



**HAL**  
open science

# Modélisation et identification de lois de comportement avec endommagement en fatigue polycyclique de matériaux composite a matrice thermoplastique

Hedi Nouri

► **To cite this version:**

Hedi Nouri. Modélisation et identification de lois de comportement avec endommagement en fatigue polycyclique de matériaux composite a matrice thermoplastique. Sciences de l'ingénieur [physics]. Arts et Métiers ParisTech, 2009. Français. NNT : 2009ENAM0015 . pastel-00005669

**HAL Id: pastel-00005669**

**<https://pastel.hal.science/pastel-00005669>**

Submitted on 10 Sep 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.



Ecole doctorale n° 432 : Sciences des Métiers de l'Ingénieur

## THÈSE

pour obtenir le grade de

**Docteur**

de

**l'École Nationale Supérieure d'Arts et Métiers**

**Spécialité "Mécanique"**

*présentée et soutenue publiquement par*

**Hedi NOURI**

le 29 juin 2009

**MODELISATION ET IDENTIFICATION DE LOIS DE  
COMPORTEMENT AVEC ENDOMMAGEMENT EN FATIGUE  
POLYCYCLIQUE DE MATERIAUX COMPOSITE A MATRICE  
THERMOPLASTIQUE**

Directeur de thèse : **Professeur Fodil MERAGHNI**

Jury :

**Yves REMOND**, Professeur, Institut de Mécanique des Fluides et des Solides, Strasbourg..... Rapporteur  
**Cetin Morris SONSINO**, Professeur, LBF Fraunhofer Institute, Darmstadt (Allemagne)..... Rapporteur  
**Fodil MERAGHNI**, Professeur, LPMM, Arts et Métiers ParisTech, Metz ..... Directeur  
**Marie Christine LAFARIE-FRENOT**, Professeur, LMPM, ENSMA, Poitiers ..... Examineur  
**Yves NADOT**, Maître de Conférences - HDR, LMPM, ENSMA, Poitiers ..... Examineur  
**Pierre LORY**, Direction de l'Ingénierie des Matériaux (DIMAT), Technocentre Renault ..... Examineur  
**Salim BELOUETTAR**, Docteur, LTI, CRP Henri Tudor (Luxembourg)..... Examineur  
**Christophe CZARNOTA**, Maître de Conférences, LEMTA, GIP InSIC, S<sup>T</sup> Dié des Vosges..... Examineur

**Laboratoire de Physique et Mécanique des Matériaux (LPMM)**  
*Arts et Métiers ParisTech, Centre de Metz*

*A mon père,  
A ma mère,  
A mes frères Ahmed et Karim,  
A ma femme.*

## Remerciements

Ces travaux de recherche ont été effectués à l'Ecole Nationale Supérieure d'Arts et Métiers **ENSAM** de Metz, au Laboratoire de Physique et Mécanique des Matériaux **LPMM** sous la direction de Monsieur le professeur **Fodil MERAGHNI**. Mr Meraghni, vous m'avez bien accueilli, vous m'avez beaucoup aidé à surmonter toutes les difficultés avec la confiance que vous m'avez témoigné jour après jour. Vous savez que sans vous, sans vos conseils, jamais je ne serais arrivé à bon port. Merci Beaucoup. Je ne vous oublierai jamais ...

J'exprime ma profonde gratitude également à Monsieur P. LORY de me confier cette étude et de m'avoir constamment apporté des précieux conseils tout au long de ce travail.

Que soient également remerciés Messieurs les professeurs Y. REMOND et C.M. SONSINO, ainsi que Monsieur Y. NADOT et Monsieur S. BELOUETTAR pour avoir accepté de juger ce travail. Qu'ils sachent combien j'en suis fier.

Madame Marie Christine LAFARIE-FRENOT, je vous prie d'accepter mes remerciements pour votre soutien sincère et apports au cours de la discussion et de m'avoir fait l'honneur de présider le jury.

Christophe, Mr Czarnota tu es plus qu'un ami pour moi, on a partagé le même bureau, tu m'as aidé à évoluer et de continuer sur le bon chemin, tu m'as appris comment grimper sur l'échelle de la science, merci beaucoup ...

Je voudrai aussi remercier toutes les personnes que j'ai pu rencontrer à l'ENSAM et au LPMM qui m'ont aidé, d'une façon ou d'une autre, à accomplir cette tâche : Nadine Bourgeois pour ta relecture du manuscrit et tes utiles réflexions lors de nos réunions. Mr Etienne Patoor ex-directeur du LPMM, Abderrahim Nachit, Christophe Collard, Yousef Payendeh, Bagher Mohamed Sadeghi, Tarak Merzouki, Sylvain Lazaro, Michel Luzza ...

# TABLE DES MATIERES

<b>Introduction Générale</b>	<b>8</b>
Chapitre I : Matériaux et procédés d'élaboration	12
I.1. Introduction.....	13
I.2. Matériaux composites à matrices thermoplastiques renforcées par des fibres de verre.....	16
I.2.1 Fibres de verre.....	16
I.2.2 Polyamide renforcé par des fibres de verre PA6-GF30.....	17
I.2.2.1 La matrice polyamide.....	17
I.2.2.2 Le PA6-GF30.....	18
I.2.3 Polypropylène renforcé par des fibres de verre PP-GFL40.....	20
I.2.3.1 La matrice polypropylène.....	20
I.2.3.2 Le PP-GFL40.....	20
I.3. Procédé de mise en forme des thermoplastiques renforcés par des fibres de verre courtes et longues. ....	22
I.3.1. Procédé de mise en forme par injection.....	22
I.3.2. Mise en œuvre des thermoplastiques renforcés par des fibres courtes (PA6-GF30).....	22
I.3.2.1 Fabrication des compounds à fibres courtes.....	22
I.3.2.2 Mise en œuvre des compounds thermoplastiques à fibres courtes.....	23
I.3.3. Mise en œuvre des thermoplastiques renforcés par des fibres longues (PP-GFL40).....	24
I.3.3.1 Fabrication des compounds à fibres longues.....	24
I.3.3.2 Mise en œuvre des compounds thermoplastiques à fibres longues.....	25
I.3.4. Mise en œuvre des matériaux de l'étude.....	25
I.4. Conclusion.....	31

<b>CHAPITRE II : Caractérisation mécanique du comportement quasi-statique et cyclique</b>	<b>32</b>
II.1 Introduction .....	33
II.2 Procédure expérimentale : géométrie des éprouvettes, dispositif et moyens d'essais .....	34
II.2.1 Géométrie des éprouvettes.....	34
II.2.2 Dispositif et moyen d'essais.....	35
II.3 Essais de traction monotone.....	37
II.3.1. Conditions expérimentales .....	37
II.3.2. Essais de traction longitudinal sur des éprouvettes en PA6-GF30 .....	37
II.3.3. Essais de traction transversale sur les éprouvettes en PA6-GF30.....	39
II.3.4. Essais de traction longitudinale sur des éprouvettes en PP-GFL40.....	41
II.3.5. Essais de traction transversale sur des éprouvettes en PP-GFL40 .....	43
II.3.6. Analyse des résultats expérimentaux et discussion .....	44
II.4 Essais de traction avec relâchements élastiques .....	46
II.4.1. Protocole d'essais .....	47
II.4.2. Essais réalisés sur les matériaux de l'étude .....	50
II.5 Essais de fatigue .....	52
II.5.1 Protocole d'essais.....	55
II.5.2 Essais de fatigue en traction-traction longitudinale : PA6-GF30.....	56
II.5.3 Essais de fatigue en traction-traction transversale : PA6-GF30.....	58
II.5.4 Essais de fatigue en traction-traction longitudinale : PP-GFL40.....	60
II.5.5 Essais de fatigue en traction-traction transversale : PP-GFL40.....	63
II.6. Synthèse des résultats expérimentaux .....	65
II.7. Conclusion.....	66

<b>Chapitre III : Modélisation de l'endommagement en fatigue de thermoplastiques renforcés</b>	<b>67</b>
III.1.Introduction .....	68
III.2.Endommagement en fatigue de matériaux composites.....	68
III.2.1 Fatigue des thermoplastiques renforcés par des fibres de verre.....	69
III.2.2 Endommagement en fatigue : différentes modélisations.....	70
III.2.2.1 Choix de la variable d'endommagement .....	70
III.2.2.2 Types d'approches de modélisation de l'endommagement en fatigue de matériaux composites.....	71
III.2.3 Principales modélisation de l'endommagement en fatigue .....	72
III.2.3.1 Loi linéaire de Miner [16] .....	72
III.2.3.2 Modèle de Chang [85].....	74
III.2.3.3 Modèle de Lin Ye [14].....	75
III.2.3.4 Modèle de Van Paepegem et Degrick [27-29].....	76
III.2.3.5 Modèle de Ladeveze-Le Dantec et modèles dérivés [31, 32, 50].....	79
III.3.Nouveau modèle d'endommagement en fatigue de composites à matrice thermoplastiques .....	84
III.3.1. Variables d'endommagement .....	84
III.3.2. Cinétique d'endommagement.....	85
III.3.3. Loi de cumul d'endommagement .....	86
III.3.4. Implémentation dans Abaqus/Standard.....	89
III.3.5. Analyse paramétrique.....	91
III.3.6. Potentialités du modèle proposé.....	96
III.3.6.1. Prédiction de courbe (S-N) pour un niveau d'endommagement donnée.....	98
III.3.6.2. Simulation de l'évolution de l'endommagement sous chargement à amplitude variable	98
III.3.6.3. Influence du trajet de chargement .....	102
III.4.Conclusion.....	111

**CHAPITRE IV : Identification des paramètres du nouveau modèle d'endommagement 113**

IV.1 Introduction .....115

IV.2 Techniques d'identification de paramètres de lois de comportement – Revue bibliographique non exhaustive.....116

    IV.2.1. Problématique.....116

    IV.2.2. Problème inverse et sa résolution.....116

        IV.2.2.1 Méthode de recalage par éléments finis 117

        IV.2.2.2 Méthode de l'erreur en relation de comportement 118

        IV.2.2.3 Méthode de l'écart à l'équilibre 119

        IV.2.2.4 Méthode des champs virtuels 119

IV.3 Identification des paramètres du modèle d'endommagement proposé .....121

    IV.3.1. Démarche de résolution du problème inverse.....121

    IV.3.2. Fonction objectif.....122

    IV.3.3. Algorithmes d'optimisation - Estimation de l'itéré ( $\Delta P_K$ ) .....122

IV.4 Application au modèle.....126

    IV.4.1. Identification à partir des essais homogènes de fatigue réalisés dans les directions (L et T) 126

    IV.4.2. Choix des courbes expérimentales et identifiabilité des paramètres.....128

        IV.4.2.1 Identification à partir des essais réalisés à 30% et 40% 129

        IV.4.2.2 Identification à partir de 20% et 30% 130

        IV.4.2.3 Identification à partir de 20% et 40% 131

        IV.4.2.4 Analyse des résultats 132

        IV.4.2.5 Identification des paramètres ( $\alpha_{LL}, \beta_{LL}, \lambda_{LL}, \delta_{LL}$ ) : matériau PA6-GF30 dans la direction longitudinale 133

        IV.4.2.6 Identification des paramètres ( $\alpha_{TT}, \beta_{TT}, \lambda_{TT}, \delta_{TT}$ ) : matériau PA6-GF30 dans la direction transversale 134

        IV.4.2.7 Identification des paramètres ( $\alpha_{LL}, \beta_{LL}, \lambda_{LL}, \delta_{LL}$ ) : matériau PP-GFL40 dans la direction longitudinale 135

        IV.4.2.8 Identification des paramètres du modèle ( $\alpha_{TT}, \beta_{TT}, \lambda_{TT}, \delta_{TT}$ ) : matériau PP-GFL40 dans la direction transversale 136

    IV.4.3. Validation expérimentale des paramètres dans le cas d'un essai de fatigue à effort imposé (PA6-GF30 (L)) .....138

IV.5 Stratégie II- Identification à partir des essais hétérogènes 139

    IV.5.1 Fonction objectif.....140

IV.5.2	Choix de la configuration d'essai hétérogène en fatigue.....	140
IV.5.3	Application de la stratégie pour l'identification des paramètres ( $\alpha_{LT}, \beta_{LT}, \lambda_{LT}, \delta_{LT}$ ) caractérisant l'endommagement en cisaillement plan (L-T).....	146
	a. Construction de la matrice de sensibilité	147
	b. Technique et algorithme utilisé	148
	c. Résultat de l'identification des paramètres d'endommagement en cisaillement plan ( $\alpha_{LT}, \beta_{LT}, \lambda_{LT}, \delta_{LT}$ )	150
	d. Test de stabilité vis-à-vis d'un bruit de mesure	156
IV.5.4	Applications de la stratégie à l'identification de l'ensemble des paramètres du modèle .....	159
IV.6	Conclusion .....	162
	<b>Conclusion et Perspectives</b>	<b>163</b>
	<b>Références Bibliographiques</b>	<b>167</b>
	<b>Annexes</b>	<b>177</b>

# Introduction Générale

## 1. Généralités

L'utilisation croissante des composites thermoplastiques renforcés par des fibres de verre (TPR) dans l'industrie automobile est liée à leurs nombreux avantages. Leur résistance exceptionnelle à la fatigue et au choc, leurs caractéristiques et propriétés mécaniques, ainsi que leur faible poids comparativement aux alliages d'Aluminium sont autant d'éléments favorisant leur utilisation pour une pénétration des applications structurales dans l'industrie automobile notamment. A titre d'illustrations, citons des équipements tels que la planche de bord, la face avant technique et les panneaux de portes développés dans la perspective de substitution métal/composite. Ces équipements ont été développés pour répondre aux exigences d'allègement des véhicules, tout en améliorant la tenue en service des structures.

De manière générale, la fatigue des matériaux composites à hautes performances dépend de la nature des fibres et des résines ainsi que du procédé de mise en forme, adopté.

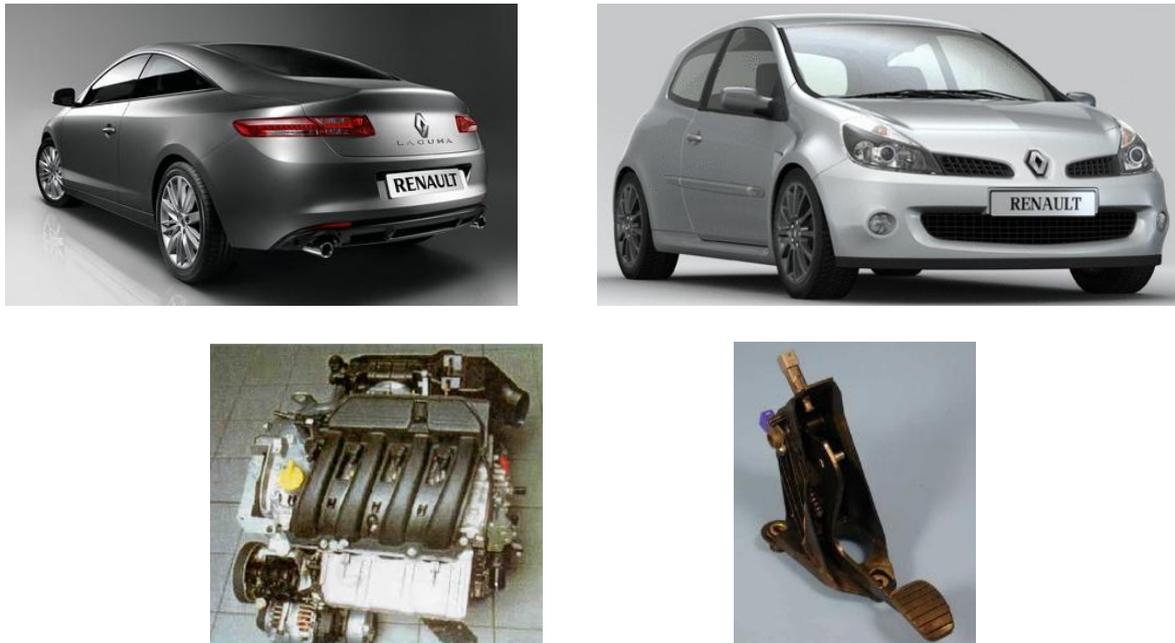
Le dimensionnement des pièces de structure en matériaux composites sollicitées en fatigue est une problématique encore largement ouverte. Sous chargement cyclique, le comportement mécanique, l'endommagement puis la ruine du matériau et de la structure dépendent fortement de phénomènes complexes apparaissant à l'échelle microscopique : localisation de la déformation, amorçage, propagation de microfissures, etc. La compréhension et la modélisation de ces phénomènes représentent un enjeu scientifique et industriel important. A cela s'ajoutent les impératifs économiques. Le coût de fabrication des pièces de structures en composites thermoplastiques renforcés est relativement élevé. Dans un souci de réduction des coûts de développement, les industriels cherchent à minimiser le nombre d'essais et la phase de prototypage. Alors, la modélisation du comportement avec endommagement et son implémentation dans les codes de calcul de structure trouvent ici tout leur intérêt et deviennent indispensables dans la phase de conception.

Depuis les années 60-70 plusieurs travaux de grande qualité ont été entrepris. Les modèles proposés ont été mis en place pour la prédiction de l'endommagement en fatigue. La difficulté majeure de ces approches se situe surtout au niveau de la prise en compte de la cinétique d'endommagement, spécifique aux thermoplastiques renforcés par des fibres de verre, et à la stratégie d'identification des paramètres gouvernant le comportement avec endommagement.

## 2. Contexte et objectifs de l'étude

Cette étude s'inscrit dans le cadre d'une collaboration scientifique entre la direction des matériaux du constructeur automobile RENAULT et le Laboratoire de Physique et Mécanique de Matériaux (LPMM) d'Arts et Métiers Paris Tech à Metz. Elle porte sur la caractérisation, la modélisation et l'identification de l'endommagement en fatigue polycyclique de thermoplastiques renforcés par des fibres de verre.

L'enjeu de ce travail de thèse est d'avoir une connaissance suffisante du comportement avec endommagement en fatigue d'une gamme de matériaux composites développés et utilisés par le constructeur automobile RENAULT. Une des préoccupations de la direction des matériaux (DiMAT) de RENAULT est de pouvoir aboutir à une meilleure prédiction de la durabilité des équipements, soumis à des vibrations de roulage ou à des efforts répétés, telle que la pédale ou la prise d'air du bloc moteur (figure 1).



**Figure.1.** Exemples de composants intérieurs (pédale de frein ou d'embrayage) et de pièces sous-capot (prise d'air) en thermoplastiques renforcés par des fibres de verre utilisés pour équiper certaines gammes de véhicules RENAULT.

Afin de répondre aux attentes de notre partenaire industriel, nous nous sommes attachés à développer une caractérisation, une modélisation phénoménologique et une stratégie d'identification de l'endommagement anisotrope sous chargement cyclique de deux matériaux thermoplastiques renforcés. Ce travail a donc pour objectif industriel de doter notre partenaire d'un outil de prédiction et de simulation de la durabilité de structures composites.

Les deux matériaux étudiés dans ce travail, sont le polyamide 6 (PA6) renforcé par des fibres de verre courtes (PA6-GF30) et le polypropylène (PP) renforcé par des fibres de verre longues (PP-GFL40). Ils sont obtenus sous forme de plaques par un procédé d'injection, qui conditionne inévitablement la répartition des fibres et par conséquent le comportement des matériaux étudiés.

Dans ce travail de thèse, l'étude de la répartition des fibres dans la matrice induite par le procédé d'injection a permis de comprendre le caractère anisotrope de ces matériaux.

Concernant l'endommagement en fatigue de ce type de matériaux, la plupart des modèles existants ne permettent pas de restituer toutes les étapes depuis l'initiation de l'endommagement jusqu'à la ruine de la structure.

Dans les composites thermoplastiques renforcés par des fibres de verre, l'endommagement en fatigue est caractérisé par une évolution à trois phases. La première est

gouvernée par un phénomène d'adoucissement induisant une évolution rapide de l'endommagement. La deuxième phase est caractérisée par une évolution linéaire de l'endommagement, tandis que la troisième est le stade final précédant la rupture.

Dans le cadre de ce travail, nous proposons une démarche scientifique dédiée à l'analyse expérimentale et à la modélisation de la cinétique d'endommagement en fatigue. La caractérisation expérimentale de l'endommagement a contribué à alimenter la base d'une modélisation phénoménologique du comportement élastique endommageable capable de restituer toutes les phases d'évolution de l'endommagement caractéristiques des matériaux étudiés. Elle a permis également de mettre en place deux stratégies d'identification inverse du modèle exploitant des configurations d'essais cycliques homogènes et hétérogènes.

### 3. Guide de lecture

Ce travail a été abordé selon trois aspects complémentaires :

**i.** Le premier aspect est expérimental. Il consiste à caractériser l'évolution de l'endommagement en fatigue du polyamide et polypropylène renforcés par des fibres de verre.

**ii.** Le deuxième aspect est théorique. Il consiste à proposer une nouvelle modélisation de l'endommagement en fatigue des matériaux étudiés et à l'implémenter dans un code de calcul par éléments finis.

**iii.** Le troisième aspect consiste en une stratégie d'identification inverse du modèle proposé.

Le travail présenté est subdivisé en quatre chapitres.

**Le Chapitre I** est consacré à la présentation des deux matériaux étudiés, du procédé d'injection et de son influence sur les propriétés mécaniques. Le PA6-GF30 et le PP-GFL40 sont obtenus par un procédé d'injection de compound thermoplastiques renforcés par des fibres de verre. La répartition des fibres dans l'épaisseur des plaques injectées induit dans les matériaux une microstructure particulière. Celle-ci génère une différence de comportement entre les directions longitudinale (L) et transversale (T). Les observations microscopiques ont permis de comprendre l'effet de l'écoulement de la résine dans le moule sur les propriétés mécaniques.

**Le chapitre II** présente l'approche expérimentale adoptée pour la caractérisation du comportement élastique endommageable en statique et en fatigue des deux matériaux. Les essais réalisés ont permis de déterminer les propriétés mécaniques en termes d'élasticité et de rupture ainsi que les cinétiques d'endommagement de l'étude dans les directions (L) et (T). Les cinétiques d'endommagement des deux matériaux sont évaluées à partir des essais de fatigue. Ces essais ont permis de comprendre l'évolution de l'endommagement en fonction du nombre de cycles, afin de formuler un nouveau modèle d'endommagement en fatigue.

**Le Chapitre III** est consacré au développement du modèle phénoménologique proposé pour la prédiction de l'endommagement en fatigue de thermoplastiques renforcés par des fibres de verre. Ce chapitre comporte trois parties. Une première partie présente les

principaux modèles de la littérature dédiés à la simulation de l'endommagement en fatigue des composites. La deuxième partie concerne le développement d'un nouveau modèle d'endommagement en fatigue, permettant la prédiction du cumul d'endommagement, et son implémentation dans le code de calcul par éléments fini ABAQUS au moyen d'une routine utilisateur UMAT. La troisième partie est consacrée d'une part à l'analyse de sensibilité du modèle aux paramètres d'endommagement, en vue de préparer l'étape d'identification. D'autre part, des résultats numériques du modèle sont présentés afin de montrer ses potentialités de prédiction : courbes  $S-N$ , cas de chargement à amplitudes variables ...

**Le chapitre IV** est consacré à l'identification des paramètres du modèle proposé dans le chapitre III. Deux stratégies ont été mises en œuvre pour la détermination des paramètres. La première exploite les résultats des essais homogènes de fatigue en traction répétée présentés dans le chapitre II. L'identification est basée sur la minimisation, par une technique inverse, d'une fonction « *objectif* » construite à partir de l'endommagement dans les deux directions (L) et (T). La deuxième stratégie d'identification du modèle d'endommagement exploite la mesure de champs cinématiques lors d'un essai hétérogène. Cette technique permet d'exploiter un nombre réduit d'essais de fatigue sur une éprouvette à géométrie complexe sollicitée en chargement « simple », afin de générer une répartition spatio-temporelle de la déformation et de l'endommagement. Les paramètres du modèle sont identifiés par une approche inverse basée sur la minimisation d'une fonction objectif construite sur la base des champs de déformations ( $\varepsilon_{LL}$ ,  $\varepsilon_{TT}$  et  $\varepsilon_{LT}$ ), et sur les conditions aux limites en efforts appliquées à la frontière de l'éprouvette à géométrie complexe.

Ce travail s'achève par une discussion et une conclusion générale.

## Chapitre I

# Matériaux et procédés d'élaboration

### SOMMAIRE

I.1. Introduction .....	13
I.2. Matériaux composites à matrices thermoplastiques renforcées par des fibres de verre.....	16
I.2.1 Fibres de verre.....	16
I.2.2 Polyamide renforcé par des fibres de verre PA6-GF30 .....	17
I.2.2.1. La matrice polyamide.....	17
I.2.2.2. Le PA6-GF30.....	18
I.2.3 Polypropylène renforcé par des fibres de verre PP-GFL40 .....	20
I.2.3.1 La matrice polypropylène.....	20
I.2.3.2 Le PP-GFL40.....	20
I.3. Procédé de mise en forme des thermoplastiques renforcés par des fibres de verre courtes et longues. ....	22
I.3.1. Procédé de mise en forme par injection .....	22
I.3.2. Mise en œuvre des thermoplastiques renforcés par des fibres courtes (PA6-GF30)....	22
I.3.2.1 Fabrication des compounds à fibres courtes .....	22
I.3.2.2 Mise en œuvre des compounds thermoplastiques à fibres courtes .....	23
I.3.3. Mise en œuvre des thermoplastiques renforcés par des fibres longues (PP-GFL40) ...	24
I.3.3.1 Fabrication des compounds à fibres longues.....	24
I.3.3.2 Mise en œuvre des compounds thermoplastiques à fibres longues .....	25
I.3.4. Mise en œuvre des matériaux de l'étude .....	25
I.4. Conclusion .....	31

## I.1. Introduction

Les applications de pièces de structure dans le transport terrestre, naval ou aérien sont multiples. Elles exploitent les innovations technologiques en termes de matériaux et de procédés de fabrication avec en toile de fond la problématique de gain de masse, de durabilité, de réduction de bruits, etc.

Dans le domaine de l'industrie automobile, environ 12 millions de véhicules, d'une masse moyenne d'une tonne environ, sont produits annuellement en Europe. Les matériaux constituant un véhicule automobile sont présentés en figure I.1.

Ils sont issus des grandes familles suivantes [1,2]:

- métaux : fontes, acier, tôles, aluminium (fontes et tôles), cuivreux, magnésium (environ 74 % de sa masse) ;
- polymères (environ 12%) ;
- élastomères (environ 5%) ;
- verre (environ 3%) ;
- fluides (environ 3%) ;
- matériaux naturels (environ 1%) ;
- autres (environ 2%) ;

L'utilisation des polymères dans les équipements automobiles ne cesse de croître notamment dans les véhicules produits par RENAULT (figure I.2) ; les plus utilisés étant les thermoplastiques, avec plus de 60%, comme illustré en figure I.3.

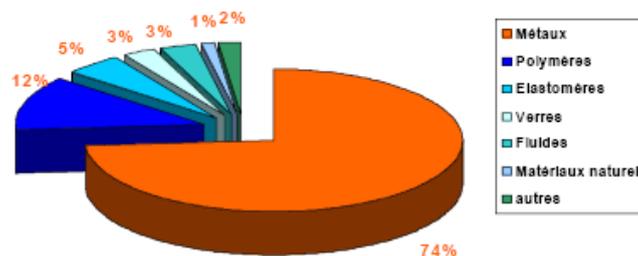


Figure I.1. Les sept grandes catégories de matériaux utilisés dans l'industrie automobiles, d'après [2].

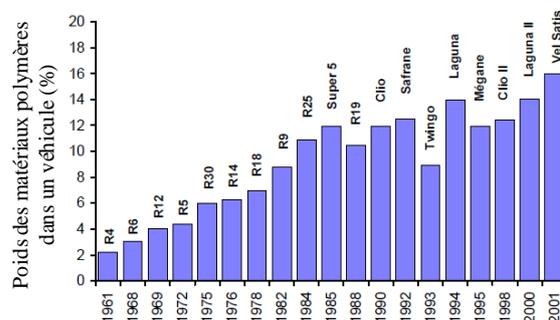
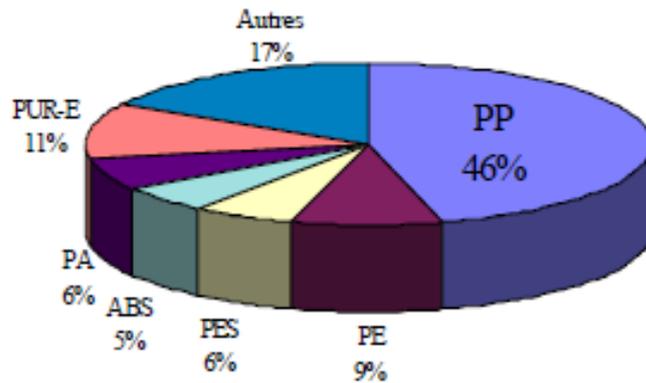


Figure I.2. Evolution de l'utilisation des matériaux plastiques dans les véhicules produits par RENAULT, d'après [2].



**Figure I.3.** Répartition des polymères utilisés dans les véhicules : les thermoplastiques (PP, PE, PES, PA) sont les plus utilisés, d'après [2].

Les matériaux, qui nous intéressent dans le cadre de ce travail, sont les composites à matrices thermoplastiques renforcées par des fibres de verre courtes ou longues. Ils ont fait leur apparition dans l'automobile dans les années 60-70 et sont en passe de remplacer les alliages d'aluminium ou d'autres métaux habituellement privilégiés [2]. L'utilisation de cette catégorie de matériau dans l'industrie automobile est sans doute liée à leurs nombreux avantages : leur résistance exceptionnelle à la fatigue ou encore leur faible dureté par rapport aux métaux comme les alliages d'aluminium.

Les propriétés mécaniques (rigidité et résistance à la rupture) sont améliorées par l'ajout de renforts. A titre d'illustration, nous montrons que l'ajout de 40% en poids de fibres de verre dans une matrice de polypropylène permet de multiplier par 4 à la fois le module d'élasticité, passant de 1,4GPa à 6GPa, et la contrainte à rupture, passant de 27 MPa à 100 MPa.

L'avancée des technologies d'injection et le développement des procédés pour l'obtention des pièces de structure en thermoplastiques renforcés par des fibres de verre offrent un grand potentiel en termes de diminution du coût et d'allègement. Les procédés de mise en forme permettent d'obtenir, à moindre coût, des géométries complexes avec des épaisseurs variables conduisant à un produit de poids plus faible.

L'injection des thermoplastiques chargés de fibres courtes est largement répandue dans le domaine de la plasturgie. Les polymères les plus utilisés pour constituer les matrices des composites à fibres courtes sont le polyamide (PA) et le polypropylène (PP). Pour les composites à fibres longues, on trouvera le plus souvent le polypropylène.

Le constructeur RENAULT a été précurseur dans l'intégration des matériaux composites notamment celle des thermoplastiques renforcés [2]. En effet, plusieurs pièces d'habillage ou de structure sont intégrées dans les gammes de véhicules RENAULT (figures I.4 et I.5). La figure I.4 présente la face avant technique de la Renault Mégane. La façade et la poutre du bouclier sont injectées en polyamide renforcé par des fibres courtes et les entourages des feux d'éclairage sont en polypropylène renforcé par des fibres longues. La figure I.5 montre quelques exemples de pièces en thermoplastiques (TP) renforcés par des fibres de verre.



**Figure I.4.** Façade avant technique du véhicule RENAULT Mégane. Cette structure automobile est en polyamide et polypropylène, tous deux renforcés par des fibres de verre, d'après [3].



Ecran sous moteur (PP+GF)



Prise d'air (PA+GF)



Porte filtre à air (PA+GF)



Planche de bord (TP+ GF)

**Figure I.5.** Exemples d'équipements et composants automobiles en thermoplastiques renforcés par des fibres de verre dans les véhicules produits par RENAULT.

Après cette brève introduction, nous présentons les deux matériaux composites concernés par ce travail de thèse. Il s'agit du polyamide 6 « PA6 », renforcé par des fibres de verre courtes (30% en poids), désigné par PA6-GF30 et du polypropylène « PP », renforcé par des fibres de verre longues (40% en poids), désigné par PP-GFL40. Nous abordons également, dans cette deuxième partie, le procédé d'injection pour les deux matériaux et son influence sur les propriétés mécaniques.

## I.2. Matériaux composites à matrices thermoplastiques renforcées par des fibres de verre

De manière générale, les matériaux composites sont des arrangements continus ou non de renforts noyés dans une matrice. Les renforts sont constitués d'un matériau résistant qui assure la rigidité de la structure. La matrice, dont la résistance mécanique est beaucoup plus faible, joue un rôle de liant permettant le report de charges entre les fibres ainsi que la conservation de la disposition géométrique de ces dernières. Le résultat obtenu par cette association est un ensemble hétérogène et anisotrope. Le choix des fibres, de la matrice, et du type du procédé de fabrication, peuvent influencer fortement les propriétés mécaniques et les performances du matériau élaboré. La liaison entre les fibres et la matrice est créée pendant la phase d'élaboration du composite. La qualité de cette liaison (présence ou non de porosités, défauts, ...) dépend essentiellement du procédé de fabrication et du type des constituants de base utilisés lors de l'élaboration du composite.

Plus précisément, les thermoplastiques (TP) sont des polymères qui présentent l'avantage de pouvoir être, de manière répétée, ramollis par chauffage et durcis par refroidissement. A l'état ramolli, ils peuvent être mis en forme par injection, extrusion ou formage dans un moule. Ils se distinguent des thermodurcissables ou des élastomères qui eux sont transformés par réaction chimique (réticulation).

La cadence de transformation des thermoplastiques, plus rapide que celle des thermodurcissables ou des élastomères, est presque exclusivement liée à leur vitesse de refroidissement.

Les thermoplastiques les plus couramment utilisés sont :

- les polyesters saturés thermoplastiques (PET) ;
- le polyéthylène (PE) ;
- les polyamides (PA) ;
- les polyacétals (polyoxyméthylène) ;
- les polycarbonates (PC) ;
- les polyéthers éther cétone (PEEK) ;
- les polysulfures (PS) ;
- les polypropylènes (PP).

Les thermoplastiques étudiés dans ce travail sont le polyamide 6 et le polypropylène renforcés par des fibres de verre. Dans la suite sont abordés les fibres de verre et les deux matériaux composites de l'étude.

### I.2.1 Fibres de verre

Les fibres de verre sont les renforts les plus utilisés pour les matériaux composites. Il s'agit d'un renfort peu coûteux obtenu par une technique d'élaboration se déclinant en 4 étapes principales. Pendant la première étape, appelée **l'affinage**, la composition est chauffée jusqu'à 1500°C pour que les bulles et impuretés disparaissent. Durant la deuxième étape, appelée **l'étirage**, il s'agit d'étirer à grande vitesse le verre en fusion qui se transforme alors en filament. Ce fil de verre se bobine ensuite autour d'une broche. La troisième étape est **l'ensimage**. Elle consiste à ajouter un revêtement protecteur pour permettre l'agglomération des filaments et faciliter leur intégration dans les polymères. Au cours de cette étape, les fils sont coupés ou bobinés selon le besoin. Enfin durant la dernière étape, appelée **le séchage**, les fils sont maintenus à des températures comprises entre 600 et 700°C.

Les fibres de verre sont choisies comme renforts, essentiellement en raison de leurs bonnes propriétés mécaniques. Elles sont caractérisées par une résistance supérieure à celles des meilleurs aciers connus. Le tableau I.1 résume un ensemble de caractéristiques mécaniques obtenu d'après les données techniques de divers producteurs.

Les fibres de verre considérées ici se présentent sous forme discontinue. Elles présentent des longueurs variant entre 0,3 à 1,2 mm dans le cas des fibres courtes et des longueurs de 5 à 12 mm pour le cas de fibres longues.

**Tableau I.1.** Caractéristiques mécaniques des fibres de Verres (E).

Désignation	Verre E
Masse volumique kg/m <sup>3</sup>	2600
Contrainte à la rupture en traction (MPa)	3200 à 3400
Module d'élasticité en traction (MPa)	72000 à 73000
Déformation à la rupture (%)	4,6 à 4,8
Coefficient de Poisson	0,22

## I.2.2 Polyamide renforcé par des fibres de verre : PA6-GF30

### I.2.2.1 La matrice polyamide

L'appellation polyamide regroupe tous les thermoplastiques contenant des groupements amides N-H-C-O résultant de la réaction d'un acide et d'une amine.

Les principales variétés sont :

- les polyamides 6 ou polycaprolactames ;
- les polyamides 6-4, 6-12, 6-6 et 6-10 ;
- les polyamides 11 et 12 ;
- les polyamides aromatiques appelés plus communément aramides.

Les chiffres qui suivent l'appellation polyamide (PA 6, PA 11, PA 12, PA 6-6, PA 4-6, PA 6-10, PA 6-12) sont relatifs au nombre d'atomes de carbone contenus dans le motif de répétition. Par exemple, les polyamides PA 6, PA 11 et PA 12 sont obtenus par polycondensation d'un amino-acide ou d'un lactame avec respectivement 6, 11 ou 12 atomes de carbone dans le motif. Les PA 6-6, PA 4-6, PA 6-10, PA 6-12 sont obtenus par polycondensation de deux monomères bifonctionnels (une diamine et un diacide). Pour cette

catégorie de polyamide, le premier chiffre correspond au nombre d'atomes de carbone de la diamine alors que le deuxième correspond au nombre d'atomes de carbone du diacide.

Les polyamides se différencient les uns des autres par la longueur des maillons entre les groupes amides et l'arrangement de ces groupes. Certaines propriétés sont nettement affectées par la longueur de ces chaînes. Les polyamides sont des thermoplastiques présentant un très bon compromis entre caractéristiques mécaniques, thermiques et chimiques. Les différents types de polyamides se distinguent principalement par leur température de fusion, et par conséquent leur tenue thermique. Les polyamides présentent cependant un inconvénient majeur : l'hydrophilie importante du groupement amide. En effet, celui-ci entraîne une absorption importante affectant ainsi les propriétés mécaniques et dimensionnelles. Cette absorption se manifeste par une prise d'eau importante et un gonflement.

Les polyamides présentent de bonnes propriétés mécaniques, une résistance à la fatigue et à l'usure élevées et un faible coefficient de frottement. Ils ont aussi un bon comportement à haute température. La température de transition vitreuse généralement admise pour les polyamides est de 60°C. Le tableau I.2 présente quelques propriétés et caractéristiques de la matrice polyamide. La fiche plus détaillée des caractéristiques du PA6 utilisé comme matrice dans les matériaux composites que nous étudions dans le cadre de ce travail est présentée dans l'annexe I.

**Tableau I.2.** Propriétés et caractéristiques du polyamide 6 (PA6) à température ambiante testé en traction à une vitesse de 5 mm/min.

Désignation	PA6
Densité (kg/cm <sup>3</sup> )	1130
Module d'Young E <sup>0</sup> (MPa)	[1200-3400]
Déformation à la rupture (%)	300
Contrainte à la rupture (MPa)	40
Température de service Max (°C)	220

#### I.2.2.2. Le PA6-GF30

Le PA6-GF30, utilisé par RENAULT, est fourni par la société BASF sous la désignation B 3 W G 6, (également appelé 'Ultramid'). Il s'agit d'un polyamide 6 extrudé avec addition de 30% en masse de fibres de verre courtes. La charge de verre rend le matériau considérablement résistant à l'abrasion, à la compression et à la flexion. Le polyamide renforcé présente :

- une très haute résistance à l'usure ; une des meilleures parmi les technopolymères,
- une résistance à la compression et à la traction ainsi qu'une résistance à la fatigue élevées,
- une bonne résistance au vieillissement, aux agents atmosphériques et aux basses températures.

Compte tenu de sa résistance à la compression élevée, l'Ultramid est particulièrement utilisé pour les engrenages et pièces mécaniques à hautes performances. Cela permet ainsi de remplacer certaines pièces en acier ou en aluminium soumises à des chargements cycliques dans des conditions de température élevée. Le tableau I.3 présente les principales caractéristiques et propriétés de l'Ultramid élaboré par BASF.

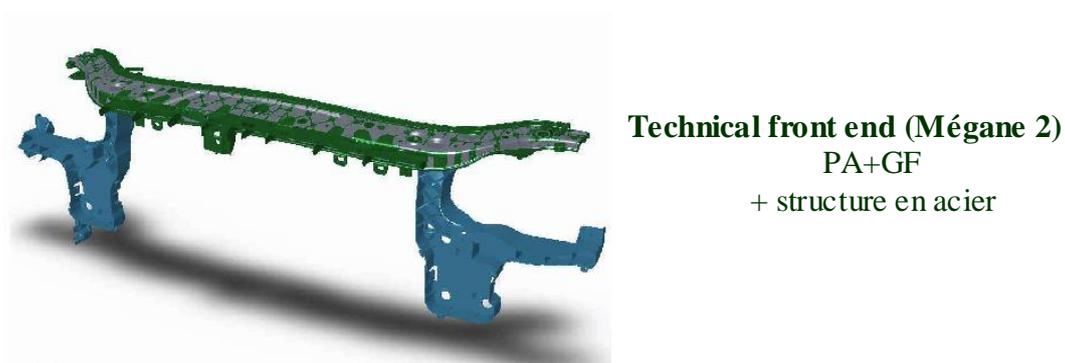
Les détails sur les caractéristiques thermiques, physiques et les paramètres d'injection sont données en annexe 1.

**Tableau I.3.** Propriétés et caractéristiques du PA6-GF30 testé en traction à une vitesse de 5mm/min à température ambiante.

Désignation	PA6-GF30
Densité (kg/cm <sup>3</sup> )	1360
Module d'Young E <sup>0</sup> (MPa)	[6200-9500]
Déformation à la rupture (%)	[3,5-8]
Contrainte à la rupture (MPa)	[115-185]
Température de service Max (°C)	200

Le tableau I.3 montre une dispersion entre les valeurs du module de Young (6200-9500 MPa), les valeurs des déformations à la rupture (3,5-8 %) et les valeurs des contraintes à la rupture (115-185 MPa). Ces variations sont dues aux conditions de mise en service qui influencent la répartition des fibres dans la matrice.

En comparant les tableaux I.2 et I.3 il est possible d'évaluer les effets de l'ajout de renforts dans la matrice polyamide.



**Figure I.6.** Pièce structurale en multi matériau : composite polyamide renforcés par des fibres de verre et acier.

Une des pièces phares proposée par RENAULT en polyamide 6 renforcé par des fibres de verre (PA6-GF30) est la face avant technique de la Mégane 2 (figure I.6). C'est une pièce de structure constituée de PA6-GF30 et d'acier.

## I.2.3 Polypropylène renforcé par des fibres de verre PPGFL40

### I.2.3.1 La matrice polypropylène

Le polypropylène est un polymère obtenu par polymérisation de monomères de propylène de formule chimique (CH<sub>2</sub>=CH-CH<sub>3</sub>). Ce thermoplastique semi-cristallin est comparable au polyéthylène à haute densité (PEHD), dont le processus de fabrication est identique. Les catalyseurs utilisés contrôlent si bien la stéréorégularité du polymère que les polypropylènes commerciaux sont très souvent fortement isotactiques.

On trouve beaucoup de polypropylènes dans les équipements automobiles (les pare-chocs, les tableaux de bord et l'habillage de l'habitacle). C'est le thermoplastique le plus utilisé dans les véhicules produits par RENAULT. Le polypropylène est également utilisé pour les emballages alimentaires en raison de sa résistance à la graisse, sa transparence et son aspect brillant.

Le tableau I.4 regroupe les principales propriétés et caractéristiques mécaniques du polypropylène.

**Tableau I.4.** Propriétés et caractéristiques du polypropylène PP, sollicité en traction avec une vitesse de 5 mm/min à température ambiante.

Désignation	PP
Densité (kg/cm <sup>3</sup> )	900
Module de Young E <sup>0</sup> (MPa)	[1200-1700]
Déformation à la rupture (%)	[100-600]
Contrainte à la rupture (MPa)	[31-42]
Température de service Max (°C)	[160-170]

### I.2.3.2 Le PP-GFL40

Le deuxième matériau étudié dans ce travail est le PP-GFL40 fabriqué par SABIC sous la désignation industrielle : 40YM240. Il est également appelé STAMAX. C'est un polypropylène chargé par des fibres de verre longues avec un taux de 40% en masse. Les fibres de longueurs 5 à 12 mm sont réparties aléatoirement dans la matrice polypropylène.

Le tableau I.5 présente les principales propriétés du PP-GFL40. L'annexe 1 détaille davantage les propriétés et les caractéristiques du PP-GFL40.

**Tableau I.5.** Propriétés et caractéristiques du polypropylène renforcé par des fibres de verre longues obtenues lors d'un essai de traction à une vitesse de 5 mm/min, à température ambiante.

Appellation	PP-GFL40
Densité (kg/cm <sup>3</sup> )	1220
Module d'Young E <sup>0</sup> (MPa)	9400
Déformation à la rupture (%)	2,2
Contrainte à la rupture (MPa)	100/185
Température de service Max (°C)	159

Les hautes performances du polypropylène renforcé par des fibres de verre longues en termes de rigidité, de stabilité dimensionnelle et de fluidité ont permis la conception et la production de fonctions complexes et multi-pièces telles que les modules de face avant (figure I.7).

En outre, les caractéristiques d'écoulement de la résine du PP-GFL40 permettent de concevoir des supports de tableaux de bord à parois plus minces que les matériaux traditionnels. Ce nouveau produit permet de gagner en terme de poids et de minimiser le coût de fabrication, ce qui explique l'augmentation de l'utilisation de ces matériaux dans l'industrie automobile.



**Figure I.7.** Exemples de structures automobiles en PP-GFL, structures RENAULT.

La figure I.7 montre des structures automobiles en PP-GFL (face avant technique et une pièce d'habitacle).

Les deux matériaux présentés : le PA6-GF30 et le PP-GFL40 sont obtenus par un procédé d'injection de granulés de fibres que nous présentons dans le paragraphe suivant.

### **I.3. Procédé de mise en forme des thermoplastiques renforcés par des fibres de verre courtes ou longues.**

#### **I.3.1. Procédé de mise en forme par injection**

Les matériaux composites étudiés dans ce travail sont obtenus par un procédé d'injection de granulés de fibres permettant d'obtenir des pièces de tailles et de complexités géométriques variées tout en restant avantageux du point de vue économique. Les matériaux thermoplastiques, renforcés par des fibres de verre présentent l'avantage de pouvoir être mis en forme par les procédés dédiés aux thermoplastiques non chargés moyennant de légères modifications d'outillages. Les thermoplastiques à fibres courtes, comparativement aux thermoplastiques à fibres longues, présentent une plus grande facilité de mise en œuvre (injection en grande série).

#### **I.3.2. Mise en œuvre des thermoplastiques renforcés par des fibres courtes (PA6-GF30)**

Les pièces en thermoplastiques renforcés par des fibres de verre courtes sont obtenues par un procédé d'injection de compounds à fibres.

##### **I.3.2.1 Fabrication des compounds à fibres courtes**

Les résines thermoplastiques de viscosité très élevée obligent les plasturgistes à fabriquer des compounds homogènes ayant un bon niveau d'imprégnation des fibres. Le compoundage consiste à introduire sur une extrudeuse à double vis (Figure I.8) la résine thermoplastique à l'entrée en zone 1. Après fusion de la résine, le renfort est introduit sous forme de fils coupés dans une deuxième zone d'alimentation (zone 2). Après dégazage et homogénéisation dans la troisième zone de l'extrudeuse, le matériau obtenu est extrudé, granulé, refroidi, séché, trié et emballé (figure I.8). Les granulés obtenus sont renforcés par 30% en masse de fibres courtes. La taille des compounds est de 5 mm environ.

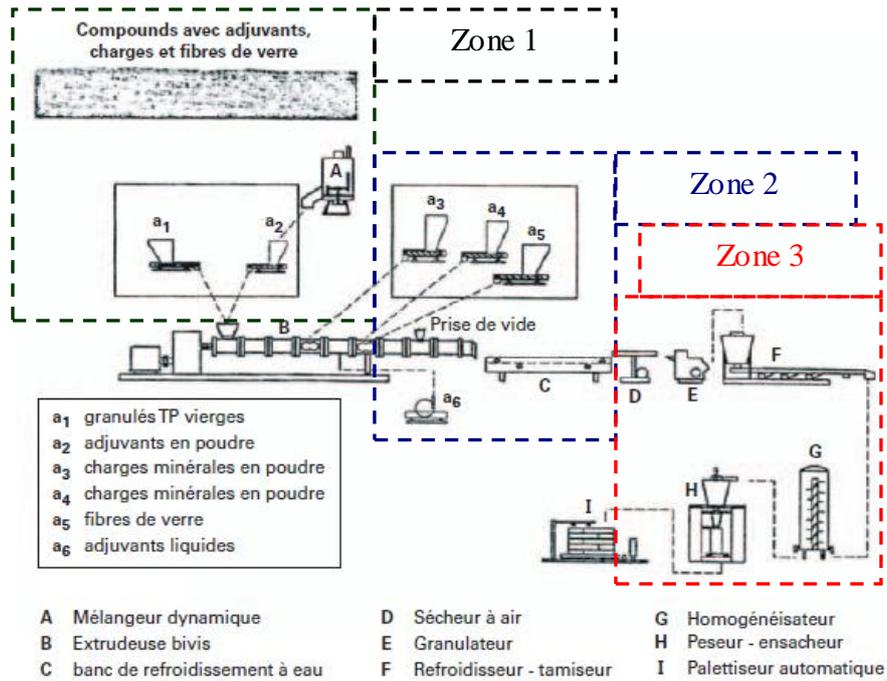
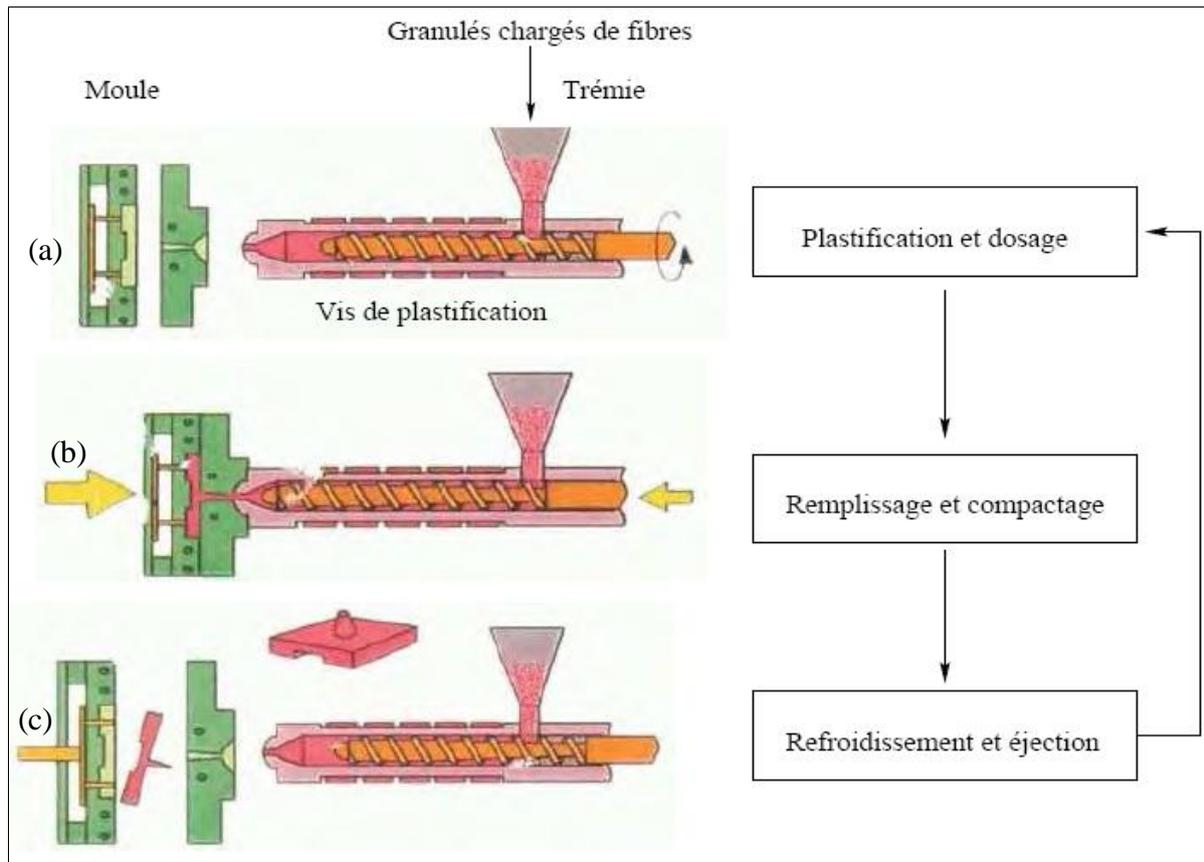


Figure I.8. Exemple de ligne industrielle complète de compoundage [9].

### I.3.2.2 Mise en œuvre des compounds thermoplastiques à fibres courtes

Le produit fini est alors obtenu par injection des compounds. Ce procédé se déroule en 4 étapes.

- La première étape est la plastification de la matière par la vis (figure I.9 (a)). Pendant cette étape, les fibres se cassent ce qui entraîne une diminution de leur longueur moyenne et une répartition non homogène dans l'écoulement.
- La deuxième étape est le remplissage du moule (figure I.9 (b)). La vis joue le rôle d'un piston qui injecte le mélange fondu à vitesse contrôlée. Au cours de cette étape, la répartition des fibres dans le moule est gouvernée par les directions privilégiées de l'écoulement de la résine liées aux conditions d'injection en termes de pression et vitesse d'écoulement.
- Le compactage est la troisième étape du procédé (figure I.9 (b)). C'est la phase de maintien durant laquelle la presse met l'empreinte sous pression en injectant plus de matière afin de combler le retrait du polymère.
- La quatrième phase est le refroidissement qui termine de figer la matière suivant la géométrie du moule. La pièce est ensuite éjectée (figure I.9 (c)).



**Figure I.9.** Les différentes phases du cycle d'injection de compounds thermoplastiques renforcés par des fibres de verre [5].

Ce procédé de mise en œuvre permet d'avoir des pièces complexes de quelques grammes à quelques dizaines de kilogrammes sans reprise d'usinage. La taille de la machine est adaptée à celle des pièces moulées. Le mode opératoire (température de chauffage, température du moule et pression d'injection) est conditionné par la nature du polymère à injecter.

### I.3.3. Mise en œuvre des thermoplastiques renforcés par des fibres longues (PP-GFL40)

#### I.3.3.1 Fabrication des compounds à fibres longues

Un autre type de granulé est utilisé pour l'obtention des thermoplastiques renforcés par des fibres longues. Ils sont obtenus à partir de rovings de verre de longueur variant entre 5 et de 12 mm dans le cas du PP-GFL40, imprégnés en matière fondue puis refroidis. Ces granulés sont obtenus directement avec les proportions nécessaires de renforts.

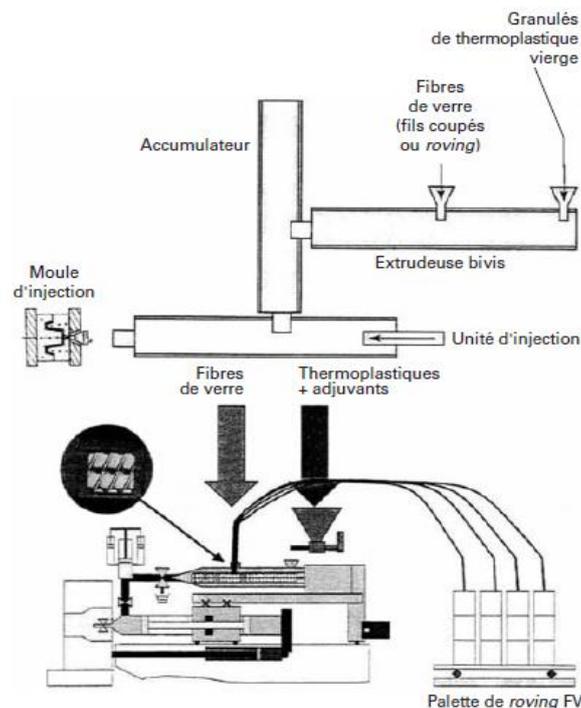
### I.3.3.2 Mise en œuvre des compounds thermoplastiques à fibres longues

Le procédé d'injection des thermoplastiques à fibres longues suit les mêmes étapes que le procédé d'injection des thermoplastiques fibres courtes, en respectant les règles suivantes conseillées pour les conditions de mise en œuvre :

- Une contre pression inférieure à celle appliquée sur des thermoplastiques renforcés par des fibres de verre courtes;
- Pour les grandes géométries, la buse est ouverte ;
- La plastification se réalise à une température supérieure à celle définie pour l'élaboration des thermoplastiques renforcés par des fibres de verre courtes ;
- Pour améliorer les propriétés mécaniques, la vitesse d'injection doit être faible et la pression doit être minimale.

Le procédé d'injection des thermoplastiques renforcés par des fibres longues se déroule en quatre étapes. La figure I.10 illustre les étapes suivantes :

- les matières sont plastifiées,
- injectées dans un moule,
- compactées,
- refroidies pour récupérer les pièces.

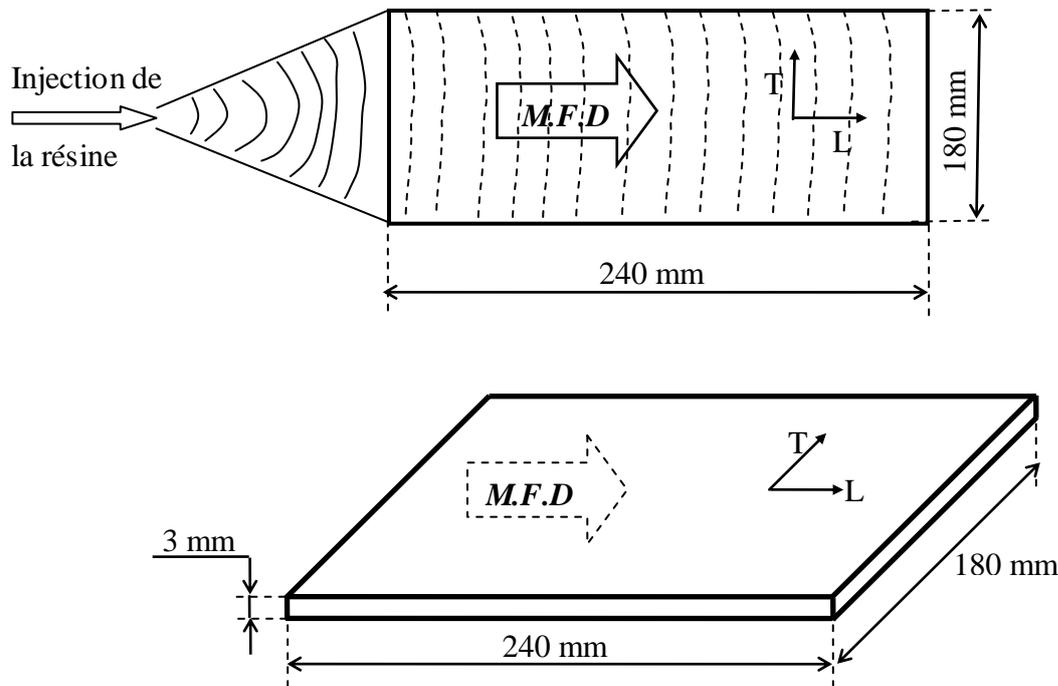


**Figure I.10.** Un exemple de ligne (ligne Krauss-Maffei) dédiée au moulage par injection des thermoplastiques renforcés par des fibres de verre longues [9].

### I.3.4. Mise en œuvre des matériaux de l'étude

Les matériaux étudiés sont fournis sous forme de plaques injectées de dimension 240mm x 180mm x 3mm. Ces plaques sont obtenues par injection en queue de carte de telle sorte que l'injection de la matière permet une répartition quasiment homogène de la résine renforcée dans le moule. La figure I.11 présente une plaque injectée. Les plaques sont

obtenues par les procédés de mise en forme décrits précédemment. Le même moule est utilisé pour l'obtention des plaques des deux matériaux. Compte tenu des procédés d'élaboration adoptés, les caractéristiques des échantillons obtenus à partir des plaques dépendent de la direction de prélèvement. On désignera dans la suite du manuscrit la direction longitudinale (L) comme la direction d'injection. Cette dernière correspond à la direction de l'écoulement lors du moulage : Mold Flow Direction (MFD). La direction transversale (T) désignera la direction perpendiculaire à la direction d'injection.



**Figure I.11.** Plaque de dimension 240mm x 180mm x 3mm, de PA6-GF30 et de PP-GFL40, où sont prélevés les échantillons. La direction longitudinale (L) est la direction parallèle à la MFD. La direction transversale (T) est la direction perpendiculaire à la MFD.

Dans le cadre de ce travail, les éprouvettes testées ont été usinées à partir des plaques injectées décrites précédemment. Ce choix est justifié par le fait que l'élaboration des plaques permet de tester des éprouvettes ayant la même mésostructure que celle des pièces réelles. En effet, le procédé d'injection induit dans le matériau composite une mésostructure spécifique. Celle-ci est affectée par les conditions de moulage par injection : vitesse d'écoulement, viscosité de la résine, températures (moule, résine, ...) et épaisseur de la pièce injectée. De ce fait, l'ensemble des essais mécaniques, en quasi-statique et en fatigue, réalisé dans ce travail est fait sur des éprouvettes usinées à partir de plaques injectées et non sur des éprouvettes directement injectées. Compte tenu des dimensions réduites des éprouvettes, la mésostructure du matériau ne serait pas représentative.

Les observations mésoscopiques dans l'épaisseur de la plaque ont permis de montrer que les fibres sont disposées selon un empilement particulier lié au sens de l'écoulement de la résine dans le moule. Dans le sens de l'écoulement (MFD), l'observation d'une coupe parallèle au MFD montre que la répartition des fibres dans le matériau composite injecté est analogue à un stratifié symétrique constitué de six couches [R/0°/90°]<sub>s</sub> (R pour Random).

Dans le sens perpendiculaire à l'écoulement, on peut constater que le matériau injecté présente un empilement du type  $[R/90^\circ/0^\circ]_s$ . Ce constat a été fait dans les récents travaux présentés par Bernasconi et al [8].

La répartition des fibres dans la plaque injectée est due aux efforts de cisaillement induits par l'écoulement de la résine notamment au voisinage des parois du moule. En considérant le sens d'écoulement de la résine (MFD) comme la direction de référence notée direction longitudinale (L), la mésostructure dans l'épaisseur de la plaque injectée est constituée comme suit :

- de deux couches (1 et 6) supérieure et inférieure (R) qui enveloppent la plaque (figure I.15) où les fibres sont orientées aléatoirement. Les épaisseurs de ces couches sont faibles par rapport à l'épaisseur de la plaque. Les fibres s'orientent aléatoirement quand la résine injectée touche les surfaces froides du moule.
- des couches 2 et 5 ( $0^\circ$ ) qui représentent 80% de l'épaisseur de la plaque. Dans ces couches, l'effort de cisaillement induit par l'écoulement de la résine est très important. Les fibres de verre sont alors orientées parallèlement au sens d'écoulement (MFD). Les fibres suivent la direction de la vitesse d'injection.
- des couches 3 et 4 ( $90^\circ$ ) situées dans la zone centrale et qui représentent 20% de l'épaisseur de la plaque, les fibres sont perpendiculaires à la direction de l'injection. Dans cette zone l'effort de cisaillement dû à l'écoulement tend à s'annuler, ce qui explique la tendance des fibres à s'orienter perpendiculairement à la direction d'injection.

La répartition des fibres dans la matrice est illustrée sur les figures I.12, I.13 et I.14. La figure I.12 présente une vue en perspective 3D d'une plaque obtenue par le procédé d'injection décrit précédemment. Les flèches indiquent la direction d'injection de la résine (MFD). La surface (a) de la plaque est en contact avec le moule. Près de cette surface sur une épaisseur de quelques dizaines de micromètres, les fibres sont réparties aléatoirement. Cette répartition aléatoire des fibres en surface est due au gradient de température entre la résine injectée chaude (température d'écoulement) et les surfaces du moule refroidi. Une coupe (b) de normale parallèle à la direction de l'écoulement de la résine comporte trois couches. Les couches supérieure et inférieure de cette surface montrent que les fibres sont parallèles à la direction de l'écoulement de la résine. Au milieu de cette surface, les fibres sont perpendiculaires au sens de l'écoulement. Une coupe (c) de l'échantillon se compose aussi de trois couches, qui confirment les mêmes résultats montrés par la surface (b).

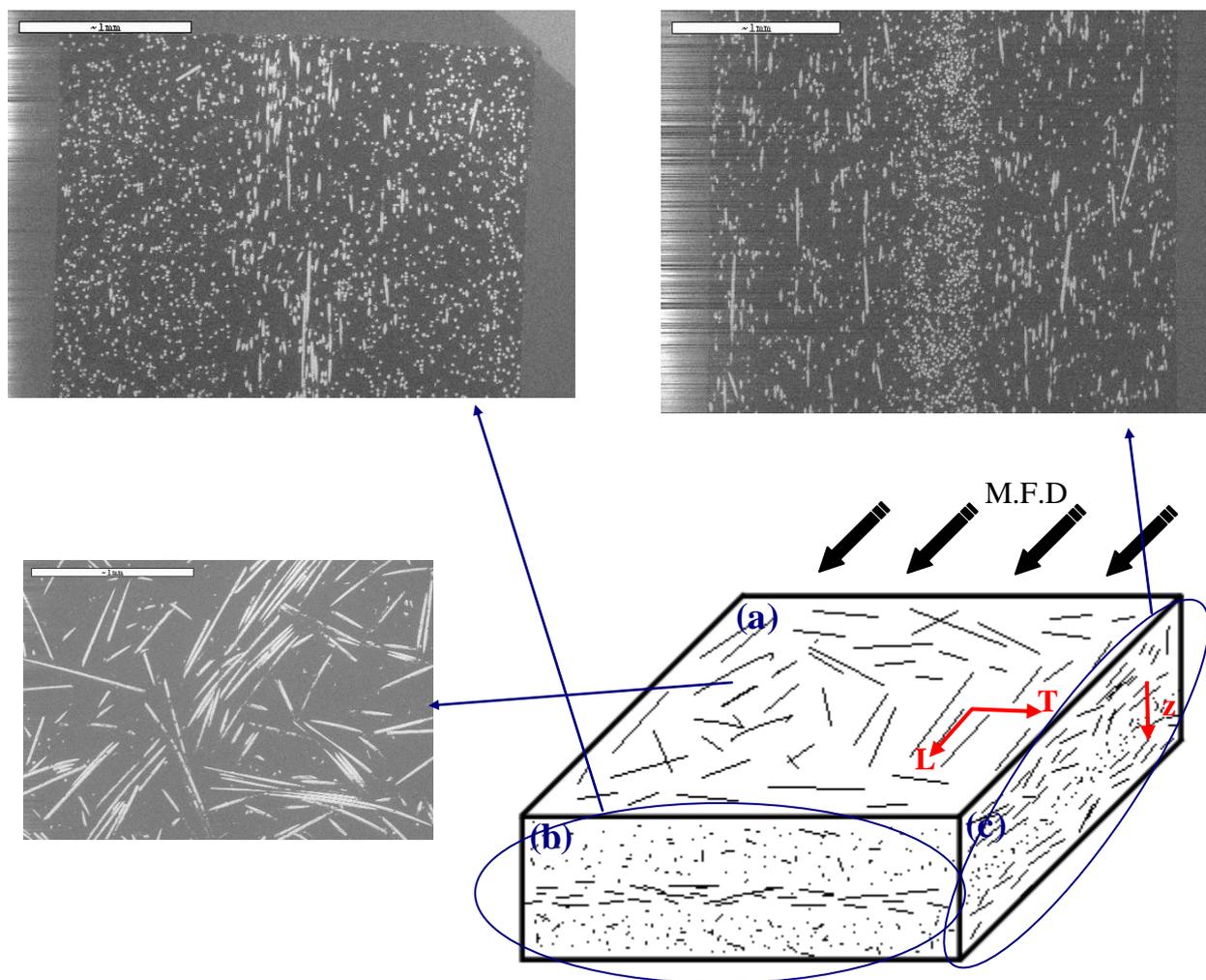
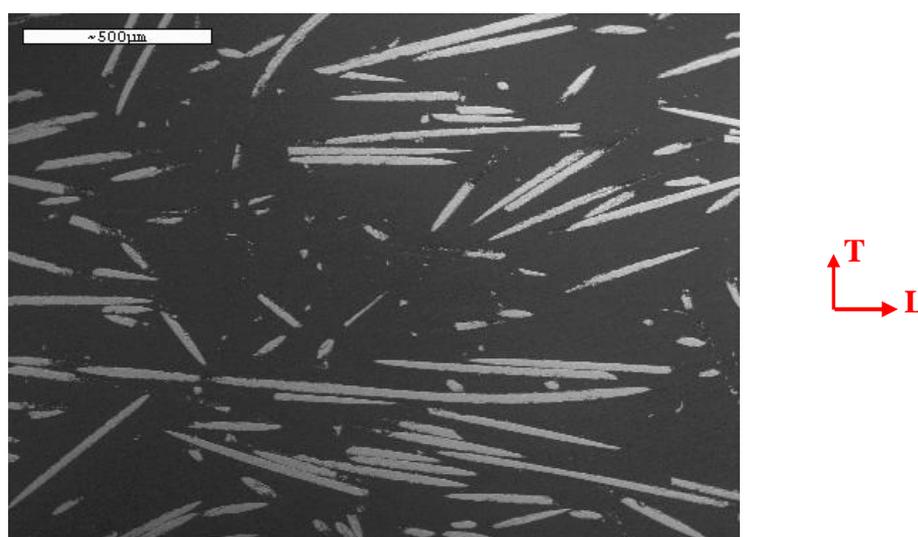
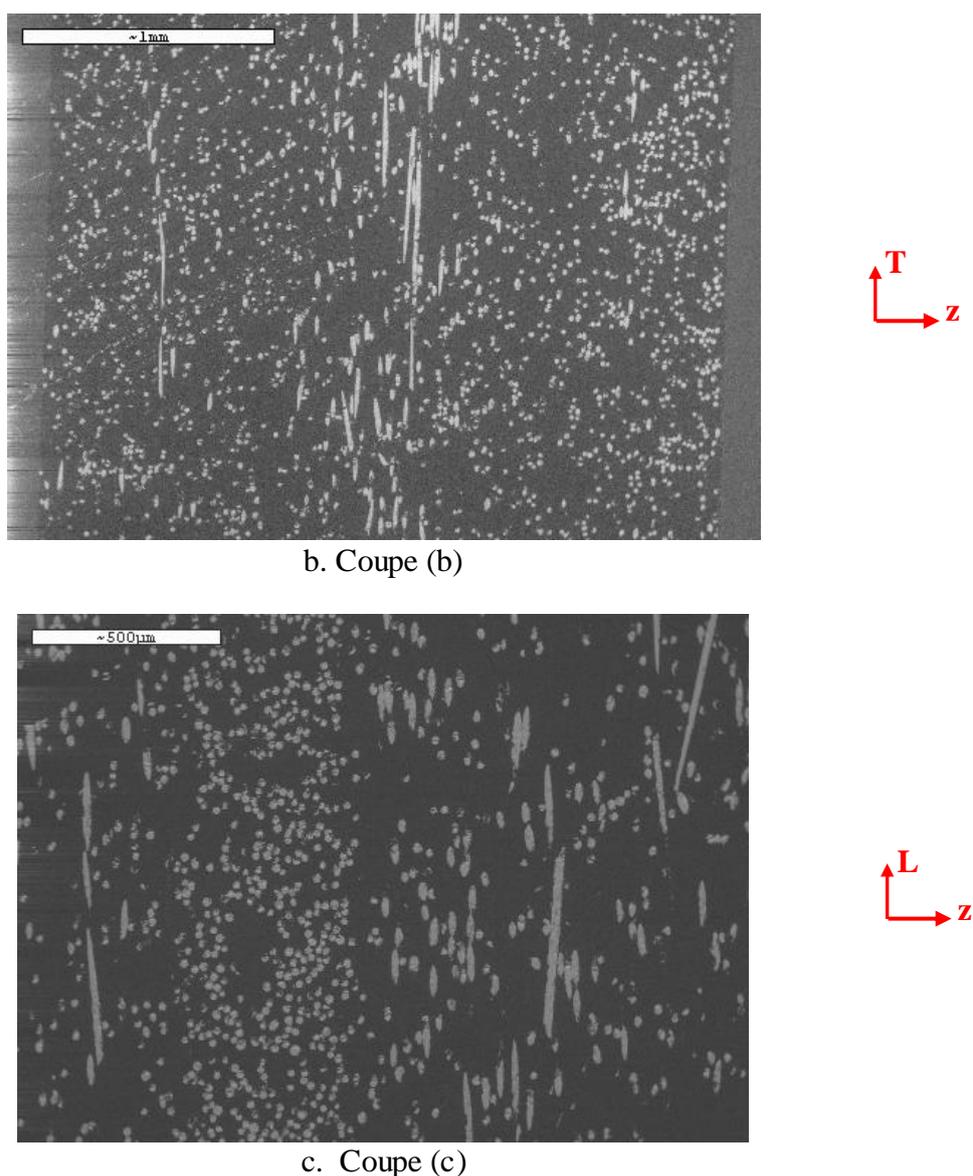


Figure I.12. Echantillon de plaque (PA6-GF30 et PP-GFL40) montrant la répartition des fibres en surface.



a. Coupe (a)



**Figure I.13.** Répartition des fibres sur les faces d'une plaque en PA6-GF30.

Les figures I.13 et I.14 montrent respectivement pour le PA6-GF30 et le PP-GFL40 des observations microscopiques obtenues à l'aide d'un microscope électronique à balayage (MEB) des trois surfaces (a), (b) et (c) repérées sur la figure I.12. Les observations réalisées par le MEB corroborent la schématisation de la figure I.12 pour les deux matériaux. La répartition des fibres de verre dans la plaque (figures I.12, I.13 et I.14) conduit à comparer les deux matériaux de l'étude à des matériaux stratifiés à 6 couches comme déduit précédemment en page 23.

