantes avant de décrire plus finement au besoin.

$$\sqrt{J_{2,a}} = A \cdot \sigma_{H,moy} + B \quad (6-26)$$

$$\sqrt{J_{2,a}} = A \cdot \sigma_{H,max} + B \quad (6-27)$$

où J_2 représente le deuxième invariant du déviateur de contrainte et σ_H est la contrainte hydrostatique selon les équations (4-11) et (4-12).

Les deux critères sont appliqués à l'échelle microscopique en considérant les contraintes moyennées dans la matrice selon les équations (6-28) et (6-29).

$$\sqrt{J_{2,a,mat}} = A \cdot \sigma_{H,moy,mat} + B \quad (6-28)$$

$$\sqrt{J_{2,a,mat}} = A \cdot \sigma_{H,max,mat} + B \quad (6-29)$$

Le résultat du critère de Sines pour 10^6 cycles est affiché sur la Figure 6-24-a. On aperçoit une tendance selon laquelle l'amplitude de J_2 décroît avec la moyenne de σ_H . Cependant, les points expérimentaux sont dispersés. En outre, on remarque que notamment les points à forte contrainte de von Mises dans les fibres sont situés plus bas. Ainsi, les éprouvettes longitudinales, les tubes en traction et les essais d'Iosipescu à 45° , à -45° et à $\pm 45^\circ$ forment un groupe de points affichant moins de contrainte de von Mises dans la matrice. L'autre groupe est sollicité en torsion, en cisaillement et en traction transversale aux fibres.

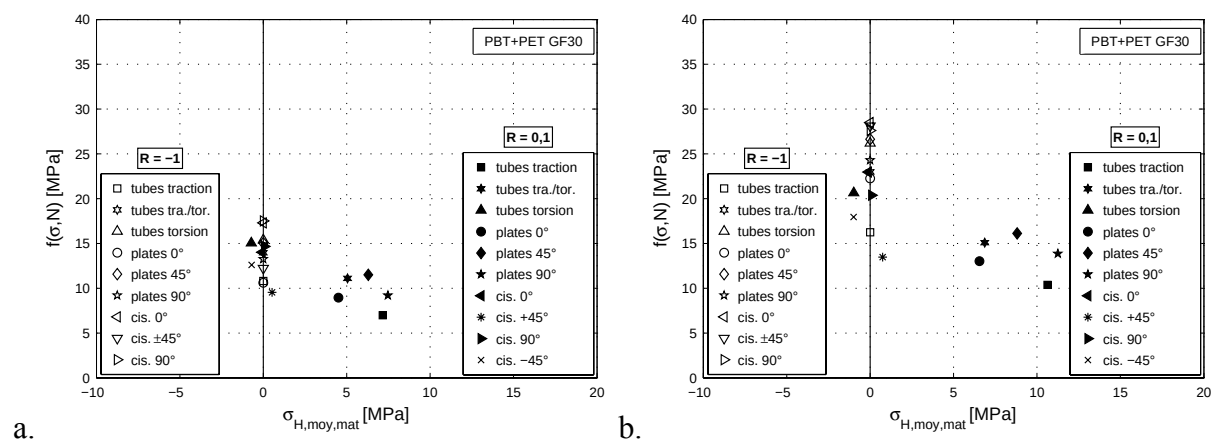


Figure 6-24 : Critère de Sines à l'échelle microscopique. a. $N=10^6$ cycles. b. $N=10^3$ cycles.

Le critère présenté semble bien capter l'influence de la contrainte moyenne, mais marque une différence entre ces deux groupes de sollicitation. Ceci pourrait s'expliquer par le fait que le long de la chaîne de calcul de nombreuses hypothèses et approximations sont faites. Pour en nommer seulement quelques-unes :

- Selon le choix de l'approximation de fermeture le comportement varie de 20% [Dra07].
- Le module de la matrice n'est pas connu et déterminé de manière inverse.
- La simulation d'orientation de fibres donne des tenseurs d'orientation qualitativement bons mais, quantitativement, des erreurs sont observées [Mon07, Bub00].

En outre, en prenant en compte la contrainte moyennée dans la matrice, le champ de contrainte fortement hétérogène est ignoré.

Pour une durée de vie de 10^3 cycles, les éprouvettes dont les fibres comportent une composante de traction suivant leur axe affichent des contraintes de von Mises dans la matrice moins élevées tout comme pour la durée de vie de 10^6 cycles, Figure 6-24-b. De plus, un effet plus prononcé de la contrainte moyenne est observé sur les éprouvettes en torsion et en cisaillement contrairement à la durée de vie de 10^6 cycles.

Les données dépouillées en termes du critère de Crossland sont présentées sur la Figure 6-25-a pour une durée de vie de 10^6 cycles. Le critère présente les mêmes faiblesses que le critère de Sines par sa définition similaire. La description de la tenue en fatigue manque apparemment d'éléments. Ainsi, pour une durée de vie de 10^3 cycles, les points expérimentaux se présentent très dispersés, Figure 6-25-b.

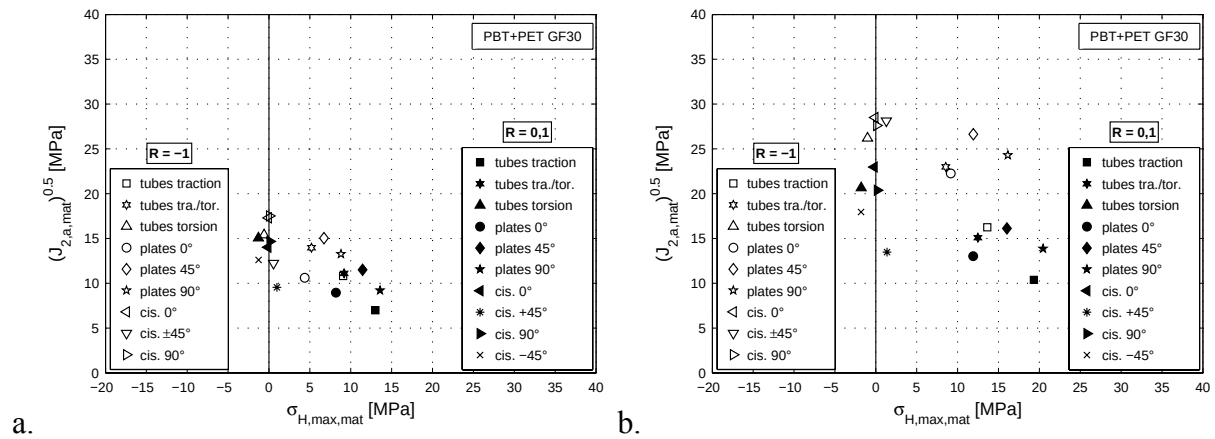


Figure 6-25 : Critère de Crossland à l'échelle microscopique. a. $N=10^6$ cycles. b. 10^3 cycles.

Les erreurs sur la durée de vie sont calculées en faisant une identification de la loi. Les éprouvettes tubulaires en traction et en torsion à $R=0,1$ sont choisies, ce qui présente un cas avantageux pour les deux critères.

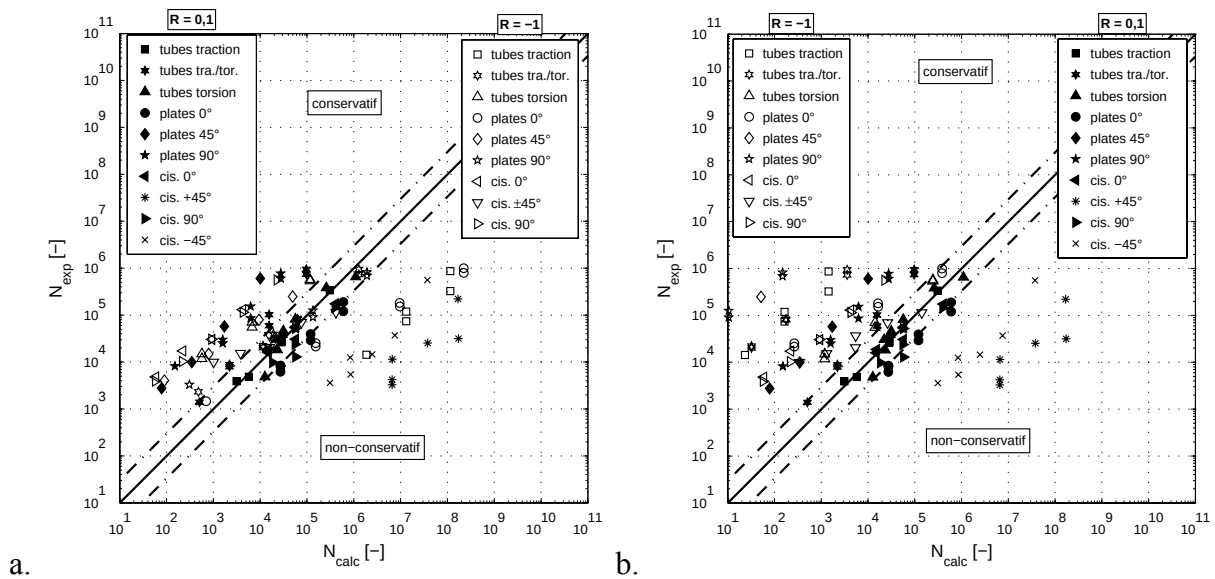


Figure 6-26 : Erreurs sur la durée de vie (PBT+PET GF30). a. Sines. b. Crossland.

L'erreur pour le critère de Sines est présentée sur la Figure 6-26-a. Les points expérimentaux sont en général loin de la diagonale et en particulier, les éprouvettes tubulaires en traction ($R=-1$) et les éprouvettes $+45^\circ$ en cisaillement ($R=0,1$) présentent un écart prononcé vers le côté non-conservatif. Les erreurs pour le critère de Crossland sont semblables, Figure 6-26-b. En conclusion, les deux critères affichent des erreurs trop élevées pour l'application sur le dimensionnement de structures. Le critère de Sines sera utilisé dans ce qui suit pour ses résultats légèrement meilleurs.

Nous avons basé le calcul sur les contraintes de von Mises dans la matrice car l'endommagement est observé dans le polymère. Par contre, l'endommagement a lieu très près des fibres. En outre, la contrainte dans la fibre a un effet direct sur le champ de contrainte du polymère dans lequel la fibre est noyée. L'approche Mori Tanaka qui est présentée ici ne calcule que le champ de contrainte moyenné. Par contre, le champ réel est complexe et hétérogène. La contrainte dans les fibres peut nous servir comme grandeur à travers laquelle la sévérité de la sollicitation peut être jugée car une fibre très sollicitée sous-entend une interface et une matrice très sollicitées. Ainsi, Ben Cheikh Larbi choisit la contrainte dans la fibre comme grandeur de son critère de décohésion [Ben06]. Dans notre cas l'interface résiste aux contraintes mais le polymère est endommagé à quelques microns de la fibre.

Vu que l'effet de la contrainte moyenne semble bien décrit à 10^6 cycles, Figure 6-24-a, l'identification de l'effet de la contrainte dans les fibres est effectuée pour ce régime-là. Le critère de Sines devient l'équation (6-30).

$$f(\sigma, N) = \sqrt{J_{2,a,mat}} + C\sqrt{J_{2,a,fib}} = A(N)\sigma_{H,moy,mat} + B(N) \quad (6-30)$$

Afin d'évaluer l'impact du nouveau paramètre C, le système d'équations linéaires de 19 équations (6-30) pour les 19 types d'essais est résolu pour une durée de vie de 10^6 cycles. Le paramètre est évalué à $C=0,0616$. L'ensemble des essais est présenté sur la Figure 6-27-a dans le diagramme de Sines selon l'équation (6-30). On remarque que l'intégration du nouveau terme améliore sensiblement le résultat du critère.

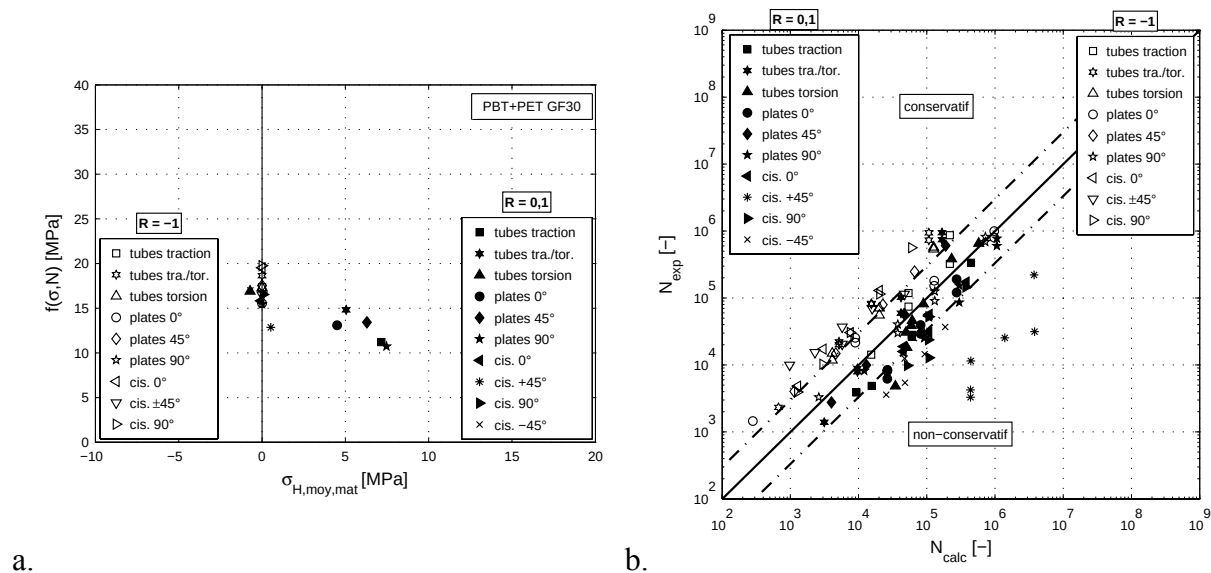


Figure 6-27 : a. Critère de Sines intégrant le terme $C\sqrt{J_{2,a,fib}}$ pour $N=10^6$ cycles. b. Erreurs sur la durée de vie (PBT+PET GF30).

Les erreurs sur la durée de vie sont présentées sur la Figure 6-27-b. Le résultat du critère en termes d'erreur est amélioré. Par contre, on aperçoit que les durées de vie des essais à $R=0,1$

sont surestimées et l'évaluation est donc non conservatives. Le critère de Sines capte l'influence de la contrainte moyenne à travers la contrainte hydrostatique σ_H avec le terme de $\sigma_{H,moy}$. Par contre, l'influence de la contrainte moyenne sur le terme $\sqrt{J_2}$ qui est observé en chapitre 4.3 n'est pas prise en compte uniquement à travers son amplitude. C'est pour cela que le terme pour $\sqrt{J_2}$ doit être élargi par un terme prenant également en compte la moyenne de $\sqrt{J_2}$. Nous proposons ainsi l'équation (6-31).

$$f(\sigma, N) = \sqrt{J_{2,a,mat}} + C\sqrt{J_{2,a,fib}} + D\sqrt{J_{2,moy,mat}} = A(N)\sigma_{H,moy,mat} + B(N) \quad (6-31)$$

Le paramètre D est ajusté de manière itérative ce qui donne D=0,1. Le diagramme de Sines est présenté sur la Figure 6-28 où la fonction $f(\sigma, N)$ est tracée en ordonnée. Les points expérimentaux pour les deux durées de vie 10^6 et 10^3 cycles se sont rapprochés sur une droite. Cependant, on remarque que notamment l'essai d'Iosipescu à l'angle de $+45^\circ$ présente un écart important.

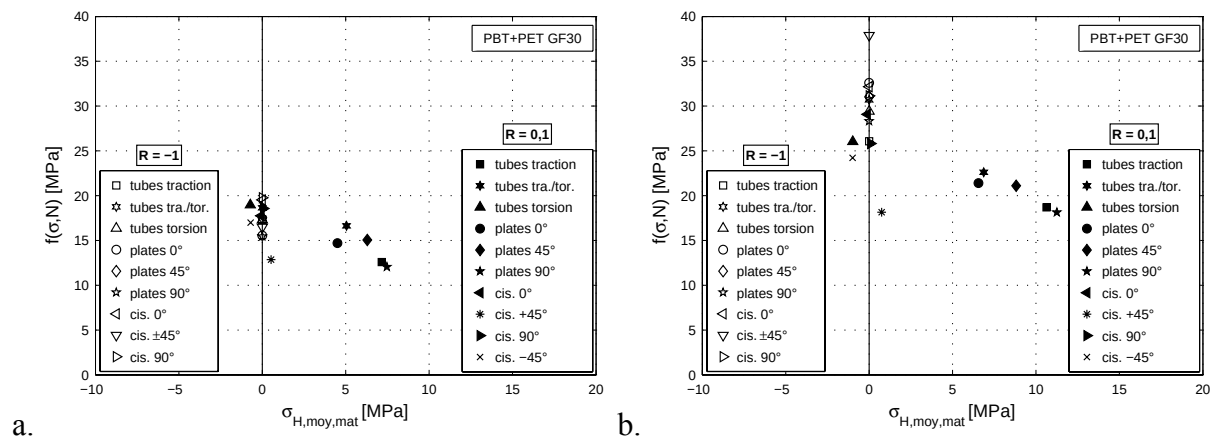


Figure 6-28 : Critère de Sines avec les termes $C\sqrt{J_{2,a,fib}}$ et $D\sqrt{J_{2,moy,mat}}$. a. 10^6 cycles. b. 10^3 cycles.

Les erreurs sur la durée de vie sont calculées en connaissant les paramètres C et D. Les éprouvettes transversales à $R=0,1$ et $R=-1$ sont utilisées pour la détermination de A et B, paramètres qui sont fonction de la durée de vie. Les éprouvettes transversales sont situées aux extrémités du critère et les essais d'identification sont réalisables avec une machine simple uniaxiale.

Les erreurs sont présentées sur la Figure 6-29. On remarque que les essais sont rassemblés près de la diagonale. En revanche, les essais d'Iosipescu à $+45^\circ$ présentent des erreurs élevées.

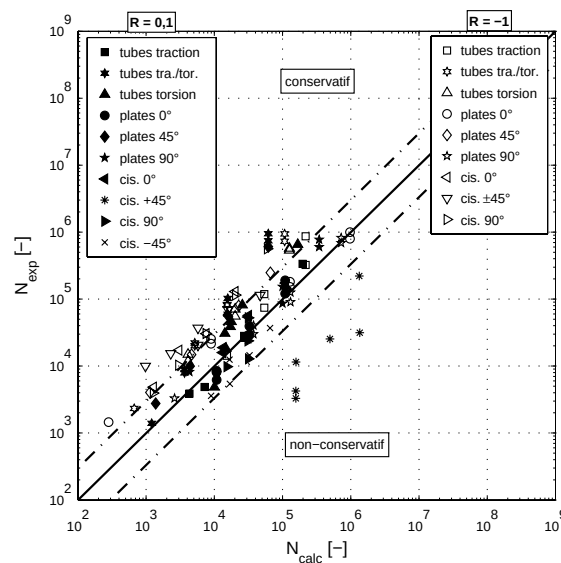


Figure 6-29 : Erreurs pour le critère de Sines avec $C\sqrt{J_{2,a, fib}}$ et $D\sqrt{J_{2, moy, mat}}$ (PBT+PET GF30).

L'équation (6-31) peut être reformulée en faisant l'hypothèse que les pentes de toutes les courbes SN sont identiques. Ainsi, seulement le paramètre B dépend de la durée de vie selon la loi de Basquin, équation (6-32) et équation (6-33).

$$f(\sigma_{micro}, N) = \sqrt{J_{2,a, mat}} + C\sqrt{J_{2,a, fib}} + D\sqrt{J_{2, moy, mat}} = A\sigma_{H, moy, mat} + B(N) \quad (6-32)$$

$$B = N^{-1/m} \sigma_f \quad (6-33)$$

Cette équation peut être évaluée par un système d'équations non-linéaires et être résolue dans le sens des moindres carrés. Les coefficients sont ainsi déterminés pour l'ensemble d'essais sur tubes et sur éprouvettes plates en traction. Le résultat est affiché sur la Figure 6-30-a et les paramètres sont documentés dans le Tableau 6-1.

Les points expérimentaux sont bien décrits sauf les essais d'Iosipescu à +45°. Afin de proposer une méthode d'identification de paramètres par un jeu de courbes SN plus raisonnable, le système d'équations est résolu pour les tubes en traction et en torsion à R=-1 et R=0,1. Les erreurs sur la durée de vie sont présentées sur la Figure 6-30-b. Le résultat en termes de la durée de vie est peu affecté par ce choix.

Tableau 6-1 : Paramètres du modèle micromécanique selon l'équation (6-32).

Matériau	Identification	A	m	σ_f	C	D
PBT+PET GF30	Complète	-0,821	14,373	45,727	0,060	0,095
PA66 GF35	Complète	-0,959	11,666	51,281	0,086	0,202
PBT+PET GF30	Tubes	-0,796	17,271	43,074	0,080	0,142
PA66 GF35	Tubes	-0,841	10,460	62,564	0,102	0,220

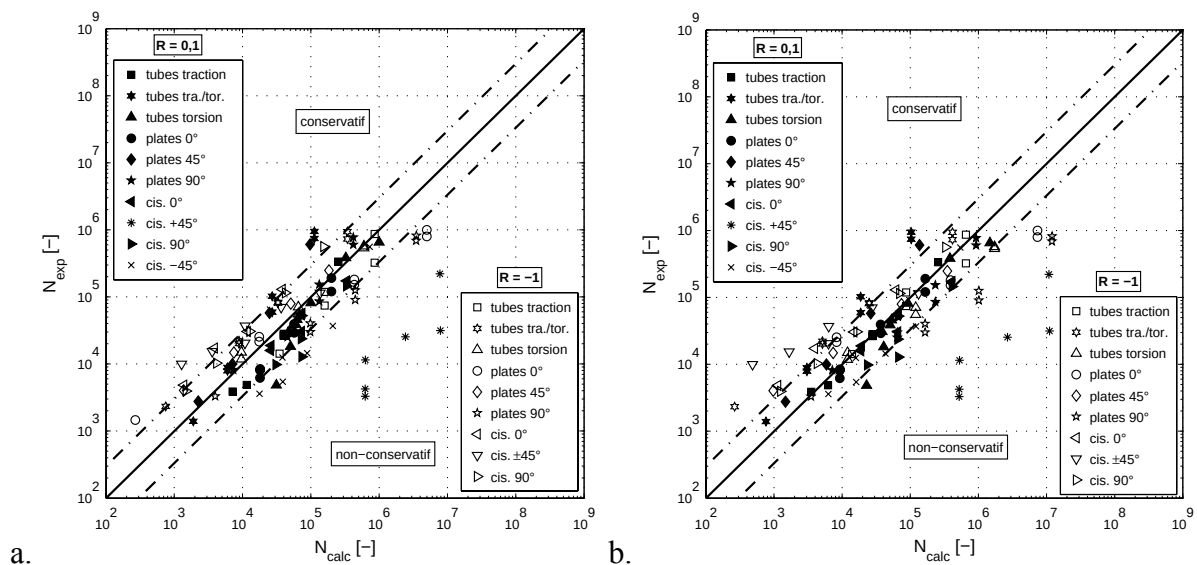


Figure 6-30 : Erreurs sur la durée de vie a pour le PBT+PET GF30. a. Identification complète. b. Identification sur tubes.

Les fréquences en fonction de l'erreur sont présentées sur la Figure 6-31-a et Figure 6-31-b pour l'identification complète et pour l'identification sur tubes en traction et en torsion à $R=-1$ et à $R=0,1$ respectivement. On remarque que les erreurs pour l'identification complète sont bien centrées autour de la ligne médiane ce qui indique que le modèle proposé décrit assez bien le comportement en fatigue du PBT+PET GF30. Les résultats obtenus par l'identification sur tubes présentent des erreurs légèrement plus élevées mais l'identification n'apporte pas des erreurs excessives.

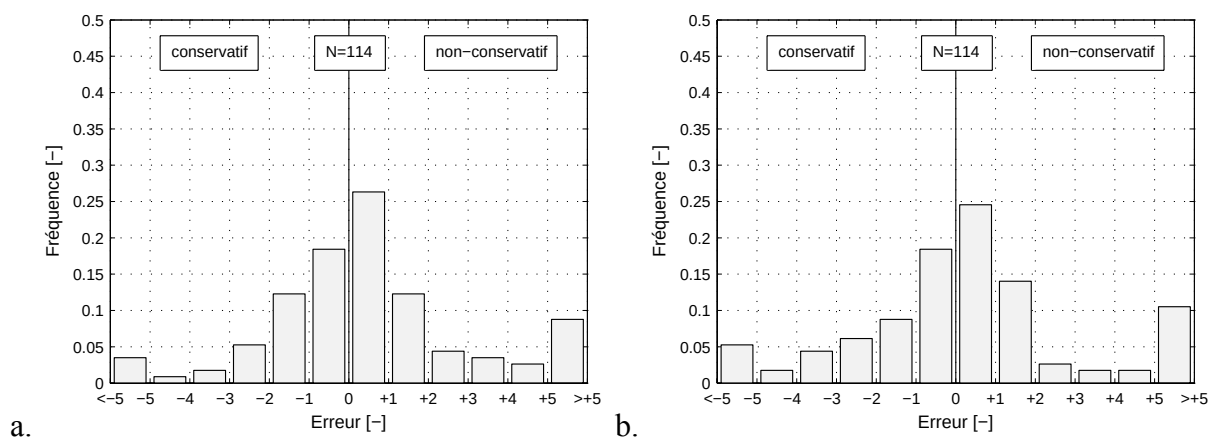


Figure 6-31 : Fréquences d'erreurs en fonction de l'erreur pour le PBT+PET GF30. a. Identification complète. b. Identification sur tubes.

Enfin, l'ensemble des résultats obtenus sur le PA66 GF35 sont utilisés afin de caractériser la loi suivant l'équation (6-32). Les erreurs en durée de vie sont présentées sur la Figure 6-32-a.

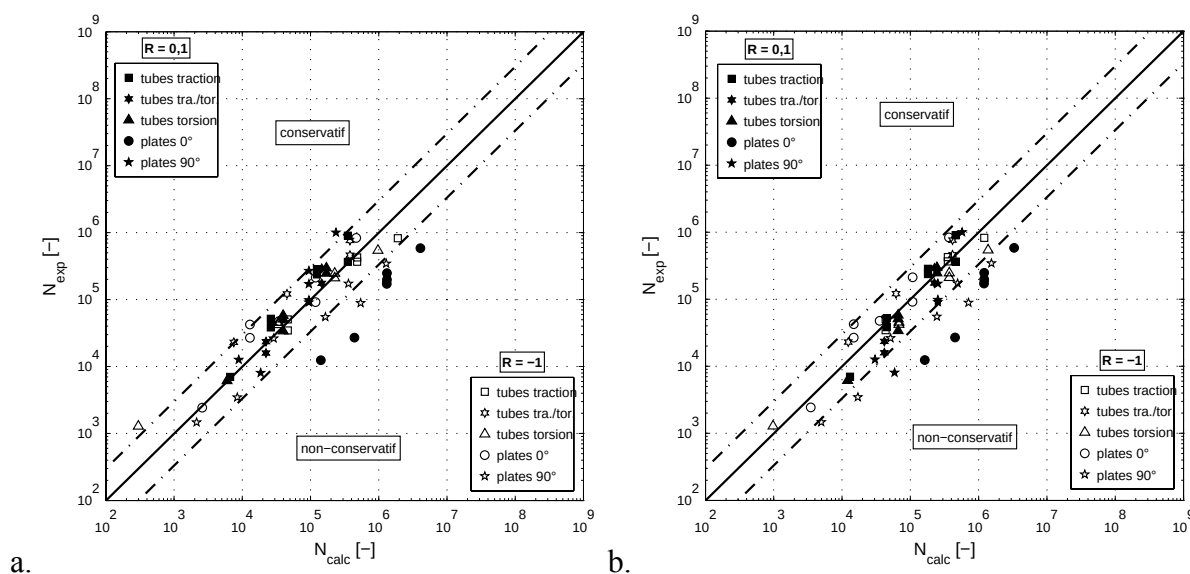


Figure 6-32 : Erreurs sur la durée de vie pour le PA66 GF35. a. Identification complète. b. Identification sur tubes.

Tous les essais sont regroupés dans une bande d'erreur de $\pm 200\%$ sauf les éprouvettes longitudinales à $R=0,1$. Ce résultat est très bien vu que les paramètres d'homogénéisation utilisés pour la simulation sont moins précisément connus que pour le PBT+PET GF30, Annexe C2. En fait, les paramètres d'injection et le rapport de forme sont ceux du PBT+PET GF30. Les erreurs sur la durée de vie pour l'identification des paramètres avec les tubes en traction et en torsion sont affichées sur la Figure 6-32-b. Les erreurs n'augmentent guère par cette identification moins coûteuse.

Enfin, les fréquences d'erreurs pour l'identification complète sont très faibles avec un petit pic à $+500\%$ correspondant aux éprouvettes longitudinales à $R=0,1$, Figure 6-33-a. Les erreurs pour l'identification sur tubes restent faibles, Figure 6-33-b.

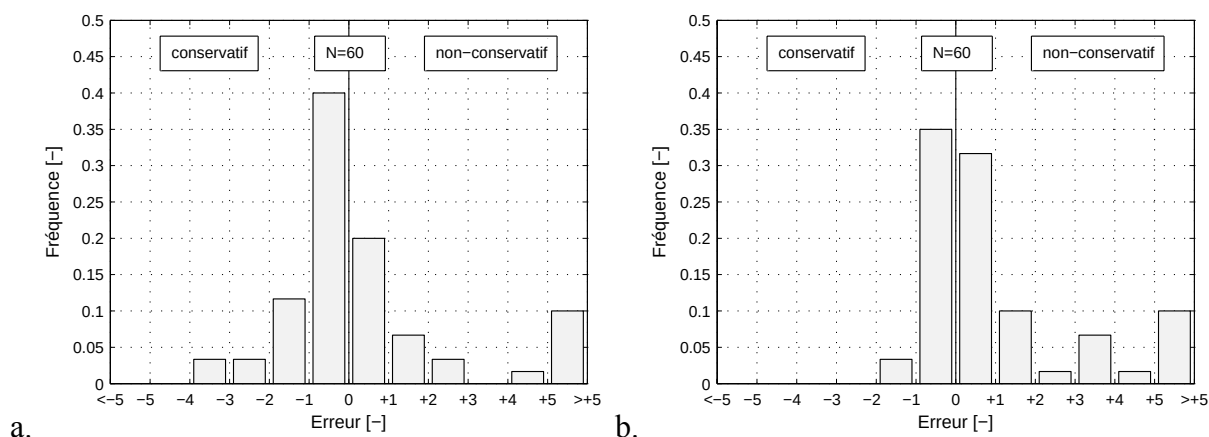


Figure 6-33 : Fréquences d'erreurs en fonction de l'erreur pour le PA66 GF35. a. Identification complète. b. Identification sur tubes.

La loi suivant l'équation (6-32) est exploitée afin de tracer les surfaces de rupture pour les deux matériaux, Figure 6-34.

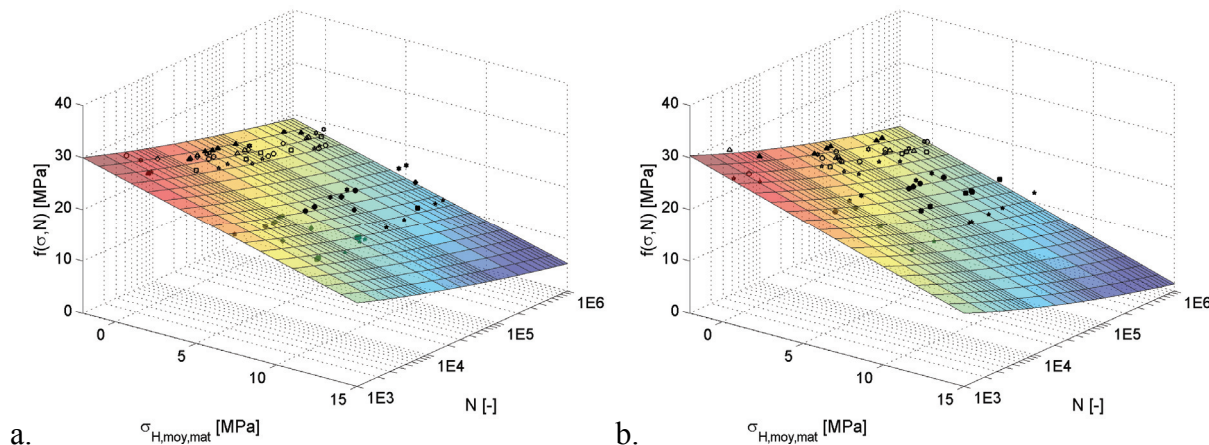


Figure 6-34 : Surface de rupture. a. PBT+PET GF30. b. PA66 GF35.

En conclusion, la simple application des critères de Sines et de Crossland à l'échelle locale ne semble guère un outil pour le dimensionnement de pièces. Ces critères qui n'ont besoin que de deux courbes SN pour l'identification sont cependant une base riche pour un critère de fatigue à l'échelle locale. Nous disposons ici des invariants de contrainte dans les fibres et dans la matrice afin d'enrichir ces critères de base. On peut également, dans un second temps, penser à faire intervenir p.ex. les contraintes à l'interface fibre/matrice ou des contraintes locales dans la matrice à des endroits précis en fonction des mécanismes de rupture.

Dans ce premier travail, nous avons choisi d'enrichir le critère de Sines par deux termes supplémentaires :

- L'amplitude du deuxième invariant du déviateur de contrainte dans les fibres $J_{2,a, \text{fib}}$ parce que nous tentons de capter avec cette grandeur la contrainte qui règne proche de l'interface dans la matrice, l'endroit où l'endommagement est observé.
- La moyenne du deuxième invariant du déviateur de contrainte dans la matrice parce qu'il semble que pour cette classe de matériau, l'influence de la contrainte moyenne est légèrement dépendante de la moyenne de J_2 .

Le modèle proposé décrit bien la tenue en fatigue des deux matériaux étudiés. Toutefois, pour le PBT+PET GF30 ainsi que pour le PA66 GF35 certains essais ne sont pas représentés par le critère. Notamment dans le cas du PBT+PET GF30, des doutes sur l'essai d'Iosipescu à $+45^\circ$ sont légitimes. L'éprouvette n'étant pas cassée dans la section utile, il pourrait s'agir d'une rupture prématurée. Pour le PA66 GF35, les éprouvettes longitudinales présentent des points expérimentaux à forte erreur. Ceci pourrait être dû au fait que les paramètres d'homogénéisation n'ont pas été déterminés expérimentalement.

Nous pouvons conclure que le critère proposé donne des résultats très satisfaisants sur l'ensemble de la base de donnée expérimentale et ceci pour les deux matériaux. Il faut cependant bien entendu ne pas oublier que ce critère est identifié à l'aide de quatre essais de fatigue. Nous allons dans la section suivante analyser nos résultats car deux paramètres semblent importants : d'une part, le fait que la constante C soit très proche pour les deux matériaux montre peut être son lien avec le type de microstructure, Tableau 6-1. D'autre part, il faut garder en mémoire que notre modèle micromécanique donne une évaluation des champs moyens et ceci est encore relativement éloigné de nos mécanismes d'endommagement. L'objectif de la prochaine section est de mener une analyse critique de nos différents modèles

6.4 Remarques critiques sur l'application des critères étudiés

Nous pouvons conclure que les critères de la contrainte principale et de von Mises présentent des erreurs importantes. Le critère énergétique présente des résultats assez intéressants tout comme le critère micromécanique. Nous allons tenter d'analyser ces deux derniers critères dans ce qui suit et de proposer des pistes d'améliorations.

Le critère micromécanique proposé sollicite le critère de Sines afin de décrire l'influence de la contrainte moyenne. Cependant, nous avons vu que la simple application du critère de Sines ne suffit pas afin de décrire le comportement en fatigue de nos matériaux. D'une part, le critère ne décrit pas suffisamment bien l'influence de la microstructure et une correction par le biais de la contrainte de von Mises dans les fibres est intégrée dans le critère. D'autre part, l'influence de la contrainte moyenne semble également sous-estimée par ce critère et en plus de l'amplitude de la contrainte de von Mises dans la matrice, la contrainte de von Mises moyenne dans la matrice doit également intervenir. Ceci rend l'identification du critère plus importante.

Dans la suite, nous allons comparer ce critère au critère énergétique d'Ellyin afin d'évaluer si cette caractérisation plus importante apporte une valeur ajoutée. Dans ce contexte, nous rappelons que le critère énergétique est caractérisé par une seule courbe SN ce qui est assez périlleux pour identifier un modèle de comportement en fatigue.

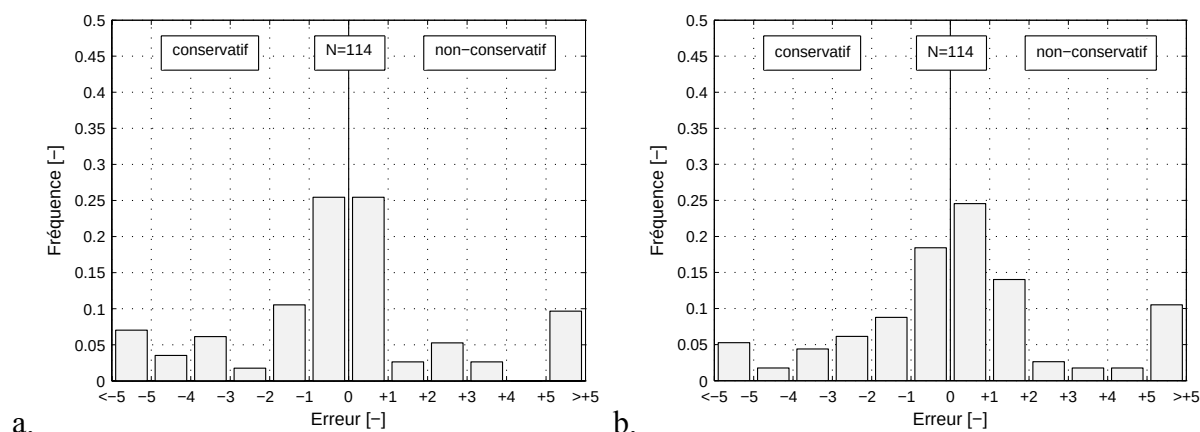


Figure 6-35 : Erreurs pour le PBT+PET GF30 sur le critère a. énergétique Kujawski. b. micromécanique identifié sur tubes.

Pour le PBT+PET GF30, les fréquences en fonction de l'erreur sont présentées sur la Figure 6-35 pour les deux modèles. Les critères affichent des résultats similaires. Donc, pour ce matériau, le critère micromécanique ne sait pas apporter une amélioration des résultats en dépit de sa formulation plus complexe.

Pour le PA66 GF35, les erreurs sont données sur la Figure 6-36. Le modèle énergétique présente des erreurs élevées du côté non-conservatif, Figure 6-36-a. Notamment les fréquences d'erreur pour $\pm 100\%$ sont peu prononcées et des erreurs de $\pm 500\%$ sont bien présentes. Le critère micromécanique apporte une nette amélioration en termes d'erreurs, Figure 6-36-b. Pour ce matériau, les barres d'erreurs de $\pm 100\%$ sont très marquées. Ainsi, le critère micromécanique a pu améliorer la description du comportement en fatigue.

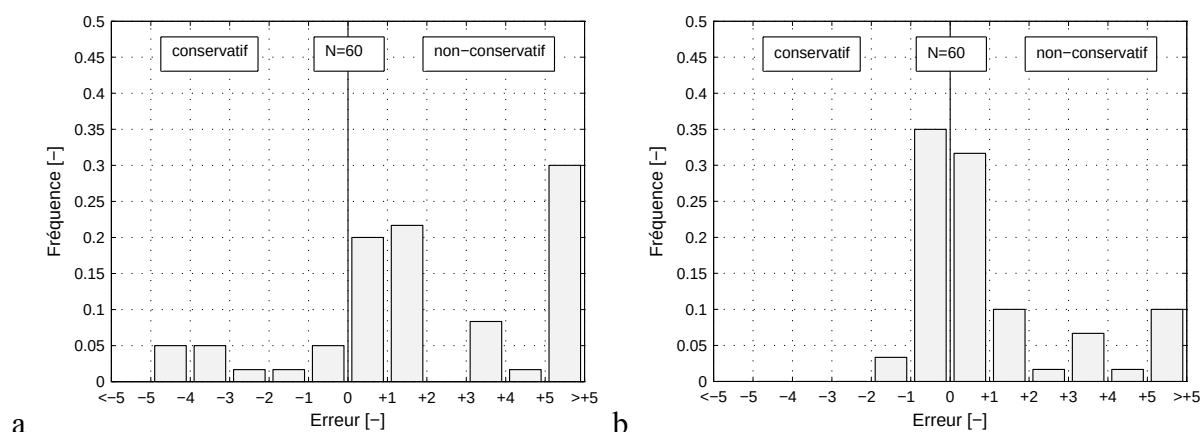


Figure 6-36 : Erreurs pour PA66 GF35 sur le critère a. énergétique Kujawski. b. micromécanique identifié sur tubes.

Nous avons vu que le critère énergétique décrit particulièrement bien le rapport de charge de $R=-1$ pour les deux matériaux, chapitre 6.2. Aussi, le critère décrit bien l'anisotropie du matériau sous différents trajets de charge. C'est notamment l'influence de la contrainte moyenne

qui apporte des erreurs élevées. L'hypothèse faite que la sollicitation soit purement élastique est vraisemblablement trop grossière pour le rapport de charge de $R=0,1$. Une prise en compte de l'énergie plastique pourrait apporter une amélioration. De plus, le critère devrait prendre en compte l'influence de la contrainte moyenne en fonction de la triaxialité. Le fait que les résultats sur le PBT+PET GF30 soient aussi bons que ceux du critère micromécanique est dû au fait que ce matériau a une influence de la contrainte moyenne proche de celle décrite par la fonction f de Kujawski. Ainsi, sur le PA66 GF35 qui a une influence à la contrainte moyenne plus élevée, le résultat est beaucoup moins bon. En conclusion, une prise en compte de la contrainte moyenne par une fonction f empirique semble risquée pour cette classe de matériaux car la sensibilité à la contrainte moyenne peut fortement varier en fonction du polymère choisi.

Pour remédier à cela, on peut envisager d'identifier la fonction f par un essai de fatigue à $R=0,1$. Cela porte à deux les courbes SN d'identification et rend aussi le critère plus robuste ; les résultats varieraient moins en fonction du matériau. En revanche, afin de réduire les erreurs, il serait judicieux d'identifier l'influence de la contrainte en fonction de la triaxialité ce qui porterait les courbes SN d'identification à trois.

Dans cette première étude, nous avons implanté l'approche Mori Tanaka dans un code de calcul (Fortran90). La notion d'une microstructure non-unidirectionnelle est intégrée afin de mieux décrire les champs moyens de contrainte générée. Cela nous a permis de proposer un critère basé sur les invariants de contraintes moyennées. Toutefois, cette proposition ne décrit pas encore les mécanismes observés dans le chapitre mécanismes de rupture. Nous avons mis en évidence des endommagements très localisés proche des fibres qui génèrent un champ de contrainte fortement hétérogène. La formulation du critère en termes de contraintes moyennées a besoin de certains paramètres supplémentaires afin de combler cette lacune. Ainsi, le modèle devrait évoluer afin de mieux décrire le comportement en fatigue et surtout afin de réduire les paramètres à identifier. Ensuite, deux pistes majeures d'amélioration sont discutées.