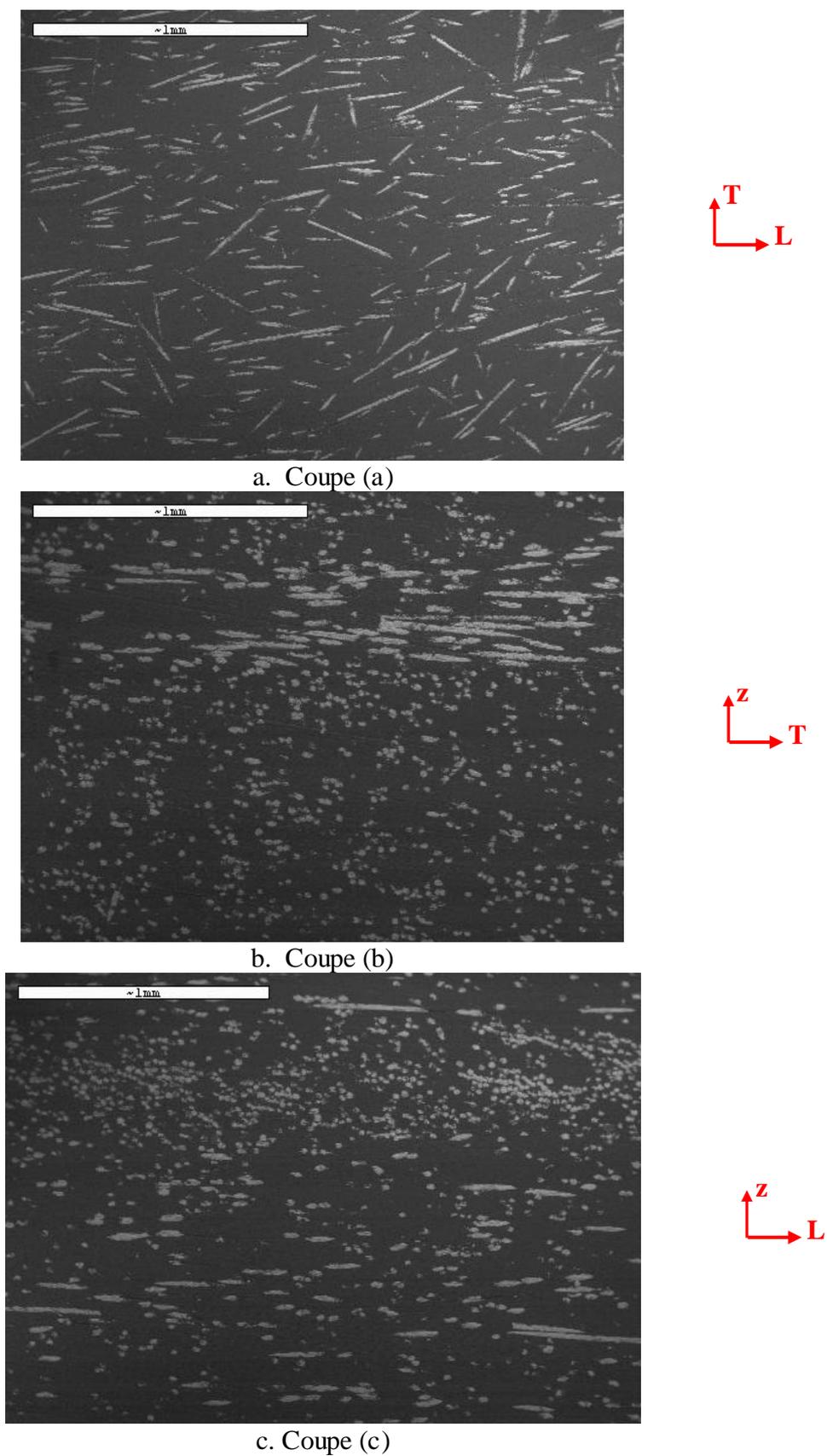
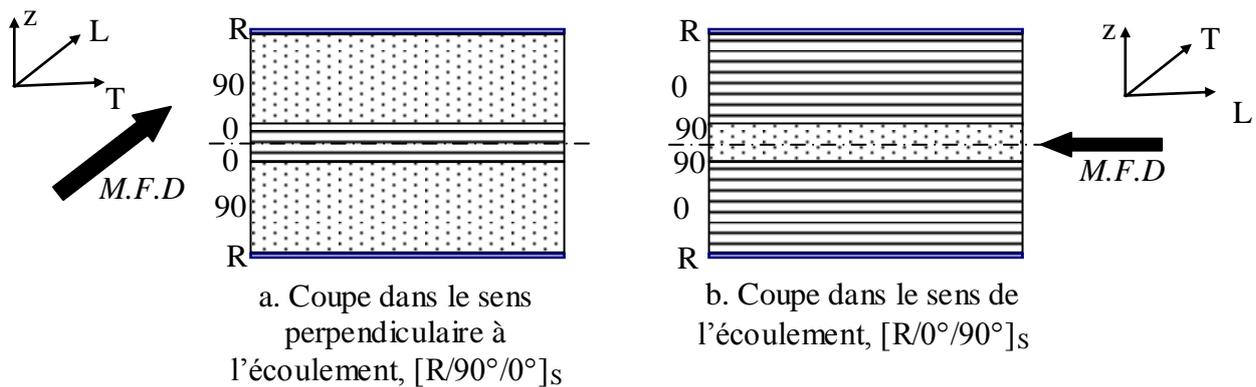


Figure I.14. Répartition des fibres sur les faces d'une plaque en PP-GFL40.

Dans le sens d'écoulement de la résine, défini comme sens longitudinal, le matériau est donc équivalent à un stratifié  $[R/0^\circ/90^\circ]_s$  tandis que dans le sens perpendiculaire (sens transversal) le matériau est équivalent à un stratifié symétrique  $[R/90^\circ/0^\circ]_s$ . En appliquant la théorie des plaques stratifiées à ces deux séquences d'empilements symétriques et en respectant l'ordre de grandeur des épaisseurs, nous pouvons constater que pour les éprouvettes prélevées dans le sens longitudinal, le module de Young ( $E_L$ ) sera approximativement deux fois plus élevé que celui caractérisant les éprouvettes dans le sens transverse ( $E_T$ ). Ce constat peut s'expliquer par l'épaisseur élevée des plis à  $0^\circ$  dans le sens longitudinal.

La réalisation des essais mécaniques sur les deux matériaux étudiés et dans les deux directions (L et T) permettra de valider expérimentalement cette observation.



**Figure I.15.** Les deux stratifiés correspondant aux deux directions de prélèvement des échantillons pour les matériaux de l'étude (PA6-GF30 et PP-GFL40).

## I.4. Conclusion

Les matériaux de l'étude sont des thermoplastiques renforcés par des fibres de verre. Le PA6-GF30, fourni par BASF, est un polyamide 6 renforcés par 30% en masse des fibres de verre courtes. Le PP-GFL40, fourni par SABIC, est un polypropylène renforcé par 40% en masse de fibres longues de verre. Les deux matériaux sont obtenus par un procédé d'injection de compounds. Le même moule est utilisé pour l'obtention des plaques des deux matériaux étudiés.

La répartition des fibres dans l'épaisseur des plaques injectées induit une différence sensible dans le comportement des matériaux étudiés entre la direction longitudinale et transversale.

Le chapitre II présente les résultats d'essais de traction statique, avec relâchements élastiques et d'essais de fatigue réalisés pour les deux matériaux dans les directions longitudinale et transversale.

## CHAPITRE II

# Caractérisation mécanique du comportement quasi-statique et cyclique

### SOMMAIRE

II.1	Introduction .....	33
II.2	Procédure expérimentale : géométrie des éprouvettes, dispositif et moyens d'essais .....	34
II.2.1	Géométrie des éprouvettes .....	34
II.2.2	Dispositif et moyen d'essais .....	34
II.3	Essais de traction monotone .....	37
II.3.1.	Conditions expérimentales.....	37
II.3.2.	Essais de traction longitudinal sur des éprouvettes en PA6-GF30.....	37
II.3.3.	Essais de traction transversale sur les éprouvettes en PA6-GF30.....	39
II.3.4.	Essais de traction longitudinale sur des éprouvettes en PP-GFL40.....	41
II.3.5.	Essais de traction transversale sur des éprouvettes en PP-GFL40.....	43
II.3.6.	Analyse des résultats expérimentaux et discussion.....	44
II.4	Essais de traction avec relâchements élastiques.....	46
II.4.1.	Protocole d'essais.....	47
II.4.2.	Essais réalisés sur les matériaux de l'étude.....	50
II.5	Essais de fatigue .....	52
II.5.1	Protocole d'essais.....	55
II.5.2	Essais de fatigue en traction-traction longitudinale : PA6-GF30.....	56
II.5.3	Essais de fatigue en traction-traction transversale : PA6-GF30 .....	58
II.5.4	Essais de fatigue en traction-traction longitudinale : PP-GFL40.....	60
II.5.5	Essais de fatigue en traction-traction transversale : PP-GFL40 .....	63
II.6.	Synthèse des résultats expérimentaux .....	65
II.7.	Conclusion .....	66

## II.1 Introduction

Le chapitre II présente une approche expérimentale dédiée à la caractérisation du comportement élastique endommageable en statique et en fatigue des deux matériaux de l'étude.

Les essais mécaniques, en quasi statique et sous sollicitations cycliques, ont été réalisés sur des éprouvettes normalisées usinées à partir des plaques injectées présentées dans le chapitre I. Les essais ont permis de déterminer les propriétés mécaniques en termes d'élasticité et de rupture ainsi que les cinétiques d'endommagement des deux matériaux de l'étude dans les directions (L) et (T).

Les cinétiques d'endommagement des deux matériaux sont évaluées à partir des essais de fatigue. Ces essais ont permis de comprendre l'évolution de l'endommagement en fonction du nombre de cycles, afin de formuler un nouveau modèle d'endommagement en fatigue pour les matériaux étudiés. Le modèle concerne les thermoplastiques renforcés par des fibres de verre et est formulé principalement pour la modélisation du comportement en fatigue du PA6-GF30 et du PP-GFL40.

Les essais réalisés dans cette étude sont les suivants :

i) Essais de traction monotone dans les directions longitudinale et transversale. Ces essais ont permis de déterminer pour les deux matériaux les propriétés et les caractéristiques mécaniques suivantes :  $E_{LL}^0; E_{TT}^0; \nu_{LT}; \nu_{TL}; \varepsilon_{LL}^{seuil}; \varepsilon_{TT}^{seuil}; \varepsilon_{LL}^{rup}; \varepsilon_{TT}^{rup}; \sigma_{LL}^{seuil}; \sigma_{TT}^{seuil}; \sigma_{LL}^{rup}; \sigma_{TT}^{rup}$ .

ii) Essais de traction avec décharges par relâchements élastiques. Ces essais ont pour but de caractériser les niveaux d'endommagement critiques en régime quasi-statique dans les deux directions du matériau (longitudinale et transversale) notés respectivement :  $d_{LL}^{tot}; d_{TT}^{tot}$ .

iii) Essais cycliques (traction-traction) à différents niveaux de déplacements imposés, réalisés dans les deux directions, pour les deux matériaux. Les courbes d'endommagement en fonction du nombre de cycles contribuent à comprendre et à identifier les phases de la cinétique d'endommagement et les phases caractéristiques pour chaque matériau.

On précise les notations utilisées :

$E_{LL}^0$  : Module d'Young du matériau sain dans la direction longitudinale.

$E_{TT}^0$  : Module d'Young du matériau sain dans la direction transversale.

$\nu_{LT}$  : Coefficient principal de Poisson.

$\nu_{TL}$  : Coefficient secondaire de Poisson.

$\varepsilon_{LL}^{seuil}$  : Déformation seuil d'endommagement dans la direction longitudinale.

$\varepsilon_{TT}^{seuil}$  : Déformation seuil d'endommagement dans la direction transversale.

$\sigma_{LL}^{seuil}$  : Contrainte seuil d'endommagement dans la direction longitudinale.

$\sigma_{TT}^{seuil}$  : Contrainte seuil d'endommagement dans la direction transversale.

$\varepsilon_{LL}^{rup}$  : Déformation à rupture dans la direction longitudinale.

$\varepsilon_{TT}^{rup}$  : Déformation à rupture dans la direction transversale.

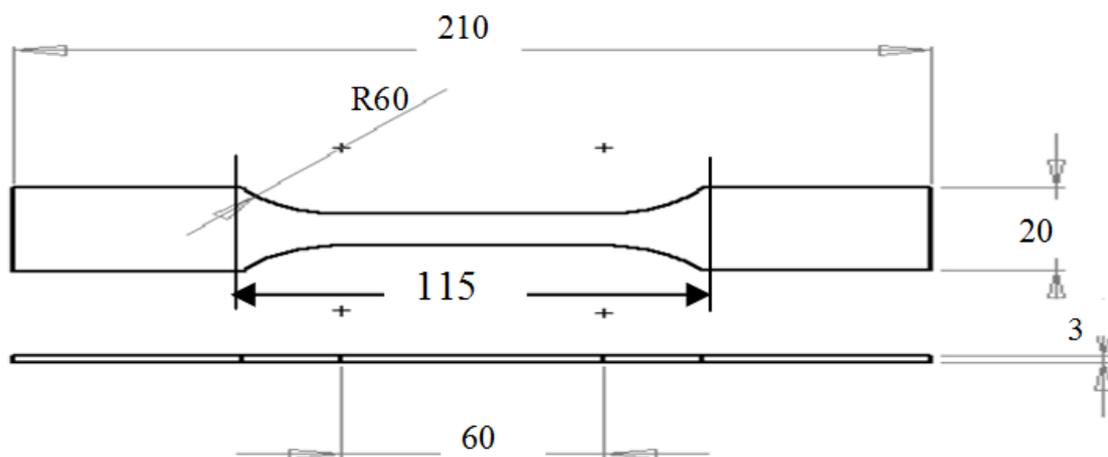
$\sigma_{LL}^{rup}$  : Contrainte à rupture (maximale) dans la direction longitudinale.

- $\sigma_{TT}^{rup}$  : Contrainte à rupture (maximale) dans la direction transversale.  
 $d_{LL}^{tot}$  : Endommagement total (critique) dans la direction longitudinale.  
 $d_{TT}^{tot}$  : Endommagement total (critique) dans la direction transversale.  
 $d_{LL}^{qs}$  : Endommagement dû au chargement statique dans la direction longitudinale.  
 $d_{TT}^{qs}$  : Endommagement dû au chargement statique dans la direction transversale.  
 $d_{LL}^f$  : Endommagement dû au chargement cyclique (fatigue) dans la direction longitudinale.  
 $d_{TT}^f$  : Endommagement dû au chargement cyclique (fatigue) dans la direction transversale.

## II.2 Procédure expérimentale : géométrie des éprouvettes, dispositif et moyens d'essais

### II.2.1 Géométrie des éprouvettes

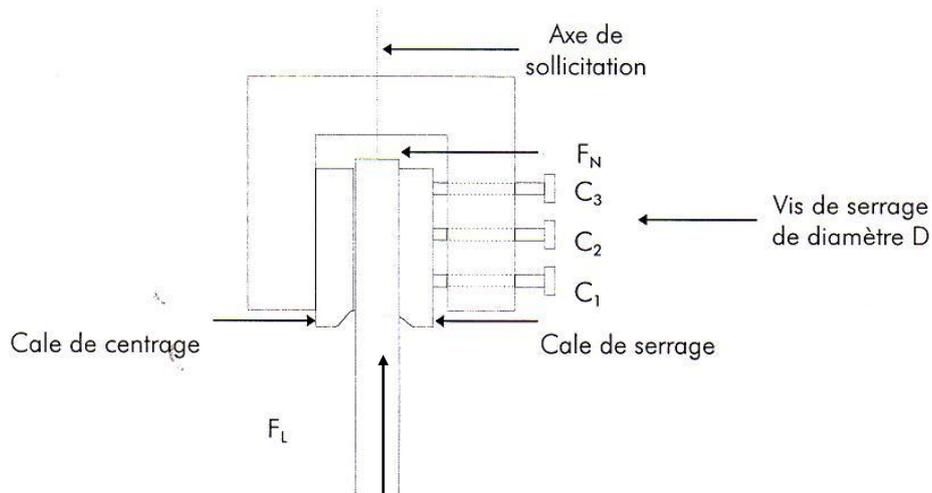
Les éprouvettes utilisées pour tous les essais présentés dans ce travail sont des éprouvettes normalisées ISO de type haltère présentées sur la figure II.1. Les éprouvettes sont usinées dans les plaques obtenues par injection, dans les directions longitudinale et transversale. Le procédé de découpe par jet d'eau hyperbare utilisé assure une découpe à froid, sans endommagement ni déformation thermique du matériau.



**Figure II.1.** Géométrie des éprouvettes usinées et utilisées pour les essais de traction statique et les essais de fatigue en traction répétée (unités en mm).

### II.2.2 Dispositif et moyen d'essais

Le dispositif utilisé a été conçu spécialement pour faire des essais mécaniques de traction statique ou des essais cycliques de traction-traction sur des composites. Les éprouvettes sont installées dans les mors, au montage, entre deux cales calibrées (figure II.2), ce qui permet de centrer l'éprouvette dans l'axe de sollicitation en choisissant une cale de centrage adaptée à l'épaisseur de l'éprouvette. Une force de serrage est ensuite appliquée par l'intermédiaire de vis qui s'appuient sur une cale de serrage, comme le présente la figure II.2.



**Figure II.2.** Mise en place d'une éprouvette dans le montage.  $F_L$  est l'effort de traction appliquée à l'éprouvette.  $F_N$  la force de serrage perpendiculaire à l'axe de l'éprouvette.  $C_1$ ,  $C_2$  et  $C_3$  sont les couples de serrage (contrôlés) appliqués sur les vis de serrage.

Les cales situées du côté des vis permettent d'appliquer le couple de serrage et de répartir la pression de serrage sur l'éprouvette sans l'endommager. Les valeurs des couples de serrage, voir tableau II.1, sont choisies de telle sorte que le glissement est empêché. Cela permet également d'éviter une rupture précoce dans la zone d'amarrage du fait de la répartition progressive des couples de serrage. Ainsi, la rupture d'une éprouvette apparaît toujours dans sa partie utile.

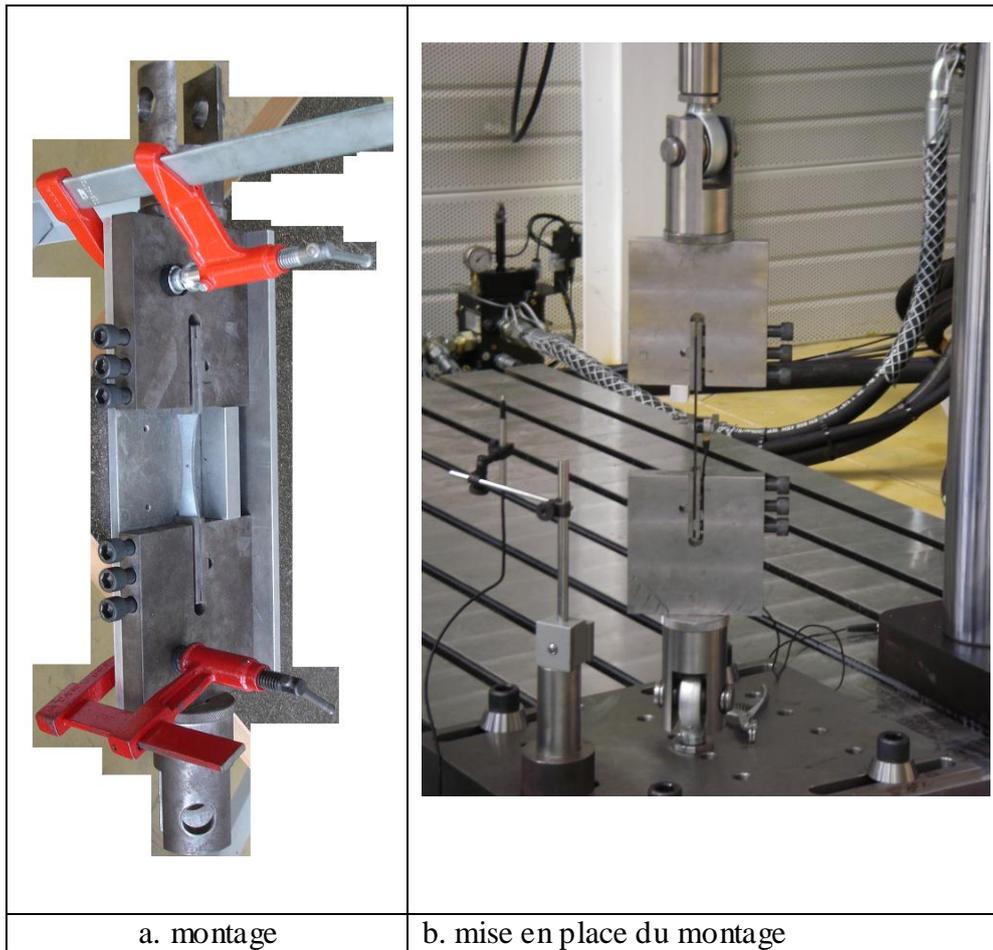
**Tableau II.1.** Couples de serrage appliqués

Couples de serrage	$C_1$	$C_2$	$C_3$
Nm	0	10	20

Les cales utilisées sont lisses (sans stries en surface). Néanmoins elles sont sablées afin d'accroître l'adhérence et éviter le glissement. Les éprouvettes, ainsi que les cales, sont dégraissées à l'acétone avant leur mise en place dans le montage. L'éprouvette est ensuite installée dans les mors et les couples de serrage sont appliqués avec les valeurs données dans le tableau II.1.

Les figures II.2 et II.3 présentent le montage utilisé pour tous les essais réalisés. Une particularité de ce montage est la présence de deux rotules. Elles permettent de libérer les rotations (pas de transmission de moments) afin d'être dans les conditions expérimentales de traction pure. Elles facilitent la mise en place du montage pour assurer l'alignement.

Les mors sont alignés le long d'une plaque et sont fixés à celle-ci par des serre-joints (figure II.3). Cette solution de mise en place a permis d'effectuer le serrage sans risquer d'endommager l'éprouvette par des flexions parasites générées au serrage. L'ensemble mors-plaque-serre-joints est finalement installé dans les amarrages de la machine de traction puis les mors sont désolidarisés de la plaque avant le démarrage de l'essai.



**Figure II.3.** Dispositif expérimental utilisé pour les essais statiques et cycliques. Mise en place des éprouvettes entre le vérin de la machine d'essai (INSTRON) et le socle fixe lié à la plateforme de la machine.

La machine utilisée pour réaliser les essais est une machine servohydraulique biaxiale. Elle dispose d'un vérin horizontal et d'un vérin vertical de capacité maximale  $\pm 50$  KN. Seul le vérin vertical est utilisé dans cette étude.

La configuration de la machine lors des essais est la suivante :

- La cellule de force a une charge maximale de  $\pm 25000$  N,
- La course maximale du vérin vertical est de  $\pm 125$  mm,
- Une chaîne de mesure ayant 12 voies d'acquisition permet d'acquérir les efforts, les déplacements et les déformations (jauges ou extensomètres) en temps réel au cours de l'essai.

## II.3 Essais de traction monotone

### II.3.1. Conditions expérimentales

Les essais ont été effectués selon la norme NF T 51-034 sur des éprouvettes instrumentées par des jauges de déformation de résistance 120  $\Omega$  et de longueur 5 mm. Un extensomètre ayant une étendue (base) de mesure de 12,5 mm est également utilisé pour valider les mesures de déformations par jauges électriques. La vitesse de sollicitation a été fixée à 1 mm/min.

Dix essais de traction statique ont été réalisés par direction (L et T) pour chaque matériau soit au total 40 essais de traction monotone. Dans un souci de lisibilité, on présente dans la suite les courbes obtenues à partir de cinq essais pour chaque matériau étudié.

### II.3.2. Essais de traction longitudinale sur des éprouvettes en PA6-GF30

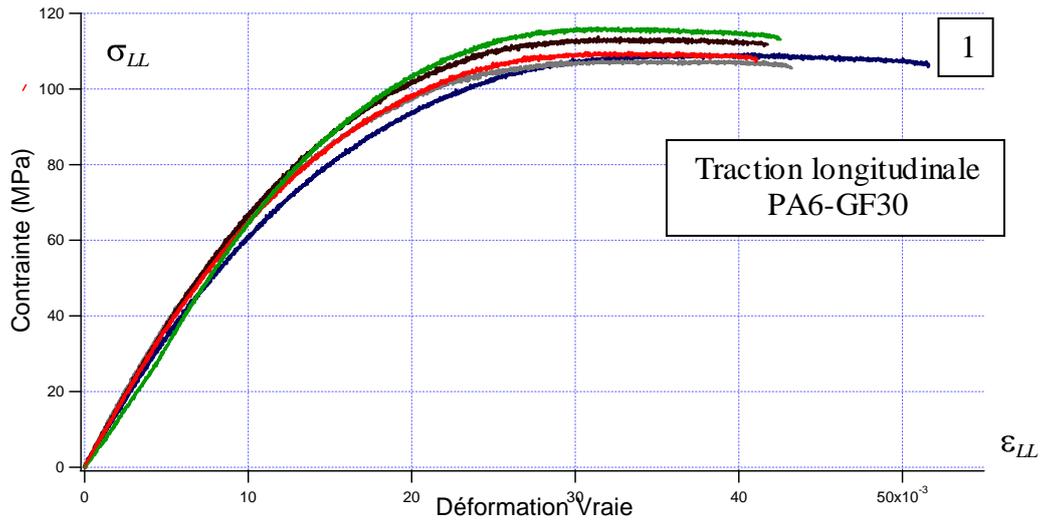
Les courbes de traction dans la direction longitudinale du PA6-GF30 sont présentées sur la figure II.4. Le comportement global est élastique endommageable et présente deux phases. La première phase est élastique linéaire. La deuxième phase, non linéaire, est due à l'endommagement. Cette phase est caractérisée par un seuil d'endommagement correspondant au début de la non linéarité.

Le module d'Young longitudinal  $E_{LL}^0$  est déterminé suivant la norme ISO 527 et est donné par l'équation suivante :

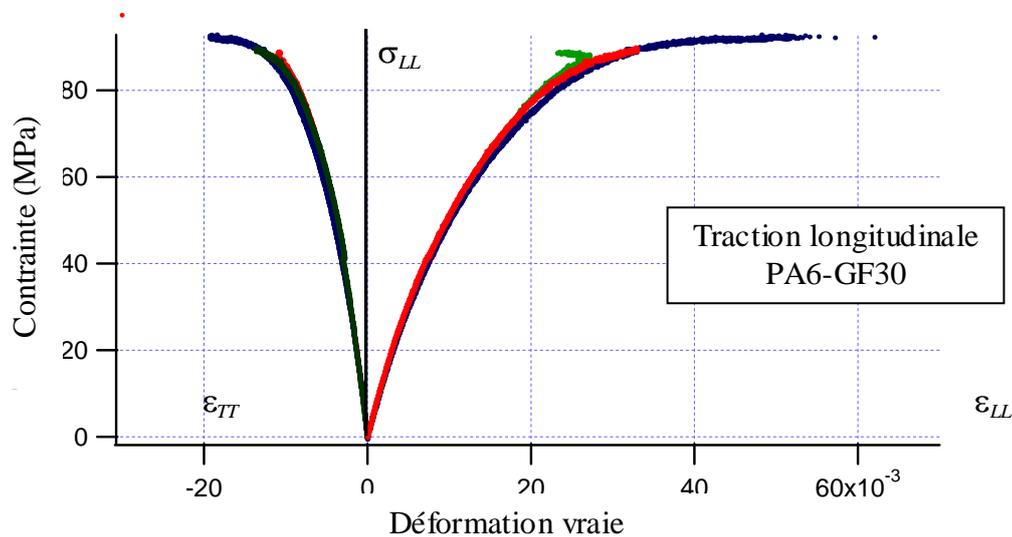
$$E_{LL}^0 = \frac{\sigma_1 - \sigma_2}{\varepsilon_2 - \varepsilon_1} \quad (2.1)$$

où  $\sigma_1$  est la contrainte mesurée pour une petite valeur de déformation  $\varepsilon_1 \approx 0,001$  et  $\sigma_2$  est la contrainte mesurée pour une valeur de déformation  $\varepsilon_2 \approx 0,003$ .

Les valeurs de  $\varepsilon_1$  et  $\varepsilon_2$  sont choisies dans la partie linéaire de la courbe contrainte déformation. Les courbes présentées sur la figure II.4 ont permis de déterminer les propriétés mécaniques du PA6-GF30. Celles-ci sont regroupées dans le tableau II.2.



a. Courbes contrainte déformation obtenues à partir des essais de traction réalisés sur des éprouvettes en PA6-GF30 dans la direction longitudinale.



b. Courbes contrainte déformation longitudinale  $\varepsilon_{LL}$  et contrainte déformation transversale  $\varepsilon_{TT}$  obtenues à partir des essais de traction réalisés sur des éprouvettes en PA6-GF30 dans la direction longitudinale.

**Figure II.4.** Courbes contrainte-déformation obtenues en traction dans la direction longitudinale du PA6-GF30.

La figure II.4.a présente cinq courbes contrainte/déformation, obtenues à partir des essais de traction monotones réalisés sur des éprouvettes en PA6-GF30 usinées dans la direction longitudinale de la plaque. Le capteur de force en tête du vérin et un extensomètre sont utilisés respectivement pour la mesure de l'effort et le calcul de la déformation. La figure II.4.b présente des courbes de contrainte/déformation obtenues à partir de trois essais de traction réalisés sur le même type d'éprouvette. Les déformations dans les deux directions sont obtenues à l'aide de jauges bidirectionnelles placées dans la partie centrale des éprouvettes.

On constate une dispersion des résultats qui commence à être visible à partir de 1% de déformation sur la figure II.4.a. Pour un des essais, le matériau atteint une déformation ultime

supérieure à 5% (courbe indiquée par 1 sur la figure II.4). Cette dispersion est attribuée à l'orientation des fibres induite dans le matériau par le procédé de mise en forme ainsi que la variabilité de l'orientation des fibres d'une plaque à l'autre. Il est à noter que les éprouvettes testées n'ont pas été usinées nécessairement à partir d'une même plaque injectée.

Le coefficient de Poisson  $\nu_{LT}$  du matériau est déterminé à partir des courbes de traction présentées en figure II.5.b.

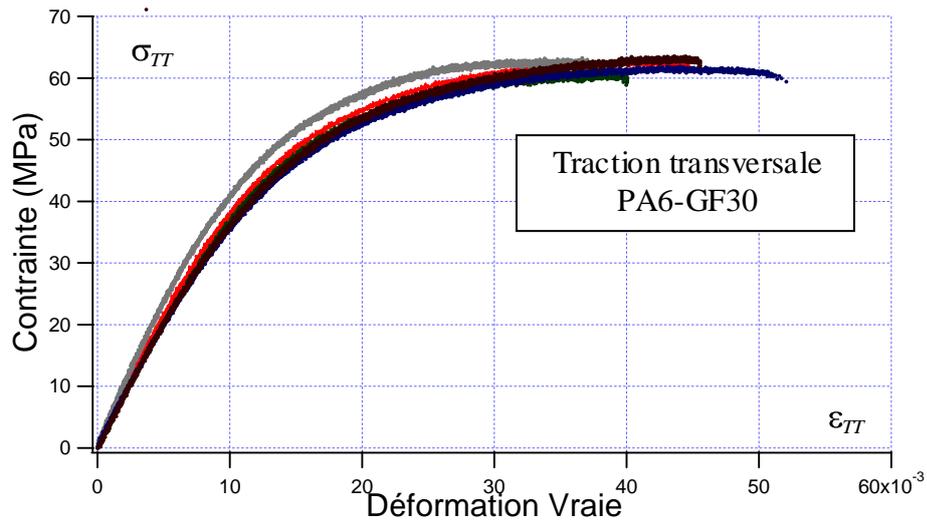
Tous les résultats sont résumés dans le tableau II.2. Les valeurs de la contrainte seuil et de la déformation seuil  $\sigma_{LL}^{seuil}$  et  $\varepsilon_{LL}^{seuil}$  sont mesurées à la fin de la partie linéaire de la courbe contrainte déformation. Les valeurs de la contrainte et de la déformation à rupture  $\sigma_{LL}^{rup}$  et  $\varepsilon_{LL}^{rup}$  correspondent à l'état ultime précédant la rupture de l'éprouvette. Il faut noter qu'aucune striction des éprouvettes n'a été observée au cours des essais de traction quasi-statique.

**Tableau II.2.** Caractéristiques mécaniques en traction du PA6-GF30 dans la direction longitudinale.

ESSAI	1	2	3	4	5	Moyenne	Ecart type
$\sigma_{LL}^{seuil}$ (MPa)	45,6	52,6	53,4	50,3	46,2	49,6	3,5
$\varepsilon_{LL}^{seuil}$ (%)	0,7	0,6	0,6	1,0	0,8	0,8	0,15
Module $E_{LL}^0$ (MPa)	7238,1	8424,4	7833,6	7746,8	6370,9	7522,8	769,3
$\sigma_{LL}^{rup}$ (MPa)	105,8	105,5	111,7	107,2	113,1	108,7	3,5
$\varepsilon_{LL}^{rup}$ (%)	5,2	4,3	4,2	4,1	4,2	4,4	0,4
$\nu_{LT}$	0,41	0,41	0,42	-	-	0,41	0,01

### II.3.3. Essais de traction transversale sur les éprouvettes en PA6-GF30

Les essais de traction transversale ont été menés sur des éprouvettes usinées perpendiculairement à la direction d'injection. Le module de Young  $E_{TT}^0$  est déterminé de la même manière que  $E_{LL}^0$  à partir de l'équation 2.1. Cinq courbes sont représentées sur la figure II.5 où sont tracés les résultats en contrainte-déformation. Ces courbes ont la même allure que les courbes obtenues dans la direction longitudinale, voir figure II.4. Elles présentent deux phases. La première phase (jusqu'à une déformation vraie d'environ 0.008) est linéaire et traduit le comportement élastique du matériau. La deuxième phase (à partir d'une déformation vraie d'environ 0.008) est non linéaire et est caractéristique de la phase d'endommagement.



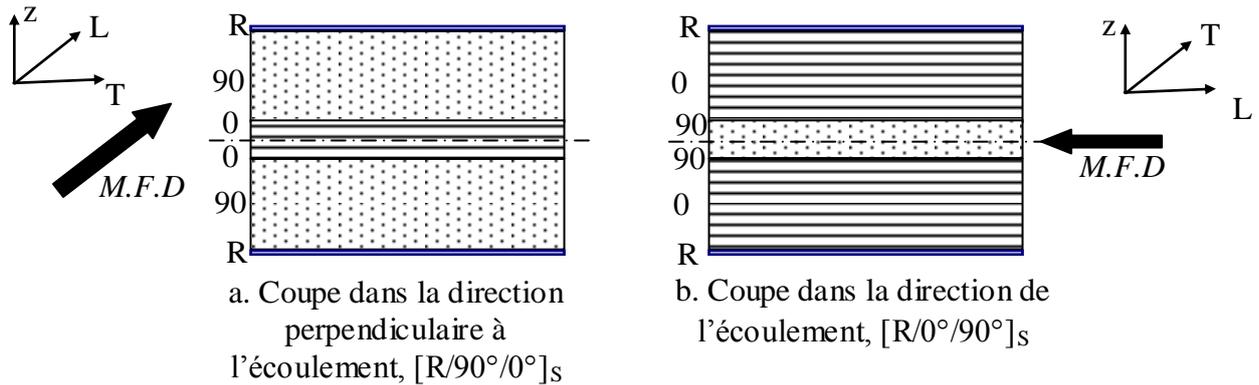
**Figure II.5.** Courbes contrainte/déformation obtenues à partir d'essais de traction réalisés sur des éprouvettes en PA6-GF30 dans la direction transversale.

L'ensemble des résultats est résumé dans le tableau II.3.

**Tableau II.3.** Caractéristiques mécaniques en traction du PA6-GF30 dans la direction transversale.

ESSAI	1	2	3	4	5	Moyenne	Ecart type
$\sigma_{TT}^{seuil}$ (MPa)	27,3	22,5	25,3	23,6	23,1	24,3	1,9
$\epsilon_{TT}^{seuil}$ (%)	0,5	0,6	0,6	0,7	0,4	0,6	0,1
Module $E_{TT}^0$ (MPa)	4423,4	4460,6	4960,8	4125,8	4296,3	4455,2	312,2
$\sigma_{TT}^{rup}$ (MPa)	59,4	61,8	61,6	59,4	61,3	60,7	1,2
$\epsilon_{TT}^{rup}$ (%)	4,0	4,4	3,7	5,2	4,5	4,3	0,6

En comparant les tableaux II.2 et II.3, on relève que la contrainte à rupture dans la direction transversale est inférieure à celle de la direction longitudinale. Elle passe de 108,7MPa en moyenne pour la direction longitudinale à 60,7MPa en moyenne pour la direction transversale. On notera aussi que le module de Young moyen dans la direction transversale ( $E_{TT}^0=4454,4\text{MPa}$ ) est environ deux fois plus faible que celui de la direction longitudinale ( $E_{LL}^0=7522,8\text{MPa}$ ). Ces résultats sont dus à la répartition des renforts dans la matrice et confirment les observations mésoscopiques du chapitre I. Il a alors été vu que la réponse des éprouvettes testées dans le sens longitudinal est gouvernée par le comportement des fibres orientées à  $0^\circ$ . Le matériau se comporte alors comme un stratifié  $[R/0^\circ/90^\circ]_S$  tandis que la réponse dans la direction transversale est gouvernée par les fibres à  $90^\circ$ .



**Figure II.6.** Illustration des deux stratifiés analogues au comportement du PA6-GF30 dans la direction longitudinale (a) et dans la direction transversale (b).

En respectant l'ordre de grandeur des épaisseurs des plis de ces deux séquences d'empilement, les module de Young ( $E_{LL}^0$ ) et ( $E_{TT}^0$ ) peuvent être estimés par la théorie des stratifiés. Les calculs sont réalisés sur la base d'un pli unitaire ( $0^\circ$ ) quelconque. On montre alors que le module de Young ( $E_{LL}^0$ ) est approximativement deux fois plus élevé que celui caractérisant les éprouvettes dans la direction transversale ( $E_{TT}^0$ ), ce qui est confirmé par les résultats des essais de traction statique, voir tableaux II.2 et II.3.

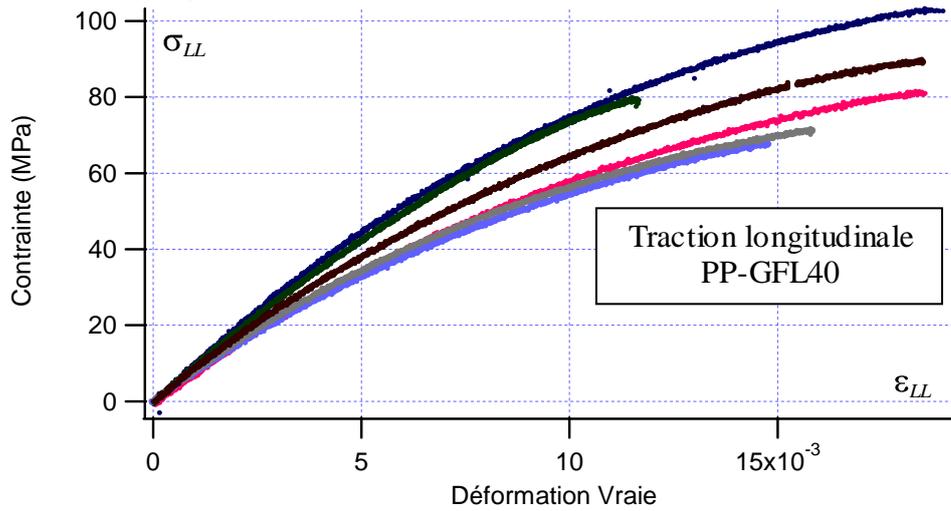
Le coefficient de Poisson secondaire  $\nu_{TL}$  est déterminé à partir de la relation suivante :

$$\frac{E_{LL}^0}{\nu_{LT}} = \frac{E_{TT}^0}{\nu_{TL}} \quad (2.2)$$

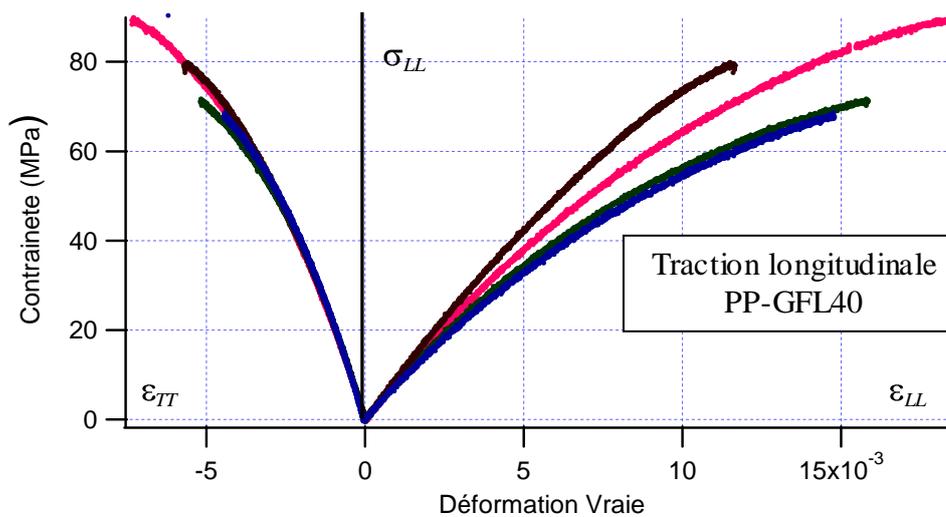
A partir des valeurs moyennes de  $E_{LL}^0$ ,  $E_{TT}^0$  et  $\nu_{LT}$ , voir tableaux II.2 et II.3, il est obtenu, pour le coefficient de Poisson secondaire,  $\nu_{TL}=0,243$ .

#### II.3.4. Essais de traction longitudinale sur des éprouvettes en PP-GFL40

Les essais de traction monotone sur des éprouvettes en PP-GFL40 usinées dans la direction longitudinale des plaques ont été réalisés. La figure II.7 montre les courbes de contrainte déformation. Les modules de Young pour chaque essai sont déterminés de la même manière que pour le PA6-GF30.



a. Courbes contrainte-déformation du PP-GFL40 dans la direction longitudinale obtenues à partir d'essais de traction quasi-statique.



b. Courbes contrainte-déformation longitudinale  $\epsilon_{LL}$  et contrainte déformation transversale  $\epsilon_{TT}$ , obtenues à partir d'essais de traction réalisés sur des éprouvettes en PP-GFL40 dans la direction longitudinale.

**Figure II.7.** Courbes de contrainte-déformation obtenues en traction dans la direction longitudinale matériau : PP-GFL40.

Les courbes présentées dans la figure II.7 présentent une grande dispersion, aussi bien en terme de module de rigidité, qu'en termes de contrainte à rupture. La différence entre les essais est surtout marquée à partir de 0,3% de déformation. L'ensemble des résultats est résumé dans le tableau II.4. Le module de Young varie de 7930,7 MPa à 10148.3MPa. La contrainte à rupture varie entre 67MPa et 102MPa, tandis que la déformation à rupture varie entre 1,16% et 2%.

**Tableau II.4.** Caractéristiques mécaniques en traction du PP-GFL40 dans la direction longitudinale.

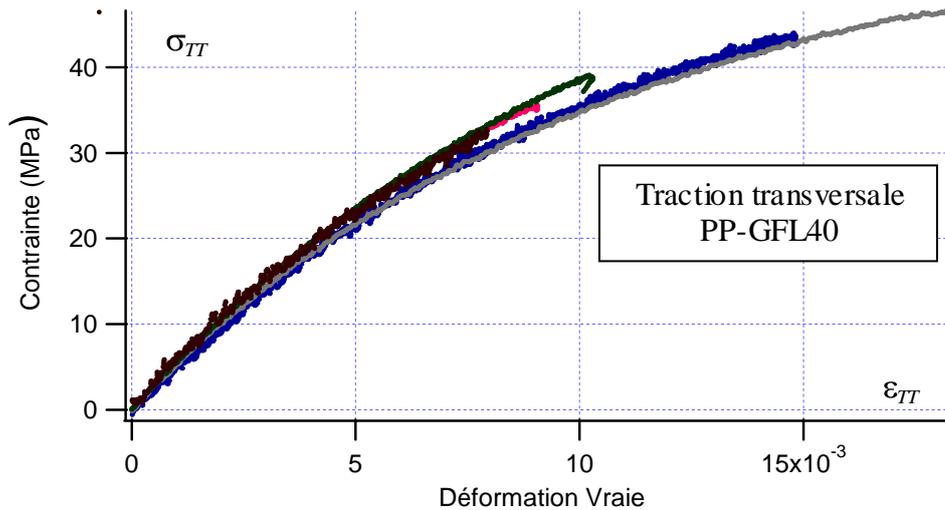
ESSAI	1	2	3	4	5	6	Moyenne	Ecart type
$\sigma_{LL}^{seuil}$ (MPa)	32,4	28,6	22,2	31,6	30,8	30,4	29,3	3,7
$\varepsilon_{LL}^{seuil}$ (%)	0,3	0,3	0,3	0,5	0,4	0,4	0,37	0,08
Module $E_{LL}^0$ (MPa)	8113,5	10148,3	7930,7	9508,3	8122,4	8884,6	8784,6	895,7
$\sigma_{LL}^{rup}$ (MPa)	81,5	102,3	67,6	77,5	70,2	88,3	81,2	12,7
$\varepsilon_{LL}^{rup}$ (%)	1,8	1,9	1,5	1,1	1,6	1,8	1,6	0,3
$\nu_{LT}$	0,39	0,35	0,42	0,41	-	-	0,39	0,03

Les valeurs considérablement élevées des écarts types (module de Young, contrainte et déformation à rupture) prouvent la dispersion élevée des caractéristiques de ce matériau dans la direction longitudinale. Cette dispersion est due à la répartition des fibres dans la plaque qui n'est pas uniforme ni identique d'une plaque à l'autre. Le nombre des fibres et leurs orientations diffèrent d'une éprouvette à l'autre. La longueur des fibres, le procédé d'injection, la viscosité de la matrice et la géométrie des plaques sont des facteurs qui influencent la répartition spatiale des fibres et sa reproduction à l'identique dans les éprouvettes usinées d'une même plaque.

### II.3.5. Essais de traction transversale sur des éprouvettes en PP-GFL40

Les courbes contrainte déformation de la figure II.8 présentent les essais de traction monotones réalisés sur des éprouvettes en PP-GFL40 usinées dans la direction transversale des plaques.

Les écarts types entre les valeurs mesurées des modules de Young et des contraintes à la rupture sont moins importants dans la direction transversale, comparativement à la direction longitudinale. En revanche, l'écart entre les valeurs des déformations à la rupture est plus élevé dans cette direction. La déformation à rupture varie entre 0,7% et 1,8%. Comme auparavant, cette dispersion du matériau peut s'expliquer par la répartition des fibres dans les plaques.



**Figure II.8.** Courbes contrainte déformation obtenues à partir des essais de traction réalisés sur des éprouvettes en PP-GFL40 dans la direction transversale.

**Tableau II.5.** Caractéristiques mécaniques en traction du PP-GFL40 dans la direction transversale.

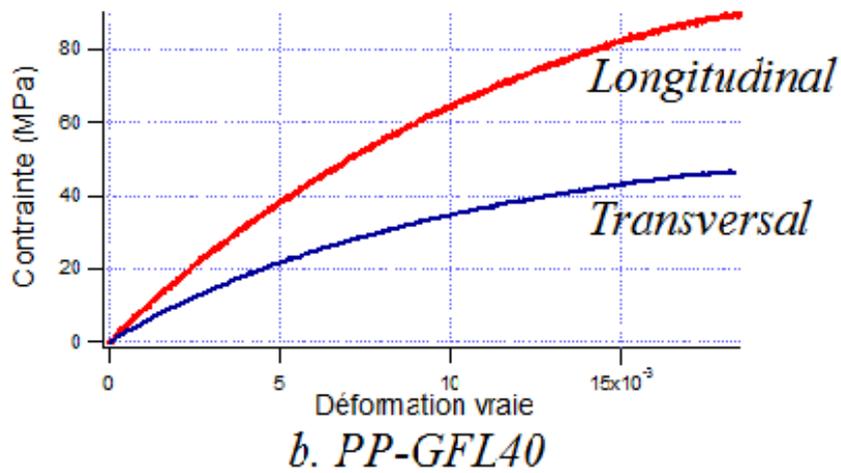
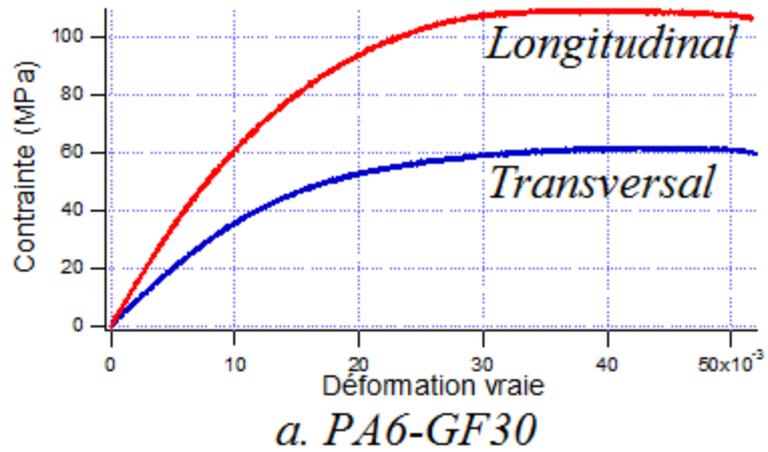
ESSAI	1	2	3	4	5	Moyenne	Ecart type
$\sigma_{TT}^{seuil}$ (MPa)	12,5	14,2	13,5	15,8	13,5	13,9	1,2
$\epsilon_{TT}^{seuil}$ (%)	0,2	0,3	0,2	0,3	0,2	0,24	0,05
Module							
$E_{TT}^0$ (MPa)	4855,5	5667,3	5287,2	5141,3	5060,6	5202,3	303,1
$\sigma_{TT}^{rup}$ (MPa)	43,2	35,5	46,1	36,8	32,4	38,8	5,72
$\epsilon_{TT}^{rup}$ (%)	1,5	1,1	1,8	1,0	0,7	1,22	0,4

Le coefficient de Poisson secondaire du PP-GFL40 est déterminé en utilisant la formule (2.2) et les valeurs moyennes calculées de  $E_{LL}^0$ ,  $E_{TT}^0$  et  $\nu_{LT}$ , voir tableaux II.4 et II.5. On obtient alors  $\nu_{TL} = 0,231$ .

Les caractéristiques du (PP-GFL40) déterminées à partir des essais statiques réalisés dans les deux directions (L et T) corroborent l'hypothèse proposée dans le premier chapitre. Les modules de Young déterminés dans la direction transversale (T) ont des valeurs approximativement deux fois plus faibles que celles des modules déterminés dans la direction longitudinale (L).

### II.3.6. Analyse des résultats expérimentaux et discussion

Les essais de traction monotone présentés dans les paragraphes précédents se résument dans la figure II.9 par les courbes représentatives du comportement dans les deux directions (L et T). Il est mis en évidence que le comportement global des 2 matériaux est de type élastique (1<sup>ère</sup> phase linéaire) endommageable (2<sup>ème</sup> phase non linéaire).



- a. Courbes contraintes déformations du PA6-GF30 dans les directions longitudinale et transversale,
- b. Courbes contraintes déformations du PP-GFL40 dans les directions longitudinale et transversale.

**Figure II.9.** Courbes contrainte déformation représentative du comportement global.

**Tableau II.6.** Récapitulatif des propriétés et caractéristiques mécaniques pour le PA6-GF30 et le PP-GFL40 dans les deux directions.

	PA6-GF30		PPGFL40	
	direction longitudinale	direction transversale	direction longitudinale	direction transversale
<b>Module de Young (MPa)</b>	$E_{LL}^0 = 7522,8$	$E_{TT}^0 = 4455,2$	$E_{LL}^0 = 8784,6$	$E_{TT}^0 = 5202,3$
<b>Contrainte seuil (MPa)</b>	$\sigma_{LL}^{seuil} = 49,6$	$\sigma_{TT}^{seuil} = 24,3$	$\sigma_{LL}^{rup} = 29,3$	$\sigma_{TT}^{seuil} = 13,9$
<b>Déformation seuil (%)</b>	$\varepsilon_{LL}^{seuil} = 0,8$	$\varepsilon_{TT}^{seuil} = 0,6$	$\varepsilon_{LL}^{seuil} = 0,37$	$\varepsilon_{TT}^{rup} = 0,24$
<b>Contrainte à rupture (MPa)</b>	$\sigma_{LL}^{rup} = 108,7$	$\sigma_{TT}^{rup} = 60,7$	$\sigma_{LL}^{rup} = 81,2$	$\sigma_{TT}^{rup} = 38,8$
<b>Déformation à rupture (%)</b>	$\varepsilon_{LL}^{rup} = 4,4$	$\varepsilon_{TT}^{rup} = 4,3$	$\varepsilon_{LL}^{rup} = 1,6$	$\varepsilon_{TT}^{rup} = 1,2$
<b>Coefficient de Poisson</b>	$\nu_{LT} = 0,41$	$\nu_{TL} = 0,243$	$\nu_{LT} = 0,39$	$\nu_{TL} = 0,23$

Le PA6-GF30 se distingue par sa deuxième phase beaucoup plus étendue, dans les directions longitudinale et transversale, voir figure II.9(a). A partir d'une certaine valeur de la déformation, la contrainte sature jusqu'à rupture. Cette saturation peut être expliquée par l'endommagement induit par la multiplication des déchaussements des fibres et l'absence de renforcements inhérents à la faible longueur des fibres de verre dans le PA6-GF30. Rappelons que les fibres de verre dans ce matériau sont qualifiées de fibres courtes, les longueurs variant entre 0,5 et 1,2 mm. Lors de la phase de saturation le comportement global est gouverné principalement par la matrice.

Le tableau II.6 résume les résultats retenus pour les deux matériaux étudiés. Les valeurs utilisées correspondent aux moyennes obtenues à partir de tous les essais réalisés. Pour connaître la cinétique d'endommagement des deux matériaux et la valeur critique de l'endommagement à rupture, des essais de traction, avec relâchements élastiques, sont réalisés. Les résultats sont présentés dans le paragraphe suivant.

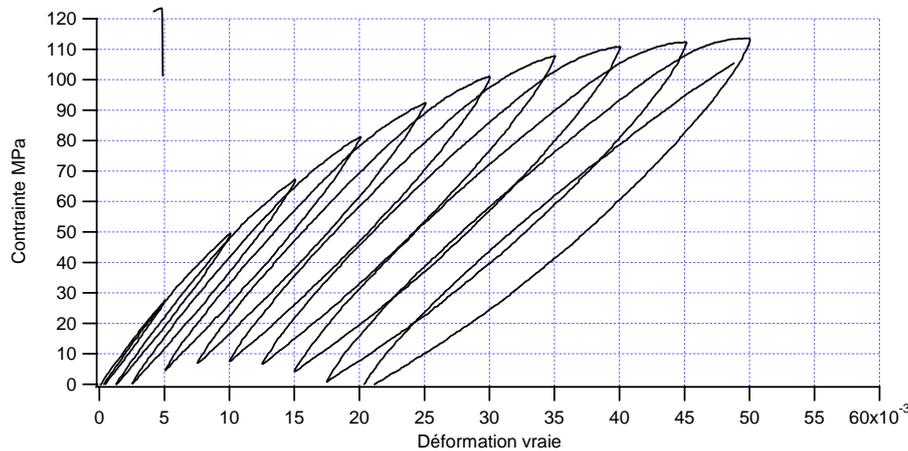
## II.4 Essais de traction avec relâchements élastiques

Les essais de traction avec relâchements élastiques (ou encore essais de charge-décharge) permettent de déterminer l'évolution de l'endommagement ainsi que le niveau d'endommagement critique précédant la rupture. Des essais de ce type sont utilisés dans les deux directions et pour les deux matériaux. Ces caractéristiques sont indispensables pour alimenter la modélisation du comportement cyclique détaillée dans le chapitre III. Ces essais permettent également d'étudier l'évolution de l'endommagement en fonction de la déformation.

Les premiers essais de charges-décharges sont réalisés avec un retour élastique important. La figure II.10 montre une courbe contrainte déformation du PA6-GF30 en traction longitudinale. La courbe met en évidence des hystérésis dont la taille augmente à chaque nouveau cycle de traction-relâchement. Cette augmentation est principalement due à l'apparition d'une composante visqueuse du comportement. Celle-ci est favorisée par

l'adoucissement dû au matériau inhérent au cumul d'endommagement. Le but de ce travail de thèse est d'étudier et de modéliser le comportement élastique-endommageable dû à la fatigue polycyclique. L'étude des phénomènes visqueux et de son couplage aux endommagements n'est pas traitée dans ce travail.

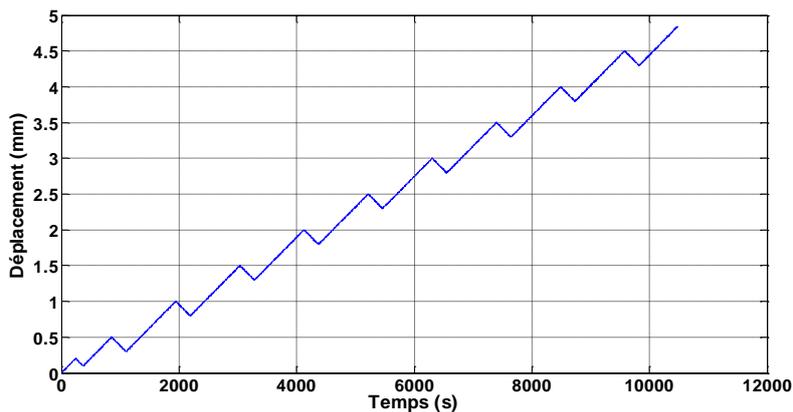
Un autre protocole expérimental d'essais de traction avec relâchements est adopté dans la suite du travail. Ce protocole est choisi de façon à ne mettre en jeu que les phénomènes liés à l'endommagement et à minimiser la composante visqueuse du comportement, évitant ainsi un couplage élasticité-endommagement-viscosité.



**Figure II.10.** Courbe contrainte déformation d'un essai de traction-relâchement réalisé dans la direction transversale sur du PA6-GF30 avec un retour élastique important.

#### II.4.1. Protocole d'essais

Les essais sont pilotés en déplacement imposé à une vitesse de 1 mm/min. Les consignes internes de déplacement sont illustrées sur les figures II.11 et II.12 respectivement pour le PA6-GF30 et pour le PP-GFL40. L'essai s'arrête à la rupture de l'éprouvette.



**Figure II.11.** Protocole pour les essais de charge-décharge du PA6-GF30

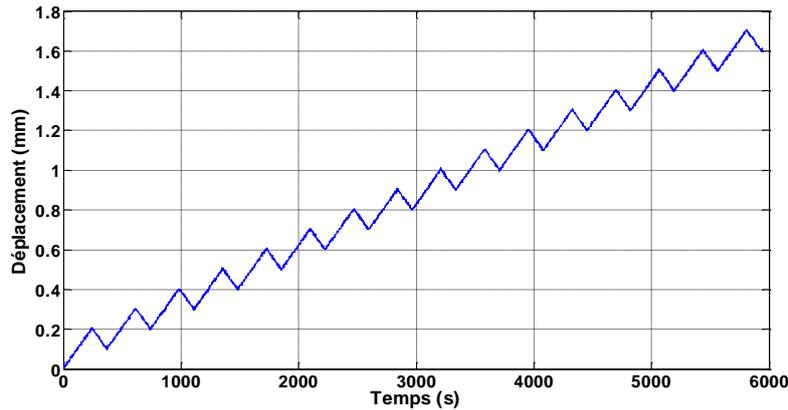
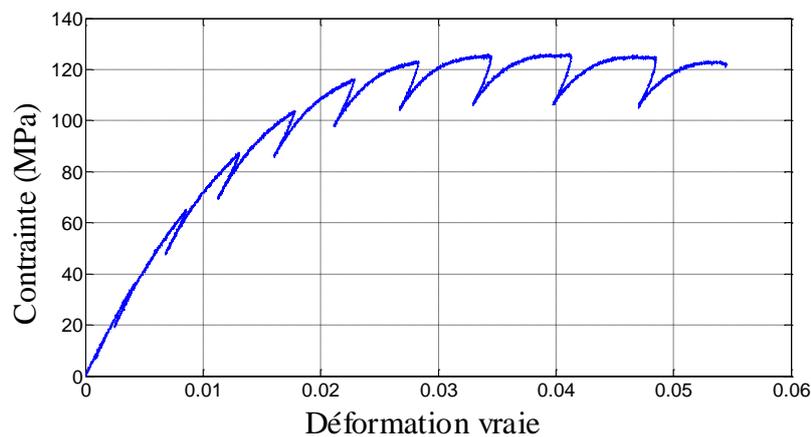


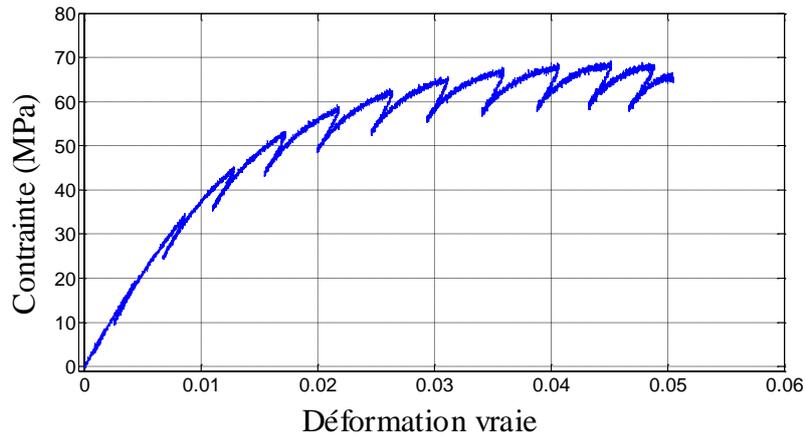
Figure II.12. Protocole pour les essais de charge-décharge du PP-GFL40

Pour les deux matériaux, ces protocoles sont basés sur les valeurs des déformations seuil et des déformations à rupture des essais de traction monotone. Les cycles sont répétés jusqu'à rupture de l'éprouvette. L'incrément du déplacement imposé en décharge élastique est inférieur à celui imposée en montée. La figure II.13 présente quatre courbes contrainte déformation, une courbe pour chaque matériau et chaque direction, obtenue à partir d'un essai de traction avec relâchements élastiques.

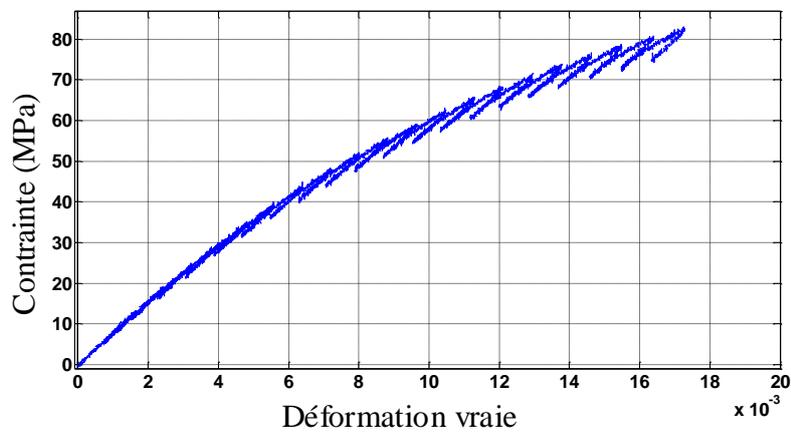
Afin d'éviter les effets visqueux (qui ne sont pas pris en compte dans l'étude), le relâchement élastique au cours de chaque cycle est contrôlé et limité. Ainsi, le niveau de la décharge est toujours largement inférieur au niveau de la charge faisant apparaître la composante visqueuse du comportement. Le relâchement appliqué permet de mesurer la valeur de l'endommagement traduite par la perte de raideur apparente à chaque cycle. Il est alors possible de construire pour chaque essai, une courbe d'endommagement en fonction de la déformation.



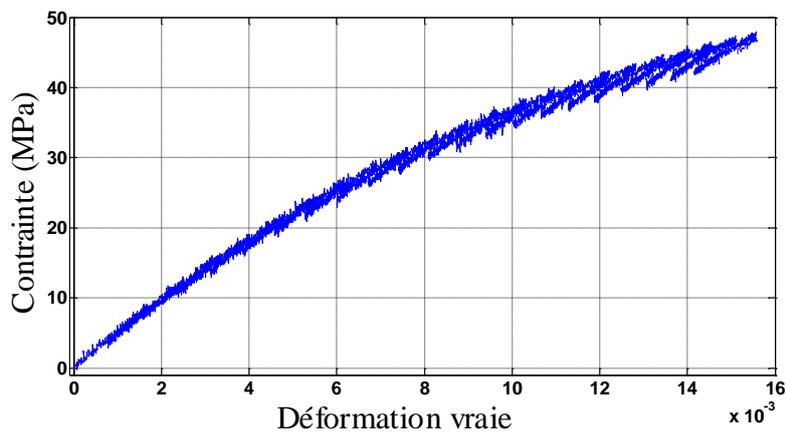
a. PA6-GF30, direction longitudinale



b. PA6-GF30, direction transversale



c. PP-GFL40, direction longitudinale



d. PP-GFL40, direction transversale

**Figure II.13.** Exemples de courbes contrainte-déformation obtenues par des essais de traction avec relâchements élastiques réalisés sur les matériaux de l'étude dans les deux directions.

Cinq essais sont réalisés dans chaque direction pour les deux matériaux de l'étude. Les résultats sont détaillés dans les paragraphes suivants.

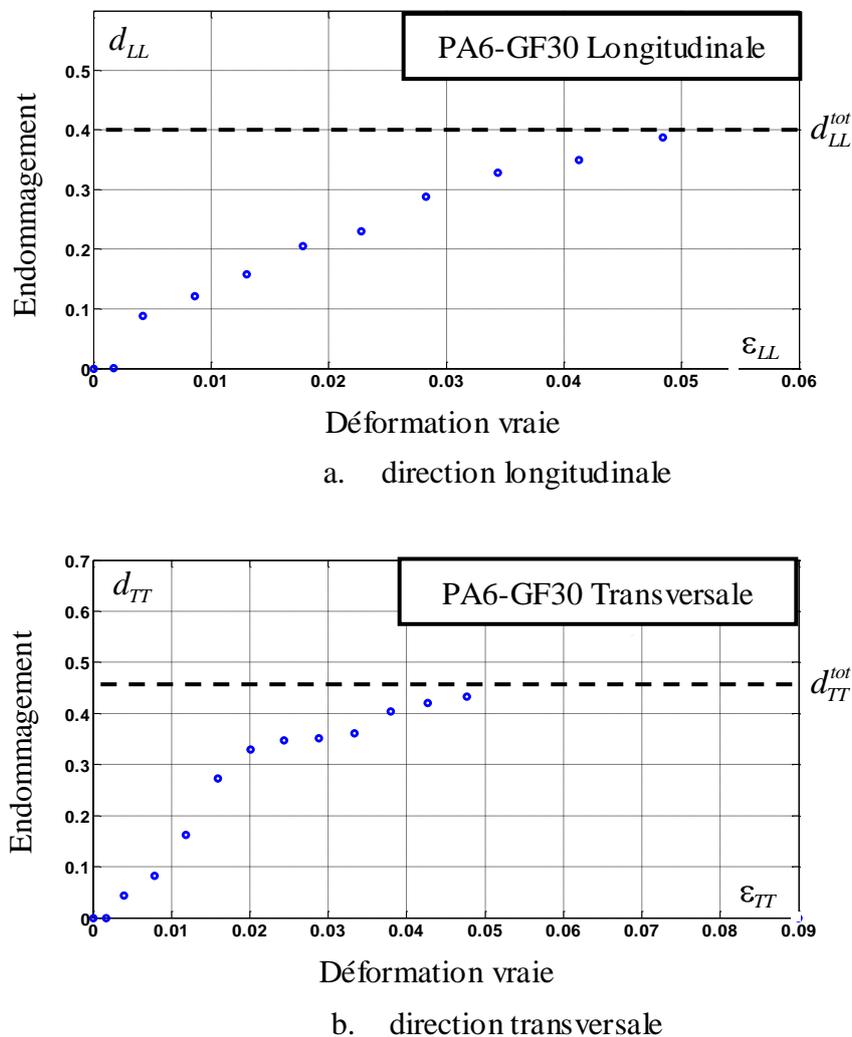
Une nouvelle valeur d'endommagement  $d^i$  est calculée à chaque cycle (i) de charge-décharge, de la manière suivante :

$$d^i = 1 - \frac{E^i}{E^0} \quad (2.3)$$

avec  $E^i$  le module endommagé calculé à chaque début du cycle de charge-décharge. Ceci permet de construire les courbes d'endommagement en fonction de la déformation.