Le critère micromécanique présente la particularité que le paramètre C décrivant l'influence de l'orientation de fibres est très proche entre les deux matériaux (PBT+PET GF30 : $C=0,060$ et PA66 GF35 : $C=0,086$). Les deux matériaux ayant le même rapport de forme L/D , on peut supposer que ce paramètre reflète un mécanisme lié à sa microstructure. Eventuellement, ce mécanisme peut être capté par la prise en compte du champ local et non du champ moyen de contrainte. Une telle ouverture du critère envers les contraintes locales serait fortement souhaitable et peut réduire les paramètres à identifier.

En outre, l'influence de la contrainte moyenne qui est prise en compte par le paramètre D du modèle est différente pour les deux matériaux (PBT+PET GF30 : $D=0,095$ et PA66 GF35 : $D=0,202$). En effet, les polymères ne présentent pas le même comportement. Le PA66 GF35 qui affiche une forte dépendance de la contrainte moyenne est plus ductile que le PBT+PET

GF30. Nous avons fait l'hypothèse forte d'un comportement élastique linéaire le long de la thèse. Cependant, une prise en compte d'un comportement non-linéaire pourrait améliorer le résultat du critère et décrire l'effet de la contrainte moyenne sans devoir identifier le paramètre D .

Après analyse des deux critères de fatigue proposés, il est possible de formuler les conclusions suivantes :

- Le critère énergétique macroscopique est extrêmement simple à identifier et à implanter. Avec une seule courbe SN, le critère donne de bonnes estimations de durée de vie. Toutefois, afin d'avoir des prédictions de meilleure qualité pour les deux matériaux il est nécessaire d'utiliser trois courbes SN ($R=-1$, $R=0,1$ traction, $R=-1$ torsion) pour l'identification.
- Le critère microscopique nécessite quatre courbes SN pour l'identification et dans ce cas les prédictions sont un peu meilleures que celles du critère énergétique présenté. Il semble cependant possible de réduire à deux ces paramètres en travaillant sur l'évaluation des champs locaux qui est pour le moment grossière et sur la notion de comportement non linéaire.
- Les deux critères peuvent être appliqués à n'importe quelle microstructure. Le critère énergétique évalue l'état d'orientation à travers le comportement du matériau tandis que le critère microscopique capte cette information à travers les contraintes moyennées.
- Les deux critères n'intègrent pas les résultats du chapitre sur l'observation des mécanismes d'endommagement par fatigue. Pour le critère microscopique, ce point important n'est intégré que par le choix des contraintes moyennées, dans la formulation actuelle. Le travail sur les mécanismes de fatigue peut servir à améliorer le critère en accédant au champ local de contrainte.

6.5 Application sur pièce réelle

L'ensemble des travaux est effectué sur des éprouvettes plates et tubulaires dans le but d'évaluer des critères de fatigue pour application sur pièce réelle. Cependant, le passage des résultats du cas des éprouvettes à des pièces réelles exige une certaine prudence car de nombreux facteurs influençant la tenue en fatigue entrent en jeu.

Les éprouvettes comportent un champ de contrainte assez homogène avec des surélévations de contraintes locales très faibles ($K_t \leq 1,2$). Cependant, on observe des facteurs de surélévation de contrainte très importants sur pièce de l'ordre de $K_t = 2,5$ et plus. Ainsi, l'effet d'entaille influence la tenue en fatigue. Toutefois, en présence de fortes surcontraintes, la tenue de fatigue est augmentée par rapport à celle correspondant à la contrainte locale maxima-

le. Aussi, en négligeant cet effet, les résultats seront sur le coté conservatif. Néanmoins, l'emploi des outils de rabattement de tenue de fatigue peut permettre d'alléger la structure davantage [Son08].

La microstructure de nos éprouvettes est constituée de plis UD en première approximation. En outre, l'état d'orientation de fibres varie peu dans la section utile voire dans l'éprouvette entière. En plus, l'endroit le plus sévèrement sollicité est connu grâce aux observations de ruptures. Tous ces aspects nous ont permis de simuler le champ de contrainte au point chaud par un modèle orthotrope. Ce modèle est validé vis-à-vis des résultats expérimentaux et constitue une approche simple est efficace à la fois pour le calcul de structure des éprouvettes.

La microstructure sur pièce réelle est cependant plus complexe. Des coupes polies ont révélé que la microstructure n'est pas toujours celle d'un pli UD mais on observe également des endroits orientés aléatoirement. De plus, la microstructure peut varier d'un point à l'autre. C'est pour ces raisons que l'approche utilisée pour nos éprouvettes ne peut pas être appliquée à une pièce. Cela ne met pas en cause les résultats obtenus dans la thèse mais il faut simplement prévoir un calcul de contraintes différent. Enfin, l'endroit de rupture n'est pas préalablement connu et ainsi le calcul devrait être effectué au mieux sur tous les éléments de la structure de manière automatisée. Dans la suite, ces aspects seront davantage détaillés.

Nous nous rappelons qu'un des nos objectifs était de proposer un critère qui est intégrable dans les outils de calculs utilisés au bureau d'études chez Renault. Ainsi, nous allons tenter de proposer une telle démarche qui serait donc capable de calculer le champ de contrainte de pièces réelles afin que nous puissions appliquer les critères proposés.

Il s'agit donc de remplacer le deuxième bloc de notre méthodologie de calcul pour les critères de rupture, Figure 6-37. Ce bloc calculait le tenseur de contrainte et de déformation au point chaud à l'aide du modèle orthotrope dans cette thèse. Il est remplacé par le bloc « Homogénéisation » qui calcule le champ de contrainte en tout point, détaillé sur la Figure 6-38.

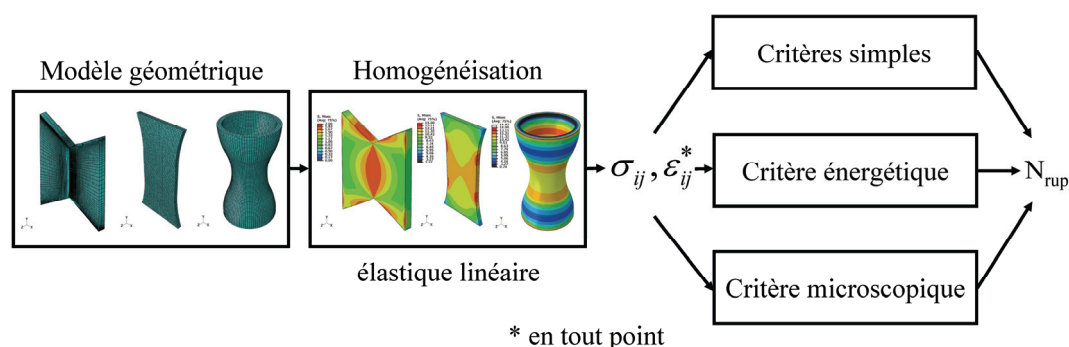


Figure 6-37 : Méthodologie de calcul pour les critères de rupture sur pièce réelle.

Une simulation d'écoulement est effectuée et les tenseurs d'orientation de fibres sont ainsi déterminés à l'aide du logiciel Moldflow. La pièce est maillée en éléments surfaciques tétraédriques, seul maillage accepté par Moldflow midplane. Ensuite, le logiciel Digimat permet

de transformer les tenseurs d'orientations d'un maillage à un autre. En fait, dans les bureaux d'études, les éléments quadrangulaires sont favorisés pour leur bon comportement vis-à-vis de la raideur. En plus, des zones peu sollicitées peuvent être maillées de façon moins dense. Digimat effectue ensuite une homogénéisation par la méthode de Mori Tanaka et transfère les tenseurs de rigidité à Abaqus qui effectue le calcul de structure.

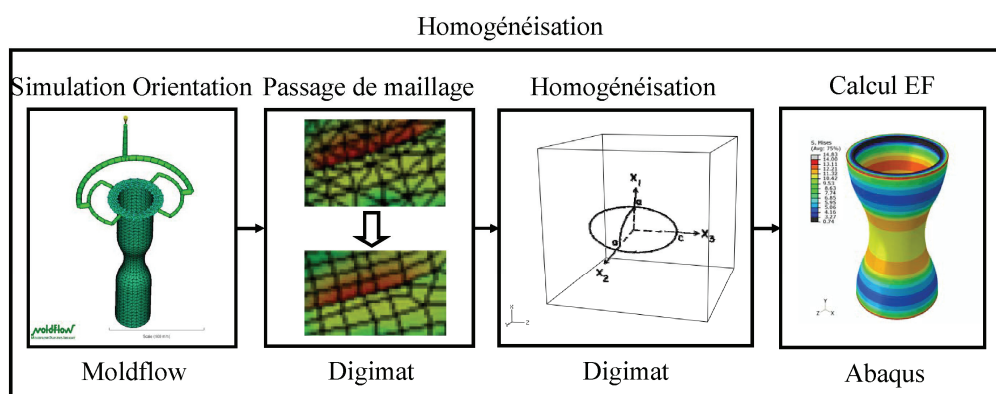


Figure 6-38 : Chaîne de calcul simulation d'écoulement, homogénéisation, calcul MEF.

Ainsi, l'ensemble de critères peut être appliqué sur pièce réelle. Afin d'estimer la pertinence de cette approche, l'outil Mori Tanaka rédigé pendant la thèse est utilisé pour la simulation du comportement dans la section utile de nos éprouvettes. Le calcul d'homogénéisation est effectué comme suit : Le comportement est homogénéisé selon Mori et Tanaka pour une orientation unidirectionnelle selon Annexe B1 [Mor73]. Ensuite, le tenseur d'orientation d'ordre 4 est approximé à partir du tenseur d'orientation d'ordre 2 fourni par une simulation Moldflow en utilisant l'approximation hybride d'Advani et Tucker, Annexe A [Adv90]. Le tenseur de rigidité est moyenné sur le tenseur d'orientation selon Advani et Tucker, Annexe B2 [Adv87]. Enfin, les paramètres retenus pour la simulation sont documentés en Annexe B4.

Le comportement de nos essais statiques sur éprouvettes plates est reproduit à cinq pour cents près. L'erreur est ainsi du même ordre que celui de notre modèle orthotrope. Un calcul du champ de contrainte par cette approche devrait donc s'aligner avec nos résultats de thèse.

Enfin, le logiciel Digimat calcule également les contraintes moyennées dans les fibres et dans la matrice. Une routine python en post traitement permettrait donc d'utiliser le critère microscopique en exploitant directement les contraintes moyennées en sortie du calcul Digimat.

L'ensemble des critères étudiés exige des calculs très légers ce qui permettrait d'effectuer l'évaluation de la durée de vie sur l'ensemble des points d'intégration. Ainsi, le point le plus sollicité peut être identifié. Vu qu'une pièce réelle présente un champ de contrainte très hétérogène avec des pics de contrainte locaux, le point le plus sollicité pourrait éventuellement être identifié à partir des contraintes macroscopiques.

La chaîne de calcul complète est aujourd'hui en cours de validation chez Renault.

7 Conclusions et perspectives

Cette thèse répond au besoin d'un outil de dimensionnement en fatigue des pièces en thermoplastiques renforcés par des fibres de verre courtes. Les enjeux scientifiques sont les mécanismes de rupture, la compréhension de l'effet de la contrainte moyenne et le chargement en cisaillement plan sous différentes orientations de fibres.

Le matériau étudié en premier lieu est un PBT+PET GF30. Une grande partie des essais mécaniques est également effectuée sur un PA66 GF35 au LBF ce qui permet de valider les résultats obtenus sur un deuxième matériau de la même classe.

Le comportement des deux matériaux est orthotrope et fonction de l'orientation des fibres courtes. La microstructure des éprouvettes est approchée par un stratifié constitué de plis UD. Afin de modéliser le champ de contrainte des éprouvettes, un modèle orthotrope linéaire élastique est mis en données et validé.

La tenue en fatigue en traction est étudiée à travers des essais sur éprouvettes plates en faisant varier l'angle entre les fibres et la sollicitation. Plus les fibres sont orientées, plus la tenue en fatigue est élevée. Le comportement en torsion est mis en évidence à l'aide des essais sur éprouvettes tubulaires creuses. Les essais en torsion s'ajoutent à des essais en traction et en traction/torsion superposée. La tenue en fatigue est considérablement réduite en présence d'une composante de cisaillement.

Le cisaillement est également étudié à l'aide de l'essai d'Iosipescu. Au contraire de l'essai de torsion, cet essai sur éprouvette plate permet de faire varier l'angle entre les fibres et la sollicitation. Le modèle orthotrope est utilisé pour le dimensionnement des éprouvettes. Ainsi, la géométrie pour quatre différentes orientations est optimisée. Un montage d'essai est mis en service au sein du laboratoire et le nouvel essai est validé vis-à-vis des essais de torsion sur tube. Ensuite, des données d'essai auparavant indisponibles sont générées. La sollicitation en cisaillement à 45° par rapport aux fibres affiche une tenue en fatigue élevée. C'est sous cette sollicitation-là que les fibres rentrent en traction ou en compression selon le sens de sollicitation.

L'effet de la contrainte moyenne est étudié à travers la base de données d'essais en fatigue. Les essais comprennent : des essais en traction pour différentes orientations de fibres ; des essais en traction, torsion et traction/torsion et des essais en cisaillement plan pour différentes orientations de fibres. L'ensemble des essais est effectué aux rapports de charge de $R=0,1$ et $R=-1$ afin d'évaluer l'impact sur la tenue en fatigue d'une contrainte moyenne pour différentes sollicitations. L'influence de la contrainte moyenne est fonction de la contrainte hydrostatique macroscopique. Par contre, il s'avère que d'autres facteurs semblent jouer un rôle important comme l'orientation des fibres. Les éprouvettes longitudinales et transversales affi-

chent des sensibilités à la contrainte moyenne différentes bien que l'état de contrainte macroscopique soit le même. Ainsi, la seule prise en compte de la contrainte hydrostatique macroscopique ne semble pas suffisant afin de décrire l'influence de la contrainte moyenne, mais l'orientation de fibres devrait être prise en compte. Nous tentons de répondre à cet enjeu par un critère de fatigue basé sur les contraintes moyennées dans la matrice.

Une analyse détaillée des mécanismes de rupture du PBT+PET GF30 encore peu connu jusqu'à présent nous permet de proposer un scénario de rupture pour le cas d'une traction au rapport de charge de $R=0,1$.

Le matériau subit une perte de raideur et une augmentation de l'amortissement lors du cyclage. Ces évolutions sont dues à l'endommagement diffus dans le volume. Des observations MEB nous révèlent deux endommagements distincts. Premièrement, le polymère présente un endommagement circulaire aux bouts des fibres longitudinales. Etant donné que l'endommagement se produit dans un plan orthogonal à la contrainte principale et que l'état de contrainte est hydrostatique, la formation de microcraquelures est fortement probable. D'ailleurs, l'aspect finement étiré ressemble à des microcraquelures observées sur d'autres matériaux. Deuxièmement, le polymère est endommagé le long des fibres longitudinales. Après avoir effectué des simulations numériques sur un champ de fibres longitudinales, nous supposons que cet endommagement est dû aux surcontraintes générées par le bout des fibres juxtaposées. L'endommagement diffus évolue au cours de la durée de vie. En fin d'essai, une fissure est repérée en surface par la technique des répliques et l'observation par une caméra infrarouge. La durée de vie de propagation est de l'ordre de quelques pour cents de la durée de vie totale pour ce matériau.

La fissure macroscopique se manifeste sur le faciès de rupture par une zone démarquée qui a une structure proche de celle de l'endommagement aux bouts de fibres. Toutefois, la structure est plus grossière. Néanmoins, il est vraisemblable que des microcraquelures précèdent la macro-fissure. Après la propagation de la macro-fissure, le matériau rompt comme en chargement monotone en laissant une zone déformée de manière ductile et une zone de grande étendue cassée de manière fragile.

Enfin, pour répondre à l'enjeu industriel, différents critères de fatigue sont évalués. Dans un premier temps, deux critères simples sont étudiés, le critère de la contrainte principale et le critère de von Mises. Ces deux critères ne semblent guère pertinents pour l'évaluation de la tenue en fatigue de nos matériaux dans leur forme actuelle. L'aspect anisotrope et l'influence de la contrainte moyenne devrait être pris en compte.

Le critère énergétique d'Ellyin est testé pour nos deux matériaux. Les résultats pour le rapport de charge de $R=-1$ sont très bons pour différents chargements et orientations de fibres et cela avec l'identification par une seule courbe SN. Ce critère calcule l'énergie qui est fonction de la contrainte et de la déformation ce qui fait intervenir le comportement du matériau. Ainsi, l'aspect anisotrope est capté. Pour la prise en compte de la contrainte moyenne, la fonction de

Smith Watson Topper et celle de Kujawski sont testées qui sont des fonctions empiriques. Cette approche n'a pas besoin d'une identification mais les résultats sont moins pertinents. La prise en compte de l'influence de la contrainte moyenne qui est fonction de la triaxialité devrait se réaliser par deux courbes SN supplémentaires ($R=0,1$ traction et $R=-1$ torsion).

Enfin, un nouveau critère de rupture est proposé qui est basé sur les contraintes moyennées dans la matrice et dans les fibres à travers l'approche de Mori Tanaka. Il s'agit du critère de Sines formulé en contraintes moyennées dans la matrice. Ce critère prend en compte des microstructures quelconques à travers le tenseur d'orientation de fibres. Lors de notre analyse, il s'avère qu'une nette amélioration du critère de base est obtenue en intégrant deux termes supplémentaires. Un terme qui affine la prise en compte de l'orientation de fibres à travers la contrainte moyennée dans les fibres et un autre terme qui affine la prise en compte de l'influence de la contrainte moyenne à travers la moyenne du deuxième invariant du déviateur dans la matrice. Ce critère a donc besoin de quatre courbes SN qui représentent tout de même deux courbes SN de moins que pour les critères quadratiques.

Les travaux de thèse portent sur la tenue en fatigue des éprouvettes. L'emploi des résultats pour le dimensionnement sur pièce réelle exige une simulation du champ de contrainte différente qui est aujourd'hui mise au point et validée chez Renault.

La chaîne complète du procédé d'élaboration jusqu'à la durée de vie suivante prévoit que :

- La géométrie de la structure est modélisée.
- La géométrie est maillée en éléments tétraédriques et une simulation d'orientation de fibres est effectuée par Moldflow.
- Le maillage est passé en éléments quadrangulaires avec une taille appropriée aux calculs de structure par Digimat.
- Le comportement est homogénéisé par Digimat et le champ de contrainte est évalué par un calcul couplé Abaqus/Digimat.
- Les contraintes entrent dans le critère de rupture choisi.

Cette approche répond aux objectifs posés en début de thèse. Le calcul peut être effectué par les outils disponibles chez Renault et est réalisable dans un temps raisonnable.

Ce travail ouvre de nombreuses perspectives de recherche :

Afin de pouvoir réaliser des gains massiques, de futures recherches devrait porter sur l'influence du gradient de contrainte, l'influence du déphasage du signal et l'influence de l'amplitude variable. Lorsque l'étude de ces facteurs permet d'alléger davantage, de nombreux paramètres ont un impact négatif sur la tenue en fatigue comme p.ex. la température, l'humidité ou encore le vieillissement.

Après avoir mis en service l'essai d'Iosipescu sur une machine biaxiale, il serait intéressant d'étudier la tenue en fatigue des éprouvettes minces en flexion. Egalement, cet essai permet d'étudier un chargement biaxial de cisaillement et flexion superposés. Ce chargement biaxial n'apparaît pas dans la littérature et constitue un chargement intéressant. En outre, l'essai d'Iosipescu permettrait de mettre en évidence l'effet d'entaille sur le chargement en cisaillement.

Les mécanismes de rupture sont mis en évidence pour le chargement en traction. Nous avons pu mettre en relief l'existence de deux mécanismes qui semblent gouverner l'endommagement par fatigue. Une éventuelle contribution de l'altération du polymère est encore à identifier. Cependant, l'importance relative de ces mécanismes sur la tenue en fatigue en fonction du chargement n'est pas connue. Pour cela, il faut aller plus loin dans la modélisation micromécanique de sorte à intégrer l'endommagement et le comportement non linéaire du matériau et si possible accéder aux champs mécaniques locaux autour des fibres. Enfin, l'étude des mécanismes de rupture à d'autres rapports de charge pourrait apporter des éléments à la compréhension de l'effet de la contrainte moyenne.

Le critère de rupture énergétique présente des résultats assez pertinents pour les chargements testés. Cette voie de critère simple devrait être poursuivie afin de pouvoir l'utiliser sur structure à l'aide d'un outil numérique robuste. En outre, en fonction de la certitude nécessaire, la prise en compte de la contrainte moyenne à travers une identification est à étudier.

Le critère micromécanique mériterait d'être élargi afin de réduire les essais de caractérisation. Il semble que les deux paramètres supplémentaires sont liés d'une part à une description insuffisante du champ de contrainte et de l'autre par un effet qui piloterait la sensibilité à la contrainte moyenne. Cependant, ces deux paramètres méritent une étude plus approfondie de sorte à identifier leur rôle dans la modélisation proposée. D'une part, la prise en compte du champ de contrainte local autour la fibre pourrait apporter une amélioration du critère. D'autre part, une formulation non linéaire de la loi de comportement de la matrice s'approcherait également de la réalité et peut éventuellement capter l'effet de la contrainte moyenne plus ou moins prononcé en fonction de la matrice. La poursuite de cette voie permettrait non seulement d'obtenir un critère de rupture en fatigue mais également de disposer d'un outil micromécanique qui peut enrichir le développement de futurs polymères renforcés par des fibres courtes.

8 Références bibliographiques

- [Abe07] A. Abedian, M. Mondali, M. Pahlavanpour, Basic modifications in 3D micromechanical modeling of short fiber composites with bonded and debonded fiber end, *Computational Materials Science*, 40, 2007, pp. 401-433.
- [Adv87] S.G. Advani, C.L. Tucker III, The use of Tensors to Describe and Predict Fiber Orientation in Short Fiber Composites, *Journal of Rheology*, 31, 8, 1987, pp. 751-784.
- [Adv90] S.G. Advani, C.L. Tucker III, Closure approximations for three-dimensional structure tensors, *Journal of Rheology*, 34, 3, 1990, pp. 367-386.
- [Aga06] B.D. Agarwal, L.J. Broutman, K. Chandrashekhara, *Analysis and performance of fiber composites*, Wiley, 2006.
- [Aka91] M. Akay, D. Barkley, Fibre orientation and mechanical behaviour in reinforced thermoplastic injection mouldings, *Journal of Materials Science*, 26, 1991, pp. 2731-2742.
- [Alt89] V. Altstädt, *Hysteresismessungen zur Charakterisierung der mechanisch-dynamischen Eigenschaften von R-SMC*, thèse de doctorat, Universität Kassel, Allemagne, 1989.
- [Ast05] Standard Test Method for Shear Properties of Composite Materials by the V-Notched Beam Method, Norme ASTM, D 5379/D 5379M – 05, 2005.
- [Azz65] V.D. Azzì, S.W. Tsai, Anisotropic strength of composites, *Experimental Mechanics*, 5, 1965, pp. 283-288.
- [Bae08] I. De Baere, W. Van Paepegem, J. Degrieck, Design of a modified three rail shear test for shear fatigue of composites, *Polymer Testing*, 27, 2008, pp. 346-359.
- [Bar92] U. Baraldi, J.F. Lucarelli, A. Fouarge, Fibre orientation Prediction in Injection moulded reinforced thermoplastics products, *Journal of Polymer Engineering*, Vol. 11, 1992, pp. 1-38.
- [Ben06] A. Ben Cheikh Larbi, K. Sai, H. Sidhom, D. Baptiste, Constitutive Model of Micromechanical Damage to Predict Reduction in Stiffness of a Fatigued SMC Composite, *Journal of Materials Engineering and Performance*, 15, 5, 2006, pp. 575-580.

- [Ben87] Y. Benveniste, A new approach to the application of Mori-Tanaka's theory in composite materials, *Mechanics of Materials*, 6, 1987, pp. 147-157.
- [Ber07] A. Bernasconi, P. Davoli, A. Basile, A. Filippi, Effect of fibre orientation on the fatigue behaviour of a short glass fibre reinforced polyamide-6, *International Journal of Fatigue*, 29, 2007, pp. 199-208.
- [Ber09] A. Bernasconi, P. Davoli, C. Armani, Fatigue strength of a clutch pedal made of reprocessed short glass fibre reinforced polyamide, *International Journal of Fatigue*, 2009, doi:10.1016/j.ijfatigue.2009.02.001.
- [Berr09] A. Berrehili, Y. Nadot, S. Castagnet, J.C. Grandidier, C. Dumas, Multiaxial fatigue criterion for polypropylene – Automotive applications, soumis à *International Journal of Fatigue*.
- [Blu07] J.-B. Blumenfeld, G. Durieux, La thermographie infrarouge, application à l'industrie automobile, *Contrôles Essais Mesures*, 1, 2007, pp. 87-97.
- [Bub00] S. Bubb, A. Duckett, P.J. Hine, B. Whiteside, P.D. Coates, Finite element prediction of glass fibre orientation distributions for injection moulding of simple and complex geometry products, *Computer Modelling of Polymer Processing*, International Conference at Materials Congress, 2000.
- [Cas06] J.A. Casado, F. Gutiérrez-Solana, J.A. Polanco, I. Carrascal, The Assessment of Fatigue Damage on Short-Fiber-Glass Reinforced Polyamides (PA) Through the Surface Roughness Evolution, *Polymer Composites*, 27, 4, 2006, pp. 349-359.
- [Che93] A.S. Chen, F.L. Matthews, A review of multiaxial/biaxial loading tests for composite materials, *Composites*, Vol. 24, No. 5, 1993, pp. 395-406.
- [Cor01] J.M. Corum, R.L. Battiste, M.B. Ruggles, W. Ren, Durability-based design criteria for a chopped-glass-fiber automotive structural composite, *Composites Science and Technology*, 61, 2001, pp. 1083-1095.
- [Cox52] H.L. Cox, The elasticity and strength of paper and other fibrous materials, *British Journal of Applied Physics*, 3, 1952, pp. 72.-79.

- [Dan09] I.M. Daniel, Mechanical Characterization of Unidirectional Lamina, <http://www.composites.northwestern.edu>, 2009.
- [Des09] B. Deschaud, Etude de faciès de rupture de deux thermoplastiques renforcés fibres de verre courtes et ayant subi des sollicitations statiques et en fatigue, Rapport final, Licence professionnelle, Renault, Guyancourt, 2009.
- [DiB80] A.T. DiBenedetto, Fatigue Behavior of Glass Fiber Reinforced Polybutyleneterephthalate, Final Report, TR 80-17, U.S. Army Materials and Mechanics Research Center, Watertown, Etats Unis, 1980.
- [Dog06] I. Doghri, L. Tinel, Micromechanics of inelastic composites with misaligned inclusions: Numerical treatment of orientation, *Computational Methods in Applied Mechanics and Engineering*, 195, 2006, pp. 1387-1406.
- [Dra07] D. Dray, P. Gilormini, G. Régnier, Comparison of several closure approximations for evaluating the thermoelastic properties of an injection molded short-fiber composite, *Composites Science and Technology* 67, 2007, pp. 1601-1610.
- [Ebe01] C. Eberhardt, A. Clarke, Fibre-orientation measurements in short-glass-fibre composites. Part I: automated, high-angular-resolution measurement by confocal microscopy, *Composites Science and Technology*, 61, 2001, pp. 1389-1400.
- [ElH09] A. El-Habib, Etude expérimentale et simulation numérique (EF) de mécanismes d'endommagement par fatigue d'un plastique renforcé : application à la fatigue d'un composant automobile, stage master, ENSMA, Poitiers, 2009.
- [ElI01] F. Ellyin, M. Martens, Biaxial fatigue behaviour of a multidirectional filament-wound glass-fiber/epoxy pipe, *Composites Science and Technology*, 61, 2001, pp. 491-502.
- [ElI88] F. Ellyin, Cyclic strain energy density as a criterion for multiaxial fatigue failure, dans : M. Brown, K.J. Miller, *Biaxial and Multiaxial Fatigue*, Mechanical Engineering Publications Ltd., London, 1988, pp. 571-583.
- [ElI90] F. Ellyin, H. El-Kadi, A Fatigue Failure Criterion for Fiber Reinforced Composite Laminæ, *Composite Structures*, 15, 1990, pp. 61-74.

- [Epa03] J.A. Epaarachchi, P.D. Clausen, An empirical model for fatigue behaviour prediction of glass fibre-reinforced plastic composites for various stress ratios and test frequencies, *Composites, Part A*, 34, 4, 2003, pp. 313-326.
- [Esh57] J.D. Eshelby, The determination of the elastic field of an ellipsoidal inclusion, and related problems, *Proceedings of the Royal Society of London: Series A*, 241, 1957, pp. 376-396.
- [Fle09] H. Fleischer, M. Brune, M. Thornagel, B. Thomas, C. Guster, From injection molding simulation to fatigue strength dimensioning: development and use of an integrated simulation chain, *compte rendu congrès VDI Plastics in automotive engineering*, Mannheim, Allemagne, 2009.
- [Fol84] F.P. Folgar, C.L. Tucker III, Orientation behaviour of fibers in concentrated suspensions, *Journal of Reinforced Plastics and Composites*, 3, 1984, pp. 98-119.
- [Fu02] S.-Y. Fu, Y.-W. Mai, E. C.-Y. Ching, R.K.Y. Li, Correction of the measurement of fiber length of short fiber reinforced thermoplastics, *Composites, Part A*, 33, 2002, pp. 1549-1555.
- [Gar08] M. Garcia, Calcul par éléments finis de la répartition des contraintes autour des fibres courtes dans un polymère chargé, stage, ENSMA Poitiers, 2008.
- [Gil01] P. Gilormini, Application, dans : M. Bornert, T. Bretheau, P. Gilormini, *Homogénéisation en mécanique de matériaux 1*, Hermes, 2001, pp. 223-250.
- [Gud09] M. Gude, W. Hufenbach, I. Koch, Fracture mode dependant damage modelling of 3D textile-reinforced composites under multiaxial fatigue loading, *ICCM 17*, Edimbourg, Royaume Uni, 2009.
- [Gus07] C. Guster, G. Pinter, W. Eichlseder, R.W. Lang, The influence of Fiber-Orientation and Stress Ratio on the Fatigue Behavior of Short-Glasfiber-Reinforced Polymers, *Proceedings ANTEC*, 2007, pp. 284-288.
- [Ha08a] S.K. Ha, K.-K. Jin, Y. Huang, Y.-H. Lee, Distribution of Micro Stresses and Interfacial Tensions in Unidirectional Composites, *Journal of Composite Materials*, 42, 18, 2008, pp. 1825-1849.

- [Ha08b] S.K. Ha, K.K. Jin, Y. Huang, Micro-Mechanics of Failure (MMF) for Continuous Fiber Reinforced Composites, *Journal of Composite Materials*, 42, 18, 2008, pp. 1873-1895.
- [Ha09] S.K. Ha, K.K. Jin, M. Ghulam, J.H. Kim, Life Prediction of Wind Turbine Blades, *ICMM 17*, Edimbourg, Royaume Uni, 2009.
- [Hai06] E. Haibach, *Betriebsfestigkeit, Verfahren und Daten zur Bauteilberechnung*, 3. édition, Springer, 2006.
- [Hal69] J.C. Halpin, Stiffness and expansion estimates for oriented short fiber composites, *Journal of Composite Materials*, 3, 1969, pp. 732-734.
- [Hen05] G. Hénaff, F. Morel, *Fatigue des structures*, Ellipses, 2005.
- [Hil50] R. Hill, *The mathematical theory of plasticity*, Oxford University Press, 1950.
- [Hil63] R. Hill, Elastic properties of reinforced solids: Some theoretical principles, *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, Vol. 11, 1963, pp. 357-372.
- [Hil65] R. Hill, A self-consistent mechanics of composite materials, *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, Vol. 13, 1965, pp. 213-222.
- [Hin02] P.J. Hine, H.R. Lusti, A.A. Gusev, Numerical simulation of the effects of volume fraction, aspect ratio, and fibre length distribution on the elastic and thermoelastic properties of short fibre composites, *Composites Science and Technology*, 62, 2002, pp. 1445-1453.
- [Hin95] P.J. Hine, N. Davidson, R.A. Duckett, I.M. Ward, Measuring the fibre orientation and modelling the elastic properties of injection-moulded long-glass-fibre-reinforced nylon, *Composites Science and Technology*, 53, 1995, pp. 125-131.
- [Hob80] S.Y. Hobbs, R.C. Bopp, Fracture toughness of poly(butylene terephthalate), *Polymer*, Vol. 21, 1980, pp. 559-563.
- [Hor97] J.J. Horst, Influence of fibre orientation on fatigue of short glassfibre reinforced Polyamide, thèse de doctorat, Technische Universiteit Delft, Pays-Bas, 1997.

- [Hor98] J.J. Horst, N.V. Salienko, J.L. Spoormaker, Fibre-matrix debonding stress analysis for short fibre-reinforced materials with matrix plasticity, finite element modelling and experimental verification, *Composites Part A*, 29A, 1998, pp. 525-531.
- [Ios67] N. Iosipescu, New accurate procedure for single shear testing of metals, *Journal of Materials*, 3, 1967, pp. 537-566.
- [Iso08] ISO 291, *Plastics – Standard atmospheres for conditioning and testing*, 2008.
- [Iso87] ISO 1110, *Plastics – Polyamides – Accelerated conditioning of test specimens*, 1987.
- [Iso96] NF EN ISO 527-1, *Détermination des propriétés en traction*, 1996.
- [Jac07] D.A. Jack, D.E. Smith, The effect of fibre orientation closure approximations on mechanical property predictions, *Composites: Part A*, 38, 2007, pp. 975-982.
- [Jan89] W. Janzen, *Zum Versagen- und Bruchverhalten von Kurzglasfaser-Thermoplasten*, thèse de doctorat, Universität Kassel, Allemagne, 1989.
- [Jas07] K. Jaschek, A. Büter, *Short Fibre Reinforced Thermoplastics under Multiaxial Cyclic Stress – A Method for the Fatigue Life Estimation*, *Fatigue Design*, Senlis, 2007.
- [Jen98] M.-H.R. Jen, C.-H. Lee, Strength and life in thermoplastic composite laminates under static and fatigue loads, Part II: Formulation, *International Journal of Fatigue*, 20, 9, 1998, pp. 617-629.
- [Jia04] Z. Jiang, X. Liu, G. Li, J. Lian, A new analytical model for three-dimensional elastic stress field distribution in short fibre composite, *Materials Science and Engineering*, A366, 2004, pp. 381-396.
- [Jun01] S.W. Jung, S.Y. Kim, H.W. Nam, K.S. Han, Measurements of fiber orientation and elastic-modulus analysis in short-fiber-reinforced composites, *Composites Science and Technology*, 61, 2001, pp. 107-116.
- [Kli05] B. Klimkeit, *Ermittlung von Materialeigenschaften von langfaserverstärkten Kunststoffen (SMC) für hochbeanspruchte Sicherheitsbauteile*, stage, LBF Darmstadt, 2005.

- [Kli06] B. Klimkeit, Etude du comportement en fatigue des thermoplastiques, stage de fin d'études, Renault, Guyancourt, 2006.
- [Klo87] L. Klostermann, J. Zöhren, Faserorientierung und Verzug in Formteilen, *Plastverarbeiter*, 38, 1987, 3, pp. 56-62.
- [Kug61] R. Kuguel, A relation between theoretical stress concentration factor and fatigue notch factor deduced from the concept of highly stressed volume, *Proceedings – ASTM*, Vol. 61, 1961, pp. 732-744.
- [Kuj95] D. Kujawski, F. Ellyin, A unified approach to mean stress effect on fatigue threshold conditions, *International Journal of Fatigue*, 17, 2, 1995, pp. 101-106.
- [Lad92] P. Ladevèze, A damage computational method for composite structures, *Composites & Structures*, Vol. 44, No. 1/2, 1992, pp. 79-87.
- [Lan87] R.W. Lang, J.A. Manson, R.W. Hertzberg, Mechanisms of fatigue fracture in short glass fibre-reinforced polymers, *Journal of Materials Science*, 22, 1987, pp. 4015-4030.
- [Laz68] B.J. Lazan, *Damping of Materials and Members in Structural Mechanics*, Pergamon Press, New York, 1968.
- [Lei77] B.N. Leis, An Energy-Based Fatigue and Creep-Failure Damage Parameter, *Journal of Pressure Vessel Technology*, Transactions of ASME, 99, 4, 1977, pp. 524-533.
- [Mae87] A. Maewal, D.P. Dandekar, Effective Thermoelastic Properties of Short-Fiber Composites, *Acta Mechanica*, 66, 1987, pp. 191-204.
- [Mal04] P.K. Mallick, Y. Zhou, Effect of mean stress on the stress-controlled fatigue of a short E-glass fiber reinforced polyamide-6,6, *International Journal of Fatigue*, 26, 2004, pp. 941-946.
- [Man90] J.F. Mandell, Fatigue Behavior of Short Fiber Composite Materials, dans : K.L. Reifsnider, *Fatigue of Composite Materials*, Elsevier, 1990, pp. 231-337.
- [Mel00] L.G. Melin, J.N. Neumeister, K.B. Pettersson, H. Johansson, L.E. Asp, Evaluation of Four Composite Shear Test Methods by Digital Speckle Strain Mapping and Fractographic Analysis, *Journal of Composites Technology and Research*, 20, 3, 2000, pp. 161-172.

- [Mel06] L.N. Melin, J.M. Neumeister, Measuring constitutive shear behavior of orthotropic composites and evaluation of the modified Iosipescu test, *Composite Structures* 76, 2006, pp. 106-115.
- [Mer96] F. Meraghni, C.J. Blakeman, M.L. Benzeggagh, Effect of interfacial decohesion on stiffness reduction in a random discontinuous-fibre-composite containing matrix microcracks. *Composites Science and Technology*, 56, 1996, pp. 541-555.
- [Mil08] H. Miled, L. Silva, J.F. Agassant, T. Coupez, Numerical Simulation of Fiber Orientation and Resulting Thermo-Elastic Behavior in Reinforced Thermo-Plastics, dans : P.P. Camanho, C.G. Dávila, S.T. Pinho, J.J.C. Remmers, *Mechanical Response of Composites*, Springer, 2008, pp. 293-313.
- [Mle99] B. Mlekusch, Thermoelastic properties of short-fibre-reinforced thermoplastics, *Composites Science and Technology*, 59, 1999, pp. 911-923.
- [Mon06] M. de Monte, E. Moosbrugger, K. Bolender, M. Quaresimin, Fatigue failure assessment of a short glass fibre reinforced polyamide 6.6 under multiaxial loading, *AIAS 35*, Italie, 2006.
- [Mon07] M. de Monte, Multiaxial fatigue behaviour of short fibre reinforced thermoplastics, thèse de doctorat, Università di Padova, Italie, 2007.
- [Mon86] F. Montheillet, F. Moussy, *Physique et mécanique de l'endommagement*, les éditions de physique, 1986.
- [Mor73] T. Mori, K. Tanaka, Average stress in matrix and average elastic energy of materials with misfitting inclusions, *Acta Metallurgica*, Vol. 21, 1973, pp. 571-574.
- [Mor84] T.A. Morelli, M.T. Takemori, Fatigue-crack advance mechanisms in polymers, *Journal of Materials Science*, 19, 1984, pp. 385-395.
- [Mou09] E. Mourglia, D. Long, L. Odoni, P. Sotta, C. Rochas, Physical mechanisms during fatigue testing of reinforced semi-crystalline polymers, *Proceedings DYFP 14*, 2009, pp. 312-324.
- [Nar90] I. Narisawa, M. Ishikawa, Crazing in Semicrystalline Thermoplastics, dans : H.H. Kausch, *Crazing in Polymers Vol. 2, Advances in Polymer Science Vol. 91/92*, Springer, 1990, pp. 353-390.

- [Neu03] J.M. Neumeister, L.N. Melin, A modified Iosipescu test for anisotropic composite panels, Proceedings 14th International Conference on Composite Materials, San Diego, Etats Unis, 2003.
- [Nis92] H. Nisitani, H. Noguchi, Y.-H. Kim, Evaluation of fatigue strength of plain and notched specimens of short carbon-fiber reinforced polyetheretherketone in comparison with polyetheretherketone, Engineering Fracture Mechanics, Vol. 43, No. 5, 1992, pp. 685-705.
- [Nod01] K. Noda, A. Takahara, T. Kajiya, Fatigue failure mechanisms of short glass-fiber reinforced nylon 66 based on nonlinear dynamic viscoelastic measurement, Polymer, 42, 2001, pp. 5803-5811.
- [Nou09] H. Nouri, Modélisation et identification de lois de comportement avec endommagement en fatigue polycyclique de matériaux composite à matrice thermoplastique, thèse de doctorat, ENSAM Metz, 2009.
- [Oka07] H. Oka, R. Narita, Y. Akiniwa, K. Tanaka, Effect of Mean Stress on Fatigue Strength of Short Glass Fiber Reinforced Polybutyleneterephthalate, Key Engineering Materials Vols. 340-341, 2007, pp. 537-542.
- [Owe78] M.J. Owen, J.R. Griffiths, Evaluation of biaxial stress failure surfaces for a glass fabric reinforced polyester resin under static and fatigue loading, Journal of Materials Science, 13, 1978, pp. 1521-1537.
- [Pal02] T. Palin-Luc, E. Sellier, F. D'Errico, M. Vanharen, Elastomer and resin replicas for SEM observation of metallic materials, Experimental Techniques, 26, 3, 2002, pp. 33.
- [Pav94] V. Pavšek, G.W. Ehrenstein, Ermüdungsrißausbreitung bei kurzglasfaserverstärkten Thermoplasten, Plaste und Kautschuk, 41, 1994, pp. 118-121.
- [Pet74] R.E. Peterson, Stress concentration factors, John Wiley & Sons, New York, 1974.
- [Pet97] H.E. Pettermann, H.J. Böhm, F.G. Rammerstorfer, Some direction-dependant properties of matrix-inclusion type composites with given reinforcement orientation distributions, Composites Part B, 28, 1997, pp. 253-265.