#### II.4.2. Essais réalisés sur les matériaux de l'étude

Les essais de charge-décharge réalisés suivant le protocole décrit précédemment ont permis d'évaluer l'évolution de l'endommagement en fonction de la déformation. Les figures II.14 et II.15 montrent des exemples de résultats obtenus pour le PA6-GF30 et le PP-GFL40 dans les directions longitudinale et transversale.

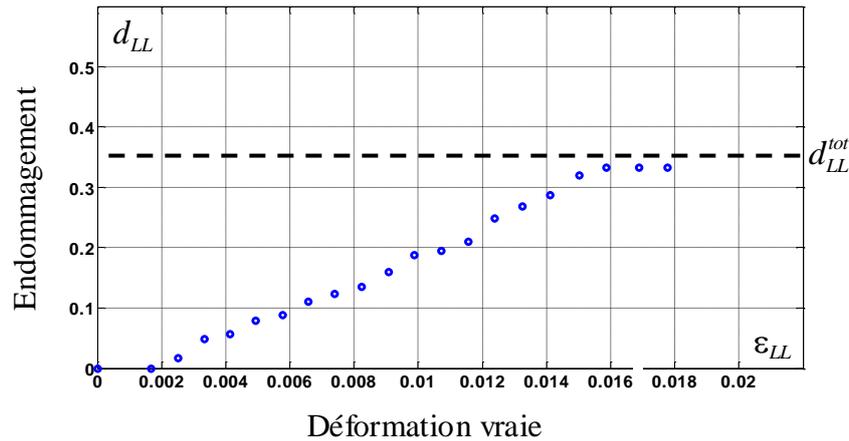


**Figure II.14.** Exemples de courbes d'endommagement en fonction de la déformation pour le PA6-GF30, a. Direction longitudinale, b. Direction transversale.

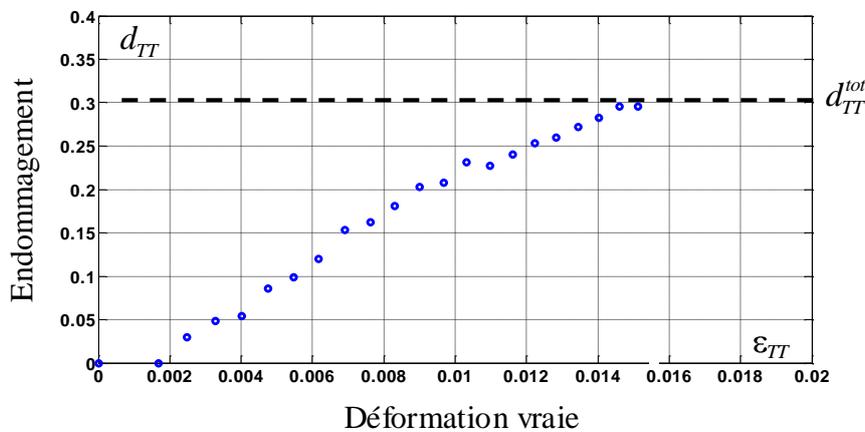
L'endommagement est toujours nul lors du premier cycle de traction-relâchement. Il commence à augmenter progressivement à partir du deuxième relâchement élastique. Dans la

direction longitudinale, l'endommagement précédant la rupture atteint une valeur totale  $d_{LL}^{tot} = 0,38$ . Notons qu'en raison de la dispersion du matériau, cette valeur a pu atteindre 0,47 pour l'un des essais. Pour l'essai présenté en figure II.14.a, la déformation à rupture atteint 5,5%. Pour l'ensemble de nos essais, nous avons relevé une valeur maximale de la déformation à rupture de 6,2%.

Dans la direction transversale (figure II.14.b) l'endommagement précédant la rupture atteint une valeur totale  $d_{TT}^{tot} = 0,52$ , alors que la déformation à rupture atteint 6%. Les essais réalisés montrent des déformations variant entre 5% et 6%, dû à la dispersion du matériau.



a. direction longitudinale



a. direction transversale

**Figure II.15.** Exemples de courbe d'endommagement en fonction de la déformation pour le PP-GFL30, a. direction longitudinale, b. direction transversale.

Les essais de traction avec relâchements élastiques réalisés sur le PP-GFL40 dans les deux directions (L et T) ont permis de construire les courbes d'évolution de l'endommagement en fonction de la déformation. Ceux-ci ont également permis d'évaluer le niveau de l'endommagement à rupture et la déformation à rupture correspondante. La figure II.15.a présente un essai dans la direction (L), l'endommagement  $d_{LL}$  est toujours nul lors du premier cycle de traction-relâchement et il atteint une valeur totale  $d_{LL}^{tot} = 0,33$  à rupture. Toutefois, pour un autre essai, l'endommagement total déterminé avant la rupture est  $d_{LL}^{tot} = 0,4$ . La déformation à rupture varie entre 1,4% et 1,8%.

La figure II.15.b. montre un essai dans la direction transversale, la déformation à rupture varie entre 1% et 1,7% et l'endommagement total précédant la rupture  $d_{TT}^{tot}$  varie entre 0,23 et 0,31.

Les essais de tractions relâchements réalisés ont permis de déterminer la nature de l'évolution de l'endommagement en fonction de la déformation et d'estimer les intervalles de variation de l'endommagement critique à rupture pour chaque matériau de l'étude dans les deux directions. L'ensemble des résultats est résumé dans le tableau II.7.

**Tableau II.7.** Endommagement et déformation des PA6-GF30 et PP-GFL40 après des essais de traction relâchement dans les deux directions des matériaux.

	Endommagement critique $d^{tot}$	Déformation à rupture $\varepsilon^{rup}$
PA6-GF30, longitudinal	0,37 - 0,47	0,05 - 0,062
PA6-GF30, transversal	0,4 - 0,52	0,05 - 0,06
PP-GFL40, longitudinal	0,3 - 0,4	0,0145 - 0,018
PP-GFL40, transversal	0,23 - 0,31	0,01 - 0,017

Rappelons que l'objectif des essais de traction avec relâchements élastique est essentiellement la détermination du niveau d'endommagement critique précédant la rupture de l'éprouvette. Le tableau II.7 montre que ces valeurs d'endommagement critique, déterminées expérimentalement, sont faiblement dispersées et varient dans un intervalle compris entre une valeur  $d_{inf}$  et  $d_{sup}$  :  $d_{inf} \leq d_{critique} \leq d_{sup}$ .

La détermination de cet intervalle permet de limiter le nombre de niveaux d'essais de fatigue à réaliser car une éprouvette est considérée totalement endommagée lorsque la valeur de l'endommagement atteint la borne inférieure de cet intervalle pour un nombre de cycles donné.

La déformation à rupture correspondant à l'endommagement critique est déterminée pour chaque essai. Les valeurs de déformation mesurées sont proches des valeurs déterminées par les essais de traction monotone.

Sur la base des résultats regroupés dans le tableau II.7, les essais de fatigue seront réalisés à des niveaux permettant d'atteindre progressivement l'endommagement critique. Ceci contribuera à modéliser la cinétique progressive du cumul d'endommagement et à éviter d'une part les niveaux d'endommagement relativement élevés dès les premiers cycles de fatigue. D'autre part, le choix des niveaux d'essais de fatigue permettra de limiter la durée des essais cycliques compte tenu du nombre d'essais prévus pour les deux matériaux étudiés et dans les deux directions (L et T).

## II.5 Essais de fatigue

Afin de comprendre la cinétique et le cumul d'endommagement en fatigue des thermoplastiques renforcés par des fibres de verre, des essais de traction sous chargements cycliques ont été réalisés.

La nature du chargement est choisie en accord avec la DiMAT de RENAULT. Il a été montré dans les travaux réalisés par la DiMAT [17] que les essais de fatigue réalisés à déplacement imposé sur les composites renforcés par des fibres de verre permettent de comprendre mieux la cinétique d'endommagement. Les essais de fatigue dans notre étude sont donc réalisés à déplacement imposé. Les amplitudes appliquées ont été déduites des essais quasi statiques présentés dans la première partie du chapitre II. Cinq niveaux de déplacement ont été considérés. Pour chaque niveau, trois éprouvettes par matériau et par

direction ont été testées jusqu'à 180000 cycles à une fréquence de 2Hz et un rapport de chargement  $R= 0,3$ .

La fréquence et le rapport de chargement adoptés peuvent s'expliquer de la façon suivante. Des essais de fatigue à différentes fréquences ont été réalisés par notre partenaire industriel, la DiMAT de RENAULT. Ces essais montrent que jusqu'à une fréquence de 3Hz les éprouvettes s'endommagent de la même manière et garde la même température. Au-delà de 3 Hz on remarque une augmentation de la température dans l'éprouvette au cours des essais. Dans ce travail, l'effet de l'échauffement et l'effet de la fréquence ne sont pas étudiés. Tous les essais sont réalisés à une fréquence  $f = 2Hz$ . Concernant le rapport de chargement, il a été choisi afin d'éviter que l'échantillon ne soit sollicité en compression. En effet, si les amplitudes de chargement sont trop importantes ou si les rapports de chargement sont proches de zéro, l'éprouvette, après un certain nombre de cycles, peut entrer en compression générant ensuite un flambement et une rupture par flambement.

Les tableaux II.8 et II.9 présentent les valeurs des déformations à rupture, les déplacements équivalents et les cinq niveaux de déformations appliquées pour chaque matériau dans les deux directions. Les valeurs des déformations à rupture prises en compte sont les moyennes des valeurs issues des essais de traction statique réalisés dans le cadre de notre travail, voir tableaux 8 et 9.

Le dispositif ainsi que la géométrie des éprouvettes sont identiques à ceux utilisés pour les essais de traction monotones et de traction avec relâchements élastiques.

**Tableau II.8.** Conditions des essais de fatigue pour les deux matériaux. Les essais sont réalisés à déplacement imposé. Compte tenu de la géométrie des éprouvettes, les déplacements correspondant se déduisent des niveaux de déformation suivants :

	$\epsilon_{rup}$ %	Déplacement à la rupture (mm)
PA6-GF30, longitudinal	4,40	4,62
PP-GFL40, longitudinal	1,63	1,71
PA6-GF30, transversal	4,38	4,6
PP-GFL40, transversal	1,20	1,26

**Tableau II.9.** Déformations maximales appliquées pour les deux directions (L) et (T), pour les deux matériaux. La valeur minimale se déduit par la relation suivante :  $\varepsilon^{min} = R.\varepsilon^{max}$

	$\varepsilon_{rup}$ %	$20\% \varepsilon_{rup}$	déplacement (mm)
PA6-GF30, longitudinale	4,40	0,88	$d_{max}=0,92$
			$d_{min}=0,28$
PP-GFL40, longitudinale	1,63	0,33	$d_{max}=0,35$
			$d_{min}=0,11$
PA6-GF30, transversale	4,38	0,88	$d_{max}=0,92$
			$d_{min}=0,28$
PP-GFL40, transversale	1,2	0,24	$d_{max}=0,25$
			$d_{min}=0,08$

	$\varepsilon_{rup}$ %	$30\% \varepsilon_{rup}$	déplacement (mm)
PA6-GF30, longitudinale	4,40	1,32	$d_{max}=1,37$
			$d_{min}=0,42$
PP-GFL40, longitudinale	1,63	0,49	$d_{max}=0,51$
			$d_{min}=0,15$
PA6-GF30, transversale	4,38	1,31	$d_{max}=1,38$
			$d_{min}=0,41$
PP-GFL40, transversale	1,2	0,36	$d_{max}=0,38$
			$d_{min}=0,11$

	$\varepsilon_{rup}$ %	$35\% \varepsilon_{rup}$	déplacement (mm)
PA6-GF30, longitudinale	4,40	1,54	$d_{max}=1,62$
			$d_{min}=0,49$
PP-GFL40, longitudinale	1,63	0,57	$d_{max}=0,60$
			$d_{min}=0,18$
PA6-GF30, transversale	4,38	1,53	$d_{max}=1,61$
			$d_{min}=0,48$
PP-GFL40, sens transversale	1,2	0,42	$d_{max}=0,44$
			$d_{min}=0,13$

	$\varepsilon_{rup}$ %	$40\% \varepsilon_{rup}$	déplacement (mm)
PA6-GF30, longitudinale	4,40	1,76	$d_{max}=1,85$
			$d_{min}=0,55$
PP-GFL40, longitudinale	1,63	0,65	$d_{max}=0,68$
			$d_{min}=0,20$
PA6-GF30, transversale	4,38	1,75	$d_{max}=1,84$
			$d_{min}=0,55$
PP-GFL40, sens transversale	1,2	0,48	$d_{max}=0,50$
			$d_{min}=0,15$

	$\varepsilon_{rup}$ %	$45\% \varepsilon_{rup}$	déplacement (mm)
PA6-GF30, longitudinale	4,40	1,98	$d_{max}=2,08$
			$d_{min}=0,62$
PP-GFL40, longitudinale	1,63	0,73	$d_{max}=0,77$
			$d_{min}=0,23$
PA6-GF30, transversale	4,38	1,97	$d_{max}=2,07$
			$d_{min}=0,62$
PP-GFL40, sens transversale	1,2	0,54	$d_{max}=0,57$
			$d_{min}=0,17$

### II.5.1 Protocole d'essais

Les essais de fatigue, pilotés en déplacement, sont réalisés pour les deux matériaux dans les directions longitudinale et transversale en suivant le protocole d'essai présenté sur la figure II.16. Au début, une montée en traction statique (vitesse de 1mm/min) est appliquée pour atteindre le niveau de déplacement ( $\delta_{max}$ ) correspondant. Ensuite l'éprouvette est soumise à un chargement cyclique entre la valeur du déplacement  $\delta_{max}$  et du déplacement  $\delta_{min}$ .

L'endommagement total de l'éprouvette est noté  $d^{tot}$  et est donné par :

$$d^{tot} = d^{qs} + d^f \quad (2.4)$$

où  $d^{qs}$  est l'endommagement initié lors de la montée statique et  $d^f$  est la part de l'endommagement résultant du chargement cyclique.

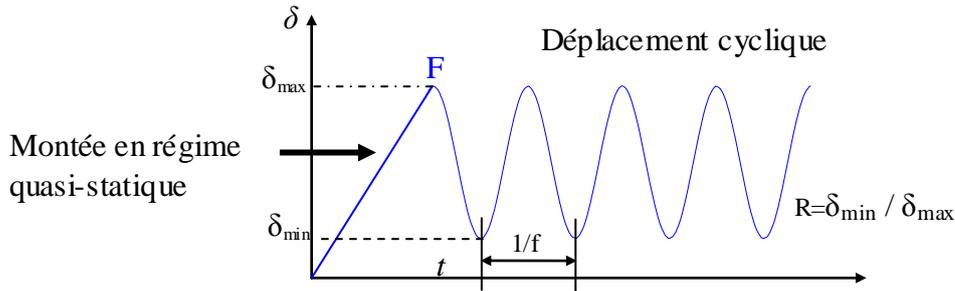
La variable d'endommagement utilisée pour tracer l'évolution de l'endommagement en fonction du nombre de cycles est la raideur élastique  $E$ . La mesure de cette raideur permet d'évaluer la valeur de l'endommagement à l'aide de la relation suivante :

$$d_i = 1 - \frac{E^i}{E^0}$$

Le début de la montée en régime quasi statique permet de déterminer le module de Young  $E^0$  du matériau non endommagé. La première décharge cyclique nous permet de calculer le premier module de Young endommagé  $E^1$  et de déduire la valeur de  $d^{qs}$  tel que :

$$d_{qs} = 1 - \frac{E^1}{E^0} \quad (2.5)$$

Ensuite, chaque 50 cycles un nouveau module endommagé  $E^i$  est déterminé et ceci jusqu'à 3000 cycles. Au delà de 3000 cycles, c'est chaque 500 cycles qu'un nouveau module endommagé  $E^i$  est calculé, et ceci jusqu'à 180000 cycles ou jusqu'à la rupture de l'éprouvette.



**Figure II.16.** Evolution du déplacement en fonction du temps pour les essais de fatigue pilotés à déplacement imposé.

## II.5.2 Essais de fatigue en traction-traction longitudinale : PA6-GF30

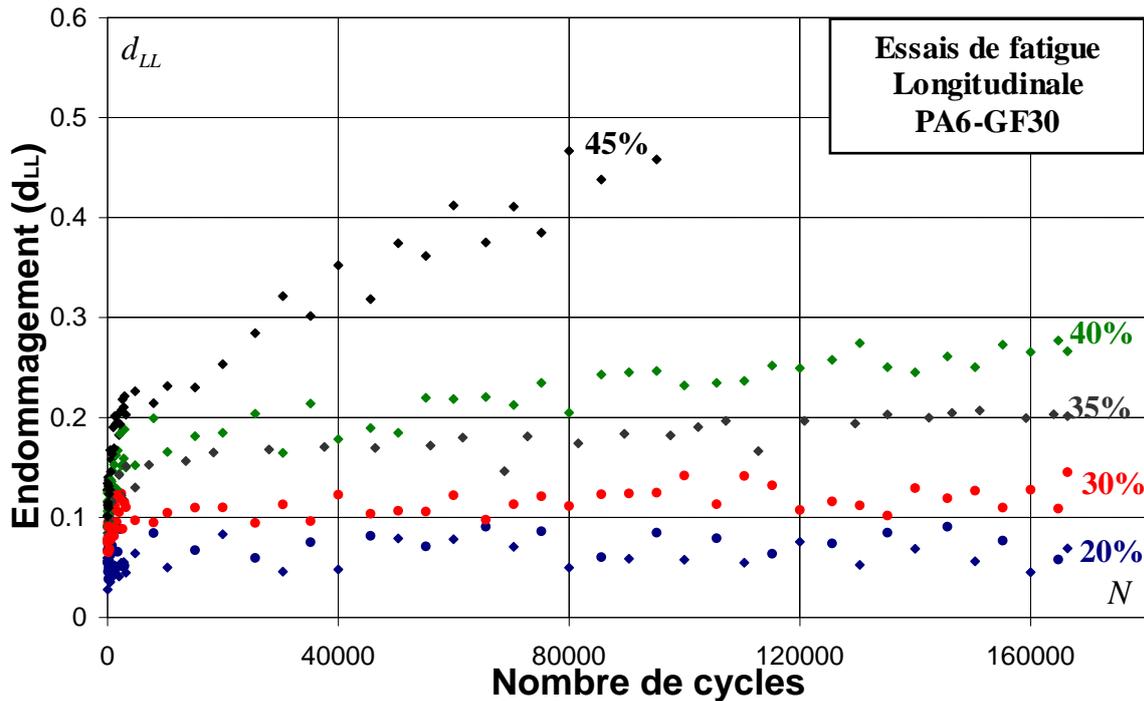
Cinq niveaux de déformations imposées ont été appliqués sur les éprouvettes en PA6-GF30 usinées dans la direction longitudinale d'une plaque injectée. Trois éprouvettes par niveaux ont été testées.

Tous ces essais ont permis de déterminer les modules de Young, les valeurs de  $d_{LL}^{qs}$  et  $d_{LL}^{tot}$  qui sont résumés dans le tableau II.10.

**Tableau II.10.** Récapitulatif des essais de fatigue sur des éprouvettes en PA6-GF30 usinées dans la direction longitudinale. Ce tableau contient la moyenne des modules de Young, la moyenne des valeurs de l'endommagement dû à la montée quasi statique et la moyenne des valeurs de l'endommagement à 180000 cycles ou déterminée au dernier cycle précédant la rupture des éprouvettes testées.

Déformation max appliquée	Déplacement appliqué	Module de Young	$d_{LL}^{qs}$	$d_{LL}^{tot}$
$0,2 \varepsilon_{rup} = 0,88\%$	0,92 mm	7435,3 MPa	0,05	0,10
$0,3 \varepsilon_{rup} = 1,32\%$	1,39 mm	7140,6 MPa	0,08	0,14
$0,35 \varepsilon_{rup} = 1,54\%$	1,62 mm	7310,8 MPa	0,09	0,19
$0,4 \varepsilon_{rup} = 1,76\%$	1,85 mm	6900,4 MPa	0,11	0,28
$0,45 \varepsilon_{rup} = 1,98\%$	2,08 mm	7400,7 MPa	0,12	0,45 (rupture à 105000 Cycles)

La figure II.17 montre l'évolution de l'endommagement en fonction du nombre de cycles dans la direction longitudinale. Les essais ont été réalisés à déplacement imposé équivalents à 20%, 30%, 35%, 40% et 45% de la déformation à rupture.



**Figure II.17.** Evolution de l'endommagement en fonction du nombre de cycles pour le PA6-GF30 dans la direction longitudinale. Cinq niveaux à déplacement imposé sont appliqués, équivalents à 20%, 30%, 35%, 40% et 45% de la déformation à rupture.

On constate que l'évolution de l'endommagement en fonction du nombre de cycles se fait toujours selon 2 stades quels que soient les niveaux appliqués. Dans un premier temps, l'endommagement croît très rapidement puis de façon plus lente.

Il est relevé que pour les faibles niveaux de déformations imposés, les niveaux d'endommagement finissent par se stabiliser. Notons également qu'une augmentation de la déformation imposée conduit à une augmentation très nette du taux d'endommagement en fatigue  $\partial d_{LL}^f / \partial N$ . Il passe de 0,07 pour une déformation imposée de 0,88% à 0,13 pour une déformation imposée de 1,32%.

Notons enfin que les échantillons sollicités à grandes déformations imposées présentent un endommagement « ultime » plus important. Celui-ci passe de  $d_{LL}^{tot} = 0,09$  pour  $\varepsilon_{LL}^{app} = 20\% \varepsilon_{LL}^{rup}$  à  $d_{LL}^{tot} = 0,45$  pour  $\varepsilon_{LL}^{app} = 45\% \varepsilon_{LL}^{rup}$ .

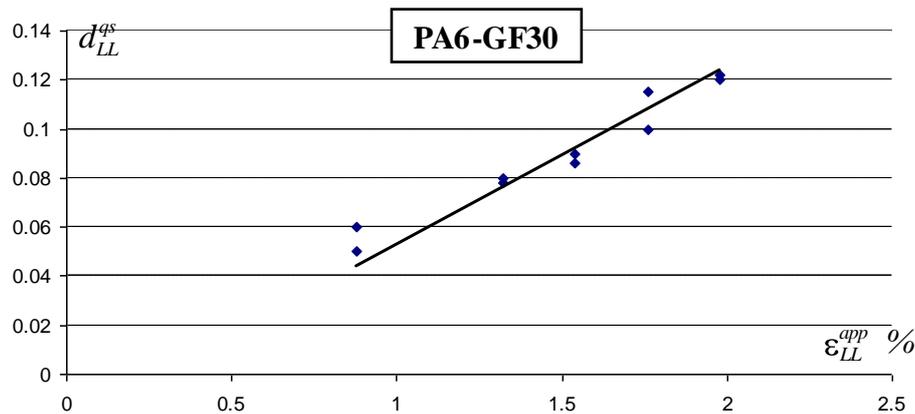
L'endommagement quasi statique  $d_{LL}^{qs}$  suit la même tendance. Il croît avec l'amplitude de la déformation appliquée, voir tableau II.10. L'évolution de l'endommagement quasi statique est donnée aussi par les courbes d'endommagement en fonction des déformations,  $d_{LL} = f(\varepsilon_{LL})$  (figures II.14 et II.15), obtenues par les essais de traction relâchements élastiques. Les valeurs calculées de l'endommagement pour la même valeur de déformation appliquée pour les deux essais (fatigue et traction relâchement) sont différentes.

Cette différence est due principalement à l'effet de vitesse. Lors d'un essai de fatigue après la première charge (qualifiée de quasi statique dans notre étude) l'éprouvette est soumise à une traction cyclique répétée à une fréquence  $f = 2Hz$ , la vitesse correspondante est comprise entre 30 mm/min et 100 mm/min en fonction du niveau d'amplitude en déformation ou en déplacement imposé. Cependant, les essais de traction avec relâchement sont réalisés à une vitesse  $v = 1mm/min$  appliquée à la montée et à la décharge. Cette différence de vitesse n'est pas prise en compte dans ce travail et peut influencer le comportement du matériau. De plus,

dans le cas des essais de fatigue, l'endommagement quasi statique  $d_{qs}$  est estimé au cours de la première descente entre 15% et 85% de l'amplitude appliquée. Tandis que l'endommagement quasi statique  $d_{qs}$  caractérisant la fin de la montée d'un cycle de traction-relâchement est calculé à la montée du cycle suivant.

Cette valeur d'endommagement calculée pour un cycle (i) représente réellement l'endommagement dû au début de la montée du cycle (i+1) plus l'endommagement dû à la montée du cycle (i). Dans la suite de ce travail, on définit l'évolution de l'endommagement quasi statique en se basant sur les résultats des essais de fatigue.

La figure II.18 montre l'évolution de  $d_{LL}^{qs}$  en fonction de la déformation obtenue à partir des essais de fatigue. Il est observé une croissance quasi-linéaire de  $d_{LL}^{qs}$ . Cette évolution peut être approchée par une régression linéaire. L'équation de la droite servira par la suite comme base pour l'utilisation du modèle d'endommagement développé dans le cadre de la thèse. Le domaine de validité de cette droite est compris entre  $0,2\varepsilon_{rup}$  et  $0,45\varepsilon_{rup}$ . L'équation de la droite est :  $d_{LL}^{qs} = 0,0728\varepsilon_{LL}^{app} - 0,02$  pour  $0,8\% \leq \varepsilon_{LL}^{app} \leq 2\%$ .



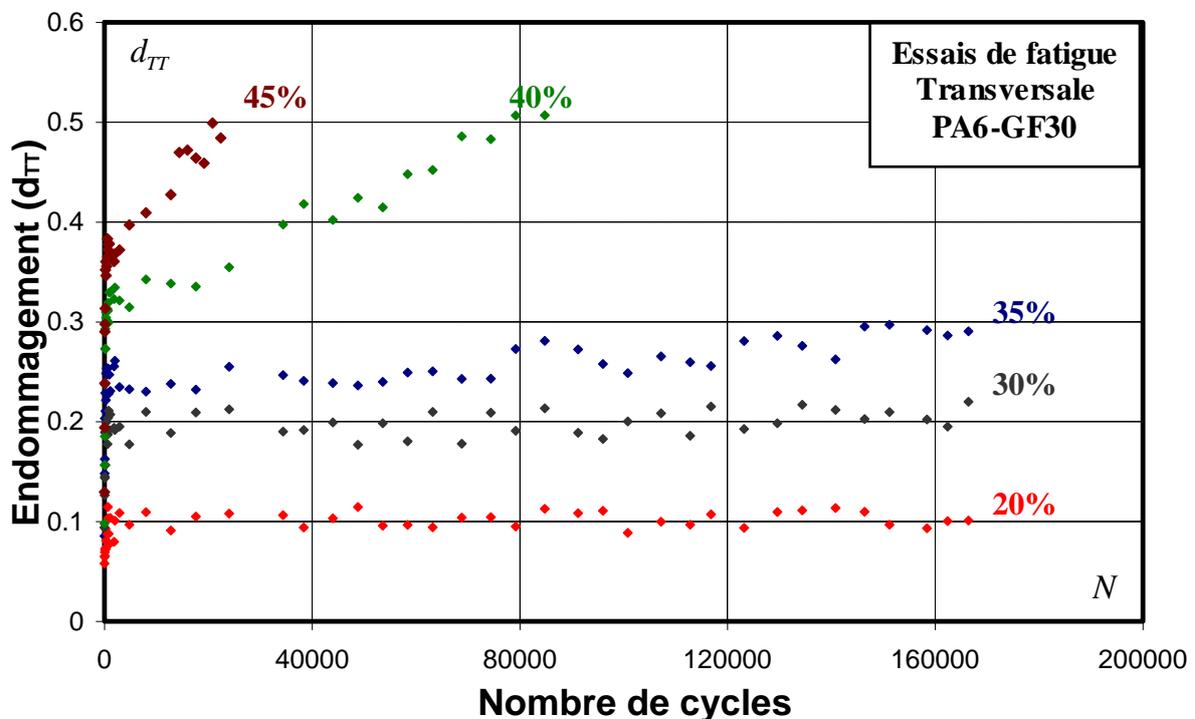
**Figure II.18.** Evolution de l'endommagement quasi statique dans la direction longitudinale en fonction de la déformation appliquée, pour le PA6-GF30.

### II.5.3 Essais de fatigue en traction-traction transversale : PA6-GF30

Les mêmes niveaux de déformations imposés ont été choisis pour réaliser les essais sur les éprouvettes usinées dans la direction transversale. L'ensemble des résultats est résumé dans le tableau II.11. Ces essais ont permis de déterminer le module de Young du matériau non endommagé, l'endommagement quasi statique et l'endommagement total pour chaque éprouvette.

**Tableau II.11.** Les résultats des essais de fatigue sur des éprouvettes usinées dans la direction transversale en PA6-GF30 présentés dans ce tableau concernent : la moyenne des modules de Young, la moyenne de l'endommagement dû à la montée quasi statique  $d_{TT}^{qs}$  et la moyenne de l'endommagement total à rupture  $d_{TT}^{tot}$  pour chaque groupe de trois éprouvettes soumis au même déplacement imposé.

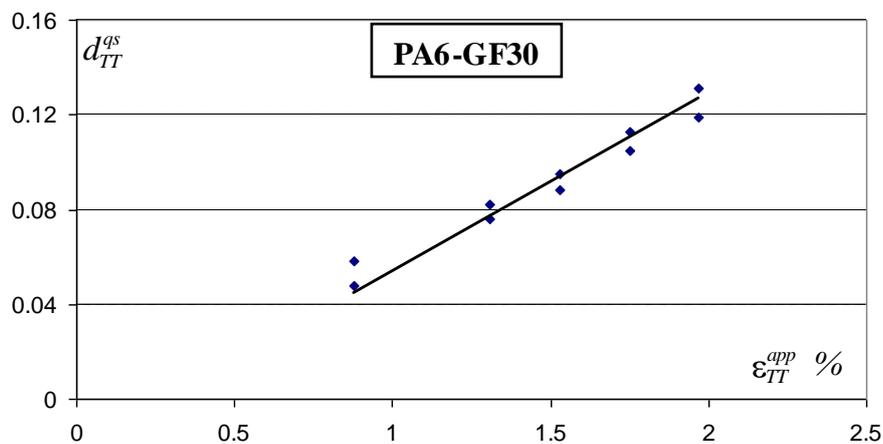
Déformation appliquée	Déplacement appliqué	$E_{TT}^0$ (MPa)	$d_{TT}^{qs}$	$d_{TT}^{tot}$
$0,2 \varepsilon_{rup} = 0,88\%$	0,92 mm	4108,6 (352)	0,058 (0,022)	0,100 (0,018)
$0,3 \varepsilon_{rup} = 1,31\%$	1,37 mm	4160,3 (278)	0,082 (0,014)	0,183 (0,016)
$0,35 \varepsilon_{rup} = 1,53\%$	1,61 mm	3980,7 (312)	0,095 (0,019)	0,301(0,012)
$0,4 \varepsilon_{rup} = 1,75\%$	1,84 mm	4320,8 (154)	0,105 (0,026)	0,532 (0,017) (rupture à 120000 Cycles)
$0,45 \varepsilon_{rup} = 1,97\%$	2,05 mm	3980,2 (304)	0,119 (0,021)	0,521 (0,022) (rupture à 23000 Cycles)



**Figure II.19.** Evolution de l'endommagement en fonction du nombre de cycles pour des éprouvettes en PA6-GF30 usinées dans la direction transversale. Cinq niveaux de déplacements ont été appliqués, correspondant respectivement à 20%, 30%, 35%, 40% et 45% de la déformation à rupture.

La figure II.19 montre l'évolution de l'endommagement en fonction du nombre de cycles dans la direction transversale. Les observations déjà relevées à partir des essais dans la direction longitudinale peuvent s'appliquer ici. En effet, l'endommagement quasi statique  $d_{TT}^{qs}$  augmente avec le niveau de déformation appliquée. La figure II.20 montre une évolution quasi linéaire de l'endommagement quasi statique  $d_{TT}^{qs}$  en fonction du niveau de déformation appliquée. Cette évolution peut être approchée par une régression linéaire. L'équation de la droite servira par la suite comme base pour l'utilisation du modèle d'endommagement dans la direction transversale. Cette droite n'est utilisable que pour des valeurs de déplacements appliqués équivalents à des déformations comprises entre  $0,2\varepsilon_{rup}$  et  $0,45\varepsilon_{rup}$ . L'équation de cette droite est :  $d_{TT}^{qs} = 0,0757 \varepsilon_{TT}^{app} - 0,022$  pour  $0,8\% \leq \varepsilon_{LL}^{app} \leq 2\%$ .

La figure II.19 montre que, pour les cinq niveaux de déplacements appliqués, l'endommagement en fatigue en fonction du nombre de cycles dans la direction transversale  $d_{TT}^f$  évolue selon deux stades. Pendant la première phase, l'évolution de l'endommagement est non linéaire et quel que soit le niveau de déplacement appliqué, l'endommagement augmente rapidement. Ensuite, l'endommagement continue à croître avec une cinétique moins importante. L'évolution de l'endommagement en fonction du nombre de cycles semble linéaire. Lorsque la valeur de l'endommagement atteint l'intervalle critique, l'éprouvette peut rompre à tout moment. Les éprouvettes soumises à 40% et 45% de déformation à rupture sont rompues avant les 180000 cycles. L'endommagement total  $d_{TT}^{tot}$  atteint l'intervalle critique à partir de 10000 cycles pour les éprouvettes soumises à un déplacement imposé équivalent à 45% de la déformation à rupture.



**Figure II.20.** Evolution de l'endommagement quasi statique dans la direction transversale en fonction de la déformation appliquée.

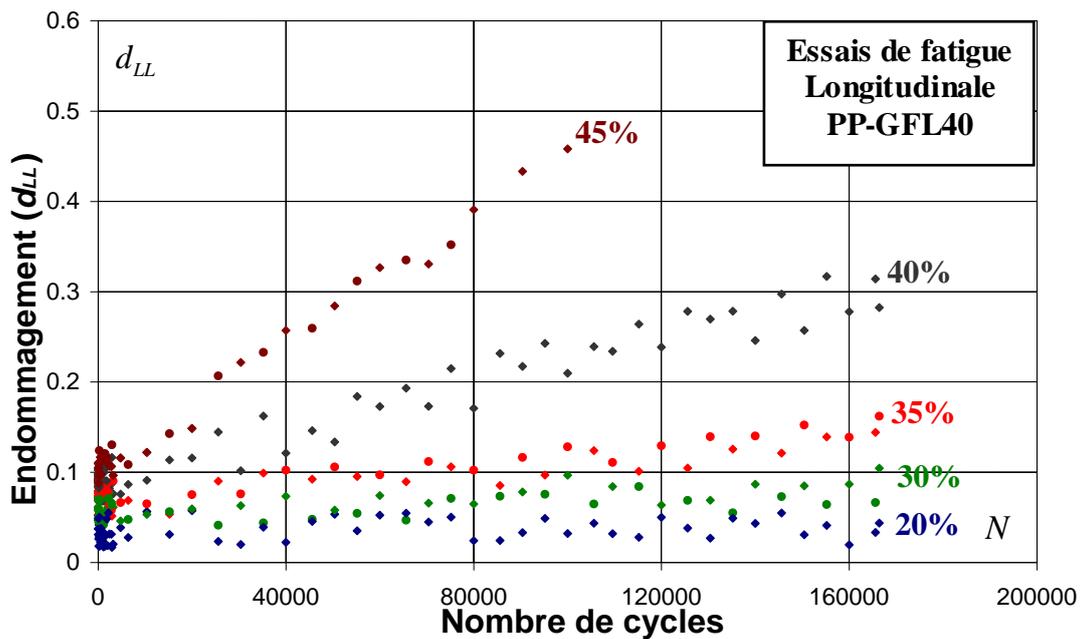
#### II.5.4 Essais de fatigue en traction-traction longitudinale : PP-GFL40

Les essais de fatigue sont réalisés pour cinq niveaux de déplacements cycliques sur les éprouvettes en PP-GFL40 usinées suivant la direction longitudinale. Les déplacements appliqués et les déformations équivalentes, ainsi que le module de Young, l'endommagement quasi statique et l'endommagement total sont présentés dans le tableau II.12.

**Tableau II.12.** Récapitulatif des essais de fatigue sur des éprouvettes usinées dans la direction longitudinale en PP-GFL40. Ce tableau comprend la moyenne des modules de Young  $E_{LL}^0$ , la moyenne des valeurs de l'endommagement calculée à la montée quasi statique  $d_{LL}^{qs}$  et la moyenne des valeurs de l'endommagement total  $d_{LL}^{tot}$  calculé à 180000 cycles ou à la rupture pour les éprouvettes testées à différents déplacements imposés.

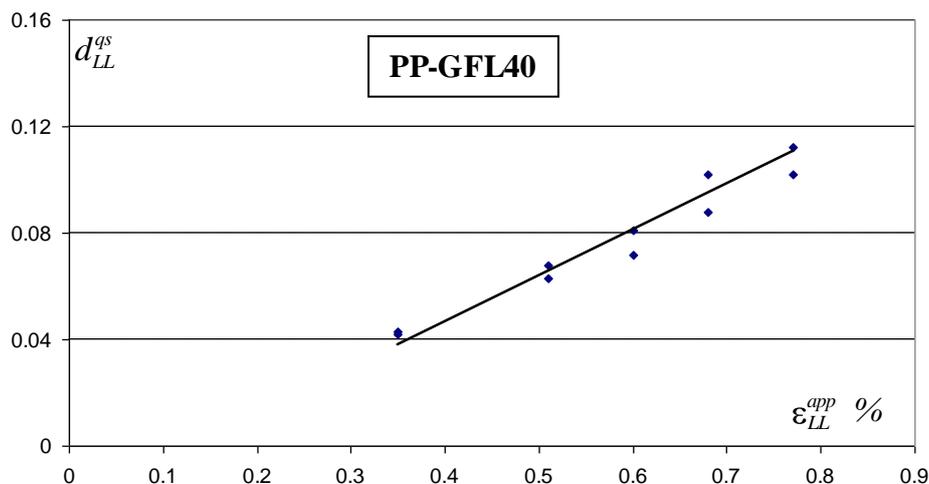
Déformation appliquée	Déplacement appliqué	$E_{LL}^0$ (MPa)	$d_{LL}^{qs}$	$d_{LL}^{tot}$
0,2 $\varepsilon_{rup} = 0,33\%$	0,35 mm	8050,5 (246)	0,043 (0,012)	0,043 (0,012)
0,3 $\varepsilon_{rup} = 0,49\%$	0,51 mm	8124,2 (312)	0,068 (0,023)	0,104 (0,005)
0,35 $\varepsilon_{rup} = 0,57\%$	0,60 mm	8020,7 (197)	0,081 (0,011)	0,150 (0,007)
0,4 $\varepsilon_{rup} = 0,65\%$	0,68 mm	7860,4 (143)	0,088 (0,009)	0,314 (0,014)
0,45 $\varepsilon_{rup} = 0,73\%$	0,77 mm	7892,1 (215)	0,112 (0,015)	0,460 (0,020) (rupture à 100000 Cycles)

L'évolution de l'endommagement en fonction du nombre de cycles pour les cinq niveaux appliqués est présentée sur la figure II.21. Ces courbes présentent une seule phase d'endommagement.



**Figure II.21.** Evolution de l'endommagement en fonction du nombre de cycles pour le PP-GFL40 sens longitudinale. Cinq niveaux de déplacements ont été appliqués : équivalents à 20%, 30%, 35%, 40% et 45% de la déformation à rupture.

Quel que soit le niveau de déplacement appliqué, la montée statique entraîne un endommagement quasi statique  $d_{LL}^{qs}$ . L'évolution de l'endommagement quasi statique  $d_{LL}^{qs}$  en fonction de la déformation appliquée est quasi linéaire, (figure II.22). L'équation de la droite de régression passant par les points est  $d_{LL}^{qs} = 0,1732 \varepsilon_{LL}^{app} - 0,0227$ . Le domaine de validité de cette droite est l'intervalle entre  $0,2 \varepsilon_{LL}^{rup}$  et  $0,45 \varepsilon_{LL}^{rup}$ .



**Figure II.22.** Evolution de l'endommagement quasi statique dans la direction longitudinale en fonction de la déformation appliquée.

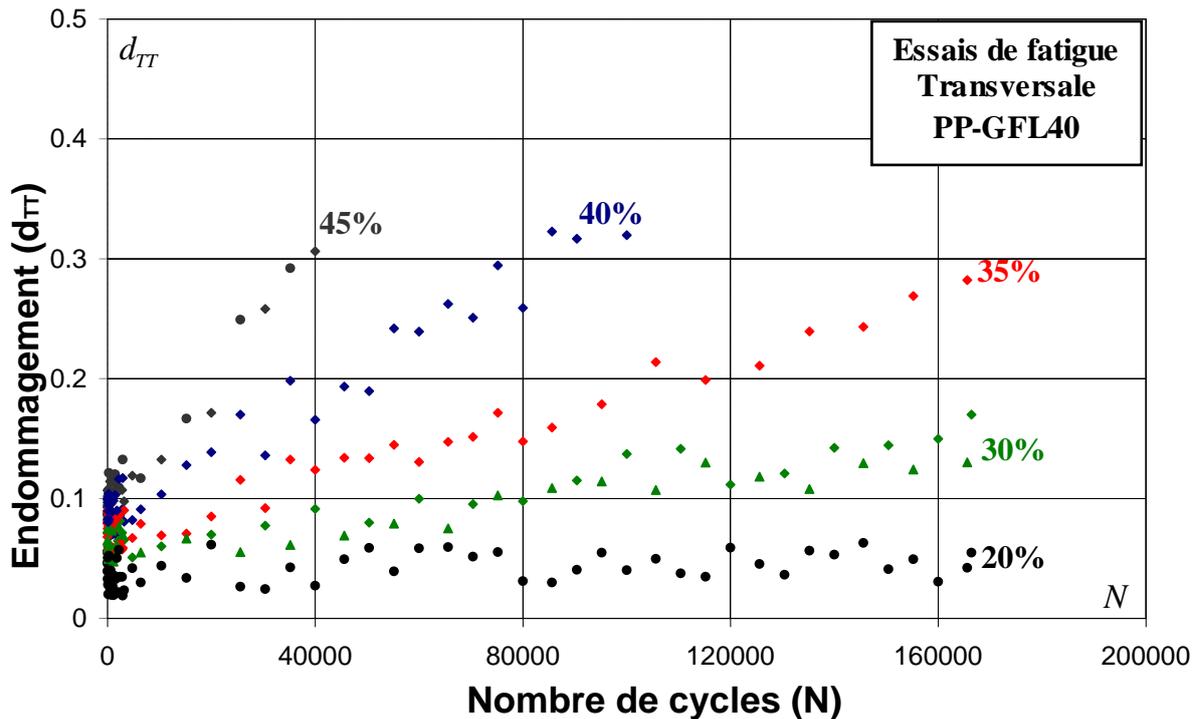
### II.5.5 Essais de fatigue en traction-traction transversale : PP-GFL40

Dans ce paragraphe, les essais réalisés sur des éprouvettes en PP-GFL40 usinées dans la direction transversale sont présentés. Un déplacement imposé cyclique est appliqué sur chaque éprouvette. Les déplacements appliqués et les déformations qui leur correspondent sont regroupés dans le tableau II.13.

Les moyennes des valeurs du module de Young, de l'endommagement cumulé à 180000 cycles ou jusqu'à la rupture et de l'endommagement quasi statique pour chaque groupe d'éprouvettes testées sont présentées dans le tableau suivant.

**Tableau II.13.** Récapitulatif des essais de fatigue sur des éprouvettes usinées dans la direction transversale en PP-GFL40. La moyenne des modules de Young, la moyenne des endommagements quasi statique et total calculées pour chaque niveau de déplacement sont présentées.

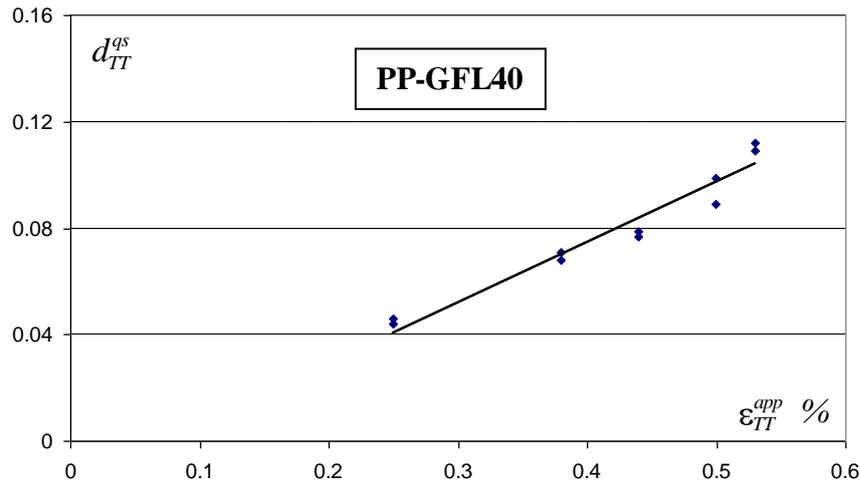
Déformation appliquée	Déplacement appliqué	$E_{TT}^0 (MPa)$	$d_{TT}^{qs}$	$d_{TT}^{tot}$
$20\% \varepsilon_{rup} = 0,24$	0,25 mm	4420,7 (167)	0,046 (0,008)	0,043 (0,011)
$30\% \varepsilon_{rup} = 0,36$	0,38 mm	4380,5 (231)	0,071 (0,012)	0,104 (0,016)
$35\% \varepsilon_{rup} = 0,42$	0,44 mm	4160,6(211)	0,079 (0,014)	0,150 (0,013)
$40\% \varepsilon_{rup} = 0,48$	0,51 mm	4240,5 (155)	0,089 (0,011)	0,314 (0,015)
$45\% \varepsilon_{rup} = 0,54$	0,57 mm	4420,4 (146)	0,109 (0,021)	0,460 (0,016) (rupture à 100000 Cycles)



**Figure II.23.** Evolution de l'endommagement en fonction du nombre de cycles pour le PP-GFL40 dans la direction transversale. Cinq niveaux de déplacements imposés ont été appliqués. Ils sont équivalents aux 20%, 30%, 35%, 40% et 45% de déformation à rupture.

La figure II.23 montre l'évolution de l'endommagement en fonction du nombre de cycles dans la direction longitudinale. On observe que l'endommagement commence à croître de façon très rapide (jusqu'à atteindre une valeur identifiée par  $d_{TT}^{qs}$ ), puis de façon plus lente et linéaire jusqu'à la fin de l'essai. L'évolution de l'endommagement est linéaire avec une faible pente pour un niveau de déplacement appliqué correspondant à 20% de la déformation. A 180000 cycles l'endommagement total calculé est  $d_{TT}^{tot} = 0,06$  pour cet amplitude de déformation imposée. Quelque soit le niveau de la déformation appliquée, l'endommagement, en fonction du nombre de cycles, est quasi linéaire. Pour les niveaux de déplacements appliqués équivalent à 40% et 45% de la déformation à rupture, le matériau s'endommage avant les 180000 cycles. Par exemple, les éprouvettes sollicitées à un déplacement répété équivalent à 45% de la déformation à rupture cassent rapidement. Il a été constaté que pour les trois essais réalisés à ce niveau de déformation imposée (ils ne sont pas tous présentés sur la figure II.23), le nombre de cycles où intervient la rupture ne dépassent jamais 45000 cycles.

On remarque une nouvelle fois que l'évolution de l'endommagement quasi statique  $d_{TT}^{qs}$  en fonction de la déformation appliquée  $\varepsilon_{TT}^{app}$  est quasi linéaire. La figure II.24 montre l'évolution de l'endommagement quasi statique en fonction de la déformation appliquée. L'équation de la droite associée à cette évolution est donnée par :  $d_{TT}^{qs} = 0,2277\varepsilon_{TT}^{app} - 0,0167$ . Le domaine de validité de cette équation est l'intervalle de déformations  $[0,2\varepsilon_{TT}^{rup} - 0,45\varepsilon_{TT}^{rup}]$ .



**Figure II.24.** Evolution de l'endommagement quasi statique dans la direction transversale en fonction de la déformation appliquée.

## II.6. Synthèse des résultats expérimentaux

Les essais réalisés sur les éprouvettes normalisées, usinées dans les deux directions pour les deux matériaux de l'étude, ont permis de déterminer les caractéristiques et les propriétés mécaniques de ces matériaux et de comprendre leur endommagement en quasi statiques et en fatigue.

Les essais de traction statique montrent que les matériaux ont des comportements élastiques endommageable différents selon la direction (L) et (T). Cette différence de comportement quasi-statique est due principalement à la répartition du renfort induit par le procédé d'injection. Les modules de Young déterminés dans la direction longitudinale (L) et dans la direction transversale (T) sont différents. Pour les deux matériaux, les modules longitudinaux mesurés, sont quasiment deux fois plus élevés que les modules transversaux. Ces essais indiquent également une dépendance du seuil d'initiation de l'endommagement et du niveau maximal d'endommagement, à la direction de sollicitation. On constate enfin que les contraintes à rupture dans la direction longitudinale sont plus élevées que celles dans la direction transversale, tandis que les déformations à rupture sont quasiment égales dans les deux directions.

Les essais de fatigue réalisés sur des éprouvettes en PA6-GF30 dans les deux directions ont permis de connaître la cinétique d'endommagement en fonction du nombre de cycles. Cette cinétique se compose de deux phases d'endommagement. Une première phase est due à l'adoucissement du matériau. Pendant cette phase non linéaire, l'endommagement croît rapidement. Ensuite, on observe une deuxième phase linéaire où l'endommagement continue à croître avec une pente moins importante. Pendant cette phase, la variation de l'endommagement par rapport aux nombres de cycles  $\partial d / \partial N$  est constante. Les résultats expérimentaux des essais de fatigue présentés dans ce chapitre montrent que l'endommagement dépend de l'amplitude de la déformation appliquée et du nombre de cycles.

Les résultats des essais réalisés sur le PP-GFL40 montrent une évolution de l'endommagement en fatigue avec une seule phase linéaire, la pente de cette évolution dépend de la valeur de la déformation appliquée. L'endommagement augmente avec une pente constante.

Pour modéliser l'endommagement en fatigue de ces deux matériaux (PA6-GF30 et PP-GFL40), une nouvelle modélisation de l'endommagement en fonction de la déformation et du nombre de cycles sera présentée dans le chapitre suivant.

## II.7. Conclusion

Les deux matériaux de l'étude (PP-GFL40 et PA6-GF30) ont été testés en statique et en fatigue dans les deux directions (L et T). Les essais de traction quasi statique ont permis de déduire les caractéristiques et les propriétés mécaniques des deux matériaux pour les deux directions. Ces essais montrent aussi que les modules de Young déterminés dans la direction longitudinale sont à peu près deux fois plus élevés que ceux déterminés expérimentalement dans la direction transversale. Les essais de traction avec relâchements élastiques ont permis de déduire l'évolution de l'endommagement et de déterminer un intervalle d'endommagement critique dans chaque direction et par chaque matériau. Les intervalles de l'endommagement critique, désignent, pour un matériau dans la direction L ou T, le niveau maximal que peut atteindre le matériau avant la rupture macroscopique. Il servira par la suite pour définir le domaine de fonctionnement des pièces et le niveau d'effort ou de déplacement que peuvent subir les pièces et les structures en PA6-GF30 ou en PP-GFL40.

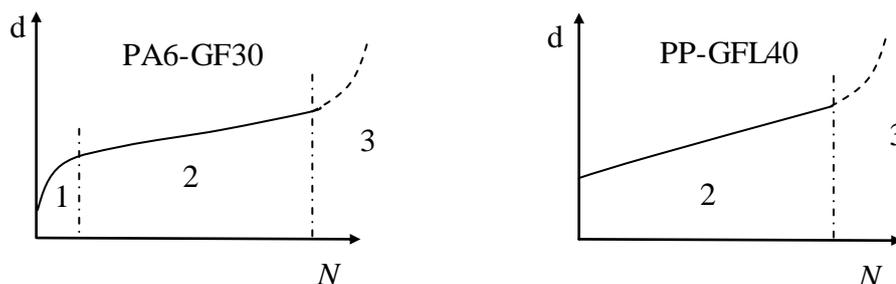
En réalité la cinétique d'endommagement d'un thermoplastique renforcé par des fibres de verre a une cinétique à trois phases d'endommagement. Une première phase d'adoucissement du matériau caractérisé par une augmentation rapide de l'endommagement. Une deuxième phase suivie par une perte de rigidité significative avec une évolution très lente et constante de l'endommagement. Une troisième phase entraîne la rupture de l'élément de volume et indique l'endommagement total. La troisième phase est difficile à mettre en évidence par les essais réalisés dans ce travail.

Une schématisation des courbes d'endommagement du PA6-GF30 et du PP-GFL40 en fonction du nombre de cycles, est présentée par la figure II.25. Les essais de fatigue montrent que pour les deux matériaux, l'endommagement en fatigue  $d^f$  commence à évoluer à partir d'une valeur d'endommagement quasi statique  $d^{qs}$ .

Pour le PA6-GF30, les résultats montrent deux phases d'endommagement, la première traduit une évolution rapide de l'endommagement. Pendant la deuxième phase l'endommagement continue à croître mais avec une pente constante du fait que les essais de fatigue soient contrôlés en déplacement imposé.

Pour le PP-GFL40, les résultats expérimentaux montrent une seule phase d'endommagement en fatigue. L'endommagement en fatigue  $d^f$  croît jusqu'à la rupture avec une pente constante à partir d'une valeur  $d^{qs}$ .

Dans le chapitre suivant une nouvelle modélisation de l'endommagement en fatigue des thermoplastiques renforcés par des fibres de verre est présentée. Le but est de proposer une nouvelle modélisation qui permettra de simuler les trois stades d'endommagement des thermoplastiques renforcés par des fibres de verre.



**Figure II.25.** Schématisation de l'évolution de l'endommagement en fonction du nombre de cycles pour les deux matériaux étudiés (PA6-GF30 et PP-GFL40).

## CHAPITRE III

# Modélisation de l'endommagement en fatigue de thermoplastiques renforcés

### SOMMAIRE

<b>III.1.</b>	<b>INTRODUCTION .....</b>	<b>68</b>
<b>III.2.</b>	<b>ENDOMMAGEMENT EN FATIGUE DE MATERIAUX COMPOSITES .....</b>	<b>68</b>
III.2.1	FATIGUE DES THERMOPLASTIQUES RENFORCES PAR DES FIBRES DE VERRE.....	69
III.2.2	ENDOMMAGEMENT EN FATIGUE : DIFFERENTES MODELISATIONS.....	70
III.2.2.1	<i>Choix de la variable d'endommagement .....</i>	<i>70</i>
III.2.2.2	<i>Types d'approches de modélisation de l'endommagement en fatigue de matériaux composites.....</i>	<i>71</i>
III.2.3	PRINCIPALES MODELISATION DE L'ENDOMMAGEMENT EN FATIGUE .....	72
III.2.3.1	<i>Loi linéaire de Miner [16].....</i>	<i>72</i>
III.2.3.2	<i>Modèle de Chang [85].....</i>	<i>74</i>
III.2.3.3	<i>Modèle de Lin Ye [14] .....</i>	<i>75</i>
III.2.3.4	<i>Modèle de Van Paepegem et Degrick [27-29] .....</i>	<i>76</i>
III.2.3.5	<i>Modèle de Ladeveze-Lé Dantec et modèles dérivés [31, 32, 50] .....</i>	<i>79</i>
<b>III.3.</b>	<b>NOUVEAU MODELE D'ENDOMMAGEMENT EN FATIGUE DE COMPOSITES A MATRICE THERMOPLASTIQUES.....</b>	<b>83</b>
III.3.1.	VARIABLES D'ENDOMMAGEMENT .....	84
III.3.2.	CINETIQUE D'ENDOMMAGEMENT.....	85
III.3.3.	LOI DE CUMUL D'ENDOMMAGEMENT.....	86
III.3.4.	IMPLEMENTATION DANS ABAQUS/STANDARD .....	88
III.3.5.	ANALYSE PARAMETRIQUE.....	90
III.3.6.	POTENTIALITES DU MODELE PROPOSE.....	96
III.3.6.1.	<i>Prédiction de courbe (S-N) pour un niveau d'endommagement donnée.....</i>	<i>98</i>
III.3.6.2.	<i>Simulation de l'évolution de l'endommagement sous chargement à amplitude variable .....</i>	<i>98</i>
III.3.6.3.	<i>Influence du trajet de chargement.....</i>	<i>102</i>
<b>III.4.</b>	<b>CONCLUSION.....</b>	<b>111</b>

### III.1. Introduction

Un modèle précis de simulation du comportement mécanique d'une pièce de structure composite ou de composant automobile en service peut permettre de gagner en temps de développement et de minimiser les boucles essais/calculs, conduisant ainsi à une optimisation du coût de développement du composant.

Dans ce chapitre, nous présentons un nouveau modèle (3D) développé pour la prédiction de l'endommagement en fatigue de thermoplastiques renforcés par des fibres de verre. Ce chapitre comporte trois parties :

- Une première partie bibliographique comportant une introduction à la modélisation de la fatigue des thermoplastiques renforcés par des fibres de verre. Quelques modèles dédiés à la simulation de l'endommagement en fatigue des composites sont présentés.
- Dans la deuxième partie, un nouveau modèle phénoménologique est développé pour prédire l'endommagement dû à la fatigue des thermoplastiques (PA6 et PP) renforcés par des fibres de verre. Le modèle d'endommagement proposé a été implanté dans le code de calcul par éléments finis ABAQUS au moyen du développement d'une routine utilisateur UMAT.
- La troisième partie présente une analyse de sensibilité du modèle aux paramètres d'endommagement ainsi que des premiers résultats numériques.

### III.2. Endommagement en fatigue de matériaux composites

L'endommagement d'un matériau est défini comme étant la détérioration progressive et irréversible due à l'apparition des discontinuités à l'échelle microscopique (microfissurations, microvides, etc...). Sous l'effet de chargements thermomécaniques, l'endommagement se traduit par un ensemble de changements microstructuraux occasionnant une variation des propriétés mécaniques globales à l'échelle macroscopique.

Dans le cas de chargement cyclique, l'endommagement est caractérisé par la mesure de certaines propriétés physiques et mécaniques reliées aux caractéristiques monotones et cycliques du matériau. La perte de raideurs ou de modules apparents est généralement adoptée comme variable traduisant l'évolution de l'endommagement au cours du chargement.

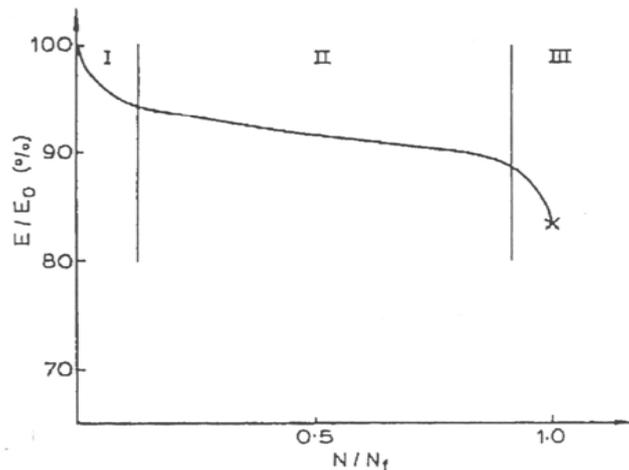
Dans les matériaux composites, l'endommagement est dû à des mécanismes de microfissuration de la matrice, décohésion interfaciale, déchaussement et rupture de fibres [87,88]. L'accumulation et l'évolution de ces mécanismes de dégradation progressive confèrent au matériau une cinétique d'endommagement conditionnée par sa microstructure (induite par le procédé) et par le type de chargement. Les résultats expérimentaux du chapitre II ont permis de comprendre et d'identifier la cinétique d'endommagement des deux matériaux thermoplastiques renforcés étudiés : PA6-GF30 et PP-GFL40.

Les stades d'évolution de l'endommagement dans le cas de chargement cyclique sont de même nature que ceux rencontrés en chargement statique mais de chronologie et d'amplitude différentes. En effet, la détérioration des composites s'opère dès les premiers cycles de chargement en fatigue et augmente progressivement jusqu'à la rupture finale. Elle

est caractérisée par trois stades d'évolution progressive. Ces trois stades d'endommagement sont décrits dans le paragraphe suivant [14].

### III.2.1 Fatigue des thermoplastiques renforcés par des fibres de verre

L'endommagement de matériaux composites thermoplastiques renforcés par des fibres de verre courtes, sous sollicitations cycliques, est caractérisé par une première phase d'adoucissement du matériau [34]. En effet, suivant le type et l'amplitude de sollicitation appliquée, l'apparition des premières microfissures dans la matrice provoque un adoucissement du matériau caractérisé par une perte importante de rigidité (Figure III.1). Cette phase est caractéristique de composites à matrice thermoplastique.



**Figure. III.1.** Perte de raideur en fonction du nombre de cycles normalisé pour un composite à matrice thermoplastique [14].

Les courbes d'évolution de l'endommagement en fonction du nombre de cycles déterminées expérimentalement (chapitre II) confirment la cinétique à trois phases caractéristique de l'endommagement en fatigue de composite à matrice thermoplastique. Ce constat est particulièrement vérifié pour les composites PA6-GF30 du fait de la nature du comportement intrinsèque du polyamide mais surtout à cause de la faible longueur des fibres. En effet, la faible longueur de renforcement accentue les contraintes de cisaillement à l'interface fibre-matrice et amplifie les décohésions interfaciales ainsi que les déchaussements de fibres dès les premières phases d'endommagement.

L'évolution de l'endommagement en trois stades peut être décrite comme suit :

**Stade 1 :** Cette phase d'endommagement est principalement gouvernée par un adoucissement du matériau inhérent à la nature thermoplastique de sa matrice. Elle se manifeste par une augmentation rapide de l'endommagement traduit par une forte perte de raideur initiale. Les premières microfissures apparaissent dans la matrice adoucie. Leur coalescence engendre rapidement des décohésions interfaciales suivies du déchaussement de fibres notamment dans le cas où celles-ci sont de faibles longueurs, comme c'est le cas du PA6-GF30.

**Stade 2 :** Au cours de la deuxième phase d'évolution, l'endommagement continue toujours à croître mais avec une cinétique moins importante. Cela est dû à la propagation des

microfissures, à l'accumulation de décohésions interfaciales et à la multiplication des déchaussements des fibres. Ce stade d'évolution est caractérisé par une perte de rigidité relativement importante mais qui se produit selon une cinétique très lente et quasiment constante.

Stade 3 : La troisième phase d'évolution de l'endommagement est caractérisée par une perte de rigidité importante inhérente à l'apparition des fissures macroscopiques engendrant la rupture de l'élément de volume. Ce stade est très difficile à mettre en évidence expérimentalement. Il se manifeste généralement par une cinétique très rapide avant la rupture macroscopique.

### III.2.2 Endommagement en fatigue : différentes modélisations

L'objectif de ce travail de thèse est de proposer une nouvelle modélisation de l'endommagement en fatigue intégrant les trois stades de dégradation des thermoplastiques renforcés par des fibres de verre.

Pour modéliser le phénomène d'endommagement dans les matériaux composites, plusieurs types d'approches peuvent être envisagés. Elles diffèrent les unes des autres selon l'échelle à laquelle on se place pour modéliser cet endommagement. Toutefois, elles ont toutes l'objectif de prédire le comportement du matériau endommagé en fonction de variables d'endommagement. Ces approches sont sommairement réparties en deux types, les approches macroscopiques et les approches microscopiques. Celles-ci traduisent généralement une grandeur microscopique liée à la densité de microfissures, à un critère local lié la décohésion interfaciale par exemple ou bien une grandeur macroscopique telle que la perte de modules. Dans le présent travail, nous avons choisi une approche macroscopique basée sur les résultats expérimentaux caractérisant la cinétique d'endommagement présentés au chapitre II.

#### III.2.2.1 Choix de la variable d'endommagement

Le choix de la variable d'endommagement se répercute sur la façon dont on l'approche. L'introduction de l'endommagement dans le calcul prévisionnel des structures impose une continuité de la variable qui caractérise ce phénomène. C'est là une des grandes difficultés de la mécanique de l'endommagement car par essence cette variable doit représenter les micro-discontinuités matérielles et leurs évolutions en cours de chargement.

Deux classes de variables sont principalement utilisées :

1. Les variables liées à la notion de contrainte effective, initialement introduite par Kachanov [19] pour les matériaux métalliques dans le cas unidimensionnel. L'endommagement est alors représenté par une variable continue interne au sens de la thermodynamique des processus irréversibles et ayant des valeurs comprise entre 0 et 1.

Dans le cas des matériaux ayant un fort caractère hétérogène, une description par variable scalaire s'avère insuffisante et ouvre le champ aux théories de l'endommagement anisotrope utilisant des variables tensorielles pour décrire l'état et l'évolution de l'endommagement [89,90]. Ce type de variables est généralement utilisé dans le cadre d'une approche macroscopique fondée sur la théorie de la thermodynamique des processus irréversibles. Ces variables fournissent une description globale de l'état d'endommagement et permettent le couplage avec les lois de comportement du matériau. Elles englobent donc plusieurs

processus d'endommagement distincts car les décrire séparément devient rapidement complexe.

2. Les variables liées à la cinématique des mécanismes d'endommagement. Elles ont alors diverses natures, peuvent être scalaires, vectorielles ou tensorielles [91]. Ce type de variables est souvent utilisé dans des approches micromécaniques où il est question de connaître la géométrie du défaut considéré, son orientation, etc....

### III.2.2.2 Types d'approches de modélisation de l'endommagement en fatigue de matériaux composites

Le développement d'un modèle d'endommagement en fatigue pour la prédiction de durée de vie comprend deux étapes importantes. La première phase consiste à identifier les mécanismes d'endommagement et à définir les variables associées suite aux observations expérimentales. Tandis que la deuxième phase comprend la formulation de la cinétique d'endommagement.

Les modélisations de l'endommagement en fatigue se distinguent par la démarche scientifique utilisée. Cinq types d'approches peuvent être adoptées :

**i. Approches empiriques :** Ces modèles reposent sur les résultats expérimentaux obtenus pour des sollicitations et des modèles spécifiques. Néanmoins, le comportement en fatigue doit être évalué afin de vérifier la fiabilité du matériau et justifier son utilisation comme composant de structure déjà en service. C'est ainsi que l'usage de théories empiriques permet une obtention rapide des courbes contrainte en fonction du nombre de cycles (*S-N*). Cependant, l'utilisation de ces théories doit être faite avec précaution dans certaines configurations d'essais, où le champ de contraintes est complexe.

**ii. Approches basées sur la résistance résiduelle :** Ils sont classés en deux catégories : les modèles probabilistes et les modèles phénoménologiques. Concernant les modèles probabilistes, on peut citer Hahn et Kim [35], Chou et Croman [36], Whitney [37], Sendekyj [38] et les travaux de Yang et ses coauteurs [39]. Les modèles phénoménologiques ont été proposés par Reifsneider et Stinchcomb [40], Daniel et Charewicz [41-42], Roten [43], Whitworth [44], Spearing et Beaumont [45], et Haris avec ces coauteurs [46]. Ces modèles ont été développés dans le cas uniaxial, et ne prennent pas en compte le comportement des composites sollicités sous chargements complexes.

**iii. Approches fondées sur des critères de rupture en fatigue :** Ils dérivent d'un critère quadratique habituellement utilisé pour le cas de chargement statique. Les paramètres d'ajustement de ces modèles sont fortement dépendants du niveau de contraintes appliqué. Les études réalisées par Sims et ses coauteurs [47], montrent l'efficacité de ces critères. Parmi les auteurs qui ont proposé un critère de fatigue tridimensionnel pour les composites unidirectionnels, on cite Hahn et Sims [35,47].

**iv. Approches micromécaniques :** Ces approches sont basées sur les observations de mécanismes d'endommagement et les mesures locales à l'échelle de la microstructure (densité et géométrie des microfissures, microcavités, etc...). Le comportement global du matériau endommagé est obtenu par des techniques d'homogénéisation sur le V.E.R. comportant un microdéfaut de géométrie et d'orientation définies. Selon la distribution des microdéfauts, l'homogénéisation peut se faire selon un schéma auto-cohérent [92, 93] ou bien par des

méthodes numériques d'homogénéisation périodique telles que les travaux de Lené [94] qui proposa un modèle micromécanique d'endommagement par fatigue des composites ultra dure. Le paramètre d'endommagement étant choisi comme le rapport  $(d/L)$ , où  $d$  est le diamètre de la fibre et  $L$  est la longueur d'une portion saine de la fibre.

L'intérêt d'une approche micromécanique est de pouvoir inclure les paramètres structuraux dans la définition de la variable d'endommagement. Par conséquent, elle permet de cerner l'influence de ces paramètres sur l'évolution des mécanismes d'endommagement en les considérant séparément. En effet, ce type d'approches permet d'évaluer le champ de contraintes et de déformations locales dans chacune des phases constituant le composite. Elles permettent alors de considérer les fluctuations locales dues à l'apparition de l'endommagement.

Cependant, l'inconvénient majeur lié à ces approches est d'être trop locales. Il est difficile d'obtenir une variable macroscopique et une loi d'évolution facilement utilisable dans les codes de calcul à l'échelle d'une structure.

**v. Approches macroscopiques :** Ces approches sont généralement basées sur la thermodynamique des processus irréversibles. Elles utilisent des variables d'état internes définies sur un élément de volume représentatif, qui constitue l'échelle de la modélisation [21].

Le comportement du matériau endommagé est obtenu par équivalence en énergie ou en déformation avec un matériau homogène équivalent. En outre, ces approches restent globales et ne font pas de distinction entre les différents processus d'endommagement ainsi que leur interaction.