- [Phi99] T.P. Philippidis, A.P. Vassilopoulos, Fatigue Strength Prediction under Multiaxial Stress, *Journal of Composite Materials*, Vol. 33, No. 17, 1999, pp. 1578-1599.
- [Plu99] A. Plumtree, G.X. Cheng, A fatigue damage parameter for off-axis unidirectional fibre-reinforced composites, *International Journal of Fatigue* 21, 1999, pp. 849-856.
- [Qua09] M. Quaresimin, L. Susmel, R. Talreja, Fatigue behaviour and life assessment of composite laminates under multiaxial loadings, *International Journal of Fatigue*, doi:10.1016/j.ijfatigue.2009.02.012, 2009.
- [Rad02] D. Radaj, Ermüdungsfestigkeit, Grundlagen für Leichtbau, Maschinen- und Stahlbau, 2. édition, Springer, 2002.
- [Rei91] K.L. Reifsnider, Z. Gao, A micromechanics model for composites under fatigue loading, *International Journal of Fatigue*, 13, 2, 1991, pp. 149-156.
- [Ren07] R. Renz, Ortsaufgelöste Hysteresismessung mittels Laserextensometer, séminaire VDI, Optische Messverfahren zur Deformationsanalyse an Kunststoffteilen, Kaiserslautern, Allemagne, 2007.
- [Saw96] L.C. Sawyer, D.T. Grubb, *Polymer Microscopy*, 2. Edition, Chapman & Hall, 1996.
- [Sch02] W. Schijve, Common errors and honest material comparisons for long glass PP materials, 5th AVK-TV Conference Baden-Baden, 2002.
- [Sch65] W. Schütz, Über eine Beziehung zwischen der Lebensdauer bei konstanter und veränderlicher Beanspruchungsamplitude und ihre Anwendbarkeit auf die Bemessung von Flugzeugbauteilen, thèse de doctorat, TH München, Allemagne, 1965.
- [Sch84] J.M. Schultz, K. Friedrich, Effect of temperature and strain rate on the strength of a PET/glass fibre composite, *Journal of Materials Science*, 19, 1984, pp. 2246-2258.
- [Sed04] A. Sedrakian, Contribution à la modélisation du comportement en fatigue des pièces composites stratifiés, thèse de doctorat, ENSAM Paris, 2004.
- [Sho98] M.M. Shokrieh, L.B. Lessard, An Assessment of the Double-Notch Shear Test for Interlaminar Shear Characterization of a

- Unidirectional Graphite/Epoxy under Static and Fatigue Loading, *Applied Composite Materials*, 5, 1998, pp. 49-64.
- [Sim77] D.F. Sims, V.H. Brogdon, Fatigue Behavior of Composites Under Different Loading Modes, dans : K.L. Reifsnider, K.N. Lauritis, *Fatigue of Filamentary Composite Materials*, ASTM STP 636, 1977, pp. 198-205.
- [Smi70] R.N. Smith, P. Watson, T.H. Topper, A Stress-Strain Parameter for the Fatigue of Metals, *Journal of Materials*, 5, 4, 1970, pp. 767-778.
- [Smi89] E.W. Smith, K.J. Pascoe, Biaxial Fatigue of a Glass-Fibre Reinforced Composite. Part 1: Fatigue and Fracture Behaviour, dans: M.W. Brown, K.J. Miller, *Biaxial and Multiaxial Fatigue*, EGF 3, Mechanical Engineering, London, 1989, pp. 367-421.
- [Son08] C.M. Sonsino, E. Moosbrugger, Fatigue design of highly loaded short-glass-fibre reinforced polyamide parts in engine compartments, *International Journal of Fatigue*, 30, 2008, pp. 1279-1288.
- [Ste87] P.S. Steif, S.F. Hoysan, An energy method for calculating the stiffness of aligned short-fiber composites, *Mechanics of Materials*, 6, 1987, pp. 197-210.
- [Swa85] S.R. Swanson, M. Messick, G.R. Toombes, Comparison of torsion tube and Iosipescu in-plane shear test results for a carbon fibre-reinforced epoxy composite, *Composites*, Volume 16, No. 3, 1985, pp. 220-224.
- [Tak94] A. Takahara, T. Magome, T. Kajiyama, Effect of Glass Fiber-Matrix Polymer Interaction on Fatigue Characteristics of Short Glass Fiber-Reinforced Poly(butylene Terephthalate) Based on Dynamic Viscoelastic Measurement During the Fatigue Process, *Journal of Polymer Science: Part B*, Vol. 32, 1994, pp. 839-849.
- [Tao07] G. Tao, Z. Xia, Mean stress/strain effect on fatigue behavior of an epoxy resin, *International Journal of Fatigue*, 29, 2007, pp. 2180-2190.
- [Tao09] G. Tao, Z. Xia, Biaxial fatigue behaviour of an epoxy polymer with mean stress effect, *International Journal of Fatigue*, 31, 2009, pp. 678-685.

- [Tie02] W. Tiejun, K. Kishimoto, M. Notomi, Effect of triaxial stress constraint on the deformation and fracture of polymers, *Acta Mechanica Sinica*, Vol. 18, No. 5, 2002, pp. 480-492.
- [Tol92] S. Toll, C.-G. Aronsson, Notched strength of long- and short-fibre reinforced polyamide, *Composites Science and Technology*, 45, 1992, pp. 43-54.
- [Ton00] P.T. Ton That, K.E. Tanner, W. Bonfield, Fatigue characterization of a hydroxyapatite-reinforced polyethylene composite. II. Biaxial fatigue, *Journal of biomedical materials research*, Vol. 51, No. 3, 2000, pp. 461-468.
- [Tro96] J.-P. Trotignon, J. Verdu, A. Dobracginsky, M. Piperaud, *Matières Plastiques, Structures-Propriétés, Mise en œuvre, Normalisation*, Nathan, Paris, 1996.
- [Tsa71] S.W. Tsai, E.M. Wu, A general theory of Strength for Anisotropic Materials, *Journal of Composite Materials*, 5, 1971, pp. 58-80.
- [Tsa80] S.W. Tsai, H.T. Hahn, *Introduction to composite materials*, Technomic Publishing Company, 1980.
- [Tuc99] C.L. Tucker III, E. Liang, Stiffness predictions for short-fiber composites: Review and evaluation, *Composites Science and Technology*, 59, 1999, pp. 655-671.
- [Vos88] H. Voss, J. Karger-Kocsis, Fatigue crack propagation in glass-fibre and glass-sphere filled PBT composites, *International Journal of Fatigue*, No. 1, 1988, pp. 3-11.
- [Wäb97] R. Wäber, Zum Ermüdungsverlauf verstärkter Thermoplaste bei dynamischer Belastung, *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik*, 28, 1997, pp. 25-33.
- [Whi74] J.M. Whitney, R.J. Nuismer, Stress Fracture Criteria for Laminated Composites Containing Stress Concentrations, *Journal of Composite Materials*, Vol. 8, 1974, pp. 253-265.
- [Wyz91] M.G. Wyzgoski, G.E. Novak, Fatigue fracture of nylon polymers – Part II : Effect of glass-fibre reinforcement, *Journal of Materials Science*, 26, 1991, pp. 6314-6324.
- [Xia96] Z. Xia, D. Kujawski, F. Ellyin, Effect of mean stress and ratcheting strain on fatigue life of steel, *International Journal of Fatigue*, 18, 5, 1996, pp. 335-341.

- [Xia98] Z. Xia, F. Ellyin, Multiaxial fatigue of an alumina particle reinforced aluminum alloy, *International Journal of Fatigue*, 20, 1, 1998, pp. 51-56.
- [Xia99] X.R. Xiao, Modeling of Load Frequency Effect on Fatigue Life of Thermoplastic Composites, *Journal of composite materials*, 33, 12, 1999, pp. 1141-1158.
- [Zag01a] A. Zago, G.S. Springer, M. Quaresimin, Constant Amplitude Fatigue of Short Glass and Carbon Fiber Reinforced Thermoplastics, *Journal of Reinforced Plastics and Composites*, Vol. 20, No. 07, 2001, pp. 564-595.
- [Zag01b] A. Zago, G.S. Springer, M. Quaresimin, Fatigue Lives of Short Fiber Reinforced Thermoplastics Parts, *Journal of Reinforced Plastics and Composites*, Vol. 20, No. 07, 2001, pp. 606-620.

9 Liste des symboles et abréviations

Lettres latines

Symbole	Unité	Signification
a	-	Tenseur d'orientation de fibres
c	-	Taux
c_p	J/(kgK)	Capacité calorifique
d	-	Variable d'endommagement
e	mm	Epaisseur
f	-	Fréquence ; mesure scalaire d'orientation de fibres
k	MPa / -	Module de compressibilité tridimensionnelle ; Pente de la courbe SN
m	-	Pente
p	-	Vecteur unitaire d'orientation de fibre
r	mm	Radius
s_R^2	-	Ecart type empirique corrigé
t	s	Temps
A	-	Tenseur de localisation des déformations
B	-	Tenseur de localisation des contraintes
C	MPa	Tenseur de rigidité
D	mm	Diamètre de fibre
E	- / MPa	Tenseur d'Eshelby ; Module de Young
F	N	Charge
G	MPa	Module de cisaillement
H	W/(m ² K)	Coefficient de transfert de chaleur
I	-	Tenseur d'identité
I_1	MPa	Premier invariant du tenseur de contrainte
J_2	MPa	Deuxième invariant du déviateur du tenseur de contrainte
K	MPa	Module de compressibilité plane
K_t	-	Facteur de concentration de contrainte
L	mm	Longueur de fibre
M	-	Sensibilité à la contrainte moyenne
M_t	Nm	Moment de torsion
N	-	Nombre de cycles
P	-	Tenseur de Hill
R_m	MPa	Contrainte à rupture
S	MPa ⁻¹ / mm ²	Tenseur de souplesse ; section

Liste des symboles et abréviations

T	°C	Température
T_S	-	Mesure de dispersion de contrainte
T_N	-	Mesure de dispersion de durée de vie
V	mm ³	Volume
W	MPa	Densité d'énergie de déformation

Lettres grecques

Symbole	Unité	Signification
α	°	Angle d'orientation d'éprouvette
δ	-	Symbole de Kronecker
ε	-	Déformation
θ	°	1. angle d'orientation de fibre
ξ	MPa	Energie de déformation
ψ	-	Fonction de densité de probabilité
λ	-	Premier coefficient de Lamé
μ	-	Deuxième coefficient de Lamé
ν	-	Coefficient de Poisson
ρ	Kg/m ³	Masse volumique
σ	MPa	Contrainte normale
σ_f	MPa	Ordonnée à l'origine
τ	MPa	Contrainte tangentielle
ϕ	°	2. angle d'orientation de fibre
ω	-	Rapport de forme = Longueur/Diamètre

Liste des symboles et abréviations

Indices

Symbole	Signification
<i>0</i>	Etat initial, non endommagé
<i>1, 2, 3</i>	Repère orthonormé d'un pli unidirectionnel
<i>4</i>	Tenseur d'ordre quatre
<i>a</i>	Amplitude
<i>amb</i>	Ambiant
<i>d</i>	Déformation
<i>e</i>	Extérieur
<i>eq</i>	Equivalent
<i>f</i>	Fibres
<i>i</i>	Intérieur
<i>iso</i>	Isotrope
<i>m</i>	Matrice ; moyen
<i>min</i>	Minimal
<i>max</i>	Maximal
<i>n</i>	Nominal
<i>pc</i>	Point chaud
<i>princ</i>	Principal
<i>rup</i>	Rupture
<i>t</i>	Transformation
<i>A</i>	Appliqué
<i>Eshelby</i>	Grandeur basé sur l'approche d'Eshelby
<i>H</i>	Hydrostatique
<i>I</i>	Inclusion
<i>MT</i>	Grandeur basé sur l'approche de Mori et Tanaka
<i>VM</i>	Von Mises

Abréviations

Abréviation	Signification
<i>2D</i>	Bidimensionnel
<i>3D</i>	Tridimensionnel
<i>CF</i>	Fibre de carbone
<i>GF</i>	Fibre de verre
<i>MEB</i>	Microscopie électronique à balayage
<i>PA66</i>	Polyamide 6.6
<i>PBT</i>	Polybutylène Téréphtalate
<i>PEEK</i>	Polyétheréthercétone
<i>PET</i>	Polyéthylène Téréphtalate
<i>PP</i>	Polypropylène
<i>UD</i>	Unidirectionnel

10 Liste des figures

Figure 2-1 : Les phases de la mise en œuvre par le processus d'injection [Tro96].	6
Figure 2-2 : Mécanismes d'orientation des fibres [Klo87, Jan89].	7
Figure 2-3 : Module de Young a. longitudinal et b. transversal suivant l'épaisseur [Mle99].	8
Figure 2-4 : Paramètres qui influencent la tenue en fatigue.	9
Figure 2-5 : Tenue en fatigue en fonction de l'angle de prélèvement des éprouvettes dans les plaques. 0° = sens de l'écoulement [Ber07].	10
Figure 2-6 : Diagramme de Haigh pour un PA66 GF33 avec paraboles de Gerber [Mal04].	11
Figure 2-7 : Microcavité au bout d'une fibre parallèle au chargement PA6 GF30 [Hor97].	16
Figure 2-8 : a. Changement de mécanisme PBT [Mor84]. b. Microcraquelure PBT [Nar90].	18
Figure 2-9 : a. Champ de contrainte triaxiale induit par une entaille [Nar90]. b. Microcraquelures observées sur un PBT [Nar90].	18
Figure 2-10 : Surface de rupture pour un PA66 GF35 à $R=0$ et $N=10^6$ cycles [Mon06].	23
Figure 2-11 : Calcul des contraintes de rupture pour l'élément considéré [Fle09].	25
Figure 2-12 : Détermination de la contrainte de rupture pour le plan critique [Fle09].	25
Figure 3-1 : a. Plaque injectée. b. Epreuve tubulaire injectée.	31
Figure 3-2 : Epreuve haltère K_t 1 [Son08].	31
Figure 3-3 : Géométrie de l'épreuve tubulaire proposée par le LBF.	32
Figure 3-4 : Mini-épreuve à petit volume permettant le suivi de l'endommagement en surface par des répliques.	32
Figure 3-5 : Coupes polies de la microstructure de l'épreuve longitudinale. a. Tranche. Coupe dans le plan à une épaisseur de b. 100 μm . c. 750 μm . d. 1500 μm .	33
Figure 3-6 : Microstructure du tube. a. Orientation aléatoire. b. Orientation longitudinale.	33
Figure 3-7 : Comparaison des microstructures a. Microstructure de l'épreuve longitudinale. b. Microstructure du tube.	34
Figure 3-8 : Éléments de diagonale des tenseurs d'orientations simulés par Moldflow. a. Epreuve longitudinale. b. Tubes.	34
Figure 3-9 : Densité de probabilité a. de longueurs de fibres. b. de diamètres de fibres.	35
Figure 3-10 : Microstructure d'une pièce. a. Orientée. b. Orientée et désorientée. [Gar08]	36
Figure 3-11 : Essais statiques sur : a. éprouvettes haltères K_t 1. b. éprouvettes tubulaires.	37
Figure 3-12 : Essais statiques sur couches unidirectionnelles. a. Tracés contrainte/déformation. b. Détermination des coefficients de Poisson.	39
Figure 3-13 : Epreuve haltères en traction. a. Longitudinale. b. Transversale. c. Diagonale.	41
Figure 3-14 : Tube en a. Traction. b. Torsion. c. Traction/torsion =2/1.	42
Figure 4-1 : Montage d'essais. a. Traction à $R=-1$. b. Traction/torsion. c. Cisaillement pur.	46
Figure 4-2 : Impact de la fréquence sur la durée de vie des tubes en a. traction. b. torsion.	48
Figure 4-3 : Echauffement des éprouvettes tubulaires en c. traction. d. torsion.	49
Figure 4-4 : a. Echauffement des éprouvettes longitudinales b. Dispersion de l'échauffement.	49

Figure 4-5 : Courbes SN en traction à a. R=-1 et b. R=0,1.	51
Figure 4-6 : Eprouvette après essai en fatigue. a. longitudinale. b. diagonale. c. transversale.	52
Figure 4-7 : Courbes SN en traction, traction/torsion et torsion à a. R=-1 et b. R=0,1.	53
Figure 4-8 : Ruptures des éprouvettes tubulaires en traction, traction/torsion et torsion.	54
Figure 4-9 : a. Schéma de l'essai d'Iosipescu [Dan09]. b. Montage d'essai [Neu03].	55
Figure 4-10 : Influence de l'angle de l'ouverture 2θ pour α = a. 0° b. 90° c. 45° d. -45°.	57
Figure 4-11 : Calculs éléments finis pour les orientations de fibres : a. 0° b. 90° c. 45° d. -45°.	58
Figure 4-12 : Tracé des contraintes σ_{xx} , σ_{yy} , τ_{xy} . a. 45°. b. -45°.	59
Figure 4-13 : Essais statiques à 1mm/min.	60
Figure 4-14 : Essais de fatigue sur éprouvettes plates en cisaillement pur. a. R=-1. b. R=0,1.	61
Figure 4-15 : Zones de rupture pour R=-1 a. 0°. b. 90°. c. ±45°. d. ±45° à $\sigma_a=34,5\text{MPa}$.	62
Figure 4-16 : Zones de rupture pour R=0,1. a. 0°. b. 90°. c. +45° d. -45°.	63
Figure 4-17 : Critère de Tsai Hill pour a. R=-1 et b. R=0,1.	64
Figure 4-18 : Diagramme de Haigh pour une durée de vie de a. 10^6 cycles et b. 10^3 cycles.	66
Figure 4-19 : Sensibilité à la contrainte moyenne en fonction du rapport $\sigma_H / \sqrt{J_2}$. a. 10^6 cycles. b. 10^3 cycles.	67
Figure 4-20 : Influence de la contrainte moyenne intégrant les résultats de l'essai cisaillement pur. a. 10^6 cycles. b. 10^3 cycles.	68
Figure 5-1 : Courbes d'hystérésis à R=-1 pour éprouvettes a. longitudinales. b. transversales.	72
Figure 5-2 : Courbes d'hystérésis à R=0,1 pour éprouvettes a. longitudinales. b. transversales.	72
Figure 5-3 : Perte de raideur à R=0,1 pour les éprouvettes a. longitudinales. b. transversales.	73
Figure 5-4 : Amortissement à R=0,1 pour les éprouvettes a. longitudinales. b. transversales.	74
Figure 5-5 : Evolution de la déformation moyenne à R=0,1 a. longitudinales. b. transversales.	74
Figure 5-6 : a. Perte de raideur des tubes en torsion à R=0,1. b. Comportement mécanique et plage de contrainte maximale des essais de fatigue.	75
Figure 5-7 : a. Evolution de la température. b. Evolution de la déformation moyenne. c. Evolution de la raideur. d. Evolution de l'amortissement.	76
Figure 5-8 : Micro-entaille de 50*350 microns.	79
Figure 5-9 : Plan présentant les endroits de la rupture en fatigue et des cryofractures.	80
Figure 5-10 : Plan perpendiculaire au chargement. a. Endommagement du polymère. b. Référence.	81
Figure 5-11 : a. Endommagement sur PBT+PET GF30. b. Microcraquelures observées sur PET [Sch84].	81
Figure 5-12 : Endommagement sur une fibre orientée dans la direction de la charge.	82
Figure 5-13 : Fibre parallèle au chargement. a. Etat endommagé par la fatigue. b. Référence.	82
Figure 5-14 : Modèle éléments finis d'un assemblage de fibres longitudinales.	83
Figure 5-15 : Tracé de la contrainte de von Mises le long de la fibre.	84
Figure 5-16 : Tracé de la pression hydrostatique le long de la fibre.	84
Figure 5-17 : Echauffement de la surface lors d'un essai de fatigue en fonction des fractions de durées de vie.	86

Figure 5-18 : Répliques a. Face avant 0 cycles. b. Face droite 0 cycles. c. Face avant $1,3 \cdot 10^5$ cycles. d. Face droite $1,3 \cdot 10^5$ cycles.	87
Figure 5-19 : Macro-fissure observée à 135 400 cycles sur a. la face avant. b. la face droite.	88
Figure 5-20 : Rupture finale. Gauche : Face avant. Droite : Face droite.	88
Figure 5-21 : Face avant et droite avec en blanc : macro-fissure et en noir : microcraquelures	89
Figure 5-22 : a. Endommagement en pointe de fissure. b. Endommagement au raccordement de rayon opposé.	89
Figure 5-23 : Cheminement et évolution de longueur de fissure en fonction de la durée de vie.	90
Figure 5-24 : a. Phase de traction au moment de la contrainte maximale. b. Phase de décharge suivant au moment de la contrainte minimale.	91
Figure 5-25 : Faciès de rupture fragile à un grossissement de a. 200. b. 3000.	92
Figure 5-26 : Zone ductile de l'éprouvette longitudinale en traction monotone. a. x200. b. x3000. [Des09]	93
Figure 5-27 : Zone ductile de l'éprouvette transversale en traction monotone. a. x200. b. x3000. [Des09]	93
Figure 5-28 : Faciès de rupture en chargement monotone. a. Longitudinale. b. Transversale [Des09].	94
Figure 5-29 : Scénario de rupture d'un essai statique.	94
Figure 5-30 : a. Faciès d'une éprouvette micro-entaillée en monotone b. Scénario de rupture.	95
Figure 5-31 : Faciès de la mini-éprouvette longitudinale à $R=0,1$ confronté aux répliques.	96
Figure 5-32 : Zone C à un grossissement de a. 200. b. 3000.	96
Figure 5-33 : Faciès de rupture en fatigue de l'éprouvette a. longitudinale. b. transversale.	97
Figure 5-34 : Faciès de l'éprouvette longitudinale. a. Aspect fragile. b. Aspect ductile.	97
Figure 5-35 : Zone de microcraquelures sur éprouvette longitudinale. a. x200. b. x3000.	98
Figure 5-36 : Faciès sur l'éprouvette transversale. a. Aspect fragile. b. Aspect ductile.[Des09]	98
Figure 5-37 : Zone de microcraquelures à un grossissement de a. 200. b. 3000. [Des09]	99
Figure 5-38 : Scénario de la rupture finale en fatigue.	100
Figure 5-39 : Faciès de l'éprouvette tubulaire en torsion.	100
Figure 5-40 : Faciès du tube en torsion. a. Aspect fragile. b. Aspect ductile. [Des09]	101
Figure 5-41 : Zone C. a. Grossissement x200. b. Grossissement x3000. [Des09]	101
Figure 6-1 : Modèle de comportement incrémental et critère de fatigue.	106
Figure 6-2 : Méthodologie de calcul pour les critères de rupture.	107
Figure 6-3 : Schéma du calcul orthotrope.	107
Figure 6-4 : Tracés de contrainte à travers l'épaisseur selon l'homogénéisation.	108
Figure 6-5 : Critère de l'amplitude de la plus grande contrainte principale. a. $R=-1$. b. $R=0,1$.	110
Figure 6-6 : Précision du critère de l'amplitude de la contrainte principale. a. $R=-1$. b. $R=0,1$.	111
Figure 6-7 : Courbes SN en termes de la contrainte de von Mises. a. $R=-1$. b. $R=0,1$.	112
Figure 6-8 : Précision du critère de la contrainte de von Mises. a. $R=-1$. b. $R=0,1$.	113
Figure 6-9 : Paramètre f de la contrainte moyenne.	115
Figure 6-10 : a. Densité d'énergie de déformation à $R=-1$. b. Précision du modèle à $R=-1$.	116
Figure 6-11 : Densité d'énergie de déformation pour les longitudinales et les transversales.	117

Figure 6-12 : a. Densité d'énergie de déformation en utilisant le paramètre de Smith Watson Topper à R=0,1. b. Précision du modèle à R=0,1.	118
Figure 6-13 : a. Densité d'énergie de déformation à R=0,1 en utilisant le paramètre proposé par Kujawski [Kuj95]. b. Précision du modèle à R=0,1.	119
Figure 6-14 : a. Précision pour R=-1 et R=0,1 pour le PBT+PET GF30. a. Paramètre de Smith Watson Topper. b. Paramètre de Kujawski [Kuj95].	119
Figure 6-15 : Fréquence en fonction de l'erreur sur la durée de vie pour les deux rapports de charge (PBT+PET GF30). a. Smith Watson Topper. b. Kujawski.	120
Figure 6-16 : Critère énergétique appliqué au PA66 GF35 pour R=-1. a. Energies. b. Erreurs.	121
Figure 6-17 : Erreurs sur la durée de vie pour le PA66 GF35 à R=-1 et R=0,1. a. Smith Watson Topper. b. Kujawski.	121
Figure 6-18 : Fréquence en fonction de l'erreur sur la durée de vie pour les deux rapports de charge (PA66 GF35). a. Smith Watson Topper. b. Kujawski.	122
Figure 6-19 : Modules simulés pour différentes microstructures (PBT+PET GF30). a. Module de Young b. Module de cisaillement.	127
Figure 6-20 : Contrainte de von Mises dans la matrice pour différentes microstructures (PBT+PET GF30). a. Traction. b. Cisaillement.	128
Figure 6-21 : Contrainte hydrostatique dans la matrice pour différentes microstructures (PBT+PET GF30). a. Traction. b. Cisaillement.	129
Figure 6-22 : Contrainte de von Mises dans les fibres (PBT+PET GF30). a. Traction. b. Cisaillement.	130
Figure 6-23 : Contrainte hydrostatique dans les fibres (PBT+PET GF30). a. Traction. b. Cisaillement.	131
Figure 6-24 : Critère de Sines à l'échelle microscopique. a. N=10 ⁶ cycles. b. N=10 ³ cycles.	133
Figure 6-25 : Critère de Crossland à l'échelle microscopique. a. N=10 ⁶ cycles. b. 10 ³ cycles.	134
Figure 6-26 : Erreurs sur la durée de vie (PBT+PET GF30). a. Sines. b. Crossland.	134
Figure 6-27 : a. Critère de Sines intégrant le terme $C\sqrt{J_{2,a,fib}}$ pour N=10 ⁶ cycles. b. Erreurs sur la durée de vie (PBT+PET GF30).	135
Figure 6-28 : Critère de Sines avec les termes $C\sqrt{J_{2,a,fib}}$ et $D\sqrt{J_{2,moy,mat}}$. a. 10 ⁶ cycles. b. 10 ³ cycles.	136
Figure 6-29 : Erreurs pour le critère de Sines avec $C\sqrt{J_{2,a,fib}}$ et $D\sqrt{J_{2,moy,mat}}$ (PBT+PET GF30).	137
Figure 6-30 : Erreurs sur la durée de vie a pour le PBT+PET GF30. a. Identification complète. b. Identification sur tubes.	138
Figure 6-31 : Fréquences d'erreurs en fonction de l'erreur pour le PBT+PET GF30. a. Identification complète. b. Identification sur tubes.	138
Figure 6-32 : Erreurs sur la durée de vie pour le PA66 GF35. a. Identification complète. b. Identification sur tubes.	139
Figure 6-33 : Fréquences d'erreurs en fonction de l'erreur pour le PA66 GF35. a. Identification complète. b. Identification sur tubes.	139
Figure 6-34 : Surface de rupture. a. PBT+PET GF30. b. PA66 GF35.	140
Figure 6-35 : Erreurs pour le PBT+PET GF30 sur le critère a. énergétique Kujawski. b. micromécanique identifié sur tubes.	142
Figure 6-36 : Erreurs pour PA66 GF35 sur le critère a. énergétique Kujawski. b. micromécanique identifié sur tubes.	142

Figure 6-37 : Méthodologie de calcul pour les critères de rupture sur pièce réelle.	145
Figure 6-38 : Chaîne de calcul simulation d'écoulement, homogénéisation, calcul MEF.	146
Figure A-1 : Définition du vecteur d'orientation $\vec{p}$ [Adv87].	173
Figure C-1 : Essais monotones a. en traction sur éprouvette K _t 1. b. en torsion sur tube.	183
Figure C-2 : Essais monotones en traction sur éprouvette tubulaire.	184
Figure C-3 : Tenseurs d'orientation pour a. Eprouvette longitudinale. b. Eprouvette tubulaire.	185
Figure C-4 : Courbes SN en traction sur PA66 GF35. a. R=-1. b. R=0,1.	187
Figure C-5 : Courbes SN en traction, traction/torsion et torsion. a. R=-1. b. R=0,1.	188
Figure C-6 : Diagrammes de Haigh pour le PA66 GF35. a. 10 ⁶ cycles. b. 10 ³ cycles.	189
Figure C-7 : Ruptures en fatigue pour différents chargements à R=-1 et R=0,1.	190
Figure D-1 : Plans des éprouvettes de cisaillement pur. a. 0°. b. 90°. c. 45°.	192
Figure D-2 : Influence de la largeur sur le tracé de contrainte. a. 0°. b. 90°.	192
Figure D-3 : Influence de la largeur sur le tracé de contrainte. a. 45°. b. -45°.	193

11 Liste des tableaux

Tableau 3-1 : Résultats des essais statiques.	39
Tableau 3-2 : Erreurs du modèle éléments finis.	40
Tableau 3-3 : Composantes de la matrice des facteurs de concentration de contrainte.	43
Tableau 4-1 : Paramètres des courbes SN en traction.	52
Tableau 4-2 : Paramètres des courbes SN en traction, traction/torsion et torsion.	54
Tableau 4-3 : Composantes de la matrice des facteurs de surélévation de contrainte.	60
Tableau 4-4 : Résultats des essais statiques.	61
Tableau 4-5 : Résultats des essais de fatigue en cisaillement pur.	62
Tableau 4-6 : Sensibilités à la contrainte moyenne pour 10^3 et 10^6 cycles en traction, torsion.	66
Tableau 4-7 : Sensibilités à la contrainte moyenne pour 10^3 et 10^6 cycles en cisaillement pur.	68
Tableau 6-1 : Paramètres du modèle micromécanique selon l'équation (6-32).	137
Tableau B-1 : Paramètres retenus pour l'homogénéisation du PBT+PET GF30.	182
Tableau B-2 : Erreurs commises sur les modules expérimentaux PBT+PET GF30.	182
Tableau C-1 : Résultats des essais monotones.	184
Tableau C-2 : Paramètres retenus pour l'homogénéisation Mori Tanaka du PA66 GF35.	186
Tableau C-3 : Erreurs commises sur les modules par l'homogénéisation, PA66 GF35.	186
Tableau C-4 : Résultats sur PA66 GF35 en traction.	187
Tableau C-5 : Résultats sur PA66 GF35 en traction, traction/torsion et torsion.	188
Tableau C-6 : Sensibilité à la contrainte moyenne pour le PA66 GF35.	189

Annexe A Tenseur d'orientation des fibres

L'orientation d'une fibre est décrite soit par deux angles θ et ϕ soit par le vecteur unitaire $\vec{p}$ selon les équations (A-1)-(A-3).

$$p_1 = \sin \theta \cdot \cos \phi \quad (\text{A-1})$$

$$p_2 = \sin \theta \cdot \sin \phi \quad (\text{A-2})$$

$$p_3 = \cos \theta \quad (\text{A-3})$$

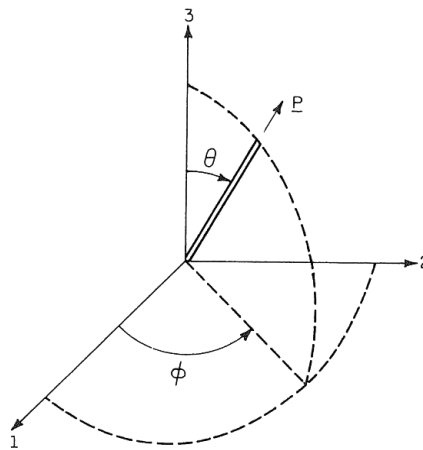


Figure A-1 : Définition du vecteur d'orientation $\vec{p}$ [Adv87].

L'état d'orientation des fibres d'un point donné dans l'espace est décrit par une fonction de densité de probabilité $\psi(\theta, \phi)$. Cette fonction est définie de manière que la probabilité de trouver une fibre dans l'intervalle $\theta_1 \leq \theta \leq \theta_1 + d\theta$ et $\phi_1 \leq \phi \leq \phi_1 + d\phi$ s'écrit :

$$P(\theta_1 \leq \theta \leq \theta_1 + d\theta, \phi_1 \leq \phi \leq \phi_1 + d\phi) = \psi(\theta_1, \phi_1) \sin \theta_1 d\theta d\phi \quad (\text{A-4})$$

La densité de probabilité est également décrite en fonction du vecteur unitaire $\psi(\vec{p})$. La fonction doit satisfaire aux conditions physiques suivantes. Premièrement, la fonction doit être périodique en sorte qu'une fibre orientée à un angle de (θ, ϕ) soit distinguée d'une fibre orientée à un angle de $\psi(\pi - \theta, \phi + \pi)$, équation (A-5) et (A-6).

$$\psi(\theta, \phi) = \psi(\pi - \theta, \phi + \pi) \quad (\text{A-5})$$

$$\psi(\vec{p}) = \psi(-\vec{p}) \quad (\text{A-6})$$

Deuxièmement, la fonction de densité doit être normalisée, équation (A-7).

$$\int_{\theta=0}^{\pi} \int_{\phi=0}^{2\pi} \psi(\theta, \phi) \sin \theta d\theta d\phi = \oint \psi(\bar{p}) d\bar{p} = 1 \quad (\text{A-7})$$

Dans le but de rendre les simulations numériques de l'état d'orientation plus efficaces, l'état d'orientation de fibres peut être exprimé par une écriture tensorielle, équation (A-8) et (A-9). Cela permet également de transformer le tenseur d'un repère à un autre et de calculer les valeurs propres d'orientation.

$$a_{ij} = \oint p_i p_j \psi(\bar{p}) d\bar{p} \quad (\text{A-8})$$

$$a_{ijkl} = \oint p_i p_j p_k p_l \psi(\bar{p}) d\bar{p} \quad (\text{A-9})$$

Les produits tensoriels du vecteur $\bar{p}$ définissent les tenseurs d'orientation des fibres. Le tenseur d'orientation d'ordre 2 a_{ij} décrit assez bien l'état d'orientation de fibres tandis que le tenseur d'ordre 4 a_{ijkl} porte la solution exacte. Dans le souci de réduire le temps de calcul, les logiciels de simulation d'orientation de fibres emploient le tenseur a_{ij} . Cependant, les outils de simulation du comportement évaluent le tenseur de rigidité d'ordre 4 à l'aide du tenseur d'orientation d'ordre 4. C'est pour cette raison que des approximations dites de fermeture sont proposées dans la littérature afin de construire le tenseur a_{ijkl} à partir du tenseur a_{ij} [Adv90, Dra07, Jac07]. Alors que l'approximation linéaire, équation (A-10), est exacte pour un matériau isotrope, l'approximation quadratique, équation (A-11), fournit des résultats exacts pour une orientation unidirectionnelle. Puisque les orientations rencontrées sur éprouvettes et pièces ne sont pas unidirectionnelles ni isotropes, Advani et Tucker proposent une approximation hybride qui pondère l'approximation linéaire et quadratique par un scalaire f qui dépend de l'orientation de fibres, équation (A-12) [Adv90]. Ce scalaire devient $f=1$ pour une orientation unidirectionnelle et $f=0$ pour une orientation aléatoire. D'autres approximations plus sophistiquées sont décrites par [Dra07, Dog06, Jac07] mais n'apportent pas toujours une amélioration vis-à-vis des résultats expérimentaux [Dra07]. L'approximation hybride est la plus utilisée dans les logiciels de simulations.

$$\begin{aligned} \hat{a}_{ijkl} = & -\frac{1}{35}(\delta_{ij}\delta_{kl} + \delta_{ik}\delta_{jl} + \delta_{il}\delta_{jk}) + \dots \\ & \dots \frac{1}{7}(a_{ij}\delta_{kl} + a_{ik}\delta_{jl} + a_{il}\delta_{jk} + a_{kl}\delta_{ij} + a_{jl}\delta_{ik} + a_{jk}\delta_{il}) \end{aligned} \quad (\text{A-10})$$

$$\tilde{a}_{ijkl} = a_{ij}a_{kl} \quad (\text{A-11})$$

$$a_{ijkl} = (i - f)\hat{a}_{ijkl} + f\tilde{a}_{ijkl} \quad \text{avec } f = 1 - 27 \det a_{ij} \quad (\text{A-12})$$

L'analyse d'images sur des coupes surfaciques permet de construire le tenseur d'orientation a_{ijkl} [Hin95, Ebe01, Jun01]. Cependant, le tenseur n'est obtenu qu'à l'endroit de mesure. Lorsqu'on veut déterminer le tenseur d'orientation d'une pièce complète, il faut faire appel aux outils de simulation. De plus, l'orientation des fibres est ainsi connue avant la conception et production du moule. La plupart des logiciels sont basés sur le modèle de Folgar et Tucker

[Fol84]. Le champ de vitesse est pris en compte et un coefficient empirique est introduit pour la prise en compte des interactions de fibres. Les résultats de la simulation sont qualitativement bons mais présentent des aberrations vis-à-vis au tenseur exact pour des écoulements bidimensionnels [Mon07, Bub00, Mil08]. Toutefois, la précision diminue aux endroits d'écoulements tridimensionnels du fait que le calcul ne considère que des écoulements 2D [Bub00].

Annexe B Démarche de Mori Tanaka

Les outils permettant d'homogénéiser un composite renforcé par des fibres sont présentés. En commençant par l'homogénéisation d'une orientation unidirectionnelle en chapitre B1, l'intégration du tenseur d'orientation dans le schéma Mori Tanaka est abordée en chapitre B2 pour la prise en compte des orientations aléatoires. Le tenseur de Hill, nécessaire pour les calculs présentés, est documenté en chapitre B3. Enfin, les paramètres retenus pour l'homogénéisation du PBT+PET GF30 sont documentés en chapitre B4.

B1. Orientation unidirectionnelle

Dans la suite, le problème homogène et inhomogène d'Eshelby sont présentés qui permettent l'homogénéisation des matériaux chargés par des inclusions ellipsoïdales à faible taux. L'approximation de Mori et Tanaka est introduite permettant la prise en compte des taux d'inclusions plus importants.

Le comportement élastique anisotrope du thermoplastique renforcé est simulé par de nombreuses techniques. Une comparaison des principaux modèles, le modèle de Cox [Cox52], les équations semi-empiriques de Halpin-Tsai [Hal69], l'estimation auto-cohérente [Hil65] et l'estimation de Mori et Tanaka [Mor73] sont comparés par rapport à des modèles éléments finis avec comme résultat que l'approche Mori Tanaka est la plus efficace. Cependant, la précision diminue avec l'augmentation du taux de fibres et augmente avec le ratio longueur/diamètre [Hin02, Tuc99].

Les moyennes volumiques des tenseurs de contrainte et de déformation, $\bar{\sigma}$ et $\bar{\epsilon}$, sont obtenues à partir des moyennes sur les volumes de matrice $\bar{\sigma}_m$, $\bar{\epsilon}_m$ et de fibres $\bar{\sigma}_f$, $\bar{\epsilon}_f$ selon Hill [Hil63] :

$$\bar{\sigma} = c_m \bar{\sigma}_m + c_f \bar{\sigma}_f \text{ et } \bar{\epsilon} = c_m \bar{\epsilon}_m + c_f \bar{\epsilon}_f \quad (B-1)$$

où c_m et c_f sont les fractions volumiques de la matrice et des fibres.

Les tenseurs de localisation des déformations $\mathbf{A}$ et des contraintes $\mathbf{B}$ sont définis par :

$$\bar{\epsilon}_f = \mathbf{A} : \bar{\epsilon} \text{ et } \bar{\sigma}_f = \mathbf{B} : \bar{\sigma} \quad (B-2)$$

Les relations entre le tenseur de contrainte et le tenseur de déformation sont définies par les équations (B-3) - (B-5) respectivement pour le composite, la matrice et les fibres.

$$\bar{\sigma} = \mathbf{C} : \bar{\epsilon} \text{ et } \bar{\epsilon} = \mathbf{S} : \bar{\sigma} \quad (B-3)$$

$$\bar{\sigma}_m = \mathbf{C}_m : \bar{\epsilon}_m \text{ et } \bar{\epsilon}_m = \mathbf{S}_m : \bar{\sigma}_m \quad (B-4)$$

$$\bar{\sigma}_f = C_f : \bar{\epsilon}_f \text{ et } \bar{\epsilon}_f = S_f : \bar{\sigma}_f \quad (B-5)$$

où C et S , C_m et S_m , C_f et S_f désignent les tenseurs d'ordre 4 de rigidité et de souplesse respectivement homogénéisés, de la matrice, des fibres.

En tenant compte des relations précédentes, les tenseurs de rigidité et de souplesse homogénéisés sont calculés par :

$$C = C_m + c_f ((C_f - C_m) : A) \quad (B-6)$$

$$S = S_m + c_f ((S_f - S_m) : B) \quad (B-7)$$

En connaissant le tenseur de localisation des contraintes ou des déformations, le comportement homogénéisé est complètement déterminé.

Le problème homogène d'Eshelby consiste à insérer une inclusion ellipsoïdale dans un milieu de grande extension de même comportement. L'inclusion subit une transformation ϵ_I liée par exemple à une dilatation thermique. La présence du milieu autour de l'inclusion empêche cette dernière de se déformer librement et la déformation ϵ_I en résulte. Au travers de ce problème, Eshelby montre que le champ de déformation dans l'inclusion ϵ_I est homogène et que la déformation ϵ_I , influencée par le milieu environnant, est proportionnelle à la déformation de transformation libre ϵ_t . On a [Esh57] :

$$\epsilon_I = E : \epsilon_t \quad (B-8)$$

où E est le tenseur d'Eshelby, fonction de l'orientation, du rapport longueur/diamètre de l'inclusion et du tenseur de rigidité de la matrice.

Ensuite, Eshelby montre l'équivalence du problème homogène et d'un problème inhomogène dans lequel une inclusion de module différent est noyée dans un milieu de grande extension soumis à une déformation ϵ_A à l'infini. Cela permet d'utiliser l'équation (B-8). La déformation ϵ_A est choisie de sorte que la contrainte dans l'inclusion des deux problèmes soit égale. Le tenseur de localisation découle de cette équivalence de contrainte, de l'équation (B-8) et du fait que la déformation moyenne $\bar{\epsilon}$ pour une seule fibre dans un milieu de grande extension est égale à la déformation appliquée à l'infini ϵ_A , soit :

$$\bar{\epsilon}_f = A_{\text{Eshelby}} : \bar{\epsilon} = A_{\text{Eshelby}} : \bar{\epsilon}_A \quad (B-9)$$

$$A_{\text{Eshelby}} = [I_4 + E : S_m : (C_f - C_m)]^{-1} \quad (B-10)$$

où I_4 est le tenseur d'identité d'ordre 4. Le produit tensoriel doublement contracté $E : S_m$ représente le tenseur de Hill qui est documenté dans l'Annexe B3.

L'approche de Mori et Tanaka permet d'estimer le comportement lorsque plusieurs fibres sont introduites dans la matrice. La présence de plusieurs fibres perturbe le champ de déformation et le tenseur de localisation présenté ci-dessus n'est plus valable. Benveniste [Ben87] interprète l'estimation de Mori et Tanaka en supposant que l'introduction d'une fibre dans une matri-

ce déformée (par la présence des autres fibres) induit une déformation moyenne dans l'inclusion définie par le produit du tenseur de localisation et de la déformation moyenne de la matrice, soit :

$$\bar{\epsilon}_f = \mathbf{A} : \bar{\epsilon} = \mathbf{A} : \bar{\epsilon}_m \quad (\text{B-11})$$

De ce fait, le tenseur de localisation d'Eshelby décrit le lien entre la déformation moyenne des fibres et la déformation moyenne de la matrice :

$$\bar{\epsilon}_f = \mathbf{A}_{\text{Eshelby}} : \bar{\epsilon}_m \quad (\text{B-12})$$

Le tenseur de localisation des déformations, selon Mori et Tanaka s'écrit alors sous la forme suivante :

$$\mathbf{A}_{\text{MT}} = \frac{\bar{\epsilon}_f}{\bar{\epsilon}} = \mathbf{A}_{\text{Eshelby}} : \left[c_m \mathbf{I}_4 + c_f \mathbf{A}_{\text{Eshelby}} \right]^{-1} \quad (\text{B-13})$$

En réalité, les inclusions sont de forme cylindrique et non pas de forme ellipsoïdale. Toutefois, Steif et Hoysan développent un outil de calcul sophistiqué aux éléments finis et montrent que l'approximation des cylindres par des ellipses donne des résultats acceptables [Ste87]. En outre, le tenseur d'Eshelby ayant besoin de la longueur de fibres, Hine et al. démontrent que l'homogénéisation avec la longueur moyenne de fibres est équivalente à celle avec la distribution de longueurs de fibres [Hin02].

B2. Orientation aléatoire

Car l'état d'orientation rencontré sur pièces et éprouvettes n'est pas unidirectionnel, les modules homogénéisés sont calculés en prenant en compte le tenseur d'orientation $\mathbf{a}$.