Plusieurs travaux ont été effectués sur les matériaux composites et ont traité le problème de l'anisotropie de l'endommagement. Les approches macroscopiques de modélisation de l'endommagement ont montré leur intérêt notamment en termes de calcul de structures.

Dans les paragraphes suivants, nous présentons quelques modélisations macroscopiques de l'endommagement dans les composites.

### III.2.3 Principales modélisation de l'endommagement en fatigue

Dans ce paragraphe des modèles d'endommagement en fatigue sont présentés, sans entrer dans le détail de calcul mais en insistant sur leurs hypothèses de base et leurs apports sur le plan de la prédiction. Ces modèles cherchent à prédire le comportement de la structure endommagée en fonction d'une variable d'endommagement. Ils sont développés et présentés pour le cas de matériaux composites à matrice organique à l'exception de la loi de cumul de Miner valable pour divers matériaux endommageables.

#### III.2.3.1 Loi linéaire de Miner [16]

La loi linéaire de Miner [16] a été la première formulation mathématique proposé pour décrire l'endommagement en fatigue. Les hypothèses de cette loi sont les suivantes :

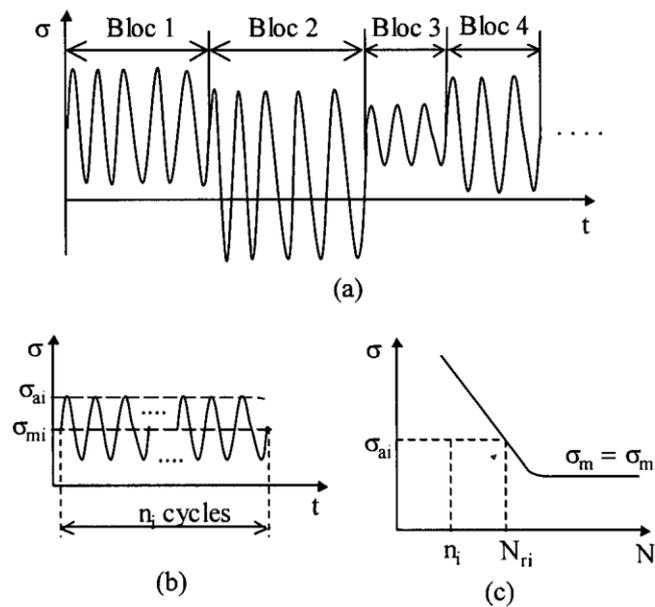
- Le chargement est sinusoïdale,
- Le travail absorbé par le matériau entraîne sa rupture par fatigue,
- La propagation d'une fissure macroscopique est l'indicateur de l'endommagement total du matériau,
- Le comportement expérimental du matériau est représenté par le diagramme d'endurance et par la droite de Goodman modifiée.

L'endommagement  $d_i$  du matériau après application de  $n_i$  cycles identiques (figure III.2) est basé sur la fraction du travail total absorbé par le matériau.

$$d_i = \frac{u_i}{W} = \frac{n_i}{N_{ri}} \quad (3.1)$$

$u_i$  est l'énergie absorbée par le matériau après  $n_i$  cycles,  $W$  est le travail total absorbé par le matériau à la ruine par fatigue,  $N_{ri}$  est le nombre de cycles considérés à la ruine. Ce concept conduit à une sommation linéaire des fractions de vie  $r_i = n_i / N_{ri}$  propres à chaque type de cycles appliqués. L'endommagement  $d$  est alors introduit tel que :

$$d = \sum_{i=1}^p \frac{n_i}{N_{ri}} = \sum_{i=1}^p r_i \quad (3.2)$$



**Figure. III.2.** Types de chargement, (a) chargement composée de plusieurs blocs de sollicitations, (b) nombre de cycles  $n_i$  du  $i^{\text{ème}}$  bloc, (c) courbe S-N (amplitude de contrainte en fonction du nombre de cycles) [16].

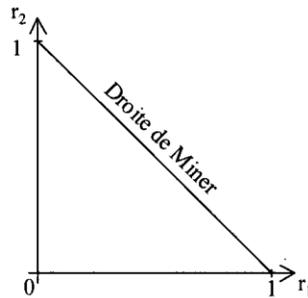
Le matériau est totalement endommagé lorsque  $d$  vaut 1. Il s'ensuit l'expression suivante de la fraction de vie résiduelle  $r_p$  au niveau  $p$ , après application de  $p-1$  blocs de cycles de contrainte :

$$r_p = \frac{n_p}{N_{rp}} = 1 - \sum_{i=1}^{p-1} r_i \quad (3.3)$$

Où  $n_p$  et  $N_{rp}$  sont respectivement le nombre de cycles appliqués au niveau  $p$  et le nombre de cycles à la ruine par fatigue du matériau sous ce type de chargement. L'application de l'équation (3.3) au cas d'un chargement à deux niveaux de contrainte donne :  $r_2 = 1 - r_1$

Où  $r_1$  et  $r_2$  sont les fractions de vie aux niveaux 1 et 2 respectivement.

La représentation graphique de la loi de Miner, dans le repère des fractions de vie ( $r_1, r_2$ ), est une droite diagonale (dite droite de Miner) indépendante du niveau de la sollicitation (figure III.3).



**Figure. III.3** Courbe des fractions de vie de la loi de Miner (chargement à deux niveaux) [16].

La loi de Miner nécessite uniquement la courbe S-N du matériau. Elle n'a aucun paramètre à identifier. De ce fait cette loi est la plus simple à appliquer. Elle ne tient pas compte du niveau d'endommagement du matériau pour la description du dommage engendré par un cycle et elle ne tient pas compte de l'histoire du chargement. Cette loi ne décrit donc aucun effet de séquence, elle ne prend pas en compte l'effet d'endommagement des cycles d'amplitude inférieure à la limite d'endurance du matériau. En fait, cet endommagement n'est pas cumulé même si les amplitudes appliquées après que l'endommagement du matériau soit initié par un ou plusieurs cycles d'amplitude supérieure à la limite d'endurance.

### III.2.3.2 Modèle de Chang [85]

Le modèle proposé par Chang est un modèle monodimensionnel d'un composite unidirectionnel sollicité en traction cyclique [85]. Il utilise une approche thermodynamique couplé à la cinétique de l'endommagement fragile en fatigue. Dans le cas monodimensionnel, la description de l'endommagement par une variable scalaire  $d$  est suffisante. Cette variable est liée au comportement par la relation :

$$d = 1 - \frac{E}{E^0} \quad (3.4)$$

Avec  $E$  et  $E^0$  le module d'Young du matériau endommagé et celui du matériau vierge.

Ce modèle est basé sur le potentiel d'énergie libre qui s'écrit dans le cas d'un matériau endommagé :

$$W = \frac{1}{2}(1-d)E\bar{\varepsilon}^2 + \psi(\bar{d}) \quad (3.5)$$

où  $\bar{d}$  est une variable cumulative. En introduisant le critère d'amorçage de l'endommagement, la loi d'évolution s'écrit de la manière suivante :

$$\dot{d} = \frac{m+1}{\varepsilon_0^2} * (1-d)^{\frac{2n+m+3}{m+1}} \left[ \frac{\varepsilon}{\varepsilon_0} \right]^{2n} < \varepsilon \cdot \dot{\varepsilon} > \quad (3.6)$$

Où  $\varepsilon_0$  est le seuil d'initiation de l'endommagement et  $(m, n)$  un couple de paramètres matériaux identifiés expérimentalement. Dans le cas d'un essai de traction périodique et dans le cas où  $d$  varie très peu au cours de chaque cycle, cette loi devient :

$$\frac{\partial d}{\partial N} = A * \frac{\Delta \varepsilon^b}{1-d^b} \quad (3.7)$$

où  $A$  et  $b$  sont des paramètres du matériau. Ils sont influencés par le rapport  $R$ , la fréquence  $f$  et le niveau de chargement imposé. L'équation 3.7 montre qu'à déformation constante ( $\varepsilon = cte$ ) l'endommagement évolue linéairement. Le modèle ne permet pas de reproduire les trois stades d'endommagement des thermoplastiques renforcés par des fibres de verre.

### III.2.3.3 Modèle de Lin Ye [14]

C'est un modèle phénoménologique de cumul d'endommagement. Il a été développé pour les composites renforcés par des fibres courtes tel que les SMC (Sheet Molding Compound). Ce modèle est basé sur  $\partial a / \partial N$  la variation de la propagation des fissures en fatigue par rapport aux nombre de cycles. Selon la formule de Paris, cette variation s'écrit :

$$\frac{\partial a}{\partial N} = C \cdot (\Delta K)^n = C_1 S_a^2 a^m \quad (3.8)$$

où  $C, C_1, m$  et  $n$  sont des constantes du matériau et  $S_a$  est la contrainte cyclique appliquée. L'équation 3.8 montre que l'on peut avoir le même taux de croissance d'endommagement dans les deux conditions suivantes : la taille de la fissure est petite avec une contrainte élevée ou une grande fissure avec une faible contrainte.

En comparant les caractéristiques de base de la fatigue par rapport aux métaux, Lin Ye propose, par analogie, une loi de fatigue pour les composites [14]:

$$\frac{\partial d}{\partial N} = C \left( \frac{\sigma_{\max}^2}{d} \right)^n \quad (3.9)$$

où  $C$  et  $n$  des constantes matériaux,  $\sigma_{\max}^2 / d$  est le taux du développement de l'endommagement et  $\sigma_{\max}$  est la contrainte maximale. L'intégration de l'équation (3.9), avec les conditions initiales  $d=0$  lorsque  $N=0$ , permet d'obtenir l'expression suivante :

$$d = \left[ n+1 \quad CN \right]^{1/(n+1)} \cdot \sigma_{\max}^{2n/(n+1)} \quad (3.10)$$

Cette équation montre la relation entre les paramètres d'endommagement, le nombre de cycles de l'essai de fatigue et l'amplitude de la contrainte appliquée. Ceci permet de déduire la durée totale de la phase d'endommagement. Le nombre de cycles correspondant à l'endommagement critique s'écrit :

$$N_1 = \frac{d_c^{n+1}}{n+1 C \sigma_{max}^{2n}} \quad (3.11)$$

où  $d_c$  désigne l'endommagement critique.

Précisons la relation entre l'endommagement et les modules de Young dans les équations suivantes et la loi d'endommagement proposée par l'équation 3.10, le modèle de dégradation de l'endommagement proposé par Lin Ye s'écrit de la manière suivante :

$$\left. \begin{array}{l} d = 1 - \frac{E}{E^0} \\ \frac{\partial d}{\partial N} = C \cdot \left( \frac{\sigma_{max}^2}{d} \right)^n \end{array} \right\} \Rightarrow \text{Modèle de dégradation: } \frac{dE}{dN} = -E^0 \cdot C \cdot \left( \frac{\sigma_{max}^2}{1 - E/E^0} \right)^n \quad (3.12)$$

L'intégration de cette équation conduit à une relation entre  $E/E^0$ , le nombre de cycles  $N$  et le niveau de la contrainte appliquée  $\sigma_{max}$  :

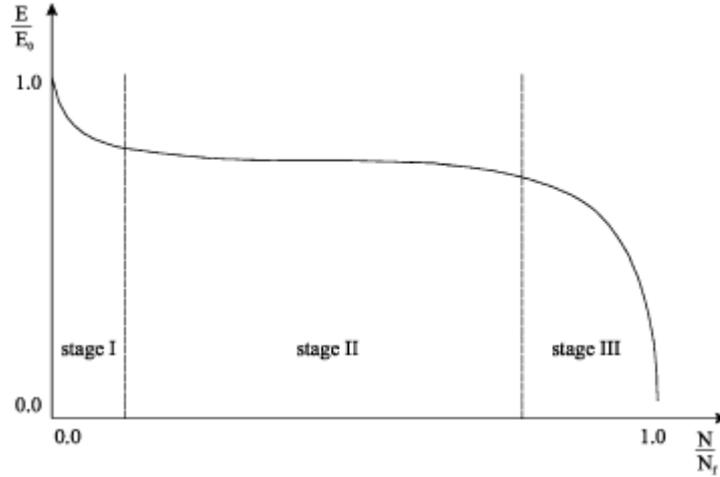
$$\frac{E}{E_0} = 1 - NC(n+1)^{1/(n+1)} \sigma_{max}^{2n/(n+1)} \quad (3.13)$$

L'équation (3.13) peut également être employée pour prévoir le nombre de cycles exigés pour atteindre une réduction donnée de rigidité en faisant des cycles à différents niveaux d'effort. Par conséquent, l'endommagement d'un matériau composite soumis au chargement cyclique peut être évalué sur la base des équations (3.11) et (3.12).

Le modèle est utilisé pour la description de l'endommagement en fatigue des composites SMC et montre la bonne corrélation avec les résultats expérimentaux. D'après Lin Ye, ce modèle peut être utilisé pour prévoir la durée de vie en fatigue des matériaux composites. Cependant, ce modèle a été développé dans le cas uniaxial. De plus, il a été formulé en contrainte, ce qui rend son implantation dans un code de calcul par éléments finis difficile.

#### III.2.3.4 Modèle de Van Paepegem et Degrick [27-29]

Van Paepegem et Degrick ont proposé un modèle monodimensionnel de fatigue basé sur l'approche résiduelle phénoménologique [27-29]. Ce modèle permet de simuler l'endommagement dû la fatigue de pièce ou de structure en composite. La figure III.4 montre la dégradation du module de Young normalisé  $E/E_0$  ( $E_0$  étant le module de Young initial) en fonction du nombre de cycles normalisé  $N/N_f$  ( $N_f$  étant le nombre de cycle à rupture) obtenue par le modèle de Van Paepegem et Degrick [27-29]. Il y est mis en évidence 3 stades dans l'évolution de  $E/E_0$ . Dans une première partie correspondant à l'initiation de l'endommagement dans un composite, le rapport  $E/E_0$  diminue rapidement, puis on constate une évolution quasi linéaire avec une cinétique d'endommagement moins importante et enfin une dernière étape caractérisée par la chute brutale de  $E/E_0$  et correspondant à l'apparition de fissures macroscopiques responsables de la ruine de la structure.



**Figure. III.4.** Evolution du module de Young normalisé  $E / E_0$  en fonction du nombre de cycles normalisé  $N / N_f$  caractéristiques d'un composite renforcé par des fibres [27].

Le modèle proposé par Van Papegem et Degrick est construit sur la base d'une somme de deux fonctions. Le taux d'endommagement  $\partial d / \partial N$  s'écrit :

$$\frac{\partial d}{\partial N} = f_i \sigma, d, \dots + f_p \sigma, d, \dots \quad (3.14)$$

$f_i$  décrit le premier stade d'endommagement des composites, tandis que la deuxième et la troisième phase d'endommagement sont prises en compte au travers de la fonction  $f_p$ . Les auteurs proposent :

$$f_i \sigma, d, \dots = c_1 \sigma^*{}^m \exp^{-c_2 d} \quad (3.15)$$

où l'endommagement  $d$  est une valeur scalaire comprise entre 0 et 1,  $c_1$  et  $c_2$  sont constantes liées au matériau,  $\sigma^*$  est la contrainte mesurée,  $m$  est un paramètre. La deuxième fonction  $f_p$  s'écrit :

$$f_p \sigma, d, \dots = c_3 \sigma^*{}^n \quad (3.16)$$

où  $c_3$  est une constante du matériau et  $n$  est un paramètre.

En se basant sur le critère de Tsai-Wu [81-82] écrit par Liu et Tsai [83] exprimé dans le cas d'un matériau endommagé comme :

$$\left( \left( \frac{\sigma}{1-d} \right)^2 \frac{1}{X_T \cdot |X_C|} \right) R^2 + \left[ \frac{\sigma}{1-d} \left( \frac{1}{X_T} - \frac{1}{|X_C|} \right) \right] R - 1 = 0 \quad (3.17)$$

les auteurs écrivent l'expression de l'index d'endommagement en fatigue  $\Sigma \sigma, d$  dans le cas monodimensionnel de la manière suivante :

$$\Sigma \sigma, d = \frac{1}{R} = \frac{\tilde{\sigma}}{X} = \frac{1-d}{X} = \frac{E_0 \varepsilon}{X} \quad X = X_T, X_C \quad (3.18)$$

Le modèle d'une manière générale peut alors se mettre sous la forme :

$$\frac{\partial d}{\partial N} = c_1 [\Sigma \sigma, d]^m \exp -c_2 d + c_3 [\Sigma \sigma, d]^n \quad (3.19)$$

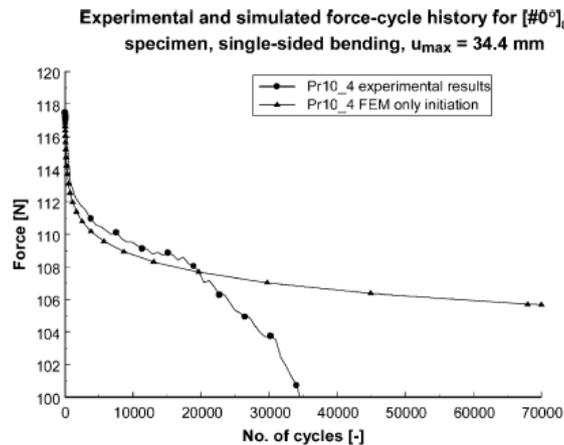
Comme  $\Sigma \sigma, d$  est constant pour un chargement cyclique à contrainte imposée, et que l'apparition des fissures dépend du niveau de déformation appliqué, la fonction  $f_i$  s'écrit :

$$f_i \sigma, d = c_1 \Sigma \sigma, d \exp \left( -c_2 \frac{d}{\sqrt{\Sigma \sigma, d}} \right) \quad (3.20)$$

Les auteurs développent également le modèle aux cas de chargement en compression. Ainsi, le modèle proposé par Van Papegem et Degrick s'écrit dans le cas général comme suit :

$$\frac{\partial d}{\partial N} = \begin{cases} c_1 \Sigma \exp \left( -c_2 \frac{d}{\sqrt{\Sigma}} \right) + c_3 \cdot d \cdot \Sigma^2 \left[ 1 + \exp c_5 \Sigma - c_4 \right] & \text{si } \sigma \geq 0 \\ \left[ c_1 \Sigma \exp \left( -c_2 \frac{d}{\sqrt{\Sigma}} \right) \right]^3 + c_3 \cdot d \cdot \Sigma^2 \left[ 1 + \exp \left( \frac{c_5}{3} \Sigma - c_4 \right) \right] & \text{si } \sigma < 0 \end{cases} \quad (3.21)$$

La figure III.5 issues des travaux de Van Papegem et Degrieck [27-29] montre que les résultats de simulations numériques sont en bonne corrélation avec les résultats expérimentaux, validant alors le modèle dans le cas monodimensionnel.



**Figure. III.5.** Variation de l'effort en fonction du nombre de cycles : Comparaison entre résultat expérimentaux et résultat numériques, d'après Wim et Degrieck [27].

Le modèle proposé permet de simuler les trois stades d'endommagement des matériaux composites. Il est formulé en traction-compression dans le cas uni-axial.

### III.2.3.5 Modèle de Ladeveze-Le Dantec et modèles dérivés [31, 32, 50]

Ladeveze et Le Dantec [31] ont proposé un modèle phénoménologique pour la prédiction de l'endommagement des composites. Ce modèle est développé dans le cadre de la thermodynamique des phénomènes irréversibles et il est formulé en contrainte, ce qui implique que leur mise en œuvre dans un code d'éléments finis est relativement complexe. Linhone [50] a reformulé le modèle en déformation sous l'hypothèse des contraintes planes généralisées ( $\sigma_{zz} = 0$ ), afin de faciliter l'implantation dans les codes de calculs par éléments finis. Sedrakian [17, 32] a utilisé cette formulation en déformation couplée à une loi d'évolution de type Norton [52] pour proposer une nouvelle écriture pour la prédiction de l'endommagement en fatigue des thermodurcissables.

Dans ce paragraphe, le modèle proposé par Sedrakian est présenté en détail en commençant par l'énergie de déformation élastique prise comme potentiel thermodynamique donnée par [31, 50, 17, 32] :

$$2W_e = \frac{\sigma_{LL}^2}{E_{LL}} + \frac{\sigma_{TT}^2}{E_{TT}} - \frac{2\nu_{LT}\sigma_{LL}\sigma_{TT}}{E_{LL}} + \frac{\sigma_{LT}^2}{G_{LT}} + \frac{\sigma_{LZ}^2}{G_{LZ}} + \frac{\sigma_{TZ}^2}{G_{TZ}} \quad (3.22)$$

avec  $E_{ij}$  et  $G_{ij}$  les modules élastiques du matériau.

L'équation 3.22 a été établie pour le cas de structures minces ou modérément épaisses avec prise en compte du cisaillement transverse. Ainsi, la contrainte normale dans l'épaisseur est nulle :  $\sigma_{zz} = 0$ . Les déformations s'obtiennent à partir de l'énergie de déformation et s'écrivent [50, 17] :

$$\varepsilon_{ij}^e = \frac{\partial W_e}{\partial \sigma_{ij}} \Leftrightarrow \left\{ \begin{array}{l} \varepsilon_{LL}^e = \frac{1}{E_{LL}} \sigma_{LL} - \nu_{LT} \sigma_{TT} \\ \varepsilon_{TT}^e = \frac{1}{E_{TT}} \sigma_{TT} - \nu_{TL} \sigma_{LL} \\ \varepsilon_{LT}^e = \frac{\sigma_{LT}}{2G_{LT}} \\ \varepsilon_{LZ}^e = \frac{\sigma_{LZ}}{2G_{LZ}} \\ \varepsilon_{TZ}^e = \frac{\sigma_{TZ}}{2G_{TZ}} \end{array} \right. \quad (3.23)$$

où  $\nu_{LT}$  et  $\nu_{TL}$  sont respectivement le coefficient de Poisson et le coefficient de Poisson secondaire.

A partir des équations 3.23, les contraintes s'écrivent en fonction des déformations de la manière suivante :

$$\begin{cases} \sigma_{LL} = C_{LL} \varepsilon_{LL} + \nu_{TL} \varepsilon_{TT} \\ \sigma_{TT} = C_{TT} \varepsilon_{TT} + \nu_{LT} \varepsilon_{LL} \\ \sigma_{LT} = G_{LT} \gamma_{LT} \\ \sigma_{LZ} = G_{LZ} \gamma_{LZ} \\ \sigma_{TZ} = G_{TZ} \gamma_{TZ} \end{cases} \quad (3.24)$$

avec

$$\begin{cases} C_{LL} = \frac{E_{LL}}{1 - \nu_{LT} \nu_{TL}} \\ C_{TT} = \frac{E_{TT}}{1 - \nu_{LT} \nu_{TL}} \end{cases} \quad (3.25)$$

et

$$\begin{cases} \gamma_{LT} = 2\varepsilon_{LT} \\ \gamma_{LZ} = 2\varepsilon_{LZ} \\ \gamma_{TZ} = 2\varepsilon_{TZ} \end{cases} \quad (3.26)$$

L'énergie de déformation élastique exprimée en fonction des déformations s'écrit alors :

$$\begin{aligned} 2W_e &= \sigma_{LL} \varepsilon_{LL} + \sigma_{TT} \varepsilon_{TT} + \sigma_{LT} \gamma_{LT} + \sigma_{LZ} \gamma_{LZ} + \sigma_{TZ} \gamma_{TZ} \\ &= C_{LL} \varepsilon_{LL}^2 + 2C_{TT} \nu_{LT} \varepsilon_{LL} \varepsilon_{TT} + C_{TT} \varepsilon_{TT}^2 + G_{LT} \gamma_{LT}^2 + G_{LZ} \gamma_{LZ}^2 + G_{TZ} \gamma_{TZ}^2 \end{aligned} \quad (3.27)$$

D'après les auteurs,  $\nu_{LT}$  et  $\nu_{TL}$  restent constants, et en appliquant les conditions de symétries provenant de l'existence d'un potentiel thermodynamique :

$$\frac{C_{LL}}{C_{TT}} = \frac{E_{LL}}{E_{TT}} = \frac{\nu_{LT}}{\nu_{TL}}, \text{ il vient } \nu_{TL} C_{LL} = \nu_{LT} C_{TT}$$

et en se basant sur la définition de  $C_{LL}$ , il vient :

$$C_{LL} (1 - \nu_{LT} \nu_{LT}) = E_{LL} \Rightarrow C_{LL} = E_{LL} + \nu_{LT} \nu_{TL} C_{LL} = E_{LL} + \nu_{LT}^2 C_{TT} \quad (3.28)$$

Ceci permet d'écrire l'énergie de déformation élastique de la manière suivante :

$$2W_e = E_{LL} \varepsilon_{LL}^2 + C_{TT} \varepsilon_{TT} + \nu_{LT} \varepsilon_{LL}^2 + G_{LT} \gamma_{LT}^2 + G_{LZ} \gamma_{LZ}^2 + G_{TZ} \gamma_{TZ}^2 \quad (3.29)$$

Les variables  $d_{ij}$  utilisés sont :

- $d_{LL}$  : endommagement dans la direction longitudinale ;
- $d_{TT}$  : endommagement dans la direction transversale ;
- $d_{LT}$  : endommagement en cisaillement dans le plan (L-T) ;
- $d_{LZ}$  : endommagement en cisaillement dans le plan (L-Z) ;
- $d_{TZ}$  : endommagement en cisaillement dans le plan (T-Z).

Les modules élastiques du matériau diminuent avec l'augmentation de l'endommagement. Ils sont définis par :

$$\begin{cases} E_{LL} = E_{LL}^0 (1 - d_{LL}) \\ C_{TT} = C_{TT}^0 (1 - d_{TT}) \\ G_{LT} = G_{LT}^0 (1 - d_{LT}) \\ G_{LZ} = G_{LZ}^0 (1 - d_{LZ}) \\ G_{TZ} = G_{TZ}^0 (1 - d_{TZ}) \end{cases} \quad (3.30)$$

Où l'indice  $^0$  fait référence à l'état vierge du matériau. En introduisant les variables d'endommagement dans l'expression (3.29), Sedrakian [17, 32] écrit l'énergie de déformation endommagée de la manière suivante :

$$\begin{aligned} 2W = & E_{LL}^0 (1 - d_{LL}) \varepsilon_{LL}^2 + C_{TT}^0 \langle \varepsilon_{TT} + \nu_{LT} \varepsilon_{LL} \rangle_-^2 + C_{TT}^0 (1 - d_{TT}) \langle \varepsilon_{TT} + \nu_{LT} \varepsilon_{LL} \rangle_+^2 \\ & + G_{LT}^0 (1 - d_{LT}) \gamma_{LT}^2 + G_{LZ}^0 (1 - d_{LZ}) \gamma_{LZ}^2 + G_{TZ}^0 (1 - d_{TZ}) \gamma_{TZ}^2 \end{aligned} \quad (3.31)$$

Les variables duales associées à l'endommagement  $d_{ij}$  sont donc définies de la manière suivante :

$$\begin{aligned} Y_{LL} &= -\frac{\partial W_e}{\partial d_{LL}} = \frac{1}{2} E_{LL}^0 \varepsilon_{LL}^2 \\ Y_{TT} &= -\frac{\partial W_e}{\partial d_{TT}} = \frac{1}{2} C_{TT}^0 \langle \varepsilon_{TT} + \nu_{LT} \varepsilon_{LL} \rangle_+^2 \\ Y_{LT} &= -\frac{\partial W_e}{\partial d_{LT}} = 2G_{LT}^0 \varepsilon_{LT}^2 \\ Y_{LZ} &= -\frac{\partial W_e}{\partial d_{LZ}} = 2G_{LZ}^0 \varepsilon_{LZ}^2 \\ Y_{TZ} &= -\frac{\partial W_e}{\partial d_{TZ}} = 2G_{TZ}^0 \varepsilon_{TZ}^2 \end{aligned} \quad (3.32)$$

Sedrakian [17] utilise une loi d'évolution de type Norton pour approcher numériquement l'évolution de l'endommagement. Cette loi présente deux paramètres par variables, soit dix au total. Cette loi s'écrit de la manière suivante :

$$\varphi = \frac{\alpha_{LL}}{1 + \beta_{LL}} Y_{LL}^{\beta_{LL}} + \frac{\alpha_{TT}}{1 + \beta_{TT}} Y_{TT}^{\beta_{TT}} + \frac{\alpha_{LT}}{1 + \beta_{LT}} Y_{LT}^{\beta_{LT}} + \frac{\alpha_{LZ}}{1 + \beta_{LZ}} Y_{LZ}^{\beta_{LZ}} + \frac{\alpha_{TZ}}{1 + \beta_{TZ}} Y_{TZ}^{\beta_{TZ}} \quad (3.33)$$

La loi d'évolution peut être ainsi écrite de manière explicite en fonction du nombre de cycles :

$$\dot{d}_{ij} = \frac{\partial \varphi}{\partial Y_{ij}} = \frac{\partial d_{ij}}{\partial N} \quad (3.34)$$

Les cinétiques d'endommagement se déduisent du potentiel de dissipation par l'intermédiaire des relations suivantes :

$$\frac{\partial d_{LL}}{\partial N} = \frac{\partial \varphi}{\partial Y_{LL}} = \frac{\alpha_{LL}\beta_{LL}}{1+\beta_{LL}} \left( \frac{1}{2} E_{LL}^0 \varepsilon_{LL}^2 \right)^{\beta_{LL}-1} \quad (3.35)$$

$$\frac{\partial d_{TT}}{\partial N} = \frac{\partial \varphi}{\partial Y_{TT}} = \frac{\alpha_{TT}\beta_{TT}}{1+\beta_{TT}} \left( \frac{1}{2} C_{TT}^0 \nu_{TL} \varepsilon_{LL} + \varepsilon_{TT}^2 \right)^{\beta_{TT}-1} \quad (3.36)$$

$$\frac{\partial d_{LT}}{\partial N} = \frac{\partial \varphi}{\partial Y_{LT}} = \frac{\alpha_{LT}\beta_{LT}}{1+\beta_{LT}} \left( \frac{1}{2} G_{LT}^0 \varepsilon_{LT}^2 \right)^{\beta_{LT}-1} \quad (3.37)$$

$$\frac{\partial d_{LZ}}{\partial N} = \frac{\partial \varphi}{\partial Y_{LZ}} = \frac{\alpha_{LZ}\beta_{LZ}}{1+\beta_{LZ}} \left( \frac{1}{2} G_{LZ}^0 \varepsilon_{LZ}^2 \right)^{\beta_{LZ}-1} \quad (3.38)$$

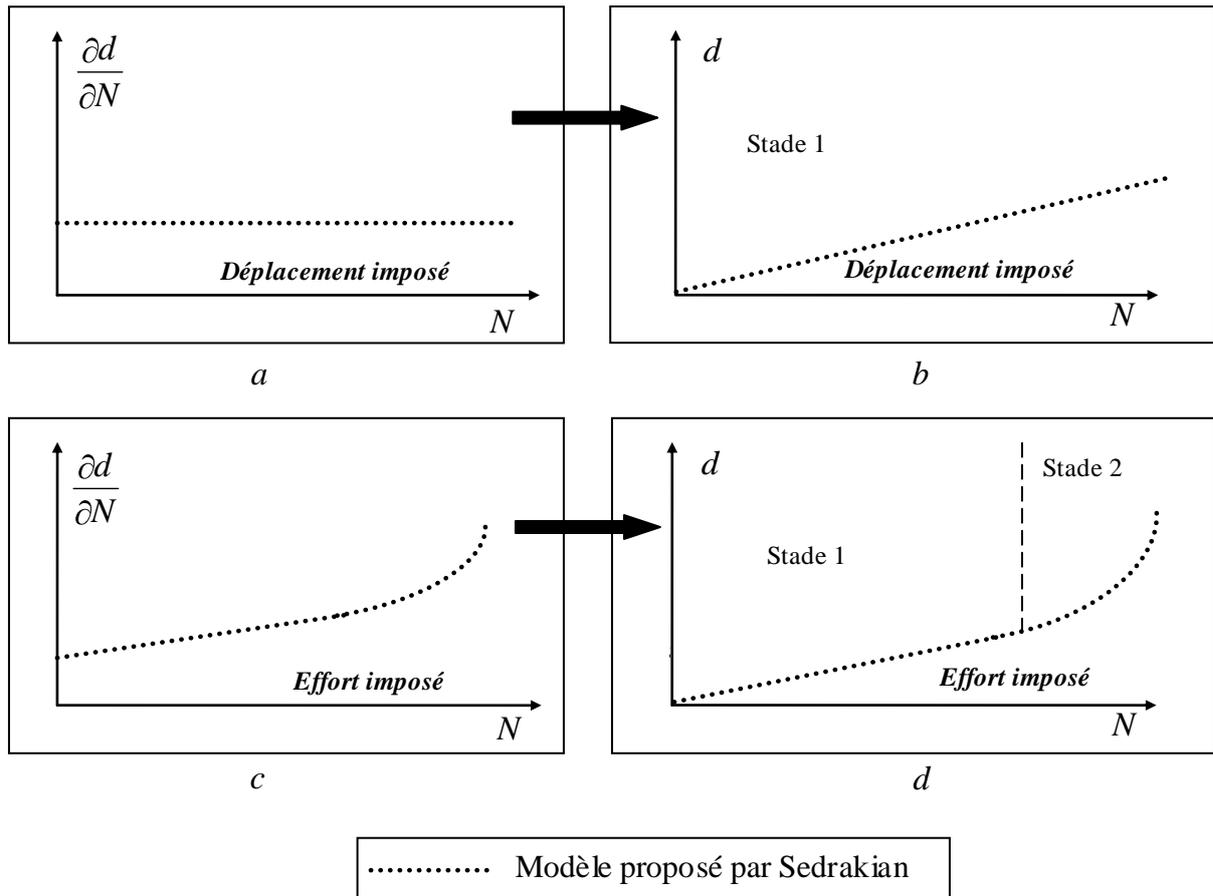
$$\frac{\partial d_{TZ}}{\partial N} = \frac{\partial \varphi}{\partial Y_{TZ}} = \frac{\alpha_{TZ}\beta_{TZ}}{1+\beta_{TZ}} \left( \frac{1}{2} G_{TZ}^0 \varepsilon_{TZ}^2 \right)^{\beta_{TZ}-1} \quad (3.39)$$

$N$  représente le nombre de cycles à un instant donné.

Cette formulation proposée par Sedrakian [17] pour la modélisation d'un chargement cyclique, a été implémenté dans le code de calculs par élément finis ABAQUS. Les résultats numériques sont présentés par l'auteur sous forme de courbes d'endommagement en fonctions du nombre de cycles composés de deux stades d'endommagement. Avec les équations du modèle proposé on peut aussi déduire le résultat numérique. Considérant par exemple l'équation (3.35) qui s'écrit :

$$\frac{\partial d_{LL}}{\partial N} = \frac{\partial \varphi}{\partial Y_{LL}} = \frac{\alpha_{LL}\beta_{LL}}{1+\beta_{LL}} \left( \frac{1}{2} E_{LL}^0 \varepsilon_{LL}^2 \right)^{\beta_{LL}-1} \quad (3.40)$$

Pour un essai à déplacement ou à déformation imposé la variation de l'endommagement par rapport au nombre de cycles  $\partial d_{LL} / \partial N$  est une constante, donc  $d = f(N)$  est une droite et l'endommagement est présenté par une seule phase, comme le montre la figure III.6. (b). Dans le cas d'un essai à effort imposé, les déformations vont augmenter au cours des cycles et la cinétique de l'endommagement suit cette augmentation. La courbe représentative de l'endommagement en fonction du nombre de cycles est composée de deux parties (figure III.6). (d)



**Figure. III.6.** Schématisation de l'endommagement en fonction du nombre de cycles et de la cinétique de l'endommagement à partir de l'équation 3.35 du modèle proposé par Sedrakian.

Il apparaît ainsi, que le modèle d'évolution de l'endommagement donné par les relations 3.35 à 3.39 ne peut pas décrire la 1<sup>ère</sup> phase d'endommagement caractéristique des matériaux thermoplastiques renforcés par des fibres de verre. Ce modèle a été formulé en déformation pour la simulation de l'endommagement en fatigue des thermodurcissables. D'après l'auteur les résultats obtenus numériquement corréllent les résultats expérimentaux [17].

Dans le cadre de notre travail, nous proposons une extension du modèle de Sedrakian qui permet de prendre en compte la chute rapide des caractéristiques élastiques du matériau lors des premiers chargements cycliques. Le modèle est présenté dans le paragraphe suivant.

### III.3. Nouveau modèle d'endommagement en fatigue de composites à matrice thermoplastiques

Le nouveau modèle contribue à la modélisation phénoménologique de l'endommagement en fatigue de matériaux composites à matrice thermoplastique renforcée par des fibres de verre. L'objectif consiste à développer et à implémenter ce nouveau modèle d'endommagement dans un code de calculs par éléments finis, en vue de la prédiction de la durabilité de structures et composants automobiles.

Les résultats concernent plus particulièrement :

- Une nouvelle loi de comportement élastique endommageable en fatigue.
- L'implémentation de cette loi dans le code de calculs par éléments finis Abaqus/Standard.

Dans cette étude, l'endommagement totale  $d^T$  est la somme de deux composantes : la première est liée à la montée quasi statique pour atteindre l'amplitude maximale appliquée. La deuxième partie est due à la sollicitation en fatigue. L'endommagement total s'écrit alors de la manière suivante :

$$d^T = d^f + d^{qs} \quad (3.41)$$

où  $d^{qs}$  est déterminé expérimentalement. La nouvelle modélisation concerne l'endommagement en fatigue  $d^f$ .

### III.3.1. Variables d'endommagement

Le modèle développé s'applique au cas de déformations volumiques de plaques minces avec prise en compte de cisaillement transverse et introduit 5 variables d'endommagement  $d_{ij}^f$  pour caractériser en 3D la chute des modules d'élasticité. On définit les variables  $d_{ij}^f$  suivantes :

- $d_{LL}^f$  : endommagement dans la direction longitudinale ;
- $d_{TT}^f$  : endommagement dans la direction transversale ;
- $d_{LT}^f$  : endommagement en cisaillement dans le plan (L-T) ;
- $d_{LZ}^f$  : endommagement en cisaillement dans le plan (L-Z) ;
- $d_{TZ}^f$  : endommagement en cisaillement dans le plan (T-Z).

Les variations des modules avec l'endommagement  $d_{ij}^f$  sont décrites par :

$$\begin{cases} E_{LL} = E_{LL}^0 (1 - d_{LL}^f) \\ E_{TT} = E_{TT}^0 (1 - d_{TT}^f) \\ G_{LT} = G_{LT}^0 (1 - d_{LT}^f) \\ G_{LZ} = G_{LZ}^0 (1 - d_{LZ}^f) \\ G_{TZ} = G_{TZ}^0 (1 - d_{TZ}^f) \end{cases} \quad (3.42)$$

Précisons que l'endommagement dans la direction longitudinale n'évolue que lorsque  $\sigma_{LL} > 0$  et dans la direction transversale que lorsque  $\sigma_{TT} > 0$ .

Pour respecter la symétrie de la loi de comportement, on a :  $\frac{\nu_{LT}}{E_{LL}} = \frac{\nu_{TL}}{E_{TT}} = cste$ .

Remarques concernant les expressions (3.42) :

- Les caractéristiques du matériau à l'état vierge sont indicées par <sup>0</sup>.
- Les coefficients de Poisson varient quand le matériau s'endommage. Pour simplifier le modèle, ces coefficients ne sont pas exprimés en fonction de l'endommagement afin de ne pas rajouter d'autres variables d'endommagement spécifiques. Cependant, la condition de symétrie est supposée toujours vérifiée.

### III.3.2. Cinétique d'endommagement

L'énergie de déformation notée  $\xi_d$  est utilisée comme indicateur de l'endommagement. L'énergie de déformation initiale (à l'état non endommagé) est définie par Ladvèze et Le Dantec [31]. Elle s'écrit comme suit :

$$\xi_d^0 = \frac{1}{2} \sigma_{LL}\varepsilon_{LL} + \sigma_{TT}\varepsilon_{TT} + 2\sigma_{LT}\varepsilon_{LT} + 2\sigma_{LZ}\varepsilon_{LZ} + 2\sigma_{TZ}\varepsilon_{TZ} \quad (3.43)$$

avec :

$$\begin{aligned} \sigma_{LL} &= \frac{E_{LL}^0}{1-\nu_{LT}\nu_{TL}} \varepsilon_{LL} + \nu_{TL}\varepsilon_{TT} \\ \sigma_{TT} &= \frac{E_{TT}^0}{1-\nu_{LT}\nu_{TL}} \varepsilon_{TT} + \nu_{LT}\varepsilon_{LL} \\ \sigma_{LT} &= 2G_{LT}^0 \varepsilon_{LT} \\ \sigma_{LZ} &= 2G_{LZ}^0 \varepsilon_{LZ} \\ \sigma_{TZ} &= 2G_{TZ}^0 \varepsilon_{TZ} \end{aligned} \quad (3.44)$$

On en déduit l'énergie de déformation, donnée par Linhone en quasi statique, sous sa formulation en déformation [50] :

$$\begin{aligned} \xi_d^0 &= \frac{1}{2} \left\{ \frac{1}{1-\nu_{LT}\nu_{TL}} \left[ E_{LL}^0 \varepsilon_{LL} (\varepsilon_{LL} + \nu_{TL}\varepsilon_{TT}) + E_{TT}^0 \varepsilon_{TT} (\varepsilon_{TT} + \nu_{LT}\varepsilon_{LL}) \right] + 4G_{LT}^0 \varepsilon_{LT}^2 \right. \\ &\quad \left. + 4G_{LZ}^0 \varepsilon_{LZ}^2 + 4G_{TZ}^0 \varepsilon_{TZ}^2 \right\} \end{aligned} \quad (3.45)$$

L'énergie de déformation à l'état endommagé est obtenue à partir de l'équation 3.45, en remplaçant les modules élastiques  $E_{ij}^0, G_{ij}^0$  par les modules du matériau endommagé  $E_{ij}, G_{ij}$ , il vient :

$$\begin{aligned} \xi_d &= \frac{1}{2} \left\{ \frac{1}{1-\nu_{LT}\nu_{TL}} \left[ E_{LL} \varepsilon_{LL} (\varepsilon_{LL} + \nu_{TL}\varepsilon_{TT}) + E_{TT} \varepsilon_{TT} (\varepsilon_{TT} + \nu_{LT}\varepsilon_{LL}) \right] + 4G_{LT} \varepsilon_{LT}^2 \right. \\ &\quad \left. + 4G_{LZ} \varepsilon_{LZ}^2 + 4G_{TZ} \varepsilon_{TZ}^2 \right\} \end{aligned} \quad (3.46)$$

Une combinaison des équations 3.46 et 3.42 conduit à :

$$\begin{aligned} \xi_d &= \frac{1}{2} \left\{ \frac{1}{1-\nu_{LT}\nu_{TL}} \left[ E_{LL}^0 (1-d_{LL}^f) \varepsilon_{LL} \langle \varepsilon_{LL} + \nu_{TL}\varepsilon_{TT} \rangle_+ + E_{LL}^0 \varepsilon_{LL} \langle \varepsilon_{LL} + \nu_{TL}\varepsilon_{TT} \rangle_- \right. \right. \\ &\quad \left. + E_{TT}^0 (1-d_{TT}^f) \varepsilon_{TT} \langle \varepsilon_{TT} + \nu_{LT}\varepsilon_{LL} \rangle_+ + E_{TT}^0 \varepsilon_{TT} \langle \varepsilon_{TT} + \nu_{LT}\varepsilon_{LL} \rangle_- \right] \\ &\quad \left. + 4G_{LT}^0 (1-d_{LT}^f) \varepsilon_{LT}^2 + 4G_{LZ}^0 (1-d_{LZ}^f) \varepsilon_{LZ}^2 + 4G_{TZ}^0 (1-d_{TZ}^f) \varepsilon_{TZ}^2 \right\} \end{aligned} \quad (3.47)$$

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

Les variables duales associées à l'endommagement  $Y_{ij}$ , définies par  $Y_{ij} = -\partial\xi_d / \partial d_{ij}^f$  sont alors données par :

$$\left\{ \begin{array}{l} Y_{LL} = -\frac{\partial\xi_d}{\partial d_{LL}^f} = \frac{1}{2} \left[ \frac{1}{1-\nu_{LT}\nu_{TL}} E_{LL}^0 \varepsilon_{LL} \langle \varepsilon_{LL} + \nu_{TL}\varepsilon_{TT} \rangle_+ \right] \\ Y_{TT} = -\frac{\partial\xi_d}{\partial d_{TT}^f} = \frac{1}{2} \left[ \frac{1}{1-\nu_{LT}\nu_{TL}} E_{TT}^0 \varepsilon_{TT} \langle \varepsilon_{TT} + \nu_{LT}\varepsilon_{LL} \rangle_+ \right] \\ Y_{LT} = -\frac{\partial\xi_d}{\partial d_{LT}^f} = 2G_{LT}^0 \varepsilon_{LT}^2 \\ Y_{LZ} = -\frac{\partial\xi_d}{\partial d_{LZ}^f} = 2G_{LZ}^0 \varepsilon_{LZ}^2 \\ Y_{TZ} = -\frac{\partial\xi_d}{\partial d_{TZ}^f} = 2G_{TZ}^0 \varepsilon_{TZ}^2 \end{array} \right. \quad (3.48)$$

### III.3.3. Loi de cumul d'endommagement

La nouvelle loi d'évolution décrivant le taux d'endommagement à travers les cinq variables précédemment définie, est conduite à partir de la formulation proposée par Sedrakian [17, 32] en ajoutant une contribution sous la forme d'une fonction exponentielle. Les taux de variation de l'endommagement du nouveau modèle  $\partial d_{ij}^f / \partial N$  sont exprimés par :

$$\frac{\partial(d_{LL}^f)}{\partial N} = \frac{\alpha_{LL}\beta_{LL}}{1+\beta_{LL}} Y_{LL}^{\beta_{LL}-1} + \lambda_{LL} Y_{LL} e^{-\delta_{LL}N} \quad (3.49)$$

$$\frac{\partial(d_{TT}^f)}{\partial N} = \frac{\alpha_{TT}\beta_{TT}}{1+\beta_{TT}} Y_{TT}^{\beta_{TT}-1} + \lambda_{TT} Y_{TT} e^{-\delta_{TT}N} \quad (3.50)$$

$$\frac{\partial(d_{LT}^f)}{\partial N} = \frac{\alpha_{LT}\beta_{LT}}{1+\beta_{LT}} Y_{LT}^{\beta_{LT}-1} + \lambda_{LT} Y_{LT} e^{-\delta_{LT}N} \quad (3.51)$$

$$\frac{\partial(d_{LZ}^f)}{\partial N} = \frac{\alpha_{LZ}\beta_{LZ}}{1+\beta_{LZ}} Y_{LZ}^{\beta_{LZ}-1} + \lambda_{LZ} Y_{LZ} e^{-\delta_{LZ}N} \quad (3.52)$$

$$\frac{\partial(d_{TZ}^f)}{\partial N} = \frac{\alpha_{TZ}\beta_{TZ}}{1+\beta_{TZ}} Y_{TZ}^{\beta_{TZ}-1} + \lambda_{TZ} Y_{TZ} e^{-\delta_{TZ}N} \quad (3.53)$$

Il apparaît dans les équations 3.49 à 3.53 que les taux d'endommagement sont la somme de deux contributions. La première, faisant intervenir deux paramètres  $\alpha_{ij}, \beta_{ij}$  pour chaque endommagement  $d_{ij}^f$ , permet de décrire les stades 2 et 3 de l'évolution de l'endommagement, généralement observées pour les thermoplastiques. La deuxième contribution (terme exponentiel) introduit 2 paramètres  $\lambda_{ij}, \delta_{ij}$  par endommagement  $d_{ij}^f$ . Celle-ci permet de reproduire la première phase d'évolution de l'endommagement inhérente à l'adoucissement du matériau observé lors des premiers cycles pour les composites thermoplastiques renforcés par des fibres de verre. Cette deuxième fonction décroît quand  $N$

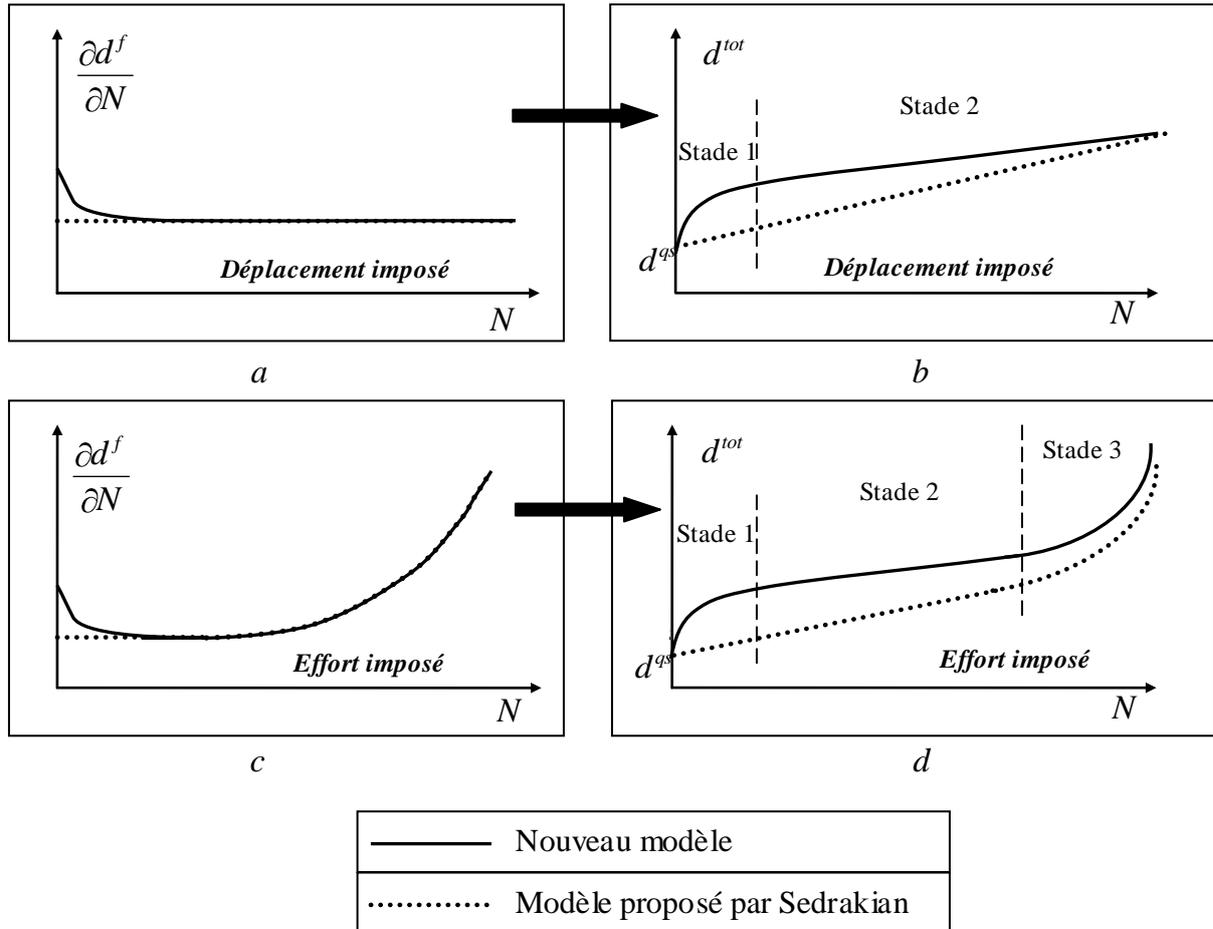
augmente, est égale à  $\lambda_{ij}(Y_{ij})$  lorsque  $N=0$ , et devient négligeable lorsque  $N$  devient très grand.

L'utilisation du modèle dans le cadre d'une analyse tridimensionnelle nécessite l'identification de vingt paramètres  $\alpha_{LL}, \beta_{LL}, \lambda_{LL}, \delta_{LL}$ ,  $\alpha_{TT}, \beta_{TT}, \lambda_{TT}, \delta_{TT}$ ,  $\alpha_{LT}, \beta_{LT}, \lambda_{LT}, \delta_{LT}$ ,  $\alpha_{LZ}, \beta_{LZ}, \lambda_{LZ}, \delta_{LZ}$  et  $\alpha_{TZ}, \beta_{TZ}, \lambda_{TZ}, \delta_{TZ}$ .

La figure III.7 montre une comparaison entre le nouveau modèle et le modèle proposé par Sedrakian [17, 32]. Cette figure présente l'évolution de l'endommagement  $d^{tot}$  et la variation de l'endommagement  $\partial d^f / \partial N$  en fonction du nombre de cycles  $N$  pour deux types de chargements. Le premier chargement appliqué est à déplacement imposé et le deuxième chargement appliqué est à effort imposé. Dans le cas d'un déplacement imposé le nouveau modèle montre que  $\partial d^f / \partial N$  diminue rapidement pour atteindre une valeur constante. Ceci peut être par exemple expliqué par l'équation (3.49) dans le cas d'un déplacement imposé, ( $Y$  est alors constant). L'évolution de l'endommagement  $d^f$  se fait alors en deux phases : une augmentation rapide non linéaire, suivi d'une croissance linéaire. Les figures III.7.a et III.7.b illustrent les différences entre le nouveau modèle et celui de Sedrakian [17, 32] dont il dérive.

Le deuxième cas correspond à un chargement à effort imposé ( $Y$  n'est alors plus constant, et croît quand  $N$  augmente). Cela entraîne une augmentation du taux d'endommagement  $\partial d^f / \partial N$  qui devient important à partir d'un nombre de cycles  $N$ .

La figure III.7.c. montre que la troisième phase de l'endommagement est bien mise en évidence par le nouveau modèle. Cette phase est caractérisée par une croissance dramatique de l'endommagement. La figure III.7.d montre que le nouveau modèle proposé dans ce chapitre capte les trois phases de l'endommagement dû à la fatigue dans le cas d'un chargement à effort imposé. Tandis que le modèle proposé par Sedrakian ne restitue que les deux dernières phases dans le cas d'un essai piloté à effort imposé.



**Figure. III.7.** Schématisation de l'endommagement en fonction du nombre de cycles et de la cinétique d'endommagement à partir de l'équation 3.35 du modèle présenté par Sedrakian [17, 32] et l'équation 3.49 du modèle proposé.

### III.3.4. Implémentation dans Abaqus/Standard

Le modèle est développé pour simuler l'endommagement en fatigue de pièces et structures automobiles en service. Il a été implémenté dans un code de calculs par éléments finis Abaqus standard au travers d'une subroutine utilisateur UMAT. La variation des modules en fonction de l'endommagement est prise en compte en réactualisant les champs de contraintes à partir des incréments de déformation.

Les taux d'endommagement sont donnés par les relations 3.49 à 3.53 :

Pour  $ij = LL, TT, LT, LZ, TZ$ . La variation d'endommagement  $\Delta d_{ij}^f$  correspondant à un incrément de cycles  $\Delta N$  donné s'écrit :

$$\Delta d_{ij}^f = \frac{\partial(d_{ij}^f)}{\partial N} \times \Delta N \quad (3.54)$$

L'endommagement total en chaque point d'intégration est alors défini par :

$$d_{ij}^f(N + \Delta N) = d_{ij}^f(N) + \Delta d_{ij}^f \quad (3.55)$$

En chaque point d'intégration  $n$  de chaque élément  $m$ , l'énergie de déformation initiale  $\xi_{d0} m, n$  est calculée à l'aide de l'équation (3.45) :

L'énergie de déformation à l'état endommagé  $\xi_d m, n$  est obtenue par la relation (3.47) :

Les énergies de déformation de la structure discrétisée  $\xi_{d-struc}^0$  à l'état initial et  $\xi_{d-struc}$  à l'état endommagé sont calculées par :

$$\begin{aligned}\xi_{d-struc}^0 &= \frac{\sum_m \sum_n V(m, n) \times \xi_d^0(m, n)}{\sum_m \sum_n V(m, n)} \\ \xi_{d-struc} &= \frac{\sum_m \sum_n V(m, n) \times \xi_d(m, n)}{\sum_m \sum_n V(m, n)}\end{aligned}\quad (3.56)$$

où  $V m, n$  est le volume associé au point d'intégration  $n$  de l'élément  $m$ . L'endommagement de la structure, noté  $d_{struc}$ , est alors évalué par :

$$1 - d_{struc} = \frac{\xi_{d-struc}}{\xi_{d-struc}^0}\quad (3.57)$$

Il est également introduit l'énergie de déformation de chaque élément à l'état non endommagé  $\xi_{d-elim}^0(m)$  définie par :

$$\xi_{d-elim}^0 m = \frac{\sum_n V(m, n) \times \xi_d^0(m, n)}{\sum_n V(m, n)}\quad (3.58)$$

ainsi que l'énergie de déformation de chaque élément à l'état endommagé  $\xi_{d-elim}(m)$  qui s'écrit :

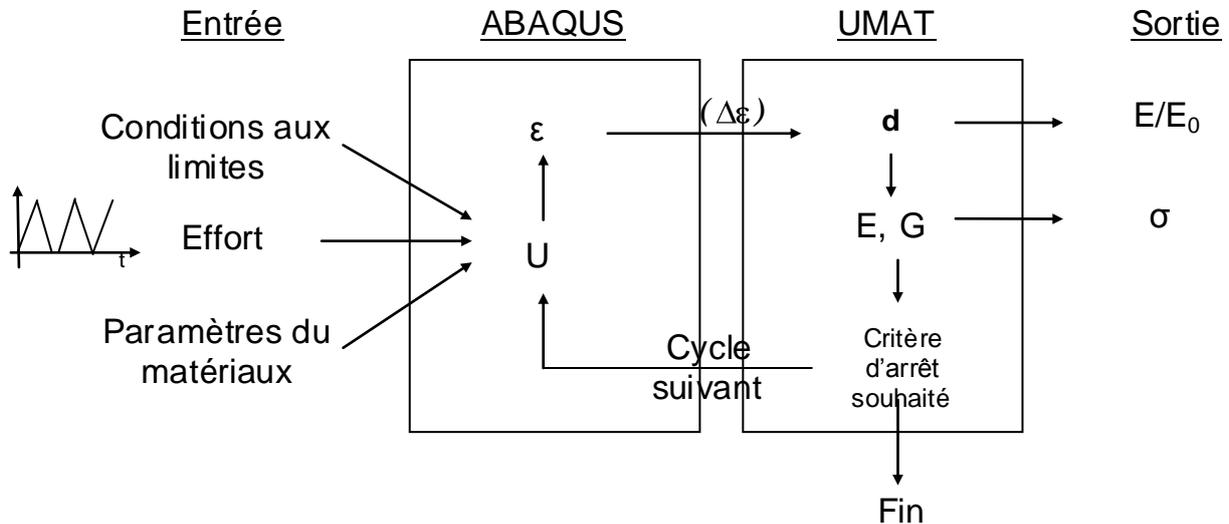
$$\xi_{d-elim} m = \frac{\sum_n V(m, n) \times \xi_d(m, n)}{\sum_n V(m, n)}\quad (3.59)$$

L'endommagement pour chaque élément, noté  $d_{elem} m$ , est alors déterminé par :

$$1 - d_{elem}(m) = \frac{\xi_{d-elim} m}{\xi_{d0elem} m}\quad (3.60)$$

La géométrie, les conditions aux limites, le chargement, les propriétés du matériau et certaines informations liées au programme *UMAT.f* sont générées par Abaqus cae et sont écrites dans un fichier Abaqus \*.inp qui permet le calcul par une approche couplée avec le

fichier *UMAT.f*. Cette procédure est programmée en Fortran dans un fichier indépendant. La figure 8 récapitule les différentes étapes de la modélisation.



**Figure. III.8.** Implémentation du nouveau modèle dans ABAQUS

Le code EF Abaqus calcule les champs de déformation, et les incréments associés aux points d'intégration. Ces données sont utilisées pour calculer les variables d'endommagement en chaque point d'intégration. On peut alors déterminer l'évolution du comportement en chaque point d'intégration. Après un nouveau calcul des champs de déformation et de contrainte réactualisés, on effectue ces itérations jusqu'à ce que la structure atteigne le critère d'arrêt souhaité, celui-ci est généralement choisi selon le type du matériau utilisé et le type de chargement.

Le nombre d'itérations définit la durée de vie de la structure par rapport à l'endommagement de la structure fixé par le critère d'arrêt. L'évolution de la perte de raideur de la structure en fonction du nombre de cycles et la répartition des dommages élémentaires sont écrits dans le fichier résultats d'Abaqus.

Le modèle a été implémenté dans Abaqus/Standard. Dans le but de connaître la sensibilité du modèle par rapport aux paramètres liés à l'évolution de l'endommagement, une analyse paramétrique a été réalisée. Les résultats de cette analyse ont permis de comprendre l'influence des paramètres sur les différentes phases des courbes d'endommagement et d'optimiser la démarche expérimentale visant à l'identification des paramètres du modèle.

### III.3.5. Analyse paramétrique

La structure modélisée est une plaque mince de forme décrite sur la figure III.9. La structure a une extrémité encastree, l'autre extrémité étant soumise à un effort imposé de 1000N comme présenté sur la figure III.9. Le chargement est cyclique avec une fréquence  $f = 2\text{Hz}$  et un rapport de chargement  $R=0$ . Une étude est faite sur le maillage de la structure pour atteindre la convergence spatiale de la discrétisation et obtenir ainsi des résultats numériques indépendants du maillage (taille et nombre d'éléments).

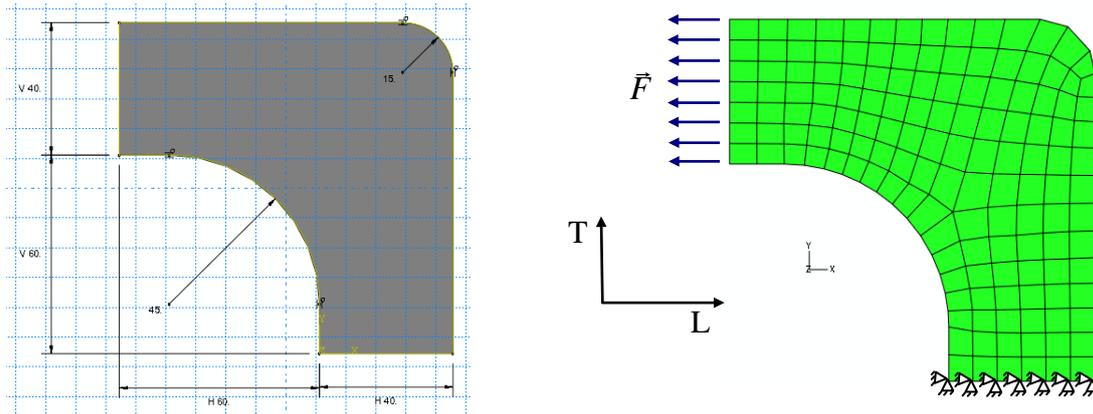
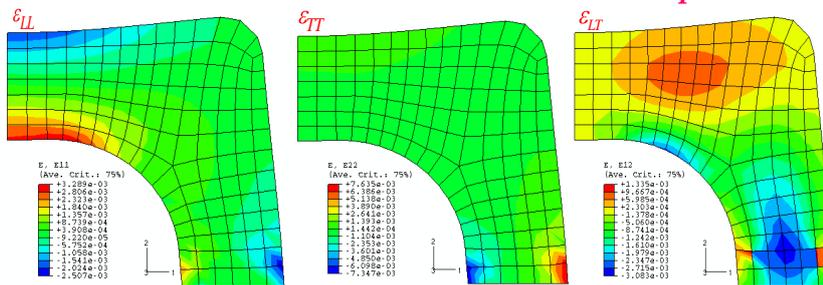


Figure. III.9. Géométrie de l'éprouvette, dimensions en mm.

Cette géométrie permet de valider le modèle et l'implémentation numérique dans le cas 2D en contraintes planes. Un exemple de champs de valeurs des trois déformations  $\epsilon_{LL}, \epsilon_{TT}, \epsilon_{LT}$  et de la répartition spatiale des variables d'endommagement  $d_{LL}, d_{TT}, d_{LT}$  obtenu par ce nouveau modèle est représenté par la figure III. 10.

Etat de déformation dans une structure 2D simulée après 1600 cycles



Etat d'endommagement dans une structure 2D simulée après 1600 cycles

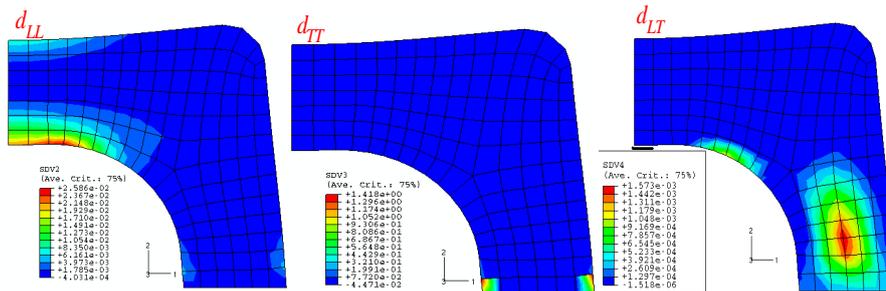


Figure. III.10. Exemple de champs de déformations ( $\epsilon_{LL}, \epsilon_{TT}, \epsilon_{LT}$ ) et d'endommagement ( $d_{LL}, d_{TT}, d_{LT}$ ) simulés à travers le modèle développé pour  $N=1600$ .

Une analyse de sensibilité du modèle par rapport à ses paramètres, permet de comprendre l'influence de chaque paramètre sur les différentes phases des courbes d'endommagement. Cette analyse permettra aussi d'optimiser la démarche expérimentale pour identifier les paramètres du modèle.

Dans ce travail, l'analyse de sensibilité est menée uniquement sur les paramètres  $\alpha_{LL}, \beta_{LL}, \lambda_{LL}, \delta_{LL}$  dans la direction longitudinale (L). Le mode de chargement à effort imposé induit une augmentation de la déformation au cours des cycles. Il permet de mettre en évidence les trois phases de l'évolution de l'endommagement des thermoplastiques renforcés par des fibres. Les paramètres utilisés sont résumés dans le tableau III.1. Il faut noter que ces paramètres sont fictifs mais ils permettent d'effectuer l'analyse paramétrique sur des temps de calcul raisonnable. Lorsqu'on fait varier un paramètre, les autres paramètres sont maintenues constants. On les fait varier un par un. Dans les figures suivantes (figures III.11, III.12, III.13, III.14, III.15 et III.16) la courbe en gras de couleur rouge est obtenue par les paramètres fictifs donnés dans le tableau III.1.

**Tableau III.1.** Les paramètres utilisés pour simuler la structure.

$\alpha_{LL}$	$\alpha_{TT}$	$\alpha_{LT}$	$\beta_{LL}$	$\beta_{TT}$	$\beta_{LT}$	$\delta_{LL}$	$\delta_{TT}$	$\delta_{LT}$	$\lambda_{LL}$	$\lambda_{TT}$	$\lambda_{LT}$
0.1	0.1	0.08	6.52	5.52	5.52	0.03	0.03	0.03	0.05	0.05	0.05

L'évolution du paramètre  $\lambda$  modifie sensiblement l'allure de la courbe d'endommagement en fonction du nombre de cycles (figure III.11 et III.12). En effet, lorsque le paramètre  $\lambda$  diminue, la première phase de l'endommagement devient moins influente sur la cinétique et sur l'évolution de l'endommagement. Ceci entraîne une augmentation du nombre de cycles avant l'endommagement total. Ainsi, un matériau thermoplastique renforcé par des fibres de verre dont le paramètre ( $\lambda$ ) est très petit ( $\lambda < 0.005$ ) présentera une cinétique analogue à celles des composites unidirectionnels à matrice thermodurcissable [17]. Lorsque  $\lambda = 0$ , le premier stade d'endommagement disparaît (la fonction exponentielle dans l'équation (3,49) devient nulle). A l'inverse lorsque le paramètre ( $\lambda$ ) augmente, la première phase devient prépondérante et gouverne entièrement l'évolution de l'endommagement. Le matériau s'endommage alors selon une cinétique rapide correspondant à un nombre de cycles faible.

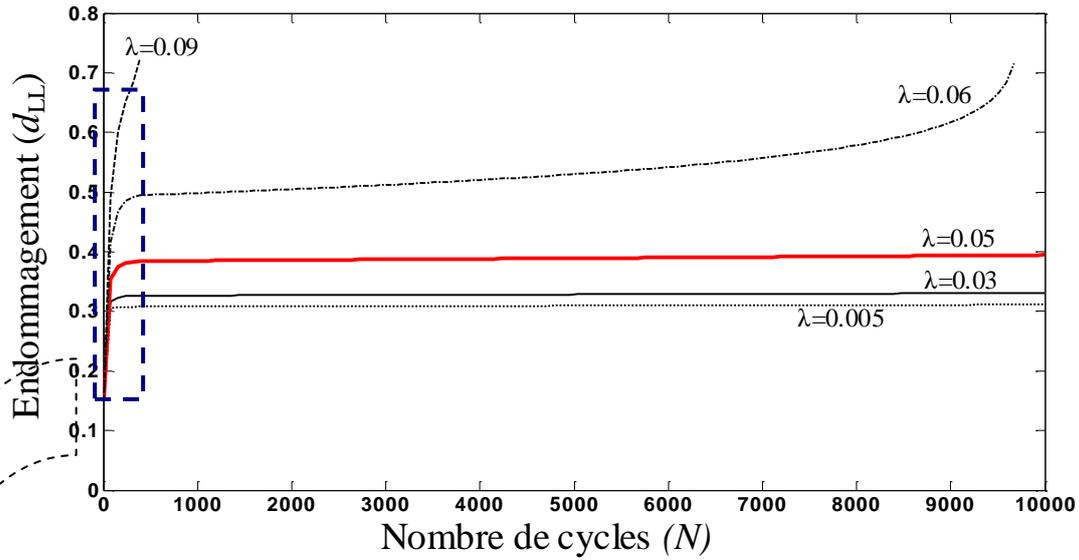


Figure. III.11. Sensibilité de l'évolution de l'endommagement au paramètre ( $\lambda$ ).

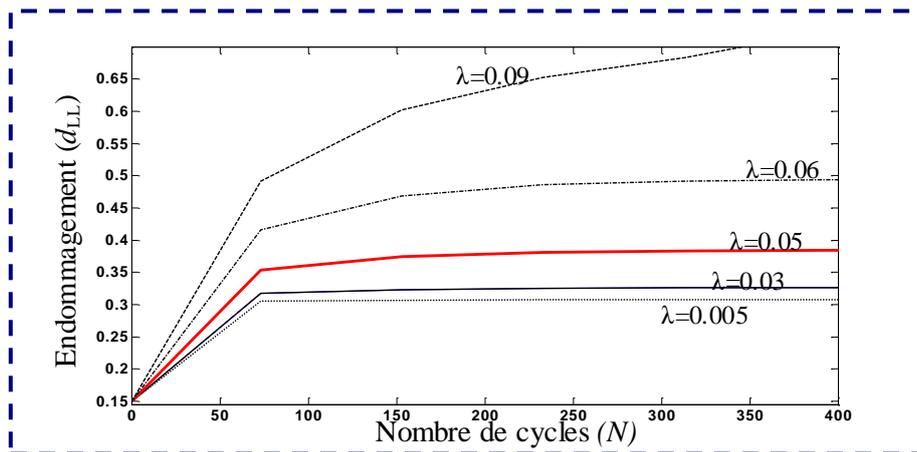


Figure. III.12. Zoom sur la première phase d'endommagement. Sensibilité de l'évolution de l'endommagement au paramètre ( $\lambda$ ).