Afin d'estimer le tenseur de rigidité d'un composite ayant l'état d'orientation défini par a_{ijkl} , nous moyennons le tenseur de rigidité ou de souplesse sur l'ensemble des orientations [Adv87] selon les équations (B-14) et (B-15) où $\mathbf{D}$ est à remplacer par le tenseur de rigidité $\mathbf{C}$ ou le tenseur de souplesse $\mathbf{S}$. La moyenne des tenseurs de rigidité donne des estimations plus proches aux essais mécaniques [Mle99, Dra07].

$$\bar{\mathbf{D}} = \oint \mathbf{D}(\mathbf{p}) \psi(\mathbf{p}) d\mathbf{p} \quad (\text{B-14})$$

$$\begin{aligned} \bar{D}_{ijkl} = & K_1 a_{ijkl} + K_2 (a_{ij} \delta_{kl} + a_{kl} \delta_{ij}) + K_3 (a_{ik} \delta_{jl} + a_{il} \delta_{jk} + a_{jl} \delta_{ik} + a_{jk} \delta_{il}) + \dots \\ & \dots K_4 (\delta_{ij} \delta_{kl}) + K_5 (\delta_{ik} \delta_{jl} + \delta_{il} \delta_{jk}) \end{aligned} \quad (\text{B-15})$$

où K_i sont des combinaisons linéaires des coefficients des tenseurs de rigidité ou de souplesse données par les équations (B-16) - (B-20).

$$K_1 = D_{1111} - 2D_{1122} + D_{2233} - 4D_{1212} + 2D_{2323} \quad (\text{B-16})$$

$$K_2 = D_{1122} - D_{2233} \quad (\text{B-17})$$

$$K_3 = D_{1212} - D_{2323} \quad (B-18)$$

$$K_4 = D_{2233} \quad (B-19)$$

$$K_5 = D_{2323} \quad (B-20)$$

Moldflow partitionne l'épaisseur dans des couches distinctes et fournit le tenseur au niveau des parois de ces couches. Après avoir moyenné le tenseur de rigidité ou de souplesse, le tenseur homogénéisé pour l'ensemble des couches est obtenu en connaissant les épaisseurs des couches et en utilisant la théorie classique des stratifiés selon laquelle les composantes du tenseur de rigidité du stratifié valent les moyennes arithmétiques de celles du tenseur de rigidité des couches séparées [Tsa80].

Une autre approche prévoit de moyenner le tenseur de localisation d'Eshelby sur les orientations. Cela permet non seulement de récupérer le tenseur de rigidité mais aussi d'accéder le tenseur de localisation moyenné afin de calculer les contraintes moyennées dans la matrice et les fibres [Mae87, Mle99, Pet97].

La moyenne du tenseur de localisation, équation (B-21), est calculée avec les formules proposées par Mlekusch, équation (B-22) - (B-28) [Mle99]. Ces formules sont une extension des équations (B-15) - (B-20) au cas d'un tenseur asymétrique.

$$\bar{\mathbf{A}}_{\text{Eshelby}} = \oint \mathbf{A}_{\text{eshelby}}(\mathbf{p}) \psi(\mathbf{p}) d\mathbf{p} \quad (B-21)$$

$$\begin{aligned} \bar{\mathbf{A}}_{\text{Eshelby}} = & K_1 a_{ijkl} + K_2 (a_{ij} \delta_{kl} + a_{kl} \delta_{ij}) + K_3 (a_{ik} \delta_{jl} + a_{il} \delta_{jk} + a_{jl} \delta_{ik} + a_{jk} \delta_{il}) + \dots \\ & \dots K_4 (\delta_{ij} \delta_{kl}) + K_5 (\delta_{ik} \delta_{jl} + \delta_{il} \delta_{jk}) + K_6 (a_{ij} \delta_{kl} - a_{kl} \delta_{ij}) \end{aligned} \quad (B-22)$$

$$K_1 = A_{1111} - A_{1122} - A_{2211} + A_{2233} - 4A_{1212} + 2A_{2323} \quad (B-23)$$

$$K_2 = 0,5(A_{1122} + A_{2211}) - A_{2233} \quad (B-24)$$

$$K_3 = A_{1212} - A_{2323} \quad (B-25)$$

$$K_4 = A_{2233} \quad (B-26)$$

$$K_5 = A_{2323} \quad (B-27)$$

$$K_6 = 0,5(A_{1122} - A_{2211}) \quad (B-28)$$

B3. Le tenseur de Hill

Le tenseur de Hill pour une inclusion ellipsoïdale de longueur L et de diamètre D dans un milieu infini isotrope est documenté dans la suite [Gil01].

Le tenseur de Hill est lié avec le tenseur d'Eshelby par l'équation (B-29) et est décrit par les équations (B-30) - (B-44).

$$\mathbf{P} = \mathbf{E} : \mathbf{S} \quad (\text{B-29})$$

$$\begin{aligned} \mathbf{P}(\omega) = & \alpha_p \mathbf{J}_T + \frac{1}{2\mu'_p} \mathbf{K}_T + \frac{1}{2\mu'_p} \mathbf{K}_L + \dots \\ & \dots \gamma_p (\mathbf{i}_T \otimes \mathbf{n} \otimes \mathbf{n} + \mathbf{n} \otimes \mathbf{n} \otimes \mathbf{i}_T) + \beta_p \mathbf{n} \otimes \mathbf{n} \otimes \mathbf{n} \otimes \mathbf{n} \end{aligned} \quad (\text{B-30})$$

Avec :

$$\mathbf{J}_T = \frac{1}{2} \mathbf{i}_T \otimes \mathbf{i}_T \quad (\text{B-31})$$

$$\mathbf{K}_T = \mathbf{I}_T - \frac{1}{2} \mathbf{i}_T \otimes \mathbf{i}_T \quad (\text{B-32})$$

$$\mathbf{K}_L = 2[\mathbf{n} \otimes \mathbf{i}_T \otimes \mathbf{n}]^{(s)} \quad (\text{B-33})$$

$$\mathbf{i}_T = \mathbf{i} - \mathbf{n} \otimes \mathbf{n} \quad (\text{B-34})$$

$$\mathbf{I}_T = \mathbf{I} + \mathbf{n} \otimes \mathbf{n} \otimes \mathbf{n} \otimes \mathbf{n} - 2[\mathbf{n} \otimes \mathbf{i} \otimes \mathbf{n}]^{(s)} \quad (\text{B-35})$$

$$\alpha_p = \frac{K[2\omega^2 - h(\omega)(2\omega^2 + 1)] + 2\mu h(\omega)(\omega^2 - 1)}{4\mu(K + \mu)(\omega^2 - 1)} \quad (\text{B-36})$$

$$\frac{1}{2\mu'_p} = \frac{K[2\omega^2 - 3h(\omega)] + 4\mu h(\omega)(\omega^2 - 1)}{8\mu(K + \mu)(\omega^2 - 1)} \quad (\text{B-37})$$

$$\frac{1}{2\mu'_p} = \frac{K[3h(\omega) - 2](\omega^2 + 1) + \mu[2 - h(\omega)](\omega^2 - 1)}{4\mu(K + \mu)(\omega^2 - 1)} \quad (\text{B-38})$$

$$\gamma_p = K \frac{h(\omega)(2\omega^2 + 1) - 2\omega^2}{4\mu(K + \mu)(\omega^2 - 1)} \quad (\text{B-39})$$

$$\beta_p = \frac{K[2\omega^2 - 2h(\omega)\omega^2 - h(\omega)] + 2\mu[1 - h(\omega)](\omega^2 - 1)}{2\mu(K + \mu)(\omega^2 - 1)} \quad (\text{B-40})$$

$$h(\omega) = \frac{\omega}{(\omega^2 - 1)^{3/2}} \left[\omega \sqrt{\omega^2 - 1} - a \cosh(\omega) \right] \text{ pour } \omega > 1 \quad (\text{B-41})$$

où $\mathbf{A}^{(s)}$ désigne une double symétrisation du tenseur d'ordre 4 A_{ijkl} selon :

$$A_{ijkl}^{(s)} = (A_{ijkl} + A_{jikl} + A_{ijlk} + A_{jilk}) / 4 \quad (\text{B-42})$$

L'orientation de fibres est décrite par le vecteur unitaire $\mathbf{n}$ et le rapport longueur/diamètre par le scalaire ω .

Le comportement de la matrice est pris en compte à travers le module de compressibilité K plane, équation (B-43) qui est fonction du module de compressibilité tridimensionnelle k , équation (B-44).

$$K = k + \frac{\mu}{3} \quad (B-43)$$

$$k = \lambda + \frac{2}{3}\mu \quad (B-44)$$

où λ et μ désignent le premier et le deuxième coefficient de Lamé respectivement.

Enfin, le tenseur de rigidité isotrope est composé de ces deux coefficients selon l'équation (B-45).

$$C_{ijkl} = \lambda \delta_{ij} \delta_{kl} + \mu (\delta_{ik} \delta_{jl} + \delta_{il} \delta_{jk}) \quad (B-45)$$

B4. Paramètres retenus pour l'homogénéisation

L'homogénéisation est effectuée par les approches décrites dans les sections précédentes. Pour le PBT+PET GF30, l'orientation des fibres est prise en compte à travers le tenseur d'orientation d'ordre 2 obtenu par une simulation Moldflow dans la section utile des éprouvettes, chapitre 3.3. Ensuite, le tenseur d'orientation d'ordre 4 est évalué à partir du tenseur d'orientation d'ordre 2 et par l'approximation hybride, équations (A-10) - (A-12). Afin de simuler le tenseur de rigidité par une approche simple, le tenseur de rigidité est moyenné par les formules d'Advani et Tucker, équations (B-14) - (B-20). Cette approche apporte de bonnes approximations de module et est pour cela souvent utilisée [Mle99, Dra07]. L'autre approche à laquelle nous faisons appel est de moyenner le tenseur de localisation sur le tenseur d'orientation. Les équations (B-21) - (B-28) sont utilisées à cette fin. Ainsi, les contraintes moyennées dans la matrice et dans les fibres peuvent être simulées.

Les paramètres pour ces calculs sont les propriétés isotropes des deux phases fibres et matrice, le rapport de forme et le rapport longueur/diamètre ω . Les propriétés des fibres sont des valeurs standards pour une fibre de verre E. En méconnaissance du module de la matrice, celui est déterminé de manière inverse en minimisant les erreurs sur les éprouvettes plates à 0° , 45° et 90° en traction. Cette approche est simple et peut être utilisée dans un contexte industriel dans lequel on souhaite utiliser l'approche de Mori Tanaka. Le rapport de forme et le taux de fibres sont déterminés expérimentalement, cf. chapitre 3.3. Le Tableau B-1 résume les paramètres retenus.

Tableau B-1 : Paramètres retenus pour l'homogénéisation du PBT+PET GF30.

Moyenne	E_{fib} [MPa]	ν_{fib} [-]	E_{mat} [MPa]	ν_{mat} [-]	$\omega=L/D$ [-]	c_f [-]
Tenseur de rigidité	72000	0,22	4000	0,35	23	0,175
Tenseur de localisation	72000	0,22	3900	0,35	23	0,175

Les erreurs commises sur les modules expérimentalement déterminées en chapitre 3.4.1 (plaques, tubes) et en chapitre 4.2.3 (cisaillement pur) sont présentées dans le Tableau B-2. On constate d'abord que les erreurs des deux approches sont très similaires. Puis, les erreurs sur les modules des trois éprouvettes plates sont peu élevées d'un maximum de 6 pour cents. Les erreurs sur les tubes sont plus élevées. Enfin, les essais de cisaillement pur sur éprouvette plate sont très bien décrits pour toutes les orientations.

Tableau B-2 : Erreurs commises sur les modules expérimentaux PBT+PET GF30.

Eprouvette	Orientation [°]	Propriété	Erreur	Erreur
			Mori Tanaka A [%]	Mori Tanaka B [%]
Haltère	0	E	-3,3	-3,3
Haltère	45	E	-4,5	-5,8
Haltère	90	E	4,9	5,6
Tube traction	0	E	6,2	7,8
Tube torsion	0	G	9,6	7,1
Iosipescu	0	G	-3,6	-5,6
Iosipescu	45	G	-2,7	-2,7
Iosipescu	90	G	-3,2	-5,3
Iosipescu	-45	G	-2,0	-1,9

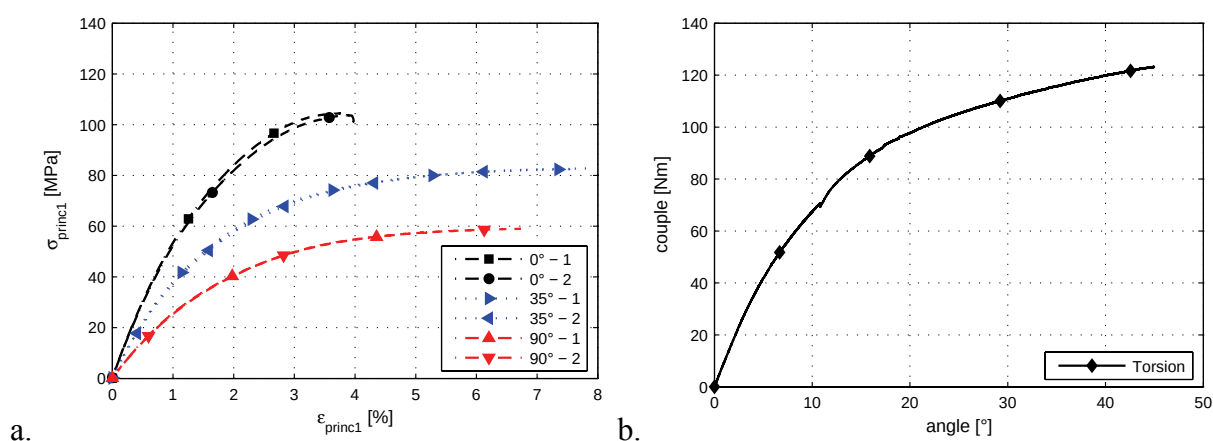
où Mori Tanaka A correspond à la moyenne du tenseur de rigidité et Mori Tanaka B correspond à la moyenne du tenseur de localisation.

Annexe C Résultats PA66 GF35

Les résultats obtenus pour le PA66 GF35 sont documentés dans cette annexe. La structure prévoit que les essais monotones sont présentés d'abord pour différents chargements. Ces résultats permettent d'évaluer l'erreur commise par l'homog  n  sation de Mori Tanaka. Ainsi, les paramètres d'homog  n  sation et les erreurs sont présentés en Annexe C2. Les résultats des essais en fatigue pour différents chargements sont trouvés en Annexe C3. Ces essais étaient effectués au LBF    Darmstadt. L'évaluation de la pertinence de différents critères de rupture est jugée sur cette base de données en chapitre 6.

C1. Comportement mécanique monotone du PA66 GF35

Les essais monotones sur éprouvette plate K_t 1 sont présentés sur la Figure C-1-a. Ils sont pilotés en déplacement imposé à une vitesse de 1 mm/min. Les mêmes effets que sur le PBT+PET GF30 sont observés. Plus les fibres sont orientées dans le sens du chargement, plus le module et la résistance à la traction sont élevés. Un essai en torsion est effectué à une vitesse de 1  /min et la courbe couple/angle est présentée sur la Figure C-1-b. Sous cette sollicitation, le matériau présente un comportement très ductile qui mène à une saturation de la course angulaire. Ainsi, une rupture n'  st pas obtenue. Le comportement en torsion est ainsi également très ductile comme celui du PBT+PET GF30.



Les essais en traction sur éprouvette tubulaire à une vitesse de 1 mm/min sont présentés sur la Figure C-2.

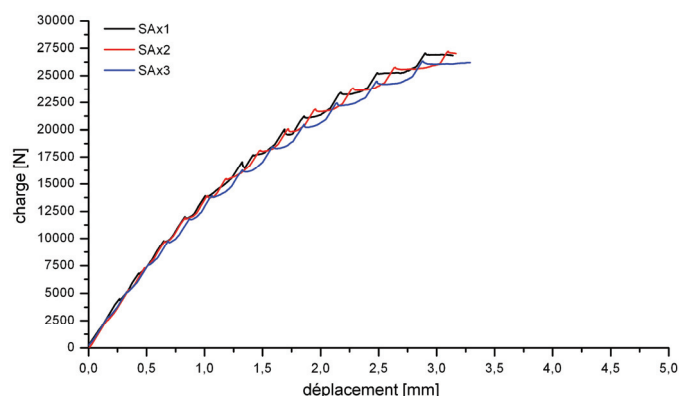


Figure C-2 : Essais monotones en traction sur éprouvette tubulaire.

Les modules, les résistances et les déformations à rupture sont présentés dans le Tableau C-1. En comparaison au PBT+PET GF30, les modules de Young sont moins élevés en dépit d'un taux de fibres plus élevé. Les résistances sont également légèrement moins importantes. En revanche, les déformations à rupture sont plus élevées. Au final, ce matériau à un comportement plus ductile que le PBT+PET GF30 dans son état conditionné à l'environnement standardisé de 23  C et 50%RH.

Tableau C-1 : Résultats des essais monotones.

Eprouvette	Orientation [��]	Module [Mpa]	R _m [MPa]	�� _{rup} [%]
Haltère	0	6295��84 MPa	104,7��0,4	3,86��0,14
Haltère	35	4558��110 MPa	82,7��0,2	7,75��0,19
Haltère	90	2993��48 MPa	59,7��0,1	6,46��0,39
Tube traction	0	-	133,9��2,5	-
Tube torsion	0	-	62,3	-

Le modèle éléments finis pour le PA66 GF35 est similaire à celui du PBT+PET GF30, chapitre 3.4.2. Les conditions aux limites sont identiques. L'empilement des couches est cependant simplifié. En absence des observations microscopiques, la microstructure est approchée par un seul pli UD pour les éprouvettes plates et les tubes. Les cinq coefficients de la loi de comportement isotrope transverse sont estimés de la manière suivante : Le choix des modules de Young est motivé par les essais monotones : E₁=6295 MPa et E₂=2993 MPa. Les coefficients de Poisson sont estimés à v₁₂=v₂₃=0,35. Le module de cisaillement et celui obtenu par une simulation Mori Tanaka G₁₂=983 MPa, cf. Annexe C2. Les matrices de concentration de contrainte sont identiques à celles du PBT+PET GF30 tandis que les déformations sont bien différentes de celles du PBT+PET GF30.

C2. Homogénéisation

L'homogénéisation par Mori Tanaka est effectuée en se basant sur le tenseur d'orientation dans la section utile des éprouvettes plates K_t 1 et les éprouvettes tubulaires. Les tenseurs d'orientation obtenus par une simulation Moldflow en bureau d'études de Renault sont présentés sur la Figure C-3 pour les deux types d'éprouvette.

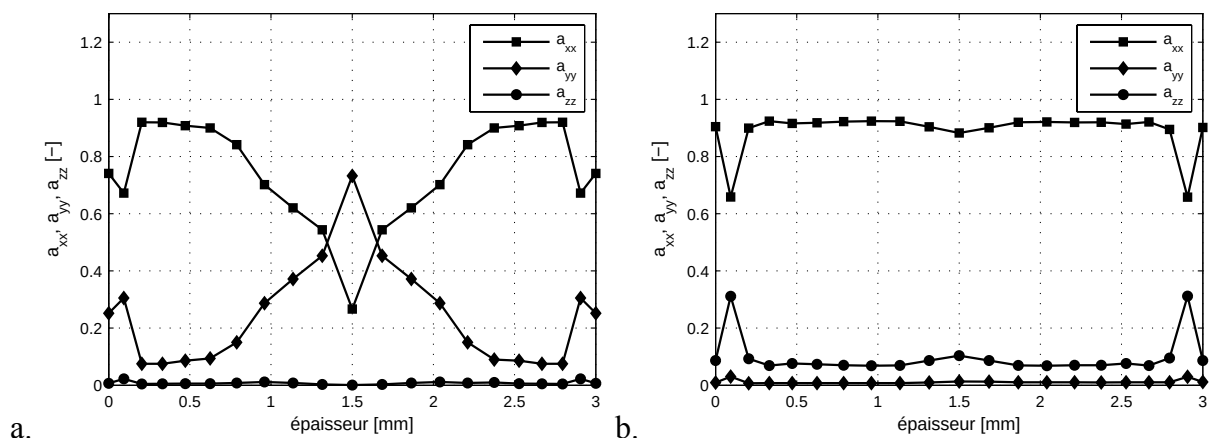


Figure C-3 : Tenseurs d'orientation pour a. Eprouvette longitudinale. b. Eprouvette tubulaire.

Deux approches d'homogénéisation différentes sont utilisées en fonction du besoin. Pour effectuer une simulation simple du comportement homogénéisé, le tenseur de rigidité est moyenné sur le tenseur d'orientation. Afin de calculer les contraintes moyennées dans la matrice et dans les fibres, le tenseur de localisation est moyenné sur le tenseur d'orientation. Ces techniques sont décrites en Annexe B2. Nous précisons que l'approximation de fermeture pour les deux approches est l'approximation hybride selon Advani et Tucker, équation (A-10) - (A-12). Les paramètres retenus pour le PA66 GF35 sont documentés dans le Tableau C-2. Pour les fibres de verre, des valeurs standards pour un verre E (économique) sont choisies pour le module de Young et le coefficient de Poisson. Le module de la matrice n'est pas disponible et est donc déterminé de manière inverse en minimisant les erreurs sur les modules par rapport aux essais monotones sur éprouvette plate. Le coefficient de Poisson est celui d'un polymère proche est non renforcé. Le même rapport de forme ω qu'expérimentalement déterminé pour le PBT+PET GF30 est choisi. Cette valeur est en bonne corrélation avec des rapports de forme pour des PA66 GF35 trouvés dans la littérature [Ber09, Mon07]. Enfin, le taux de fibres est calculé à partir du taux massique et les masses volumiques des constituants.