Comme le montre la figure III.13 et III.14, l'évolution du paramètre  $\delta$  modifie l'évolution et la cinétique d'endommagement en fatigue. En effet, une diminution de ce paramètre entraîne une évolution importante de l'endommagement durant la première phase. Cette évolution accélère l'endommagement de la structure et aura un effet analogue à l'augmentation du paramètre ( $\lambda$ ). Par contre, l'effet de l'augmentation du paramètre ( $\delta$ ) permet de réduire le nombre de cycles relatifs à la première phase ainsi que l'amplitude d'endommagement correspondante (figure III.14).

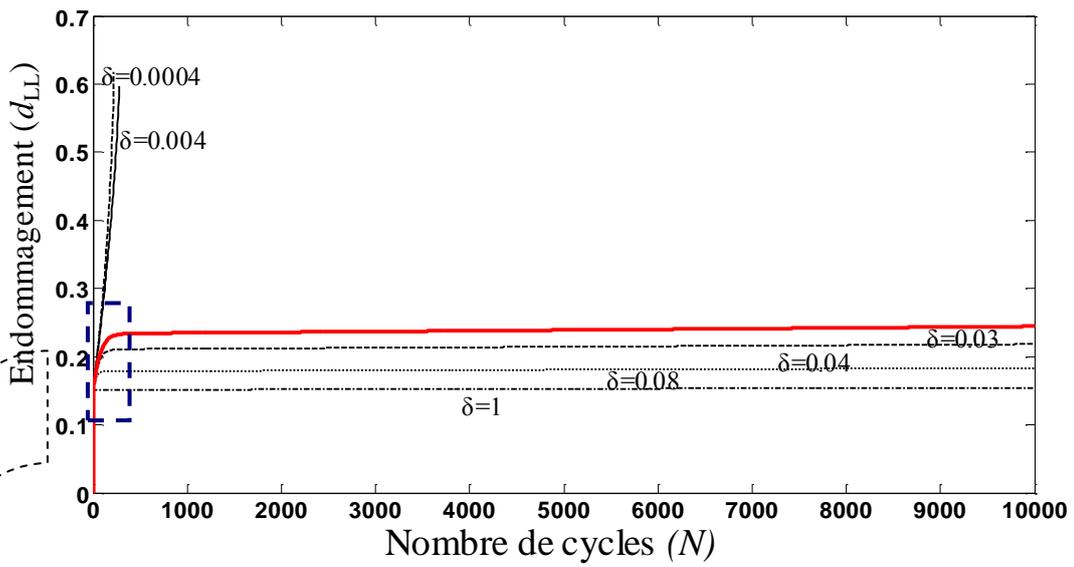


Figure. III.13. Sensibilité de l'évolution de l'endommagement au paramètre ( $\delta$ )

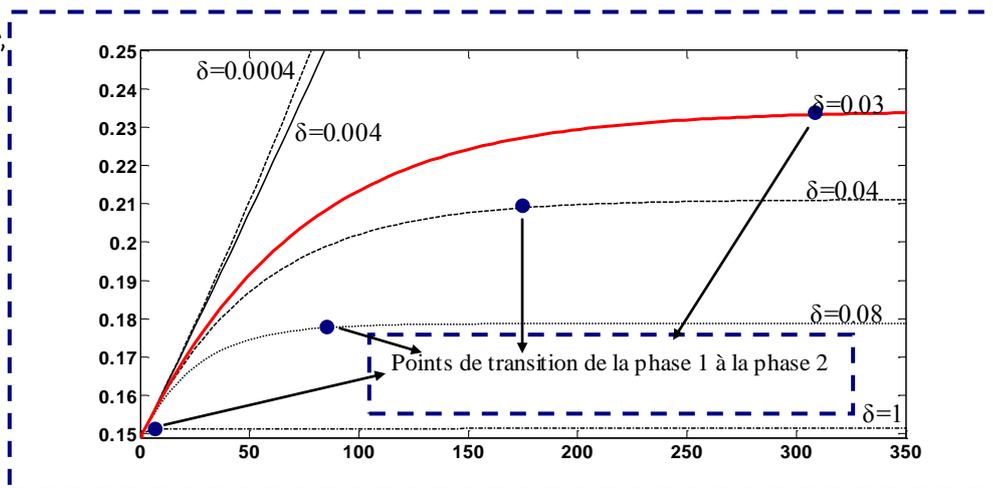


Figure. III.14. Zoom sur la première phase d'endommagement. Sensibilité de l'évolution de l'endommagement au paramètre ( $\delta$ ).

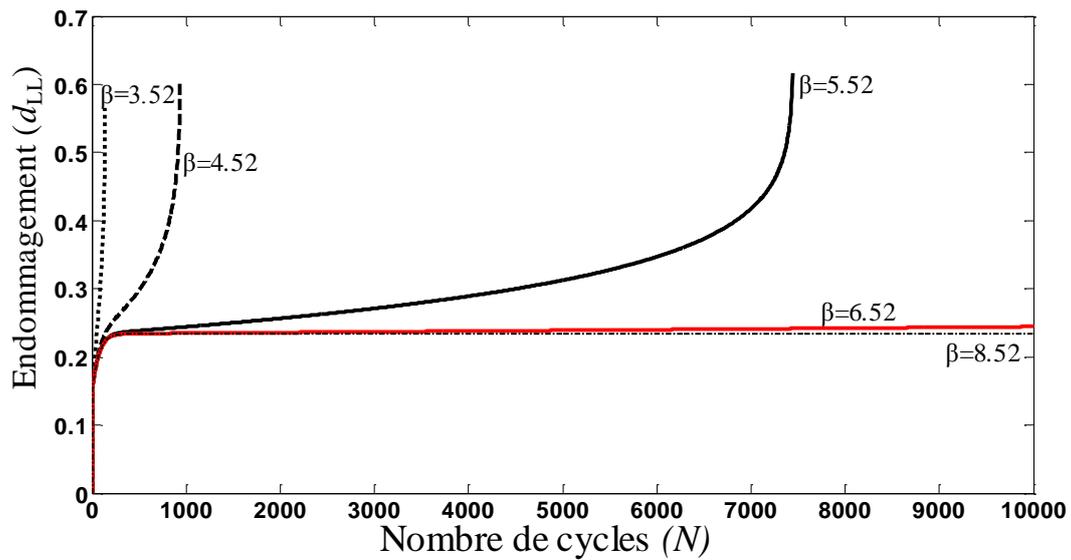


Figure. III.15. Sensibilité de l'évolution de l'endommagement au paramètre ( $\beta$ )

La figure III.15 présente l'influence du paramètre  $\beta$  sur l'évolution de l'endommagement en fonction du nombre de cycles. Une augmentation de  $\beta$  conduit à une diminution sensible de la pente de la deuxième phase (partie linéaire), ce qui a pour conséquence d'augmenter la durée de vie de la structure.

Le paramètre  $\alpha$  a une influence inverse de celle du paramètre  $\beta$  sur la courbe d'endommagement (figure III.16). Une augmentation de  $\alpha$  est équivalente à une diminution de  $\beta$ . Elle conduit à une augmentation de la pente de la deuxième phase diminuant ainsi la durée de vie de la structure. Les deux paramètres  $\alpha$  et  $\beta$  n'ont aucune influence sur le premier stade d'endommagement.

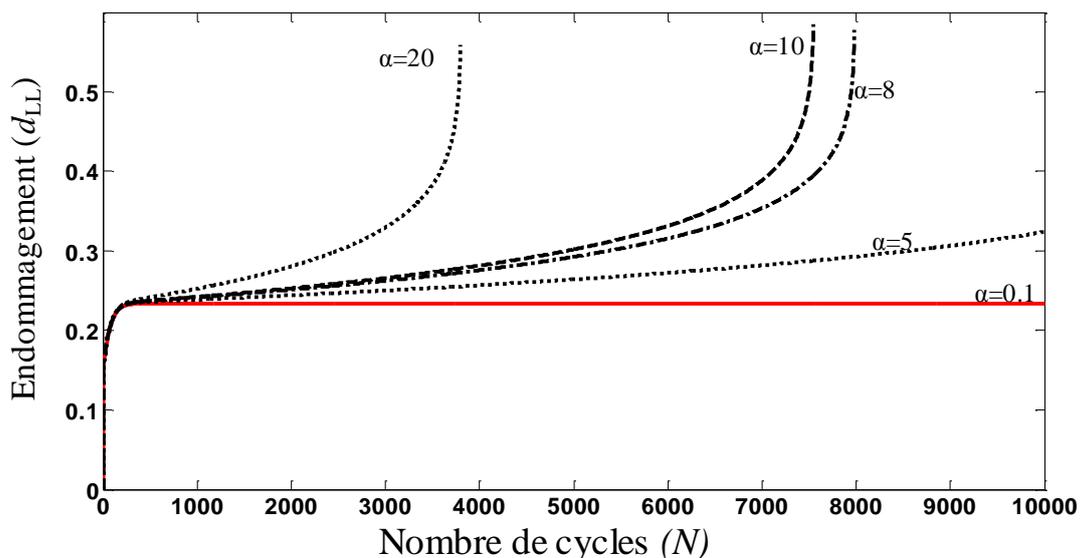


Figure. III.16. Sensibilité de l'évolution de l'endommagement au paramètre ( $\alpha$ )

L'analyse paramétrique a permis de mettre en lumière l'influence des différents paramètres du modèle sur l'évolution de l'endommagement. Une variation des paramètres  $\delta$

et  $\lambda$  modifie les durées de la première et de la deuxième phase, ce qui agit significativement sur la durée de vie de la structure. Les paramètres  $\alpha$  et  $\beta$  ont, quant à eux, une forte influence sur les vitesses d'endommagement des deuxième et troisième phases.

Cette analyse paramétrique permettra d'optimiser la démarche expérimentale visant à identifier les paramètres du modèle de comportement élastique-endommageable des thermoplastiques renforcés par des fibres de verre étudiés. En effet, les paramètres ( $\delta$ ) et ( $\lambda$ ) seront à identifier sur les premiers milliers cycles tandis que ( $\beta$ ) et ( $\alpha$ ) seront identifiés au cours de la deuxième phase.

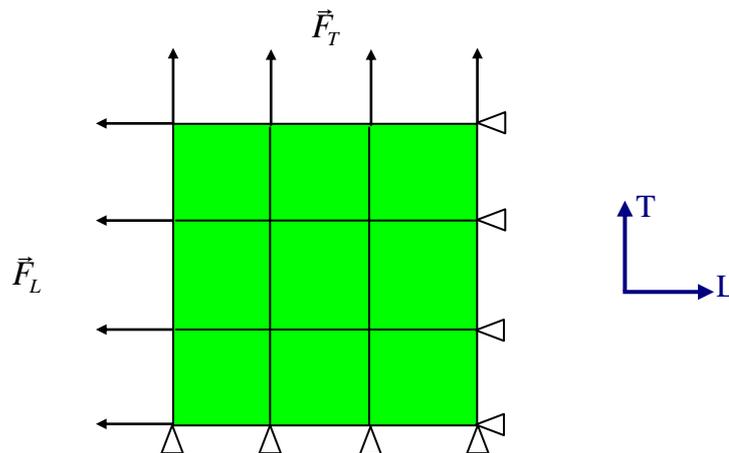
### III.3.6. Potentialités du modèle proposé

Outre la possibilité de prédire l'évolution spatiale et temporelle de l'endommagement, le nouveau modèle développé présente également de nombreuses potentialités de simulation du cumul d'endommagement en fatigue. En effet, le modèle proposé permet de simuler les courbes d'endurance ( $S - N$ ) généralement utilisée dans les bureaux d'étude, en fonction d'un niveau d'endommagement défini. Cette prédiction peut être réalisée dans les différentes directions d'endommagement (L, T, LT, LZ ou TZ) ou bien en considérant un niveau limite de l'endommagement global de la structure.

L'utilisateur aura aussi la possibilité de simuler l'endommagement en fatigue dû à un chargement à amplitudes variables. Il pourra aussi simuler l'effet du trajet de chargement en combinant des chargements dans les différentes directions. Ces capacités sont présentées dans les paragraphes suivants.

La structure utilisée pour présenter ces potentialités du modèle est donnée par la figure III.17. Le matériau choisi est du type PA6-GF dont les paramètres ont été définis de façon à réduire les temps de calculs et représenter l'ensemble des phases d'évolution de l'endommagement pour un nombre de cycles modéré. Les paramètres du modèle, introduits pour les différentes simulations présentées dans ce qui suit, sont regroupés dans le tableau III.2

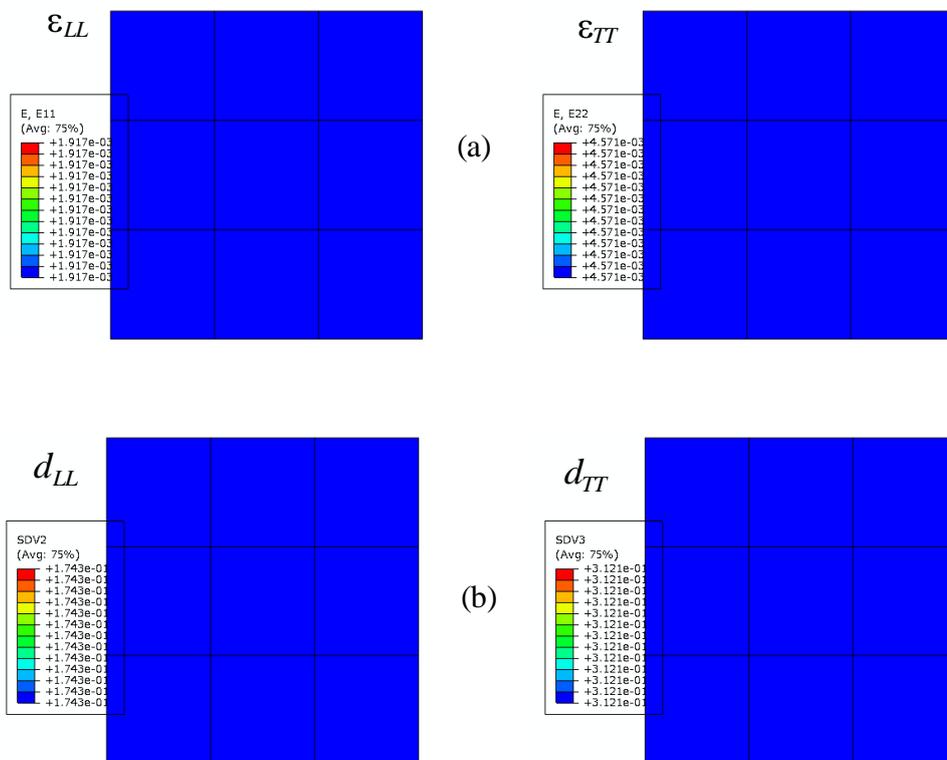
Le choix de la taille des éléments est effectué après une étude de convergence spatiale ayant permis d'obtenir des résultats numériques indépendants du maillage en termes de taille et nombre d'élément.



**Figure. III.17.** Géométrie de la structure utilisée pour simuler les capacités du modèle développé.  $\vec{F}_L$  est l'effort appliqué dans la direction longitudinale,  $\vec{F}_T$  est l'effort appliquée dans la direction transversale.

**Tableau III.2.** Propriétés mécaniques et paramètres fictifs d'endommagement du matériau.

$E_{LL}$ (MPa)	$E_{TT}$ (MPa)	$G_{LT}$ (MPa)	$\nu_{LT}$
8100	4233	1985	0,34
$\alpha_{LL}$	$\beta_{LL}$	$\lambda_{LL}$	$\delta_{LL}$
1E-6	4,5	0,0025	0,28
$\alpha_{TT}$	$\beta_{TT}$	$\lambda_{TT}$	$\delta_{TT}$
4E-2	3,2	0,8	0,016
$\alpha_{LT}$	$\beta_{LT}$	$\lambda_{LT}$	$\delta_{LT}$
6E-4	3,6	0,0046	1,4


**Figure. III.18.** Répartition homogène de la déformation et de l'endommagement dans les deux directions longitudinale et transversale.

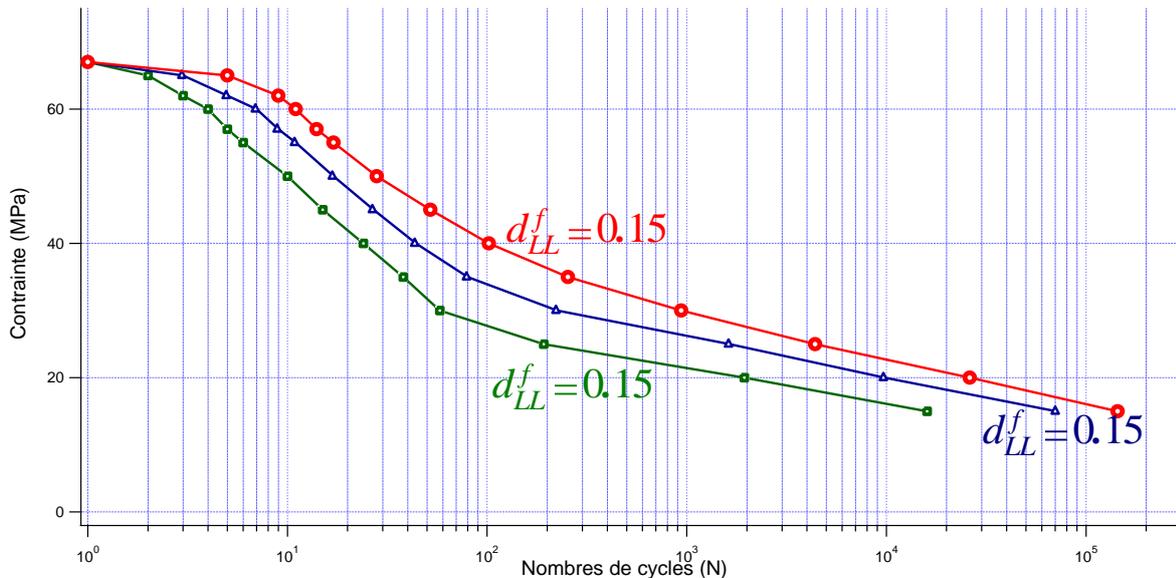
(a) Etat de déformation dans la structure simulée après 1000 cycles.

(b) Etat d'endommagement dans la structure simulée après 1000 cycles.

La figure III.18 montre une répartition homogène des champs de déformations (L et T) et des champs d'endommagement (L et T) dans la structure.

### III.3.6.1. Prédiction de courbe ( $S-N$ ) pour un niveau d'endommagement donné

En exploitant le nouveau modèle, il est possible de tracer des courbes d'endurance. Les points de la courbe sont obtenues après que l'utilisateur ait défini le critère d'arrêt. Ce critère peut être exprimé en termes d'endommagement  $d_{LL}$  ou  $d_{TT}$  ou encore de l'endommagement global de la structure. La figure III.19 montre des courbes ( $S-N$ ) simulées par le modèle en se fixant des critères d'arrêt d'endommagement longitudinal en fatigue de 5%, 10% et 15%. D'autres courbes peuvent être tracées en faisant varier les niveaux d'endommagement.



**Figure. III.19.** Courbes ( $S-N$ ) contrainte/nombre de cycles à rupture obtenue par la simulation numérique d'un essai de fatigue réalisé sur une plaque.

### III.3.6.2. Simulation de l'évolution de l'endommagement sous chargement à amplitude variable

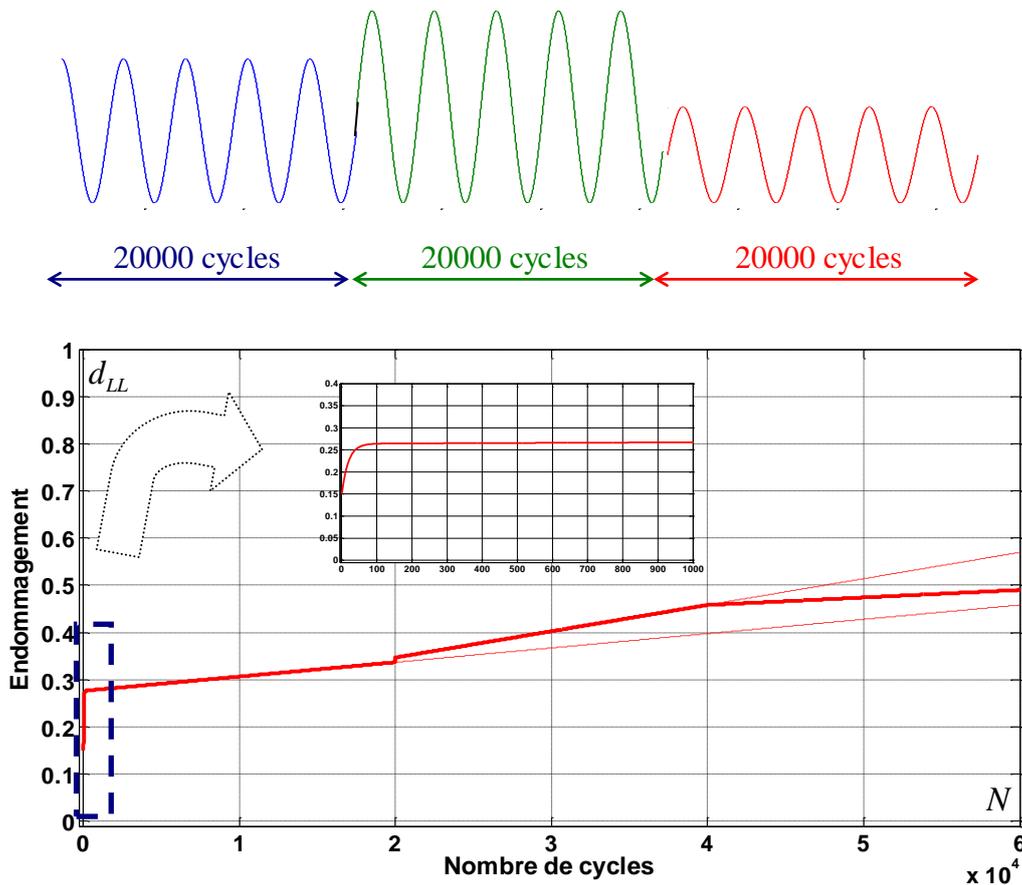
Les pièces et les structures automobiles en thermoplastiques renforcés par des fibres de verres sont soumises à des chargements cycliques répétés ou à des vibrations de roulages à amplitudes variables. Le déplacement ou l'effort répété qui s'applique sur une pièce n'est pas nécessairement à amplitude constante dans le temps. En réalité une pièce de structure en fonctionnement subit plusieurs séquences de cycles à différentes amplitudes de chargement. Cependant, l'endommagement dans ces pièces évolue suivant l'amplitude du chargement appliqué. Il s'accumule alors et augmente d'une séquence à l'autre de manière différente suivant la valeur de la déformation ou de l'effort appliqué.

Pour tester la capacité du modèle à prédire l'endommagement sous chargement à amplitudes variables, des essais à déplacement imposé avec variation d'amplitudes ont été simulés.

Dans ce paragraphe, on présente le résultat de la simulation de l'endommagement en fatigue obtenue par le nouveau modèle sur la structure donnée en figure III.17. Il s'agit d'appliquer 3 séquences de sollicitations à déformations répétées dans la direction

longitudinale à différentes amplitudes et de suivre l'évolution de l'endommagement en fonction du nombre de cycles. Les 3 séquences de chargement comprennent 20000 cycles chacune. Les niveaux de déformations maximales caractérisant les trois amplitudes appliquées sont :  $\varepsilon_{LL}^1 = 0,015$  ,  $\varepsilon_{LL}^2 = 0,016$  et  $\varepsilon_{LL}^3 = 0,014$  correspondent respectivement à la première, la deuxième et la troisième séquence de sollicitation, voir figure III.20.

La figure III.20 montre la courbe d'endommagement dans la direction longitudinale  $d_{LL}$  en fonction du nombre de cycles.



**Figure. III.20.** Essais de fatigue à déformation imposée composés de trois séquences de 20000 cycles chacune. La déformation imposée change à chaque séquence. La courbe  $d_{LL} = f N$  montre l'évolution de l'endommagement en fonction du nombre de cycles.

Pendant la première séquence de chargement, la courbe obtenue montre deux phases d'endommagement. Une première phase d'accommodation du matériau où l'endommagement augmente rapidement. Un zoom sur les 1000 premiers cycles (figure III.20) montre cette augmentation rapide de l'endommagement. Ensuite l'endommagement continue à croître avec une cinétique quasiment constante. Le passage à la deuxième séquence est caractérisé par un saut d'endommagement. Ce saut est dû à la montée quasi statique pour passer d'une déformation cyclique appliquée dont la valeur maximale est  $\varepsilon_{LL}^1 = 0,015$  à une déformation cyclique appliquée de  $\varepsilon_{LL}^2 = 0,016$ . Ensuite, l'endommagement continue à augmenter pendant la deuxième séquence selon une pente constante, cette pente est plus importante que celle de la deuxième phase de la première séquence de chargement car  $\varepsilon_{LL}^2 > \varepsilon_{LL}^1$ . Au cours de la

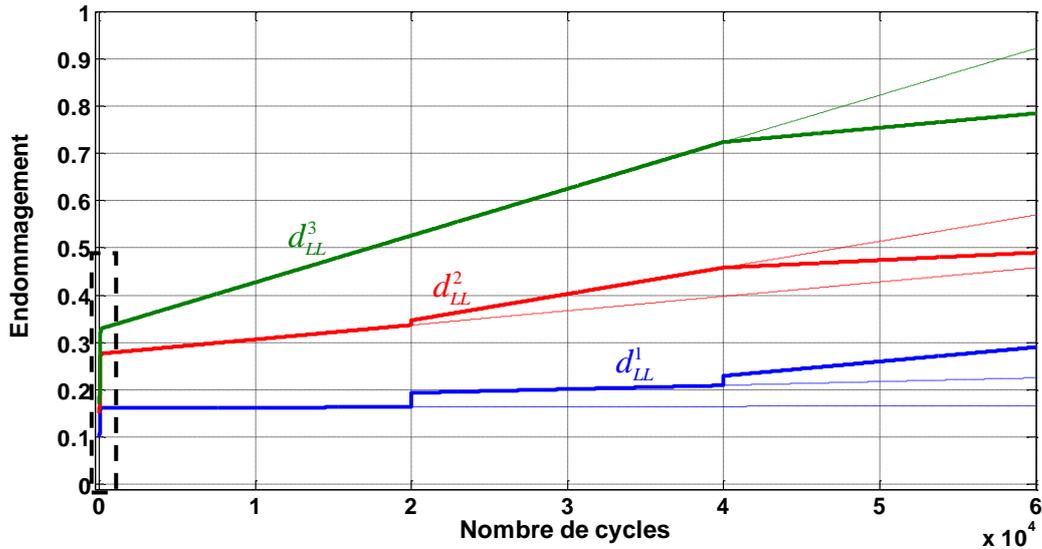
troisième séquence, la déformation cyclique appliquée passe de  $\varepsilon_{LL}^2 = 0,016$  à  $\varepsilon_{LL}^3 = 0,014$ , l'endommagement continue toujours à augmenter avec une cinétique quasiment constante mais moins importante que celle de la deuxième séquence. En effet, la cinétique  $\partial d / \partial N$  est liée au niveau de déformation imposée. En passant de  $\varepsilon_{LL}^2$  à  $\varepsilon_{LL}^3$ , l'endommagement continue de croître mais le taux d'endommagement diminue. Cet essai à trois séquences de chargement montre que l'endommagement s'accumule de façon irréversible et selon des cinétiques fortement liées à l'amplitude imposée.

Deux autres types de chargement ont été également appliqués sur la même structure présentée. Les séquences successives sont toujours composées de 20000 cycles. Sur la figure II.21 sont présentés les résultats.  $d_{LL}^1$  correspond à un chargement à amplitudes variables où  $\varepsilon_{LL}^1 = 0,01$ ,  $\varepsilon_{LL}^2 = 0,013$ ,  $\varepsilon_{LL}^3 = 0,015$ ,  $d_{LL}^2$  est obtenu lorsque  $\varepsilon_{LL}^1 = 0,015$ ,  $\varepsilon_{LL}^2 = 0,016$ ,  $\varepsilon_{LL}^3 = 0,014$ . Enfin, le troisième cas conduit à un endommagement dans la direction longitudinale  $d_{LL}^3$  lorsque,  $\varepsilon_{LL}^1 = \varepsilon_{LL}^2 = 0,017$ ,  $\varepsilon_{LL}^3 = 0,015$ .

L'endommagement croît toujours au cours des cycles avec une cinétique en trois phases décrite dans le chapitre II. Celle-ci est fortement liée à la valeur de l'amplitude appliquée. Ainsi, il est aisé de constater que la cinétique d'endommagement lors de la deuxième phase d'évolution est étroitement liée à la valeur de la déformation maximale appliquée.

Le passage d'une séquence de chargement à une autre, dont l'amplitude est plus élevée, est caractérisé par une augmentation de l'endommagement suivi d'une augmentation de la pente correspondant à l'accroissement de l'amplitude (courbe  $d_{LL}^1$  ou  $d_{LL}^2$ ).

Dans le cas du passage d'un chargement à amplitude élevée à un chargement dont l'amplitude est relativement plus faible, l'endommagement maintient sa valeur correspondant à la fin de la séquence précédente puis évolue selon une cinétique plus faible (courbe  $d_{LL}^3$ ).

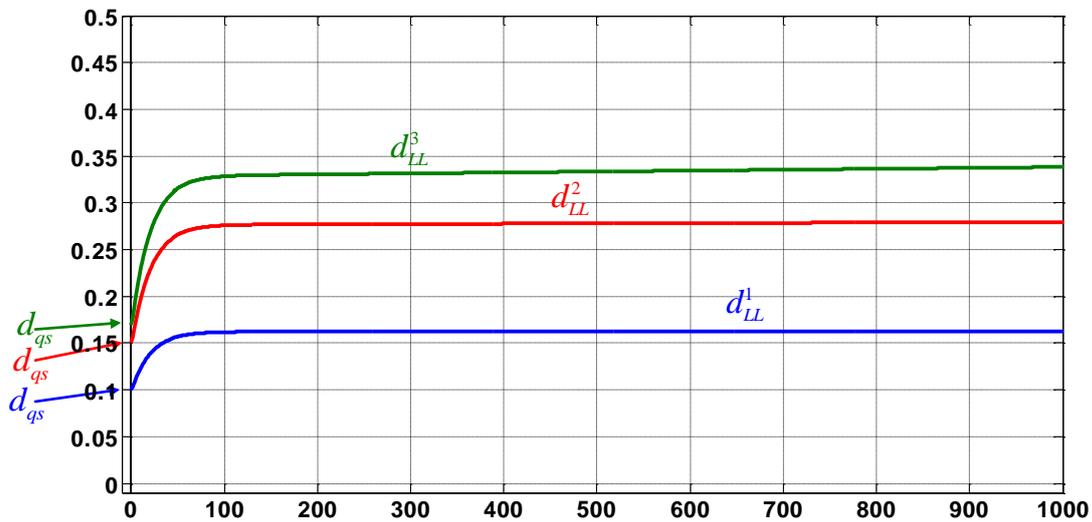


a. Courbes d'endommagement en fonction du nombre de cycles obtenu par le nouveau modèle, les trois courbes sont obtenues après trois séquences de 20000 cycles chacune, les séquences se distinguent par le niveau d'endommagement appliqué qui varie d'une séquence à l'autre,

$d_{LL}^1$  (20000 cycles ( $\varepsilon_{LL} = 0,01$ )+20000 cycles ( $\varepsilon_{LL} = 0,013$ )+20000 cycles ( $\varepsilon_{LL} = 0,015$ ))

$d_{LL}^2$  (20000 cycles ( $\varepsilon_{LL} = 0,015$ )+20000 cycles ( $\varepsilon_{LL} = 0,016$ )+20000 cycles ( $\varepsilon_{LL} = 0,014$ ))

$d_{LL}^3$  (40000 cycles ( $\varepsilon_{LL} = 0,017$ ) +20000 cycles ( $\varepsilon_{LL} = 0,015$ ))



b. Zoom sur les 1000 premiers cycles pour les trois courbes présentés dans (a), l'endommagement dû à la fatigue commence à augmenter à partir d'une valeur  $d_{qs}$  caractéristique pour chaque niveau appliqué.

Figure. III.21. Simulation numérique d'essais de fatigue à amplitudes variables.

La troisième courbe (correspondant à  $d_{LL}^3$ ) est obtenue après 40000 cycles à 0,017 de déformation imposée suivi de 20000 cycles à 0,015. L'endommagement commence à évoluer toujours à partir d'une valeur  $d_{LL}^{qs}$  due à la montée quasi statique. La première phase de l'évolution de l'endommagement est visible. Elle est suivie de la deuxième phase dont l'accroissement correspond à une faible pente. Après les 40000 cycles, la diminution de l'amplitude imposée entraîne une baisse de la cinétique d'endommagement. Celle-ci se manifeste par une baisse sensible de la pente de la courbe d'évolution de ( $d_{LL}^3$ ) figure III.21.a.

Les trois exemples présentés précédemment montrent que le modèle développé est capable de simuler l'évolution de l'endommagement sous chargement à amplitudes variables. Il est capable de traduire l'augmentation instantanée de l'endommagement ainsi que l'accroissement de la cinétique dans le cas d'une augmentation de l'amplitude appliquée. Il est capable de traduire également la diminution dans le cas d'une diminution de l'amplitude appliquée.

La modélisation de l'endommagement proposée dans ce chapitre est donc capable de prédire l'évolution de la dégradation progressive d'une structure sous chargement évoluant dans le temps. Ainsi, s'il on dispose du spectre réel (enregistré en service) du chargement en fonction du temps  $F(t)$  ou  $\delta(t)$ . Il est possible de prédire l'évolution de l'endommagement pour ce type de chargement. Cette capacité du modèle permet de doter le concepteur d'un outil lui permettant de tenir compte du spectre du chargement réel.

### III.3.6.3. Influence du trajet de chargement

Outre les variations d'amplitudes d'un chargement cyclique, les structures sont généralement soumises à des chargements multiaxiaux selon des trajets proportionnels et non proportionnels. Le trajet de chargement suivi a une influence sur l'évolution de l'endommagement de la structure. Ainsi, dans ce qui suit nous examinons la capacité du modèle développé à simuler l'évolution de l'endommagement dans une structure soumise à cinq types de trajet de chargement.

Les cinq trajets sont contrôlés à effort imposé. Ils sont représentés par les figures III.22 et III.23.

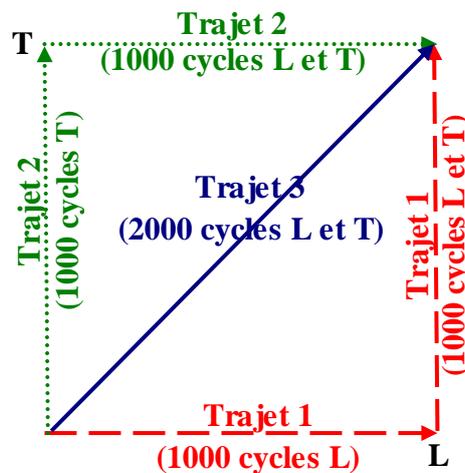
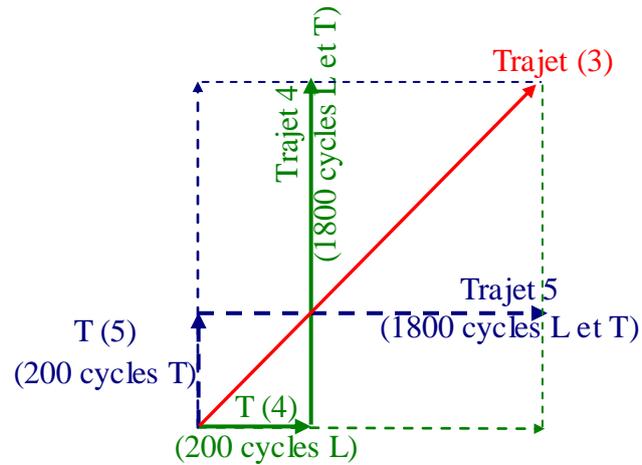


Figure. III.22. Les trois premiers trajets de chargement appliqués sur la structure (Trajet 1, Trajet 2 et Trajet 3).



**Figure. III.23.** Les trajets 3, 4 et 5 appliqués pendant 2000 cycles.

Les simulations des cinq trajets de chargement ont été effectuées sur un matériau thermoplastique dont les paramètres permettant de faire apparaître rapidement l'endommagement. Ce choix est dicté par la volonté de ne pas augmenter les temps de calcul. Les paramètres sont résumés dans le tableau III.3.

**Tableau III.3.** Propriétés mécanique et paramètres fictifs d'endommagement du matériau.

$E_{LL}$ (MPa)	$E_{TT}$ (MPa)	$G_{LT}$ (MPa)	$\nu_{LT}$
8100	4233	1985	0,34
$\alpha_{LL}$	$\beta_{LL}$	$\lambda_{LL}$	$\delta_{LL}$
0,1	4,2	0,0025	0,28
$\alpha_{TT}$	$\beta_{TT}$	$\lambda_{TT}$	$\delta_{TT}$
0,1	3,8	0,008	0,016
$\alpha_{LT}$	$\beta_{LT}$	$\lambda_{LT}$	$\delta_{LT}$
6E-4	3,6	0,0046	1,4

**Trajet 1** : Pendant les premiers 1000 cycles, la structure est soumise à un chargement cyclique longitudinal seul d'amplitude maximale  $|\vec{F}_{LL}|=1600N$ . Ensuite, elle est soumise à un chargement cyclique bi-axial d'amplitude maximale  $|\vec{F}_{LL}|=1600N$  et  $|\vec{F}_{TT}|=1600N$  durant 1000 cycles.

**Trajet 2** : La structure est d'abord soumise à un chargement cyclique transversal d'amplitude maximale  $|\vec{F}_{TT}|=1600N$  pendant 1000 cycles. Elle est ensuite sollicitée par un

chargement bi-axial (L et T) d'amplitude  $|\vec{F}_{LL}|=1600N$  et  $|\vec{F}_{TT}|=1600N$  durant les 1000 derniers cycles.

**Trajet 3** : La structure n'est sollicitée que par un chargement bi-axial d'amplitude  $|\vec{F}_{LL}|=1600N$  et  $|\vec{F}_{TT}|=1600N$ , durant 20000 cycles.

**Trajet 4** : Au cours des 200 premiers cycles la structure est sollicitée par un chargement d'amplitude maximale  $|\vec{F}_{LL}|=1600N$ . Ensuite elle est sollicitée par un chargement bi-axial d'amplitudes  $|\vec{F}_{LL}|=1600N$  et  $|\vec{F}_{TT}|=1600N$ .

**Trajet 5** : La structure est sollicitée pendant 200 cycles à un chargement d'amplitude maximale  $|\vec{F}_{TT}|=1600N$  suivi par un chargement bi-axial d'amplitudes maximales  $|\vec{F}_{LL}|=1600N$  et  $|\vec{F}_{TT}|=1600N$  durant 1800 cycles.

### Analyse et discussion des résultats simulés – Effet du trajet de chargement

**Trajet 1** : La figure III.24 montre les évolutions des endommagements longitudinal, transversal et total  $d_{LL}, d_{TT}, d_{Tot}$  simulé pour le trajet 1. Il est à noter que l'endommagement total  $d_{Tot}$  est estimé dans le modèle pour l'ensemble de la structure en utilisant les équations (3.56) et (3.57). Il est exprimé en fonction du rapport de l'énergie de déformation de la structure à l'état endommagé sur l'énergie de déformation à l'état initial et n'est donc pas une moyenne entre les endommagements  $d_{LL}$  et  $d_{TT}$ . Dans la figure III.24 nous constatons que l'endommagement de la structure  $d_{Tot}$  est identique à l'endommagement longitudinal  $d_{LL}$  durant les 1000 premiers cycles. Ceci est cohérent car jusqu'ici la structure n'est soumise qu'au chargement longitudinal.

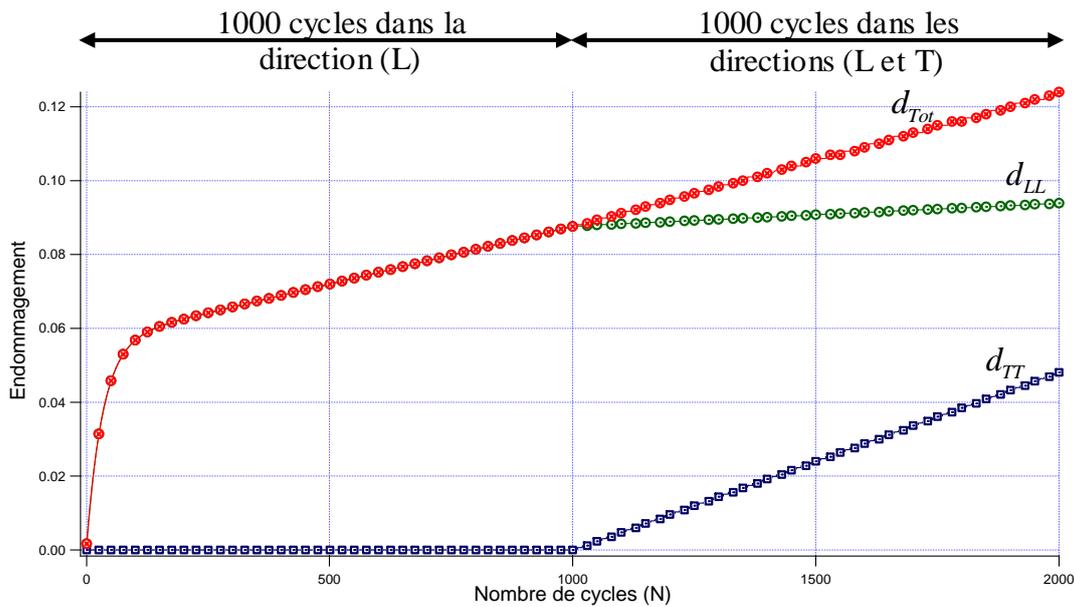
De plus, en exploitant les équations 3.46 et 3.47 pour calculer l'endommagement total  $d_{Tot}$ , on aboutit à l'égalité :

$$1-d_{Tot} = 1-d_{LL}$$

Sachant que dans le cas d'un chargement longitudinal seule la quantité  $\varepsilon_{TT} + \nu_{LT}\varepsilon_{LL} = 0$ . Durant les 1000 premiers cycles de chargement l'endommagement longitudinal  $d_{LL}$  ou total  $d_{Tot}$  présentent une cinétique en deux phases. La première gouvernée par l'adoucissement et la deuxième correspondante à une évolution de l'endommagement selon une pente constante. Au cours des 1000 derniers cycles l'application du chargement bi-axial fait apparaître un endommagement transversal  $d_{TT}$  évoluant linéairement en fonction du nombre de cycles. Cette évolution linéaire est expliquée par l'absence de la première phase observée généralement pour les faibles nombre de cycles. En effet, pour  $N > 1000 \text{ cycles}$  le terme traduisant la première phase d'endommagement dans l'équation 3.50 (terme en exponentiel  $(\lambda_{TT}(Y_{TT}) \exp^{-\delta_{TT}N})$ ) tend vers 0 et la cinétique  $d_{TT}$  est totalement gouvernée par le terme  $(\frac{\alpha_{TT}\beta_{TT}}{1+\beta_{TT}}(Y_{TT})^{\beta_{TT}-1})$  correspondant à une évolution quasi linéaire en fonction du nombre de cycles comme le montre l'équation (3.50).

En ce qui concerne l'endommagement longitudinal  $d_{LL}$ , nous constatons une baisse de la pente traduisant la deuxième phase d'endommagement quasi linéaire lors des 1000 derniers cycles. Cette baisse est expliquée par le fait que  $\varepsilon_{LL}$  et par conséquent  $Y_{LL}$  équation (3.48) diminue lors du chargement bi-axial.

Ainsi l'endommagement longitudinal  $d_{LL}$  évolue selon une cinétique plus faible sous chargement combiné (L, T). Pour l'endommagement total  $d_{Tot}$  de la structure, nous constatons que pour  $N > 1000 \text{ cycles}$ , une augmentation traduite par  $Y_{LL}$  et  $Y_{TT}$  (équations 3.46, 3.47 et 3.48).

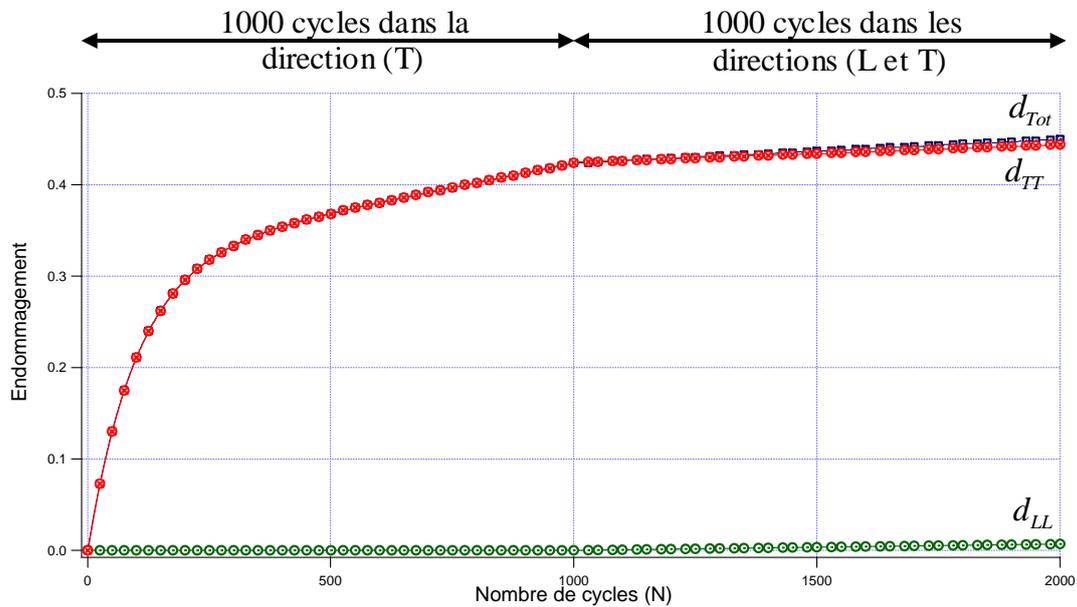


**Figure. III.24.** Evolutions des endommagements  $d_{LL}$ ,  $d_{TT}$ ,  $d_{Tot}$  en fonction du nombre de cycles pour un essai de fatigue selon le trajet 1. L'application du chargement bi-axial réduit la déformation longitudinale et par conséquent l'évolution de  $d_{LL}$ .

**Trajet 2 :** Le trajet 2 est symétrique au trajet 1 en termes d'application des efforts longitudinal et transversal. En effet, durant les 1000 premiers cycles, seul le chargement  $\vec{F}_{TT}$  est appliqué, et par conséquent la structure n'est endommagée que dans la direction transversale. La figure III.25 montre que pour  $N \leq 1000 \text{ cycles}$  l'endommagement total  $d_{Tot}$  est identique à l'endommagement transversal  $d_{TT}$ . Ceci s'explique par les équations 3.47 du fait que ( $\varepsilon_{LL} + \nu_{TL}\varepsilon_{TT} = 0$ ) dans le cas d'un chargement transversal seul. Il est également mis en évidence que pour  $N \leq 1000 \text{ cycles}$  l'endommagement longitudinal  $d_{LL}$  est nul dans la structure. Au cours du deuxième stade de chargement  $N > 1000 \text{ cycles}$  correspondant à une sollicitation bi-axial (L T), l'endommagement longitudinal  $d_{LL}$  augmente selon une cinétique faible liée à la déformation longitudinale  $\varepsilon_{LL}$ . Celle-ci est faible compte tenu du module de Young longitudinal  $E_{LL}$ , relativement élevé par rapport à  $E_{TT}$ .

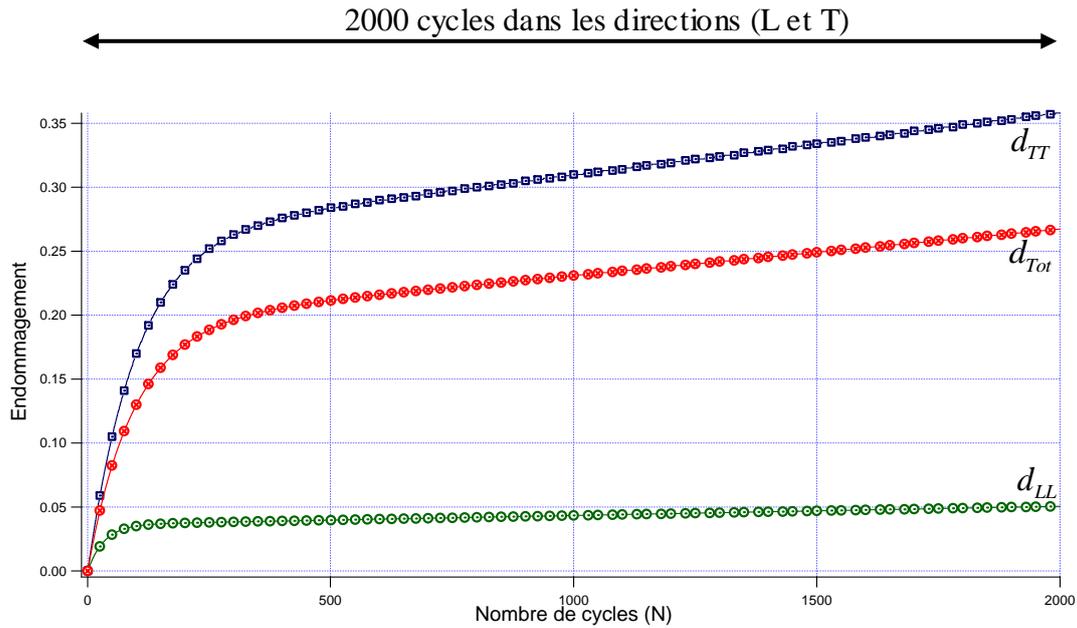
Au cours du deuxième stade de chargement, nous constatons une baisse très faible du taux d'endommagement transversale en raison de la diminution de la déformation transversale au cours du chargement bi-axial.

Dans le ca du trajet 2 l'endommagement total  $d_{Tot}$  est gouverné par l'endommagement transversal  $d_{TT}$ .



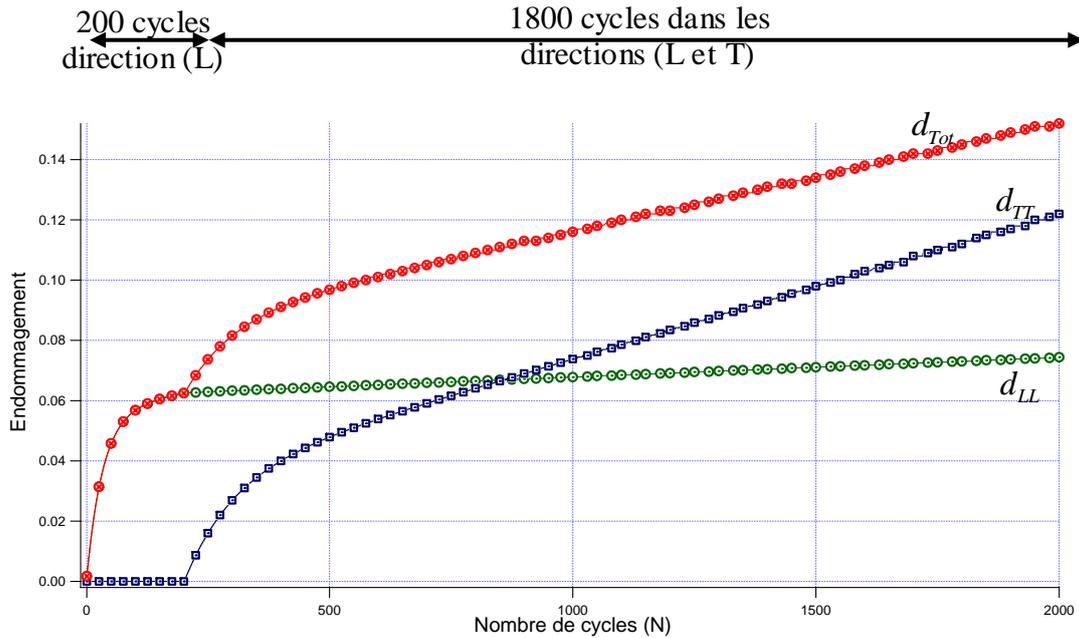
**Figure. III.25.** Courbes d'endommagement en fonction du nombre de cycles ( $d_{LL}$ ,  $d_{TT}$ ,  $d_{Tot}$ ). L'endommagement total est gouverné par l'endommagement transversal (Trajet 2).

**Trajet 3 :** Ce trajet de chargement correspond à une application simultanée des 2 efforts  $\vec{F}_{LL}$  et  $\vec{F}_{TT}$  au cours de l'essai. L'évolution de l'endommagement longitudinal  $d_{LL}$  et de l'endommagement transversal  $d_{TT}$  présentent les deux phases d'endommagement caractéristiques des thermoplastiques renforcés par des fibres de verre. Les faibles valeurs de  $d_{LL}$  sont dues aux faibles niveaux de déformations générés par le chargement bi-axial. L'endommagement total est borné par les deux courbes traduisant respectivement  $d_{LL}$  et  $d_{TT}$ , voir figure III.26.



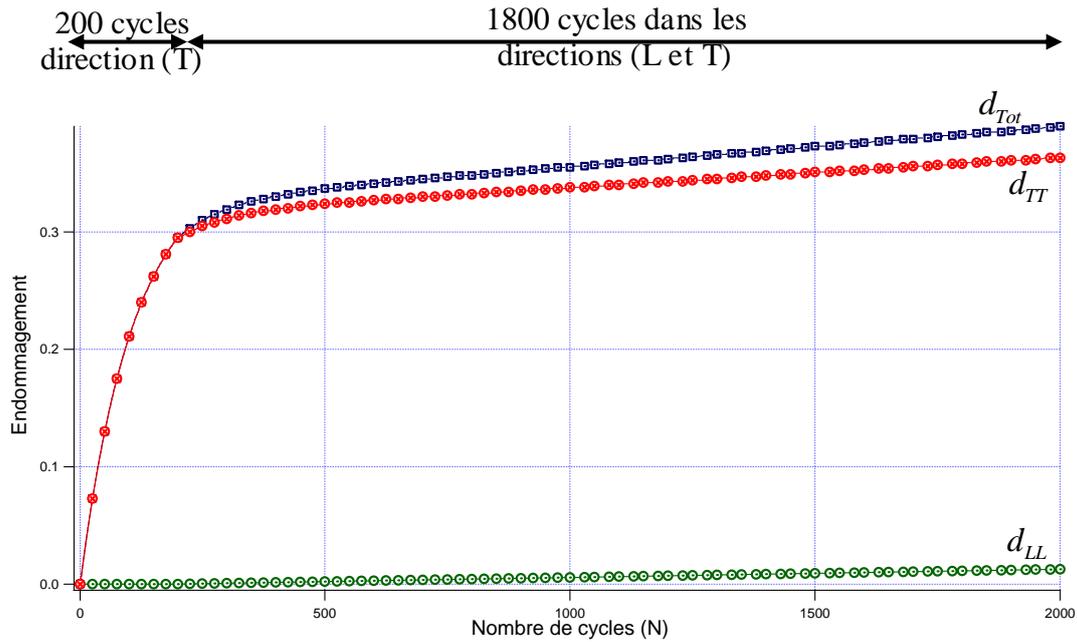
**Figure. III.26.** Evolution de l'endommagement ( $d_{LL}$ ,  $d_{TT}$ ,  $d_{Tot}$ ) en fonction du nombre de cycles pendant un chargement combiné dans les deux directions (L et T) (Trajet 3).

**Trajet 4 :** Nous avons vu que dans le cas du trajet 1, l'endommagement transversal  $d_{TT}$  apparaît selon une cinétique quasi linéaire (phase 2). En effet, comme il a été mentionné plus haut pour  $N > 1000$  cycles le terme  $(\lambda_{TT}(Y_{TT}) \exp^{-\delta_{TT}N})$  tend vers 0 et engendre l'absence de la phase 1 traduisant l'adoucissement du matériau. Pour valider ce constat nous avons procédé à la simulation de l'endommagement dans le cas d'un trajet 4 analogue au trajet 1. Au cours du trajet 4 l'effort  $\vec{F}_{LL}$  n'est appliqué seul que durant les 200 premiers cycles. Ensuite, la structure est soumise à un chargement bi-axial (L et T) durant 1800 cycles. La figure III.27 montre que durant les 200 premiers cycles, l'endommagement transversal  $d_{TT}$  est nul, tandis que l'endommagement longitudinal  $d_{LL}$  évolue selon une cinétique caractéristique de la phase 1 décrite dans le chapitre II. Au delà de 200 cycles, l'application du chargement combiné (L et T) fait apparaître un endommagement transversal évoluant selon une cinétique à deux phases. Le fait que le nombre de cycles soit relativement faible conduit à un terme  $(\lambda_{TT}(Y_{TT}) \exp^{-\delta_{TT}N})$  non négligeable et permet de faire apparaître la phase d'adoucissement pour l'endommagement transversal. Les endommagements  $d_{LL}$  et  $d_{TT}$  évoluent ensuite de façon quasi linéaire dont les pentes sont respectivement fonctions de  $Y_{LL}$  et  $Y_{TT}$ . L'évolution de l'endommagement total  $d_{Tot}$  est gouverné par l'endommagement longitudinal  $d_{LL}$  durant les 200 premiers cycles ( $d_{TT}=0$ ). Après les 200 premiers cycles nous observons un changement de cinétique de l'endommagement inhérent à l'apparition de l'endommagement dans la direction transversale  $d_{TT}$ . L'évolution de l'endommagement total  $d_{Tot}$  se poursuit selon une cinétique gouvernée conjointement par  $Y_{LL}$  et  $Y_{TT}$ .



**Figure. III.27.** Evolution de l'endommagement ( $d_{LL}$ ,  $d_{TT}$ ,  $d_{Tot}$ ) en fonction du nombre de cycles (Trajet 4).

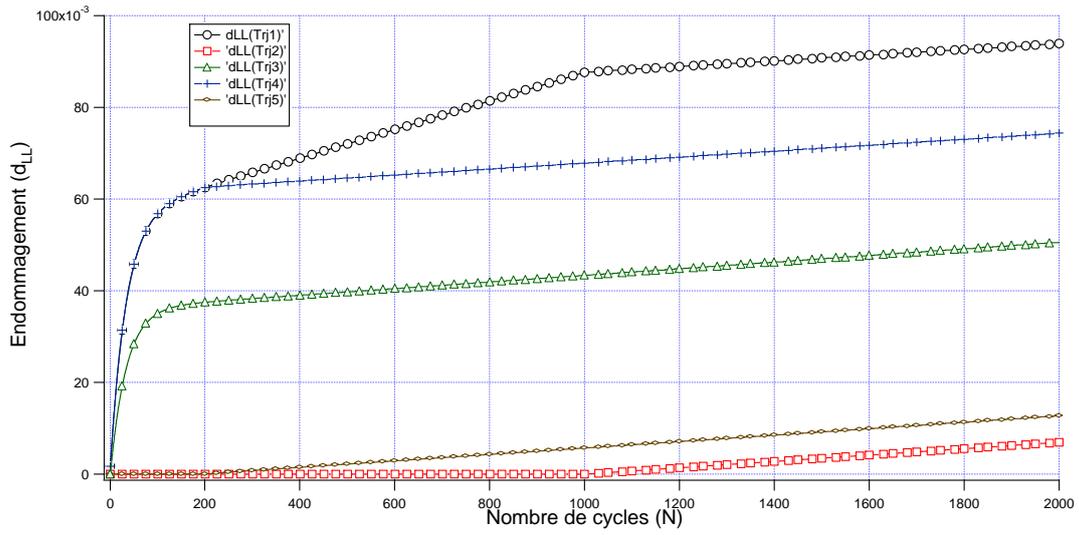
**Trajet 5 :** Ce trajet est symétrique au trajet 4 en termes de stades d'application des efforts longitudinal et transversal. Pour ce trajet de chargement (trajet 5), l'effort  $\vec{F}_{TT}$  est appliqué seul au cours des 200 premiers cycles. Puis la structure est soumise à un chargement combiné (L T) durant les 1800 derniers cycles. La figure III. 28 montre que l'endommagement total  $d_{Tot}$  est gouverné par l'endommagement transversal  $d_{TT}$  du fait de la faible raideur dans la direction transversale. Durant les 200 premiers cycles l'endommagement est nul. Il évolue ensuite ( $N > 200 \text{ cycles}$ ) selon une cinétique à deux phases dont la première engendre un niveau d'endommagement relativement faible. Cela est due au choix des paramètres dans la direction longitudinale et au fait que  $N$  soit supérieur à 200 cycles. En effet, dans ce cas, le terme  $(\lambda_{LL}(Y_{LL}) \exp^{-\delta_{LL}N})$  de l'équation 3.49 est dominé par le terme  $(\frac{\alpha_{LL}\beta_{LL}}{1+\beta_{LL}}(Y_{LL})^{\beta_{LL}-1})$ . L'endommagement  $d_{TT}$  présente une cinétique en deux phases. En ce qui concerne l'endommagement total  $d_{Tot}$ , il est d'abord égal à  $d_{TT}$  durant les 200 premiers cycles, puis évolue progressivement en prenant en compte l'évolution de  $d_{LL}$ . De plus, le faible niveau de déformation dans la direction longitudinale permet d'expliquer la faible pente d'évolution de l'endommagement longitudinal  $d_{LL}$ .



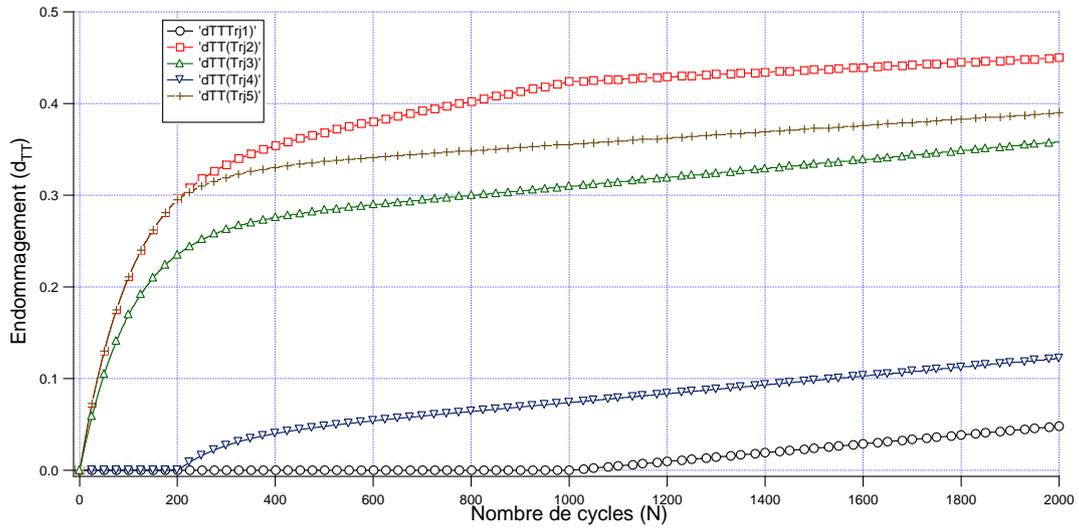
**Figure. III.28.** Courbes d'endommagement en fonction du nombre de cycles (endommagement longitudinal  $d_{LL}$ , endommagement transversal  $d_{TT}$  et endommagement total  $d_{Tot}$ ) obtenues sous chargements combinés (L, T) (Trajet 5).

Les trois figures III.29 (a), (b) et (c) présentent respectivement l'évolution de l'endommagement longitudinal, transversal et total pour les 5 trajets de chargement. Il est aisé de voir que pour l'endommagement total les débuts des trajets (1) et (4) ainsi que les trajets (2) et (5) sont identiques durant les 200 premiers cycles. On constate que l'application d'un chargement bi-axial après un chargement dans la direction longitudinale augmente l'endommagement total (cas du trajet 4). En revanche, l'application d'un chargement bi-axial combiné après un chargement dans la direction transversale diminue la cinétique de l'endommagement total (cas du trajet 5).

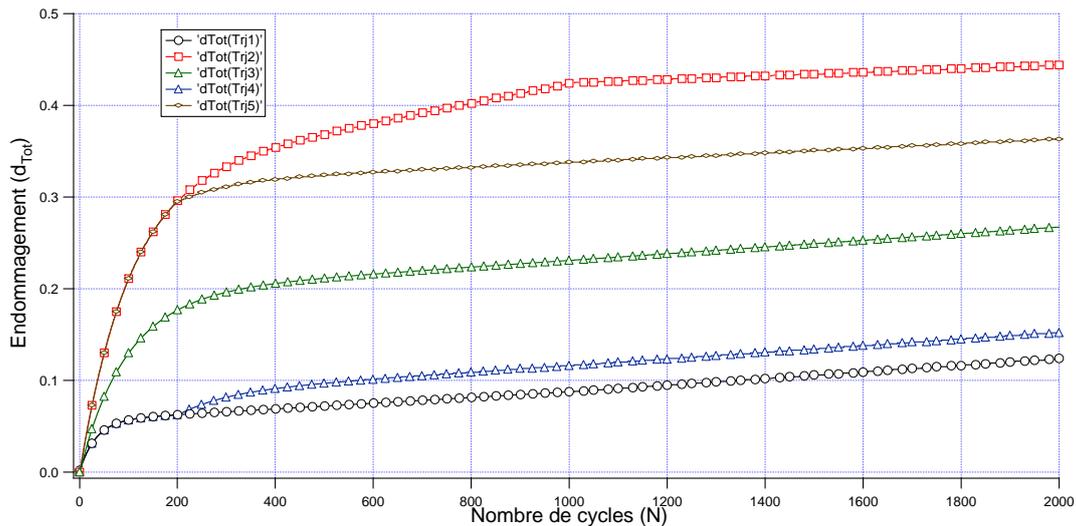
La figure III.29 (a) montre que le trajet (1) et le trajet (4) conduisant à l'endommagement longitudinale le plus important. En ce qui concerne l'endommagement dans la direction transversale, on constate que les trajets conduisant à l'endommagement le plus important sont le trajet (2) et (5). Le trajet (1) et le trajet (4) sont nettement moins endommageant transversalement.



(a) Endommagement longitudinal ( $d_{LL}$ )



(b) Endommagement transversal ( $d_{TT}$ )

(c) Endommagement total ( $d_{Tot}$ )

**Figure. III.29.** Comparaison des évolutions de l'endommagement en fatigue pour les cinq trajets de chargement appliqués. Effet du changement du trajet combiné et séquentiel sur l'endommagement longitudinal  $d_{LL}$  figure (a), transversal  $d_{TT}$  (b) et l'endommagement global de la structure  $d_{Tot}$  (c).

### III.4. Conclusion

L'endommagement en fatigue de composites thermoplastiques renforcés par des fibres de verre est caractérisé par trois phases d'endommagement. L'évolution de l'endommagement  $d_{Tot}$  en fonction du nombre de cycles commence à évoluer à partir d'une valeur d'endommagement  $d^{qs}$  dû à la montée en traction quasi-statique monotone pour atteindre l'amplitude maximale du chargement répété. Pendant la première phase, l'endommagement augmente rapidement. Cette phase correspond à l'adoucissement du matériau. Ensuite l'endommagement continue à croître linéairement avec une pente constante (dans le cas d'un chargement cyclique à déplacement imposé) et une cinétique moins importante. Cette évolution linéaire ou quasi-linéaire correspond à la deuxième phase de cumul d'endommagement en fatigue. Enfin, pendant la troisième phase l'endommagement augmente rapidement pour atteindre sa valeur critique. Cette phase d'endommagement précède la rupture de l'élément de volume.

Une nouvelle modélisation de l'endommagement en fatigue des composites thermoplastiques renforcés par des fibres de verre est présentée dans ce chapitre. Elle permet de présenter les trois phases d'endommagement caractéristiques des thermoplastiques renforcés sous chargement cyclique. La cinétique d'endommagement formulée par le nouveau modèle est présentée comme la somme de deux fonctions. La première fonction permet de traduire la première phase de la cinétique d'endommagement inhérente à l'adoucissement du matériau. La deuxième fonction permet de représenter l'évolution de l'endommagement au cours de la deuxième et de la troisième phase.

Dans chaque direction, quatre paramètres sont à identifier  $\alpha, \beta, \lambda, \delta$ . Dans le cas d'une structure mince ou à cinématique plane, 12 paramètres sont alors nécessaires pour

simuler l'évolution de l'endommagement : quatre dans la direction longitudinale (L), quatre dans la direction transversale (T) et quatre liés au cisaillement dans le plan (L-T).

En plus de la prédiction spatiale et temporelle de l'endommagement, le nouveau modèle permet de simuler les courbes d'endurance ( $S - N$ ) en fonction d'un endommagement limite fixé. Il a été montré également la possibilité de simuler l'endommagement sous chargement cycliques à amplitudes variables. Enfin dans le cas d'un chargement multiaxial le modèle est capable de tenir compte du trajet de chargement.

L'analyse paramétrique du modèle d'endommagement en fatigue contribuera à optimiser la démarche expérimentale dédiée à l'identification des paramètres. Dans le chapitre suivant, deux stratégies d'identification seront présentées. La première exploite les résultats des essais homogènes de fatigue en traction répétée obtenus dans le chapitre II. La deuxième stratégie d'identification exploite les champs cinématiques générés au cours d'un essai hétérogène.

## CHAPITRE IV

# Identification des paramètres du nouveau modèle d'endommagement

### SOMMAIRE

IV.1	Introduction .....	115
IV.2	Techniques d'identification de paramètres de lois de comportement – Revue bibliographique non exhaustive.....	116
IV.2.1.	Problématique .....	116
IV.2.2.	Problème inverse et sa résolution.....	116
IV.2.2.1	Méthode de recalage par éléments finis.....	117
IV.2.2.2	Méthode de l'erreur en relation de comportement .....	118
IV.2.2.3	Méthode de l'écart à l'équilibre .....	119
IV.2.2.4	Méthode des champs virtuels.....	119
IV.3	Identification des paramètres du modèle d'endommagement proposé .....	121
IV.3.1.	Démarche de résolution du problème inverse .....	121
IV.3.2.	Fonction objectif.....	122
IV.3.3.	Algorithmes d'optimisation - Estimation de l'itéré ( $\Delta P_K$ ).....	122
IV.4	Application au modèle.....	126
IV.4.1.	Identification à partir des essais homogènes de fatigue réalisés dans les directions (L et T) .....	127
IV.4.2.	Choix des courbes expérimentales et identifiabilité des paramètres.....	129
IV.4.2.1	Identification à partir des essais réalisés à 30% et 40%.....	129
IV.4.2.2	Identification à partir de 20% et 30%.....	130
IV.4.2.3	Identification à partir de 20% et 40%.....	131
IV.4.2.4	Analyse des résultats.....	132
IV.4.2.5	Identification des paramètres ( $\alpha_{LL}, \beta_{LL}, \lambda_{LL}, \delta_{LL}$ ) : matériau PA6-GF30 dans la direction longitudinale.....	132
IV.4.2.6	Identification des paramètres ( $\alpha_{TT}, \beta_{TT}, \lambda_{TT}, \delta_{TT}$ ) : matériau PA6-GF30 dans la direction transversale.....	134
IV.4.2.7	Identification des paramètres ( $\alpha_{LL}, \beta_{LL}, \lambda_{LL}, \delta_{LL}$ ) : matériau PP-GFL40 dans la direction longitudinale.....	135
IV.4.2.8	Identification des paramètres du modèle ( $\alpha_{TT}, \beta_{TT}, \lambda_{TT}, \delta_{TT}$ ) : matériau PP-GFL40 dans la direction transversale.....	136
IV.4.3.	Validation expérimentale des paramètres dans le cas d'un essai de fatigue à effort imposé (PA6-GF30 (L)).....	138
IV.5	Stratégie II- Identification à partir des essais hétérogènes.....	139
IV.5.1	Fonction objectif.....	140

IV.5.2	Choix de la configuration d'essai hétérogène en fatigue .....	140
IV.5.3	Application de la stratégie pour l'identification des paramètres $(\alpha_{LT}, \beta_{LT}, \lambda_{LT}, \delta_{LT})$ caractérisant l'endommagement en cisaillement plan (L-T) .....	147
	a. Construction de la matrice de sensibilité.....	147
	b. Technique et algorithme utilisé .....	148
	c. Résultat de l'identification des paramètres d'endommagement en cisaillement plan $(\alpha_{LT}, \beta_{LT}, \lambda_{LT}, \delta_{LT})$ .....	150
	d. Test de stabilité vis-à-vis d'un bruit de mesure.....	156
IV.5.4	Applications de la stratégie à l'identification de l'ensemble des paramètres du modèle .....	159
IV.6	Conclusion .....	162

## IV.1 Introduction

Après avoir formulé le nouveau modèle d'endommagement et présenter ses différentes potentialités de prédiction et de simulation, le présent chapitre est consacré à l'identification des paramètres du modèle formulé. L'étape d'identification des paramètres est importante en vue d'une utilisation industrielle du modèle comme outil de conception et de calcul en fatigue de structures en composites thermoplastiques renforcés.

Si la modélisation de lois de comportement de matériaux composites s'est considérablement développée, il n'en est pas de même pour la mise en œuvre des procédures expérimentales permettant l'identification des paramètres qui les gouvernent. Celles-ci peuvent devenir rédhibitoires quant à « l'industrialisation » d'une loi de comportement. En effet, l'hétérogénéité et l'anisotropie des composites conduisent généralement à des modèles de lois de comportement basés sur des approches tensorielles induisant des termes de couplage. Ainsi, le nombre de paramètres intrinsèques pilotant ces lois de comportement est plus important que dans le cas d'un matériau isotrope.

L'objectif du présent chapitre est le développement de stratégies d'identification fondées sur le dialogue essais-simulations. Deux stratégies ont été mises en œuvre pour la détermination des paramètres pilotant la loi de comportement élastique endommageable des deux matériaux étudiés.

La première stratégie exploite les résultats des essais homogènes de fatigue en traction répétée présentés dans le chapitre II. L'identification est basée sur la minimisation, par une technique inverse, d'une fonction « objectif » construite en termes de variables d'endommagement dans les deux directions : longitudinale et transversale. Cette première identification a permis de déterminer huit paramètres pilotant la cinétique d'endommagement longitudinale  $d_{LL}$  et transversale  $d_{TT}$  :  $\alpha_{LL}$ ,  $\beta_{LL}$ ,  $\lambda_{LL}$ ,  $\delta_{LL}$ ,  $\alpha_{TT}$ ,  $\beta_{TT}$ ,  $\lambda_{TT}$ ,  $\delta_{TT}$ .

La deuxième stratégie d'identification du modèle d'endommagement exploite la mesure de champs cinématiques générés au cours d'un essai hétérogène. Cette technique permet d'exploiter un nombre réduit d'essais de fatigue sur une éprouvette à géométrie complexe sollicitée en chargement « simple » afin de générer une répartition spatio-temporelle hétérogène de la déformation et de l'endommagement. Les paramètres du modèle sont identifiés par une approche inverse basée sur la minimisation d'une fonction objectif construite sur la base des champs de déformation ( $\varepsilon_{LL}$ ,  $\varepsilon_{TT}$  et  $\varepsilon_{LT}$ ) et les efforts aux limites sur la frontière de l'éprouvette à géométrie complexe. Cette deuxième stratégie d'identification a nécessité le choix et l'optimisation de configurations d'essais mécaniques pouvant générer des états de déformation et d'endommagement hétérogènes. La résolution du problème inverse a requis l'estimation de la matrice de sensibilité des variables observables (déformations, efforts) par rapport aux paramètres d'identification. Cet aspect nous a mené à développer un code de résolution inverse interfacé avec le code de calculs par éléments finis Abaqus.

La deuxième stratégie d'identification a été appliquée, dans un premier temps, pour la détermination des quatre paramètres caractérisant l'endommagement en cisaillement ( $\alpha_{LT}$ ,  $\beta_{LT}$ ,  $\lambda_{LT}$ ,  $\delta_{LT}$ ) à partir d'un seul et unique essai hétérogène. Enfin l'algorithme d'identification a été généralisé pour l'extraction des douze paramètres de la loi de comportement et traduisant l'endommagement en fatigue polycyclique de thermoplastiques renforcés.

## IV.2 Techniques d'identification de paramètres de lois de comportement – Revue bibliographique non exhaustive

### IV.2.1. Problématique

Un nouveau modèle d'endommagement en fatigue des thermoplastiques renforcés par des fibres de verre est développé. Ce modèle requiert l'identification de 12 paramètres d'une structure soumise à un état de contraintes ou de déformations planes (2D). Deux matériaux ont été étudiés dans ce travail : le PA6-GF30 et le PP-GFL40. Afin d'obtenir une base expérimentale de l'évolution de l'endommagement en fonction du nombre de cycles, des essais de fatigue ont été réalisés sur des éprouvettes usinées dans les directions longitudinale et transversale. Pour identifier les 12 paramètres de chaque matériau, une analyse inverse est proposée. Elle consiste à minimiser la différence entre les valeurs calculées des observables et les valeurs expérimentales. Cette différence est mesurée par une fonction *objectif*.

### IV.2.2. Problème inverse et sa résolution

Cette partie a pour objectif de présenter certaines méthodes d'identification basées sur la minimisation d'une fonction *objectif* définie par la somme des écarts quadratiques entre grandeurs calculées et mesurées. Dans la littérature, plusieurs méthodes ont été proposées pour l'identification de paramètres de lois de comportement à partir de champs cinématiques hétérogènes, des méthodes itératives et des méthodes non itératives.

Le calcul par éléments finis a longtemps été la méthode la plus utilisée pour résoudre à la fois le problème direct et inverse par l'utilisation du recalage à l'équilibre. Le problème direct consiste à déterminer les champs de déformation/contrainte en connaissant le modèle et les paramètres qui le pilotent. Tandis que le problème inverse est celui de la détermination des paramètres qui interviennent dans la réponse de la structure à partir de la connaissance de grandeurs mesurées (déplacements, déformation, ...) et de la sollicitation appliquée (tableau IV.1).

**Tableau IV.1.** Comparaison entre le problème direct et le problème inverse

Problème direct	
Connus	inconnus
C (raideurs ou paramètres gouvernant la loi de comportement)	$\sigma$
Conditions aux limites	$\varepsilon$
Effort appliqué	$u$

Problème inverse	
Connus	inconnus
Endommagement, $\varepsilon$ ou $u$ (champ)	$\sigma$
Conditions aux limites	C (raideurs ou paramètres gouvernant la loi de comportement)
Effort appliqué	

L'identification par analyse inverse revient à déterminer l'ensemble des paramètres d'une loi de comportement pour lesquels on obtient la meilleure superposition entre les mesures expérimentales et les valeurs calculées par le modèle direct. Cette superposition est

quantifiée à l'aide de la minimisation d'une fonction objectif construite par une des méthodes décrites dans les paragraphes suivants. Plusieurs méthodes de résolution du problème inverse peuvent être utilisées pour résoudre le problème de minimisation, Elles peuvent être classifiées en 3 catégories [86] :

- Méthodes de régression linéaire si l'expression des grandeurs calculées est linéaire par rapport aux paramètres à identifier, ou permet la linéarisation.
- Méthodes d'évaluations successives de la fonction objectif pour différentes jeux de paramètres choisis avec des critères de recherche linéaire (algorithme de type simplex), génétique ou statistique (méthode de Monte-Carlo).
- Méthodes de type gradient (1<sup>er</sup> ou 2<sup>e</sup> ordre) permettent la détermination des paramètres par une méthode d'approximation itérative. Cette méthode impose d'évaluer simultanément la fonction objectif et son gradient (méthode de la plus grande pente, méthode du gradient conjugué, méthode de Newton, méthode de Gauss-Newton, ...).

Le choix d'une de ces méthodes se fait par l'expérience et surtout en fonction du type de modèle direct de calcul, le degré de complexité lié à la résolution et les caractéristiques de la fonction objectif : convexité, existence de plusieurs minima ou présence de paliers. Pour les modèles non linéaires, il est généralement préférable d'utiliser des méthodes itératives de type gradient [86].

Cependant, de nouvelles méthodes d'identification ont été proposées ces dernières années comme l'erreur en relation de comportement [53,60], le recalage par éléments finis et la méthode des champs virtuels. Nous présenterons brièvement le principe de chaque méthode. Pour plus de précisions, le lecteur est renvoyé aux travaux de Bonnet et al [105] présentant les différentes techniques d'identification.

#### IV.2.2.1 Méthode de recalage par éléments finis

La méthode du recalage consiste à minimiser une fonction objectif noté  $J_P$  construite au sens des moindres carrés et traduisant la somme des écarts quadratiques entre les grandeurs calculées par la méthode des éléments finis et les grandeurs mesurées :

$$J_P = \frac{1}{2} \sum_{i=1}^{N_{pts}} (M_P_i - \overline{M}_i)^2 \quad (4.1)$$

où :

$N_{pts}$  : nombre de points de mesure.

$P$  : paramètres à identifier

$M_P_i$  : grandeur calculée en fonction des paramètres à identifier  $P$  au point  $i$ .

$\overline{M}_i$  : grandeur mesurée.

Généralement la minimisation de  $J_P$  conduit à un problème mal posé qu'il est nécessaire de régulariser. Différentes techniques de régularisation pouvant être utilisée parmi lesquelles la technique de Levenberg-Marquardt [98, 101].

De nombreux auteurs ont utilisé cette technique d'identification sur la base d'une fonction *objectif* donnée par l'équation 4.1. Meuwissen et al. [76] ont utilisé cette méthode pour l'identification du comportement élastoplastique de l'Aluminium sur des éprouvettes sollicitées en traction uniaxiale. La grandeur mesurée est le champ de déplacement dans le plan sur la surface de l'éprouvette. Lecompte et al. [79] ont utilisé le même type de fonction objectif afin d'identifier le comportement élastique d'un matériau composite orthotrope. Les grandeurs permettant la construction de la fonction objectif sont les déformations. Expérimentalement, elles sont déduites du champ de déplacement mesuré à la surface de l'échantillon. Kajberg et Lindkvist [73] ont identifié les paramètres d'un comportement élastoplastique avec écrouissage isotrope multilinéaire ou parabolique en grandes déformations. La grandeur mesurée est le champ de déplacement obtenu par corrélation d'images numériques. Hoc et al. [72] ont identifié le comportement d'un monocristal de fer à partir du comportement élastoplastique macroscopique d'un polycristal. Les monocristaux sont considérés identiques avec des orientations cristallographiques différentes, ces orientations provoquent une réponse hétérogène de l'échantillon. Dans le même travail, Hoc et al. [72] ont vérifié le comportement macroscopique par la comparaison entre la courbe expérimentale force-allongement et celle calculée à partir des paramètres identifiés. Au sein du laboratoire, les méthodes de recalage par éléments finis sont modifiées et étendues au comportement de composites à renfort en alliage à mémoire de forme dans le cadre de la thèse de Y. Payandeh [100]. Dans le cadre de la thèse de B. M. Sadeghi [102], ces méthodes sont également étendues au comportement élastoplastique d'acier à transformation de phase (TRIP800 et A304L) en vue d'identifier un modèle semi physique ainsi que le modèle de Chaboche intégrant un écrouissage mixte (isotrope et cinématique).

#### IV.2.2.2 Méthode de l'erreur en relation de comportement

La méthode de l'erreur en relation de comportement (ERC) a été introduite par Ladeveze [75] pour le contrôle des calculs par la méthode des éléments finis. L'approche inverse fondée sur la minimisation d'une norme énergétique formulée par l'erreur en relation de comportement a été proposée par plusieurs auteurs pour l'identification des propriétés élastiques à partir d'un seul essai [53,54]. En régime élastique, l'erreur en relation de comportement est formulée par une fonction  $E(u, \sigma, C)$  définie comme la somme de deux fonctions convexes traduisant l'énergie potentielle et complémentaire :

$$E(u, \sigma, C) = \frac{1}{2} \int_{\Omega} \varepsilon(u) : C : \varepsilon(u) \, d\Omega + \frac{1}{2} \int_{\Omega} \sigma : C^{-1} : \sigma \, d\Omega - \int_{\partial\Omega} u \cdot \sigma \cdot n \, ds \quad (4.2)$$

En l'absence de forces de volume, et en tenant compte des conditions aux limites, la fonction  $E(u, \sigma, C)$  peut être réécrite pour des champs de contraintes  $\sigma$  statiquement admissibles et des champs de déplacements  $u$  cinématiquement admissibles de façon à faire apparaître l'écart en relation de comportement comme suit :

$$E(u, \sigma, C) = \frac{1}{2} \int_{\Omega} (\sigma - C : \varepsilon(u)) : C^{-1} : (\sigma - C : \varepsilon(u)) \, d\Omega \quad (4.3)$$

Une conséquence des principes variationnels utilisés dans le cadre de l'élasticité montre que l'on a pour un tenseur d'élasticité  $C$  donné :

$$\min_{u, \sigma, C} E = 0 \quad (4.4)$$

Les paramètres définissant le tenseur  $C$  peuvent alors être identifiés via la minimisation de l'énergie donnée par l'équation 4.4.

Une méthode similaire a été appliquée à l'identification de paramètres élastiques par Constantinescu [60]. Elle consiste à faire intervenir des problèmes d'équilibres élastiques de deux types classiques, à déplacements imposés et à forces imposées. Pour simplifier la minimisation selon les directions des modules élastiques, une des méthodes consiste à décomposer le tenseur des modules élastiques dans ses vecteurs et valeurs propres. D'autres méthodes basées sur l'erreur en relation de comportement consistent à ajouter une fonction d'écart à la mesure sur les frontières avec des facteurs de pondération [63-65]. L'identification de la loi de comportement sur la base de la méthode de l'erreur en relation de comportement a été appliquée dans le cadre de la thèse de T. Merzouki [103] afin de comparer l'identifiabilité de 4 configurations d'essais hétérogènes. La fonction *objectif* est construite à partir de ERC basée sur la mesure de champs de déformation ainsi que les efforts sur la frontière (équation 4.3). Cette estimation a été également appliquée à l'échelle d'un multi cristal d'AMF dans le cadre de la thèse de T. Merzouki [103] pour identifier le comportement local de grains d'austénite à partir de mesure de champs de déformations locales à l'échelle des grains.

#### IV.2.2.3 Méthode de l'écart à l'équilibre

La méthode de l'écart à l'équilibre a été utilisée par Claire et al. [58] pour l'identification des paramètres de lois d'endommagement anisotrope ou isotrope, en traction bi-axiale. L'endommagement est considéré discontinu sur la structure. La formulation du problème d'identification est alors associée à une représentation de type éléments finis où l'endommagement est considéré constant par élément (sous domaines de la structure étudiée). L'identification de la distribution des paramètres se fait par la minimisation d'un écart à l'équilibre sur tous les sous domaines à l'intérieur desquelles ces paramètres sont constants. Après développement, un système surdimensionné est construit où les paramètres par élément sont les inconnues. Un système linéaire final est résolu par une méthode du gradient conjugué. Cette méthode a été appliquée pour l'identification des conductivités thermiques et des propriétés élastiques locales par analyse de champs [59]. Cette procédure a été également utilisée pour la détermination de champs d'endommagement à partir des champs de déplacement mesurés par la technique de corrélation d'images [71].

#### IV.2.2.4 Méthode des champs virtuels

La méthode des champs virtuels permet d'identifier directement et simultanément des paramètres pilotant des lois de comportement. Cette méthode a été introduite par Grédiac [66,70] pour le comportement élastique. Elle a été appliquée au comportement élastique endommageable de composites dans le cadre du travail de thèse de H. Chalal [56]. Elle est basée sur l'utilisation du principe des travaux virtuels. En l'absence de forces volumiques extérieures, l'équilibre statique global du solide s'écrit :

$$-\int_{\Omega} \sigma \varepsilon(u^*) d\Omega = \int_{d\Omega_f} T u^* dS \quad (4.5)$$

avec  $\sigma$  est le champ de contraintes,  $u^*$  champ de déplacement virtuel cinématiquement admissible,

$\varepsilon(u^*)$  le champ de déformation associé à celui de déplacement virtuel,

$T$  le chargement surfacique sur la surface extérieure  $d\Omega_f$ .

Le principe de la méthode repose sur l'écriture du tenseur des contraintes  $\sigma$  en fonction du tenseur de déformations  $\varepsilon$  à partir de la loi de comportement. Les déformations sont calculées à partir d'un champ de déplacement obtenu par une technique de mesure de champs cinématiques telle que la corrélation d'image. Ensuite, il s'agit de choisir le bon champ de déplacement virtuel  $u^*$ , c'est-à-dire des champs sensibles aux paramètres de la relation de comportement que l'on souhaite identifier. Le problème de l'identification est résolu en écrivant le principe des travaux virtuels (4.6) avec les champs virtuels choisis. Ceci conduit à un système d'équations linéaires dépendantes des paramètres du comportement à identifier [70].

Une méthode est proposée pour construire des champs virtuels par morceaux, elle consiste à faire appel à des champs indépendants, judicieusement choisis afin de faire apparaître les paramètres à identifier dans le système d'équations découlant de l'équation (4.6) [68-71]. Grédiac et al. [69] ont introduit une précaution supplémentaire pour le choix de ce champ virtuel. Avril et al. [54] ont étudié d'une façon approfondie la sensibilité de la méthode. Les travaux de Chalal et al. [56,57] présentent l'extension de la méthode des champs virtuels à un comportement élastique endommageable. Seul l'endommagement en cisaillement est considéré. Dans le travail de Chalal [56,57], l'identification a été réalisée sur un essai hétérogène de type Iosipescu. La mesure de champ sur ce type d'essais permet d'identifier dans un premier temps, les quatre modules du comportement élastique, et à chaque pas de chargement la variable d'endommagement locale qui affecte le module de cisaillement. La méthode des champs virtuels non linéaires a été appliquée par Grédiac et al. [68-70] au comportement élastoplastique avec écrouissage isotrope linéaire de type Prandtl-Reuss. L'identification se fait à partir des données simulées numériquement sur une géométrie complexe utilisée dans les travaux de Meuwissen [95-96]. Dans ce travail, les modules élastiques sont considérés connus. Seuls les paramètres plastiques sont à identifier. Dans la même problématique, Panier [97] a appliqué cette méthode avec des données expérimentales. Le modèle d'écrouissage retenu dans ce travail est l'écrouissage isotrope non linéaire selon le modèle de Voce.

Dans notre travail de thèse, la méthode de type gradient proposé par Levenberg et Marquardt [65,86] basé sur l'algorithme de Gauss Newton est appliquée pour la résolution du problème inverse. L'utilisation de cette méthode est limitée par les instabilités caractérisant les problèmes mal conditionnés. Pour cela, plusieurs méthodes de stabilisation sont proposées dans la littérature. Toutes ces méthodes ont pour but de borner la zone admissible de recherche de jeux optimaux de paramètres.

Les méthodes à région de confiance généralisent la notion de méthodes à direction de descente. Dans ces méthodes, la recherche du jeu de paramètres optimal est limitée à une hypersphère au delà de laquelle la non-linéarité de la fonction objectif devient trop importante. La méthode de Levenberg-Marquardt peut être vue comme un cas particulier de méthode de région de confiance. Une autre approche est celle des statisticiens, qui stabilisent souvent le problème d'identification de paramètres en ajoutant de l'information a priori sur les paramètres. Augmenter la quantité d'informations a pour conséquence d'améliorer le conditionnement du problème d'identification de paramètres et donc de limiter les problèmes d'instabilité.

### IV.3 Identification des paramètres du modèle d'endommagement proposé

L'algorithme retenu pour la résolution des problèmes inverse traités dans le cadre de ce travail de thèse est l'algorithme de Levenberg-Marquardt. Deux stratégies d'identification des paramètres du modèle ont été mises en place. Nous présentons dans un premier temps le cadre général de l'identification par méthode inverse pour les deux stratégies d'identification.

#### IV.3.1. Démarche de résolution du problème inverse

Dans ce paragraphe, la démarche de résolution du problème inverse est présentée. Les étapes nécessaires sont :

- la construction d'une base expérimentale pertinente avec une condition de sensibilité des données expérimentales observables aux paramètres que l'on cherche à identifier ;
- la définition d'une fonction *objectif* ;
- le choix de l'algorithme d'optimisation
- le calcul de la matrice de sensibilité ;
- le choix du critère d'arrêt.

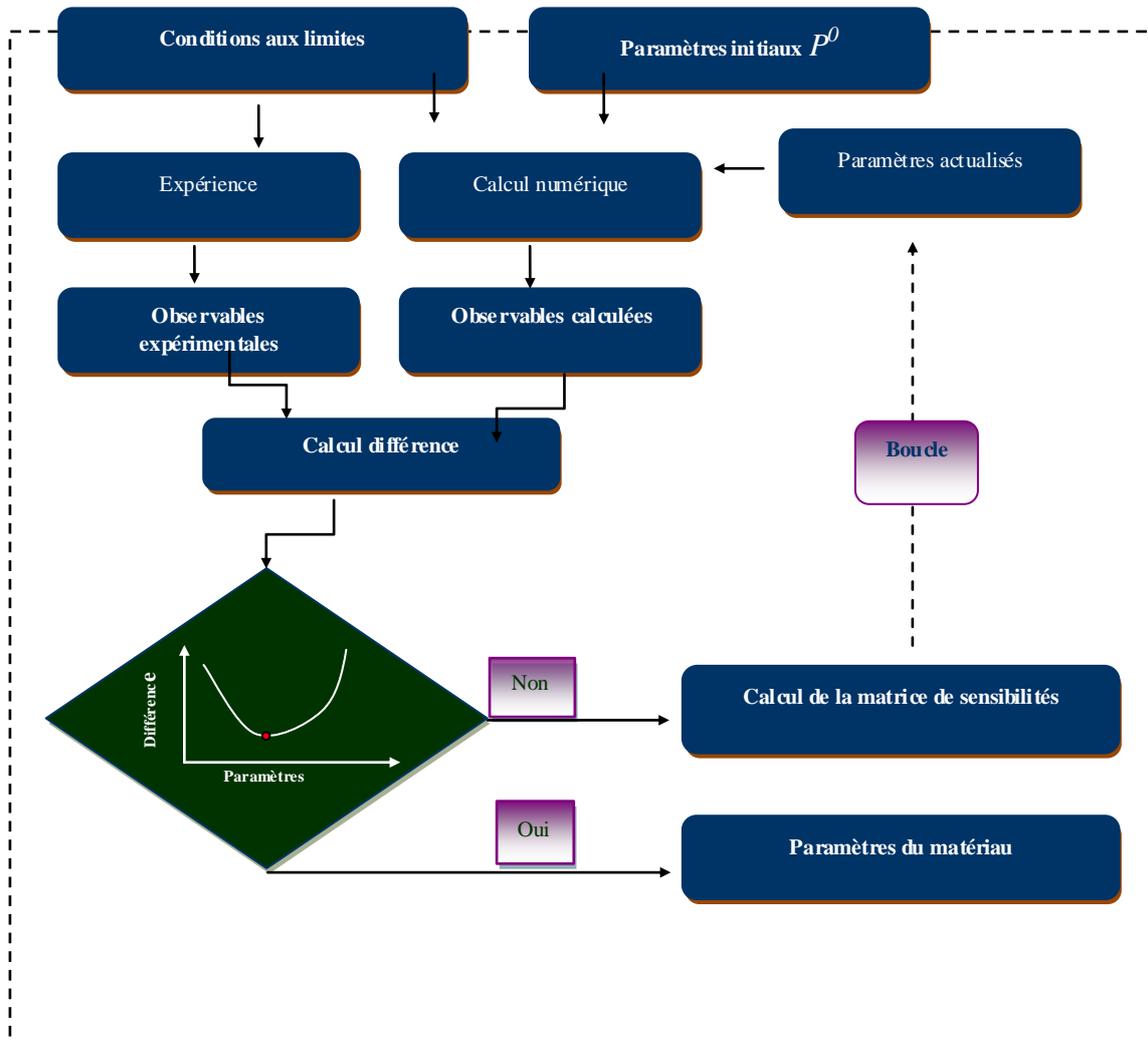


Figure. IV.1. Méthodes d'identification de type gradient

Concrètement, le déroulement de l'algorithme est le suivant : une première estimation des paramètres (paramètre initiaux) est faite. Un premier calcul par simulation numérique est alors réalisé. Les résultats de la simulation sont comparés aux données de la base de référence. Un nouveau jeu de paramètre est ensuite déterminé par l'utilisation d'un algorithme de minimisation. Une nouvelle simulation est réalisée et les résultats seront de nouveau comparés à la référence, etc... Ce cycle se poursuit jusqu'à s'être approché de manière satisfaisante de la courbe de référence. La figure IV.1 décrit le déroulement de l'algorithme.

### IV.3.2. Fonction objectif

Cette fonction décrit les écarts relatifs, en chaque point de mesure, entre la valeur expérimentale et la valeur simulée. En règle générale, on pourra toujours l'écrire sous la forme :

$$F(p) = \frac{1}{2} \sum_{i=1}^m \beta_i \left[ M_i^{\text{exp}} - M_i^{\text{num}}(P) \right]^2 \quad (4.6)$$

où les termes  $\beta_i$  sont des coefficients de pondération,  $M_i^{\text{exp}}$  désignent les observables expérimentales utilisés pour l'identification (déformation, effort, température ...),  $M_i^{\text{num}}(P)$  désignent les valeurs calculées numériquement par le modèle dont on cherche à identifier les paramètres,  $P$  est le vecteur des paramètres à identifier et  $m$  indique le nombre de points de mesure.

Quelle que soit la fonction  $F$  choisie, elle doit toujours respecter les conditions suivantes :

- $F$  doit être positive :  $F \geq 0$  (cela suppose que  $\beta_i > 0$ )
- $F = 0$  si et seulement si  $M_i^{\text{num}} = M_i^{\text{exp}}$

### IV.3.3. Algorithmes d'optimisation - Estimation de l'itéré ( $\Delta P_K$ )

La minimisation de la fonction objectif revient à trouver un vecteur de paramètres  $P^*$  tel que  $\nabla F(P^*) = 0$ . Cette résolution s'effectue de façon itérative, on calcule à chaque itération un incrément  $\Delta P_K$  :

$$P_{K+1} = P_K + \Delta P_K \quad (4.7)$$

L'estimation de  $\Delta P_K$  peut être faite de différentes manières, parmi lesquelles on peut citer la méthode du gradient conjugué et les méthodes de type Newton ou Newton-Raphson. Le lecteur intéressé peut se référer à la thèse de Moreau [104] pour les différentes méthodes d'estimation de  $\Delta P_K$ .

#### a. Méthode de Gauss-Newton

La méthode de Gauss Newton repose sur le développement en séries de Taylor du gradient de la fonction objectif :

$$\frac{dF}{dp}(p + \Delta p) = \frac{dF}{dp}(p) + \Delta p \cdot \frac{d^2 F}{dp^2}(p) + o(\Delta p^2) \quad (4.8)$$

Pour que la fonction coût présente un extremum, il faut que :

$$\frac{dF}{dp}(p + \Delta p) = 0 \quad (4.9)$$

Ainsi, une approximation de la variation  $\Delta p$  qu'il est nécessaire d'appliquer au vecteur paramétrique  $p$  est obtenue par résolution du système linéaire suivant :

$$\begin{cases} A \cdot \Delta p + B = 0 \\ A = \frac{d^2 F}{dp^2}(p) : \text{Hessien de } (F) \\ B = \frac{dF}{dp}(p) : \text{Gradient de } (F) \end{cases} \quad (4.10)$$

A partir de l'équation 4.8, on obtient pour les matrices A (également appelé Hessien de  $F$ ) et B (gradient de  $F$ ) les expressions suivantes :

$$A_{ij} = \frac{d^2 F}{dp_i dp_j}(p) = 2 \sum_{k=1}^m \beta_k (M_k^{num} - M_k^{exp}) \frac{d^2 M_k^{num}}{dp_i dp_j} + 2 \sum_{k=1}^m \beta_k \frac{dM_k^{num}}{dp_i} S_{kj} \quad (4.11)$$

$$B_i = \frac{dF}{dp_i} = 2 \sum_{k=1}^m \beta_k (M_k^{num} - M_k^{exp}) S_{ki} \quad (4.12)$$

Par la suite, on note  $S_{ij}$  la matrice de sensibilité. Elle est également appelée matrice Jacobienne dont les composantes traduisent la sensibilité des variables observables par rapport aux paramètres d'identification. Les composantes de  $S$  s'expriment par :

$$S_{ij} = \frac{dM_i^{num}}{dp_j} \quad (4.13)$$

La méthode de Gauss-Newton propose de négliger les dérivées d'ordre deux des observables calculées par le modèle direct. On obtient alors pour A :

$$A_{ij} \approx 2 \sum_{k=1}^m \beta_k \frac{dM_k^{num}}{dp_i} S_{kj} \quad (4.14)$$

Le calcul de S permet donc de résoudre une équation linéaire (4.10) permettant d'estimer  $\Delta P$ . Celle-ci peut s'écrire de la manière suivante, en fonction de la matrice de sensibilité :

$$\Delta p = [S^T W S]^{-1} [S^T W] \Delta M \quad (4.15)$$

où la matrice de pondération  $W$  est une matrice diagonale dont les composantes sont données par :

$$W_{ii} = \beta_i \quad (4.16)$$

et  $\Delta M$  est le vecteur déviation exprimé par :

$$\Delta M_i = (M_i^{num} - M_i^{exp}) \quad (4.17)$$

L'approximation réalisée pour le calcul de  $A$  devient de plus en plus précise lorsqu'on se rapproche de la solution et que la fonction coût tend vers zéro. Cependant, il peut arriver que la matrice  $A$  possède des valeurs propres nulles. Auquel cas la convergence n'est pas assurée (la matrice devient non inversible). Ceci est dû au fait qu'un ou plusieurs paramètres peuvent ne pas avoir d'influence directe sur la grandeur observée. Ainsi, il sera nécessaire de redéfinir le problème, soit en choisissant d'autres paramètres (c'est-à-dire, définir un nouveau modèle conduisant au calcul de  $M_i^{num}$ ), ou bien en choisissant une autre variable observable.

### b. Détermination de la matrice de sensibilité

Comme nous venons de le voir, le calcul de la matrice de sensibilité est indispensable à la résolution du problème inverse. Cette matrice exprime la sensibilité de la grandeur mesurée à une variation des paramètres d'identification.

Cette matrice calculée à chaque itération peut être évaluée principalement de deux manières : une méthode analytique et une méthode basée sur les différences finies. On peut encore mentionner la méthode semi-analytique et celle de l'état adjoint [95, 99].

La méthode analytique est très répandue dans le cas où l'on connaît les relations explicite ou partiellement explicites entre les grandeurs observables et les paramètres à identifier. Les termes de la matrice de sensibilité sont obtenus analytiquement. Il est alors nécessaire de construire un modèle où les observables s'expriment de façon explicite en fonction des paramètres à identifier. Cette approche apparaît alors mal adaptée à des lois incrémentales. Cependant, son utilisation, si elle est possible, permet un gain considérable en temps de calcul [99].

La méthode des différences finies est relativement simple à mettre en œuvre. Elle consiste à perturber l'un après l'autre chaque paramètre et à calculer à chaque fois la réponse du système. La matrice de sensibilité peut alors être construite sur la base du schéma aux différences finies.

$$S_{ij} = \frac{dM_i^{num}}{dp_j} \approx \frac{M_i^{num}(p + \delta p) - M_i^{num}(p)}{\delta p_j} \quad (4.18)$$

où  $\delta p_j$  est la perturbation du paramètre  $p_j$ .

A titre d'illustration, si l'on considère un problème avec 2 paramètres à identifier à partir de  $m$  mesures,  $S_{ij}$  s'écrit :

$$S = \begin{pmatrix} \frac{M_1^{num}(p_1 + \delta p_1, p_2) - M_1^{num}(p_1, p_2)}{\delta p_1} & \frac{M_1^{num}(p_1, p_2 + \delta p_2) - M_1^{num}(p_1, p_2)}{\delta p_2} \\ \frac{M_2^{num}(p_1 + \delta p_1, p_2) - M_2^{num}(p_1, p_2)}{\delta p_1} & \frac{M_2^{num}(p_1, p_2 + \delta p_2) - M_2^{num}(p_1, p_2)}{\delta p_2} \\ \vdots & \vdots \\ \frac{M_m^{num}(p_1 + \delta p_1, p_2) - M_m^{num}(p_1, p_2)}{\delta p_1} & \frac{M_m^{num}(p_1, p_2 + \delta p_2) - M_m^{num}(p_1, p_2)}{\delta p_2} \end{pmatrix} \quad (4.19)$$

Mathématiquement, la précision de ce calcul différentiel augmente lorsque  $\delta p_i$  tend vers 0. Il faudra donc choisir des paramètres de perturbation aussi petits que possibles. Il est d'usage de travailler avec une valeur de  $\delta p_i$  vérifiant [86] :

$$10^{-5} |p_i| \leq \delta p_i \leq 10^{-2} |p_i| \quad (4.20)$$

En effet, cette méthode s'implante avec très peu de modifications quelle que soit la loi de comportement étudiée. La méthode analytique, au contraire, dont la mise en œuvre repose directement sur la loi de comportement nécessite d'adapter, pour chaque problème étudié, la formulation permettant le calcul de  $S_{ij}$ .

### c. Techniques de régularisation de problèmes mal conditionnés

Comme nous l'évoquions précédemment, l'algorithme de Gauss-Newton peut présenter des difficultés de convergence. Outre les critères de recherche linéaire, il est possible d'appliquer des algorithmes de stabilisation, encore appelés algorithmes de régularisation, dont le principe est de limiter la zone de recherche des paramètres. Ils intègrent en quelque sorte le critère de recherche linéaire, car ils proposent à la fois une direction de descente et une longueur de pas [86, 99].

Un de ces algorithmes est celui de Levenberg-Marquardt [65, 86]. Il reprend celui de Gauss-Newton, à la différence qu'il intègre un paramètre de régularisation noté  $\mu$  qui, en variant, va influencer sur la convergence de l'algorithme. Le système linéaire à résoudre est alors (équation 4.10) :

$$\begin{cases} (H + \mu I)\Delta p = -\nabla F \\ H = \nabla^2 F \end{cases} \quad (4.21)$$

$G = \nabla F$  est le vecteur Gradient de  $F$

$H = \nabla^2 F$  est la matrice Hessienne de  $F$

$I$  est la matrice identité.

Par conséquent, lorsque  $\mu I$  sera grand devant  $H$ , l'équation prendra la forme :

$$\mu \Delta p \approx -\nabla F \quad (4.22)$$

et on s'approchera alors d'une méthode de type gradient, réputée converger rapidement lorsqu'on est loin de la solution. Lorsque  $\mu I$  est négligeable devant  $H$ , on aura :

$$H \Delta p \approx -\nabla F \quad (4.23)$$

ce qui correspond à une méthode de Newton dont la convergence est relativement rapide aux alentours de la solution.

La valeur initiale de  $\mu$  est alors choisi suffisamment grande. Puis, à mesure que la solution est approchée, la valeur de  $\mu$  change. Dans la pratique, lors de l'itération  $k$ , la fonction coût  $F_{k+1}$  est calculée. Si  $F_{k+1} < F_k$ , la valeur du coefficient de Levenberg-Marquardt à l'itération  $k+1$  est donnée par :

$$\mu_{k+1} = 0,1 \cdot \mu_k \quad (4.24)$$

En revanche, si la fonction coût augmente entre l'itération  $k$  et  $k+1$  une nouvelle évaluation de la fonction coût  $F_{k+1}$  est obtenue après avoir ajusté le paramètre  $\mu$  à l'itération  $k$  :

$$\mu_{k+1} = 10 \cdot \mu_k \quad (4.25)$$

#### d. Critères d'arrêt

L'algorithme d'identification est stoppé lorsqu'une des deux conditions suivantes est vérifiée :

- La fonction coût passe sous un certain seuil déterminé au préalable. Pour établir ce seuil, on peut se fixer un certain écart toléré entre les paramètres réels et ceux calculés.
- La fonction coût n'évolue plus assez. On parle alors de condition de stationnarité ou de stagnation. Lorsque la différence entre les fonctions coût d'une itération à l'autre est trop faible, sans que le seuil soit atteint pour autant. On peut conclure que l'on atteint éventuellement un minimum local. Elle peut aussi être exprimée en fonction des paramètres, en considérant que  $\|\Delta p_k\|$  tend vers 0.

## IV.4 Application au modèle

Deux stratégies ont été développées pour identifier les douze paramètres du modèle. Elles sont construites sur la base de l'algorithme de Levenberg-Marquardt.

La première stratégie permet d'identifier les huit paramètres ( $\alpha_{LL}$ ,  $\beta_{LL}$ ,  $\lambda_{LL}$ ,  $\delta_{LL}$ ,  $\alpha_{TT}$ ,  $\beta_{TT}$ ,  $\lambda_{TT}$ ,  $\delta_{TT}$ ) dans les deux directions longitudinale (L) et transversale (T). La fonction objectif est construite pour minimiser l'écart entre l'endommagement calculé à partir des résultats expérimentaux et l'endommagement calculé avec le modèle développé.

Il est difficile de réaliser un essai de torsion ou de cisaillement sur des plaques. Une procédure d'identification purement numérique des paramètres est alors mise en place pour évaluer les 4 paramètres  $\alpha_{LT}$ ,  $\beta_{LT}$ ,  $\lambda_{LT}$ ,  $\delta_{LT}$ . Un essai de fatigue en traction cyclique à déplacement imposé sur une éprouvette de géométrie complexe est modélisé. Sur le plan de cette éprouvette, on observe trois champs de déformations hétérogènes  $\varepsilon_{LL}$ ,  $\varepsilon_{TT}$ ,  $\varepsilon_{LT}$ . Un espace artificiel de données expérimentales est obtenu, cet espace permettra de tester la validité et la stabilité de la deuxième stratégie. Il s'agit de minimiser une fonction *objectif* définie comme la somme de deux fonctions. La première représente l'écart entre les déformations de référence et les déformations numériques calculées avec les paramètres à identifier. La seconde fonction est représentative des efforts à la frontière.

Cette deuxième stratégie est formulée aussi pour identifier les 12 paramètres du modèle en utilisant un nombre réduit d'essais. Elle est développée pour faciliter la mise en place de la procédure expérimentale.

#### IV.4.1. Identification à partir des essais homogènes de fatigue réalisés dans les directions L et T

L'algorithme d'identification est appliqué pour les essais de fatigue présentés dans le chapitre II. Il s'agit d'identifier les paramètres quatre par quatre. Les paramètres  $\alpha_{LL}, \beta_{LL}, \lambda_{LL}, \delta_{LL}$  sont identifiés à partir des résultats des essais de fatigue réalisés dans la direction longitudinale et les paramètres  $\alpha_{TT}, \beta_{TT}, \lambda_{TT}, \delta_{TT}$  sont identifiés à partir des résultats des essais de fatigue réalisés dans la direction transversale pour les deux matériaux étudiés (PA6-GF30 et PP-GFL40).

La fonction *objectif* à minimiser est construite à partir des écarts entre l'endommagement évalué expérimentalement  $d_i^{exp}$  et l'endommagement calculé numériquement  $d_i^{num}$ . Elle s'obtient à partir de l'équation 4.6 où la grandeur mesurable est l'endommagement et avec

$$\beta_i = \sum_{i=1}^m [d_i^{exp}]^2 :$$

$$F(p) = \frac{1}{2} \frac{\sum_{i=1}^m [d_i^{exp} - d_i^{num}]^2}{\sum_{i=1}^m [d_i^{exp}]^2} \quad (4.26)$$

$d_i^{exp}$  est l'endommagement déterminé expérimentalement pour chaque cycle  $i$ ,  $d_i^{num}$  est l'endommagement calculé numériquement pour le même cycle  $i$ ,  $m$  est le nombre de mesures, il correspond au nombre de cycles choisis pour déterminer expérimentalement et numériquement à chaque cycle  $N_i$  une valeur  $d_i^{exp}$  et une valeur  $d_i^{num}$ .

Les cycles constituant le vecteur  $m$  sont choisis de telle sorte à décrire la première et la deuxième phase de l'endommagement.

Nous avons vu au chapitre II que les résultats expérimentaux montrent une évolution de l'endommagement en deux phases pour le PA6-GF30. Le nombre de points de mesure utilisés pour identifier les paramètres est choisi afin de décrire les deux phases. Précisons que nous choisissons autant de point que la 1<sup>ère</sup> et la 2<sup>e</sup> phase. L'endommagement dans la direction longitudinale et l'endommagement dans la direction transversale, pour un cycle  $N_i$ , sont obtenus par intégration des équations du modèle traduisant les cinétiques d'endommagements dans les deux directions (L ou T). Elles sont données par :

$$\begin{aligned} \dot{d}_{LL} &= \frac{\partial d_{LL}}{\partial N} = \frac{\alpha_{LL} \beta_{LL}}{1 + \beta_{LL}} Y_{LL}^{\beta_{LL}-1} + \lambda_{LL} Y_{LL} \exp^{-\delta_{LL} N} \\ \dot{d}_{TT} &= \frac{\partial d_{TT}}{\partial N} = \frac{\alpha_{TT} \beta_{TT}}{1 + \beta_{TT}} Y_{TT}^{\beta_{TT}-1} + \lambda_{TT} Y_{TT} \exp^{-\delta_{TT} N} \end{aligned} \quad (4.27)$$

L'endommagement numérique est calculé par  $d_i^{num} = \int \dot{d} \cdot \partial N$ . Ce calcul intégral est valide puisque l'essai est homogène et piloté à déformation imposée ( $Y_{LL} = cte$ ,  $Y_{TT} = cte$ ). Il est donc possible d'intégrer directement les équations 4.27. On obtient pour un nombre de cycle  $N_i$ :

$$\begin{aligned} d_{i,LL}^{num} &= \frac{\alpha_{LL}\beta_{LL}}{1+\beta_{LL}} Y_{LL}^{\beta_{LL}-1} N_i - \frac{\lambda_{LL}}{\delta_{LL}} Y_{LL} \exp^{-\delta_{LL}N_i} \\ d_{i,TT}^{num} &= \frac{\alpha_{TT}\beta_{TT}}{1+\beta_{TT}} Y_{TT}^{\beta_{TT}-1} N_i - \frac{\lambda_{TT}}{\delta_{TT}} Y_{TT} \exp^{-\delta_{TT}N_i} \end{aligned} \quad (4.28)$$

La résolution du système linéaire (4.10) repose alors entièrement sur la détermination des différentes composantes de la matrice  $S$ , c'est-à-dire sur le calcul des dérivées de l'endommagement par rapport à chacun des paramètres à identifier. Elle permet en effet de déterminer à la fois le gradient  $B$  et la matrice  $A$  du système linéaire à résoudre. Les matrices de sensibilités  $S_{(m,4)}^{LL}$  et  $S_{(m,4)}^{TT}$  dans ce cas s'écrivent :

$$\begin{aligned} S_{m,4}^{LL} &= \begin{pmatrix} \frac{\partial d_{1,LL}^{num}}{\partial \alpha_{LL}} & \frac{\partial d_{1,LL}^{num}}{\partial \beta_{LL}} & \frac{\partial d_{1,LL}^{num}}{\partial \lambda_{LL}} & \frac{\partial d_{1,LL}^{num}}{\partial \delta_{LL}} \\ \vdots & \vdots & \vdots & \vdots \\ \frac{\partial d_{i,LL}^{num}}{\partial \alpha_{LL}} & \frac{\partial d_{i,LL}^{num}}{\partial \beta_{LL}} & \frac{\partial d_{i,LL}^{num}}{\partial \lambda_{LL}} & \frac{\partial d_{i,LL}^{num}}{\partial \delta_{LL}} \\ \vdots & \vdots & \vdots & \vdots \\ \vdots & \vdots & \vdots & \vdots \\ \frac{\partial d_{m,LL}^{num}}{\partial \alpha_{LL}} & \frac{\partial d_{m,LL}^{num}}{\partial \beta_{LL}} & \frac{\partial d_{m,LL}^{num}}{\partial \lambda_{LL}} & \frac{\partial d_{m,LL}^{num}}{\partial \delta_{LL}} \end{pmatrix} \\ S_{(m,4)}^{TT} &= \begin{pmatrix} \frac{\partial d_{1,TT}^{num}}{\partial \alpha_{TT}} & \frac{\partial d_{1,TT}^{num}}{\partial \beta_{TT}} & \frac{\partial d_{1,TT}^{num}}{\partial \lambda_{TT}} & \frac{\partial d_{1,TT}^{num}}{\partial \delta_{TT}} \\ \vdots & \vdots & \vdots & \vdots \\ \frac{\partial d_{i,TT}^{num}}{\partial \alpha_{TT}} & \frac{\partial d_{i,TT}^{num}}{\partial \beta_{TT}} & \frac{\partial d_{i,TT}^{num}}{\partial \lambda_{TT}} & \frac{\partial d_{i,TT}^{num}}{\partial \delta_{TT}} \\ \vdots & \vdots & \vdots & \vdots \\ \vdots & \vdots & \vdots & \vdots \\ \frac{\partial d_{m,TT}^{num}}{\partial \alpha_{TT}} & \frac{\partial d_{m,TT}^{num}}{\partial \beta_{TT}} & \frac{\partial d_{m,TT}^{num}}{\partial \lambda_{TT}} & \frac{\partial d_{m,TT}^{num}}{\partial \delta_{TT}} \end{pmatrix} \end{aligned} \quad (4.29)$$

Les matrices de sensibilités sont écrites dans les deux directions (L et T), le nombre de points  $m$  choisi dans cette étude est  $m=100$ . Nous choisissons 50 points pour décrire la première phase d'endommagement et 50 points pour décrire la deuxième phase d'endommagement.

## IV.4.2. Choix des courbes expérimentales et identifiabilité des paramètres

Nous disposons, pour chaque matériau, d'une base expérimentale obtenue pour les niveaux de déformations 20%, 30%, 35%, 40% et 45% de la déformation à rupture (voir chapitre 2).

Dans un premier temps, l'identification des paramètres a été réalisée en exploitant les trois niveaux 20%, 30% et 40%. Dans le but d'identifier les données qui permettent la meilleure identifiabilité des paramètres, nous avons procédé à l'identification des paramètres à partir :

- de deux niveaux intermédiaires (30% et 40% de la déformation à rupture),
- de trois niveaux faibles (20% et 30% de la déformation à rupture),
- d'un niveau faible et un niveau élevé (20% et 40% de la déformation à rupture).

Après avoir déterminé la meilleure base de données expérimentale en termes d'identifiabilité, la validation expérimentale du modèle sera réalisée sur la base des autres courbes d'évolution de l'endommagement.

### IV.4.2.1 Identification à partir des essais réalisés à 30% et 40%

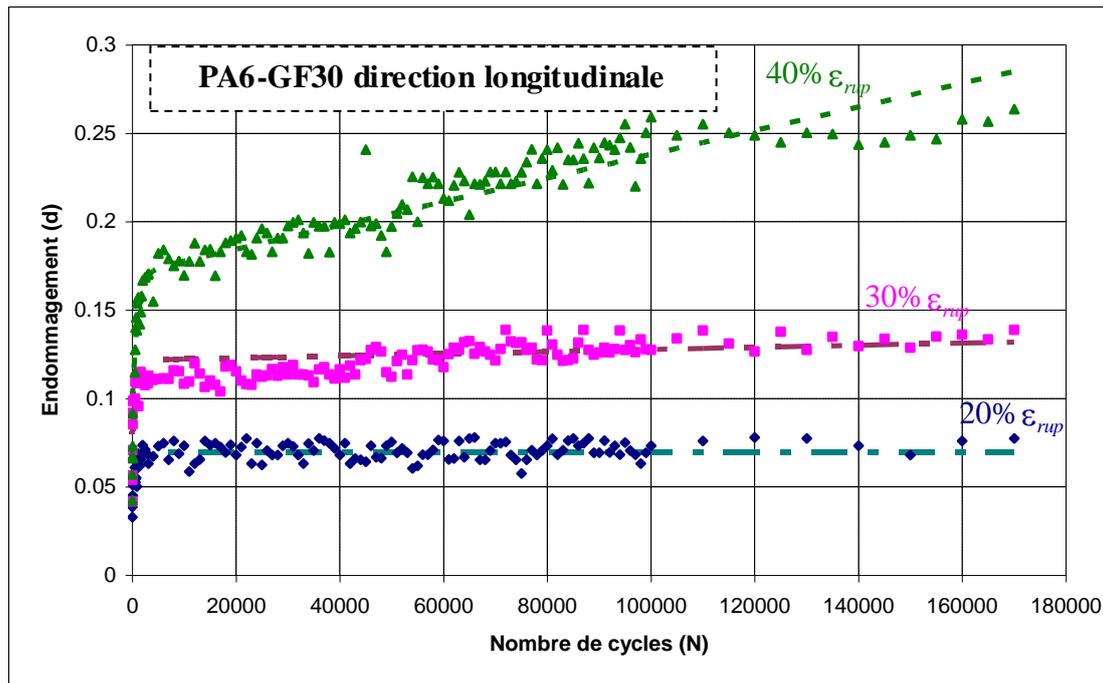
En se basant sur les deux essais à déplacement imposés équivalents à 30% et 40% de la déformation à rupture et à partir de deux jeux de paramètres initiaux, les paramètres identifiés sont identiques. Le résultat est présenté dans le tableau :

**Tableau IV.1.** Résultats d'identification à partir des essais cycliques réalisés à déplacement imposés équivalents à 30% et 40% de la déformation à rupture et à partir de deux jeux de paramètres initiaux pour le PA6-GF30 dans la direction longitudinale.

	(8 itérations)		(13 itérations)	
	Valeurs initiales	Valeurs identifiées	Valeurs initiales	Valeurs identifiées
$\alpha_{LL}$	$1 \cdot 10^{-5}$	$1,8473 \cdot 10^{-7}$	$1 \cdot 10^{-5}$	$1,8473 \cdot 10^{-7}$
$\beta_{LL}$	1	5,5206	$1 \cdot 10^{-2}$	5,5205
$\lambda_{LL}$	$1 \cdot 10^{-4}$	$4,9484 \cdot 10^{-5}$	$1 \cdot 10^{-2}$	$4,9487 \cdot 10^{-5}$
$\delta_{LL}$	$1 \cdot 10^{-3}$	$9,6111 \cdot 10^{-4}$	$1 \cdot 10^{-1}$	$9,6117 \cdot 10^{-4}$
Fonction coût	0,0047		0,0047	

Le critère d'arrêt est atteint lorsque la fonction coût atteint une valeur de 0,0047 et la condition de stationnarité est vérifiée ( $\Delta P$  tend vers 0). Le nombre d'itérations pour déterminer les paramètres avec le deuxième jeu est supérieure au nombre d'itérations correspondant au premier jeu de paramètres. Cela est dû aux valeurs initiales du deuxième jeu qui sont relativement éloignées de la solution trouvées. Cependant quelque soit les valeurs choisies l'algorithme converge vers un minimum global assurant ainsi l'unicité de la solution à partir de la même base de données expérimentales.

Les paramètres identifiés sont implémentés dans le modèle pour simuler l'endommagement pour les trois niveaux de déformation choisis (20%, 30%, 40%). Les résultats numériques corréllent avec les résultats expérimentaux (figure IV. 2). Le troisième niveau (20%) est utilisé pour valider les paramètres identifiés.



**Figure. IV.2.** Comparaison de l'évolution de l'endommagement pour les trois essais cycliques à déplacements imposés équivalents à 20%, 30% et 40% de la déformation à rupture et simulation avec les paramètres identifiés à partir des courbes expérimentales à (30% et 40%).

#### IV.4.2.2 Identification à partir de 20% et 30%

La même procédure d'identification est utilisée à partir des essais réalisés à déplacement imposé équivalent à 20% et 30% de la déformation à rupture.

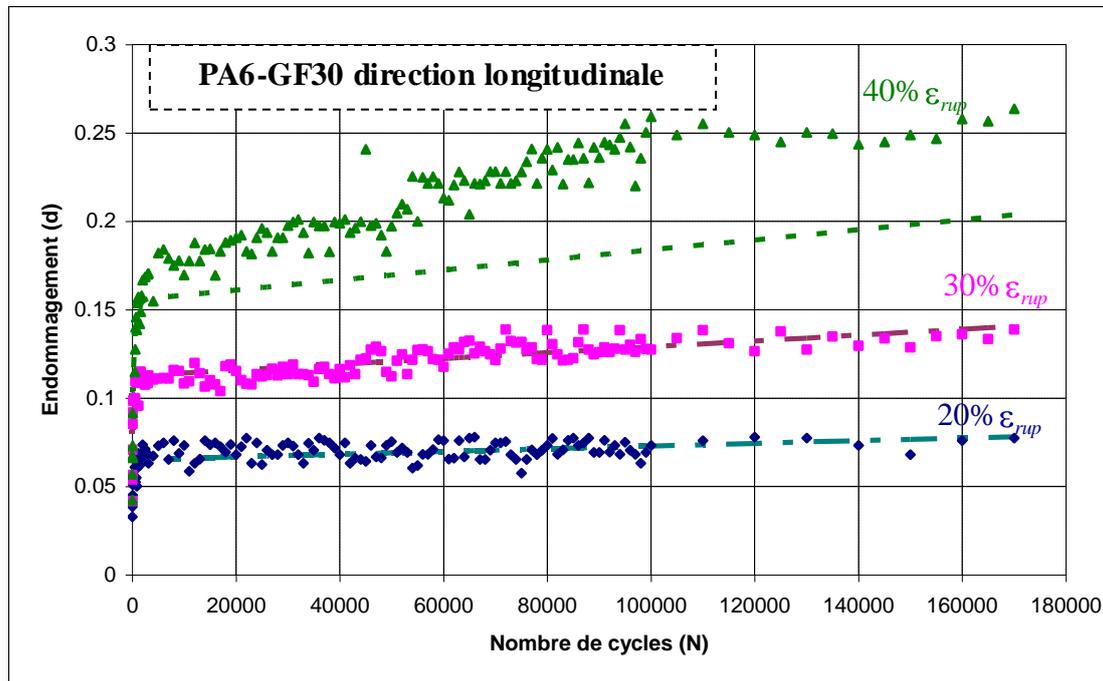
**Tableau IV.2.** Résultats d'identification à partir des essais réalisés à déplacement cycliques équivalents à 20% et 30% de la déformation à rupture et à partir de deux jeux de paramètres initiaux différents pour le PA6-GF30 dans la direction longitudinale.

	(4 itérations)		(12 itérations)	
	Valeurs initiales	Valeurs identifiées	Valeurs initiales	Valeurs identifiées
$\alpha_{LL}$	$1 \cdot 10^{-5}$	$3,06110 \cdot 10^{-7}$	$1 \cdot 10^{-3}$	$3,06119 \cdot 10^{-7}$
$\beta_{LL}$	1	2,019977	$1 \cdot 10^{-2}$	2,01997
$\lambda_{LL}$	$1 \cdot 10^{-4}$	$7,39045 \cdot 10^{-5}$	$1 \cdot 10^{-2}$	$7,39208 \cdot 10^{-5}$
$\delta_{LL}$	$1 \cdot 10^{-3}$	$18,38792 \cdot 10^{-4}$	$1 \cdot 10^{-1}$	$18,392310^{-4}$
Fonction coût	0,0042		0,0042	

Les paramètres identifiés présentés dans le tableau IV.2, à partir de deux jeux de paramètres initiaux sont identiques, mais ils sont différents des paramètres identifiés à partir des essais à 30% et 40%. dans le paragraphe précédent. Cette différence est due au choix des niveaux utilisés. Les deux niveaux sont relativement faibles et différents des niveaux choisis dans le paragraphe précédent.

Les courbes d'endommagement obtenues numériquement pour les trois niveaux de déformations choisis avec les paramètres identifiés sont présentées par la figure IV.3. Les résultats numériques obtenus pour les niveaux 20% et 30% de la déformation à rupture

corrèlent avec les résultats expérimentaux. La courbe d'endommagement obtenue pour une déformation égale à 40% de la déformation à rupture est décalée par rapport au résultat expérimental. Les deux niveaux utilisés pour identifier les paramètres ne sont pas validés.



**Figure. IV.3.** Comparaison de l'évolution de l'endommagement pour les trois essais cycliques à déplacements imposés équivalents à 20%, 30% et 40% de la déformation à rupture et simulation avec les paramètres identifiés à partir des courbes expérimentales à (20% et 30%).

#### IV.4.2.3 Identification à partir de 20% et 40%

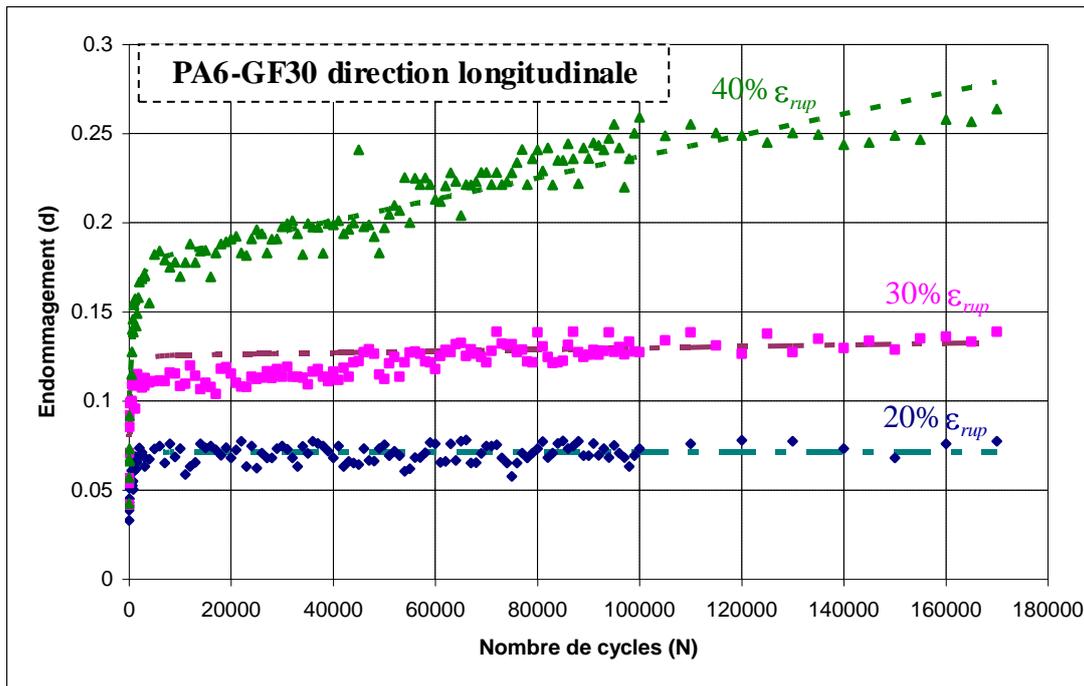
Deux autres niveaux (20% et 40%) sont utilisés pour identifier les paramètres du modèle. Les résultats sont présentés dans le tableau IV.3. Les paramètres trouvés sont proches des paramètres identifiés à partir des niveaux (30% et 40%).

**Tableau IV.3.** Résultats d'identification à partir des essais cycliques réalisés à déplacement équivalents à 20% et 40% de la déformation à rupture et à partir de deux jeux de paramètres initiaux différents pour le PA6-GF30 dans la direction direction longitudinale.

	(5 itérations)		(11 itérations)	
	Valeurs initiales	Valeurs identifiées	Valeurs initiales	Valeurs identifiées
$\alpha_{LL}$	$1 \cdot 10^{-5}$	$1,79414 \cdot 10^{-7}$	$1 \cdot 10^{-3}$	$1,74347 \cdot 10^{-7}$
$\beta_{LL}$	1	5,206138	$1 \cdot 10^{-2}$	5,60545
$\lambda_{LL}$	$1 \cdot 10^{-4}$	$4,50192 \cdot 10^{-5}$	$1 \cdot 10^{-2}$	$4,50192 \cdot 10^{-5}$
$\delta_{LL}$	$1 \cdot 10^{-3}$	$8,05192 \cdot 10^{-4}$	$1 \cdot 10^{-1}$	$8,05193 \cdot 10^{-4}$
Fonctions coût	0,0044		0,0043	

Les courbes de simulation valident les résultats expérimentaux, la figure IV.4 montre que le résultat obtenu à partir des courbes d'endommagement des deux niveaux (20% et 40%) est un

bon résultat. Les paramètres identifiés sont valables pour le PA6-GF30 dans la direction longitudinale.



**Figure. IV.4.** Comparaison de l'évolution de l'endommagement pour les trois essais cycliques à déplacements imposés équivalents à 20%, 30% et 40% de la déformation à rupture et simulation avec les paramètres identifiés à partir des courbes expérimentales à (20% et 40%).

#### IV.4.2.4 Analyse des résultats

Le jeu de paramètres identifié dépend des résultats expérimentaux utilisés : 20%-30%, 20%-40% ou 30%-40%. Il ne dépend pas du jeu de paramètres initiaux. L'identification sur les couples (30%-40%) et (20%-40%) donne des valeurs très proches, signe que la courbe d'endommagement à fort niveau est nécessaire à l'identification des paramètres. Ceci n'est pas surprenant car c'est pour cet essai que les effets sont prépondérants (en termes de taux d'endommagement).

Pour les essais à 20% et 30%, le  $d_{qs}$  joue un rôle important (surtout pour le 20%) car les taux d'endommagement restent relativement limités dès les premiers cycles.

Cependant, pour identifier les paramètres du modèle pour les deux matériaux dans les deux directions longitudinale et transversale, les courbes d'endommagements en fonction du nombre de cycles obtenues à déplacements imposés équivalents à 30% et 45% de la déformation à rupture sont utilisées. Les essais à 20%, 35% et 40% seront utilisés pour la validation expérimentale.

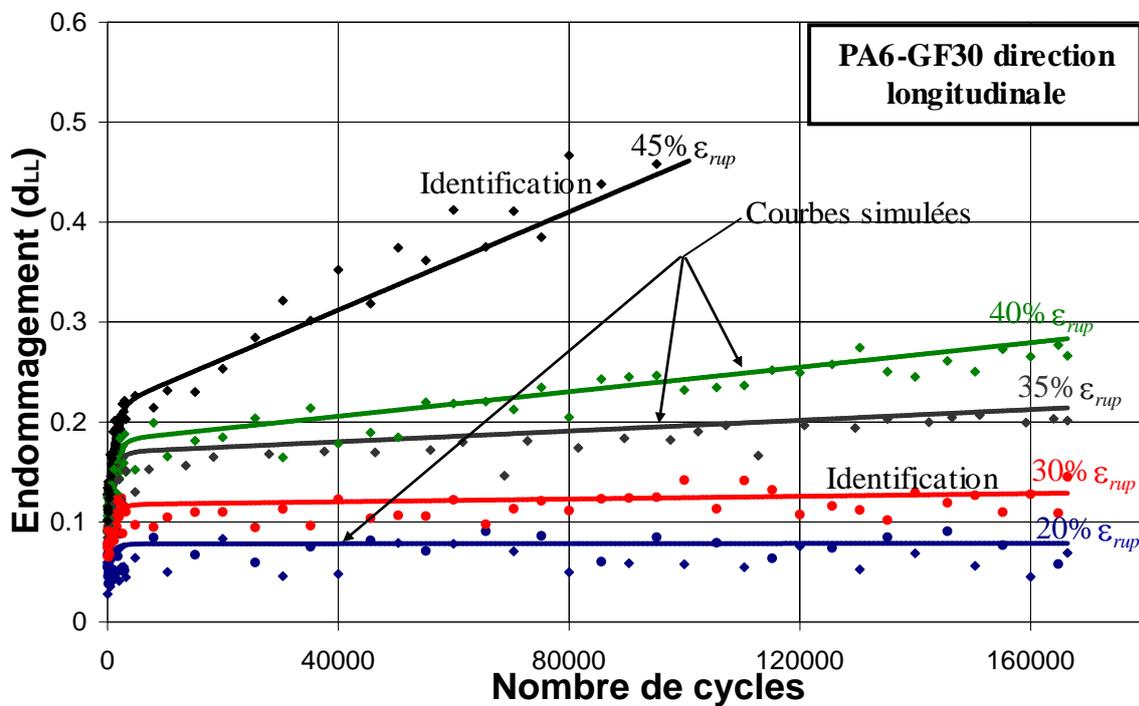
#### IV.4.2.5 Identification des paramètres ( $\alpha_{LL}$ , $\beta_{LL}$ , $\lambda_{LL}$ , $\delta_{LL}$ ) : matériau

##### PA6-GF30 dans la direction longitudinale

Les paramètres sont identifiés à partir des essais à déplacement imposé. Les niveaux utilisés sont 30% et 45% de la déformation à rupture. Les valeurs identifiées sont indépendantes du jeu de paramètres, voir tableau IV.4.

**Tableau IV.4.** Paramètres identifiés à partir des essais de fatigue (30% et 45%) pour le PA6-GF30 direction longitudinale. Deux jeux de paramètres initiaux sont utilisés, les valeurs identifiées sont identiques.

	(6 itérations)		(13 itérations)	
	Valeurs initiales	Valeurs identifiées	Valeurs initiales	Valeurs identifiées
$\alpha_{LL}$	$1 \cdot 10^{-5}$	2,14E-07	$1 \cdot 10^{-3}$	2,15E-07
$\beta_{LL}$	1	5,247E+00	$1 \cdot 10^{-2}$	5,242E+00
$\lambda_{LL}$	$1 \cdot 10^{-4}$	4,130E-05	$1 \cdot 10^{-2}$	4,142E-05
$\delta_{LL}$	$1 \cdot 10^{-3}$	8,333E-04	$1 \cdot 10^{-1}$	8,326E-04
Fonction coût	0,00414		0,00417	



**Figure IV.5.** Comparaison de l'évolution de l'endommagement pour les cinq essais cycliques à déplacements imposés équivalents à 20%, 30%, 35%, 40% et 45% de la déformation à rupture et simulation avec les paramètres identifiés à partir des courbes expérimentales à (30% et 45%) pour le PA6-GF30 (L).

La figure IV.5 montre les résultats des essais de fatigues obtenus expérimentalement et les courbes d'endommagement en fonction du nombre de cycles obtenues numériquement à partir du modèle en utilisant les paramètres identifiés (tableau IV.4).

Une très bonne corrélation entre les courbes d'endommagements expérimentales et simulées. Les paramètres d'endommagement en fatigue du PA6-GF30 dans la direction longitudinale retenues sont :  $\alpha_{LL} = 2,14E-7$ ,  $\beta_{LL} = 5,25$ ,  $\lambda_{LL} = 4,13E-5$  et  $\delta_{LL} = 8,33E-4$ .

#### IV.4.2.6 Identification des paramètres ( $\alpha_{TT}$ , $\beta_{TT}$ , $\lambda_{TT}$ , $\delta_{TT}$ ) : matériau

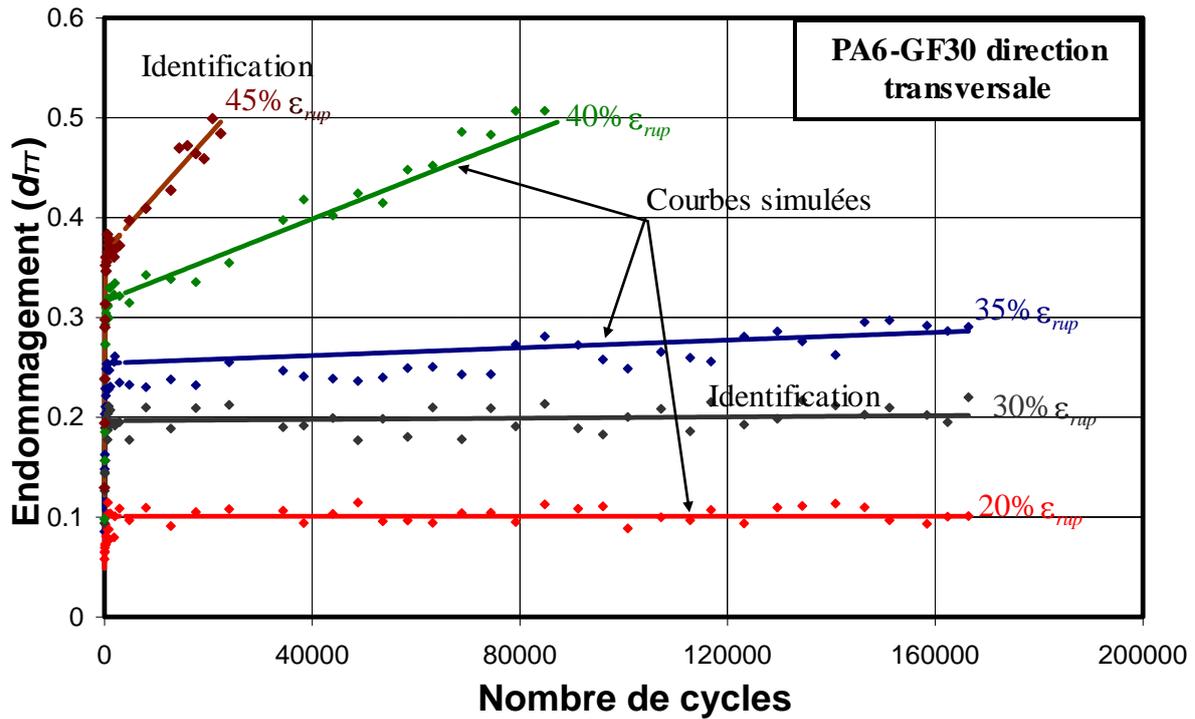
##### PA6-GF30 dans la direction transversale

Les mêmes niveaux de déplacements imposés (30% et 45%) sont utilisés pour identifier les paramètres dans la direction transversale. Ces niveaux ont montré une bonne identifiabilité pour le PA6-GF30 dans la direction longitudinale. Ils présentent un niveau faible et un niveau élevé. Deux jeux de paramètres initiaux ont été utilisés. Le tableau IV.5 montre les résultats de la stratégie d'identification. Les paramètres déterminés sont quasiment identiques en partant des deux jeux.