Tableau C-2 : Paramètres retenus pour l'homogénéisation Mori Tanaka du PA66 GF35.

Moyenne	E_{fib} [MPa]	ν_{fib} [-]	E_{mat} [MPa]	ν_{mat} [-]	$\omega=L/D$ [-]	c_f [-]
Tenseur de rigidité	72000	0,22	1800	0,35	23	0,19
Tenseur de localisation	72000	0,22	1760	0,35	23	0,19

Les erreurs commises sur les trois modules de Young déterminés par des essais monotones sur éprouvettes plates K_t 1 sont présentées dans le Tableau C-3. On constate que l'erreur maximale est de 6 pour cents.

Tableau C-3 : Erreurs commises sur les modules par l'homogénéisation, PA66 GF35.

Eprouvette	Orientation [°]	Propriété	Erreur	Erreur
			Mori Tanaka A [%]	Mori Tanaka B [%]
Haltère	0	E	5,9	6,4
Haltère	35	E	-5,5	-6,4
Haltère	90	E	-1,2	1,8

où Mori Tanaka A correspond à la moyenne du tenseur de rigidité et Mori Tanaka B correspond à la moyenne du tenseur de localisation.

C3. Essais en fatigue pour différents chargements

Pour le PA66 GF35, l'ensemble des essais en fatigue est également effectué avec les rapports de charge $R=-1$ et $R=0,1$. Seulement les tubes en traction sont testés à $R=0$ au lieu de $R=0,1$.

Les éprouvettes plates longitudinales et transversales sont testées en traction tandis que les tubes sont soumis à des chargements en traction, traction/torsion et torsion. Les courbes SN sont présentées en termes de la contrainte nominale de la même manière que pour le PBT+PET GF30.

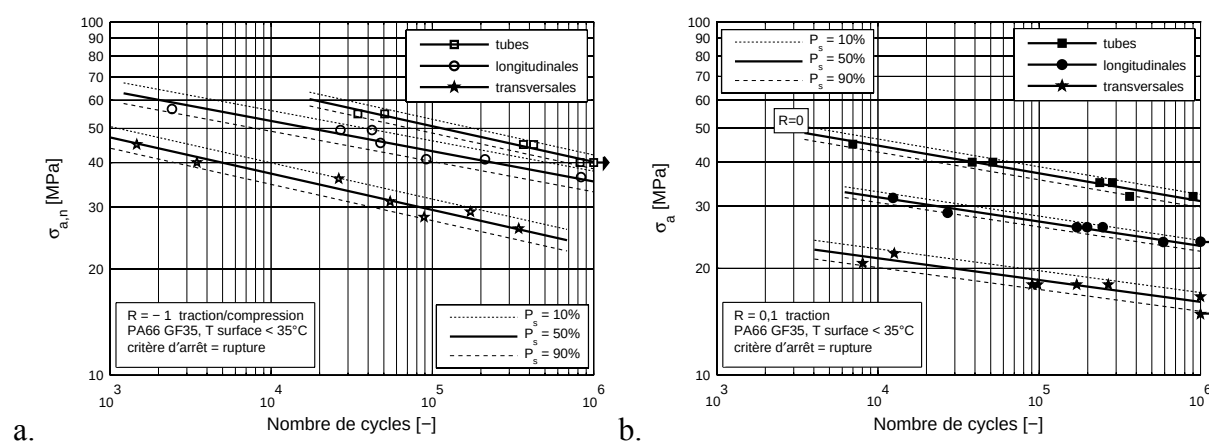


Figure C-4 : Courbes SN en traction sur PA66 GF35. a. $R=-1$. b. $R=0,1$.

Les résultats pour le chargement en traction à $R=-1$ sont présentés sur la Figure C-4-a tandis que ceux pour le rapport de charge de $R=0,1$ sont présentés sur la Figure C-4-b. Les mêmes grandes lignes que pour le PET+PBT GF30 sont retrouvées. La tenue en fatigue est une fonction de l'orientation de fibres. Les paramètres de la loi de Basquin sont documentés dans le Tableau C-4.

Tableau C-4 : Résultats sur PA66 GF35 en traction.

Eprouvette	Orientation [°]	R [-]	Pente m [-]	Ordonnée à l'origine	$\sigma(10^6)$ [MPa]	T_s [-]	T_N [-]
				σ_f [MPa]			
Tube	0	-1	9,9	162,2	40,2	1,09	2,44
Haltère	0	-1	11,7	115,7	35,4	1,14	4,83
Haltère	90	-1	9,7	96,0	23,2	1,15	3,93
Tube	0	0	12,7	91,9	31,1	1,09	2,96
Haltère	0	0,1	14,5	60,1	23,2	1,07	2,77
Haltère	90	0,1	16,2	37,8	16,1	1,13	7,23

Les essais de fatigue en traction, traction/torsion et torsion sont présentés sur la Figure C-5-a et la Figure C-5-b pour les deux rapports de charge $R=-1$ et $R=0,1$ respectivement. Le comportement en fatigue de ces sollicitations est comparable à celui du PBT+PET GF30. Les chargements à forte composante de cisaillement affichent des contraintes admissibles beaucoup moins élevées.

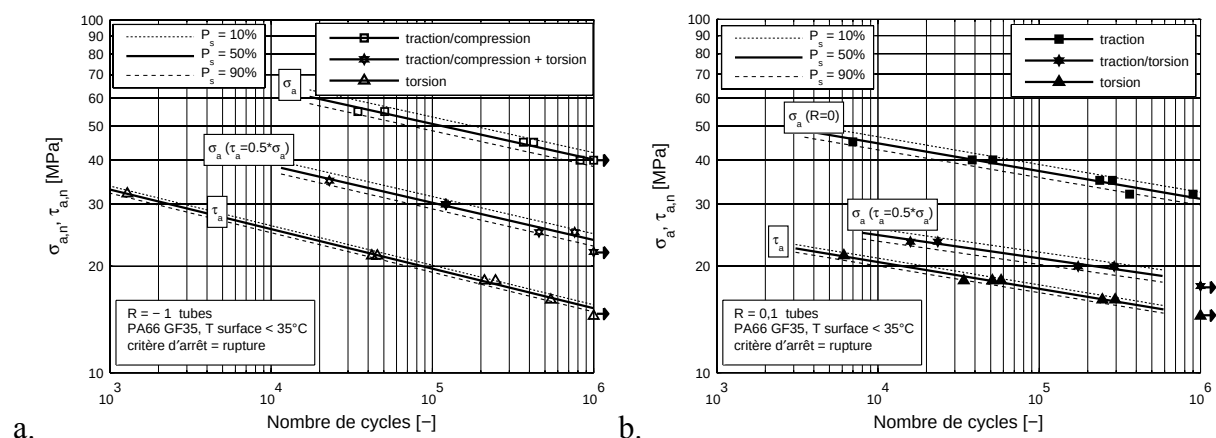


Figure C-5 : Courbes SN en traction, traction/torsion et torsion. a. $R=-1$. b. $R=0,1$.

Les paramètres du modèle de Basquin sont affichés dans le Tableau C-5.

Tableau C-5 : Résultats sur PA66 GF35 en traction, traction/torsion et torsion.

Eprouvette	$\sigma_{a,n}/\tau_{a,n}$	R [-]	Pente m [-]	Ordonnée �� l'origine	$\sigma(10^6)$ [MPa]	T_S [-]	T_N [-]
				σ_f [MPa]			
Traction	$\pm\infty$	0	12,7	91,9	31,1	1,09	2,96
Traction/Torsion	2	0,1	15,2	44,9	18,1	1,08	3,38
Torsion	0	0,1	13,2	41,2	14,5	1,05	1,95
Traction	$\pm\infty$	-1	9,9	162,2	40,2	1,09	2,44
Traction/Torsion	2	-1	9,5	102,1	23,8	1,08	2,15
Torsion	0	-1	8,9	71,6	15,2	1,05	1,51

L'effet de la contrainte moyenne est décrit à l'aide des diagrammes de Haigh pour deux différentes durées de vie limites. Ce diagramme est présenté pour 10^6 cycles sur la Figure C-6-a et pour 10^3 cycles sur la Figure C-6-b.

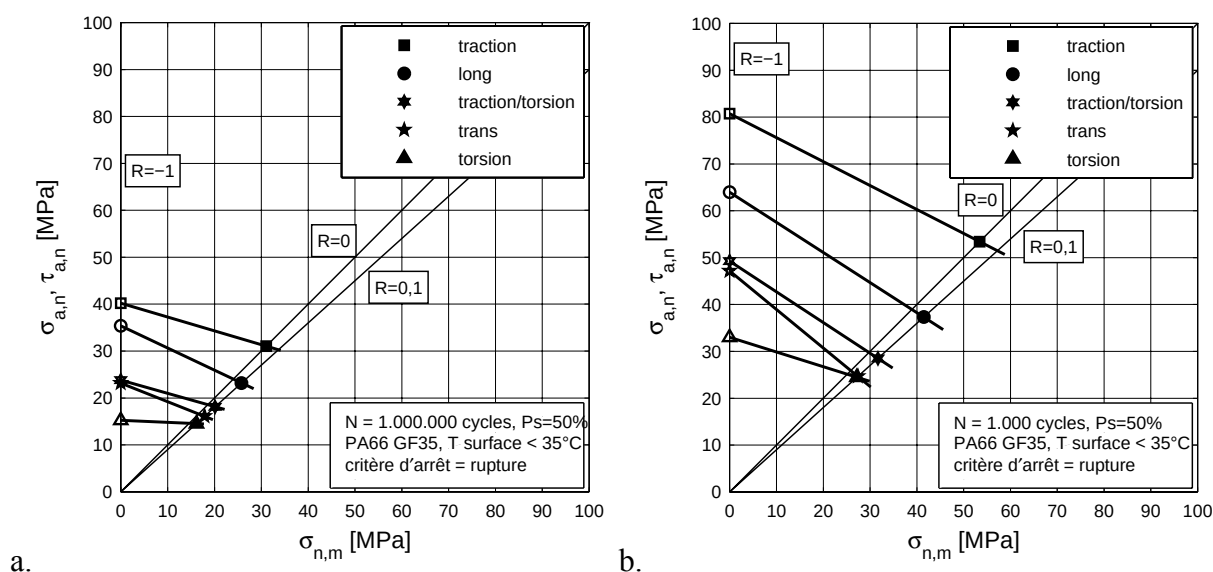


Figure C-6 : Diagrammes de Haigh pour le PA66 GF35. a. 10^6 cycles. b. 10^3 cycles.

Enfin, les sensibilités à la contrainte moyenne M sont calculées et documentées dans le Tableau C-6. Pour une durée de vie de 10^6 cycles, les tubes en torsion présentent une très faible sensibilité à la contrainte moyenne tandis que les tubes en traction, en traction/torsion et les éprouvettes plates sont plus sensibles à la contrainte moyenne. Par contre, les tubes en traction montrent une sensibilité à la contrainte moyenne moins élevée que les éprouvettes plates ce qui ne corrèle pas aux résultats obtenus sur PBT+PET GF30. Ceci pourrait être dû à un effet de structure. Les tubes en traction ne cassent pas dans la section utile pour les grandes durées de vie.

Comme pour le PBT+PET GF30, toutes les sensibilités à la contrainte moyenne sont plus élevées pour la durée de vie de 10^3 cycles.

Tableau C-6 : Sensibilité à la contrainte moyenne pour le PA66 GF35.

Eprouvette	Sollicitation	Orientation	$M(10^3)$	$M(10^6)$
		[°]	[-]	[-]
Haltère	Traction	0°	0,64	0,47
Haltère	Traction	90°	0,82	0,40
Tube	Traction	0°	0,51	0,29
Tube	Traction/Torsion	0°	0,66	0,28
Tube	Torsion	0°	0,31	0,04

Les ruptures produites sur les éprouvettes tubulaires sont présentées sur la Figure C-7. En traction à $R=-1$, les tubes cassent dans la section utile pour les courtes durées de vie. Par contre, pour des durées de vie plus importantes, le mécanisme change et les éprouvettes cassent à un endroit où la paroi est soumise à un flambement, cf. simulation numérique en chapitre 3.4.2.

En torsion à $R=-1$, plusieurs fissures sont observées dans la section utile. Toutes ces fissures propagent d'abord en mode 2 dans le plan du cisaillement maximal. La propagation est déviée en mode 1 en sortie de la section utile. La fissure propage lors du maximum du couple est lors du minimum sur plusieurs cycles. Les tubes en traction/torsion à $R=-1$ présentent une rupture inclinée de 33° par rapport à la ligne médiane. Ce plan-là est proche du plan dans lequel la contrainte de cisaillement devient maximale.

Les tubes en traction à $R=0,1$ présentent la même particularité qu'à $R=-1$. Pour les courtes durées de vie les tubes cassent dans la section utile et pour les longues durées de vie la rupture a lieu dans une zone où un flambement est présent. En torsion, les tubes cassent en mode 2 dans la zone utile. En traction/torsion, l'éprouvette casse toujours à environ 33° .



Traction $R=-1$ $N=5E4$	Traction $R=-1$ $N=4E5$	Torsion $R=-1$	Traction/ Torsion $R=-1$	Traction $R=0,1$ $N=7E3$	Traction $R=0,1$ $N=2E5$	Torsion $R=0,1$	Traction/ Torsion $R=0,1$
-------------------------------	-------------------------------	-------------------	--------------------------------	--------------------------------	--------------------------------	--------------------	---------------------------------

Figure C-7 : Ruptures en fatigue pour différents chargements à $R=-1$ et $R=0,1$.

Annexe D Essais de fatigue

Cette annexe présente le calcul des bandes de confiance pour les courbes SN, les plans d'éprouvettes d'Iosipescu et une étude de l'influence de la largeur sur les tracés de contrainte.

D1. Calcul des bandes de confiance

La courbe SN à 50% probabilité de survie est déterminée par une régression linéaire avec $y = \log_{10} N$ et $x = \log_{10} \sigma_a$. L'écart type empirique corrigé est estimé en utilisant l'équation (D-1).

$$s_R^2 = \frac{1}{n-2} \cdot \sum_{i=1}^n (y_i - y(x_i))^2 \quad (D-1)$$

Les durées de vie à 10% et 90% probabilité de survie sont ensuite calculées par l'équation (D-2).

$$\begin{aligned} \log_{10} N(P_S = 10\%) - s_R \cdot t_{0,9;n-2} &= \log_{10} N(P_S = 50\%) = \dots \\ \dots \log_{10} N(P_S = 90\%) + s_R \cdot t_{0,9;n-2} \end{aligned} \quad (D-2)$$

L'emploi de la loi de Student tient compte du faible nombre d'éprouvettes testées. Pour un nombre infini d'éprouvettes, le terme $t_{0,9;n-2}$ devient la solution de la loi normale centrée et réduite utilisée par Haibach et Radaj [Hai06, Rad02].

La mesure de la dispersion de la durée de vie T_N et celle de l'amplitude de contrainte T_S signifient les valeurs inverses du rapport 10% probabilité de survie et 90% probabilité de survie, équations (D-3) et (D-4) [Hai06, Rad02].

$$T_N = 1/[N(P_S = 10\%)/N(P_S = 90\%)] \quad (D-3)$$

$$T_S = 1/[\sigma_a(P_S = 10\%)/\sigma_a(P_S = 90\%)] \quad (D-4)$$

En connaissance de la pente k de la courbe SN, la transformation d'une mesure de dispersion à l'autre est achevée par l'équation (D-5). Enfin, la pente k est définie par l'équation (D-6).

$$(1/T_N) = (1/T_S)^k \quad (D-5)$$

$$k = \frac{\log_{10}(N_2 - N_1)}{\log_{10}(\sigma_{a,2} - \sigma_{a,1})} \quad (D-6)$$

Les intervalles de confiance calculés de cette manière servent de comparer les courbes SN obtenues. Toutefois, des bandes de confiance statistiquement fondées exigent davantage d'éprouvettes.

D2. Essai de cisaillement plan

Les géométries d'éprouvette de cisaillement pur sont présentées sur la Figure D-1. Les angles d'ouverture retenus sont 122° pour l'éprouvette 0° , 104° pour l'éprouvette 90° et 109° pour l'éprouvette 45° .

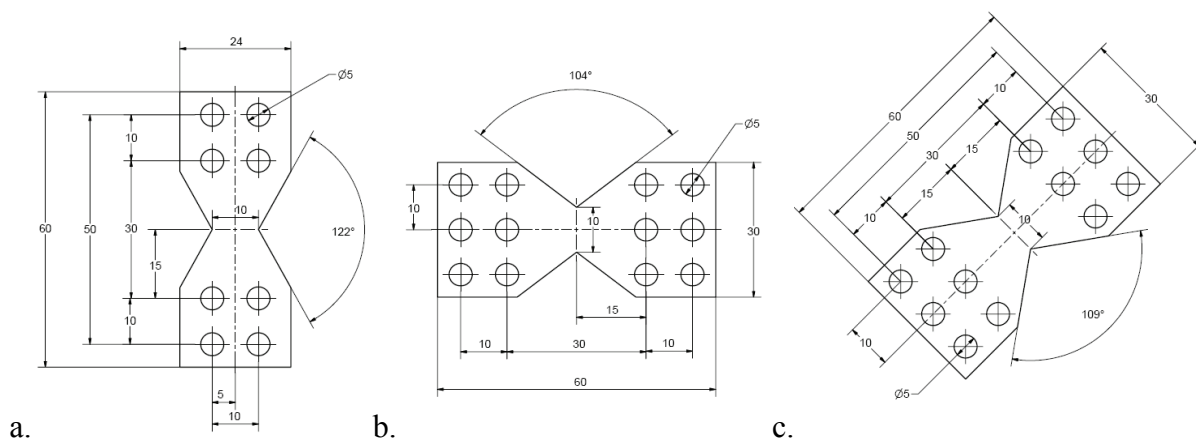


Figure D-1 : Plans des éprouvettes de cisaillement pur. a. 0° . b. 90° . c. 45° .

Une étude de l'influence de la largeur de la section utile des éprouvettes de cisaillement pur est effectuée. Le tracé de contrainte à travers la largeur de la section utile est présenté sur la Figure D-2 et la Figure D-3 où $y=0$ correspond au bord et $y=0,5$ correspond au centre de l'éprouvette. La largeur retenue est 10mm car le tracé de contrainte est homogène et les efforts appliqués sont limités permettant d'utiliser un montage simple.

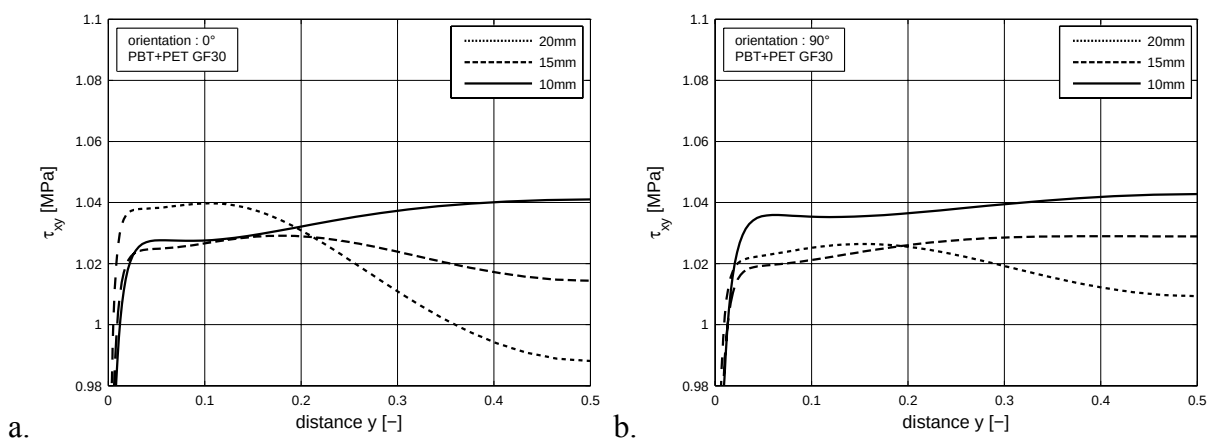


Figure D-2 : Influence de la largeur sur le tracé de contrainte. a. 0° . b. 90° .

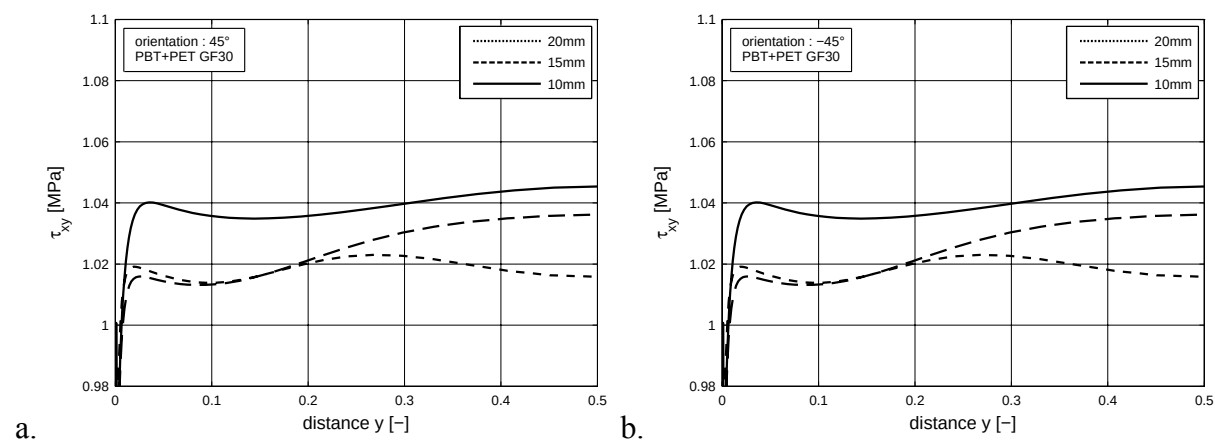


Figure D-3 : Influence de la largeur sur le tracé de contrainte. a. 45°. b. -45°.