**Tableau IV.5.** Les paramètres identifiés à partir de deux jeux de paramètres initiaux différents pour le PA6-GF30 direction transversale.

	(5 itérations)		(12 itérations)	
	Valeurs initiales	Valeurs identifiées	Valeurs initiales	Valeurs identifiées
$\alpha_{TT}$	$1 \cdot 10^{-5}$	6,25E-06	$1 \cdot 10^{-3}$	6,22E-06
$\beta_{TT}$	1	7,78E+00	$1 \cdot 10^{-2}$	7,76E+00
$\lambda_{TT}$	$1 \cdot 10^{-4}$	2,65E-03	$1 \cdot 10^{-2}$	2,67E-03
$\delta_{TT}$	$1 \cdot 10^{-3}$	1,08E-02	$1 \cdot 10^{-1}$	1,10E-02
Fonctions coût		0,00395		0,00401

Les paramètres identifiés dans la direction transversale du PA6-GF30 retenues sont :  $\alpha_{TT} = 6,25E - 6$  ,  $\beta_{TT} = 7,78$  ,  $\lambda_{TT} = 2,65E - 3$  et  $\delta_{TT} = 1,08E - 2$  . Ils ont permis de simuler l'endommagement pour les cinq niveaux de déformations. Les courbes simulées de l'endommagement sont présentées dans la figure IV.6 avec les courbes des endommagements expérimentaux obtenues également pour les cinq niveaux de déformation. Les trois courbes d'endommagement obtenues à 20%, 35% et 40% de la déformation à rupture montrent une bonne corrélation entre les résultats expérimentaux et les résultats numériques.



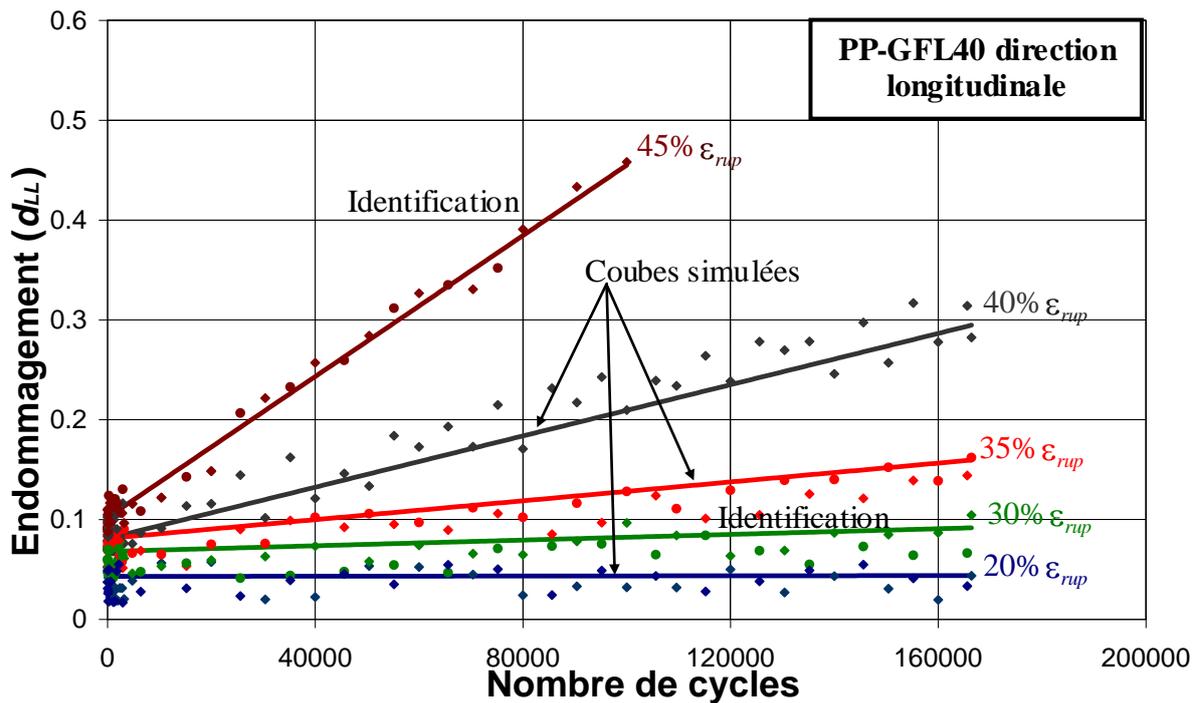
**Figure IV.6.** Comparaison de l'évolution de l'endommagement pour les cinq essais cycliques à déplacements imposés équivalents à 20%, 30%, 35%, 40% et 45% de la déformation à rupture et simulation avec les paramètres identifiés à partir des courbes expérimentales à (30% et 45%) pour le PA6-GF30 (T).

#### IV.4.2.7 Identification des paramètres ( $\alpha_{LL}$ , $\beta_{LL}$ , $\lambda_{LL}$ , $\delta_{LL}$ ) : matériau PP-GFL40 dans la direction longitudinale

Les résultats expérimentaux des essais de fatigue réalisés sur des éprouvettes en PP-GFL40 dans la direction longitudinale montrent une seule phase d'endommagement. Les paramètres  $\lambda_{LL}$  et  $\delta_{LL}$  sont supposés nuls. Seule la première partie du modèle est pris en compte pour la modélisation de l'endommagement du PP-GFL40.

**Tableau IV.6.** Paramètres identifiés à partir des résultats expérimentaux obtenus par les deux essais réalisés à déplacements imposés équivalents respectivement à 30% et 45% de la déformation à rupture. Les paramètres sont identifiés à partir de deux jeux de paramètres initiaux différents pour le PP-GFL40 direction longitudinale.

	(4 itérations)		(8 itérations)	
	Valeurs initiales	Valeurs identifiées	Valeurs initiales	Valeurs identifiées
$\alpha_{LL}$	$1 \cdot 10^{-5}$	4,140E-04	$1 \cdot 10^{-5}$	4,144E-04
$\beta_{LL}$	1	5,051E+00	$1 \cdot 10^{-2}$	5,053E+00
$\lambda_{LL}$	0	0	0	0
$\delta_{LL}$	0	0	0	0
Fonction coût	0,00323		0,00341	



**Figure IV.7.** Comparaison de l'évolution de l'endommagement pour les cinq essais cycliques à déplacements imposés équivalents à 20%, 30%, 35%, 40% et 45% de la déformation à rupture et simulation avec les paramètres identifiés à partir des courbes expérimentales à (30% et 45%) pour le PP-GFL40 (L).

Les essais réalisés à 30% et 45% de la déformation à rupture sont exploités pour identifier les paramètres  $\alpha_{LL}$  et  $\beta_{LL}$  du modèle pour le PP-GFL40 dans la direction longitudinale. Les essais réalisés à 20%, 35% et 40% de la déformation à rupture seront utilisés pour valider les paramètres identifiés en comparant les évolutions de l'endommagement.

Les paramètres identifiés sont présentés dans le tableau IV.6. Pour deux jeux de paramètres initiaux différents, les valeurs identifiées sont quasiment identiques. Les courbes d'endommagements simulés sont présentées dans la figure IV.7 avec les résultats expérimentaux. Les paramètres identifiés et retenus du modèle pour le PP-GFL40 dans la direction longitudinale sont  $\alpha_{LL} = 4,14E-04$  et  $\beta_{LL} = 5,05$ .

#### IV.4.2.8 Identification des paramètres du modèle ( $\alpha_{TT}$ , $\beta_{TT}$ , $\lambda_{TT}$ , $\delta_{TT}$ ) :

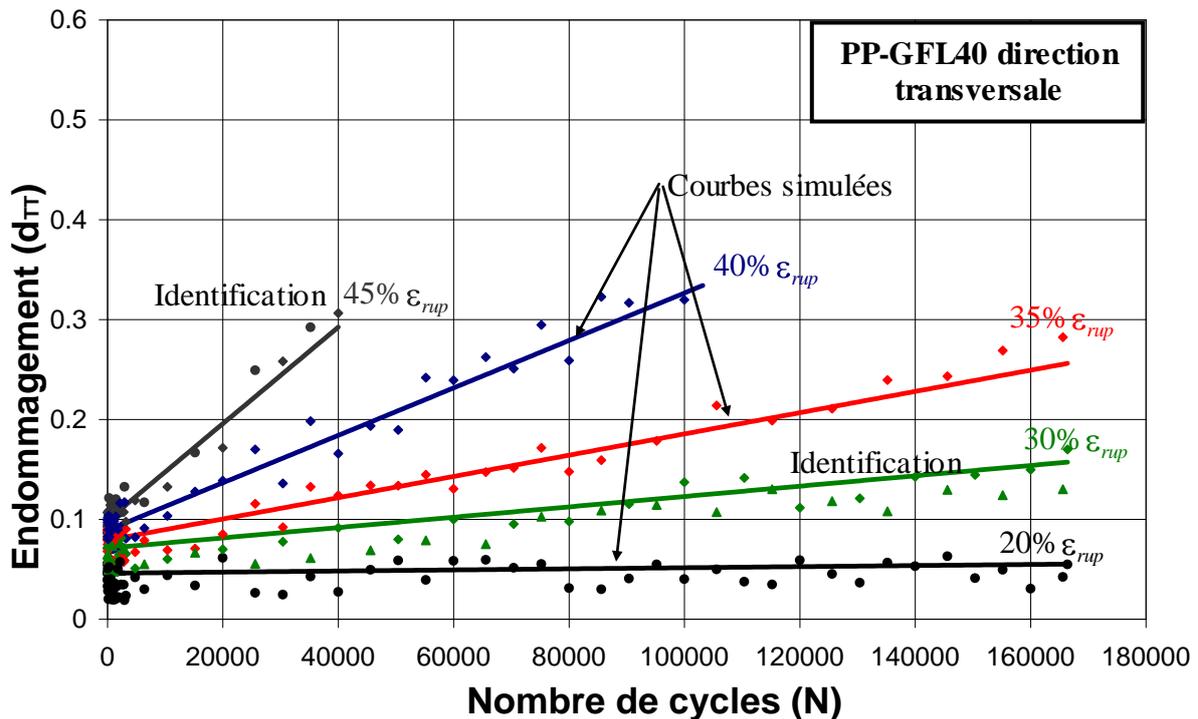
##### matériau PP-GFL40 dans la direction transversale

La même procédure est utilisée pour identifier les paramètres dans la direction transversale du PP-GFL40. Les résultats expérimentaux montrent une évolution de l'endommagement en fonction du nombre de cycles avec une seule phase. Seuls les paramètres  $\alpha_{TT}$  et  $\beta_{TT}$  sont identifiés.

**Tableau IV.7.** Paramètres identifiés à partir des résultats expérimentaux obtenus par les deux essais réalisés à niveaux de déplacements imposés équivalents respectivement à 30% et 45% de la déformation à rupture. Les paramètres sont identifiés à partir de deux jeux de paramètres initiaux différents pour le PP-GFL40 direction transversale.

	(5 itérations)		(8 itérations)	
	Valeurs initiales	Valeurs identifiées	Valeurs initiales	Valeurs identifiées
$\alpha_{TT}$	$1 \cdot 10^{-5}$	8,140E-04	$1 \cdot 10^{-3}$	8,133E-04
$\beta_{TT}$	1	3,810E+00	$1 \cdot 10^{-2}$	3,822E+00
$\lambda_{TT}$	0	0	0	0
$\delta_{TT}$	0	0	0	0
Fonction coût	0,00363		0,00354	

Les paramètres identifiés et retenus pour le PP-GFL40 dans la direction transversale sont :  $\alpha_{TT} = 8,14E-04$  et  $\beta_{TT} = 3,81$ . Ils ont été identifiés à partir de deux jeux de paramètres initiaux. Les courbes simulées de l'endommagement en fonction du nombre de cycles obtenues par le modèle avec les paramètres retenus sont présentées dans la figure IV.8. Cinq niveaux de déformations ont été simulés, pour les essais expérimentaux corréllent avec les résultats expérimentaux.



**Figure. IV.8.** Comparaison de l'évolution de l'endommagement pour les cinq essais cycliques à déplacements imposés équivalents à 20%, 30%, 35%, 40% et 45% de la déformation à rupture et simulation avec les paramètres identifiés à partir des courbes expérimentales à (30% et 45%) pour le PP-GFL40 (T).

Les paramètres du modèle d'endommagement en fatigue dans la direction longitudinale et dans la direction transversale sont identifiés à partir des essais de fatigue

présentés dans le chapitre II. Le tableau IV.8 résume les paramètres identifiés pour les deux matériaux étudiés.

**Tableau IV.8.** Paramètres identifiés du modèle d'endommagement en fatigue retenues pour le PA6-GF30 et le PP-GFL40 dans les directions (L et T).

PA6-GF30	$\alpha_{LL} = 2,14E-7$	$\beta_{LL} = 5,25$	$\lambda_{LL} = 4,13E-5$	$\delta_{LL} = 8,33E-4$
	$\alpha_{TT} = 6,25E-06$	$\beta_{TT} = 7,78$	$\lambda_{TT} = 2,65E-03$	$\delta_{TT} = 1,08E-02$
PP-GFL40	$\alpha_{LL} = 4,14E-04$	$\beta_{LL} = 5,05$		
	$\alpha_{TT} = 8,14E-04$	$\beta_{TT} = 3,81$		

Cette stratégie d'identification inverse a permis d'identifier huit paramètres pour chaque matériau. Ces paramètres sont identifiés quatre par quatre :  $(\alpha_{LL}, \beta_{LL}, \lambda_{LL}, \delta_{LL})$  dans la direction longitudinale et  $(\alpha_{TT}, \beta_{TT}, \lambda_{TT}, \delta_{TT})$  dans la direction transversale. Ils ont été identifiés à partir des essais à deux niveaux de déformation (30% et 45% de la déformation à rupture). Les paramètres retenus ont permis de simuler des courbes d'endommagement pour les cinq niveaux de déformations considérés dans cette étude (20%, 30%, 35%, 40% et 45% de la déformation à rupture). Les courbes simulées montrent une bonne corrélation avec l'évolution de l'endommagement déterminé expérimentalement pour les cinq niveaux de déformations.

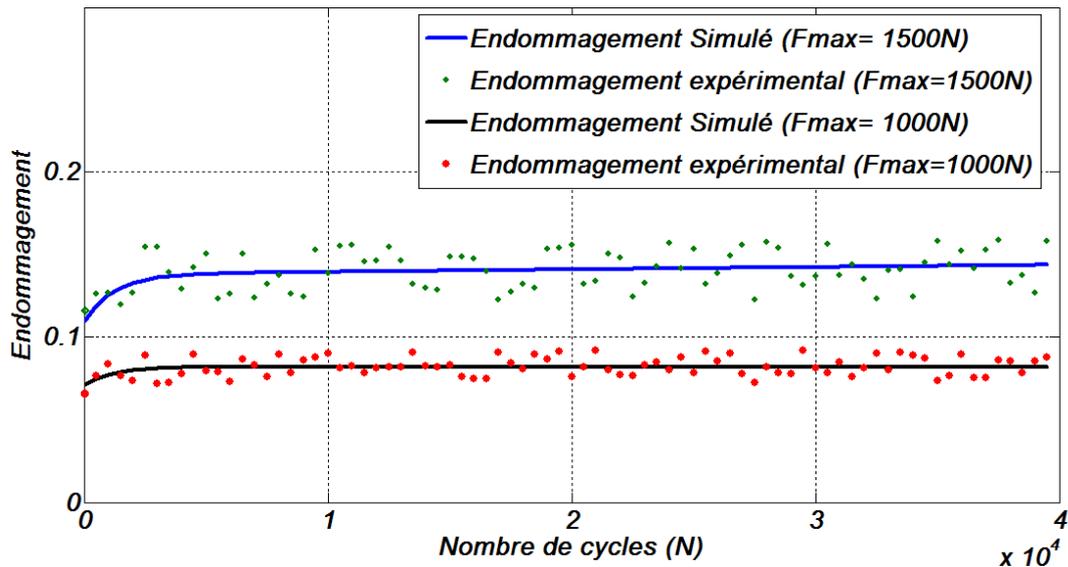
#### IV.4.3. Validation expérimentale des paramètres dans le cas d'un essai de fatigue à effort imposé (PA6-GF30 (L))

Les paramètres identifiés pour les deux matériaux ont permis de simuler l'évolution de l'endommagement pour des chargements cycliques à déplacement imposé. Les courbes obtenues présentent une bonne corrélation avec les résultats expérimentaux.

Dans le but de valider les paramètres identifiés pour chaque matériau, des essais de fatigue à effort imposé sont réalisés. Les résultats obtenus par simulation numérique sont comparés aux résultats expérimentaux.

Deux essais de fatigue sont réalisés sur des éprouvettes haltères (présentées dans le chapitre II) usinées dans la direction longitudinale d'une plaque en PA6-GF30. Les essais cycliques au un niveau max  $F_{max} = 1500N$  pour le 1<sup>er</sup> essai  $F_{max} = 1000N$  pour le second sont pilotés à effort imposé. La fréquence utilisée est de  $2Hz$ . Le rapport de chargement  $R = F_{min} / F_{max}$  est fixé à  $R = 0.3$ .

Les deux essais sont réalisés selon le même protocole expérimental décrit dans le chapitre II. La figure IV. 9 montre l'évolution de l'endommagement en fonction du nombre de cycles obtenue expérimentalement et l'évolution de l'endommagement simulée pour le PA6-GF30 dans la direction longitudinale pour les deux essais.



**Figure. IV.9.** Evolution de l'endommagement dans le PA6-GF30 en fonction du nombre de cycles. Résultats expérimentaux et simulation dans la direction longitudinale obtenues sous un chargement cyclique à effort imposé ( $F_{max} = 1500N$  et  $F_{max} = 1000N$ ,  $f=2Hz$ ,  $R=0.3$ ).

Les paramètres identifiés dans la direction longitudinale du PA6-GF30 ont permis de simuler une évolution de l'endommagement à effort imposé. Compte tenu de la dispersion du matériau, la confrontation entre les résultats expérimentaux et les résultats de la prédiction numérique peut être considéré comme très bonne et permet de valider les paramètres d'endommagement identifiés à déplacement imposé. Cependant, d'autres essais de fatigue pilotés en effort doivent être réalisés pour différents niveaux de chargement et dans les deux directions du matériau afin de compléter cette validation expérimentale.

Cette stratégie d'identification a nécessité plusieurs essais de fatigue à différents niveaux de déformations appliquées. Dans cette étude une cinquantaine d'essais de fatigue ont été réalisés. La durée moyenne d'un essai est de 24h plus le temps du dépouillement. Les résultats obtenus sont satisfaisants. Néanmoins, la réalisation de ces essais nécessite des temps importants pour dans l'objectif d'identifier l'ensemble des paramètres du modèle.

Pour cela, une deuxième stratégie d'identification inverse est mise en place. Cette stratégie permet d'identifier dans un premier temps les paramètres liés aux cisaillements ( $\alpha_{LT}$ ,  $\beta_{LT}$ ,  $\lambda_{LT}$ ,  $\delta_{LT}$ ) à partir d'un seul essai réalisé sur une éprouvette à géométrie complexe, en exploitant les mesures de champs de déformations dans le plan de cisaillement. Dans un deuxième temps, cette stratégie permettra d'identifier les douze paramètres à la fois à partir d'un seul essai réalisé sur une éprouvette à géométrie complexe.

## IV.5 Stratégie II- Identification à partir des essais hétérogènes

La deuxième stratégie d'identification est développée pour minimiser les boucles essais/calcul et gagner en termes de temps. Elle consiste à exploiter la mesure de champs cinématiques générés au cours d'un essai de fatigue sur une éprouvette à géométrie complexe sollicitée en chargement « simple ». Celle-ci doit conduire à une répartition spatio-temporelle hétérogène de la déformation et de l'endommagement.

Cette stratégie a permis d'identifier les paramètres du modèle à partir d'un seul et unique essai hétérogène. C'est une stratégie d'identification inverse basée sur la minimisation d'une fonction objectif construite sur la base des champs de déformation ( $\varepsilon_{LL}$ ,  $\varepsilon_{TT}$  et  $\varepsilon_{LT}$ ) et les efforts aux limites sur la frontière de l'éprouvette à géométrie complexe.

Dans un premier temps, elle a été appliquée pour la détermination des quatre paramètres caractérisant l'endommagement en cisaillement ( $\alpha_{LT}$ ,  $\beta_{LT}$ ,  $\lambda_{LT}$ ,  $\delta_{LT}$ ). Ensuite l'algorithme d'identification a été généralisé pour l'extraction des douze paramètres de la loi de comportement et traduisant l'endommagement en fatigue polycyclique de thermoplastiques renforcés.

#### IV.5.1 Fonction objectif

L'essai hétérogène est considéré comme un essai de structure donc nous écrivons la fonction objectif comme étant la somme de critère quadratique vérifiant l'admissibilité cinématique (considérant les champs de déformation) et l'admissibilité statique (considérant les efforts sur la frontière).

De plus, le critère exprime les sommes temporelles et spatiales des écarts quadratiques en termes de déformation et d'effort.

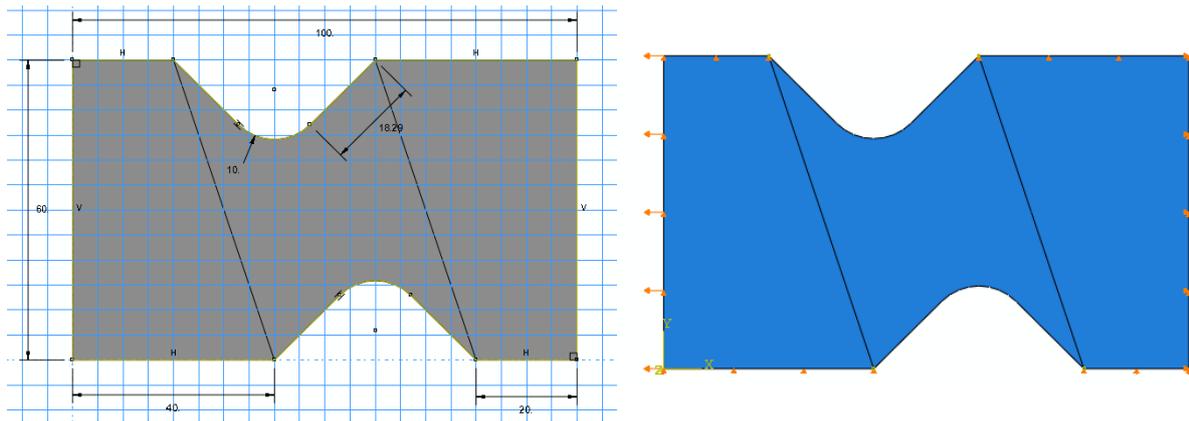
La fonction objectif s'écrit :

$$\begin{aligned}
 F_p = & \frac{\sum_{i=1}^{n_{cycles}} \sum_{j=1}^{n_{élé}} \varepsilon_{LL}^{exp} - \varepsilon_{LL}^{num} \quad ^2}{\sum_{i=1}^{n_{cycles}} \sum_{j=1}^{n_{élé}} \varepsilon_{LL}^{exp} \quad ^2} + \frac{\sum_{i=1}^{n_{cycles}} \sum_{j=1}^{n_{élé}} \varepsilon_{TT}^{exp} - \varepsilon_{TT}^{num} \quad ^2}{\sum_{i=1}^{n_{cycles}} \sum_{j=1}^{n_{élé}} \varepsilon_{TT}^{exp} \quad ^2} + \frac{\sum_{i=1}^{n_{cycles}} \sum_{j=1}^{n_{élé}} \varepsilon_{LT}^{exp} - \varepsilon_{LT}^{num} \quad ^2}{\sum_{i=1}^{n_{cycles}} \sum_{j=1}^{n_{élé}} \varepsilon_{LT}^{exp} \quad ^2} \\
 & + \sum_{i=1}^{n_{cycles}} \frac{F_{LL}^{exp} - F_{LL}^{num} \quad ^2}{(F_{LL}^{exp})^2}
 \end{aligned} \tag{4.30}$$

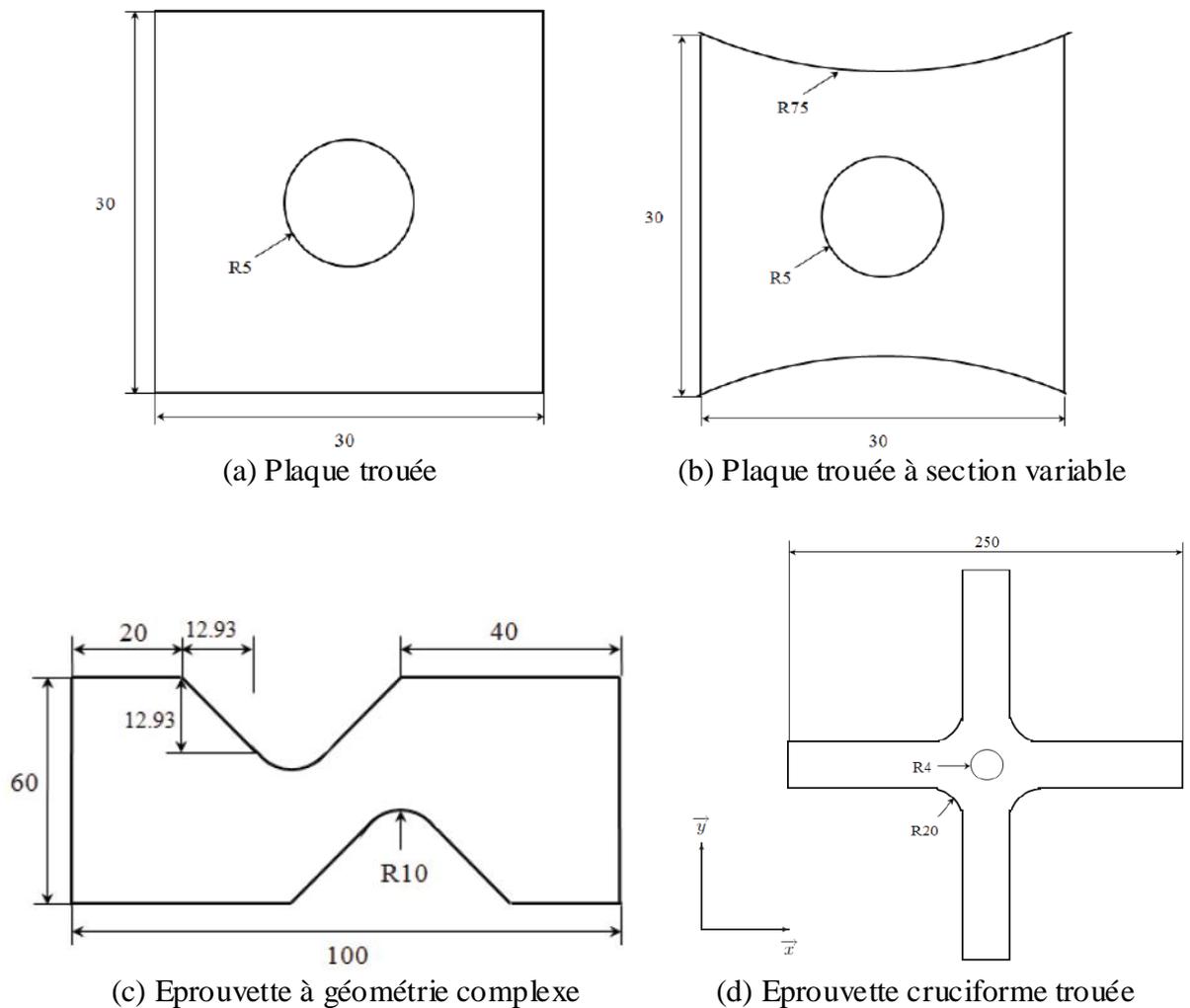
où  $\varepsilon_{LL}$ ,  $\varepsilon_{TT}$  et  $\varepsilon_{LT}$  désignent les champs de déformation dans le plan de l'éprouvette,  $F_{LL}$  correspond à l'effort à la frontière,  $n_{élé}$  est le nombre d'éléments (informations spatiales),  $n_{cycles}$  nombre de cycles (information temporelles).

#### IV.5.2 Choix de la configuration d'essai hétérogène en fatigue

L'éprouvette choisie pour cette étude est présenté sur la figure IV.10. Ce choix est basé sur le travail de Merzouki [103]. Dans son travail, portant sur quatre configurations d'éprouvettes (figure IV.11), il montre que la configuration Meuwissen [96] d'essai notée complexe donne le meilleur résultat d'identification des paramètres de la loi de comportement utilisé.



**Figure. IV.10.** Géométrie de l'éprouvette 'Meuwissen' [96] choisie pour l'identification des paramètres dans la direction de cisaillement.

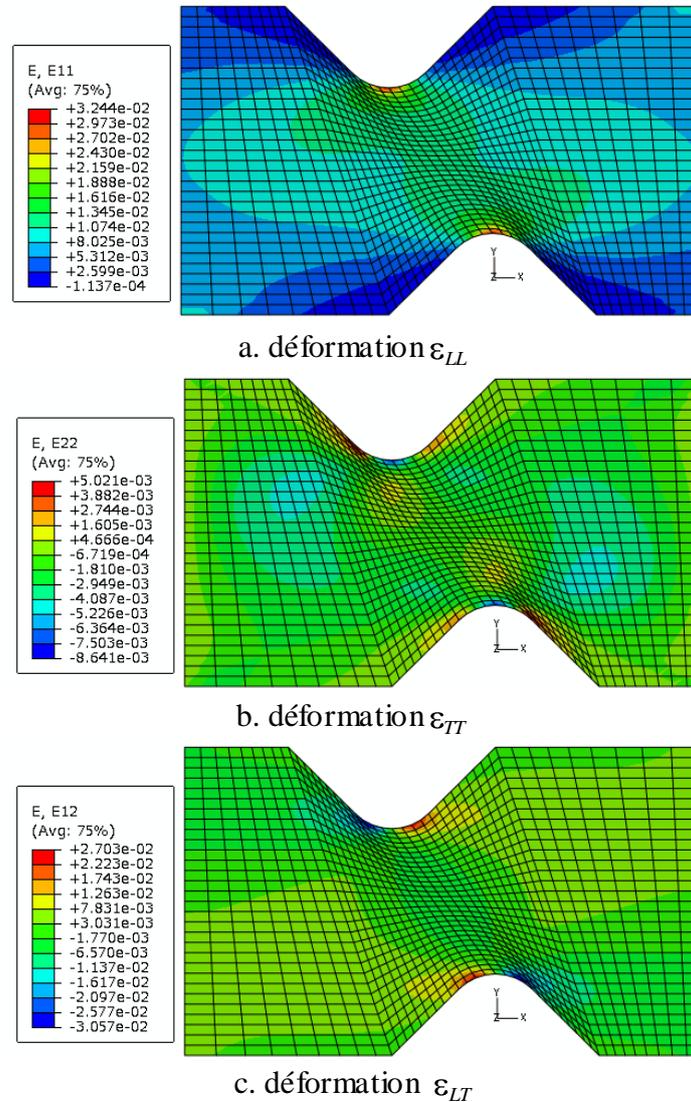


**Figure. IV.11.** Géométries des éprouvettes utilisées lors de la procédure d'identification par Merzouki [103].

Cette éprouvette permet d'avoir des champs de déformations hétérogènes dans les trois directions : longitudinale, transversale et cisaillement (figure VI.11). La géométrie de

l'éprouvette, les conditions aux limites, le type de chargement appliqué sont présentés sur la figure IV.9.

L'essai de fatigue est piloté à déplacement imposé. Le signal appliqué est sinusoïdale, le déplacement maximal appliqué est  $U=1mm$  à une fréquence  $f=2Hz$ . Le rapport de chargement  $R$  est pris égal à 0.



**Figure. IV.12.** Champs de déformations hétérogènes sur une éprouvette complexe de type Meuwissen [96] soumis à un essai de fatigue en chargement uniaxial simple.

a. déformation  $\epsilon_{LL}$ , b. déformation  $\epsilon_{TT}$ , c. déformation  $\epsilon_{LT}$ .

La figure IV.12 montre les champs de déformation dans la direction (L), (T) et dans le plan de cisaillement (LT). Sachant que les déformations évoluent dans le temps. Cette richesse d'information spatio-temporelle permet à cette configuration d'essai de remplacer plusieurs essais homogènes réalisés à différentes amplitudes.

La stratégie d'identification est basée sur les champs de déformations hétérogènes. Pour gagner en temps de calcul, une zone d'intérêt (set d'éléments) est choisie. Cette zone est constituée des éléments qui montrent un gradient de déformation dans chaque direction. Cette zone est présentée sur la figure IV.13.

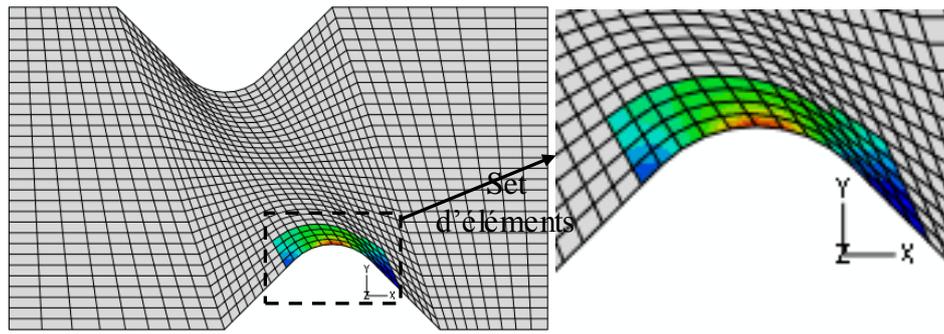
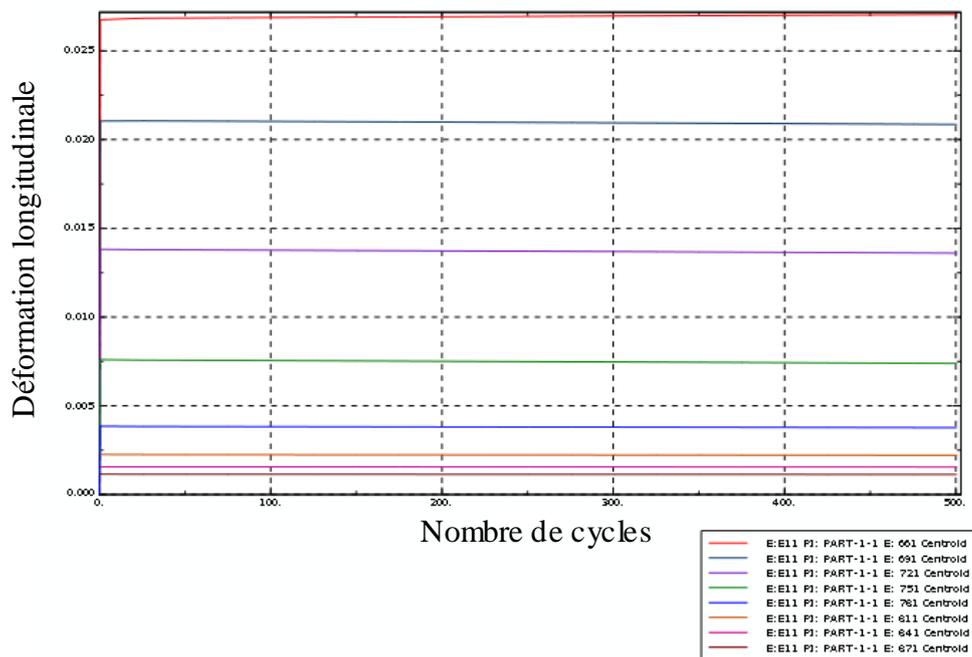


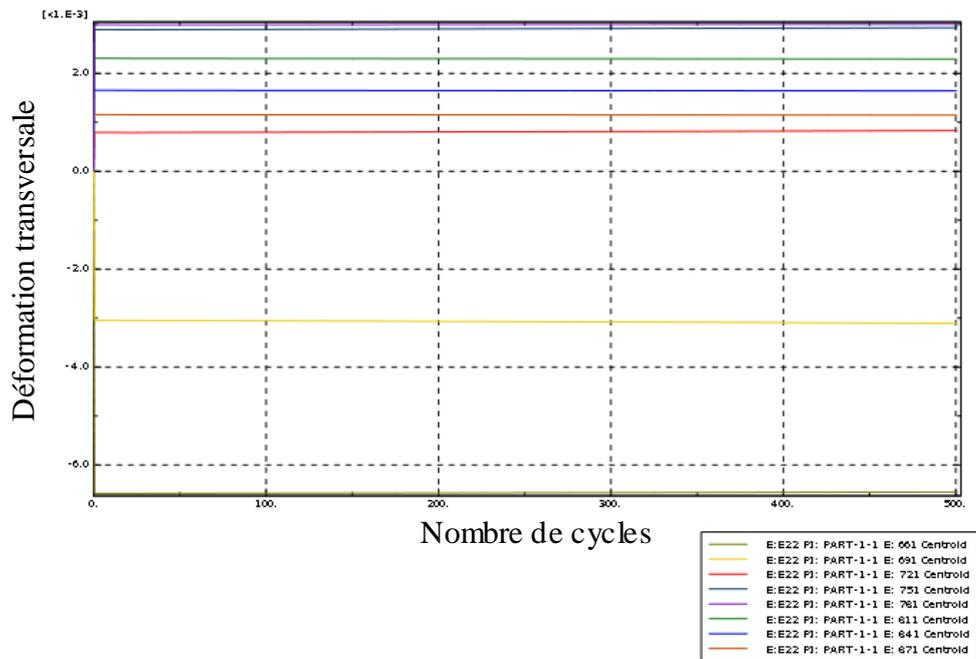
Figure. IV.13. Eprouvette 'Meuwissen' avec la zone d'intérêt choisie (set d'éléments).

Dans la suite du travail, la procédure d'identification utilise les données (champs de déformations) de tous les éléments de la zone d'intérêt ( $n_{ele} = 55$ ).

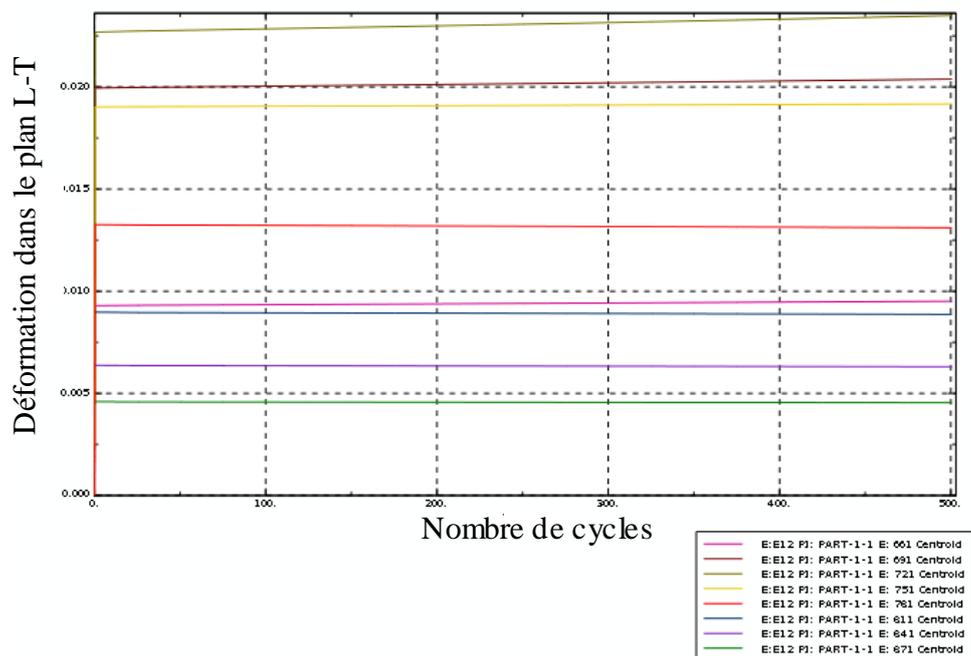
Les courbes IV.14 et IV.15 montrent la richesse apportée par cette configuration d'essais. Ces courbes montrent la variation dans l'espace des déformations et leur évolution dans le temps. Ils sont présentés pour huit éléments choisis dans la zone d'intérêt pour une durée d'essai  $N=500$  cycles.



(a) ( $\epsilon_{LL}$ )

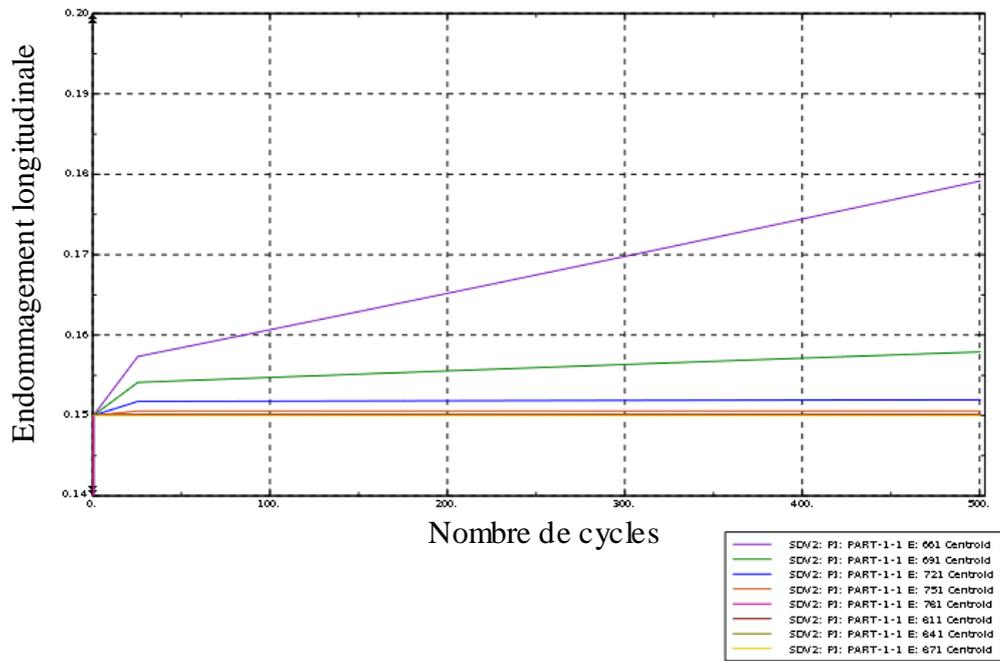


(b) ( $\epsilon_{TT}$ )

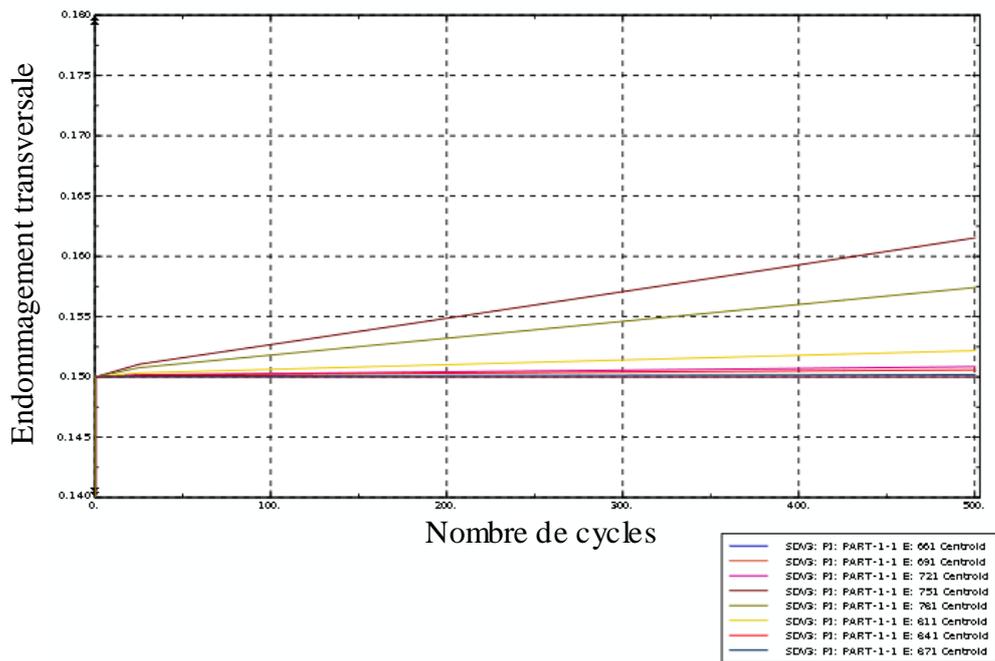


(c) ( $\epsilon_{LT}$ )

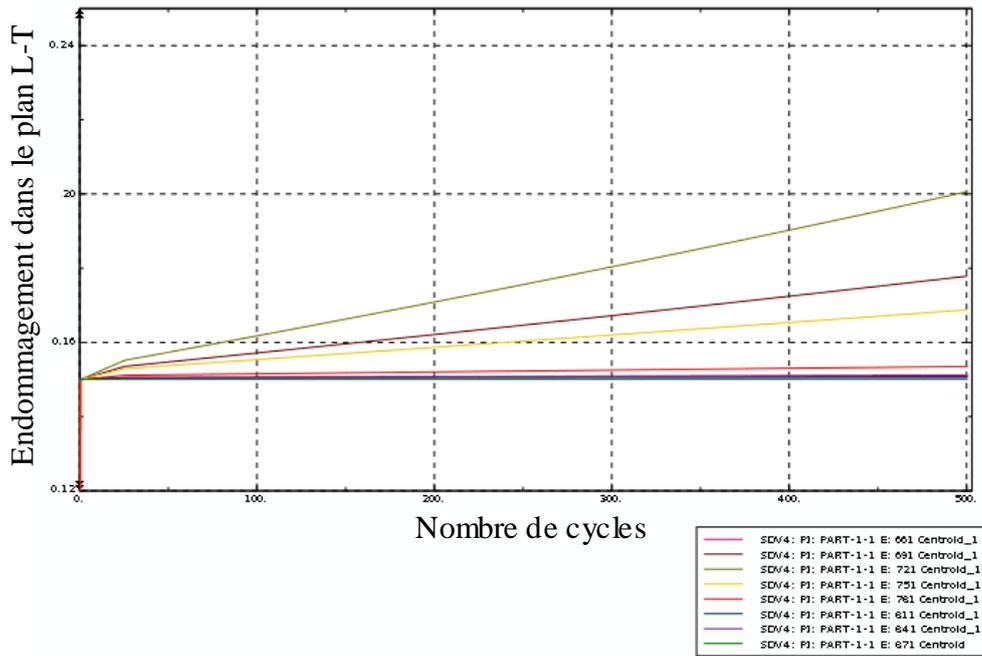
**Figure. IV.14.** Variation et évolution des déformations pour huit éléments de la zone d'étude, pour  $N=500$  cycles, (a) ( $\epsilon_{LL}$ ), (b) ( $\epsilon_{TT}$ ), (c) ( $\epsilon_{LT}$ ).



(a) ( $d_{LL}$ )



(b) ( $d_{TT}$ )


 (c) ( $d_{LT}$ )

**Figure. IV.15.** Variation et évolution de l'endommagement pour huit éléments de la zone d'étude, pour  $N=500$  cycles, (a) ( $d_{LL}$ ), (b) ( $d_{TT}$ ), (c) ( $d_{LT}$ ).

Cette configuration d'essai est choisie pour construire une base expérimentale artificielle avec des paramètres de référence (tableau IV.9). Cette base est formée avec les champs de déformations dans les trois directions ( $\varepsilon_{LL}$ ,  $\varepsilon_{TT}$  et  $\varepsilon_{LT}$ ) et l'effort à la frontière.

**Tableau IV.9.** Propriétés mécaniques et paramètres de références caractérisant l'endommagement du matériau.

$E_{LL}$ (MPa)	$E_{TT}$ (MPa)	$G_{LT}$ (MPa)	$\nu_{LT}$
8100	4233	1985	0,34

$\alpha_{LL}$	$\beta_{LL}$	$\lambda_{LL}$	$\delta_{LL}$
1.E-6	4,5	0,0025	0,28

$\alpha_{TT}$	$\beta_{TT}$	$\lambda_{TT}$	$\delta_{TT}$
4.E-2	3,2	0,8	0,016

$\alpha_{LT}$	$\beta_{LT}$	$\lambda_{LT}$	$\delta_{LT}$
6.E-4	3,6	0,0046	1,4

L'essai de traction cyclique est stoppé après  $N=1000$  cycles. Chaque 50 cycles les déformations dans les trois directions (longitudinale, transversale et dans le plan de

cisaillement) dans la zone d'intérêt (set d'élément) (figure IV.12) ainsi que la réaction à la frontière sont enregistrées pour construire la base artificielle.

### IV.5.3 Application de la stratégie pour l'identification des paramètres $(\alpha_{LT}, \beta_{LT}, \lambda_{LT}, \delta_{LT})$ caractérisant l'endommagement en cisaillement plan (L-T)

L'identification des paramètres caractérisant l'endommagement  $d_{LT}$  sont déterminés à partir d'essais de fatigue en torsion ou en cisaillement. Ces essais sont relativement délicats est difficiles à réaliser notamment dans le cas d'éprouvette plates et minces sous chargements cycliques.

Dans ce qui suit, une stratégie d'identification est proposée pour déterminer des paramètres caractérisant l'endommagement en cisaillement  $d_{LT}$ . La méthode consiste à exploiter les déformations hétérogènes, générées lors d'un essai hétérogène obtenu en sollicitation en fatigue (traction répétée) sur l'éprouvette complexe présentés sur la figure IV.10.

Les paramètres  $(\alpha_{LT}, \beta_{LT}, \lambda_{LT}, \delta_{LT})$  caractérisant l'endommagement en cisaillement plan (L-T) du modèle sont identifiés par une approche inverse basée sur la minimisation d'une fonction objectif construite sur la base des champs de déformation  $(\varepsilon_{LL}, \varepsilon_{TT}$  et  $\varepsilon_{LT})$  et les efforts aux limites sur la frontière de l'éprouvette à géométrie complexe. La résolution du problème inverse requiert l'estimation de la matrice de sensibilité des variables observables (déformations, efforts) par rapport aux paramètres d'identification. Cet aspect nous a amené à développer un code de résolution inverse interfacé avec le code de calculs par éléments finis Abaqus.

#### a. Construction de la matrice de sensibilité

La matrice de sensibilité est calculée à partir des dérivées des grandeurs observables choisies  $(\varepsilon_{LL}, \varepsilon_{TT}, \varepsilon_{LT}$  et  $F_{LL})$  par rapport aux paramètres du modèle dans la direction de cisaillement  $(\alpha_{LT}, \beta_{LT}, \lambda_{LT}, \delta_{LT})$ . Il s'agit d'une matrice rectangulaire  $(n_p, 4)$ . Elle s'écrit comme suit :

$$S_{n_p,4} = \begin{pmatrix} \frac{\partial \varepsilon_{LL}^{1,1}}{\partial \alpha_{LT}} & \frac{\partial \varepsilon_{LL}^{1,1}}{\partial \beta_{LT}} & \frac{\partial \varepsilon_{LL}^{1,1}}{\partial \lambda_{LT}} & \frac{\partial \varepsilon_{LL}^{1,1}}{\partial \delta_{LT}} \\ \frac{\partial \varepsilon_{TT}^{1,1}}{\partial \alpha_{LT}} & \frac{\partial \varepsilon_{TT}^{1,1}}{\partial \beta_{LT}} & \frac{\partial \varepsilon_{TT}^{1,1}}{\partial \lambda_{LT}} & \frac{\partial \varepsilon_{TT}^{1,1}}{\partial \delta_{LT}} \\ \frac{\partial \varepsilon_{LT}^{1,1}}{\partial \alpha_{LT}} & \frac{\partial \varepsilon_{LT}^{1,1}}{\partial \beta_{LT}} & \frac{\partial \varepsilon_{LT}^{1,1}}{\partial \lambda_{LT}} & \frac{\partial \varepsilon_{LT}^{1,1}}{\partial \delta_{LT}} \\ \vdots & \vdots & \vdots & \vdots \\ \vdots & \vdots & \vdots & \vdots \\ \frac{\partial \varepsilon_{LL}^{i,i}}{\partial \alpha_{LT}} & \frac{\partial \varepsilon_{LL}^{i,i}}{\partial \beta_{LT}} & \frac{\partial \varepsilon_{LL}^{i,i}}{\partial \lambda_{LT}} & \frac{\partial \varepsilon_{LL}^{i,i}}{\partial \delta_{LT}} \\ \vdots & \vdots & \vdots & \vdots \\ \frac{\partial \varepsilon_{LT}^{n,c}}{\partial \alpha_{LT}} & \frac{\partial \varepsilon_{LT}^{n,c}}{\partial \beta_{LT}} & \frac{\partial \varepsilon_{LT}^{n,c}}{\partial \lambda_{LT}} & \frac{\partial \varepsilon_{LT}^{n,c}}{\partial \delta_{LT}} \\ \frac{\partial F_{LL}^1}{\partial \alpha_{LT}} & \frac{\partial F_{LL}^1}{\partial \beta_{LT}} & \frac{\partial F_{LL}^1}{\partial \lambda_{LT}} & \frac{\partial F_{LL}^1}{\partial \delta_{LT}} \\ \vdots & \vdots & \vdots & \vdots \\ \vdots & \vdots & \vdots & \vdots \\ \frac{\partial F_{LL}^c}{\partial \alpha_{LT}} & \frac{\partial F_{LL}^c}{\partial \beta_{LT}} & \frac{\partial F_{LL}^c}{\partial \lambda_{LT}} & \frac{\partial F_{LL}^c}{\partial \delta_{LT}} \end{pmatrix} \quad (4.31)$$

Le terme  $\frac{\partial \varepsilon_{LL}^{n,c}}{\partial \alpha_{LT}}$  désigne la variation de la déformation par rapport à  $\alpha_{LT}$  dans la direction longitudinale de l'élément numéro 1 et du 50<sup>ème</sup> cycle qui correspond au premier enregistrement,  $n_{élé}$  est le nombre d'éléments de la zone d'intérêt (figure IV.9),  $n_{cycles}$  désignent le nombres de cycles correspondant aux enregistrements des données.

$$n_p = \left[ 3 * n_{élé} * n_{cycles} \right] + n_{cycles} \quad (4.32)$$

### b. Technique et algorithme utilisé

L'algorithme de minimisation choisi est celui de Levenberg-Marquardt couplé au code de calculs par éléments finis Abaqus :

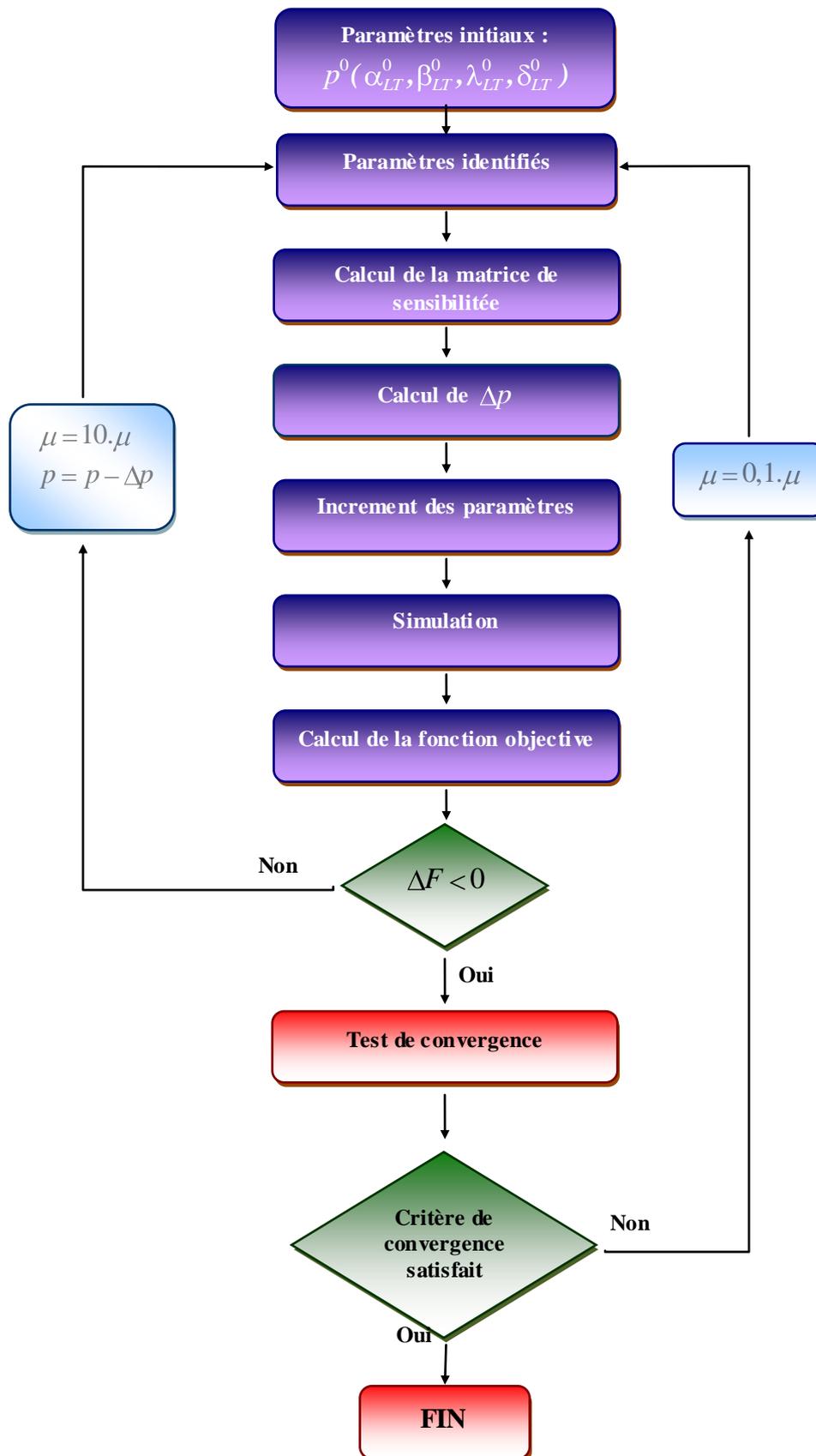


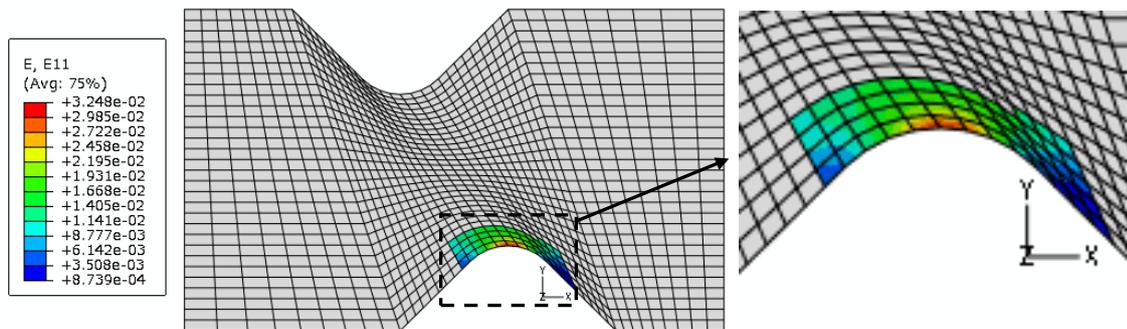
Figure. IV.16. Algorithme de Levenberg-Marquardt.

Le déroulement de la procédure d'identification est présenté par la figure IV.16 et se décline selon les étapes suivantes :

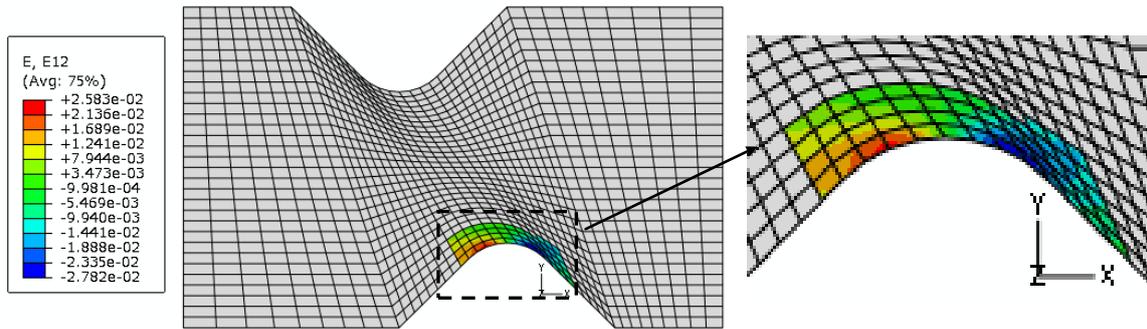
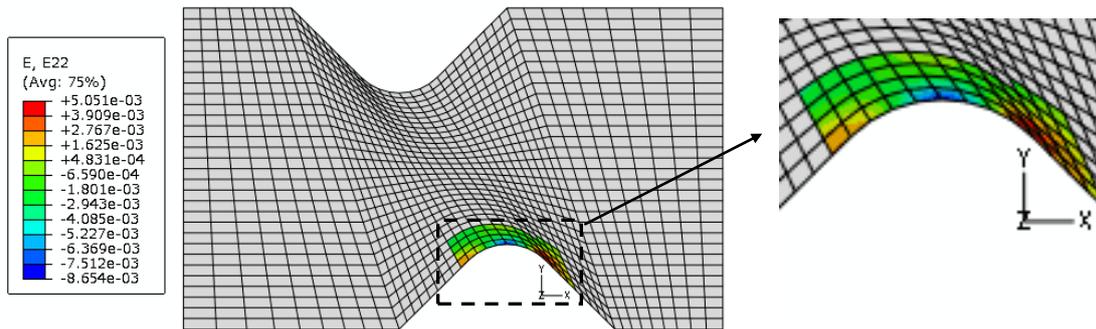
- 1) choisir des paramètres initiaux  $p^0 : (\alpha_{LT}^0, \beta_{LT}^0, \lambda_{LT}^0, \delta_{LT}^0)$  ;
- 2) Calculer la matrice de sensibilité  $S(n_p, 4)$  ;
- 3) Calculer  $\Delta p$  ;
- 4) Remplacer  $p_i$  par  $p_{i+1}$  avec  $p_{i+1} = p_i + \Delta p$  ;
- 5) Utiliser le nouveau jeu de paramètres  $p_{i+1}$  pour lancer un nouveau calcul ;
- 6) Calculer la fonction objectif ;
- 7) Si  $F(P_{k+1}) > F(P_k)$  alors  $\mu = 10 \cdot \mu$  et  $p_{i+1} = p_i - \Delta p$  et on reprend la procédure à partir de la deuxième étape ((+1) simulations par éléments finis nécessitent chaque estimation de  $\Delta P_k$  ;
- 8) Si non, Faire un test de convergence ;
- 9) Si après le test, le critère de convergence n'est pas atteint alors on reprend à partir de la deuxième étape avec :  $\mu = 0,1 \mu$  ;
- 10) Si le critère de convergence est satisfait, fin du programme, les paramètres  $p_i$  sont les paramètres identifiés.

### c. Résultat de l'identification des paramètres d'endommagement en cisaillement plan $(\alpha_{LT}, \beta_{LT}, \lambda_{LT}, \delta_{LT})$

Les paramètres de cisaillement  $(\alpha_{LT}, \beta_{LT}, \lambda_{LT}, \delta_{LT})$  du modèle d'endommagement proposé dans la thèse sont identifiés dans ce paragraphe. Les champs de déformations utilisés par la procédure d'identification sont présentés sur la figure VI.13. Seule la zone d'intérêt est considérée.



a. Champs de déformation dans la direction longitudinale  $\epsilon_{LL}$  ;


 b. Champs de déformation dans la direction transversale  $\varepsilon_{TT}$  ;

 c. Champs de déformation dans le plan de cisaillement L-T  $\varepsilon_{LT}$  ;

**Figure. IV.17.** Champs de déformation hétérogènes dans les trois directions (longitudinale, transversale, cisaillement) pour  $N=1000$  cycles.

Deux jeux de paramètres de références ont été choisis arbitrairement. Le premier jeu correspond à  $(\alpha_{LL}^{ref}, \beta_{LL}^{ref}, \lambda_{LL}^{ref}, \delta_{LL}^{ref})$  du matériau de référence présenté dans le tableau IV.9.

Cinq jeux de paramètres initiaux ont été définis. Ces paramètres sont choisis de telle sorte qu'ils assurent un endommagement moins important que celui obtenu par les paramètres de références. Cela permet surtout d'éviter l'arrêt de la simulation pour un nombre de cycles trop faible, et se trouver avec une base de données de taille inférieure aux bases de données expérimentales construites avec les paramètres de références. Des paramètres à fort endommagement sont la cause principale de l'arrêt du calcul.

Le choix des paramètres initiaux est basé sur l'étude de sensibilité présentée dans le chapitre III. Les paramètres dans la direction longitudinale et dans la direction transversale sont maintenus constants au cours de la procédure. Les résultats de l'identification sont présentés dans le tableau IV.10.

**Tableau IV.10.** Résultats de l'identification à partir de cinq jeux de paramètres initiaux

	Paramètres de références $p_{ref}$	Paramètres initiaux $p_1^0$	Paramètres identifiés $p_1^{identifiés}$	écart relatif
$\alpha_{LT}$	6 E-4	3 E-4	6,0112 E-4	0,2%
$\beta_{LT}$	3,6	4,6	3,6011	0,03%
$\lambda_{LT}$	0,0046	0,003	0,00475	3,2%
$\delta_{LT}$	1,4	1,8	1,43	2,1%
Nombre d'itérations	22			
Fonction cout	9,159 E-9			

	Paramètres de références $p_{réf}$	Paramètres initiaux $p_2^0$	Paramètres identifiés $p_2^{identifiés}$	écart relatif
$\alpha_{LT}$	6 E-4	1 E-5	5,975 E-4	0,4%
$\beta_{LT}$	3,6	6	3,6126	0,3%
$\lambda_{LT}$	0,0046	0,001	0,004626	0,5%
$\delta_{LT}$	1,4	3	1,316	6%
Nombre d'itérations	109			
Fonction cout	9,515 E-9			

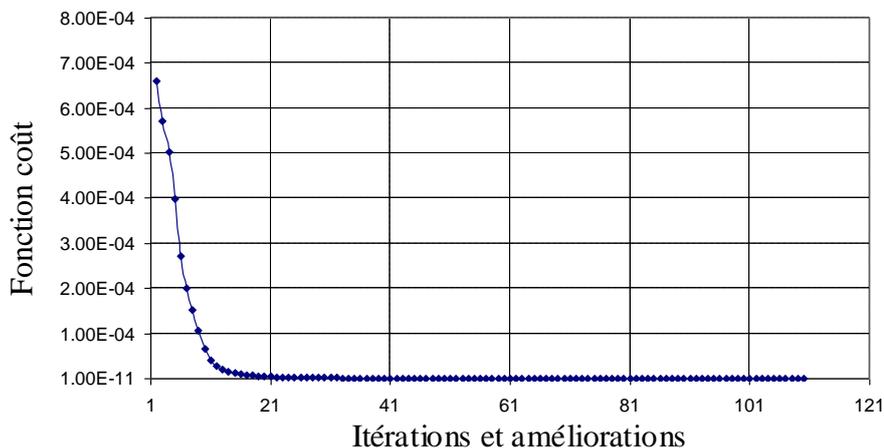
	Paramètres de références $p_{réf}$	Paramètres initiaux $p_3^0$	Paramètres identifiés $p_3^{identifiés}$	écart relatif
$\alpha_{LT}$	6 E-4	1 E-7	5,976 E-4	0,4%
$\beta_{LT}$	3,6	8	3,6128	0,3%
$\lambda_{LT}$	0,0046	0,5 E-3	0,004554	1%
$\delta_{LT}$	1,4	4	1,317	5,9%
Nombre d'itérations	125			
Fonction cout	9,534 E-9			

	Paramètres de références $p_{réf}$	Paramètres initiaux $p_4^0$	Paramètres identifiés $p_4^{identifiés}$	écart relatif
$\alpha_{LT}$	6 E-4	6 E-6	5,976 E-4	0,4%
$\beta_{LT}$	3,6	5,2	3,6123	0,3%
$\lambda_{LT}$	0,0046	0,005	0,004664	1,3%
$\delta_{LT}$	1,4	1,6	1,317	5,9%
Nombre d'itérations	107			
Fonction cout	9,350 E-9			

	Paramètres de références $p_{réf}$	Paramètres initiaux $p_5^0$	Paramètres identifiés $p_5^{identifiés}$	écart relatif
$\alpha_{LT}$	6 E-4	1 E-7	5,972 E-4	0,4%
$\beta_{LT}$	3,6	8	3,613	0,3%
$\lambda_{LT}$	0,0046	0,005	0,004674	1,6%
$\delta_{LT}$	1,4	4	1,307	6,6%
Nombre d'itérations	126			
Fonction coût	1,13 E-9			

Quelque soit le jeu de paramètres initiaux, la convergence vers la solution de référence est assurée pour tous les paramètres. En effet, le tableau IV.10 montre que l'écart maximal entre les valeurs de référence et les valeurs identifiées pour  $\alpha_{LT}$  et  $\beta_{LT}$  ne dépassent pas 0,4%. Concernant  $\lambda_{LT}$  et  $\delta_{LT}$ , bien que l'écart est plus élevé entre les valeurs de références et les valeurs identifiées, il reste considérablement faible et ne dépasse pas 6%. Le rapport entre les paramètres de référence et les paramètres initiaux choisis peut atteindre 1000.

Les figures IV.18 et IV.19 permettent, respectivement, de suivre l'évolution de la fonction coût et celle des quatre paramètres à identifier au cours des itérations sur la figure IV.19, les paramètres ont été normalisés par rapport aux paramètres de référence. Les différents pics correspondent aux tentatives d'amélioration. Ces résultats permettent de mettre en évidence l'efficacité de la procédure d'identification développée. La durée moyenne de chaque itération est estimée à 30 min sur un PC mono processeur de 1Go de RAM.



**Figure. IV.18.** Evolution de la fonction coût au cours des itérations d'identification

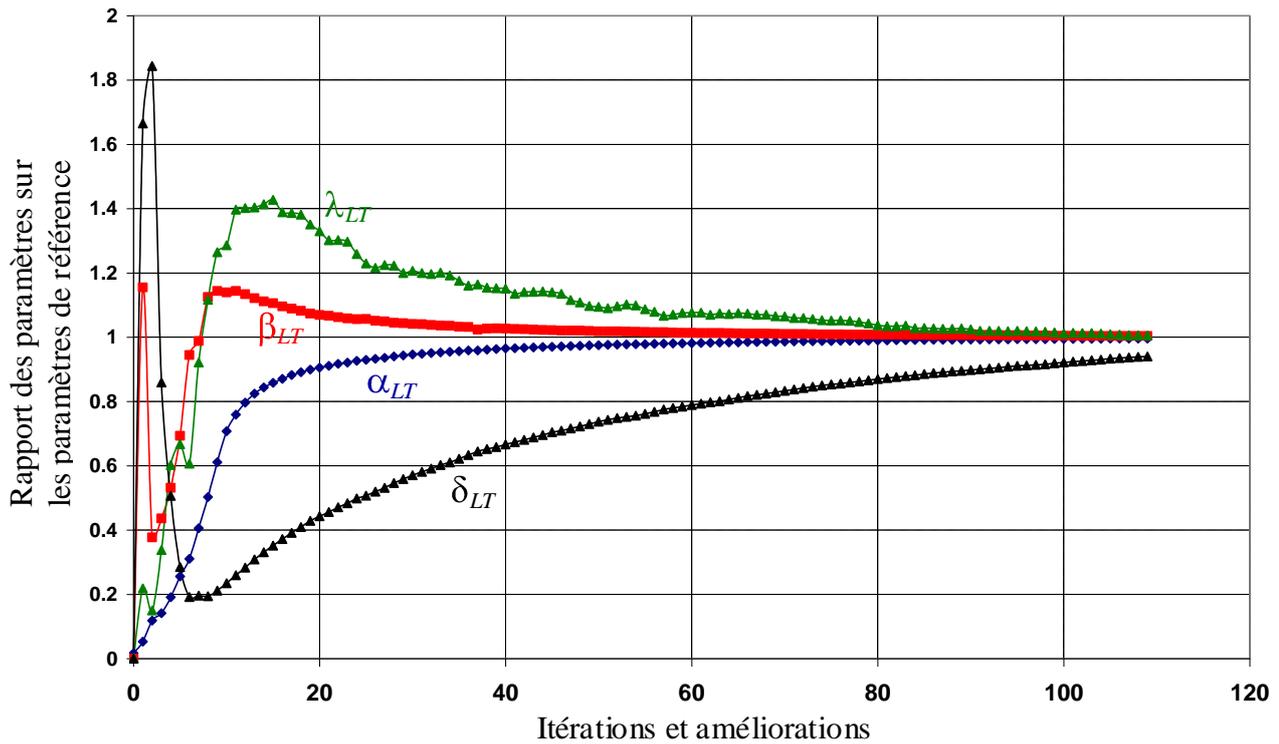


Figure. IV.19. Evolution des paramètres normalisés au cours de l'identification

Un deuxième jeu de paramètres de références a été choisi pour construire un nouvel espace expérimental artificiel. Les nouveaux paramètres de références et les cinq jeux de paramètres initiaux utilisés sont présentés dans le tableau IV.11. La même procédure d'identification est appliquée. Le tableau IV.11 résume les résultats obtenus.

Tableau IV.11. Résultats de l'identification à partir de cinq jeux de paramètres initiaux

	Paramètres de références $p_{réf}$	Paramètres initiaux $p_1^0$	Paramètres identifiés $p_1^{identifiés}$	écart relatif
$\alpha_{LT}$	6 E-6	3 E-4	5,987 E-6	0,2%
$\beta_{LT}$	5,2	4,6	5,023	3,4%
$\lambda_{LT}$	0,005	0,003	0,00493	1,4%
$\delta_{LT}$	1,6	1,8	1,634	2,1%
Nombre d'itérations	36			
Fonction cout	7,024 E-9			

	Paramètres de références $p_{réf}$	Paramètres initiaux $p_2^0$	Paramètres identifiés $p_2^{identifiés}$	écart relatif
$\alpha_{LT}$	6 E-6	1 E-5	6,03E-06	0,5%
$\beta_{LT}$	5,2	6	5,142	1,1%
$\lambda_{LT}$	0,005	0,001	0,00523	4,6%
$\delta_{LT}$	1,6	3	1,532	4,3%
Nombre d'itérations	76			
Fonction cout	4,243 E-9			

	Paramètres de références $p_{réf}$	Paramètres initiaux $p_3^0$	Paramètres identifiés $p_3^{identifiés}$	écart relatif
$\alpha_{LT}$	6 E-6	1 E-7	5,65 E-6	5,8%
$\beta_{LT}$	5,2	8	5,32	2,3%
$\lambda_{LT}$	0,005	0,0005	0,00468	6,4%
$\delta_{LT}$	1,6	4	1,48	7,5%
Nombre d'itérations	65			
Fonction cout	3,98 E-9			

	Paramètres de références $p_{réf}$	Paramètres initiaux $p_4^0$	Paramètres identifiés $p_4^{identifiés}$	écart relatif
$\alpha_{LT}$	6 E-6	6 E-6	6,021 E-6	0,35%
$\beta_{LT}$	5,2	5,2	5,212	0,23%
$\lambda_{LT}$	0,005	0,0005	0,00487	2,6%
$\delta_{LT}$	1,6	1,6	1,613	0,81%
Nombre d'itérations	12			
Fonction cout	4,37 E-9			

	Paramètres de références $p_{réf}$	Paramètres initiaux $p_5^0$	Paramètres identifiés $p_5^{identifiés}$	écart relatif
$\alpha_{LT}$	6 E-6	1 E-7	5,95 E-06	0,8%
$\beta_{LT}$	5,2	8	5,287	1,7%
$\lambda_{LT}$	0,005	0,005	0,00465	7%
$\delta_{LT}$	1,6	4	1,71	6,9%
Nombre d'itérations	87			
Fonction cout	4,37 E-9			

Les jeux de paramètres initiaux choisis sont les mêmes, les paramètres identifiés sont toujours proche de la solution. Ces résultats montrent que la stratégie d'identification utilisée ne dépend pas de la base expérimentale et ne dépend pas du jeu de paramètres initiaux. La méthode a permis d'identifier les paramètres avec un seul essai. Le temps de calcul reste parfois élevé (grand nombre d'itérations) quand le jeu des paramètres initiaux est loin de la solution. Une des solutions pour converger rapidement est d'augmenter le nombre d'éléments et le nombre de cycles pour avoir une base expérimentale plus riche en information dans l'espace et dans le temps.

#### d. Test de stabilité vis-à-vis d'un bruit de mesure

En pratique, la procédure d'identification est appliquée sur des champs de déformations obtenues expérimentalement par une technique optique par exemple. Ces mesures expérimentales sont inévitablement entachées de bruits de mesure (bruit électronique, d'acquisition, intensité de lumière, déplacement hors-plan, ...).

Pour étudier la stabilité et la robustesse de la procédure d'identification, il est important de quantifier l'influence d'un bruit affectant les données expérimentales sur les paramètres identifiés. La procédure d'identification est dite stable si pour des petites variations des données de références, les valeurs des paramètres identifiés se trouvent toujours dans le voisinage de leur valeur moyenne obtenue sans perturbations.

Pour tester cette stabilité, un espace expérimental faiblement perturbé est construit à partir de l'espace expérimental artificiel obtenu avec les paramètres de référence. La zone d'intérêt considérée pour ce test est présentée sur la figure IV.20. Un bruit de biais est ajouté aux valeurs des déformations obtenues par le calcul EF de référence. Il s'agit en fait d'un décalage uniforme de 0,0003 sur toutes les valeurs de déformation. Ce bruit peut simuler une erreur systématique qui provoque des déformations parasites dues à un déplacement hors plan de l'éprouvette pendant l'essai et/ou un mauvais positionnement de la caméra.

Les tableaux IV.12 (a) et (b) présentent les paramètres identifiés à partir d'un jeu de paramètres initial dans les deux cas suivant : (a) en se basant sur des données expérimentales artificielles non perturbées, (b) les données expérimentales artificielles sont décalés pour étudier la stabilité de la procédure.

**Tableau IV.12.** Résultats de l'identification à partir d'un jeu de paramètres, (a) champs de déformations non bruités (b) champs de déformations bruités.

(a) résultats obtenus avec des champs de déformation expérimentale artificiels sans tenir compte du bruit de mesure

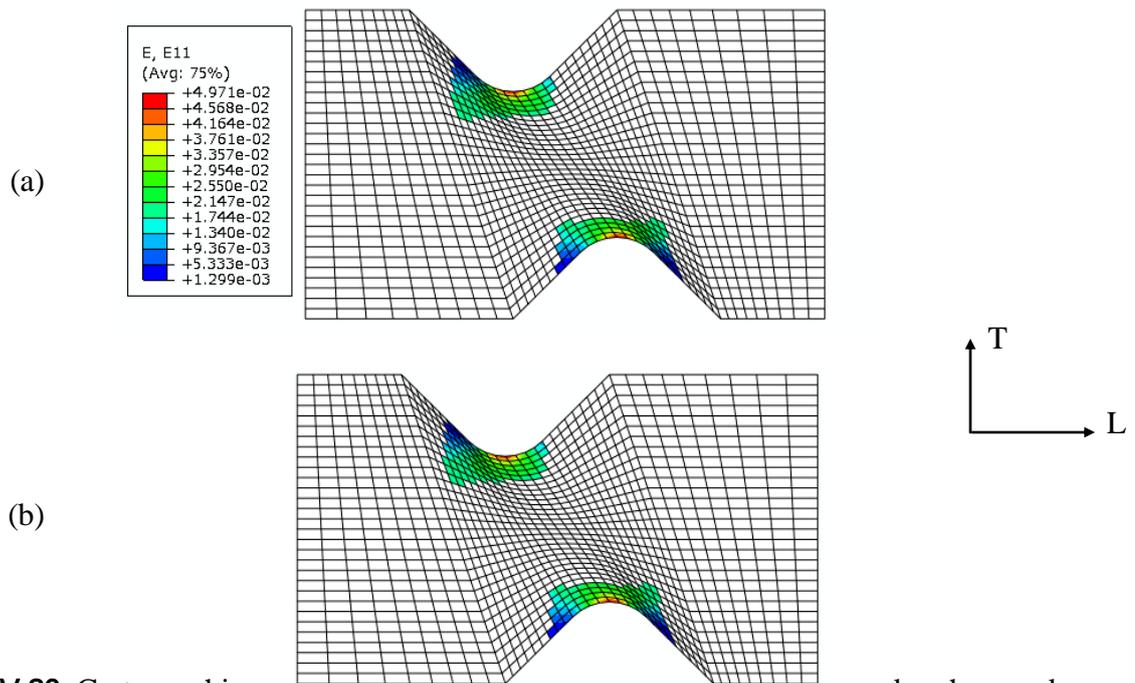
	Paramètres de références $p_{réf}$	Paramètres initiaux $p_1^0$	Paramètres identifiés $p_1^{identifiés}$	écart relatif
$\alpha_{LT}$	6 E-4	3 E-4	6,0112 E-4	0,2%
$\beta_{LT}$	3,6	4,6	3,6011	0,03%
$\lambda_{LT}$	0,0046	0,003	0,00475	3,2%
$\delta_{LT}$	1,4	1,8	1,43	2,1%
Nombre d'itérations	22			
Fonction cout	9,159 E-9			

(b) résultats obtenus avec des champs de déformation expérimentale artificiels en tenant compte du bruit de mesure

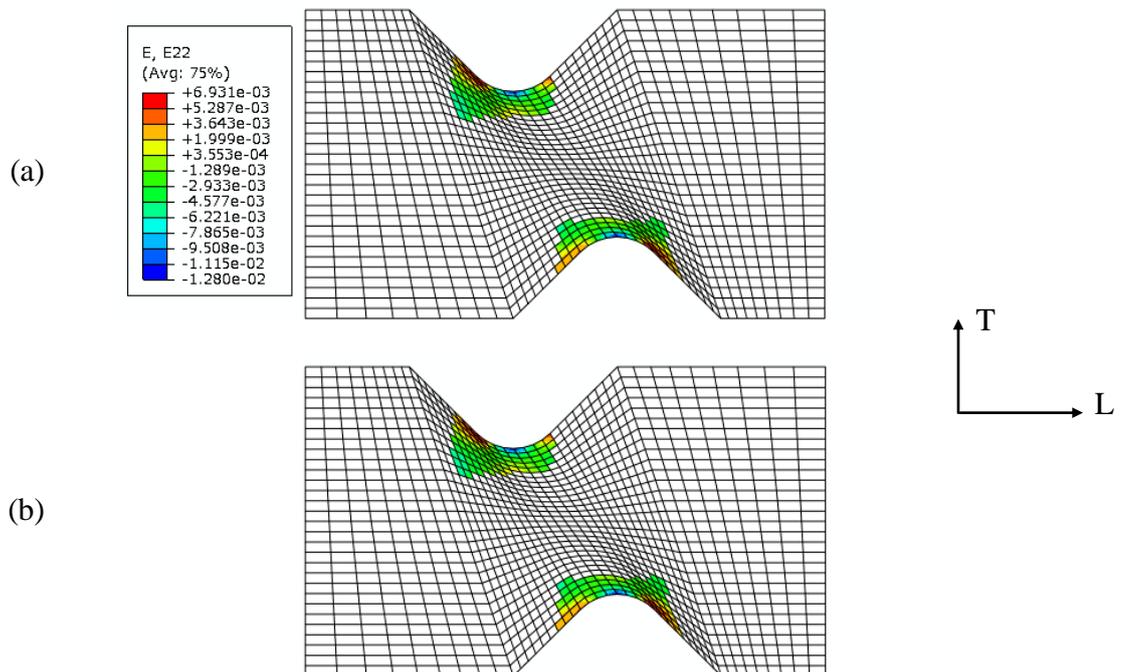
	Paramètres de références $p_{réf}$	Paramètres initiaux $p_1^0$	Paramètres identifiés $p_1^{identifiés}$	écart relatif
$\alpha_{LT}$	6 E-4	3 E-4	5,88 E-4	2%
$\beta_{LT}$	3,6	4,6	3,57	0,83%
$\lambda_{LT}$	0,0046	0,003	0,00438	4,78%
$\delta_{LT}$	1,4	1,8	1,32	5,71%
Nombre d'itérations	57			
Fonction cout	2,159 E-8			

Les paramètres identifiés à partir des données expérimentales bruitées sont proches de la solution (paramètres de référence). L'écart relatif calculé est de 5,71% pour  $\delta_{LT}$ , 4,78% pour  $\lambda_{LT}$ , 0,83% pour  $\beta_{LT}$  et 2% pour  $\alpha_{LT}$ . Le nombre d'itérations est plus élevé pour atteindre la solution dans ce cas.

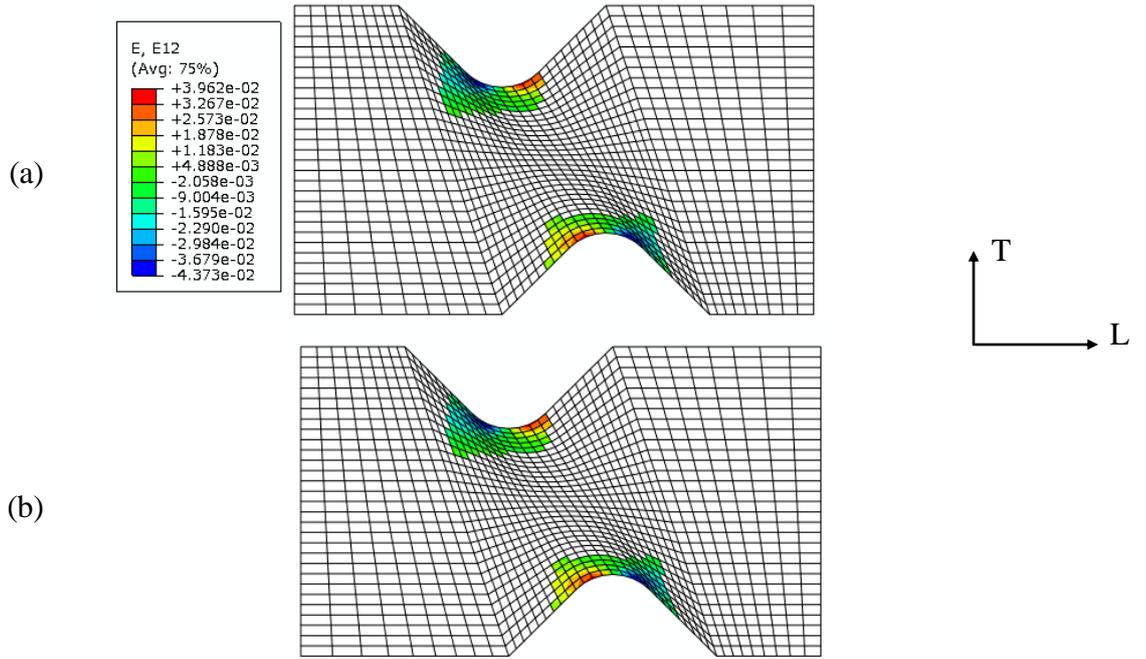
Les figures (IV. 20, 21 et 22) présentent les champs de déformation dans l'éprouvette choisie pour identifier les paramètres. Ces champs correspondent aux paramètres identifiés pour le bruit ajouté, et sont comparés aux champs obtenues à partir des paramètres de référence, pour les mêmes conditions d'essai. Les champs présentés montrent la grande similitude entre les deux champs. Ceci peut s'expliquer par le fait que les paramètres identifiés sont très proches des paramètres de référence.



**Figure. IV.20.** Cartographies des champs de déformation  $\varepsilon_{LL}$  obtenus par simulation, correspondant aux paramètres (a) de référence, (b) identifiés dans le cas d'un bruit biais.



**Figure. IV.21.** Cartographies des champs de déformation  $\varepsilon_{TT}$  obtenus par simulation, correspondant aux paramètres (a) de référence, (b) identifiés dans le cas d'un bruit biais.



**Figure. IV.22.** Cartographies des champs de déformation  $\epsilon_{LT}$  obtenus par simulation, correspondant aux paramètres (a) de référence, (b) identifiés dans le cas d'un bruit biais.

#### IV.5.4 Applications de la stratégie à l'identification de l'ensemble des paramètres du modèle

La deuxième stratégie est appliquée pour identifier les 12 paramètres du modèle dans le cas 2D. La même base expérimentale artificielle construite avec les paramètres de référence présentés dans le tableau IV. 13 est utilisée.

La fonction objectif a pour but de minimiser l'écart entre les observables expérimentales et numérique. La même fonction est utilisée pour identifier les 12 paramètres. Les observables utilisés sont les déformations ( $\epsilon_{LL}, \epsilon_{TT}, \epsilon_{LT}$ ) dans les trois directions (L, T et dans le plan LT) et l'effort à la frontière ( $\vec{F}_{LL}$ ).

La matrice de sensibilité est calculée à partir des dérivées des grandeurs observables choisies ( $\epsilon_{LL}, \epsilon_{TT}, \epsilon_{LT}$  et  $F_{LL}$ ) par rapport aux paramètres du modèle dans les trois directions (L, T et dans le plan LT) ( $\alpha_{LL}, \beta_{LL}, \lambda_{LL}, \delta_{LL}, \alpha_{TT}, \beta_{TT}, \lambda_{TT}, \delta_{TT}, \alpha_{LT}, \beta_{LT}, \lambda_{LT}, \delta_{LT}$ ), il s'agit d'une matrice rectangulaire ( $n_p, 12$ ). Elle s'écrit comme suit :

$$S_{n_p,12} = \begin{pmatrix} \frac{\partial \varepsilon_{LL}^{1,1}}{\partial \alpha_{LL}} & \frac{\partial \varepsilon_{LL}^{1,1}}{\partial \beta_{LL}} & : & \ddots & : & \frac{\partial \varepsilon_{LL}^{1,1}}{\partial \lambda_{LT}} & \frac{\partial \varepsilon_{LL}^{1,1}}{\partial \delta_{LT}} \\ \frac{\partial \varepsilon_{TT}^{1,1}}{\partial \alpha_{LL}} & \frac{\partial \varepsilon_{TT}^{1,1}}{\partial \beta_{LL}} & : & \ddots & : & \frac{\partial \varepsilon_{TT}^{1,1}}{\partial \lambda_{LT}} & \frac{\partial \varepsilon_{TT}^{1,1}}{\partial \delta_{LT}} \\ \frac{\partial \varepsilon_{LT}^{1,1}}{\partial \alpha_{LL}} & \frac{\partial \varepsilon_{LT}^{1,1}}{\partial \beta_{LL}} & : & \ddots & : & \frac{\partial \varepsilon_{LT}^{1,1}}{\partial \lambda_{LT}} & \frac{\partial \varepsilon_{LT}^{1,1}}{\partial \delta_{LT}} \\ : & : & : & \ddots & : & : & : \\ : & : & : & \ddots & : & : & : \\ \frac{\partial \varepsilon_{LL}^{i,i}}{\partial \alpha_{LL}} & \frac{\partial \varepsilon_{LL}^{i,i}}{\partial \beta_{LL}} & : & \ddots & : & \frac{\partial \varepsilon_{LL}^{i,i}}{\partial \lambda_{LT}} & \frac{\partial \varepsilon_{LL}^{i,i}}{\partial \delta_{LT}} \\ : & : & : & \ddots & : & : & : \\ \frac{\partial \varepsilon_{LT}^{n,c}}{\partial \alpha_{LL}} & \frac{\partial \varepsilon_{LT}^{n,c}}{\partial \beta_{LL}} & : & \ddots & : & \frac{\partial \varepsilon_{LT}^{n,c}}{\partial \lambda_{LT}} & \frac{\partial \varepsilon_{LT}^{n,c}}{\partial \delta_{LT}} \\ \frac{\partial F_{LL}^1}{\partial \alpha_{LL}} & \frac{\partial F_{LL}^1}{\partial \beta_{LL}} & : & \ddots & : & \frac{\partial F_{LL}^1}{\partial \lambda_{LT}} & \frac{\partial F_{LL}^1}{\partial \delta_{LT}} \\ : & : & : & \ddots & : & : & : \\ : & : & : & \ddots & : & : & : \\ \frac{\partial F_{LL}^c}{\partial \alpha_{LL}} & \frac{\partial F_{LL}^c}{\partial \beta_{LL}} & : & \ddots & : & \frac{\partial F_{LL}^c}{\partial \lambda_{LT}} & \frac{\partial F_{LL}^c}{\partial \delta_{LT}} \end{pmatrix} \quad (4.33)$$

Le terme  $\frac{\partial \varepsilon_{LL}^{n,c}}{\partial \alpha_{LT}}$  désigne la variation de la déformation par rapport à  $\alpha_{LT}$  dans la direction longitudinale de l'élément numéro 1 et du 50<sup>ème</sup> cycle qui correspond au premier enregistrement,

$n_{élé}$  est le nombre d'éléments de la zone d'intérêt (figure IV.9),  $n_{cycles}$  désignent le nombres de cycles correspondant aux enregistrements des données,  $\frac{\partial F_{LL}^i}{\partial \alpha_{LL}}$  désigne la variation de l'effort par rapport à  $\alpha_{LL}$  dans la direction longitudinale correspondant aux  $i$  enregistrement.

$$n_p = \left[ 3 * n_{élé} * n_{cycles} \right] + n_{cycles} \quad (4.34)$$

Deux jeux de paramètres initiaux ont été utilisés pour identifier les paramètres du modèle. Les résultats trouvés sont résumés dans le tableau IV.13. Les paramètres identifiés se répartissent en deux groupes : le premier groupe comporte 7 paramètres présentant un écart relatif  $< 5\%$  ( $\beta_{LL}$ ,  $\alpha_{TT}$ ,  $\beta_{TT}$ ,  $\delta_{TT}$ ,  $\alpha_{LT}$ ,  $\beta_{LT}$ ,  $\delta_{LT}$ ), un deuxième groupe comporte cinq paramètres présentant un écart relatif  $> 5\%$  ( $\delta_{LL}$ ,  $\lambda_{TT}$ ,  $\alpha_{LL}$ ,  $\lambda_{LL}$ ,  $\lambda_{LT}$ ), l'écart dépasse parfois 30%. Le temps de calcul est élevé pour identifier les douze paramètres.

Les résultats trouvés peuvent être améliorés. Des travaux sont en cours pour trouver la configuration d'essai qui permettra d'identifier les 12 paramètres à la fois. Il s'agit d'élargir la zone d'intérêt et d'augmenter le nombre des cycles.

**Tableau IV.13.** Résultats de l'identification à partir de deux jeux de paramètres initiaux

	Paramètres de références $p_{réf}$	Paramètres initiaux $p_1^0$	Paramètres identifiés $p_1^{identifiés}$	écart relatif
$\alpha_{LL}$	1 E-6	1,5 E-6	1,231 E-6	23,1%
$\beta_{LL}$	4,5	5	4,358	3,16%
$\lambda_{LL}$	2,5 E-3	2 E-3	2,23 E-3	10,8%
$\delta_{LL}$	0,28	0,3	0,2774	9,29%
$\alpha_{TT}$	4 E-2	4,5 E-3	3,88 E-2	3,00%
$\beta_{TT}$	3,2	3,5	3,183	0,53%
$\lambda_{TT}$	0,8	0,7	0,746	6,75%
$\delta_{TT}$	0,016	0,018	0,01572	1,75%
$\alpha_{LT}$	6 E-4	7 E-4	6,005 E-4	0,08%
$\beta_{LT}$	3,6	3,8	3,59	0,28%
$\lambda_{LT}$	0,0046	0,005	0,0031	32,6%
$\delta_{LT}$	1,4	1,5	1,404	0,29%
Fonction cout	2,703 E-8			

	Paramètres de références $p_{réf}$	Paramètres initiaux $p_1^0$	Paramètres identifiés $p_1^{identifiés}$	écart relatif
$\alpha_{LL}$	1 E-6	9 E-07	8,38 E-7	16,2 %
$\beta_{LL}$	4,5	5	4,621	2,69 %
$\lambda_{LL}$	2,5 E-3	1,5 E-3	1,315 E-3	47,4 %
$\delta_{LL}$	0,28	0,2	0,2818	0,643 %
$\alpha_{TT}$	4 E-2	3,5 E-2	4,055 E-2	1,38 %
$\beta_{TT}$	3,2	4	3,207	0,22 %
$\lambda_{TT}$	0,8	0,6	0,4999	37,5 %
$\delta_{TT}$	0,016	0,02	0,01979	23,7 %
$\alpha_{LT}$	6 E-4	2 E-4	6,003 E-4	0,05 %
$\beta_{LT}$	3,6	4,2	3,6015	0,04 %
$\lambda_{LT}$	0,0046	0,008	0,00481	4,57 %
$\delta_{LT}$	1,4	2	1,581	12,9 %
Fonction cout	1,51 E-8			

## IV.6 Conclusion

Deux stratégies d'identification ont été développées et proposées dans ce chapitre pour la détermination des paramètres du modèle d'endommagement. Les deux stratégies d'identification inverse sont basées sur l'algorithme de Levenberg-Marquardt. Elles ont permis d'identifier les 12 paramètres du nouveau modèle d'endommagement.

La première stratégie exploite la perte de module mesurée lors des essais de fatigue traction-traction en configuration homogène. Les essais de fatigue présentés dans le chapitre II ont été utilisés pour identifier les huit paramètres du modèle pour chaque matériau dans les deux directions (L et T). L'identification est basée sur la minimisation d'une fonction *objectif* construite en termes d'endommagement longitudinal  $d_{LL}$  et transversal  $d_{TT}$ .

La deuxième stratégie exploite les essais de fatigue en configuration hétérogène. Elle vise à identifier l'ensemble des paramètres du modèle en exploitant l'hétérogénéité de champs cinématiques. Cette deuxième stratégie a nécessité l'optimisation d'une configuration d'essai de fatigue hétérogène capable de générer une évolution spatio-temporelle des déformations  $(\varepsilon_{LL}, \varepsilon_{TT}, \varepsilon_{LT})$  et par conséquent une évolution des endommagements longitudinal, transversal et de cisaillement. L'évolution spatiale et temporelle des déformations permettent de considérer différents niveaux d'endommagement lors d'un seul essai hétérogène.

La stratégie d'identification à partir d'essais hétérogènes est fondée sur la minimisation d'une fonction objectif construite sur la base des champs de déformations  $(\varepsilon_{LL}, \varepsilon_{TT}, \varepsilon_{LT})$  et les efforts à la frontière  $\vec{F}$ .

Cette deuxième stratégie d'identification a été appliquée sur un espace artificiel de données expérimentales simulées. Dans un premier temps, elle a permis la détermination des quatre paramètres  $(\alpha_{LT}, \beta_{LT}, \lambda_{LT}, \delta_{LT})$  du modèle traduisant l'endommagement en cisaillement plan. Elle a été ensuite appliquée en vue de l'identification des douze paramètres du modèle en exploitant les champs cinématiques obtenus sur un seul essai hétérogène.

Si l'identification des paramètres  $(\alpha_{LT}, \beta_{LT}, \lambda_{LT}, \delta_{LT})$  a été appliquée avec succès même en présence d'un bruit de mesure, l'identification de l'ensemble des paramètres doit être améliorée. Cette amélioration consiste à enrichir la base d'intérêt et en augmentant le nombre de cycles d'acquisition des champs de déformation et des efforts à la frontière. Expérimentalement, ceci revient à élargir la zone de mesure des champs de déformation et l'augmentation du nombre d'acquisitions des cartographies des champs de déformation.

## CONCLUSION ET PERSPECTIVES

Les matériaux composites thermoplastiques possèdent des bonnes propriétés mécaniques leurs permettant d'atteindre des performances élevées en termes de durabilité et de dissipation d'énergie. Ces matériaux constituent une solution technologique de premier ordre pour la fabrication des pièces et composants fonctionnels ou de structure, notamment dans l'industrie automobile. La substitution des métaux et la fabrication des pièces de structures en composites thermoplastiques renforcés imposent aux départements de recherche et de développement des constructeurs automobiles à maîtriser les performances de ces matériaux en service. L'objectif des ingénieurs de l'industrie automobile est alors de disposer d'une base de lois de comportement leur permettant de minimiser les boucles essais-calculs et d'optimiser les phases de développement de véhicules.

Le travail abordé dans le cadre de cette thèse constitue une contribution à la compréhension et à la modélisation de la cinétique d'endommagement dans les thermoplastiques renforcés par des fibres de verre (PA6-GF30 et PP-GFL40) sous chargements cycliques. Il répond à une préoccupation majeure, de notre partenaire industriel, visant à disposer d'outils de simulation en vue d'une meilleure prédiction de la durabilité des équipements, soumis à des vibrations de roulage ou à des efforts répétés.

Deux approches complémentaires ont été développées lors de cette étude. La première est une approche expérimentale. Elle a permis de comprendre et de caractériser la cinétique d'évolution de l'endommagement dans les thermoplastiques renforcés par des fibres de verre. La deuxième approche développée consiste en la formulation d'une modélisation phénoménologique du cumul d'endommagement en fatigue sur la base des résultats expérimentaux. Le couplage et le dialogue entre les deux approches (expérimentale et de modélisation) ont permis de mettre en place deux stratégies d'identification inverse visant la détermination des paramètres du modèle d'endommagement proposé.

L'approche expérimentale dédiée à la caractérisation de l'endommagement dans les matériaux étudiés a nécessité la compréhension de l'effet du procédé de moulage par injection sur le comportement élastique endommageable. Les observations mésoscopiques, réalisées dans les trois directions des matériaux étudiés, ont montré que le procédé d'injection induit une microstructure particulière gouvernée par la direction d'écoulement de la résine (MFD : Mold Flow Direction). La répartition des fibres de verre dans l'épaisseur d'une plaque injectée est étroitement liée à la direction d'écoulement de la résine lors du moulage. Cette répartition des fibres dans l'épaisseur des plaques induit une différence sensible dans le comportement des matériaux étudiés entre la direction longitudinale (L) (direction de l'injection) et la direction transversale (T).

Les deux matériaux étudiés (PP-GFL40 et PA6-GF30) ont été testés en statique et en fatigue dans les deux directions (L et T). Les essais de traction en chargement quasi statique ont permis de déduire les caractéristiques et les propriétés mécaniques des deux matériaux dans les deux directions. Ces essais ont montré que les modules de Young caractérisant les matériaux dans la direction longitudinale sont approximativement deux fois plus élevés que ceux déterminés dans la direction transversale. Cette différence est inhérente à la répartition des fibres induite par le procédé de moulage par injection.

Les essais de traction avec relâchements élastiques ont permis de déduire l'évolution de l'endommagement et de déterminer un intervalle d'endommagement critique dans chaque direction et pour chaque matériau. Les intervalles d'endommagement critique désignent le niveau ultime que peut atteindre l'endommagement du matériau avant la rupture macroscopique.

Les essais de fatigue réalisés à différents niveaux de déformations imposées ont contribué à caractériser la cinétique d'endommagement dans les thermoplastiques renforcés de l'étude : le PP-GFL40 et le PA6-GF30. Il a été montré que la cinétique d'endommagement de ces composites évolue selon trois phases caractéristiques de l'endommagement en fatigue de composites à matrice thermoplastique. La première phase d'endommagement est gouvernée par un adoucissement du matériau. Elle se manifeste par une augmentation rapide de l'endommagement traduit par une perte de rigidité importante dès les premiers cycles de chargement. Au cours de la deuxième phase d'évolution, l'endommagement continue à croître mais avec une cinétique moins importante. Ce stade d'évolution est caractérisé par un endommagement qui se produit selon une cinétique très lente et quasiment constante. La troisième phase de l'évolution de l'endommagement est caractérisée quant à elle par une perte de rigidité importante inhérente à l'apparition des fissures macroscopiques engendrant la rupture de l'élément de volume. Ce stade est très difficile à mettre en évidence expérimentalement. Il se manifeste généralement par une cinétique très rapide avant la rupture macroscopique.

Les résultats de l'approche expérimentale ont alimenté les bases théoriques de la formulation d'une nouvelle modélisation phénoménologique de l'endommagement en fatigue intégrant les trois phases d'endommagement de composites thermoplastiques. L'endommagement anisotrope est modélisé à travers cinq variables :  $d_{LL}$ ,  $d_{TT}$ ,  $d_{LT}$ ,  $d_{LZ}$ ,  $d_{TZ}$ .

Dans le modèle proposé, la cinétique d'endommagement est traduite, pour chaque variable, par la somme de deux fonctions incrémentales. La première fonction, de type exponentielle, permet de traduire la première phase de la cinétique d'endommagement inhérente à l'adoucissement du matériau. La deuxième fonction est de type puissance et représente l'évolution de l'endommagement au cours de la deuxième et de la troisième phase. Cette nouvelle modélisation a permis de prédire l'évolution et le cumul d'endommagement au cours des cycles de fatigue. Les potentialités prédictives du modèle ont été également démontrées à travers la simulation de l'évolution de l'endommagement sous chargement cyclique à amplitudes variables ou dans le cas d'un chargement cyclique biaxial combiné ou séquentiel. Ce dernier aspect constitue un point très original de la modélisation proposée du fait de la capacité de prédire l'effet du trajet de chargement multiaxial sur l'évolution de l'endommagement.

Afin de cerner l'effet des paramètres de la loi d'endommagement, une analyse de sensibilité aux paramètres du modèle a été réalisée. Elle a contribué à optimiser la démarche expérimentale dédiée à l'identification des paramètres du modèle d'endommagement. Dans ce travail, deux stratégies d'identification inverse ont été développées pour la détermination des paramètres du modèle d'endommagement. La première stratégie exploite la perte de modules mesurés lors des essais de fatigue en **configuration homogène**. Les huit paramètres du modèle pour chaque matériau dans les deux directions (L et T) ont été identifiés en minimisant une fonction objectif exprimée en termes d'endommagements longitudinal ( $d_{LL}$ ) et transversal ( $d_{TT}$ ). La deuxième stratégie exploite les essais de fatigue en **configuration**

**hétérogène.** Celle-ci a été optimisée afin de générer une évolution spatio-temporelle des déformations. Les paramètres d'endommagement sont identifiés par minimisation d'une fonction *objectif* construite sur la base des champs de déformation et des efforts sur la frontière. Cette formulation de la fonction *objectif* a permis de vérifier les équations d'équilibre en volume et sur la frontière de la structure considérée.

Afin de tester la stabilité et la robustesse de la deuxième stratégie d'identification, celle-ci a été appliquée sur un espace artificiel de données expérimentales simulées et puis bruitées pour extraire les quatre paramètres traduisant l'endommagement en cisaillement plan. L'application à l'identification des douze paramètres a été menée. Néanmoins, compte tenu du nombre élevé des paramètres, la procédure d'identification devra être améliorée en élargissant la zone d'intérêt et en augmentant le nombre de cycles correspondant à l'acquisition des cartographies de déformation.

## Perspectives

Dans l'optique de progresser dans la compréhension et l'étude de l'endommagement en fatigue des thermoplastiques renforcés par des fibres de verre, certains points appellent à être approfondis.

### Concernant l'approche expérimentale

Afin de poursuivre la validation expérimentale des potentialités du nouveau modèle, il est envisagé de réaliser des essais de fatigue complémentaires. Ces essais seront pilotés en amplitudes variables, à différents niveaux d'efforts imposés et en sollicitations combinées ou séquentielles avec des changements de trajet de chargement. Les résultats de ces essais permettront de comprendre davantage la cinétique d'endommagement et son évolution suivant le type et l'amplitude du chargement appliqué. Ils permettront également de valider les résultats des simulations notamment en termes d'effets du trajet de chargement.

Dans la modélisation proposée, certains paramètres ne sont pas pris en compte, tels que : l'effet de la température, l'influence de la fréquence et du rapport de chargement. Dans cet optique, des essais de fatigue à différentes températures ou ayant des conditions différentes en termes de fréquences ou de rapports de chargement seront réalisés. Ces essais permettront d'enrichir la base de connaissances expérimentales en vue de cerner l'influence de ces paramètres sur le comportement avec endommagement des deux matériaux.

En ce qui concerne la stratégie d'identification basée sur les essais hétérogènes en fatigue, nous poursuivrons l'amélioration de l'algorithme inverse afin de pouvoir déterminer l'ensemble des paramètres du modèle. Dans ce sens, nous envisageons de réaliser des essais de fatigue sur la configuration de « Meuwissen » et d'effectuer l'acquisition de champs de déformation par la technique de corrélation d'images. Il sera judicieux d'élargir la zone d'intérêt en choisissant une zone présentant de meilleurs gradients de déformation et d'accroître le nombre d'acquisitions de cartographies des déformations et des efforts.

### Concernant l'approche de modélisation de l'endommagement

Une des perspectives immédiates sur le plan de la modélisation serait de démontrer la capacité du nouveau modèle à simuler les surfaces de charges d'iso-endommagement dans l'espace des contraintes. L'évolution de ces surfaces d'iso-endommagement contribuera à la formulation d'un critère d'endommagement en fatigue multiaxiale pour les matériaux étudiés.

Par ailleurs, le modèle proposé est développé dans le cadre du comportement élastique endommageable. Il paraît intéressant de le généraliser au comportement viscoélastique endommageable. Ceci nécessitera l'intégration de l'effet de la vitesse ou de la fréquence du

chargement et de la température. Un troisième point aussi intéressant, serait de pouvoir intégrer le comportement viscoplastique de la matrice thermoplastique en vue de la modélisation du comportement viscoplastique-endommageable dans le cadre de la fatigue oligocyclique.

Enfin, dans l'optique d'enrichir la modélisation proposée, il serait intéressant de pouvoir la coupler aux codes de simulation du moulage par injection de composites thermoplastiques. Ces derniers permettent de prédire la répartition des fibres dans la matrice et par conséquent la répartition spatiale des propriétés mécaniques dans la structure en fonction des paramètres du procédé d'injection. Cette démarche intégrée permet alors de refléter aussi bien les effets de la microstructure du matériau que ceux de la structure sous chargement cyclique localement multiaxial. Les prédictions de la durabilité sont alors effectuées sur la base de la microstructure du matériau en relation implicite avec les paramètres appropriés du procédé d'injection. Réciproquement, par une approche inverse, il est possible également d'optimiser l'influence de la répartition des fibres en vue d'une application structurelle particulière dictée par le cahier des charges en termes de tolérance à l'endommagement par fatigue. Un retour vers le procédé sera donc possible aboutissant ainsi à une interaction : microstructure - procédé d'injection - durabilité.

## Références Bibliographiques

- [1] **A. Giogosa. (1992)**  
« Les composites dans l'industrie automobile ». Techniques de l'ingénieur.
- [2] **G. Maeder. (2003)**  
« De la difficulté d'introduire des polymères et composites dans l'industrie automobile ».
- [3] **Jean-Baptiste Vasselle. (2004)**  
« L'injection s'adapte aux fibres de verre longues », VEHICLE NEWS N ° 282 novembre 2004.
- [4] **Agassant J.F. and Avenas P. and Sergent J.P. and Vergnes B. and Vincent M. (1996)**  
« La mise en forme des matières plastiques ». Chapter 6, pages 394-425.  
Technique & documentation, 1996. 3ième édition, revue et augmentée.
- [5] **A. Rejeb. (2007)**  
« Simulation numérique de l'orientation de fibres en injection de thermoplastique renforcé ». Thèse en mécanique et matériaux, Ecole Nationale Supérieure Des Mines De Paris, 04 décembre 2007.
- [6] **D. D. Bensahkoun. (2007)**  
« Prediction des propriétés thermoplastiques d'un composite injecté et chargé de fibres courtes ». Thèse en mécanique et matériaux, Ecole Nationale Supérieure d'Arts et Métiers, 10 mars 2006.
- [7] **Alexandra Megally. (2005)**  
« Etude et modélisation de l'orientation de fibres dans des thermoplastiques renforcés ». Thèse Sciences et Génie des matériaux, Ecole Nationale Supérieure Des Mines De Paris, 13 Juillet 2005.
- [8] **A. Bernasconi, P. Davoli, A. Basile, A. Filippi. (2007)**  
« Effect of fibre orientation on the fatigue behaviour of a short glass fibre reinforced polyamide-6 », International Journal of Fatigue 29 (2007) 199–208.
- [9] **Paul LUCAS et Guy ZANELLA.**  
« Mise en oeuvre des composites TP, Compounds à fibres courtes et longues » techniques d'ingénieurs.
- [10] **F. Meraghni, M.L. Benzeggah. (1995)**  
« Micromechanical modelling of matrix degradation in randomly oriented discontinuous-fibre composites ». Composites Science and Technology, vol. 55, pp. 171-186.
- [11] **F. Meraghni, C. J. Blakeman, M.L. Benzeggah. (1996).**  
« Effect of interfacial decohesion on stiffness reduction in random discontinuous fibre composites containing matrix microcracks ». Composites Science and Technology, vol. 56, Issue 5, pp. 541-555.

- [12] **E Cornelia Demers. (1998)**  
« Tension-Tension axial fatigue of E-glass fiber-reinforced polymeric composites: fatigue life diagram». *Construction and Building Materials*, vol. 12, pp. 303-310.
- [13] **A.Gagel, B.Fiedler, K. Schulte. (2006)**  
« On modelling the mechanical degradation of fatigue loaded glass-fibre non-crimp fabric reinforced epoxy laminates». *Composites Science and Technology* 2006; 66: 657-664.
- [14] **Ye Lin. (1989)**  
« On fatigue damage accumulation and material degradation in composite materials». *Composites Science and Technology*, vol. 36, pp. 339-350.
- [15] **M. Matsuda, Y. Ikai. (1989)**  
« Fatigue life prediction from the viewpoint of internal stress and effective stress». *International Journal of Fatigue*, vol. 11, Issue 3, pp. 187-192.
- [16] **M.A. Miner. (1945)**  
« Cumulative damage in fatigue». *Journals of Applied Mechanics*, vol. 67, pp. 159-164.
- [17] **A. SEDRAKIAN. (2000)**  
« Contribution à la modélisation du comportement en fatigue des pièces composites stratifiés ». Thèse de doctorat, Ecole Supérieure d'Arts et Métiers, Centre Paris, 2006.
- [18] **Y.N. Rabotnov. (1969)**  
« Creep Problems in structural Members North Holland». Amsterdam.
- [19] **L. M. Kachanov. (1986)**  
« Introduction to continuum damage mechanics». Martinus Nijhoff, the Netherlands.
- [20] **J. L. Chaboche. (1974)**  
« Une loi différentielle d'endommagement de fatigue avec cumulation non linéaire ». *Revue française de mécanique*, N°50-51, 1974. "A differential law for non linear cumulative fatigue *damage*", *Materials and Building Research*. Paris Institut technique du bâtiment et des travaux publics. *Annales de l'UTBTP*. HS N°39, pp. 117-124.
- [21] **J. Lemaitre., J.L. Chaboche. (2001)**  
« Mécanique des matériaux solides ». Edition Dunod, Paris 2001.
- [22] **J. Lemaitre., J.L. Chaboche. (1978)**  
« Aspect phénoménologique de la rupture par endommagement ». *Journal Mécanique Appliquée*, vol. 2(3), pp. 317-365, 1978.
- [23] **J. Lemaitre., J.L. Chaboche. (1990)**  
« Mechanics of solid materials». Trans. B. Shivrastava. Cambridge University Press Cambridge, UK, 1990.
- [24] **J. L. Chaboche. (2008)**  
« A review of some plasticity and viscoplasticity constitutive theories». *International Journal of Plasticity*, vol. 24, Issue 10, pp. 1642-1693.

- [25] **L. YE. (1989)**  
 « On fatigue damage accumulation and material degradation in composite materials». Composites Sciences and Technology, vol. 36, pp. 339-350.
- [26] **S. Lee, T. Nguyen, T. Chuang. (2003)**  
 « Model of fatigue damage in strain-rate-sensitive composite materials». Journal of Materials Research, vol. 18, No. 1, pp.77-80.
- [27] **W. Van Paepegem, J. Degrieck. (2002)**  
 «A new coupled approach of residual stiffness and strength for fatigue of fibre-reinforced composites». International Journal of Fatigue, vol. 24, pp. 747–762.
- [28] **W. Van Paepegem, J. Degrieck. (2002)**  
 « Coupled residual stiffness and strength model for fatigue of fibre-reinforced composite materials». Composites Science and Technology, Volume 62, Issue 5, , Pages 687-696
- [29] **W. Van Paepegem, J. Degrieck. (2003)**  
 « Modelling damage and permanent strain in fibre-reinforced composites under in-plane fatigue loading». Composite Sciences and Technology, vol. 63, pp. 677-694.
- [30] **A. Alliche. (2004)**  
 « Damage model for fatigue loading of concrete». International Journal of Fatigue, vol. 26, pp. 915-921.
- [31] **P. Ladevèze, E. Le Dantec. (1992)**  
 « Damage modelling of the elementary ply for laminated composites». Composites Science and Technology, vol. 43, pp. 257-67.
- [32] **A.Sedrakian, T.Ben Zineb, J.L.Billoet. (2002)**  
 « Contribution of industrial composite parts to fatigue behaviour simulation». International Journal of Fatigue, pp. 307-318.
- [33] **K. Ngarguededjim. (2003)**  
 « Contribution à l'étude des lois d'endommagement en fatigue». Thèse de doctorat de l'INSA de Lyon, 2003.
- [34] **H. Nouri, F. Meraghni, P. Lory. (2008)**  
 « Fatigue damage model for injection-molded short glass fibre reinforced». International Journal of Fatigue, Volume 31, Issue 5, Pages 934-942, May 2009.
- [35] **H.T. Hahn, J. Erikson (1977)**  
 « Characterization of composite laminates using tubular specimens». Report AFML-TR-77-144 (Air force material laboratoey, Wright Patterson Air Force Base, OH, USA), 1977.
- [36] **P.C. Chou, R. Croman (1979)**  
 « Composite materials, testing and design». ASTM STP 674, 1979, p 431-454.
- [37] **J.M. Whitney (1981)**  
 « Fatigue of fibrous composite materials». 1981, Vol. 21, p 2-13.

- [38] **G.P. Sendeckyj (1981)**  
« Test methods and allowable for fibrous composites ». ASTM STP 734, 1981, p 245-260.
- [39] **J.N Yang (1977)**  
« Composite materials, testing and design ». ASTM STP 617, 1977, p 272-295.
- [40] **W.W. Stinchcomb, K.L. Reifsneider (1986)**  
« Composite materials, fatigue and fracture ». ASTM STP 907, 1986, p 298-313.
- [41] **I.M. Daniel, A. Charewicz (1986 a.)**  
« Engineering fracture mechanics ». Vol 25, P. 793-808.
- [42] **I.M. Daniel, A. Charewicz (1986 b.)**  
« Composite materials, fatigue and fracture ». ASTM STP 907, 1986, p 274-297.
- [43] **A. Rotem, H.G. Nelson (1981)**  
« Fatigue of fibrous composite materials ». ASTM STP 723, 1981, p 152-173.
- [44] **H.W. Whitworth (1981)**  
« Fatigue of fibrous composite materials ». ASTM STP 723, 1981, p 133-151.
- [45] **S.M. Spearing, P.W.R. Beaumont (1982)**  
Composites sciences and Technology, 1982, Vol. 44, P. 299-307.
- [46] **B. Harris et col. (1986)**  
« Proceedings of the institution of mechanical engineers, part c: Mechanical engineering science ». Vol. 200nC3, P. 155-166.
- [47] **D.F. Sims, V.H. Brogdon (1977)**  
« Fatigue of filamentary materials ». ASTM STP 636, 1977, p 185-205.
- [48] **P. Ladeveze (1986)**  
« Sur la mécanique de l'endommagement des composites ». Comptes rendu des JNC 5.
- [49] **P. Ladeveze, Le Dantec (1993)**  
« Une nouvelle approche des composites par la mécanique de l'endommagement ». ENS CACHAN, Avril 1993.
- [50] **C. Linhone (1996)**  
« Un modèle de comportement élastoplastique endommageable pour les structures composites stratifiés ». La recherche Aérospatiale, 1996, N° 2.
- [51] **A. Thionnet (1991)**  
« Endommagement dans les matériaux composites stratifiés », Thèse de doctorat, Paris VI, 1991.
- [52] **F. Devries (1990)**  
« Une approche micro-macro de l'endommagement de fatigue des composites unidirectionnels ». Fatigue des matériaux composites à matrice organique, AMAC, 1990, P. 64-72.

- [53] **M. Bonnet, H.D. Bui et A. Constantinescu (2003)**  
« Principes variationnels et exploitation de mesures de champs en élasticité ». Mécanique et Industrie, 4 :687-697, 2003.
- [54] **S. Avril, F. Pierron et M. Grédiac. (2004)**  
« Evaluation de l'identifiabilité d'une loi de comportement anisotrope par la méthode des champs virtuels ». Proceedings Colloque Photomécanique, pages 57-64, 2004.
- [55] **C.P. Burger. (1987)**  
« Photoelasticity ». Handbook on experimental mechanics, Prentice-hall Inc., Englewood Cliffs, New Jersey, 1987.
- [56] **H. Chalal. (2005)**  
« Identification numérique et expérimentale de lois de comportement non-linéaires de matériaux composites à partir de mesures de champs cinématique ». Thèse de doctorat, Ecole Supérieure d'Arts et Métiers, Centre de Chalons en Champagne, 2005.
- [57] **H. Chalal, S. Avril, F. Pierron et F. Meraghni. (2006)**  
« Experimental identification of a nonlinear model for composites using the grid technique coupled to the virtual fields method ». Composite Part A, 37 :315-325, 2006.
- [58] **D. Claire, F. Hild et S. Roux. (2002)**  
« Identification of damage fields using kinematic measurements ». Comptes rendus Mécanique, 330 :729-734, 2002.
- [59] **D. Claire, S. Roux et F. Hild. (2003)**  
« Identification de conductivités thermique et de propriétés élastique locales par analyse de champs- Identification of thermal conductivities and elastic properties by field analyses ». Mécanique et Industries, 4(6) :655-665, 2003.
- [60] **A. Constantinescu. (1995)**  
« On the identification of elastic moduli from displacement-force boundary measurements ». Inverse Problems in Engineering, 1:293-315, 1995.
- [61] **P. Feissel et O. Allix. (2007)**  
« Modified constitutive relation error identification strategy for transient dynamics with corrupted data : The elastic case ». Comput. Methods Appl. Mech. Engrg, 196: 1968-1983, 2007.
- [62] **M. Fremond et S. Miyazaki. (1996)**  
« Shape memory alloys ». Edition Springer, 1996.
- [63] **F. Falk. (1990)**  
« Pseudoelastic stress-strain curves of polycrystalline shape memory alloys calculated from single crystal data ». Int. J. Eng. Sci, 27 (3) :277-284, 1990.
- [64] **X. Gao et L.C. Brinson. (2000)**  
« A multivariant micromechanical model for SMAs Part 1. Crystallographic issues for single crystal model ». International Journal of Plasticity, 16 :1345-1369, 2000.

- [65] **A Gavrus, E. Massoni et J.L. Chenot. (1999)**  
 « The rheological parameter identification formulates as an inverse finite element problem ». *Inverse Problem in Engineering*, 7 : 1-41, 1999.
- [66] **Y. Gillet, E. Patoor et M. Berveiller. (1998)**  
 « Du micro au calcul de structure, le cas de la superélasticité ». *Revue européenne des éléments finis*, 7 (8) :137-164, 1998.
- [67] **J. W. Goodman. (1975)**  
 « Statistical properties of laser speckle patterns, in : Dainty J.C. (eds.) ». *Laser spekle and relates phenomena*, Springer Verlag, 9 :9-75, 1975.
- [68] **M. Grédiac. (1996)**  
 «On the direct determination of invariant parameters governing anisotropic plate bending problems ». *International Journal of Solids and Structures*, 33(27) : 3969-3982, 1996.
- [69] **M. Grédiac et F. Pierron. (2006)**  
 « Applying the Virtual Fields Method to the identification of elasto-plastic constitutive parameters ». *International Journal of Plasticity*, 22(4) :602-627, 2006.
- [70] **M. Grédiac, E. Toussaint et F. Pierron (2002)**  
 « Special virtual fields for the direct determination of material parameters with the virtual fields method. Part 1- Principle and definition». *International Journal of Solids and Structures*, 39 :2691-2705, 2002.
- [71] **K. Hatanaka, T. Fujimitsu et H. Inoue. (1992)**  
 « A measurement of three-dimensional strains around a creep-crack tip ». *Optics and lasers in Engineering*, 32(3) : 211-217, 1992.
- [72] **R. Hill. (1965)**  
 «A self consistent mechanics of composite materials». *Z. Mech. Phys. Solids*, 13 : 213-222, 1965.
- [73] **E. Hérippe, M. Dexet, J. Crépin, L. Gélébart, A. Roos, M. Bornert et D. Caldemaison. (2007)**  
 « Coupling between experimental measurements and polycrystal finite element calculations for micromechanical study of metallic materials ». *International Journal of Plasticity*, 23 :1512-1539, 2007.
- [74] **F. Hild, B. Raha, M. Baudequin, S Roux et F Cantelaube. (2002)**  
 « Multiscale displacement field measurement of compressed mineral-wool samples by digital image correlation». *Applied Optics*, 41 (32) :6815-5828, 2002.
- [75] **E. Kroner. (1958)**  
 « Berechnung der elastischen Konstanten des Vielkristalls aus des Konstanten des Einkristalls». *Z. Phys.*, 151 :504-518, 1958.
- [76] **Z.K. Lu et G.J. Weng. (1998)**  
 « Self-consistent model for the stress-strain behavior of shape-memory alloy polycrystal ». *Acta Metall*, 46 (15) :5423-5433, 1998.

- [77] **C. Niclaey, T. Ben Zineb, S. Arbab-Chirani et E. Patoor. (2002)**  
 « Determination of the interaction energy in the martensitic state ». *International Journal of Plasticity*, 18:1619-1647, 2002.
- [78] **E. Soppa, P. Doumalin, P. Binkele, T. Wiesendanger, M. Bornert et S. Schmauder. (2001)**  
 « Experimental and numerical characterisation of in-plane deformation in two-phase materials ». *Computational Materials Science*, 21 (3): 261-275, 2001.
- [79] **D. C. Lagoudas et Z. Bo. (1999)**  
 « Thermomechanical modeling of polycrystalline SMAs under cyclic loading, Part II : material characterization and experimental results for a stable transformation cycle ». *International Journal of Engineering Science*, 37:1141-1173, 1999.
- [80] **P. Feissel et O. Allix. (2007)**  
 « Modified constitutive relation identification strategy for transient dynamics with corrupted data : The elastic case ». *Comput. Methods Appl. Mech. Engrg.* 196:1986-1983, 2007.
- [81] **Tsai SW, Wu EM. (1971)**  
 « A general theory of strength for anisotropic materials ». *Journal of Composite Materials* 1971; 5:58–80.
- [82] **Wu EM. (1972)**  
 « Optimal experimental measurements of anisotropic failure tensors ». *Journal of Composite Materials* 1972;6:472–89.
- [83] **Liu K-S, Tsai SW. (1998)**  
 « A progressive quadratic failure criterion for a laminate ». *Composites Science and Technology* 1998;58:1023–32.
- [84] **P. De ROO, B. Paluche. (1986)**  
 « Etude expérimentale et modélisation de l'endommagement en fatigue d'un composite unidirectionnel ». JNC, 1986.
- [85] **H.Q. Chang, F. Sidoroff. (1980)**  
 « A model for fatigue damage application to unidirectional composite ». référence absente, 1980.
- [86] **Yannick TILLIER (1998)**  
 « Identification par analyse inverse du comportement mécanique des polymères solides ; applications aux sollicitations multiaxiales et rapides » Thèse de doctorat de L'Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris, 1998
- [87] **F. Meraghni, M.L. Benzeggah,**  
 “Micromechanical modelling of matrix degradation in randomly oriented discontinuous-fibre composites”, *Composites Science and Technology*, 1995; 55: 171-186.

- [88] **F. Meraghni, C. J. Blakeman, M. L. Benzeggah. (1996)**  
“Effect of interfacial decohesion on stiffness reduction in random discontinuous fibre composites containing matrix microcracks”, *Composites Science and Technology*, 1996; 56, Issue 5, 541-555.
- [89] **Alain Gerard, Stéphane Baste (1994)**  
“A constitutive relation for microcracked materials including the effects of microcrack opening-closing” *International Journal of Engineering Science*, Volume 32, Issue 4, April 1994, Pages 557-567.
- [90] **J.P. Dumont, P. Ladeveze, M. Poss, Y. Remond (1987)**  
“Damage mechanics for 3-D composites”. *Composite Structures*, Volume 8, Issue 2, 1987, Pages 119-141.
- [91] **Ramesh Talreja (1986)**  
“Stiffness properties of composite laminates with matrix cracking and interior delamination” *Engineering Fracture Mechanics*, Volume 25, Issues 5-6, 1986, Pages 751-762.
- [92] **Bernard Budiansky, Richard J. O'connell (1976)**  
“Elastic moduli of a cracked solid” *International Journal of Solids and Structures*, Volume 12, Issue 2, 1976, Pages 81-97.
- [93] **E. Hervé, A. Zaoui (1995)**  
“Elastic behaviour of multiply coated fibre-reinforced composites” *International Journal of Engineering Science*, Volume 33, Issue 10, August 1995, Pages 1419-1433.
- [94] **F. Lene, D. Leguillon (1982)**  
“Homogenized constitutive law for a partially cohesive composite material” *International Journal of Solids and Structures*, Volume 18, Issue 5, Pages 443- 458.
- [95] **M.H.H Meuwissen (1998)**  
“An inverse method for the mechanical characterization of metals”. Thèse de doctorat, Eindhoven University of Technology, the Netherlands.
- [96] **M.H.H Meuwissen, C.W.J. Oomens, F.P.T. Baaijens, R. Pettreson et J.D. Janssen (1998)**  
“Determination of the elasto-plastic properties of aluminium using a mixed numerical-experimental method”. *Journal of Materials Processing Technology*. 75:204-211.

- [97] **Y. Panier (2006)**  
« Identification de paramètres élastoplastiques par des essais statiquement indéterminés: mise en œuvre expérimentale et validation de la méthode des champs virtuels ». Thèse de doctorat, Ecole Nationale Supérieure d'Arts et Métiers, Centre de Chalons en Champagne.
- [98] **D. W. Marquardt (1963)**  
« An algorithm for least-squares estimation of non-linear parameters ». *Journals on Applied Mathematics*, volume 11, p 431-441, 1963.
- [99] **R. Forestier (2004)**  
« Développement d'une méthode d'identification de paramètres par analyse inverse couplée avec un modèle éléments finis 3D », Thèse de doctorat, Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris.
- [100] **Y. Payendeh, F. Meraghni, E. Patoor, A. Eberhardt (2009)**  
« Effect of martensitic transformation on the debonding propagation in Ni–Ti shape memory wire composite », *Materials Science and Engineering*, doi:10.1016/j.msea.2009.04.019
- [101] **K. Levenberg (1944)**  
« A method for the solution of certain non-linear problems in least squares », *Quarterly of Applied Mathematics*, vol. 2, pages 164–168, 1944.
- [102] **B.M. Sadeghi (2009)**  
« Identification de lois de comportement à partir de mesures de champs cinématiques dans le cas de chargements complexes Application à la mise en forme des aciers TRIP », soutenance de thèse prévu septembre 2009.
- [103] **T. Merzouki (2008)**  
« Identification expérimentale et modélisation du comportement d'un multicrista en alliage à mémoire de forme », thèse de doctorat, ARTS et METIERS PARIS TECH, Centre de Metz, décembre 2008.
- [104] **C. Moreau (2000)**  
« Etude expérimentale et numérique de l'hyperélasticité avec prise en compte de la compressibilité. – Identification paramétrique inverse. – Application aux élastomères compacts : polychloroprène, mélanges à base de caoutchouc naturel ». Thèse de doctorat, UNIVERSITE DE BRETAGNE SUD, (2000).
- [105] **M. Bonnet, B.D. Bui, A. Constantinescu (2003)**  
« Principes variationnels et exploitation de mesures de champs en élasticité ». *Mécanique et Industries* 4 (2003) 687-697.
- [106] **M. Bonnet, A. Constantinescu (2005)**  
« Inverse problems in elasticity ». *Inverse Problems* 21 (2005).
- [107] **C.M. Sonsino a, E. Moosbrugger (2008)**  
« Fatigue design of highly loaded short-glass-fibre reinforced polyamide parts in engine compartments ». *International Journal of Fatigue* 30 (2008) 1279–1288.

- [108] **C.M. Sonsino (2009)**  
« Effect of residual stresses on the fatigue behaviour of welded joints depending on loading conditions and weld geometry ». *International Journal of Fatigue* 31 (2009) 88–101.
- [109] **D. Radaj, C.M. Sonsino, W. Fricke**  
« Recent developments in local concepts of fatigue assessment of welded joints ». *International Journal of Fatigue* 31 (2009) 2–11.
- [110] **C.M. Sonsino (2007)**  
« Course of SN-curves especially in the high-cycle fatigue regime with regard to component design and safety ». *International Journal of Fatigue* 29 (2007) 2246–2258.
- [111] **C.M. Sonsino (2009)**  
« Multiaxial fatigue assessment of welded joints Recommendations for design codes ». *International Journal of Fatigue* 31 (2009) 173–187.
- [112] **A. Goela, K.K. Chawlaa, U.K. Vaidyaa, N. Chawlab, M. Koopmana (2009)**  
« Characterization of fatigue behavior of long fiber reinforced thermoplastic (LFT) composites ». *Materials Characterization* 60 (2009) 537–544.
- [113] **T. Yuanjian, D.H. Isaac (2008)**  
« Combined impact and fatigue of glass fiber reinforced composites ». *Composites: Part B* 39 (2008) 505–512.
- [114] **A. Pegoretti, T. Ricco (1999)**  
« Fatigue crack propagation in polypropylene reinforced with short glass fibres ». *Composites Science and Technology* 59 (1999) 1055–1062.
- [115] **A. Karolczuk, Y. Nadot, A. Dragon (2008)**  
« Non-local stress gradient approach for multiaxial fatigue of defective material ». *Computational Materials Science* 44 (2008) 464–475.

## ANNEXES :

Tableau I. propriétés et caractéristiques du PA6-GF30.

Ultramid® grades			B3EG6
<b>Typical values at 23 °C <sup>1)</sup></b>			
<b>Unit</b>			
<b>Features</b>			
Symbol	–		PA6-GF30
Density	g/cm <sup>3</sup>		1.36
Viscosity number (Solution 0.005 g sulfuric acid/ml )	ml/g		140
Water absorption, saturation in water at 23°C	%		6.3-6.9
Moist. absorpt., saturat. in standard cond. atmo. 23°C/50% r.h.	%		1.9-2.3
<b>Processing</b>			
Melting point, DSC	°C		220
Melt volume rate MVR 275/5	cm <sup>3</sup> /10 min		50
Melt temperature range, injection molding/extrusion	°C		270-290
Mold temperature range, injection molding	°C		80-90
Molding shrinkage, restricted <sup>5)</sup>	%		0.35
<b>Flammability</b>			
Test according to UL-Standard at d = 1.6 mm thickness	Klasse		HB
Motor vehicle Safety Standard test: thickness ≥ 1 mm	–		+
<b>Mechanical Properties</b>			
Tensile Modulus of elasticity	MPa		9500/6200
Tensile stress at yield (v=50 mm/min), tensile stress at break (v=5 mm/min)*	MPa		185*/115*
Elongation at yield (v=50 mm/min)	%		
Elongation at break*	%		3.5*/8*
Tensile creep modulus, 1000 h, elongation ≤ 0.5%, +23°C	MPa		
Flexural modulus	MPa		8600/5000
Flexural stress at max. force	MPa		270/180
Charpy impact strength <sup>2)</sup>	+23°C	kJ/m <sup>2</sup>	95/110
Charpy impact strength	-30°C	kJ/m <sup>2</sup>	80
Charpy notched impact strength <sup>2)</sup>	+23°C	kJ/m <sup>2</sup>	15/30
Charpy notched impact strength	-30°C	kJ/m <sup>2</sup>	11
Izod notched impact strength 1A <sup>2)</sup>	+23°C	kJ/m <sup>2</sup>	15/20
Izod notched impact strength 1A	-30°C	kJ/m <sup>2</sup>	
<b>Thermal properties</b>			
Heat distortion temperature under 1.8 MPa load (HDT A)	°C		210
Heat distortion temperature under 0.45 MPa load (HDT B)	°C		220
Max. service temperature, up to a few hours <sup>1)</sup>	°C		200
Temp. index for 50% loss of tensile strength after 20000h/5000h	°C		135/165
Coefficient of linear expansion, longit./transv. (23-80)°C	10 <sup>-4</sup> /K		0.2-0.25/0.6-0.7
Thermal conductivity	W(m · K)		0.36
Specific heat capacity	J(kg · K)		1500
<b>Electrical properties</b>			
Dielectric constant at 1 MHz	–		3.8/6.8
Dissipation factor at 1 MHz	10 <sup>-4</sup>		230/2200
Volume resistivity	Ω · m		10 <sup>13</sup> /10 <sup>10</sup>
Surface resistivity	Ω		10 <sup>12</sup> /10 <sup>10</sup>
Comparative tracking index CTI, test solution A	–		575

Tableau II. Propriétés du PP-GFL40

**SABIC® STAMAX 40YM240****PP long glass fiber reinforced for Injection moulding****Description:**

SABIC® STAMAX 40YM240 is a 40% long glass fiber reinforced grade with improved flow properties (12 mm glass fiber length). The glass fibres are chemically coupled to the PP matrix, resulting in high stiffness and strength.

**Typical values**

Revision 20051013

Properties	Unit (SI)	Values	Testmethods
<b>Polymer properties</b>			
Density	kg/m <sup>3</sup>	1220	ISO 1183
Glass fibre content	%	40	ISO 3451
Glass fibre length	mm	12	SABIC method
PP matrix	-	Hopol	-
Coeff. of linear thermal expansion -30 °C to 30 °C	E-6/K	-	ASTM D 696
<b>Mechanical properties</b> <sup>1)</sup>			
Tensile modulus			ISO 527/1B
at 23 °C	MPa	9400	
at 80 °C	MPa	6500	
at 120 °C	MPa	4150	
Tensile strength			ISO 527/1B
at 23 °C	MPa	121	
at 80 °C	MPa	75	
at 120 °C	MPa	43	
Tensile elongation at break			ISO 527/1B
at 23 °C	%	2.2	
Flexural modulus			ISO 178
at 23 °C	MPa	7850	
at 80 °C	MPa	5550	
Flexural strength			ISO 178
at 23 °C	MPa	184	
at 80 °C	MPa	102	
Charpy impact notched			ISO 179/1eA
at 23 °C	kJ/m <sup>2</sup>	22	
at -30 °C	kJ/m <sup>2</sup>	28	
Charpy impact unnotched			ISO 179/1eU
at 23 °C	kJ/m <sup>2</sup>	57	
at -30 °C	kJ/m <sup>2</sup>	53	
Falling dart			ISO 6603-2
total energy at 23 °C	J/mm	7.0	
total energy at -40 °C	J/mm	8.0	
<b>Thermal properties</b>			
Heat deflection temperature at 1.80 MPa (HDT/A)	°C	159	ISO 75/A

**Résumé :** Les matériaux composites thermoplastiques constituent une solution technologique de premier ordre pour la fabrication de pièces et de composants fonctionnels ou de structure notamment pour l'industrie automobile.

Le travail abordé dans le cadre de cette thèse constitue une contribution à la compréhension et à la modélisation de la cinétique d'endommagement dans les thermoplastiques renforcés par des fibres de verre courtes (PA6-GF30) et longues (PP-GFL40) sous chargement cyclique. Il a permis de développer et d'identifier un modèle d'endommagement en fatigue intégrant la cinétique de dégradation spécifique aux thermoplastiques renforcés.

Deux approches complémentaires ont été développées dans de cette étude. La première est une approche expérimentale dédiée à la caractérisation de l'endommagement dans les matériaux étudiés en tenant compte de l'effet du procédé de moulage par injection sur le comportement élastique endommageable. Les résultats de l'approche expérimentale ont alimenté les bases théoriques de la deuxième approche proposant une formulation d'un modèle phénoménologique d'endommagement en fatigue. Le modèle intègre les trois phases d'endommagement des composites thermoplastiques traduites phénoménologiquement par une cinétique d'évolution de cinq variables d'endommagement.

Deux stratégies d'identification inverse ont été développées pour la détermination des paramètres du modèle d'endommagement. La première stratégie exploite la perte de modules mesurée lors des essais de fatigue en configuration homogène. La deuxième stratégie exploite les essais de fatigue en configuration hétérogène. Celle-ci a été optimisée afin de générer une évolution spatio-temporelle des déformations. Les paramètres d'endommagement sont identifiés par minimisation d'une fonction objectif construite sur la base des champs de déformations hétérogènes et des efforts à la frontière.

Les essais de fatigue réalisés à différents niveaux de déplacements imposés ont permis de valider expérimentalement le modèle d'endommagement développé. Les potentialités prédictives du modèle ont été également démontrées à travers la simulation de l'évolution de l'endommagement sous chargement cyclique à amplitudes variables ou dans le cas d'un chargement cyclique biaxial combiné ou séquentiel. Ce dernier aspect permis de démontrer la capacité du modèle à prédire l'effet du trajet de chargement multiaxial sur l'évolution de l'endommagement en fatigue dans les thermoplastiques renforcés.